

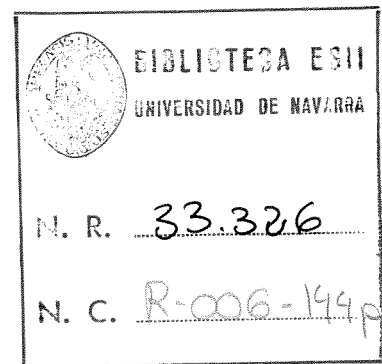
Anales de Mecánica de la Fractura

TEXTO DE LAS COMUNICACIONES PRESENTADAS EN EL

**XVI ENCUENTRO DEL
GRUPO ESPAÑOL DE FRACTURA**

*Torremolinos
14, 15 y 16 de abril de 1999*

**ANALES DE
MECÁNICA DE LA FRACTURA**



NUMERO 16, AÑO 1999

Editado: Secretaría del Grupo Español de Fractura

Imprime: Centro de Ediciones de la Diputación de Málaga

Depósito Legal: MA-384-99

EDITORIAL

Con ocasión del XVI Encuentro del Grupo Español de Fractura nos reunimos este año en Torremolinos (Málaga). Son ya más de tres lustros en los que nuestros encuentros itinerantes han ido creciendo no sólo en la cantidad de las comunicaciones sino en la calidad de los trabajos presentados. El presente volumen de ANALES DE MECANICA DE LA FRACTURA contiene más de 70 comunicaciones además de las conferencias invitadas.

El tema elegido para este Encuentro es el de *Fatiga con Cargas Variables*. Se ha contado con la colaboración de personalidades de reconocido prestigio en este campo que nos han brindado sus experiencias y conocimientos: Dr. Richard Corran (Rolls-Royce), Dr. Neil Bishop (MacNeal-Schwendler), Dr. James Newman (NASA) y Dr. Jaime Domínguez (Universidad de Sevilla), a los cuales queremos agradecer su asistencia y colaboración en la redacción de la pequeña monografía con la que se inician estos Anales.

También queremos agradecer la colaboración de todos los asistentes y autores, sin cuyo trabajo no sería posible la celebración de estas reuniones. En particular, su esfuerzo para redactar y enviar en los tiempos establecidos las comunicaciones presentadas.

Por otra parte confiamos en que el intercambio de ideas nos ayude a seguir progresando en el conocimiento de esta disciplina, cuyo interés y utilidad todos compartimos. También deseamos que la estancia de todos los asistentes sea lo más provechosa posible y que la convivencia de esta reunión de amigos perdure en nuestro recuerdo.

Los editores quieren hacer constar su agradecimiento a todas las entidades colaboradoras en este evento; en primer lugar a la Universidad de Málaga organizadora y anfitriona del encuentro. A la E.T.S.I.I. y a la E.U.P. Al Ministerio de Educación y Cultura. A la Consejería de Educación de la J. A. Al Colegio de Ingenieros Industriales. Al Colegio de Ingenieros Técnicos Industriales, y a REGO & CIA. por su apoyo financiero.

Torremolinos, Abril 1999

José Zapatero Arenzana

Belén Moreno Morales

José Pascual Cosp

Olvido Martín Graciani

Rafael Gallego

Manuel Elices Calafat

Manuel Fuentes Pérez

INDICE

CONFERENCIAS INVITADAS

Complex cycles in aero-engines Corrand R.S.J.....	1
Vibration fatigue analysis in the finite element environment Bishop N.W.M.....	8
Anayses of fatigue and fatigue-crack growth under constant –and variable-amplitude loading Newman J.C.....	24
Determinación probabilística de crecimiento de grietas en fatiga con cargas aleatorias incluyendo efectos de secuencia. Zapatero J., Dominguez J... ..	36
Introducción al análisis del comportamiento de grietas a fatiga bajo cargas de amplitud variable Dominguez J..Zapatero J.	49

FATIGA

Comportamiento a fatiga de materiales compuestos bajo carga aleatoria. Lopez Aenlle M., Lamela Rey M. J., Fernandez Canteli A.	65
Condiciones umbrales de crecimiento de grietas pequeñas por fatiga en entallas. Parte I: Teoría. Vallellano C., Navarro A., Domínguez J.....	71
Condiciones umbrales de crecimiento de grietas pequeñas por fatiga en entallas. Parte II: Generalización y aplicación a resultados experimentales. Vallellano C., Navarro A., Domínguez J.....	77
Fiabilidad en el proceso de nucleación de grietas en fatiga aleatoria mediante modelos B Bea J. A., Doblaré M., Sanz R., Gracia L.....	83
Modelo constitutivo para deformaciones elásto-plásticas bajo cargas cíclicas multiaxiales Navarro A., Giráldez J. M.	89
Comportamiento frente a la fatiga de una chapa gruesa de una aleación de aluminio 7475-T7351 Atxaga G., Irisarri A. M., Pelayo A., Plaza L. M.	96
Corrección de la tensión de cierre para cargas de amplitud variable del modelo de simulación ciclo a ciclo de Newman Moreno B., Zapatero J., Martín-Lomeña P., Pascual J.....	102
Influencia del ancho de banda del proceso de carga en la dispersión del crecimiento de grietas en fatiga bajo cargas aleatorias Moreno B., Zapatero J., Martín-Lomeña P., Pascual J.....	107

Damage tolerance analysis of PoAF aircrafts to assess the severity of the usage. M. De Freitas M. J., Reis L., Gonçalo H.	113
Fatigue crack propagation in an AlMgSi alloy Borrego Luis F. P., Costa José D. M., Ferreira Jose A.M.	119
Comportamiento en fatiga de aceros perlíticos con distinto grado de trefilado Toledano M., Toribio J.	125
Cyclic stress-strain fields in the vicinity of a crack tip in a strain-hardening material Kharin V., Toribio J.	131
Load dynamics effects on hydrogen assisted cracking initiation Kharin V., Toribio J.	137
Fatigue design of welded stainless steels. Infante V., Moura Branco C., Gomes E.C.	143
Propagación de grietas pequeñas bajo fatiga oligocíclica en aceros inoxidable monofásicos y dúplex Girones A., Baffie N., Mateo A., Llanes L., Anglada M., Stolarz J.	149
Analysis of creep-fatigue models in nickel base superalloys. Moura Branco C., Santos F. B.	155
Comportamiento a fatiga a temperatura elevada de una aleación moldeada Rene 41 Atxaga G., Irisarri A. M.	161
Fatigue life time prediction of austenitic stainless steel components De Backer F., Schoss V., Baer L., Maussner G.	167
Aproximación Microestructural al estudio de la fatiga en entallas con tratamiento de granallado Vallelleno C., Navarro A.	173

FRACTURA DE MATERIALES COMPUESTOS

Caracterización de la tenacidad de laminados UAC con probetas Chevron Roselló C., Valiente A., Elices M., Carreño F., Ruano O.	179
Caracterización del daño producido por impactos en compuestos c/epoxy mediante ensayos estáticos y dinámicos Symons D., Ruiz C.	185
Estudio del fenómeno de deslaminación en laminados de uso aeronáutico tipo AS4/3501-6 Belzunce F. J.	190

Mecanismos de reforzamiento en compuestos mullita-molibdeno Bartolomé J. F., Diaz M., Requena J., Moya J. S.....	197
Resistencia a fractura de carburos cementados (WC-Co): influencia del acabado superficial Llanes L., Idáñez E., Marsal M., Mateo A., Anglada M.	204
Ensayos de compresión diametral de fibras sigma. Comparación con los resultados de ensayos a tracción. García Leiva M.C., Ocaña Arizcorreta I., Martin Meizoso A., Gil Sevillano J.	210
Efecto de las condiciones de curado en la tenacidad a fractura en modo II de compuestos en resina viniléster. Segovia F., Amigó V., Vicente A.....	216
Efecto del contenido de humedad en la fluencia bajo cargas elevadas de la poliamida 6 reforzada con fibra de vidrio Carrascal I., Casado J.A., Polanco J.A., Gutierrez-Solana F.....	221
Parámetros críticos del comportamiento en fatiga de la poliamida 66 reforzada con fibra corta de vidrio Casado J.A, Polanco J.A., Gutierrez-Solana F., Carrascal I., Setién J.	228
Fractura dinámica de materiales compuestos avanzados De Oña López J., Chocron S., Sánchez Gálvez V.....	235

METODOS NUMERICOS Y ANALITICOS

Análisis mediante elementos de contorno de problemas axisimétricos con cierre de grietas Graciani E., Mantic V., Paris F.....	240
Campo tenso-deformacional en el extremo de una fisura bajo carga cíclica: modelización analítica y numérica. Toribio J., Kharin V.....	246
Establecimiento de las condiciones de fisuración crítica en procesos de fisuración inducida por hidrógeno de aceros estructurales microaleados Alvarez J.A., Gutierrez-Solana F., Varona J. M.....	252
Influencia de los criterios de fractura en la propagación cuasiestática de grietas. Gallego R., Beltrán J., Granados J. J.	263
Desplazamiento de la zona no deslizante del contacto en fretting fatiga con contacto esférico y carga axial Navarro C., Domínguez J.	269
Análisis simplificado del comportamiento dinámico de probetas de flexión en tres puntos. Rubio L., Fernández-Sáez J., Navarro C.	275

Estudio de la Influencia de la velocidad de deformación en la tenacidad de fractura dinámica mediante simulación numérica de ensayos de impacto. De Luna S., Pérez-Castellanos J. L., Fernández-Sáez, J., Navarro C.....	281
Efectos de la fisuración difusa alrededor de una fisura cohesiva Arbilla I., Planas J., Guinea G. V., Elices M.	286
Modelización de la fractura del hormigón en modo mixto Cendón D. A., Gálvez J. C., Planas J., Elices M.	292
Three-dimensional simulation of dynamic diametral compression tests on concrete cylinders Ruiz G., Ortiz M., Pandolfi A.....	298

TECNICAS EXPERIMENTALES

Aplicación del ensayo brasileño al estudio del comportamiento a fractura de los compactos pulvimetalúrgicos. Larsson A., Riera M.D., Prado J.M.	304
Dependencia del trabajo esencial específico de fractura con el espesor en aceros de bajo carbono Monsalve A., Alcorta F., Galarza A., Schulz B.....	308
Fisuración de viguetas pretensadas Tork B., Gálvez J.C., Planas J., Elices M.	314
Influencia de las variables geométricas características sobre el comportamiento a fractura del acero AE-460 Rodríguez C., Tosal L., Betegón C., Belzunce F.J.....	320
Procedimiento para la detección de grietas en ejes de pala de aerogeneradores Polo M., Domínguez J., García-Lomas J.	326
Caracterización de la transformación martensítica inducida por tensión de la aleación Cu-Zn-Al en una máquina de ensayos acoplada en un microscopio electrónico de barrido ambiental Gil F.J., Manero J.M., Peña J., Planell J.A.	332
Energía esencial de fractura del papel. Una experiencia didáctica Gil Sevillano J., Martín Meizoso A., Goes B., Matínez Esnaola J.M., Fuentes M.	338
Estudio del comportamiento mecánico de una superaleación de base Ni. Longo F., Quintanilla V., Sebastián P., Larrea J., Sánchez A.....	342
Estudio experimental de la resistencia a fretting fatiga con contacto esférico en la aleación de aluminio 7075-T6 Navarro C., Wittkowsky B. U., Domínguez J.	348

FRACTURA DE MATERIALES METÁLICOS

Comparación de la fractura frágil en aceros con microestructura bainítica y martensítica Echeverría A., Rodríguez Ibabe J.M.	354
Estudio de la transición dúctil-frágil de un acero estructural Tosal L., Rodríguez C., Betegón C., Belzunce F.J.	359
Influencia de la orientación de los planos de clivaje en el avance de una grieta en fractura frágil por clivaje Echeverría A., Rodríguez Ibabe J.M.	365
Rotura dúctil de acero estructural para construcción Flores J.M., Valiente A., Elices M.	371
Rotura por clivaje de aceros con iniciación en la fase perlítica Valiente A., Ruiz J., Elices M.	377
Comportamiento mecánico de un acero sinterizado autotemple D'Armas H., Llanes L., Peñafiel J., Bas J., Anglada M.	383
Relación entre la microestructura y las condiciones críticas de rotura en aceros austeno-ferríticos envejecidos Alegre J.M., Gutierrez-Solana F., Sánchez L., Pérez J.	389
Mecanismos de daño por fluencia de una aleación Ti-6Al-4V Irisarri A.M., Seco F.J.	395
Micromecanismos de fractura por disolución anódica localizada en aceros perlíticos trefilados Ovejero E., Toribio J.	401
Observaciones sobre la fractura de probetas PM de aluminio aleado mecánicamente Rodríguez J.A., Cintas J., Gallardo J.M., Herrera E.J.	407

FRACTURA DE MATERIALES NO METÁLICOS

Aplicación del método de normalización de la carga para la determinación de curvas J-R en copolímeros de polipropileno Morhain C., Velasco J.I., Arencón D., Sánchez M., Martínez A.B.	413
Fluencia de un material compuesto de alúmina con refuerzo de fibras largas de nicalon tejidas en dos direcciones Vilches R.F., Puente I., Martín-Meizoso A., Martínez-Esnaola J.M.	419
Films de polipropileno y copolímeros propileno-etileno: trabajo esencial y trabajo plástico de fractura en tensión plana Ferrer-Balas D., MasPOCH M. Ll., Ferrando H.E., Santana O.O., Gordillo A.	424

Influencia del medio en las propiedades mecánicas de la seda Pérez Rigueiro J., Viney C., Llorca J., Elices M.	430
Propiedades mecánicas de superconductores de alta temperatura crítica Bi ₂ Sr ₂ CaCu ₂ O ₈ altamente texturados Pastor J.Y., Poza P., Llorca J.	435
Bifurcación de grieta en materiales cerámicos Sánchez-Herencia A.J., Lange F.F.	441
Determinación de la zona afectada por transformación de fase inducida por tensión mediante espectroscopia raman en circonas estabilizadas con itria Casellas D., Cumbreira F.L., Sánchez-Bajo F., Forsling W., Llanes L., Anglada M.....	447
Caracterización de los defectos en elementos de vidrio García Prieto M.A., Miranda Prieto A., Bernardo Sánchez A., Lamela Rey M.J., Fernández Canteli A.	453
Traccion dinamica en materiales cerámicos Gálvez Díaz-Rubio F., Sánchez Gálvez V.....	459
Influencia de la adición de TiO ₂ sobre el comportamiento mecánico de materiales de circonia tetragonal 10-12Ce-TZP Capel F., Durán P.	465

APLICACIONES PRACTICAS EN INGENIERIA

Aplicación de los mapas de procesado a la determinación del daño microestructural en aceros microaleados. Al Omar A., Cabrera J.M., Prado J.M.	471
El SINTAP como procedimiento jerarquizado de evaluación de integridad estructural con compatibilidad entre distintos métodos Gutiérrez-Solana F., Ruiz Ocejo J.	476
Recomendaciones para el refinamiento de variables en los procedimientos de evaluación de la integridad estructural de componentes fisurados Ruiz Ocejo J, Gutiérrez-Solana F.	482
Criterios de aceptación de defectos en los encastres axiales de álabes de turbinas de vapor. Alvaro M, Cueto-Felgueroso C.	488
Fallo de los álabes de una turbina de gas. Gallardo J.M., Rodríguez J.A., Herrera E.J.	494
Estudio de la rotura de una prótesis de cadera de aleación Ti-6Al-4V con recubrimiento de Ti e hidroxiapatita Sánchez L., Gutiérrez-Solana F., Alvarez J.A., Pérez J.	499

COMPLEX CYCLES IN AERO-ENGINES

R S J Corran
 Company Specialist, Lifting Methods & Criteria
 Rolls-Royce plc
 PO Box 31, Derby DE 24 8BJ, U K

Abstract. The aero-gas turbine engine is subjected to a variety of loadings, both mechanical and thermal. While each flight in a civil operation is very similar to every other flight, the combination of loadings introduces complexity even for simple parts such as discs. This paper reviews the cycles which have to be assessed for a number of engine parts showing the different considerations which arise. From this it can be seen that the most critical applications, for which some validation testing is commonly performed, involve conventional fatigue lifing but with temperature excursions in the core of the engine but as the interface with the airframe is approached the temperature is less important but the fatigue cycle gets significantly more complicated. Damage tolerant approaches to structural integrity introduce fracture mechanics considerations, largely concerned with the growth of cracks rather than the fracture condition.

1 INTRODUCTION

As the size of modern gas turbine aero-engines increases, the demands made to satisfy the structural integrity of the individual parts is increased. A modern Trent engine, for example, is passing about 1000 kg of air through the core per second which is needed to develop a thrust of around 446 kN (100,000 lbs). At the same time there is an ever increasing demand for improved reliability and reduction in cost of operation such that more and more parts are being assessed for fatigue and damage tolerance. This paper reviews the basis of these assessments for a range of engine parts.

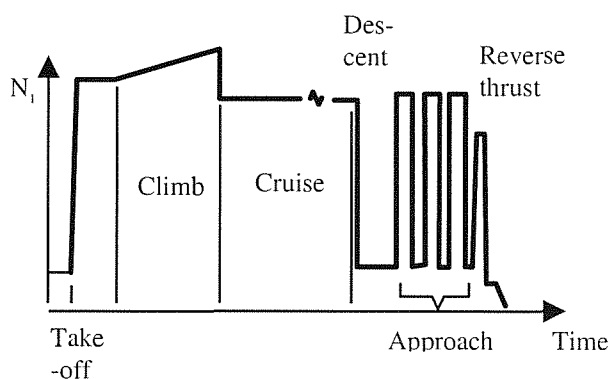


Fig. 1 Low pressure shaft speed, N_1 , during a civil flight.

In a civil operation the cyclic loads on the engine are generally extremely repetitive with each and every flight being essentially similar to the previous one. The main difference between two hour flights and, say, twelve hour flights, is the length of time spent at cruise conditions. Examining a typical history of fan

shaft speeds in a civil flight, see fig. 1, the following phases can easily be identified:-

1. Take-off when the engine works hard, but the fan speed is limited by the speed of sound at the tip. Conventionally take-off lasts until the aircraft attains an altitude of 1500 feet.
2. Climb, during which the air thins and cools so that to maintain the same thrust levels the fan shaft speed must increase.
3. A throttle back into cruise during which the engine maintains a steady fan speed at perhaps 80% of maximum.
4. Descent during which the engine is near idle and the fan shaft rotates at about 25% maximum speed.
5. Approach in which the aircraft manoeuvres to land. This may include several cycles between idle and high thrust depending on how busy the airport is and the local terrain.
6. Finally in stopping the aircraft on the ground, reverse thrust is applied and this may require the engine to be accelerated up to significant thrust again.

In military applications, by contrast, much more significant variation of throttle movement may occur in flight and, if the aircraft is supersonic, the acceleration through the speed of sound will involve a high engine thrust.

For parts that rotate the high speeds of rotation give rise to centrifugal loads that can be substantial. Such loads, and hence the stresses, are dependent on the speed of rotation and undergo a cycle directly proportional to the sort of plot shown in fig. 1. However the high flow of air through the core means that it heats up adiabatically so that the parts in the gas stream will see high temperatures immediately while in the areas remote from the gas stream there will be a delay in their attaining stable operating temperatures. Take-off, starting from the engine throttle being moved from idle to maximum and finishing with the aircraft at an altitude of 1500 feet above the runway, typically lasts less than two minutes. Since this starting transient coincides with take-off, it can be seen that there will be parts of the engine whose response during the maximum thrust operation means that they never reach steady state thermally until cruise. Because of the difference in temperature in parts which have some areas exposed to the gas stream and others well out of it, there is a thermal induced stress and this can be out of phase with the centrifugally induced stress. When the engine goes from cruise to idle, see fig. 1, the gas stream changes from being hot to being cool, since the ambient temperature may be as cold as -50°C . In this case the temperature gradients are reversed from the starting transient since areas remote from the gas stream will still be warm, while those areas directly in the gas stream will cool rapidly. Complex cycles in the engine, therefore, involve not just excursions in the applied loads but also excursions in temperature such that it is not always clear whether the most taxing condition arises from a moderate stress at high temperature or a higher stress at a lower temperature.

While centrifugally induced stresses will change as the speed of rotation of the spool changes, there will be stresses which are fluctuating at either the speed of rotation or a multiple of it. Generally the former are classed as low cycle fatigue (LCF) loads, while the latter are high cycle fatigue (HCF) loads. Even at once per revolution, a low pressure spool, which contains the fan, on a large twin engine aircraft will achieve well over a million cycles in a typical cruise duration of five hours. The LCF will perform just one cycle during this phase of flight, if that.

In order to illustrate both how complex cycles arise in the engine and how they are assessed using today's technology, three engine components will be examined in detail. In order to restrict the discussion to fatigue loading alone, components in which significant amounts of creep occur such that either the most relevant failure mode is creep rupture or the stresses redistribute to such an extent that the creep deformation is linked with plasticity at lower temperatures have been excluded.

2 THE ENGINE DISC: A CRITICAL ROTATING PART

The purpose of the disc is to retain the blades in position in the gas stream and to transmit the torque from the shaft to the blades in the compressor and from the blades to the shaft in the turbine modules. In addition the disc passes axial loads. The high kinetic energy associated with the blades together with the mass of the disc and its own energy means that it is not practical to contain a disc burst in an aero-engine unless the size is very small. In consequence the design of the disc must ensure that disc burst does not occur. While this in itself does not imply any difference from many other parts in the engine, the level of validation that must be demonstrated at engine certification is considerably increased. Traditionally the life has been underwritten in JAR-E [1] rules by component testing and the use of Databanks, also allowed in JAR-E has been described previously [2]. However there are areas in the disc where component testing, while properly capturing the geometry, material and surface condition, is unable to apply a representative loading cycle. This arises for the reasons given above, particularly for discs in the high pressure spool, both compressor and turbine. When the engine is accelerated from idle at relatively low speed to near maximum, the rim of the disc is heated up both quicker and to a higher temperature than the hub. In consequence it starts the loading cycle by going into compression, which reduces as the whole disc warms up and after take-off when the spool works hardest. Even during cruise, the thermal gradients may ensure that the rim stays in compression despite the stabilising of the temperature, thus overcoming the hoop tension induced by the centrifugal loads on the non-axisymmetric features of the disc and the blades.

Later on the engine passes from cruise to idle at the start of descent, and the rim of the disc is cooled back to below the stabilised temperature of the hub of the disc. Now the centrifugal loads are added to a

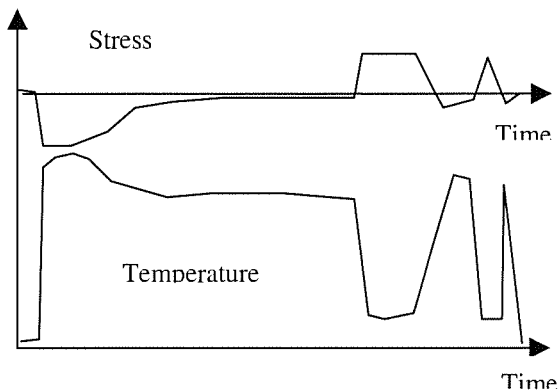


Fig. 2 Rim stress and temperature in High Pressure Turbine disc during civil flight.

thermal gradient induced tension and the rim is loaded by tensile stresses only. The cycle can thus be seen, see fig. 2, to have stresses and temperatures almost completely out of phase. The technical difficulties introduced by this cycle are as follows:-

1. Since nearly all fatigue testing is conducted at constant temperature, how can the fatigue life of a rim feature be calculated when the stress and temperature are varying? The general assumption is that the stress or strain range applied should be compared to fatigue behaviour at the same temperature as the most tensile point in the cycle, but while this is clearly reasonable when the cycle induces tensile stresses which exceed those in compression in absolute value, it may be more complicated when the cycle is dominated by the compressive range. This latter is held to be less important since while a high compressive stress may initiate cracks, it should not continue propagation to burst unless there is a substantial redistribution of stress.
2. How can a component test be conducted which loads the disc to sufficiently high stresses in both tension and compression? While a thermal gradient can be applied to induce compression at a lower rotational speed, it is not generally feasible to induce high compressive stresses by this means.

A further difficulty arises around the cob of the disc. This is heated up during the initial running of the engine to reduce the stress in the diaphragm which is being pulled out radially by the hot rim. Because of its size and thermal inertia, the thermal gradient in the cob induces a high tensile stress at the centre, and

this is additional to a tensile residual stress at the same position which remains after forging, heat treatment and machining. This tensile stress can be very high, approaching the ultimate strength of the material. In order to test this, it is necessary to use an unconventional fatigue test by which a high tensile stress can be induced in the centre of the specimen by a thermo-mechanical loading which nevertheless, because of the constraint, still acts elastically as it does in the disc. Using this test, the fatigue behaviour above the UTS of a modern high strength disc material has been examined, and it has been shown that there is no sudden reduction in the cyclic life as the applied stress is increased.

For critical rotating parts, which consists essentially of discs, in civil engines, the complexity in the fatigue cycle arises from the thermal cycle which happens simultaneously. In military engines, the increased level of in-flight manoeuvres brings in complexity through many more turning points, and again the cycle is not simply in stress but also in temperature, see fig. 3. Because of the complexity it is not always clear when performing a rainflow extraction of equivalent simple cycles which turning points are relatively major and minor because a lower stress at a higher temperature may be more damaging than a higher stress at a lower temperature. Rolls-Royce practice has been to factor the applied stress on either the fatigue limit or the UTS at the relevant temperature, taking the larger fraction as being the more severe.

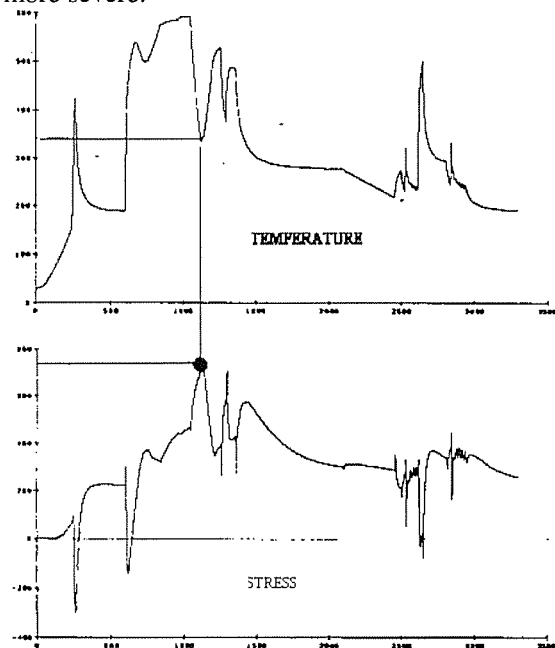


Fig. 3 Complex cycle in military mission for one point in disc.

3 COMPRESSOR BLADES: A PART EXPOSED TO HCF

Of course the main centrifugal loading in a blade is directly related to the rotational speed of the spool, but there are a variety of other loads which the blade will experience. The air density changes with altitude and temperature so that the gas loads are different producing a range of bending stresses throughout a single flight. While the low cycle fatigue implications are fairly similar to the cycle experienced by a disc, which is not in the gas stream, the effects on high cycle loading may be even more substantial. Because the engine will have to work harder to produce a given amount of thrust at hot and high altitudes the shaft speeds will be greater. Hence resonances may occur not on every flight, but, for example, only those involving a full aircraft flying out of a high altitude airport in the tropics!

The resonances can be excited by non-axisymmetric features of the gas flow, for example passing the wake of a stator row just upstream of the blade. While these effects can be minimised by increasing the spacing between each blade and the stators both upstream and downstream, this produces an engine which is longer and therefore heavier. Because the rate of passing preceding stator wakes is a product of the rotational speed of the spool and the number of stators in the row, the excitation may resonate with not just the lowest flexural or torsional modes of the blade but instead pick up a mode at several kHz. At this speed of vibration, cycles are accumulated very fast. A two minute take-off, for example, gives about half a million cycles if the blade vibrates throughout. Alternatively the resonance may arise at some part speed which only occurs during transition between different phases of the engine operation. Both these possibilities are shown diagrammatically in fig. 4.

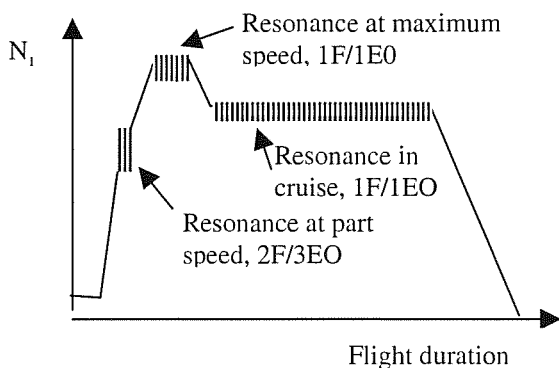
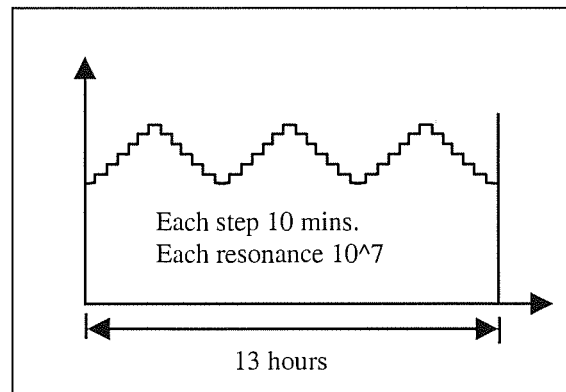


Fig. 4 Resonances occurring both at maximum and at part spool speeds.



Resonant search

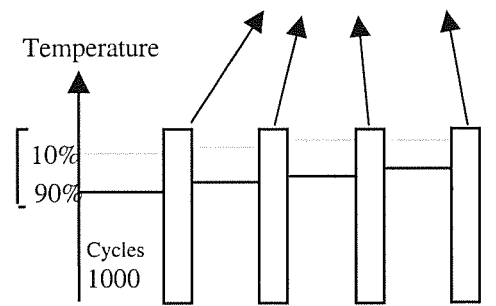


Fig. 5. Type testing of blades and searching for resonances.

Prediction of the amplitude of the HCF vibration is still in the infancy of technological development. Hence the only real recourse is to measure the amplitude in the engine itself. Recognising that such resonances may only occur in a fraction of the flights, the method used to search for them is to run engine tests in which the speed of rotation is stepped across the range of expected operation. This is combined with accelerated engine running so that resonance is checked not only in the "just overhauled" state but also when it has been in service for some time and the performance has deteriorated marginally. The scheme for the type test is shown in fig. 5.

The normal practice when assessing the blade is to perform a vibration fatigue test by exciting the blade in resonance at a controlled amplitude until cracking appears. This loads the blade with fully reversed (that is $R=-1$) stresses. In operation, however, the vibration stresses are superimposed on top of the LCF stresses which are generally tensile due to the centrifugal loading. The assessment is therefore required to couple HCF testing in vibration which captures the fatigue performance at $R=-1$ on the

component with the same surface condition, microstructure, material etc. with a fatigue assessment of the LCF loading which can be based on specimen data which correctly applies the stress range but does not capture surface condition. Common practice is to use a modification of the Goodman diagram, see fig. 6, in which the horizontal axis represents the LCF stress and the vertical axis the vibration stress. The intercept of the so-called "Goodman Line" is set at the stress to give the required vibration fatigue life in the vibration fatigue test conditions on the vertical axis and a material limit stress, e.g. the UTS, on the horizontal axis. Safe operation is given by a margin below the "Goodman line", while above this line, failure is to be expected.

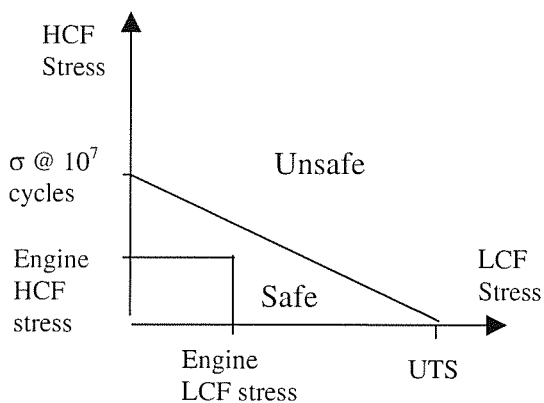


Fig. 6 "Goodman" diagram used for HCF/LCF assessment.

While this approach goes a significant way towards capturing the key aspects of fatigue performance, in that the blade material in the correct condition is tested at frequencies close to that experienced in the engine, it is not so successful in loading the component in the identical stress ranges as the engine. Testing of blade materials at variable R ratio shows that this aspect of the Goodman diagram is generally quite conservative, although the margin by which the assessed condition should be under the "Goodman line" is clearly a function of the quality of the data and the analytical assessment used to identify the stresses.

The assessment of high load bearing structures for a combination of low and high cycle fatigue loadings is an area of significant current research. Beyond the understanding of how these combinations of loadings interact and affect the fatigue life, the practical engineering question of how satisfactory performance can be demonstrated with the minimum compromise between test condition and engine operation remains. In view of the uncertainty surrounding amplitude of vibration, hence HCF, in

the engine, it is likely that assessment of HCF will continue to be on the basis of an acceptable level of HCF, low enough not to affect LCF life predictions, and unacceptable levels so severe that failure in HCF is likely.

4 ENGINE MOUNTS: DAMAGE TOLERANT PARTS

The engine mounts, see fig. 7, connect the engine to the aircraft. While a mount clearly transmits the thrust from the engine to the airframe, it also transmits the motions of the airframe to the engine. The wing is buffeted by the air and even vibrates when taxiing on the ground. So there is a complicated spectrum of loading in the mount that is due not to the engine function but really to the platform on which the engine is mounted. It is becoming the practice to express the mount loads not as design maximums but as a level of exceedance which is passed increasingly rarely as the level increases, see fig. 8.

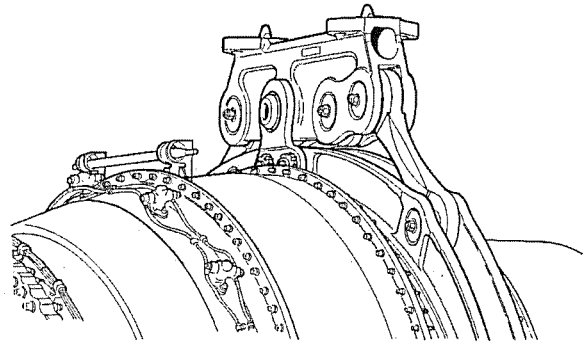


Fig. 7 Rear mount for RB211-535E4 engine

Given the exceedance plot, fig. 8, it is then possible to construct a load variation throughout a flight which captures a mix of vibration levels in proportion to the level of exceedance in that part of the flight. Such a composite trace for a vertical load on the mount is shown in fig. 9. While this is clearly a complicated load trace, it is not yet equivalent to spectrum loading experienced, for example, in suspensions systems for motor vehicles or off-shore platforms due to the sea. And wind.

IV - 6 Landing Impact

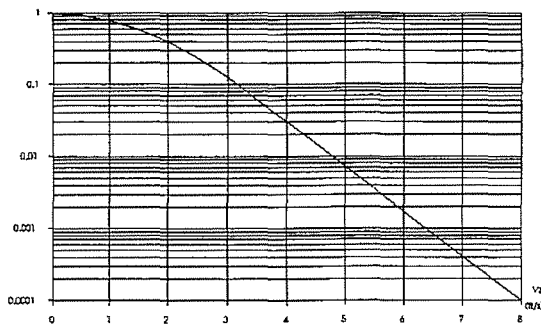


Fig. 8 Rate of exceedance per flight for the vertical velocity on a mount at Landing Impact.

Because the engine mounts are considered critical, that is their failure may hazard the airframe, it is necessary not just to assess their fatigue capability but also to demonstrate it. It is not generally possible to apply the full spectrum of loads in a realistic test duration, so a reduced set is used which captures the worst excursions of load. The reduced set is designed to impose fatigue damage that is at least as severe as the flight combinations.

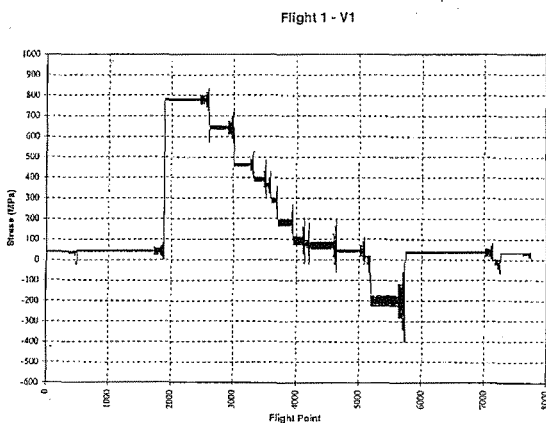


Fig. 9 Composite cycle to describe vertical loading on mount throughout flight.

The design of the mount system is often such that a secondary load path which will continue to support the mount's function is present in case the primary load path fails. However because the secondary load path maintains the mount's function, the movement of the engine in response to the failure of the primary load path is so small that it may not be apparent to normal ground inspection of the engine between flights. In consequence the aircraft can be flying around on the secondary load path for a substantial

number of flights before the failure of the primary load path is detected.

Mounts are normally manufactured from single piece forgings as are discs above. This allows a very high standard of cleanliness in the material, with a high homogeneity and extremely small discontinuities. Nevertheless in order to demonstrate that the parts have structural integrity in operation where they will be exposed to handling damage in overhaul and maintenance, it is becoming more common to see damage tolerant assessment as a requirement. A crack is assumed in the primary load path and a smaller crack in the secondary load path. The assessment is required to show that the life for the primary load path exceeds a certain number of flights while the life for the secondary, which will only start to propagate the crack at the failure of the first, must also exceed a stated number of flights to burst. The life for both primary and secondary load paths is related to the intervals of inspection.

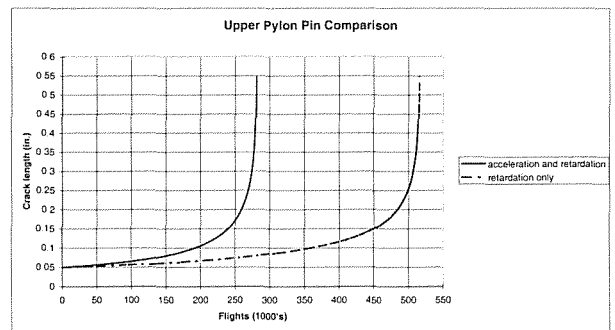


Fig 10 Effect of acceleration compared to just retardation in crack growth modelling.

The inspection intervals are determined also by the inspection capability. The usual practice is to calculate the crack growth life to burst from the size of crack that can be found with 90% probability and 95% confidence. The inspection interval would then be to set such that there were two opportunities to find this crack before failure. Hence in the example shown in fig. 10, the inspection interval would be half the life to burst from this size, 140000 cycles for the modelling with acceleration and retardation, but 260000 cycles with only retardation modelling. While this is clearly a location which is not severely loaded and either of this intervals would exceed the expected life of the engine by a considerable margin, the importance of including all the real behaviours in the modelling can be seen in that the inspection interval is nearly doubled by ignoring the acceleration of the crack due to "underloads".

The technical problems introduced by the damage tolerant approach to mount assessment are therefore related to crack growth and its modelling. In a typical engine life of around 40000 flights, in each of which there will be thousands of turning points, there will be a wide variation in the amplitude of the minor cycles. Testing of crack growth using specimens, normally corner crack, shows how important retardation can be. The designer wishes to ensure that the life to failure will not be less than a specified number, normally two, of inspection intervals. If crack growth in many of the minor load excursions is effectively retarded by the major turning points in the cycle, then this can have a major effect on the calculated inspection interval. The effect of using the Wheeler model, [3], on a typical civil application is shown in fig. 10. While the Wheeler model can be fitted to fairly simple specimen test data, the application to industry test problems [4] is less convincing. Work to understand history effects in crack growth, e.g. [5] is essential to underpin the damage tolerant approach.

5 CONCLUSIONS

Aero gas turbines undergo a combination of loads which vary from the highly predictable to random loading within known limits. While many components are designed to achieve a life to first crack above a specified minimum, there are inevitably occasions when some cracking in service is observed especially in non-critical parts. This paper has concentrated on those cases where creep is not a contributing factor in the assessment. Fatigue is nearly always the main concern. In consequence some broad observations can be made:-

1. Generally lives of engine components will be designed for over ten thousand flights. If crack growth is being modelled, the exact determination of burst conditions is not important. Although many components do not have section dimensions such that plane strain conditions would be expected to apply, nevertheless it is common to use the attainment of the plane strain fracture toughness as the definition of the termination of crack growth because the cycles taken to grow the crack significantly bigger, say to twice this size, is well within the scatter of crack growth predictions given that the life is normally expected to be greater than 10000 cycles.
2. Although there is an ever increasing use of computers to aid the design and assessment

of engine parts, it is likely that the fatigue capability of critical parts will continue to be underwritten by component testing for a significant time in the future. This has two implications:-

- 2.1 As analytical techniques have improved, the requirements for testing which simulates engine conditions is getting more exacting. There is scope for improved test methods, for example, for:-

- Blades tested in HCF/LCF.
- Discs under thermal gradients.
- Complex cycles on cracked components
- Component testing with thermal and mechanical cycling.

- 2.2 The methods used to assess components should be capable of giving heavy weighting to component tests since these represent the highest quality test data available.

6 REFERENCES

- 1 Civil Aviation Authority, "Joint Aviation Requirements, JAR-E Engines", Change 8, 1990
- 2 Asquith, G "Fiabilidad y determinacion de la vida en motores de aviacion", Anales de Mecanica de Fractura, 15 – 24, 1986.
- 3 Wheeler, O E "Spectrum loading and crack growth", ASME Trans. Journal of Basic Engineering, **94**, 181-186, 1972
- 4 North Atlantic Treaty Organisation "AGARD Engine Disc Cooperative Test Programme", AGARD Report 766 (Addendum), 1993
- 5 Nowell, D, "A boundary element model of plasticity induced fatigue crack closure", Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures, **21**, 857-871, 1998

VIBRATION FATIGUE ANALYSIS IN THE FINITE ELEMENT ENVIRONMENT

NWM Bishop

MacNeal Schwendler Corporation, Lyon Way, Frimley, Camberley, Surrey, UK

ABSTRACT

Fatigue damage is traditionally determined from time signals of loading, usually in the form of stress or strain. However, there are many design scenarios when the loading, or fatigue damage process, cannot easily be defined using time signals. In these cases the design engineer usually has to use a test based approach to evaluate the fatigue life of his structure or component. Or, alternatively, a frequency based fatigue calculation can be utilised where the loading and response are represented using Power Spectral Density (PSD) functions. One very important design problem, which falls into this category, is that of acoustic fatigue. However, there are also many other situations where structures are subjected to a random form of loading such as wing flutter, landing gear runway profiles, engine vibrations and so on. All of these situations can be analysed using new fatigue life estimation techniques now incorporated into the Finite Element Analysis (FEA) environment.

The theory of random vibration fatigue has seen a number of important developments over the last fifteen years. The author has been personally involved in developing new fatigue analysis theories and structural analysis techniques in the frequency domain (see [1]-[9]). More recently this work has focused on the link with FEA because of the powerful design opportunities which this creates. The work has found many important practical applications. This paper presents a state of the art perspective of random vibration fatigue technology and FEA based fatigue analysis. A number of design applications are presented.

1. INTRODUCTION

Finite Element based tools for fatigue life prediction are now widely available (see for instance [1]). The basic aim of such tools is to enable fatigue life calculations to be done at the design stage of a development process. Imagine being able to check the fatigue life of the engine FEA model shown in Figure 1 long before a prototype exists.

A very important part of these new FEA based tools is a vibration fatigue capability and this paper provides a state of the art review of this technology. It is necessary to clarify the term *vibration fatigue* as the estimation of fatigue life when the stress or strain histories obtained from the structure, or component, are random in nature and therefore best specified using statistical information about the process. The same approach can also be described using the terms *spectral fatigue analysis*, or *frequency based fatigue* techniques.

Nearly all structures or components have traditionally been designed using time based structural and fatigue analysis methods. However, by developing a frequency based fatigue analysis approach, the true composition of

the random stress or strain responses can be retained within a much optimised fatigue design process. This can yield many advantages, the most important being, (i) an improved understanding of system behaviour, (ii) the capability to fully include the true structural behaviour rather than a potentially inadequate simplified version and (iii) a more computationally efficient fatigue analysis procedure.

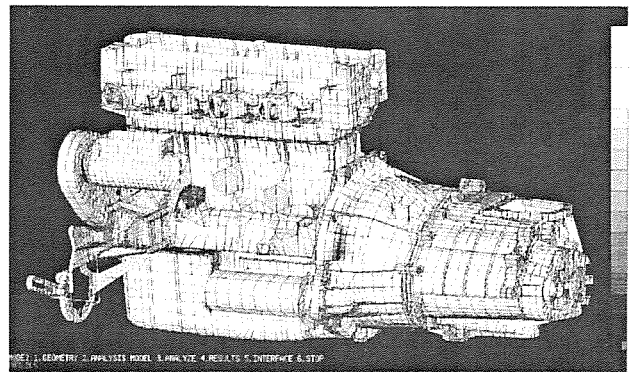


Figure 1. Goal - to 'design' for fatigue

2. ALTERNATIVE DESCRIPTIONS OF ENGINEERING PROCESSES

Most designers, if asked to specify a random loading input, or response output, for a structural system would specify the random time history shown in Figure 2. This process can be described as *random* and in the *time domain*.

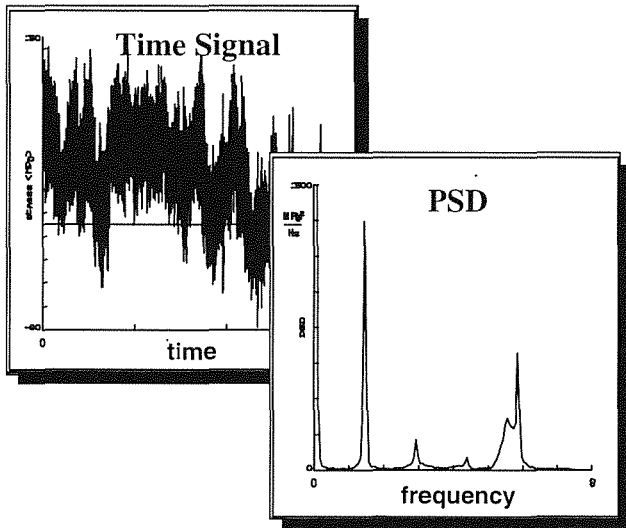


Figure 2. Random processes

The process is described as random because, strictly speaking, it can only be determined statistically. A second sample taken for the same process would obviously have different values to the first.

There are several alternative ways of specifying the same random process. Fourier analysis allows any random loading history of finite length to be represented using a set of sine wave functions, each having a unique set of values for amplitude, frequency and phase. Such a representation is called *deterministic* (Figure 3) because the individual sine waves can be determined precisely at any given point in time.

It is still time based and so is therefore specified in the time domain. As an extension of Fourier analysis, Fourier transforms allow any process to be represented using a spectral formulation such as a PSD function. Such a process is described as a function of frequency and is therefore said to be in the *frequency domain* (see Figure 2). It is still a random specification of the function.

For the vast majority of engineering problems, if you have one form of the above three loading specifications you can quite easily get to one of the two alternative specifications. These transformations rely on the assumption that the process is stationary, random and Gaussian (see later). Fortunately, most engineering

processes conform reasonably well to these assumptions.

Analysis Options

Coupled with each of these three specifications for the loading are three alternative analysis types. The key question for a designer is therefore which type of structural analysis to use, and subsequently which type of fatigue analysis approach to use (see Table 1). For instance, the environmental conditions experienced by aircraft structures can be represented using either a discrete (deterministic) gust approach, or a continuous gust spectrum of atmospheric turbulence.

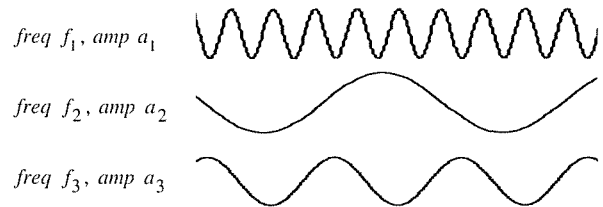


Figure 3. Deterministic processes

When using a discrete gust approach the gust has to be tuned to the natural frequency of the structure in order to avoid a non-conservative result. In contrast, because the gust spectrum is a characteristic of the atmospheric loading, the input loading and structural system are decoupled. This is typical of a random (PSD) type of analysis where a transfer function is used to represent the structural system. Furthermore, the gust spectrum is a more accurate representation of the input loading than the derived discrete gust.

Table 1. Deterministic and random loading specifications for different industries

	AIRCRAFT	AUTOMOTIVE	OFFSHORE PLATFORMS	WIND TURBINES
DETERMINISTIC	discrete gust (eg 1-cos wave)	kerb strike	design wave (eg Stokes 5 th)	discrete gust
RANDOM	continuous gust spectrum of atmospheric turbulence	pave	sea state spectrum	continuous gust

Because of these factors it is usually desirable, where possible, to do the structural analysis in the frequency domain using PSD's and transfer functions. However, until recently there was no generally applicable fatigue tool to complete the analysis and so this has significantly restricted the use of the random PSD approach. Later sections in this paper show that this is no longer true.

What is the frequency domain?

Structural analysis can be carried out in either the time or frequency domains as shown in Figure 4. In the time domain the input takes the form of a time history of load (in this case wind speed). The structural response can be derived using a finite element representation coupled with a transient (convolution) solution approach. The output from this model is also expressed as a time history, in this case the stress at some particular location in the structure.

In the frequency domain the input is given in the form of a PSD of wind speed and the structure is modelled by a linear transfer function relating input wind speed to the output stress at a particular location in the structure. The output from the model is expressed as a PSD; in this case it is the PSD of stress.

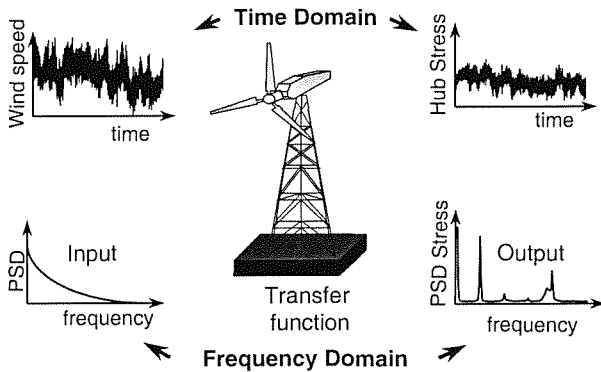


Figure 4. What is the frequency domain?

Most of the computational time is spent in solving the structural model. In the time domain, the structural model is solved for each time history of input; hence 20 load cases would take 20 times as long to calculate as 1. In the frequency domain the linear transfer function is only calculated once, hence 20 load cases takes little more time to analyse than 1. Obviously, if we are calculating a linear structural model then the structure must behave linearly. Fortunately in most engineering situations this is a reasonable assumption.

The Fourier Transform

Basically, the frequency domain is another way of representing a time history. Certain information about a random process becomes apparent in a frequency domain plot, which is difficult to see in the time domain. It is easy to flip back and forth between the two domains using the Fourier Transformation and Inverse Fourier Transformation respectively (Figure 5). In this way an Engineer can see both time and frequency domain representations of a signal in the

same way as he would flip a graph between log and linear axes to gain a different perspective.

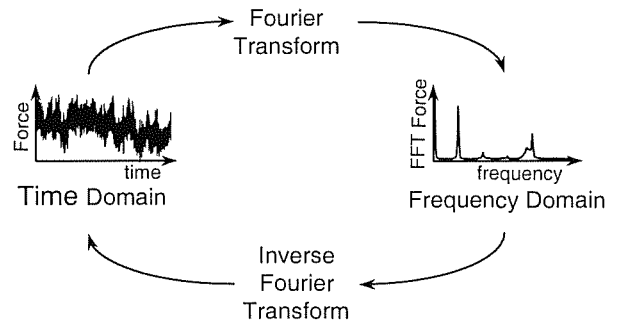


Figure 5. The Fourier Transformation

What does an FFT tell us?

The Fast Fourier Transform (FFT) outputs a complex number given with respect to frequency. A sine wave of frequency w , amplitude A and initial phase angle j is represented in the frequency domain by a spike occurring at w along the frequency axis. If the magnitude of the complex FFT is plotted, then the area under the spike is found to be the amplitude A of the sine wave. When the argument of the complex FFT is plotted then the area is found to be initial phase angle j of the sine wave. The frequency, amplitude and phase of the sine wave are therefore retained in both the time and frequency domains.

Any periodic function can be expressed as the summation of a number of sinusoidal waves of varying frequency, amplitude and phase (see Figure 6). Each individual sinusoidal wave can be expressed as a spike in the frequency domain and as the number of sine waves increase, the difference in frequencies between them tend to zero and so the spikes tend to merge into a continuous function.

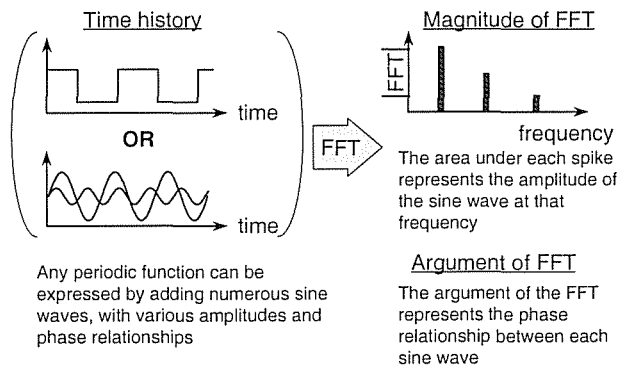


Figure 6. Using an FFT to characterise a time signal

In most engineering situations it is only the amplitude of the various sine waves which is of interest. In fact, in many cases we find that the initial phase angle is totally

random, and so it is unnecessary to show it. For this reason the PSD function alone is usually used.

What is a Power Spectral Density (PSD)?

PSD's are obtained by taking the modulus squared of the FFT (see Figure 7). In a PSD only the amplitude of each sine wave is retained. All phase information is discarded.

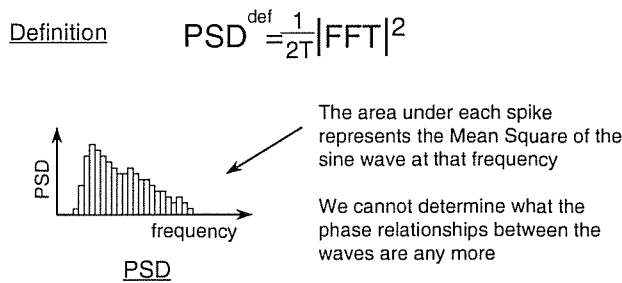


Figure 7. What is a PSD?

Getting a representative time series.

Many design standards give data on random processes in the form of PSD's. This is particularly true of environmental conditions such as wave surface profiles, wind speeds and earthquake accelerations. A PSD contains no information about phase relationships between the individual sine waves and without this a time series cannot be recreated. For processes which are Gaussian, stationary and random it has been observed that the phase angles are randomly distributed. This observation allows a representative time series to be created which is statistically similar to the original.

Figure 8 gives an engineering perspective of how this might be done. Firstly, if the PSD is split into, say, 40 strips and the area of each strip found, the area of each strip can be used to produce an equivalent sine wave by taking the square root of the area and multiplying by 1.41. This comes from the observation that the rms of a sine wave is equal to its peak height divided by 1.41, and the rms of each strip in the PSD is equal to the square root of its area. In this way an equivalent set of 40 sine waves can be produced. The time history regenerated will not be exactly the same as the original but will be statistically equivalent.

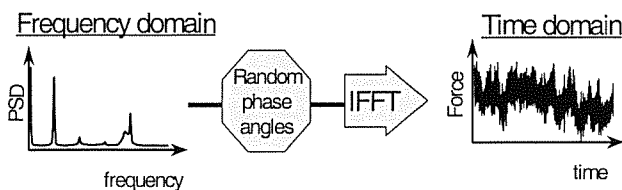


Figure 8. Generating a time series from a PSD

3. CHARACTERIZATION OF ENGINEERING PROCESSES USING STATISTICAL MEASURES

Time histories & PSD's

Engineering processes can fall into a number of types and Figure 9 is useful as a means of characterising these different types of processes. In Figure 9(a), a *sinusoidal time history* appears as a single spike on the PSD plot. The spike is centred at the frequency of the sine wave and the area of the spike represents the mean square amplitude of the wave. In theory this spike should be infinitely tall and infinity narrow for a pure sine wave. However, because any sine wave used is, by definition, finite in length, the spike always has finite height and finite width. Remember, with PSD plots it is the area under the graph that is of interest and not the height of the graph.

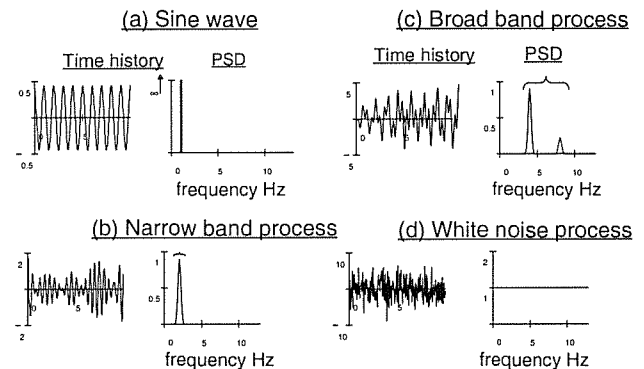


Figure 9. Equivalent time histories and PSD's

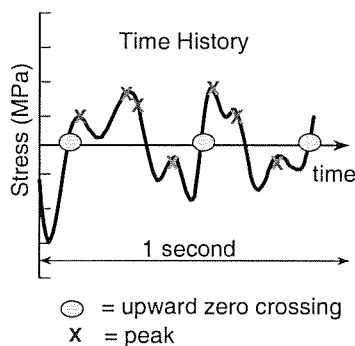
In Figure 9(b), a *narrow band process* is shown which is built up of sine waves covering only a narrow range of frequencies. A narrow band process is typically recognised in a time history by amplitude modulation, often referred to as a 'beat' envelope.

In Figure 9(c), a *broad band processes* is shown which is made up of sine waves over a broad range of frequencies. These are shown in the PSD plot as either a number of separate response peaks (as illustrated) or one wide peak covering many frequencies. This type of process is usually more difficult to identify from the time history but is typically characterised by positive valleys (troughs in the signal above the mean level) and negative peaks.

In Figure 9(d), a *white noise process* is shown. This is a special time history, which is built up of sine waves over the whole frequency range.

Expected zeros, peaks and irregularity factor

Random stress or strain time histories can only properly be described using statistical parameters. This is because any sample time history can only be regarded as one sample from an infinite number of possible samples that could occur for the random process. Each time sample will be different. However, as long as the samples are reasonably long then the statistics of each sample should be constant. Two of the most important statistical parameters are the number of so-called *zero crossings* and *number of peaks* in the signal. Figure 10 shows a 1 second piece cut out from a typical wide band signal.



Number of upward zero crossings, $E[O] = 3$
 Number of peaks, $E[P] = 6$
 Irregularity factor, $\gamma = \frac{E[O]}{E[P]} = \frac{3}{6}$

Figure 10. Zero and peak crossing rates

$E[O]$ represents the number of (upward) zero crossings, or mean level crossings for a signal with a non-zero mean. $E[P]$ represents the number of peaks in the same sample. These are both specified for a typical 1 second sample. The irregularity factor is defined as the number of upward zero crossings divided by the number of peaks.

In this particular case the number of zeros is 3, and the number of peaks is 6, so the irregularity factor is equal to 0.5. This number can theoretically only fall in the range 0 to 1. For a value of 1 the process must be narrow band as shown in Figure 9(b). As the divergence from narrow band increases then the value for the irregularity factor tends towards 0.

Probability density functions (pdf's)

The most convenient way, mathematically, of storing stress range histogram information is in the form of a *probability density function (pdf)* of stress ranges. A typical representation of this function is shown in Figure 11. It is very easy to transform from a stress range histogram to a pdf, or back. The bin widths used, and the total number of cycles recorded in the histogram, are the only additional pieces of information

required. To get a pdf from a *rainflow* (see later section) histogram each bin in the rainflow count has to be multiplied by $S_i \cdot dS$ where,

S_i = total number of cycles in histogram
 dS = interval width

The probability of the stress range occurring between

$$S_i - \frac{dS}{2} \text{ and } S_i + \frac{dS}{2} \text{ is given by } p(S_i)dS \quad (1)$$

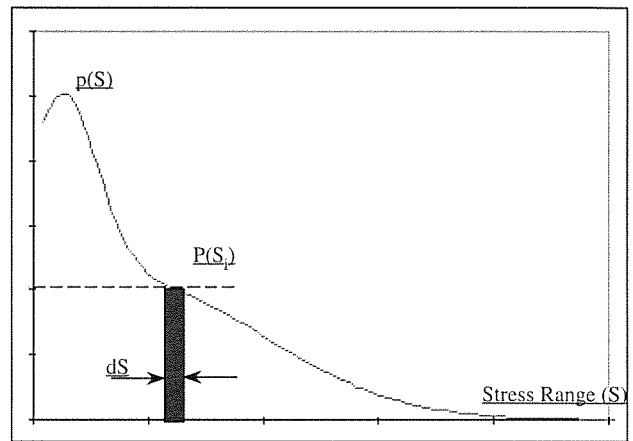


Figure 11. Probability density functions

Moments from a PSD

Since we are concerned with structural systems analysed in the frequency domain a method is required for extracting the pdf of rainflow ranges directly from the PSD of stress. The characteristics of the PSD that are used to obtain this information are the *nth moments* of the PSD function (Figure 12). The relevant spectral moments are easily computed from a one sided PSD $G(f)$ in units of Hertz using the following expression.

$$m_n = \int_0^{\infty} f^n \cdot G(f)df = \sum f_k^n \cdot G_k(f) \cdot \delta f \quad (2)$$

The n^{th} moment of area of the PSD (m_n) is calculated by dividing the curve into small strips as shown. The n^{th} moment of area of the strip is given by the area of the strip multiplied by the frequency raised to the power n . The n^{th} moment of area of the PSD is then found by summing the moments of all the strips.

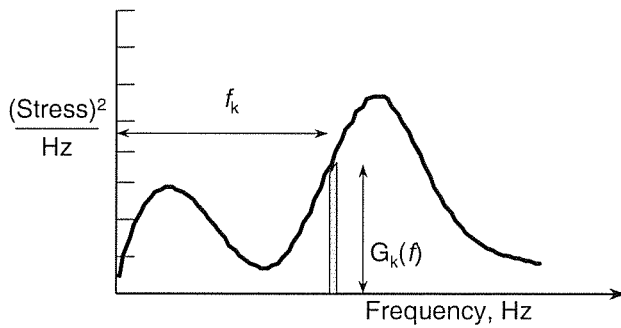


Figure 12. Calculating PSD moments

In theory, all possible moments are required to fully characterise the original process. However, in practice, we find that m_0 , m_1 , m_2 and m_4 are sufficient to compute all of the information required for the subsequent fatigue analysis.

Expected zeros, peaks and irregularity factor from a PSD.

The first serious effort at providing a solution for estimating fatigue damage from PSD's was undertaken by SO Rice in 1954 [10]. He developed the very important relationships for the number of upward mean crossings per second ($E[0]$) and peaks per second ($E[P]$) in a random signal expressed solely in terms of their spectral moments m_n .

$$E[0] = \sqrt{\frac{m_2}{m_0}} \quad E[P] = \sqrt{\frac{m_4}{m_2}} \quad (3)$$

$$\gamma = \frac{E[0]}{E[P]} = \sqrt{\frac{m_2^2}{m_0 m_4}} \quad (4)$$

Pdf of peak position and amplitude.

Two important pdf's can be computed from a stress or strain time history. These are the amplitude and peak pdf's as shown in Figure 13. The best way to visualize these parameters is to draw tram lines horizontally through the time history and then count either the number of times the signal crosses the tram lines or the number of times a peak occurs in-between the tram lines. The complete pdf's are obtained by repeating this process for all horizontal levels in the signal. For most engineering purposes the amplitude pdf will be approximately Gaussian. Furthermore, for a narrow band process the peak pdf will be approximately equivalent to the Rayleigh pdf.

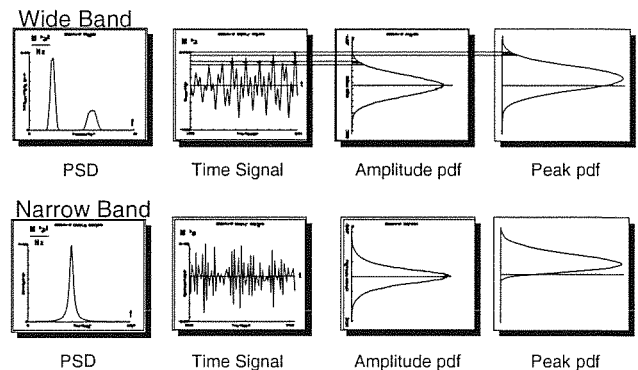


Figure 13. Amplitude and peak pdf's

What is the Transfer Function?

If a sinusoidal force is applied to a linear structure then the structure will respond with a sinusoidal displacement at the same frequency. For a linear structure we can also expect that an increase in the amplitude of the forcing function will cause a proportional increase in the structural displacement. This leads to the concept of a linear *transfer function*.

The transfer function is defined as the response per unit input at each frequency of interest as shown Figure 14. We can therefore use the transfer function to predict the amplitude displacement of the structure by multiplying the amplitude of the load F by the transfer function T for a particular frequency of applied load.

The transfer function can be calculated using a number of methods. These include computer generated models (FEA analysis) and using data acquired from tests. An intuitive way to calculate it would be to apply a series of sine waves to a test rig, or an FEA model, and then find the amplitude of the structural response for each frequency. The structural response doesn't have to be in the form of displacement. It could be in the form of strain or stress provided that the relationships are linear. Similarly, the input may be wind speed, acceleration, wave height, etc. and need not be force, but again the relationships must be linear.

To get the transfer function into the correct units for a PSD analysis the response parameter (per unit input loading) has to be squared. This is because the units of PSD's are units of interest squared, per hertz. If one takes the example of an offshore platform the input loading is typically expressed as a sea state spectrum. The process that this PSD defines is the sea surface elevation profile. In the time domain this is the sea surface elevation variation with time. The units of the input PSD, transfer function and response PSD are therefore given as:

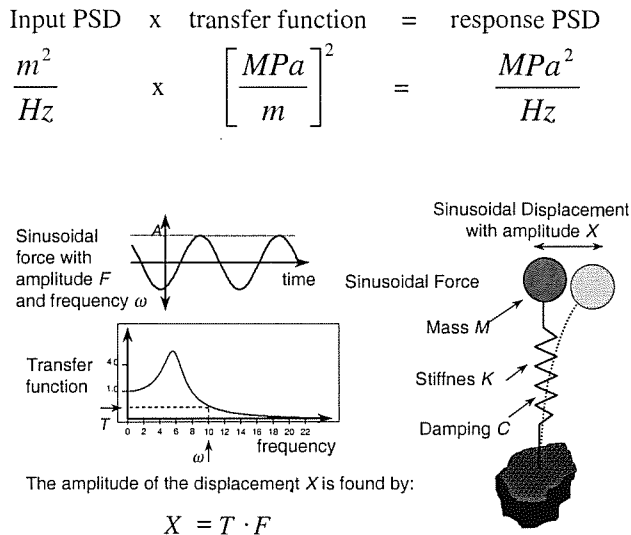


Figure 14. The concept of a linear transfer function

4. A PRACTICAL GUIDE TO USING THE FFT

There are a number of important issues to remember when using the FFT on real data. For example, the FFT algorithm is only suitable for time signals with 2^m data points, i.e.. 32, 64, 128, 256, ... data points. In this section a number of other practical issues pertaining to successful frequency domain analysis are discussed.

The Nyquist frequency

The maximum frequency calculated by the PSD is governed by a theoretical limit known as the *Nyquist Frequency*. This is defined as half the sampling frequency used in the data analysis. When choosing a sample rate for data acquisition it is therefore necessary to set a value of at least twice that of the maximum frequency content of the process being recorded.

sample frequency = $2 \times f_\phi$ (5)

Frequency resolution

The Nyquist frequency and the number of points in the time sample govern the frequency resolution (δf). The interval between each calculated frequency is given by (see Figure 15):

$\delta f = f_\phi / \text{number of points in sample}$ (6)

Frequency resolution is therefore improved as the sample length is increased.

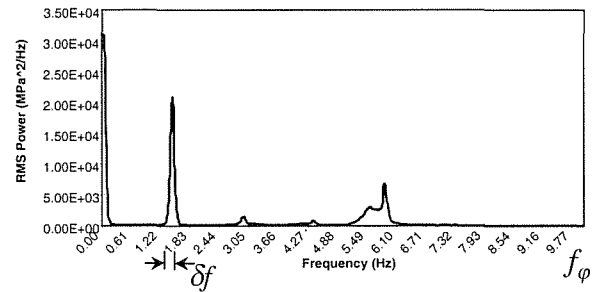


Figure 15. δf and Nyquist frequency

Aliasing

One of the biggest problems associated with acquiring data is that of aliasing. If data is sampled which contains sine waves with a frequency greater than the Nyquist frequency then the FFT algorithm will misinterpret the frequency of these sine waves. In order to see this it is worth sampling (draw dots on by hand) a sine wave just above and just below twice the Nyquist frequency. It will be seen that the sampling rate higher than twice the Nyquist rate correctly interprets frequency. However, it will be seen that the lower sampling rate predicts inaccurate frequencies. To avoid this it is customary to use anti aliasing (low pass) filters set somewhere below the Nyquist frequency.

The use of buffers and buffer averaging

It was mentioned earlier that the FFT algorithm was limited to calculating time histories with only 2^m data points (where m is an integer greater than 2.) In practice data is seldom acquired with exactly this number of points and so we need a method of subdividing the data into smaller 'buffers', each containing the required number of points. This is also done for reasons of computational efficiency and because statistical scatter reduces with increasing numbers of buffers.

We can therefore run the FFT algorithm for each buffer in turn to obtain a PSD for each (see Figure 16). The average PSD of the whole time history is then calculated by taking the linear average of all the buffers.

It is quite common for the time history to be too short to completely fill the last buffer; in this case the buffer can be padded with zeros at the end of the time history in order to fill it with the required number of data points.

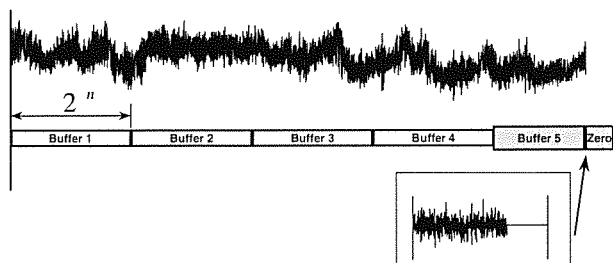


Figure 16. The use of buffers to compute the PSD

The Use of Windowing Functions

A potential problem arises when we calculate the PSD for a discrete buffer. To explain this problem consider the simple case of a single sine wave of frequency 6Hz (see Figure 17). Now if we take a buffer of 1 second, we can see that 6 complete sine cycles are included in the buffer. A PSD calculation of this results in a single spike centred at 6Hz.

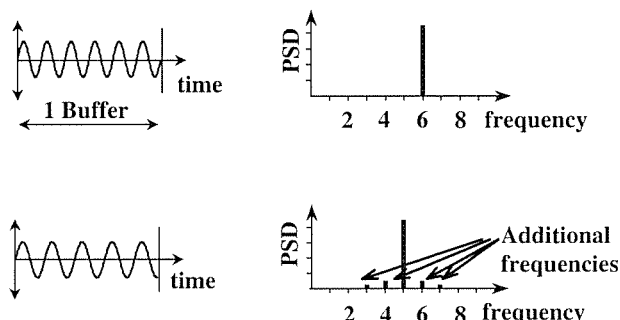


Figure 17. Spectral leakage

Suppose we now carry out the same analysis on a sine wave with frequency 4.8Hz. Now, the FFT assumes that this window, with 4.8 cycles, is joined to an identical one before and afterwards. This introduces a step in the continuous function. This then introduces additional frequencies, which are described using the term *spectral leakage*.

To overcome the problem of discontinuous steps in the periodic time history we can choose to use a smoothing function, such as the Hanning window. This multiplies the start and end of the buffer by zero and gradually increases until reaching a maximum at the centre (see Figure 18). Such a smoothing function eliminates any large steps in the periodic time history and can improve the frequency result. However, some bias is also introduced into the process so the appropriate solution is not always clear.

There are many different windowing functions available, the choice of which one to use is down to the individual, some are better than others. A rectangular window uses the time signal without alteration.

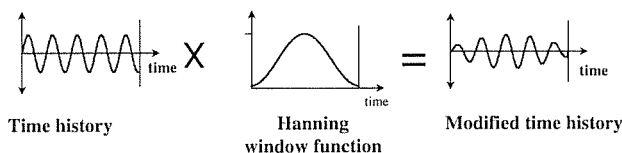


Figure 18. An example of window types (Hanning)

5. FATIGUE LIFE ESTIMATION FROM PSD'S

Before introducing the concepts needed to estimate fatigue damage in the frequency domain it is useful to set out a parallel approach in the time domain. The approach highlighted is that of a traditional S-N (Stress-Life) approach (see Figure 19).

Time Domain S-N Fatigue Life Estimation

The starting point for any fatigue analysis is the response of the structure or component, which is usually expressed as a stress or strain time history. If the response time history was made up of constant amplitude stress or strain cycles then the fatigue design could be accomplished by referring to a typical S-N diagram. However, because real signals rarely conform to this ideal constant amplitude situation, an empirical approach is used for calculating the damage caused by stress signals of variable amplitude.

Despite its limitations, the Palmgren-Miner rule is generally used for this purpose. This linear relationship assumes that the damage caused by parts of a stress signal with a particular range can be calculated and accumulated to the total damage separately from that caused by other ranges. A ratio is calculated for each stress range, equal to the number of actual cycles at a particular stress range, *n*, divided by the allowable number of cycles to failure at that stress, *N*, (obtained from the S-N curve). Failure is assumed to occur when the sum of these ratios, for all stress ranges, equals 1.0.

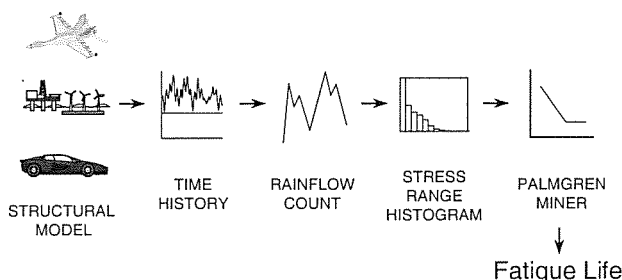


Figure 19. A standard S-N fatigue analysis

If the response time history is irregular with time, as shown in the Figure 19, then *rainflow* cycle counting is widely used to decompose the irregular time history into

equivalent sets of block loading. The numbers of cycles in each block are usually recorded in a stress range histogram. This can then be used in the Palmgren Miner calculation. An example of the way rainflow ranges are extracted from a time signal is given in [3].

S-N Relationship

A traditional S-N curve as shown in Figure 20 is used to model the material properties of the components being analyzed. This simply shows that, under constant amplitude cyclic loading, a linear relationship exists between cycles to failure N and applied stress range S when plotted on log-log paper. There are two alternative ways of defining this relationship, as given below.

$$NS^m = K \qquad N^{-b}S = SR11 \qquad (7)$$

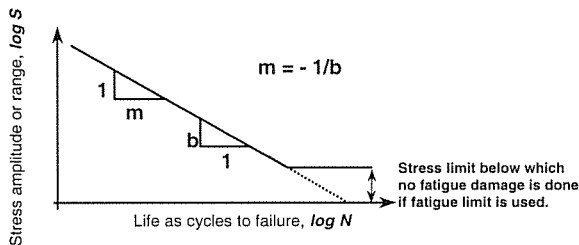


Figure 20. A typical S-N curve

Estimating fatigue life from a stress pdf

Once the stress range histogram has been converted into a stress range pdf then there is an elegant and efficient equation to describe the expected fatigue damage caused by this loading history.

$$E[D] = E[P] \frac{T}{k} \int_0^{\infty} S^m p(S) dS \qquad (8)$$

In order to compute fatigue damage over the lifetime of the structure in seconds (T) the form of material (S-N) data must also be defined using the parameters k and m (or b and $SR11$). In addition, the total number of cycles in time T must be determined from the number of peaks per second $E[P]$. If the damage caused in time T is greater than 1.0 then the structure is assumed to have failed. Or alternatively the fatigue life can be obtained by setting $T = 1.0$ and then finding the fatigue life in seconds from equation 8:

The Frequency Domain Model

Figure 19 highlighted the overall process for fatigue life estimation in the time domain. The parallel approach in the frequency domain is shown in Figure 21. If we assume that the structural model shown is now an FEA

model, this model would be identical for both the time domain and frequency domain approaches.

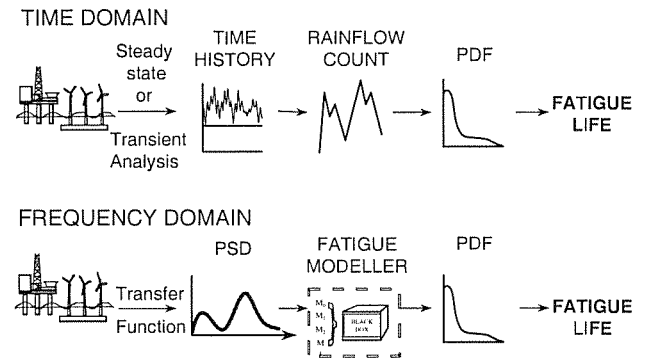


Figure 21. Time versus frequency domain calculations

In order to get structural response in the time domain a transient structural analysis would be required, before the fatigue analysis. In the frequency domain a transfer function would first be computed for the structural model. This is completely independent of the input loading and is a fundamental characteristic of the system, or model. The PSD response, caused by any PSD of input loading, is then obtained by multiplying the transfer function by the input loading PSD. Further response PSD's caused by additional PSD's of input loading can then be calculated with a trivial amount of computing time. Once the response PSD has been computed the remaining task is to estimate the fatigue damage using one of a number of fatigue models.

Narrow band solution

JS Bendat [11] presented the theoretical basis for the first of these of these frequency domain fatigue models, the so-called *Narrow Band* solution. This expression was defined solely in terms of the spectral moments up to m_4 . However, the fact that this solution was suitable only for a specific class of response conditions was an unhelpful limitation for the practical engineer. The narrow band formula is given below.

$$E[D] = \sum_i \frac{n_i}{N(S_i)} = \frac{S_t}{k} \int S^b \cdot p(S) dS$$

$$= \frac{E[P] \cdot T}{k} \int S^b \cdot \left[\frac{S}{4m_0} e^{-\frac{S^2}{8m_0}} \right] dS \qquad (9)$$

This was the first frequency domain method for predicting fatigue damage from PSD's and it assumes that the pdf of peaks is equal to the pdf of stress amplitudes. The narrow band solution was then obtained by substituting the Rayleigh pdf of peaks with the pdf of stress ranges. The full equation is obtained by

noting that S_r is equal to $E[P].T$, where T is the life of the structure in seconds (see Figure 22).

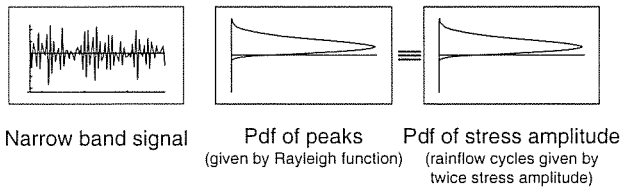


Figure 22. The basis of the narrow band solution

Figure 23 explains why the narrow band solution is so conservative for wide band cases? Two time histories are shown. The narrow band history (a) is made up by summing two independent sine waves at relatively close frequencies. The wide band history (b) uses two sine waves with relatively widely spaced frequencies.

Narrow banded time histories are characterised by frequency modulation known as a beat effect. Wide band processes are characterised by the presence of positive troughs and negative peaks and these are clearly seen in Figure 23 as a sinusoidal ripple superimposed on a larger, dominant sine wave.

The problem with the narrow band solution is that positive troughs and negative peaks are ignored, and all positive peaks are matched with corresponding troughs of similar magnitude regardless of whether they actually form stress cycles. To illustrate this, take every peak (and trough) and make a cycle with it by joining it to an imaginary trough (peak) at an equal distance the other side of the mean level. This is shown in Figure 23(c). It is easy to see that the resultant stress signal contains far more high stress range cycles than were present in the original signal. This is the reason why the narrow band solution is so conservative.

Empirical correction factors (Tunna, Wirsching, Hancock, Chaudhury and Dover)

Many expressions have been proposed to correct this conservatism. Most were developed with reference to offshore platform design where interest in the techniques has existed for many years. In general, they were produced by generating sample time histories from PSD's using Inverse Fourier Transform techniques. From these a conventional rainflow cycle count was then obtained.

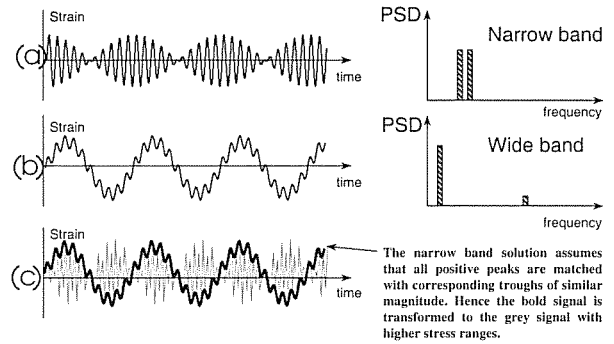


Figure 23. Why the narrow band solution is conservative

The solutions of **Wirsching** et al [12], **Chaudhury and Dover** [13], **Tunna** [3] and **Hancock** [14] were all derived using this approach. They are all expressed in terms of the spectral moments up to m_4 .

Tunna

$$p(S)_T = \left[\frac{S}{4\gamma^2} \frac{1}{m_0} e^{-\frac{S^2}{8\gamma^2 m_0}} \right] \quad (10)$$

Wirsching

$$E[D]_{Wirsch} = E[D]_{NB} \cdot [a(m) + [1 - a(m)](1 - \epsilon)^{c(m)}]$$

where; $a(m) = 0.926 - 0.033m$; $c(m) = 1.587m - 2.323$; $\epsilon = \sqrt{1 - \gamma^2}$ (11)

$$S_{eq} = \left[\int_0^\infty S^m p(S) dS \right]^{1/m}$$

Hancock equivalent stress

$$S_{eqHanc} = \left(2\sqrt{2m_0} \right) \left[\gamma \Gamma\left(\frac{m}{2} + 1\right) \right]^{1/m} \quad (12)$$

Chaudhury & Dover equivalent stress

$$S_{eqC\&D} = \left(2\sqrt{2m_0} \right) \left[\frac{\epsilon^{m+2}}{2\sqrt{\pi}} \Gamma\left(\frac{m+1}{2}\right) + \frac{\gamma}{2} \Gamma\left(\frac{m+2}{2}\right) + erf(\gamma) \frac{\gamma}{2} \Gamma\left(\frac{m+2}{2}\right) \right]^{1/m} \quad (13)$$

where; $erf(\gamma) = 0.3012\gamma + 0.4916\gamma^2 + 0.9181\gamma^3 - 2.3534\gamma^4 - 3.3307\gamma^5 + 15.6524\gamma^6 - 10.7846\gamma^7$

Steinberg Solution

The approach of Steinberg leads to a very simple solution based on the assumption that no stress cycles occur with ranges greater than 6 rms values. The distribution of stress ranges is then arbitrarily specified to follow a Gaussian distribution. This defines the stress range cycles to occur with the following probability.

- 68.3% time at 2rms
- 27.1% time at 4rms
- 4.3% time at 6rms.

$$S_{eq,Stein} = [0.683(2\sqrt{m_0})^m + 0.271(4\sqrt{m_0})^m + 0.043(6\sqrt{m_0})^m]^{1/m} \quad (14)$$

Dirlik's empirical solution for rainflow ranges

Dirlik [15] has produced an empirical closed form expression for the pdf of rainflow ranges, which was obtained using extensive computer simulations to model the signals using the Monte Carlo technique. Dirlik's solution is given below.

$$p(S) = \frac{\frac{D_1}{Q} e^{-\frac{z}{Q}} + \frac{D_2 Z}{R^2} e^{-\frac{z^2}{2R^2}} + D_3 Z e^{-\frac{z^2}{2}}}{2(m_0)^{1/2}} \quad (15)$$

Where x_m, D_1, D_2, D_3, Q and R are all functions of $m_0, m_1, m_2,$ and m_4 . Z is a normalised variable equal to $\frac{S}{2(m_0)^{1/2}}$.

Bishop's theoretical solution for rainflow ranges

Dirlik's empirical formula for the pdf of rainflow ranges has been shown to be far superior, in terms of accuracy, than the previously available correction factors. However, the need for certification of the technique before its use meant that theoretical verification was required. This was achieved by Bishop [4], when a theoretical solution for predicting rainflow ranges from the moments of the PSD was produced. A detailed description of this method is given in [5].

Most of the above techniques require an integration cut-off to be set in terms of the numbers of rms values along

the stress range axis. It is normal to set this to 3 rms (for amplitude) or 6 rms (for range). However, it is easy to show, using measured signals of sufficient length, that up to 4.5 rms (on amplitude) is needed to avoid omitting fatigue-damaging cycles.

6. EXAMPLES

A simple hand calculation

In order to illustrate the mechanism of vibration fatigue calculations it is worth performing some simple hand calculations on the two-peaked PSD shown in Figure 24.

Approximate hand calculations have been performed in both the time and frequency domains. A computer-based calculation (using [16]) has also been performed as a comparison. This example is very useful for demonstrating that although the concepts underlying vibration fatigue tools may be complex it is still possible to use simple hand calculations to check results.

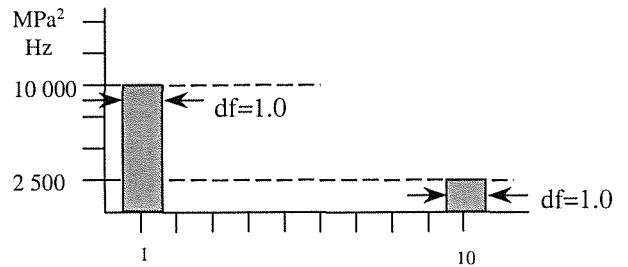


Figure 24. A simple 2 peaked PSD

Time domain by hand.

An approximate visualisation of the original time signal can be obtained by adding together two sine waves, one for each block in the PSD, where the amplitude of each is obtained (approximately) from 1.41 times the root mean square (rms) value (see Figure 25). Since the rms of each block can be calculated (approximately) from the square root of its area we get the following stress ranges:

- ♦ Sine wave 1 at 1Hz with a stress range of $\sqrt{10000} * 1.41 * 2 = 282 \text{ MPa}$
 - ♦ Sine wave 2 at 10Hz with a stress range of $\sqrt{2500} * 1.41 * 2 = 141 \text{ MPa}$
- (N.B. Stress Range = 2 x Stress Amplitude)

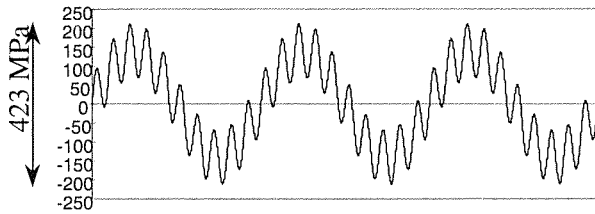


Figure 25. A time signal reconstructed from the 2 peaked PSD

If a rainflow counting procedure is adopted the 10Hz cycles are extracted, unaltered at 141MPa. This then leaves the 282MPa cycle compounded with the 141MPa cycle to create a rainflow cycle of range 423MPa. The rainflow count is therefore,

Table 2. Rainflow cycles counted from the simple time history

Number of cycles per second	Total (Rainflow) Cycle Range
1	141MPa
10	423MPa

If we use a typical steel with S-N data of the form $N = 1.0E+15 * S^{-4.2}$ we get,

Table 3. Allowable N obtained from the S-N curve

Rainflow Cycle Range (Si)	Cycles to Failure (Ni)
141MPa	9.4E+5
423MPa	9.3E+3

An approximate Palmgren-Miner damage calculation on the time signal then gives;

$$E[D] = \frac{10}{9.4E+5} + \frac{1}{9.3E+3} = 1.18E-4$$

This corresponds to a fatigue life of **8462 secs**

Frequency domain by hand.

Moments can be computed easily from the PSD using the expression given earlier.

$$m_0 = 12\ 500 \quad m_1 = 35\ 000$$

$$m_2 = 260\ 000 \quad m_4 = 25\ 010\ 000$$

From which we can compute

$E[0] = 4.6$ upward zero crossings per second and

$E[P] = 9.8$ peaks per second

$\gamma = 0.465$

$rms = \sqrt{m_0} = 112$ MPa

From which we get an equivalent sine wave magnitude = $112 * 1.41 * 2 = 315$ MPa.

For this, $N(315MPa) = 3.2E+4$

from which we can get a fatigue life of **3265 secs**

Computer based calculations using MSC/FATIGUE.

Fatigue life using Narrow Band formula **1472 secs**

Fatigue life using Dirlik **7650 secs**

The correlation between the result obtained by hand (8462 seconds) and the Dirlik result (7650 seconds) is very good considering the simplifying assumptions that have been made. The hand calculation made with the narrow band assumption (3265 seconds) is also quite close to the computer based Narrow Band result (1472 seconds). As we would expect, the narrow band solution is conservative.

An FEA based example

In order to show the FEA based vibration fatigue approach a number of comparison calculations have been performed on the FEA model shown in Figure 26. This is a bracket, which is fully fixed at the position of the round hole.

Three loading time histories were applied at the end of the bracket in the horizontal, vertical, and twist directions.

Three frequency response results (in the range 0-50Hz) were obtained with unit forces and moments corresponding to the three load application points. These analyses were done in MSC/NASTRAN. The frequency response analyses used a damping ratio of 5% of critical. As an example Figure 27 shows the vertical frequency response result for one frequency of loading.

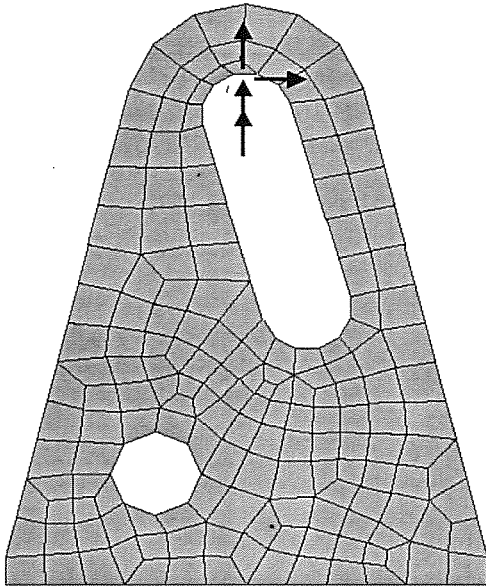


Figure 26. An FEA model of a simple bracket

Figure 28, Figure 29, and Figure 30 show the applied time histories, PSD's, and cross PSD's respectively. The cross PSD functions quite clearly show some correlation between load input signals.

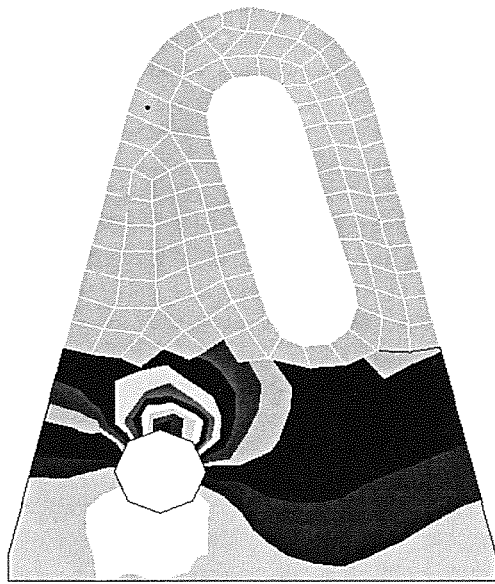


Figure 27. Frequency response results for a vertical load at zero hertz

Two separate comparisons have been made. Firstly, a static analysis comparison has been undertaken between the results from a conventional pseudo static analysis and the results from a PSD based analysis. With the pseudo static approach the results caused by each load application point are linearly superimposed at each node of interest. For both methods principal stresses were used.

In order to properly simulate a static situation the mass of the bracket was set sufficiently low to ensure that the first natural frequency was well above the maximum loading frequency. The first natural frequency was approximately 60Hz, with the highest frequency of loading being approximately 50Hz. Figure 31 and Figure 32 show good agreement between the two approaches for fatigue life. The red area (in this case dark grey near the circular hole) shows the position of the shortest life and the white areas (2 corners away from the hole) the longest fatigue lives.

The PSD and time history results for the most critical node are given in Figure 33 and Figure 34. The full set of comparison results for this node is given in Table 4.

Table 4. Time and PSD fatigue results for static model

Static model results in seconds		
	Static	PSD Vibration
Vertical	6.6E5	2.5E6
Horizontal	9.3E8	3.2E9
Twist	1.0E9	9.3E7
All together	4.0E4	5.1E3

The second comparison analysis was undertaken using a dynamic example. The same FE model was used but this time the mass was set so that several modes occurred in the loading frequency range. Mode 1 was at approximately 6Hz. Figure 35 shows mode 6, which occurred at 46Hz.

For this comparison a transient dynamic analysis was undertaken using MSC/NASTRAN. The stress output from this analysis was then analysed using MSC/FATIGUE. Figure 36 and Figure 37 show the output from a critical node and Figure 38 and Figure 39 show the fatigue life contour plots for all nodes. Again, there is excellent agreement between the two approaches. As before, the red area (dark grey in this plot) shows the position of the shortest life and the white areas the longest fatigue lives. The full set of comparison results for this node is given in Table 5.

Table 5. Transient and PSD results for dynamic model

Dynamic model results in seconds		
	Dynamic	PSD Vibration
Vertical	145	38
Horizontal	1.9E9	9.8E8
Twist	3.7E7	3.8E5
All together	0.7	0.5

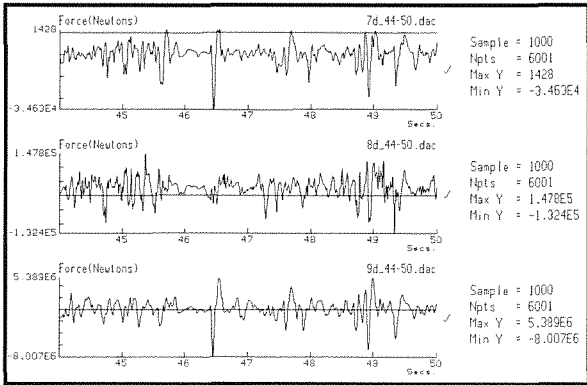


Figure 28. The 3 loading time signals

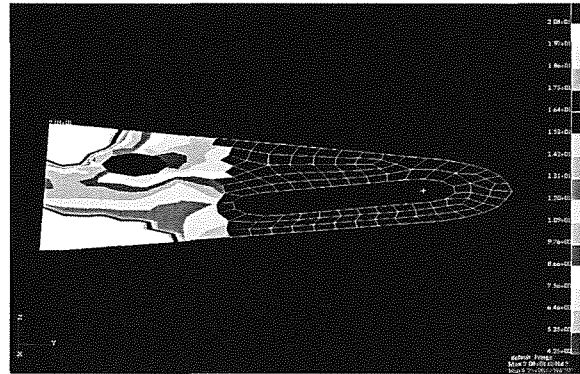


Figure 31. fatigue life for combined inputs from pseudo static analysis - static model

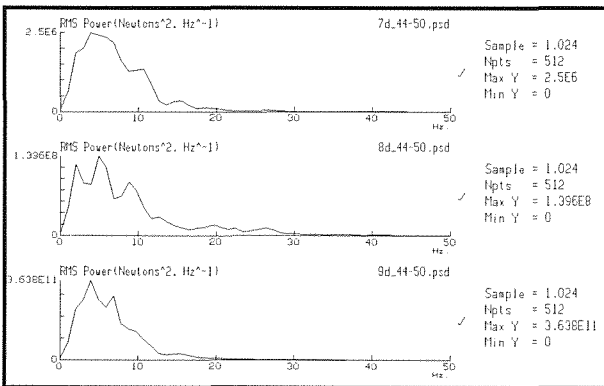


Figure 29. The 3 loading PSD's

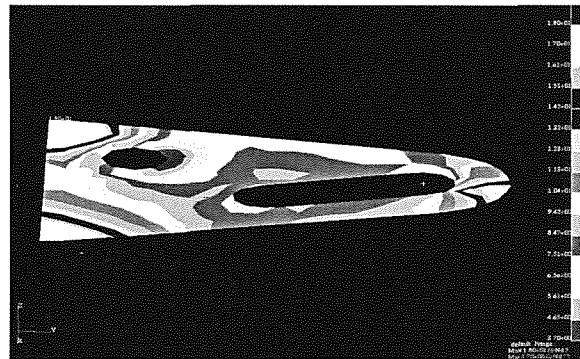


Figure 32. Fatigue life for combined inputs from PSD analysis - static model

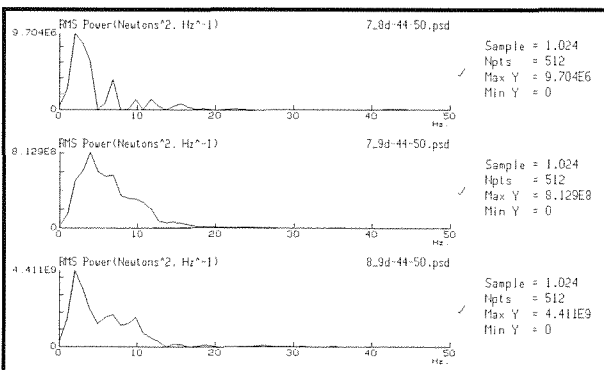


Figure 30. The 3 loading Cross PSD's

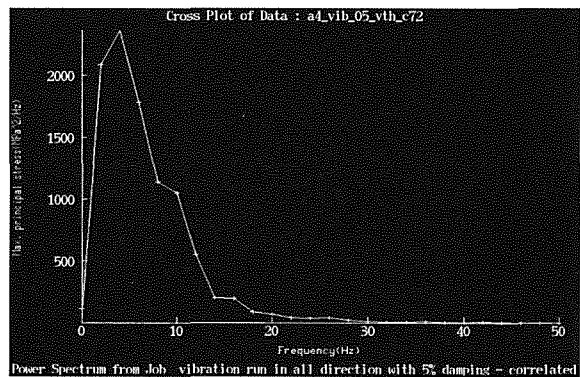


Figure 33. Output from critical node - PSD analysis, static model

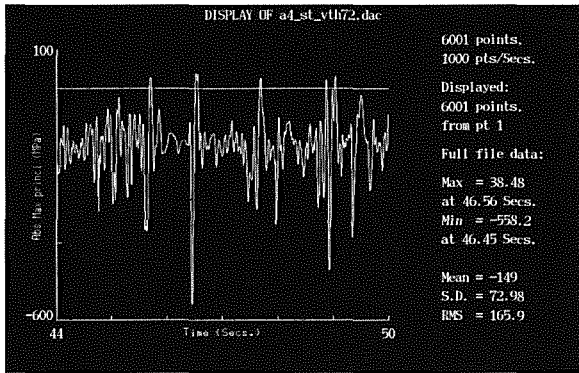


Figure 34. Output from critical node - pseudo static analysis, static model

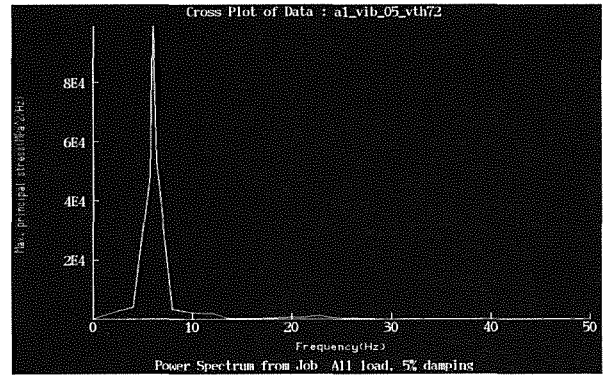


Figure 37. Output from critical node - PSD analysis, dynamic model

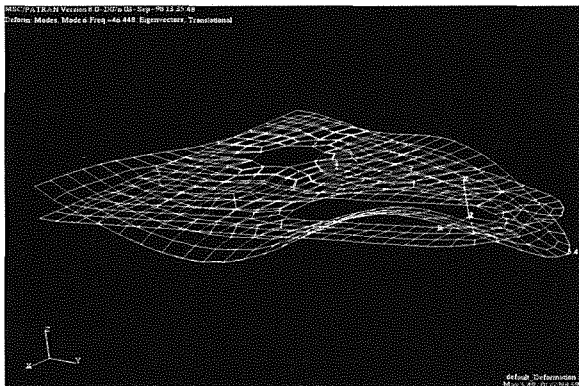


Figure 35. Mode 6 at 46 Hz

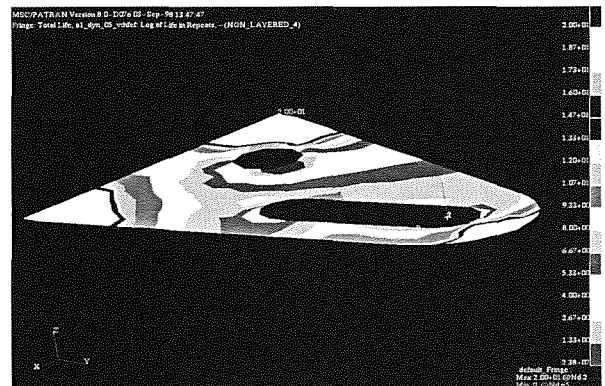


Figure 38. Fatigue life for combined inputs from transient analysis - dynamic model

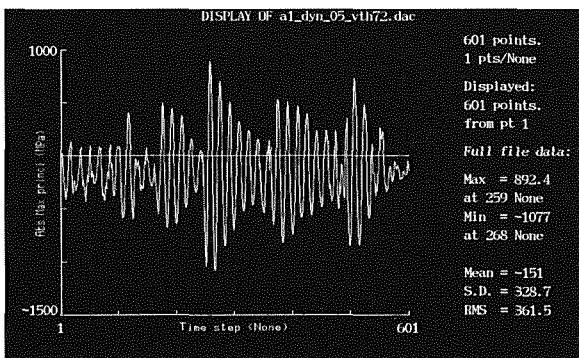


Figure 36. Output from critical node - transient analysis, dynamic model

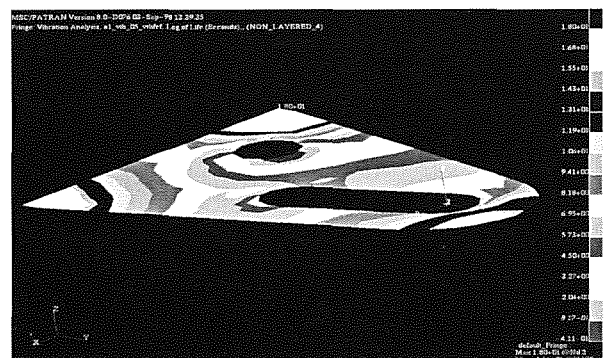


Figure 39. Fatigue life for combined inputs from PSD analysis - dynamic model

7. CONCLUSIONS

A state of the art review of vibration fatigue techniques has been presented. Although the underlying techniques are highly complicated it has been shown that a practical understanding of the techniques is sufficient to allow designers to usefully use these new tools. Several examples have been presented to show how the tools can be practically used for fatigue design, especially in the FEA environment.

8. REFERENCES.

- [1] MSC/FATIGUE V8 User Manual, MSC Corporation, Los Angeles, CA, (1998).
- [2] N W M Bishop, Dynamic fatigue response of deep water offshore structures subjected to random loading, *Structural Engineering Review SER*, **76/11**, 63-78, (1991).
- [3] N W M Bishop and F Sherratt, Fatigue life prediction from power spectral density data. Part 1, traditional approaches and Part 2, recent developments. *Environmental Engineering*, **2**, (1989).
- [4] N.W.M.Bishop, The use of frequency domain parameters to predict structural fatigue, PhD thesis, Warwick University, (1988).
- [5] N.W.M.Bishop and F.Sherratt, A theoretical solution for the estimation of rainflow ranges from power spectral density data. *Fat. Fract. Engng. Mater. Struct.*, **13**, 311-326, (1990).
- [6] N.W.M.Bishop and F.Sherratt, Signal processing for fatigue in both the time and frequency domains, IMA Conference on Mathematics in the Automotive Industry, University of Warwick, 315-331, (1989).
- [7] N W M Bishop, Z Hu, R Wang and D Quarton, Methods for the rapid evaluation of fatigue damage on the Howden HWP330 wind turbine, British Wind Energy Conference, York, (1993).
- [8] N.W.M.Bishop, F Sherratt and Hu Zhihua, The Analysis of Non-Gaussian Loadings from Wind Turbine Blades Using Frequency Domain Techniques, British Wind Energy Conference 13, Swansea, 317-321, (1991).
- [9] N.W.M.Bishop and Hu Zhihua, The Fatigue Analysis of Wind Turbine Blades Using Frequency Domain Techniques, European Wind Energy Conference, EWEC '91, Amsterdam, 246-250, (1991).
- [10] Rice, SO. Mathematical analysis of random noise. Selected papers on noise and stochastic processes, Dover, New York, (1954).
- [11] Bendat, JS. Probability functions for random responses. NASA report on contract NAS-5-4590, (1964).
- [12] P.H.Wirsching and M.C.Light, Fatigue under wide band random loading, *J Struct. Div., ASCE*, 1593-1607, (1980).
- [13] G.K.Chaudhury and W.D.Dover, Fatigue Analysis of Offshore Platforms Subject to Sea Wave Loading, *Int J Fatigue*, **7**, (1985).
- [14] J.C.P.Kam and W.D.Dover, Fast fatigue assessment procedure for offshore structures under random stress history, *Proc. Instn. Civ. Engrs., Part 2*, **85**, 689-700, (1988).
- [15] T.Dirlik, Application of computers in Fatigue Analysis, University of Warwick Thesis, (1985).
- [16] MSC/FATIGUE V8 QuickStart Guide, MSC Corporation, Los Angeles, CA, (1998).

ANALYSES OF FATIGUE AND FATIGUE-CRACK GROWTH UNDER CONSTANT- AND VARIABLE-AMPLITUDE LOADING

J. C. Newman, Jr.
 Mechanics of Materials Branch
 NASA Langley Research Center
 Hampton, Virginia USA 23681

Abstract. Studies on the growth of small cracks have led to the observation that fatigue life of many engineering materials is primarily “crack growth” from micro-structural features, such as inclusion particles, voids, slip-bands or from manufacturing defects. This paper reviews the capabilities of a plasticity-induced crack-closure model to predict fatigue lives of metallic materials using “small-crack theory” under various loading conditions. Constraint factors, to account for three-dimensional effects, were selected to correlate large-crack growth rate data as a function of the effective stress-intensity factor range (ΔK_{eff}) under constant-amplitude loading. Modifications to the ΔK_{eff} -rate relations in the near-threshold regime were needed to fit measured small-crack growth rate behavior. The model was then used to calculate small- and large-crack growth rates, and to predict total fatigue lives, for notched and un-notched specimens under constant-amplitude and spectrum loading. Fatigue lives were predicted using crack-growth relations and micro-structural features like those that initiated cracks in the fatigue specimens for most of the materials analyzed. Results from the tests and analyses agreed well.

1. INTRODUCTION

The observation that small or short fatigue cracks can: (1) grow more rapid than those predicted by linear-elastic fracture mechanics (LEFM) based on large-crack data, and (2) grow at ΔK levels well below the large-crack threshold, has attracted considerable attention in the last two decades [1-5]. Some consensus is emerging on crack dimensions, mechanisms, and possible methods to correlate and to predict small-crack behavior. A useful classification of small cracks has been made by Ritchie and Lankford [6]. Naturally-occurring (three-dimensional) small cracks, often approaching microstructural dimensions, are largely affected by crack shape (surface or corner cracks), enhanced crack-tip plastic strains due to micro-plasticity, local arrest at grain boundaries, and the lack of crack closure in the early stages of growth. Whereas, two-dimensional short cracks, about 100 μm or greater, are through-thickness cracks which have been created artificially by removing the wake of material from large through cracks. Their behavior appears to be controlled by the plastic-wake history left by the large-crack growth process and the crack-growth rates are averaged over many grains through the thickness.

Over the last two decades, in the treatment of microstructurally-, mechanically-, and physically-small cracks, two basic approaches have emerged to explain the rapid growth and deceleration of small cracks when compared to large-crack growth behavior. The first is

characterized by “grain-boundary” blocking and consideration of microstructural effects on small-crack growth rates (see refs. 7 and 8). The second is a “continuum mechanics” approach accounting for the effects of material nonlinearity on the crack-tip driving force and crack-closure transients (see refs. 9 and 10).

The microstructural barrier model, developed by Miller and co-workers [5,8], was conceived to separate regimes of “microstructurally-small” cracks and “physically-small” cracks. The regime of microstructurally-small cracks (MSC) occurs when crack lengths are less than a dominant microstructural barrier, such as the grain size. Various researchers consider this regime to be synonymous with growth of a crack across a single grain or several grain diameters. For example, a crack may initiate at an inclusion particle on a grain boundary, propagate, slow down, and stop at the next grain boundary. With further cycling, or if the stress level is increased, this barrier can be overcome and the crack will propagate to the next barrier. Several different microstructural barriers to crack growth may exist in a single material because of material anisotropy and texture. The physically-small crack (PSC) regime is defined for crack lengths greater than the spacing of these dominant barriers. Miller [8] suggests that the complexities near micro-structural barriers in the MSC and PSC regimes hinder theoretical analyses of small-crack growth behavior based on LEFM parameters and he emphasized the development

of empirical equations, based on extensive test data, to determine constants in these relations. However, progress has been made in the analyses of cracks growing from inclusions (see ref. 11) and interacting with grain boundaries [12,13]. These analyses may be useful in developing the LEFM relations for cracks growing in complex microstructures.

Small-crack initiation and growth is a three-dimensional process with cracks in the depth, a , and length, c , directions interacting with the grain boundaries at different times in their cyclic history. Whereas, an observed crack in the length direction may have decelerated at or near a grain boundary, the crack depth may still be growing. As the crack grows in the depth direction, the rise in the crack-driving force at the c-location contributes to the crack penetrating that barrier. As the cracks become longer, the influence of grain boundaries become less as the crack front begins to average behavior over more grains. Small-crack growth deceleration may or may not occur depending upon the orientation of the adjacent grains [7]. A probabilistic analysis would be required to assess the influence of the variability of the grain structure on crack-growth rate properties. From an engineering standpoint, however, a weak-link or worst case scenario of grain orientation may provide a conservative estimate for the growth of small cracks through a complex microstructure. This is the basis for the continuum mechanics approaches.

It has been argued that the calculation of ΔK for a small crack growing from an inclusion could be in error (Schijve [14]). For example, if crack initiation occurs at a subsurface inclusion with subsequent breakthrough to the surface, a considerable elevation in ΔK is possible over that calculated from surface observations. Although the use of ΔK to characterize the growth of small cracks has proved to be convenient, its universal application has been viewed with some skepticism. Despite the above qualifications, research work on the growth of naturally-initiated small cracks, notably by Lankford [7,15] and the AGARD studies [16,17], have demonstrated the usefulness of the ΔK concept.

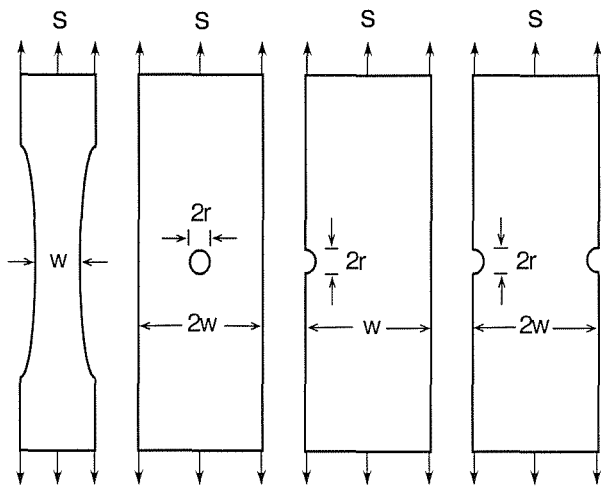
One of the leading continuum mechanics approaches to small-crack growth is that of Newman et al. [10,18]. The crack-closure transient (or more correctly the lack of closure in the early stages of growth) has long been suspected as a leading reason for the small-crack effect. The Newman crack-closure model [19] has demonstrated the capability to model small-crack growth behavior in a wide variety of materials and loading conditions [10,16-18]. Difficulties still exist for large-scale plastic deformations at holes or notches but these problems can be treated with advanced continuum mechanics concepts.

The purpose of this paper is to review the capabilities of the plasticity-induced crack-closure model [19] to correlate large-crack growth rate behavior and to predict fatigue lives in three aluminum alloys, a titanium alloy and a steel under various load histories using small-crack theory. Test results from the literature on 2024-T3, 7075-T6 and LC9cs aluminum alloys, Ti-6Al-4V titanium alloy and 4340 steel under constant-amplitude loading were analyzed with the closure model to establish an effective stress-intensity factor range (ΔK_{eff}) against crack-growth rate relation. The ΔK_{eff} -rate relation and the inclusion particle (or void) sizes that initiated cracks in these materials (except for the titanium alloy) were used in the model to predict total fatigue lives on notched specimens under various load histories. An equivalent-initial-flaw size (EIFS) concept was used for the titanium alloy. The load histories considered were constant-amplitude loading at various stress ratios ($R = S_{\text{min}}/S_{\text{max}}$) and two aircraft load spectra, Mini-TWIST (Lowak et al. [20]) and Felix-28 (Edwards and Darts [21]). Crack configurations used in these analyses were middle-crack tension, M(T), or compact tension, C(T), specimens for large-crack growth rate data, and three-dimensional crack configurations, such as a surface crack in a plate, a surface- or corner-crack at a hole or semi-circular edge notch for small-crack behavior. Comparisons are made between measured and predicted fatigue lives on various notched specimens.

2. CRACK AND NOTCH CONFIGURATIONS ANALYZED

The large-crack ΔK -rate data for the aluminum alloys [17,22] and steel [23] were obtained from M(T) specimens, whereas the data for the titanium alloy was obtained from C(T) specimens (see ref. 24). The fatigue specimens analyzed are shown in Figure 1.

They were: (a) uniform stress ($K_T = 1$) un-notched specimen, (b) circular-hole ($K_T = 3.23$) specimen, (c) single-edge-notch tension, SENT, ($K_T = 3.15$ or 3.3) specimen, and (d) double-edge-notch tension ($K_T = 3.1$). All specimens were chemically polished to remove a small layer of disturbed material which may have contained some machining residual stresses. Here the stress concentration factor, K_T , is expressed in terms of remote (gross) stress, S , instead of the net-section stress.



(a) $K_T = 1$ (b) $K_T = 3.23$ (c) $K_T = 3.15$ (d) $K_T = 3.1$

Fig 1. Specimens analyzed with "small-crack theory".

3. LARGE-CRACK GROWTH RATE BEHAVIOR

To make life predictions, ΔK_{eff} as a function of the crack-growth rate must be obtained for the material of interest. Fatigue crack-growth rate data should be obtained over the widest possible range in rates (from threshold to fracture), especially if spectrum load predictions are required. Data obtained on the crack configuration of interest would be helpful but it is not essential. Most damage-tolerant life calculations can be performed using linear elastic stress-intensity factor analysis with crack-closure modifications. In the following, the ΔK_{eff} -rate relation will be developed for only one of the aluminum alloys. Similar procedures were used to establish the relationships for all materials used in this study.

The linear-elastic effective stress-intensity factor range developed by Elber [25] is given by

$$\Delta K_{eff} = (S_{max} - S_0) \sqrt{(\pi c)} F(c/w) \quad (1)$$

where S_{max} is the maximum stress, S_0 is the crack-opening stress, and F is the boundary-correction factor. However, for high stress-intensity factors, proof testing, and low-cycle fatigue conditions, the linear-elastic analyses are inadequate and nonlinear crack-growth parameters are needed. To account for plasticity, a portion of the Dugdale cyclic-plastic-zone length (ω) has been added to the crack length, c . The cyclic-plastic-zone-corrected effective stress-intensity factor [26] is

$$(\Delta K_p)_{eff} = (S_{max} - S_0) \sqrt{(\pi d)} F(d/w) \quad (2)$$

where $d = c + \omega/4$ and F is the cyclic plastic zone corrected boundary-correction factor. The cyclic plastic zone is given by

$$\omega = (1 - R_{eff})^2 \rho/4 \quad (3)$$

where $R_{eff} = S_0/S_{max}$ and the plastic-zone size (ρ) for a crack in a large plate is

$$\rho = c \{ \sec[\pi S_{max}/(2\alpha\sigma_0)] - 1 \} \quad (4)$$

where α is a constraint factor [19] and σ_0 is the flow stress. Herein, the cyclic plastic zone corrected effective stress-intensity factor range will be used in the fatigue-life predictions.

The ΔK -rate data for large cracks in the 7075-T6 alloy are shown in Figure 2. These data were generated at two different laboratories [27] using M(T) specimens for three stress ratios (R). The data at each stress ratio parallel each other quite well. The data at each stress ratio show several knees or transitions, which are sharp changes in slope and these transitions occur at nearly the same crack-growth rate. Reference 27 discusses the relevance of some of these transitions.

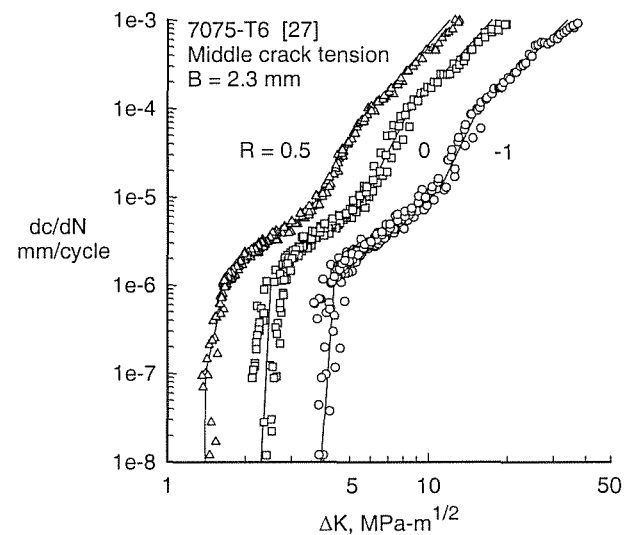


Fig 2. Stress-intensity factor range against rate for large cracks in 7075-T6 alloy.

The ΔK -rate data, shown in Figure 2, and additional data at high rates from reference 28, were used to establish the ΔK_{eff} -rate relation by using a crack-closure analysis. The only unknown in the closure analysis is the constraint factor, α . The constraint factor is determined by finding (by trial-and-error) a value that will correlate the crack-growth rate data over a wide range in stress ratios, as shown by Newman [29]. This correlation should produce a unique relationship between ΔK_{eff} and rate. In the large-crack threshold regime, the plasticity-induced closure model may not be able to collapse the threshold (ΔK -rate) data onto a unique ΔK_{eff} -rate relation because of other forms of closure. Roughness- and oxide-induced closure appear to be more relevant in the threshold regime than plasticity-induced closure. This may help explain why the constraint factors needed to correlate crack-growth

rate data in the low-rate regime are lower than plane-strain conditions ($\alpha = 3$). The constraint factors are 1.7 to 2 for aluminum alloys, 1.9 to 2.2 for titanium alloys and 2.5 for steel. Several references [10,16,18 and 27] have shown that large-crack threshold data (determined from the load-reduction procedures) are not applicable for small cracks. However, further study is needed to assess the interactions between plasticity-, roughness- and oxide-induced closure in this regime. If the plasticity-induced closure model is not able to give a unique ΔK_{eff} -rate relation in the threshold regime, then high stress ratio ($R \geq 0.7$) data may be used to help establish the ΔK_{eff} -rate relation in this regime. Small-crack test data and fatigue endurance limit data were used to help determine the small-crack effective threshold, $(\Delta K_{\text{eff}})_{\text{th}}$, values used herein.

The large-crack ΔK_{eff} -rate results for aluminum alloy 7075-T6 is shown in Figure 3. The data collapsed into a narrow band with several transitions in slope occurring at about the same rate for all stress ratios. Some differences were observed in the near threshold regime. For these calculations, a constraint factor (α) of 1.8 was used for rates less than $7\text{E-}04$ mm/cycle and α equal to 1.2 was used for rates greater than $7\text{E-}03$ mm/cycle. For intermediate rates, α was varied linearly with the logarithm of rate (see ref. 30). The values of α and rate were selected by trial-and-error and from analyses of crack growth under spectrum loading (see ref. 31). The constraint-loss regime ($\alpha = 1.8$ to 1.2) has also been associated with the flat-to-slant crack-growth behavior. Reference 31 has developed an expression to predict the location of the flat-to-slant crack-growth regime and the effective stress-intensity factor at this transition is given by

$$(\Delta K_{\text{eff}})_{\text{T}} = 0.5 \sigma_0 \sqrt{B} \quad (5)$$

For the 7075-T6 alloy sheet, $(\Delta K_{\text{eff}})_{\text{T}} = 13.1 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ (dashed line in Fig. 3). The width of the constraint-loss regime, in terms of rate or ΔK_{eff} , is a function of thickness, but this relationship has yet to be developed. In the low crack-growth rate regime, near and at threshold, tests and analyses [10] have indicated that the threshold develops because of a rise in the crack-opening stress due to the load-shedding procedure. In the threshold regime then, the actual ΔK_{eff} -rate data would lie at lower values of ΔK_{eff} because the rise in crack-opening stress was not accounted for in the current analysis. For the present study, an estimate was made for this behavior on the basis of small-crack data [27] and the results are shown by the solid line below rates of about $1\text{E-}06$ mm/cycle. The baseline relation shown by the solid lines will be used later to predict fatigue lives under constant-amplitude and spectrum loading.

4. SMALL-CRACK GROWTH RATE BEHAVIOR

In the following sections, comparisons are made between small- and large-crack results on three aluminum alloys and a steel under laboratory air and room temperature conditions. The baseline effective stress-intensity factor range against crack-growth rate curve for each material was obtained from reference [32] and was used to predict small-crack growth rate behavior from extremely small initial crack sizes on the specimens shown in Figure 1.

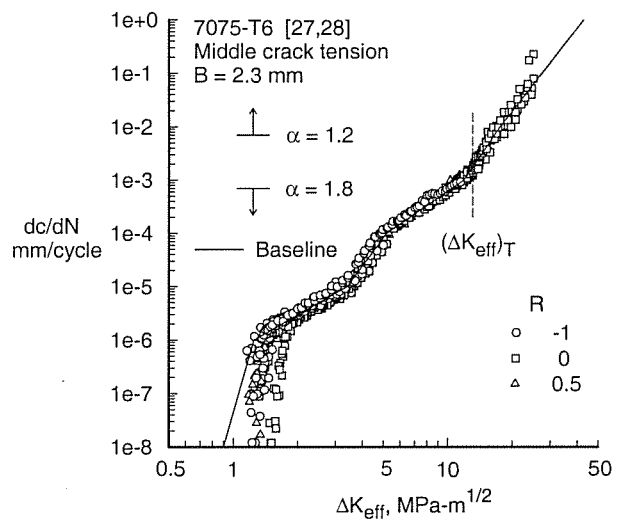


Fig 3. Effective stress-intensity factor range against rate for large cracks in 7075-T6 alloy.

Aluminum Alloy 7075-T6

Earlier work by Pearson [1] on fatigue-crack initiation and growth of small cracks from inclusion particles in two aluminum alloys (BS L65 and DTD 5050) set the stage for the development of small-crack theory. His results are shown in Figure 4, as the dotted curve, along with additional small-crack data (light solid curves) from Lankford [7] on 7075-T6 aluminum alloy using un-notched ($K_{\text{T}} = 1$) specimens. Lankford's data went down to ΔK values as low as $1.5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$. They both concluded that cracks of about the average grain size grew several times faster than large cracks at nominally identical ΔK values. The open symbols and dash-dot curve show the large-crack data and the development of the large-crack threshold at about 3 to 4 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$. Some general observations from Lankford were that the minimum in dc/dN occurred when the crack length, c , was about the minimum dimension of the grain size and that the magnitude of the lower rates was controlled by the degree of micro-plasticity in the next grain penetrated by the crack. If the next grain is oriented like the first, then no deceleration will occur, as indicated by the uppermost small-crack curves.

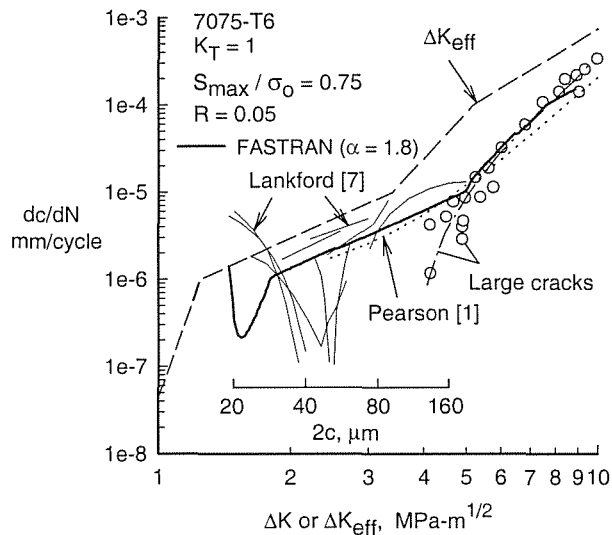


Fig 4. Measured and predicted small surface-crack growth in 7075-T6.

At this stage, it would be of interest to compare the test results from Pearson and Lankford with the small-crack growth predictions made from the continuum-mechanics model based on crack closure [10,18]. The baseline ΔK_{eff} -rate relation used in the closure model is shown by dashed lines in Figure 4 [32]. The constraint factor (α) used in the FASTRAN code [30] was 1.8 for rates less than $7E-4$ mm/cycle [32]. The ΔK_{eff} -rate results were generated from large-crack data for rates greater than about $2E-6$ mm/cycle. The lower section of the ΔK_{eff} -rate relation (below $2E-6$ mm/cycle) was estimated on the basis of small-crack data [27]. Because small cracks are assumed to be fully open on the first cycle, the ΔK_{eff} -rate relation is the starting point for small-crack analysis. The results of an analysis of the test specimen used by Lankford is shown by the heavy solid curve. The initial defect was selected as a $10\text{-}\mu\text{m}$ radius semi-circular surface crack. As the small crack grew, the closure level increased much faster than the ΔK level and a rapid decrease in rates was calculated. The rapid drop is a combination of the closure transient and the sharp change in slope of the ΔK_{eff} -rate relation (at about $1E-6$ mm/cycle). At about $30\text{ }\mu\text{m}$, the crack-opening stresses had nearly stabilized. The predicted small-crack results are in excellent agreement with Pearson's data and agree with some of Lankford's data which did not exhibit a grain-boundary influence. But interestingly, the small-crack analysis showed a single dip in the small-crack curve, similar to the "single" dip observed in some of Lankford's small-crack data. Would the grain-boundary interaction always occur at the same crack length ($40\text{ }\mu\text{m}$)? Why aren't there other dips, or small indications of a dip, in the rate curve at 80 or $120\text{ }\mu\text{m}$? Similarly, a shift in the ΔK_{eff} -rate relation to higher ΔK_{eff} values in the near-threshold regime and considering a larger initial defect would also shift the analysis "dip" to higher ΔK values,

closer to the test data. Further study is needed to help resolve these issues.

Small-crack data [27] have been generated on SENT specimens (Fig. 1c) made of 7075-T6 bare aluminum alloy (B = sheet thickness = 2.3 mm); and some of these data at $R = -1$ are shown in Figure 5. Specimens had a notch radius of 3.18 mm and a width (w) of 50 mm .

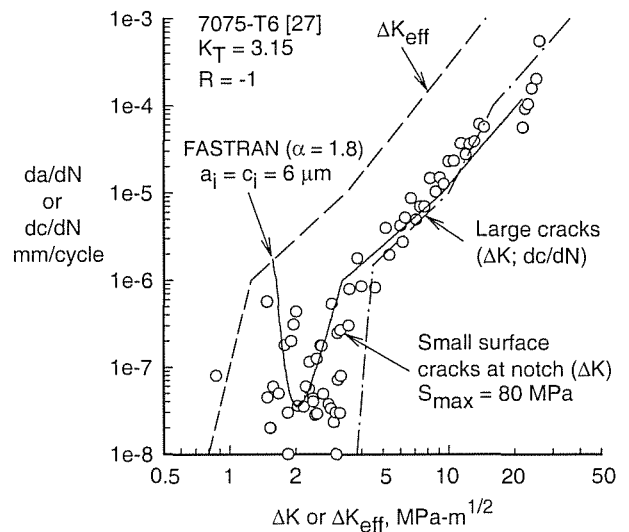
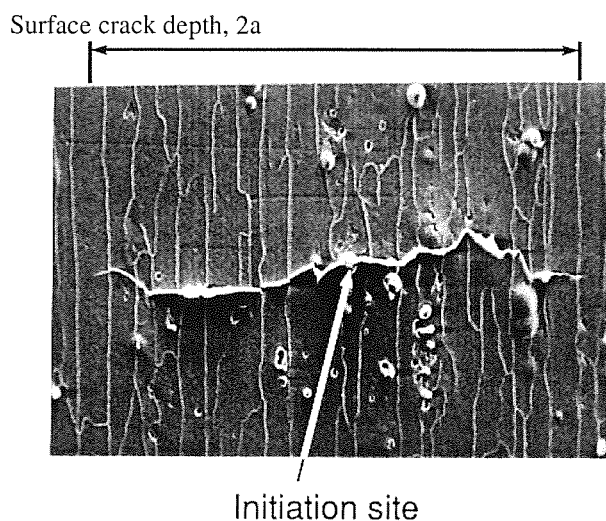
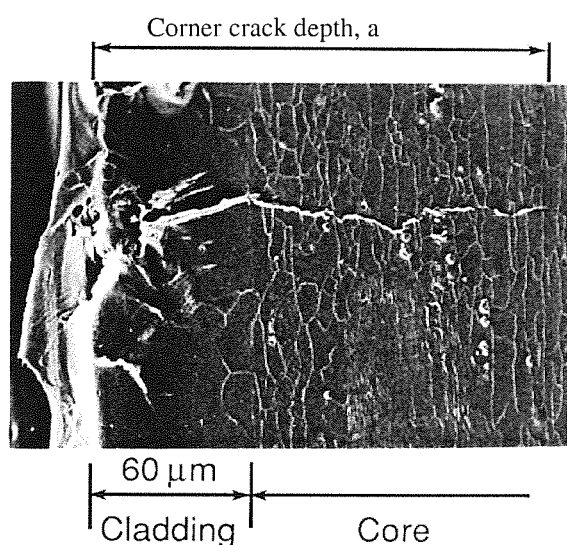


Fig 5. Measured and predicted small surface crack growth at a notch in 7075-T6.

The small-crack data was obtained by using the plastic-replica method. Scanning-electron microscope (SEM) photograph of a replica of a small crack at the notch surface is shown in Figure 6(a). In the calculation of ΔK for small surface cracks at the notch root, the crack-half-depth-to-crack-length (a/c) ratio was 1.0. (Note that for a surface crack at a notch root, the crack depth, $2a$, is measured in the sheet thickness, B , direction.) The dashed curve is the ΔK_{eff} -rate (da/dN) relation; and the dashed-dot curve shows the ΔK -rate (dc/dN) relation for large cracks. Although the test data showed a large amount of scatter, the analysis (solid curve) agreed reasonably well with the trends in the test data. The initial $6\text{-}\mu\text{m}$ semi-circular surface defect is very close to the inclusion particle (or void) sizes that initiated cracks at the notch root [27]. In the low-rate regime, near the large-crack threshold, the predictions did not agree as well with the test data, probably because the replica method had an affect on crack-growth rates [27]. Fatigue tests conducted with the plastic-replica method gave fatigue lives a factor of 3 to 4 times longer than those without the replica method. It was found that acetone, used in the replica method, protected the crack front from moisture in the air.



(a) Surface crack in 7075-T6 alloy



(b) Corner crack in LC9cs clad alloy

Fig 6. SEM photographs of replicas of notch-root surfaces with small crack (after [27]).

Aluminum Alloy LC9cs

The LC9cs alloy is equivalent to the 7075-T6 alloy except that the material had a cladding layer, as shown in Figure 6(b). Whereas surface cracks initiated at inclusion particles along the notch root in the 7075-T6 alloy, corner cracks were quite dominant in the clad alloy due to the cladding layer [27]. Figure 7 shows comparisons of measured and predicted rates on the LC9cs alloy for $R = -1$ loading ($B = 2$ mm) at $S_{max} = 70$ and 90 MPa. The solid curves show the predicted results with a 77- μm initial corner crack for several

values of S_{max} . The initial defect was the clad-layer thickness plus inclusion particle (or void) sizes in the

core (bare) material. A detailed description of the stress-intensity factor analysis of a corner crack emanating from a clad layer is given in reference 27. Again, all predictions start on the ΔK_{eff} -rate curve because the initial crack is assumed to be fully open on the first cycle. As the corner crack grew, the residual-plastic deformations built along the crack surfaces and caused the crack-opening stresses to stabilize at the large-crack conditions. Here, the predictions began to agree with the large-crack results. The predictions from the model agree well with the test data for $S_{max} = 70$ to 90 MPa in the early stages of crack growth, but the predicted rates were slightly low in the mid- to high-rate range. At $S_{max} = 50$ MPa, the predictions show a large drop in crack-growth rates, similar to that for the 7075-T6 alloy. This drop in rate is caused by the crack-closure transient and the shape of the ΔK_{eff} -rate curve. The crack would have been predicted to arrest if S_{max} was 40 MPa using $(\Delta K_{eff})_{th} = 0.9 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$. The fatigue limit for notch specimens at $R = -1$ was about 40 MPa [27].

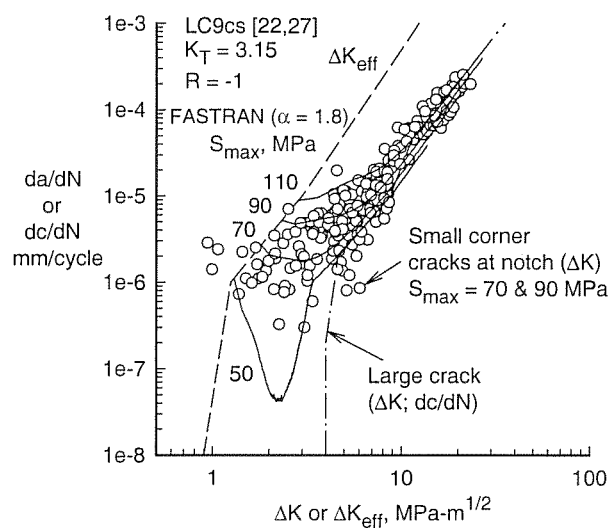


Fig 7. Measured and predicted small corner crack growth at a notch in LC9cs.

Whereas the small surface-crack data on the 7075-T6 bare alloy was affected by the plastic-replica method, the small corner-crack data on the LC9cs clad alloy did not appear to be affected. The clad alloy initiated predominately corner cracks and the replica was only applied along the notch root, thus it was surmised that the moisture from the laboratory air could reach the crack front by way of the crack on the specimen surface. Fatigue tests conducted on specimens with or without the plastic-replica method [27] produced nearly identical fatigue lives.

Aluminum Alloy 2024-T3

Figure 8 shows a comparison of small-crack data on SENT specimens [17] and large-crack data on M(T) specimens [33] made of the 2024-T3 alloy. The small-crack data, shown by the symbols, is only a small part of the overall database on this alloy. These results at $R = 0$ were taken from one laboratory and at an applied stress level of 110 MPa. This alloy showed a very large difference between the large-crack threshold (about 3 MPa \sqrt{m}) and small-crack growth behavior. Small cracks grew at ΔK values as low as 0.75 MPa \sqrt{m} . But for ΔK values greater than 3 MPa \sqrt{m} , the small- and large-crack data agreed quite well. The solid curve is the predicted rates from the FASTRAN closure model using the baseline ΔK_{eff} -rate curve (dashed lines). The initial defect was selected as a 6- μm radius surface crack located at the center of the notch. For the $R = 0$ condition, the small-crack effect (initial drop in rates at a ΔK value of about 1 MPa \sqrt{m}) is quite small. The crack-opening stresses from the model had stabilized after a small amount of crack growth.

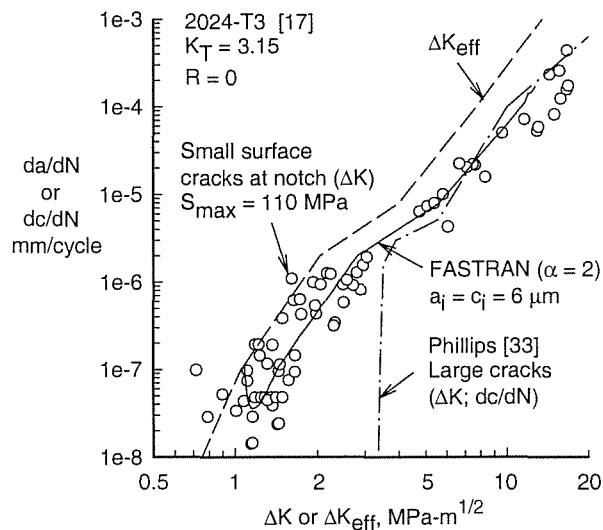


Fig 8. Measured and predicted small surface crack growth at a notch in 2024-T3.

High Strength 4340 Steel

Swain et al. [23] conducted small- and large-crack tests on 4340 steel. The large-crack results were obtained on middle-crack tension specimens tested at various stress ratios ($R = -1, 0$ and 0.5). The small-crack data were obtained from SENT specimens (Fig. 1c) with a notch radius of 3.2 mm and width $w = 25.4$ mm ($K_T = 3.3$) at the same stress ratios. Again, the plastic-replica method was used to measure the growth of small cracks. Examination of the initiation sites for 35 fatigue cracks gave information on the distribution of crack-initiation site dimensions. Two types of crack-initiation particles were observed: a spherical particle and a stringer particle.

spherical (calcium-aluminate) particle, shown in the SEM photograph in Figure 9, was by far the most dominate crack-initiation site particle.

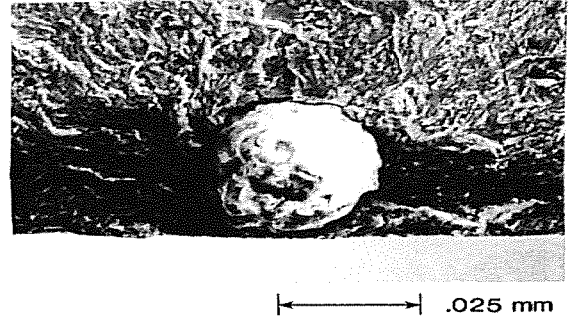


Fig 9. Crack initiation site at spherical-inclusion particle in 4340 steel (after [23]).

The cumulative distribution function for these defects is plotted against an equivalent semi-circular defect radius based on the actual area of the defect in Figure 10. The mean defect was about 13- μm in radius. Selecting defects of 8- and 30- μm in radius covered over 80% of all defects.

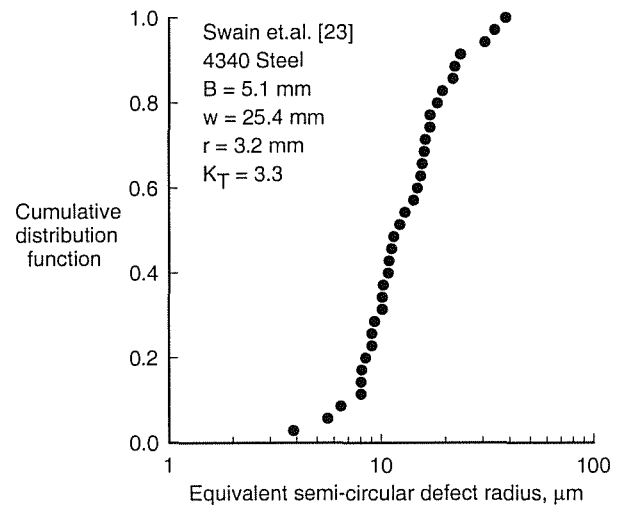


Fig 10. Cumulative distribution function for initiation sites in 4340 steel.

A comparison of some of the small- and large-crack data on the 4340 steel is shown in Figure 11 at $R = 0$ conditions. The symbols show small surface-crack data from the SENT specimens. The dashed-dot curve is the large-crack data obtained from M(T) specimens. Note that the small cracks were measured in the a-direction and large cracks were measured in the c-direction. Here the small- and large-crack data agreed quite well. The small-crack effect appears to be less dominate at the positive stress-ratio conditions for a variety of materials [16,17]. Again, the dashed curve is the ΔK_{eff} -rate curve determined from the M(T) specimen data. The constraint factor (α) was 2.5 for rates less than 5E-4 mm/cycle [32]. The solid curves show the predicted results from the FASTRAN closure model with either an initial semi-

circular surface crack of 8- or 30- μm with $S_{\text{max}} = 360$ MPa. Again, all predictions start on the ΔK_{eff} -rate curve because the initial crack is assumed to be fully open on the first cycle. Because the effective stress-intensity factor curve is near to the large-crack curve, small-crack effects are weak. The predicted results for the largest defect size rapidly approaches the large-crack behavior. But the predicted results for the smallest defect size showed a very rapidly drop and then a very rapid rise to large-crack behavior. Again, this behavior is due to the crack-closure transient and the shape of the ΔK_{eff} -rate curve at low rates.

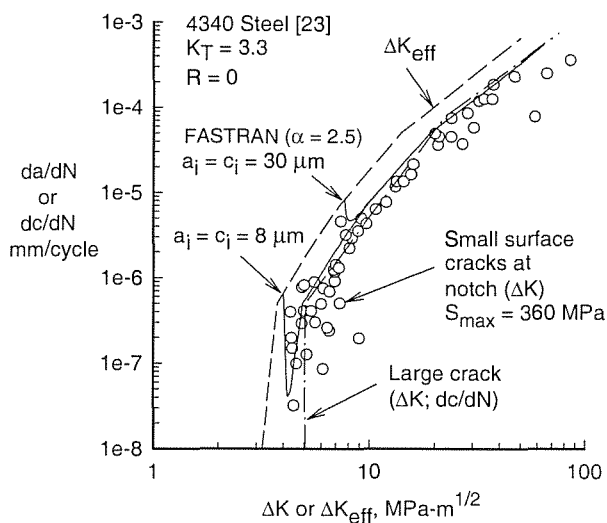


Fig 11. Measured and predicted small corner crack growth at a notch in 4340 steel.

5. PREDICTION OF FATIGUE LIFE USING SMALL-CRACK THEORY

Newman and many of his co-workers [16-18,22,23,26,27] have used continuum-mechanics concepts with initial defect sizes, like those which initiated cracks at inclusion particles, voids or slip-bands, and the effective stress-intensity factor range against rate relations to predict the fatigue lives for many engineering materials. The baseline crack-growth rate data for these materials were obtained from large-crack data, in most cases ignoring the large-crack threshold, and using small-crack growth rates at extremely low rates. Small-crack thresholds were estimated from small-crack data and/or the endurance limits for these materials. In the following, some typical examples of using small-crack theory to predict fatigue behavior will be presented.

Aluminum Alloy 2024-T3

Grover et al. [34] conducted fatigue tests on flat ($K_T = 1$) dog-bone specimens (Fig. 1a) made of 2024-T3

aluminum alloy under $R = 0$ and -1 loading. The specimens were electro-polished but no information on crack-initiation sites was available. Thus, in the analyses it was assumed that cracks initiated as quarter-circular corner cracks. A comparison of experimental and calculated fatigue lives is shown in Figure 12. Various initial crack sizes were selected by trial-and-error to find the best value to fit the test data. Analyses with a 20- μm initial crack size fit the test data quite well for both R ratios. Results for each R ratio approached the flow stress σ_o (average of the yield stress and ultimate tensile strength) for high applied stress levels. Some discrepancies were observed for both $R = 0$ and -1 analyses at applied stress levels above the yield stress. These discrepancies were expected because the closure model does not account for strain-hardening effects but uses an average flow stress. To fit fatigue limits, a value of $(\Delta K_{\text{eff}})_{\text{th}}$ of 0.8 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ was needed for the 20- μm initial crack.

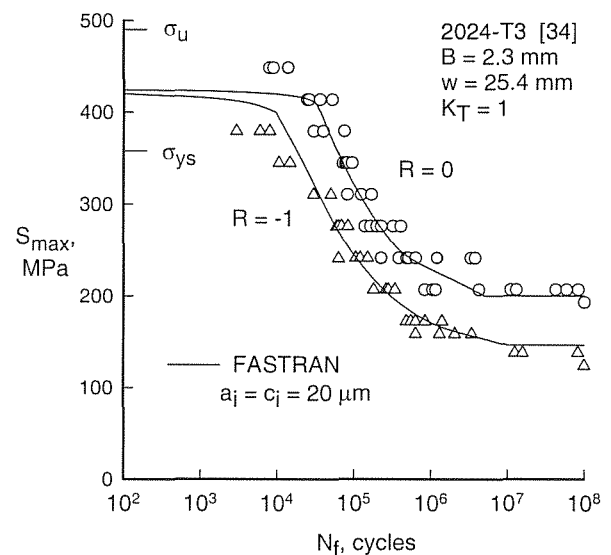


Fig 12. Measured and calculated fatigue lives for unnotched 2024-T3 specimens.

Aluminum Alloys LC9cs and 7075-T6

Fatigue tests were conducted on SENT specimens (Fig. 1c) made of the two aluminum alloys (LC9cs and 7075-T6) for various constant-amplitude stress ratios and under the Mini-TWIST [20] load spectrum. For each material, a single ΔK_{eff} -rate relation and the same initial defect size were used to make fatigue-life predictions assuming that the total fatigue life is composed on only crack propagation.

Constant-Amplitude Loading: The fatigue data for the LC9cs alloy under constant-amplitude loading ($R = 0.5, 0$ and -1) is shown in Figure 13 as symbols. A symbol with an arrow indicates that the test was terminated before failure. In the analysis, the initial crack size was $a_i = c_i =$

77 μm (clad layer plus an inclusion particle size). This initial crack size is somewhat larger than the cladding-layer thickness, but it is consistent with observations made early in life [27]. The effective stress-intensity factor range against rate relation is given in reference 32 and the small-crack effective threshold, $(\Delta K_{\text{eff}})_{\text{th}}$, was assumed to be 0.9 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$. The FASTRAN code [30] was then used to make life predictions. The solid curves show the predicted number of cycles to failure for the various stress ratios. Predictions agreed reasonable well with the test data. Similar comparisons on the 7075-T6 alloy are given in reference 27.

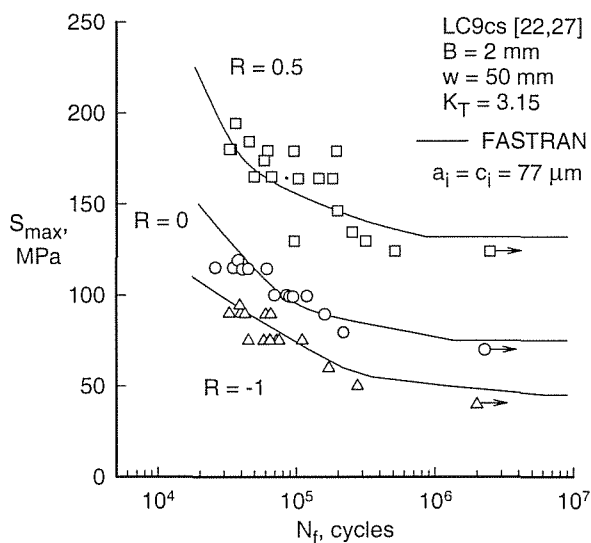


Fig 13. Measured and predicted fatigue lives for LC9cs aluminum alloy.

Mini-TWIST Spectrum Loading: Fatigue tests conducted on SENT specimens made of both LC9cs and 7075-T6 aluminum alloys are shown in Figure 14. The maximum stress level (S_{max}) in the Mini-TWIST spectrum is plotted against the number of cycles to failure. For the same applied stress level, the clad alloy produced a shorter fatigue life than the bare alloy. Using the same crack-growth properties and initial defect sizes, as those used under constant-amplitude loading, FASTRAN was used to make fatigue-life predictions. Again, the predicted fatigue lives were in reasonable agreement with the test data.

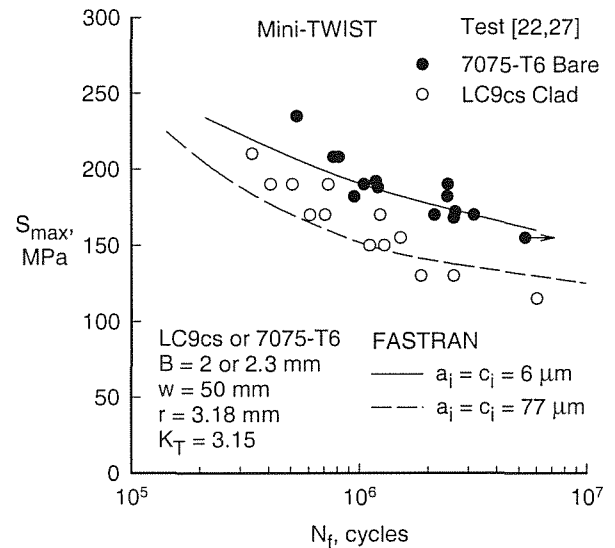


Fig 14. Measured and predicted fatigue lives for two aluminum alloys under Mini-TWIST.

In the fatigue analyses under the Mini-TWIST spectrum loading, the crack-closure model FASTRAN was used to calculate the crack-opening stress levels as a function of load history. The opening stresses were then used with the applied stresses to calculate the effective stress-intensity factor range and, subsequently, the crack-growth rate for each cycle. In the bare aluminum alloys, cracks have been found to initiate at inclusion-particle clusters or voids left when these particles were removed during machining or the polishing process. An initial material defect-void size (a_i, c_i, b) was selected for the crack growth simulations. The initial crack size was selected as a semi-circular defect ($a_i = c_i = 6 \mu\text{m}$) located at the center of the notch and the defect-void half-height, b , was selected as $0.5 \mu\text{m}$. The $0.5\text{-}\mu\text{m}$ value was selected so that the initial defect surface would not close even for $R = -1$ compressive loading (see ref. 27). Calculations are shown in Figure 15 for a Mini-TWIST spectrum with a mean flight stress $S_{\text{mf}} = 73 \text{ MPa}$ ($S_{\text{max}} = 190 \text{ MPa}$). Here the crack-opening stress is plotted against the cyclic-life ratio (applied cycles N to N_f , cycles to failure). A variable-constraint option was selected for this simulation. Thus, $\alpha = 1.8$ for rates less than $7.0\text{E-}4 \text{ mm/cycle}$ and $\alpha = 1.2$ for rates greater than $7.0\text{E-}3 \text{ mm/cycle}$. Only a small part of the opening stresses calculated from the model is shown in Figure 15. These results show that the opening stresses start near the minimum stress in the spectrum and rise as the crack grows. Crack-opening stresses generally leveled off at $N/N_f = 0.6$ to 0.9 . The rapid jump in S_o at N/N_f about 0.92 is caused by the change in constraint from 1.8 to 1.2 for the higher crack-growth rates. Incidentally, the surface crack became a through crack ($2a = B$) at N/N_f of about 0.9 .

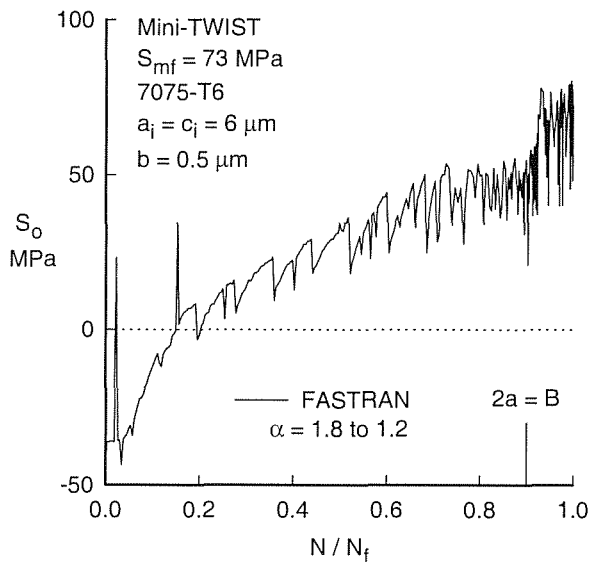


Fig. 15 Calculated crack-opening stresses for small crack in 7075-T6 alloy under Mini-TWIST.

High-Strength 4340 Steel

Everett [35] conducted fatigue tests on 4340 steel ($B = 3.2$ mm) using a specimen with a single open hole (Fig. 1b) with a hole radius of 3.2 mm and a width $w = 12.7$ mm. Tests were conducted under both constant-amplitude and spectrum loading. The material used in this study had the same strength level as the material tested in reference 23, but the specimens were thinner and were taken from a different heat of material. However, it was assumed that the large-crack data and inclusion-particle sizes would be the same. A small-crack effective threshold, $(\Delta K_{eff})_{th}$, of $3.2 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ (see Fig. 11) was used to predict the endurance limits or the applied stress level where the initial defect would not grow.

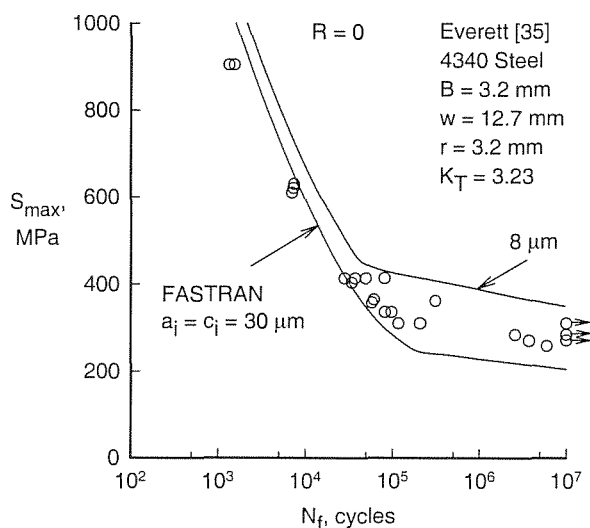


Fig 16. Measured and predicted fatigue lives for 4340 steel.

Constant-Amplitude Loading: Figure 16 shows test data (symbols) obtained from open-hole specimens at a stress ratio $R = 0$. Using an 8- and 30- μm initial semi-circular surface crack located at the center of the hole, fatigue-life predictions were made. Near the endurance limit, the analyses bounded the test data quite well, but the analyses tended to predict slightly longer lives at the highest stress levels than the tests. The reason for this over prediction is not known. Surprisingly, the defect size had more influence on life in the endurance limit regime than at the higher stress levels.

Felix-28 Spectrum Loading: Results of fatigue tests conducted under the Felix-28 load sequence are shown in Figure 17 as symbols. Again, the maximum stress in the spectrum is plotted against the cycles to failure. Predictions of total fatigue life under the Felix-28 load spectrum were made using the FASTRAN code [30] by calculating the number of cycles necessary to grow a crack from the assumed initial defect size, located at the center of the open hole, to failure. The predicted results for the two initial defect sizes bounded the test data quite well.

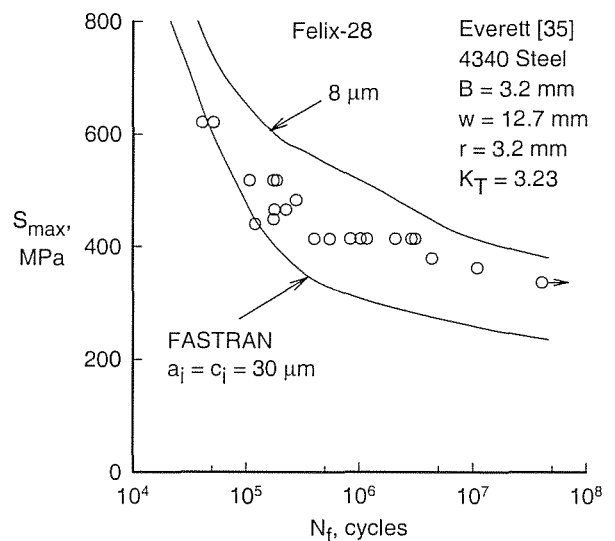


Fig 17. Measured and predicted fatigue lives for 4340 steel under Felix-28.

Titanium Alloy Ti-6Al-4V

A comparison of measured and calculated fatigue lives on two titanium forgings is shown in Figure 18. The fatigue test data was generated on double-edge-notch tensile specimens (Fig. 1d) made from the two forgings at $R = 0.1$ [36]. The notch radius was 2 mm and the width ($2w$) was 13.8 mm. The results from the two forgings agreed quite well with each other. Because no metallurgical examination of the fractured specimens was made to evaluate the initiation sites, an equivalent-initial-flaw size (EIFS) concept was used in the fatigue analyses. The FASTRAN life-prediction code [30] was used with large-

crack growth rate data (determined from C(T) specimens, see ref. 24) and various size defects to calculate the fatigue lives. A flaw size of 2- μm (semi-circular surface crack located at the center of the notch) fit the upper bound of the test data and a 20- μm flaw fit the lower bound. The upper plateau is where the net-section stress is equal to 1.3 times the flow stress ($\sigma_0 = 920 \text{ MPa}$) of the material. In the model, the plastic zone extends across the net-section and the specimen fails when the net-section stress reaches the constraint factor (1.3) times the flow stress (see ref. 24). The single test data point tends to confirm the notch strengthen behavior of the specimen. However, in the analysis, the crack controls the constraint factor (as shown in Fig. 3) but for notched specimens, the three-dimensional stress state around the notch also causes the flow stress to be elevated. Although the results shown in Figure 17 for the upper plateau are quite good, the agreement is fortuitous because notch strengthening has not been accounted for in the analysis. As mentioned earlier, difficulties still exist for large-scale plastic deformations at holes or notches. This area requires further study.

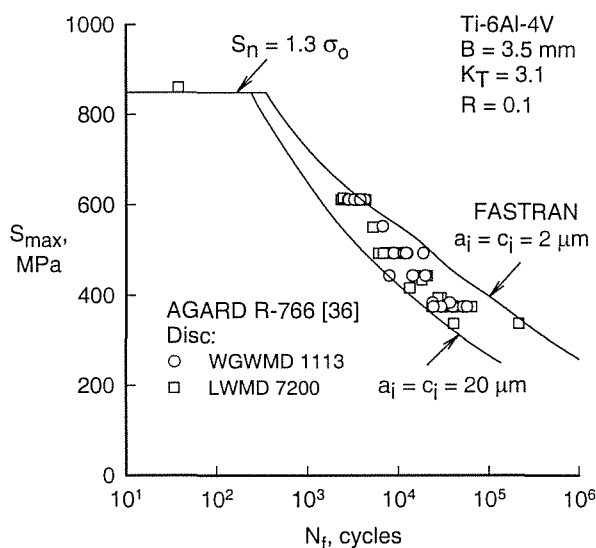


Fig 18. Measured and calculated fatigue lives for Ti-6Al-4V titanium alloy.

6. CONCLUDING REMARKS

A "plasticity-induced" crack-closure model was used to correlate large-crack growth rate data on three aluminum alloys, a titanium alloy, and a steel under constant-amplitude loading for a wide range of stress ratios. A constraint factor, which accounts for three-dimensional state-of-stress effects, was used in determining the effective stress-intensity factor range against rate relations. Comparisons made between measured and predicted small-crack growth rates showed that the closure model could predict the trends that were observed in the tests. Using the closure model and some microstructural features, such as inclusion-

particle sizes or clad-layer thickness, a fatigue-life prediction method was demonstrated for most materials. An equivalent-initial-flaw size concept was used on the titanium alloy. Predicted fatigue lives for notched specimens made of the aluminum alloys, titanium alloy and steel compared well with test data under constant-amplitude and spectrum loading.

For an engineering component, which may contain a large number of fastener holes and other areas of stress concentration, the likelihood of a critical size inclusion particle being located at one of these sites is large. Thus, using the largest material defect, such as the 30- μm defect for the steel or bare aluminum alloys, would produce a somewhat conservative but reliable life prediction from a materials standpoint. Ultimately, manufacturing defects, if larger than the material defects, would control the fatigue lives of components subjected to cyclic loading. The analyses presented herein should be able to predict the influence of these defects on life. To conclude, the test results and analyses presented herein did not have substantial residual stresses due to machining because all specimens were polished. But in practice, holes and machined parts may contain residual stresses. Accounting for these residual stresses is an important area to be studied in the future.

7. ACKNOWLEDGMENTS

The author takes this opportunity to thank his colleagues Mr. Ed Phillips and Dick Everett, Drs. Mary Swain, Peter Edwards and Xueren Wu. Their small- and large-crack test data, and their guidance, have contributed greatly to making Small-Crack Theory successful.

8. REFERENCES

- [1] Pearson, S. "Initiation of fatigue cracks in commercial aluminum alloys and the subsequent propagation of very short cracks", *Engng. Fract. Mechs.*, 7, 235-247 (1975).
- [2] Kitagawa, H. and Takahashi, S. "Applicability of fracture mechanics to very small cracks or the behaviour in the early stages", *Proc. 2nd Int. Conf. Mech. Behavior Materials*, Boston, MA, 627-631 (1976).
- [3] Zocher, H. (ed.) "Behaviour of Short Cracks in Airframe Components", AGARD CP-328 (1983).
- [4] Ritchie, R. O. and Lankford, J. (eds.) *Small Fatigue Cracks*, The Metallurgical Society, Inc., Warrendale, PA (1986).
- [5] Miller, K. J. and de los Rios, E. R. (eds.) *The Behaviour of Short Fatigue Cracks*, European Group on Fracture, Publication No. 1 (1986).

ANALES DE MECANICA DE LA FRACTURA VOL. 16 (1999)

- [6] Ritchie, R. O. and Lankford, J. "Overview of the small crack problem", Small Fatigue Cracks, R. O. Ritchie and J. Lankford (eds.) 1-5 (1986).
- [7] Lankford, J. "The growth of small fatigue cracks in 7075-T6 aluminum", Fatigue Engng. Mater. Struct., 5, 233-248 (1982).
- [8] Miller, K. J., "The behaviour of short fatigue cracks and their initiation", Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct., 10, 93-113 (1987).
- [9] El Haddad, M. H., Dowling, N. E., Topper, T. H. and Smith, K. N. "J integral application for short fatigue cracks at notches", Int. J. Fract., 16, 15-30 (1980).
- [10] Newman, J. C., Jr. "A nonlinear fracture mechanics approach to the growth of small cracks", Behaviour of Short Cracks in Airframe Components, Zocher, H. (ed.) AGARD CP-328, 6.1-6.26 (1983).
- [11] Trantina, G. G. and Barishpolsky, M. "Elastic-plastic analysis of small defects-voids and inclusions", Engng. Fract. Mech., 20, 1-10 (1984).
- [12] Nakai, Y., Tanaka, K. and Yamashita, M. "Analysis of closure behavior of small fatigue cracks," Japan Society Mater. Science, 32, 19-25 (1983).
- [13] Tanaka, K. "Modeling of propagation and non-propagation of small fatigue cracks", Small Fatigue Cracks, R. O. Ritchie and J. Lankford (eds.) The Metallurgical Society, Inc., 343-362 (1986).
- [14] Schijve, J. "The practical and theoretical significance of small cracks - an evaluation", Fatigue 84, EMAS, Ltd., 751-771 (1984).
- [15] Lankford, J. "The effects of environment on the growth of small fatigue cracks", Fatigue Engng. Mater. Struct., 6, 15-32 (1983).
- [16] Newman, J. C., Jr. and Edwards, P. R. "Short-Crack Growth Behaviour in an Aluminum Alloy - an AGARD Cooperative Test Programme", AGARD R-732 (1988).
- [17] Edwards, P. R. and Newman, J. C., Jr. (eds.) "Short-Crack Growth Behaviour in Various Aircraft Materials", AGARD R-767 (1990).
- [18] Newman, J. C., Jr., Swain, M. H. and Phillips, E. P. "An assessment of the small-crack effect for 2024-T3 aluminum alloy", Small Fatigue Cracks, The Metallurgical Society, Inc., Warrendale, PA, 427-452 (1986).
- [19] Newman, J. C., Jr. "A crack closure model for predicting fatigue crack growth under aircraft spectrum loading", Methods and Models for Predicting Fatigue Crack Growth under Random Loading, ASTM STP 748, 53-84 (1981).
- [20] Lowak, H., deJonge, J. B., Franz, J. and Schutz, D. "Mini-TWIST--a shortened version of TWIST", LBF Report No. TB-146, Laboratorium für Betriebsfestigkeit, Germany (1979).
- [21] Edwards, P. R. and Darts, J. "Standardised fatigue loading sequences for helicopter rotors (Helix and Felix) - Part 2: Final definition of Helix and Felix", RAE Technical Report 84085 (1984).
- [22] Newman, J. C., Jr., Wu, X. R., Swain, M. H., Zhao, W., Phillips, E. P. and Deng, C. F. "Small-crack growth behavior in high-strength aluminum alloys - NASA / CAE cooperative program", 18th Cong. Int. Council Aero. Sciences, Beijing, China, 799-820 (1992).
- [23] Swain, M. H., Everett, R. A., Newman, J. C., Jr. and Phillips, E. P. "The growth of short cracks in 4340 steel and aluminum-lithium 2090", AGARD R-767, P. R. Edwards and J. C. Newman, Jr. (eds.) 7.1-7.30 (1990).
- [24] Newman, J. C., Jr. "Application of a closure model to predict crack growth in three engine disc materials", Int. J. Fract., 80, 193-218 (1996).
- [25] Elber, W. "The significance of fatigue crack closure", Damage Tolerance in Aircraft Structures, ASTM STP 486, 230-242 (1971).
- [26] Newman, J. C., Jr. "Fracture mechanics parameters for small fatigue cracks", Small Crack Test Methods, ASTM STP 1149, J. Allison and J. Larsen (eds.) 6-28 (1992).
- [27] Newman, J. C., Jr., Wu, X. R., Venneri, S. and Li, C. "Small-crack effects in high-strength aluminum alloys", NASA RP-1309 (1994).
- [28] Hudson, C. M. "Effect of stress ratio on fatigue-crack growth in 7075-T6 and 2024-T3 aluminum alloy", NASA TN D-5390 (1969).
- [29] Newman, J. C., Jr. "A crack-opening stress equation for fatigue crack growth", Int. J. Fract., 24, R131-R135 (1984).
- [30] Newman, J. C., Jr. "FASTRAN-II - A fatigue crack growth structural analysis program", NASA TM 104159 (1992).
- [31] Newman, J. C., Jr. "Effects of constraint on crack growth under aircraft spectrum loading", Fatigue of Aircraft Materials, A. Beukers et al. (eds.), Delft University Press, 83-109 (1992).
- [32] Newman, J. C., Jr., Phillips, E. P. and Swain, M. H., "Fatigue-life prediction methodology using small-crack theory", NASA TM 110307 (1997).
- [33] Phillips, E. P. "The influence of crack closure on fatigue crack growth thresholds in 2024-T3 aluminum alloy", ASTM STP 982, 505-515 (1988).
- [34] Grover, H. J., Hyler, W. S., Kuhn, P., Landers, C. B. and Howell, F. M. "Axial-load fatigue properties of 24S-T and 75S-T aluminum alloy as determined in several laboratories", NACA TN-2928 (1953).
- [35] Everett, R. A., Jr. "A comparison of fatigue life prediction methodologies for rotorcraft", NASA TM 102759 (1990).
- [36] Mom, A. J. A. and Raizenne, M. D. (eds.) "AGARD Engine Disc Cooperative Test Programme", AGARD Report 766 (1988).

DETERMINACIÓN PROBABILÍSTICA DE CRECIMIENTO DE GRIETAS EN FATIGA CON CARGAS ALEATORIAS INCLUYENDO EFECTOS DE SECUENCIAJ. Zapatero¹ y J. Domínguez²

1 Área de Ciencia de Materiales e Ingeniería Metalúrgica
 Dpto. de Ingeniería Civil y de Materiales
 E.T.S.I.I. de Málaga, Plaza del Ejido s/n, 29013 MÁLAGA
 2 Dpto. de Ingeniería Mecánica. E.S. de Ingenieros.
 SEVILLA

Resumen. En este trabajo se presenta un modelo estadístico de análisis de crecimiento de grieta en fatiga con cargas aleatorias, que tiene en cuenta los efectos de secuencia. El modelo define e incorpora una tensión de cierre equivalente, que incluye en la ley de crecimiento a través del factor de intensidad de tensiones efectivo. Esta tensión de cierre equivalente es obtenida para cada proceso, por medio de la función de densidad de probabilidad de picos $p(S)$ del proceso aleatorio, de las propiedades del material y de la geometría de la probeta. El modelo fue aplicado al análisis del crecimiento de grieta con cargas aleatorias a dos aleaciones de aluminio: 2024-T351 y 2219-T851. Las estimaciones de crecimiento de grieta obtenidas están próximas a los resultados experimentales y a las obtenidas mediante una simulación ciclo a ciclo.

Abstract. A model for the statistical analysis of crack growth under random loading that includes the loading sequence effect is presented. The model defines and incorporates an equivalent closure stress that is included in the fatigue crack growth law via the effective stress intensity factor. The equivalent closure stress for each loading process is obtained from the probability density function of peaks $p(S)$ in the random loading process, the properties of the material and the specimen geometry. The model was applied to the analysis of crack growth life under random loading on sheets of two different aluminum alloys: 2024-T351 and 2219-T851. The crack-growth lifetimes thus obtained were consistent with experimental data and with the results obtained by using a cycle-by-cycle simulation scheme.

1. INTRODUCCIÓN

Los mayoría de los sistemas mecánicos estas sometidos durante su funcionamiento a cargas irregulares o de tipo aleatorio. La aplicación continuada de estas cargas, puede llevar al crecimiento de grietas existentes que pueden desembocar en el fallo del sistema. La estimación del tiempo que tarda en crecer una grieta por fatiga, es una necesidad en el diseño de elementos sometidos a cargas variables en el tiempo. Estas estimaciones se realizan mediante modelos que se ajustan con datos obtenidos en ensayos con cargas de amplitud constante. La extrapolación de la validez de estos modelos para su uso en determinaciones de vida de elementos sometidos a cargas aleatorias, no es una tarea fácil.

Por un lado, los efectos de secuencia cambian el comportamiento de los ciclos posteriores a la aplicación de una sobrecarga, ya sea ésta de tracción o de compresión. Por otra parte, la aplicación de cargas de tipo aleatorio, impide el conocimiento real de las tensiones que tienen lugar en cada momento, pudiendo ser solamente estimadas estadísticamente.

La aparición de una sobrecarga de tracción durante la aplicación de una carga de amplitud constante, produce una disminución de la velocidad de crecimiento de grieta (retardo) en los ciclos posteriores a la sobrecarga. Lo contrario ocurre, si la carga aplicada es de valor inferior al mínimo de los ciclos de amplitud constante, en este caso se produce un aumento de la velocidad de crecimiento (aceleración), en los ciclos posteriores a la aplicación de esta carga, aunque la duración y la magnitud de este efecto suele ser inferior al de retardo [1]. Ambos efectos se pueden combinar produciendo situaciones muy diversas que dependen de: la geometría de las cargas, de los valores máximo y mínimo aplicados, de R , del estado de tensiones, del espesor de la probeta, de la microestructura, etc. [2-5]. Como se ve, en cargas de tipo aleatorio, es fundamental el conocimiento de los efectos de secuencia y su utilización en los modelos de cálculo de la vida de crecimiento de grieta.

Se han hecho muchos intentos para tener en cuenta el efecto de secuencia, entre los que destacan los modelos propuestos por Wheeler [6] y por Willenborg [7] y los basados en el concepto de cierre de grieta de Elber [8]. Estos últimos son los que proporcionan mejores

estimaciones de la vida de crecimiento de grieta. Basados en esta idea se introducen los conceptos de ΔS_{eff} o ΔK_{eff} como las magnitudes que producen el crecimiento de la grieta.

La definición de las cargas, cuando estas son de naturaleza aleatoria o casi aleatoria, es otro problema que añade incertidumbre a la estimación de la vida de crecimiento. Estas cargas pueden estar definidas mediante un registro que recoge una secuencia de picos y valles, o a través de una definición estadística mediante parámetros que caracterizan el proceso de carga a que está sometido el sistema. En el primer caso, el registro debe ser representativo del proceso de carga. La obtención de una historia de cargas representativa de un proceso es una tarea compleja y larga [9-13], que implica el manejo y procesamiento de gran cantidad de datos, el registro obtenido, sin embargo, será uno de los muchos que pueden representar al mismo proceso. La utilización de distintos registros igualmente representativos del mismo proceso, puede llevar a obtener vidas muy distintas [14-16], tanto en ensayos como en estimaciones con distintos modelos de cálculo.

Si la definición de las cargas se hace estadísticamente, la elección de los parámetros depende del tipo de carga a la que el sistema esté sometido. Cuando la historia de carga es altamente irregular, los grandes picos pueden producir retardos en el crecimiento y la secuencia de aplicación de los ciclos de carga, puede influir grandemente en la vida del sistema.

Si los efectos de secuencia son pequeños, la vida de fatiga se puede estimar mediante alguna aproximación simple. Una de las aproximaciones más sencillas, consiste en considerar un ciclo de carga de amplitud constante como equivalente al proceso de carga, éste se obtendría a partir de la estadística de picos o rangos [17] y se aplicaría a cualquiera de los modelos de velocidad de crecimiento de grieta basados en la mecánica de fractura elástica lineal. También se puede obtener la vida mediante modelos estadísticos, por integración directa de la ley de crecimiento, utilizando simples parámetros estadísticos [18], como nivel de tensión equivalente, distribución de rangos de carga, nivel de carga media etc.

Cuando los efectos de secuencia son grandes, el orden de aplicación de las cargas es importante y los procesos vistos en el párrafo anterior dejan de tener validez. En estos casos, la determinación mediante modelos ciclo a ciclo es el proceso más ampliamente aceptado para la determinación de la vida de crecimiento de grieta. Este proceso de cálculo como se ha visto antes, necesita disponer de un registro de cargas determinado con una secuencia dada, la vida obtenida con éste registro puede ser muy distinta a la obtenida con otro registro con distinta secuencia pero estadísticamente idénticos [15]. No obstante, son varios los modelos de simulación ciclo a ciclo que considerando los efectos de secuencia han sido

propuestos [20-22]. El inconveniente de estos modelos es el gran consumo de tiempo y en algunos casos la dificultad de aplicación.

Además de los modelos ciclo a ciclo, se han propuesto otros modelos estadísticos que tienen en cuenta los efectos de secuencia. En estos modelos, se intenta mediante una aproximación global evitar la simulación ciclo a ciclo. Algunos de estos modelos permiten estimar además de la vida, parámetros estadísticos del proceso, como el de Ditlevsen y Sobczyk [23] que estima la distribución de probabilidad de la longitud de grieta, o como el de Arone [24] que estima la vida media para una longitud de grieta final con un nivel de fiabilidad determinado. Sin embargo, estos modelos presentan algunas dificultades. El modelo de Sobczyk no ha sido verificado experimentalmente y los parámetros son difíciles de determinar. El modelo de Arone, es solamente aplicable a un tipo de carga muy específica y su extensión a casos más generales es compleja.

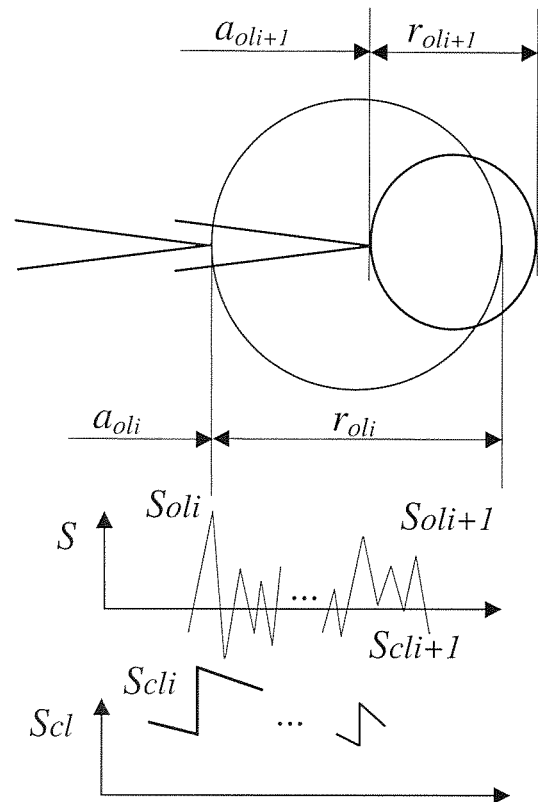


Figura 1. Representación esquemática de los cambios supuestos en la tensión de cierre con los ciclos de carga.

Un modelo de alcance más general es el propuesto por Veers y Van Den Avyle [25], determinan la vida media esperada pero no la dispersión u otro parámetro estadístico de la misma. El modelo considera un efecto de retardo, utilizando una tensión media de cierre, función de la obtenida mediante ensayos de amplitud constante y del tipo de la historia de carga implicada. El modelo ha sido aplicado a procesos aleatorios gaussianos de banda estrecha, siendo fácil su implementación. Sin embargo,

carece de un criterio para definir la tensión de cierre en función de las características del proceso de carga, y su determinación ha de ser experimental individualmente para cada material y espectro de carga.

El modelo que se presenta, es una nueva aproximación para la determinación de la vida de crecimiento de grieta bajo cargas de amplitud variable, teniendo en cuenta los efectos de secuencia. La estimación de la vida, se realiza a partir de la función de densidad de probabilidad (*fdp*) de los picos de carga y de una tensión de cierre equivalente, obtenida a partir de la estadística del proceso de cargas, de las propiedades del material y de la geometría de la probeta. A partir de esta tensión de cierre equivalente y a través de los valores efectivos de intensidad de tensiones, se obtiene la vida de crecimiento de grieta. El modelo ha sido contrastado mediante la aplicación del mismo a diversos casos de cargas aleatorias, con distintos anchos de banda, nivel de tensión y material. La validez del modelo, se ha comprobado comparando las estimaciones de vida dadas por el mismo, con valores experimentales obtenidos en ensayos con los mismos procesos de carga, y con resultados de simulación ciclo a ciclo.

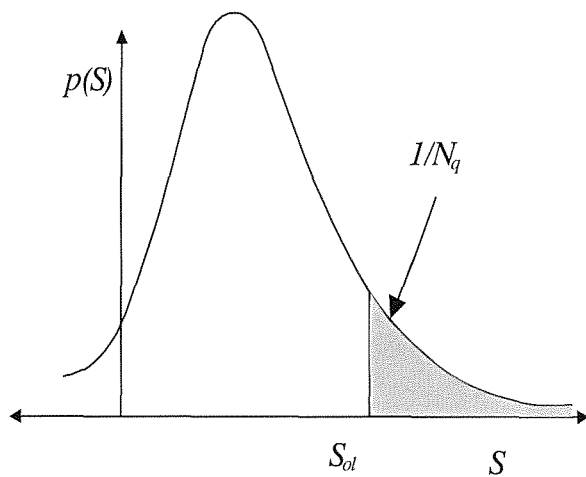


Figura 2. Función de densidad de probabilidad de picos mostrando los parámetros usados en la ecuación (2)

2. DESCRIPCIÓN DEL MODELO

El modelo de cálculo propuesto, se basa en la determinación de una tensión de cierre equivalente, siendo ésta estimación, por tanto, el objetivo principal del modelo.

A efectos del análisis del crecimiento de grietas por fatiga, una sobrecarga puede considerarse como una carga de valor suficientemente alto como para producir efectos apreciables en los ciclos posteriores a la aplicación de la misma. Este efecto es debido a la variación en la tensión

de cierre producida, por el aumento de plastificación en el frente de grieta, manteniéndose su influencia hasta que la grieta más la plasticidad asociada al ciclo de carga en curso salga de la zona plástica creada por la sobrecarga, continuando el crecimiento a la misma velocidad que antes de aparecer la sobrecarga. Esto en el caso de cargas de amplitud constante. En procesos aleatorios de carga en los que los altos picos de carga son el resultado del mismo proceso que el resto de picos, las sobrecargas están distribuidas en el tiempo de forma más o menos de uniforme. En estos casos, el efecto de la sobrecarga se mantendrá hasta que aparezca otra, de magnitud similar o mayor que la anterior. La nueva sobrecarga incrementará nuevamente la tensión de cierre cancelando el efecto de la sobrecarga previa e introduciendo un nuevo efecto de cierre. Es decir, cambiará nuevamente el comportamiento de los ciclos subsiguientes. En la figura 1 se muestra un esquema de como sería este comportamiento. Una sobrecarga S_{oli} produce una zona plástica de tamaño r_{oli} , y como consecuencia un aumento de la tensión de cierre. De manera que los ciclos posteriores de carga, tienen que hacer crecer a la grieta dentro del material plastificado haciendo al mismo tiempo que la tensión de cierre vaya disminuyendo lentamente. El efecto se mantendrá hasta que la zona plástica de una sobrecarga $S_{ol(i+1)}$ sobrepase a la producida por la sobrecarga anterior, es decir, hasta que se cumpla la expresión:

$$a_{ol(i+1)} + r_{ol(i+1)} > a_{oli} + r_{oli} \quad (1)$$

donde a_{oli} es la longitud de grieta en el momento de la sobrecarga S_{oli} , y r_{oli} el tamaño de la zona plástica producido por esa sobrecarga.

La *fdp* de los picos de carga $p(s)$ de un proceso aleatorio definido estadísticamente puede ser obtenida fácilmente. Suponiendo que las sobrecargas están distribuidas uniformemente en el tiempo y que sus valores no son muy diferentes, dada una sobrecarga $S_{o,i}$ se puede estimar estadísticamente el número medio de ciclos, N_q , que tardará en repetirse esta sobrecarga. Este valor será la inversa de la probabilidad de que aparezca un pico de tensión de valor igual, o mayor a S_{ol} , figura 2. La frecuencia de repetición de una sobrecarga será por tanto:

$$N_q = \frac{1}{\int_{S_{ol}}^{\infty} p(S) dS} \quad (2)$$

El modelo propuesto se basa en la determinación de una tensión de cierre equivalente (S_{cleq}), tal que, suponiendo que ésta actúa durante todo el proceso produciendo una velocidad de crecimiento media, igual a la velocidad de crecimiento media obtenida en el caso real. Esta tensión de cierre equivalente, será la que se utilice para la determinación de la vida de crecimiento de grieta por fatiga. S_{cleq} es estimada a partir de: Las sobrecargas del

proceso, de su frecuencia de aparición, de la tensión de cierre que produce, de la variación de esta tensión de cierre durante el crecimiento posterior y del número de ciclos durante los cuales el efecto de la sobrecarga se mantiene. Es decir, la determinación de la tensión de cierre equivalente es función de la estadística del proceso de cargas y del tipo de material.

Por otra parte, se supone que la sobrecarga que controla fundamentalmente el proceso de crecimiento, será aquella que sus efectos duren exactamente el tiempo que tarda en repetirse, definida esta frecuencia de aparición probabilísticamente como se vio arriba, ecuación (2). Para conseguir este objetivo se necesita conocer o definir una serie parámetros. Por una parte, es necesario determinar la tensión de cierre producida por la aplicación de una sobrecarga, también, es necesario definir como será la variación de esta tensión de cierre en los ciclos subsiguientes a la aplicación de la sobrecarga, hasta salir de la zona de influencia de la misma. Esto último, implica la estimación de un radio medio plástico (r_x), que se supone asociado a la grieta durante el crecimiento dentro de la zona de influencia de la sobrecarga, figura 3.

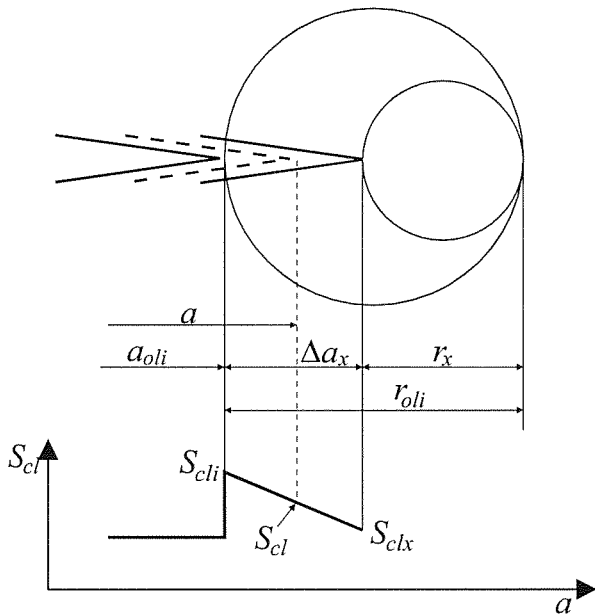


Figura 3. Variación de la tensión de cierre entre sobrecargas supuesta en el modelo y definición de los parámetros usados en la ecuación (4)

Con este planteamiento, la determinación de la tensión de cierre equivalente se obtendrá mediante un proceso iterativo que consistirá en, a) fijar una sobrecarga y determinar la frecuencia de repetición de la misma (N_q), b) determinar el número de ciclos (N_p) que tarda la grieta más r_x en alcanzar el extremo de la zona plástica creada por la sobrecarga, c) repetir este proceso iterativo hasta que ambos valores sean iguales. Las estimaciones de N_p y N_q se realizarán a partir de la distribución estadística de los picos de carga. La implementación del proceso descrito se

realizará siguiendo los pasos e hipótesis que a continuación se describen.

1) Se supone que en un instante t_i actúa una sobrecarga S_{qi} , cuya frecuencia esperada de aparición es N_{qi} ciclos, estimados por la ecuación (2).

2) Es necesario determinar el valor de la tensión de cierre S_{cli} producida inmediatamente después de S_{qi} . Se supone que esta tensión de cierre, es la misma que produciría una carga de amplitud constante con los mismos máximo y mínimo de la sobrecarga. La determinación de la misma se realiza por medio de alguna de las expresiones analíticas desarrolladas por diversos autores [26], para la determinación del parámetro U :

$$U = \frac{\Delta S_{eff}}{\Delta S} = \frac{S_{max} - S_{cli}}{S_{max} - S_{min}} = f(R, S_{max}, \sigma_y) \quad (3)$$

donde $S_{max}=S_{qi}$ y S_{min} son el valor máximo y mínimo de del ciclo considerado como sobrecarga, $R=S_{min}/S_{max}$, y σ_y el límite elástico del material.

3) Durante el crecimiento de la grieta hasta salir de la zona de influencia de la sobrecarga, S_{qi} , la tensión de cierre $S_{cl}(a)$, se supone que varía linealmente entre S_{cli} y S_{clx} , figura 3, es decir:

$$S_{cl}(a) = S_{cli} + \frac{S_{clx} - S_{cli}}{\Delta a_x} (a - a_{oli}) \quad (4)$$

donde $S_{cl}(a)$ es la tensión de cierre para cualquier longitud de grieta entre a_{oli} y $a_{oli} + \Delta a_x$, Δa_x es el incremento de longitud de grieta entre dos sobrecargas, y S_{clx} es la tensión de cierre inmediatamente antes de que aparezca la nueva sobrecarga con una longitud de grieta de: $a_{oli} + \Delta a_x$.

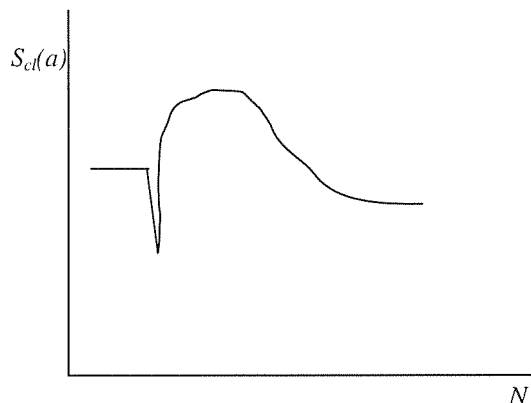


Figura 4. Variación real de la tensión de cierre.

La evolución real de la tensión de cierre, es más compleja que la que se supone en este modelo. La ley de variación depende de varios parámetros, tales como el nivel de tensión de la sobrecarga, los picos y valles de tensión que siguen a la sobrecarga, el número de sobrecargas aplicadas y el estado de tensión (tensión o deformación plana o un estado intermedio) [27,28]. La variación real de la tensión

de cierre, experimenta primeramente una fuerte disminución de la misma inmediatamente después de la aplicación de la sobrecarga, seguida por un rápido aumento hasta un valor máximo y una evolución continua hasta la estabilización, figura 4.

La utilización de una ley como la de la figura 4, supone introducir una mayor complejidad en el modelo haciendo difícil la aproximación con seguridad de la evolución de la tensión de cierre en cada caso. La variación lineal adoptada permite una fácil implementación, estando además muy próxima a la evolución existente en el caso de condiciones de deformación plana [27].

Una vez establecido estos criterios, es necesario todavía definir la tensión de cierre que se supone habrá inmediatamente antes de aparecer la nueva sobrecarga, S_{clx} , para poder definir la evolución lineal que se ha supuesto. El valor de esta sobrecarga final, será la producida por un ciclo de carga S_x que además genera una zona plástica que alcanza el extremo de la zona plástica creada anteriormente por la sobrecarga, figura 3. Seleccionado un valor S_x , el final de la zona de influencia de la sobrecarga se producirá cuando se cumpla:

$$a_{oli} + r_{oli} = a_{oli} + \Delta a_x + r_x \tag{5}$$

donde r_x es el radio de la zona plástica producida por S_x , y $a_x = a_{oli} + \Delta a_x$.

El valor S_x debe de ser la tensión que se estaba aplicando al sistema en el momento en que la grieta alcanzaba la longitud a_x , es decir justo en el ciclo anterior de que se aplique la siguiente sobrecarga. Lógicamente, este valor es desconocido en cada caso, el valor que se adopte en el modelo debe de ser un valor representativo del proceso de cargas. En este caso se ha tomado la raíz media cuadrática de los picos de carga, $S_x = S_{rms}$.

La influencia de tomar este u otro valor sobre la tensión de cierre equivalente será analizada posteriormente.

4) Definidos el valor de S_x y la evolución de la tensión de cierre, es necesario determinar el número de ciclos que, con estas hipótesis, tardará el proceso antes de que una nueva sobrecarga cancele los efectos de la previa. Si se conoce la longitud de la grieta cuando aparece la nueva sobrecarga, sería fácil determinar el número de ciclos N_{pi} sobre los que una sobrecarga S_{qi} ejerce su acción. La longitud de grieta en ese momento, se puede obtener como: $a_{oli} + \Delta a_x = a_{oli} + r_{oli} - r_x$, determinándose por tanto N_{pi} a partir de la siguiente expresión:

$$N_{pi} = \int_{a_{oli}}^{a_{oli} + r_{oli} - r_x} \frac{da}{\int_{S_{cl}(a)}^{\infty} F(S - S_{cl}(a), a) p(S) dS} \tag{6}$$

donde $S_{cl}(a)$ es el valor de la tensión de cierre definida previamente, $F(S - S_{cl}(a), a)$ es la ecuación de velocidad de crecimiento de grieta, y a_{oli} , r_{oli} y r_x han sido definidos previamente en la figura 3. El valor de N_{pi} así obtenido dependerá del S_x seleccionado, sin embargo, la influencia de esta tensión es pequeña debido a los efectos de compensación en la obtención de S_{cleq} , como se mostrará posteriormente.

Los valores de N_{qi} y N_{pi} , han sido obtenidos mediante dos aproximaciones diferentes, N_{qi} , se ha obtenido mediante consideraciones estadísticas, mientras que N_{pi} , lo ha sido mediante simulación de crecimiento de grieta por fatiga. Si el número de ciclos N_{pi} , que se necesitan para eliminar el efecto de la sobrecarga, es superior a la frecuencia de repetición de la misma, (N_{qi}) quiere decir que la tensión S_{qi} actuando como una sobrecarga, volverá a repetirse antes de terminar su efecto. En caso contrario, el retardo producido por la sobrecarga desaparecerá antes de su repetición sin que se hubiera producido una sobrecarga de magnitud igual o mayor que S_{qi} , por tanto, la nueva sobrecarga será una tensión más pequeña que la considerado anteriormente (S_{qi}), la que actuaría como sobrecarga. Aquella sobrecarga que cumpla la condición de repetirse, justo cuando sus efectos han terminado, será la que tenga mas probabilidades de ejercer fundamentalmente su efecto sobre el crecimiento. Esta sobrecarga S_{ol} , cumplirá la condición $N_{pi} = N_{qi}$. La estimación de S_{ol} , se realiza fácilmente mediante un proceso iterativo repitiendo los escalones 1 a 4.

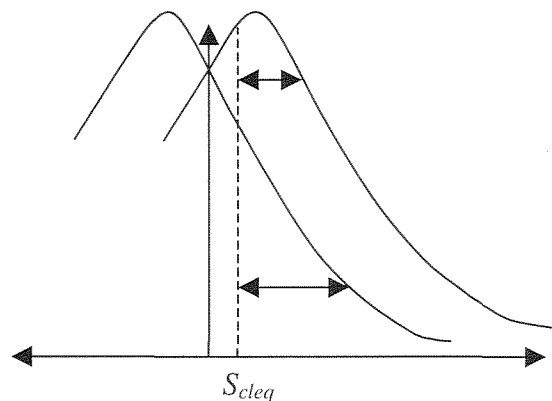


Figura 5. Función de densidad de probabilidad de picos (p_{max}) y valles (p_{min}), para un proceso aleatorio gaussiano.

5) Una vez calculado S_{ol} , la tensión de cierre equivalente S_{cleq} se obtendrá, como la tensión de cierre constante que en el proceso de crecimiento tarde el mismo numero de ciclos N_{pi} , en crecer la grieta entre a_{oli} y $a_{oli} + r_{oli} - r_x$. S_{cleq} se determinará como aquel que cumpla la condición:

$$N_{pi} = \int_{a_{oli}}^{a_{oli}+r_{gli}-r_x} \frac{da}{\int_{S_{cleq}}^{\infty} F(S - S_{cleq}, a) p(S) dS} \quad (7)$$

donde $F(S - S_{cleq}, a)$ es una expresión cualquiera de la ecuación de velocidad de crecimiento.

6) El proceso anterior se repite para distintas longitudes de grieta obteniéndose un valor de la tensión de cierre equivalente función de a , $S_{cleq}(a)$.

7) Después de estimar la tensión de cierre equivalente $S_{cleq}(a)$, la vida de crecimiento de una grieta desde una longitud inicial a_0 hasta una longitud final a_f , de un elemento sometido a una carga irregular cuya f_{pd} de picos es conocida, se puede calcular como:

$$N = \int_{a_0}^{a_f} \frac{da}{\int_{S_{cleq}(a)}^{\infty} F(S - S_{cleq}(a), a) p_{max}(S) dS - \int_{S_{cleq}(a)}^{\infty} F(S - S_{cleq}(a), a) p_{min}(S) dS} \quad (8)$$

donde $p_{max}(s)$ y $p_{min}(s)$ son la f_{dp} de picos y valles respectivamente, figura 5, las cuales se suponen que son simétricas con respecto al valor medio de carga.

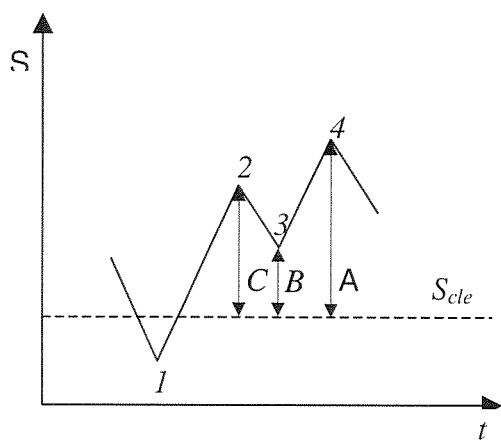


Figura 6. Representación esquemática de una secuencia de tensiones con un valle por encima de la tensión de cierre.

La segunda integral del denominador se incluye para corregir el efecto de los rangos de carga cuyo valor mínimo es superior a la tensión de cierre, figura 6. Esta aproximación es similar a la propuesta por Newman [29], para el proceso de simulación ciclo a ciclo. Newman propone que el incremento de la grieta producido por el rango de tensión entre S_3 y S_4 , Figura 6, será:

$$\Delta a|_1 = F(S_4 - S_{cleq}, a) - F(S_3 - S_{cleq}, a) \quad (9)$$

Esta ecuación fue propuesta para los casos en que $S_{min} > S_{cl}$, y que el valor máximo del ciclo actual fuera superior al valor más alto producido desde que la carga cruzó la

tensión de cierre S_{cl} . En el modelo se extiende esta propuesta a todos los casos en que $S_{min} > S_{cl}$.

La aproximación anterior supone aproximar $(A-B)^m$ como $(A^m - B^m)$. Para $m > 1$, siempre $A^m > (A^m - B^m) > (A-B)^m$. De esta forma, aún sin llegar a considerar exactamente los rangos efectivos reales $(A-B)^m$, estamos en una situación intermedia más próxima a los rangos efectivos producidos, que si solamente se tienen en cuenta los picos. El resultado de esta corrección sigue siendo conservativo, pero aproximándose más a la realidad del proceso. Este efecto del modelo, será tanto más acusado cuanto mayor sea el ancho de banda del espectro del proceso utilizado.

3. APLICACIÓN DEL MODELO. ENSAYOS

La comprobación de la bondad del modelo se realizó aplicándolo a varios tipos de cargas aleatorias, niveles de tensión y con dos aleaciones de Aluminio: 2024-T351 y 2219-T851. Los resultados fueron comparados con las vidas de crecimiento de grieta obtenidas mediante ensayos, y con las estimaciones obtenidas mediante simulación ciclo a ciclo. Dos tipos de probetas y material fueron utilizados, designándose para su identificación $G1$ y $G2$. A continuación se especifican las características de los ensayos con cada uno de los grupos.

3.1 Grupo $G1$.

El material utilizado con este grupo de ensayos fue la aleación de Aluminio 2024-T351. Todos los análisis, tanto en ensayos como con simulaciones ciclo a ciclo fueron realizados sobre probetas "Compact Tension" (CT) de 50 mm de ancho y 12 mm de espesor.

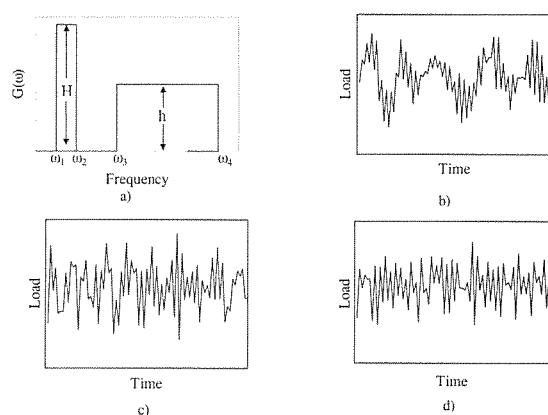


Figura 7. a) función de densidad espectral para las cargas nominales, b) historia de carga para el proceso tipo A, c) historia de carga para el proceso tipo B, d) historia de carga para el proceso tipo D.

Para analizar el comportamiento en el crecimiento de grieta de esta aleación, se han utilizado cinco procesos de carga aleatorios estacionarios gaussianos con diferentes anchos de banda. Los procesos de carga son definidos por su carga media y su densidad espectral de potencia (dep),

$G(\omega)$. La forma de la *dep* se muestra en la figura 7a, son procesos bimodales y unimodales, obteniéndose distintos anchos de banda para distintos valores de las frecuencias ω_a a ω_d , y de la relación H/h . Los cinco procesos diferentes se han designado A a E.

Para analizar el efecto del nivel de carga y la habilidad del modelo para estimar las vidas de crecimiento de grieta, se han utilizado entre tres y cuatro niveles de carga para cada uno de los procesos de ancho de banda distinto, caracterizados por el valor de la raíz media cuadrática del componente variable. En total 18 procesos aleatorios estacionarios gaussianos distintos fueron definidos. La carga media utilizada fue la misma en todos los casos e igual a 4830 N. Las desviaciones estándar para cada nivel, P1, P2, P3 y P4 fueron 1078, 637, 521 y 348 N, respectivamente. Todos los casos mostrados en la tabla 1, fueron simulados mediante un proceso ciclo a ciclo y comparados con las estimaciones del modelo. No obstante, solamente se realizaron ensayos con los registros del nivel P1 para los casos A, B, C y E, y para el nivel P2 los casos que se muestran en la tabla 1, (A, C y E), todos ellos fueron comparados con las predicciones del modelo propuesto.

En la tabla 1 se dan las características y los valores de los parámetros para cada tipo de espectro y nivel de carga. También se recogen los factores de irregularidad, ϵ , obtenido para proceso ensayado. Los parámetros $P1_{RMS}$, $P2_{RMS}$, $P3_{RMS}$, y $P4_{RMS}$, representan la raíz media cuadrática de los picos de carga para cada caso. El parámetro ϵ , representa la frecuencia de cruces de la media con pendiente positiva, a la frecuencia de picos. El valor de ϵ varía entre cero y uno, aumentando a medida que disminuye el ancho de banda.

Tabla 1. Parámetros de los espectros de carga para el grupo G1.

	A	B	C	D	E
ω_a	5.0	5.0	10.0	5.0	7.0
ω_b	15.0	25.0	20.0	40.0	27.0
ω_c	80.0	30.0	25.0	-	-
ω_d	130.0	60.0	75.0	-	-
H/h	6.67	2.0	2.0	-	-
ϵ	0.64	0.7	0.77	0.8	0.85
$P1_{RMS}$ (N)	5792.0	5870.0	5958.0	5988.0	6056.0
$P2_{RMS}$ (N)	5395.0	-	5500.0	-	5560.0
$P3_{RMS}$ (N)	5292.0	5331.0	5370.0	5390.0	5419.0
$P4_{RMS}$ (N)	5135.0	5165.0	5194.0	5204.0	5223.0

En la figura 7b, 7c y 7d, se muestran algunos registros típicos de los procesos A, C y E, en la figura se puede ver los distintos perfiles que muestra cada proceso.

La *fdp* de los picos de carga para procesos aleatorios estacionarios gaussianos, se puede obtener directamente *dep* usando la siguiente expresión [30]:

$$p(S) = \frac{1}{\sigma\sqrt{2\pi}} \sqrt{1-\epsilon^2} \exp\left[-\left(\frac{S^2/2\sigma^2}{1-\epsilon^2}\right)\right] + \frac{S\epsilon}{2\sigma^2} \left[1 + \operatorname{erf}\left(\frac{S}{\sigma\sqrt{2(1-\epsilon^2)}}\right)\right] \exp\left(-\frac{S^2}{2\sigma^2}\right) \quad (11)$$

donde S es la tensión aplicada, σ la desviación típica del proceso, $\operatorname{erf}()$ la función de error de Gauss y ϵ el parámetro definido anteriormente.

La función $f(R, S_{max}, \sigma_y)$, definida en la ecuación (3), para determinar la tensión de cierre en la aleación de Aluminio 2024-T351, fue una propuesta por Schijve [26] para este mismo material, la expresión utilizada ha sido:

$$U = \frac{\Delta K_{eff}}{\Delta K} = 0.55 + 0.35R + 0.1R^2 \quad (12)$$

3.2 Grupo G2

Las historias de carga, los datos y los resultados de los ensayos para el grupo G2 fueron tomadas de la literatura. La probeta usada en los ensayos con este grupo fue la probeta grieta central (CCT), de 6.35 mm de espesor. [31]. El material utilizado fue la aleación de Aluminio 2219-T851. Se utilizaron 4 procesos de carga distintos con dos o tres niveles de carga para cada uno, obteniéndose en total 11 registros de carga, siendo designadas por M81 a M92. En la tabla 2 se recogen algunos parámetros característicos de las historias como: factor de irregularidad, ϵ , valor medio de los picos de tensión S_{min} , raíz media cuadrática de los picos $(S_{max})_{RMS}$, y su desviación estándar $\sigma_{S_{max}}$.

Tabla 2. Parámetros característicos de las historias de carga del grupo G2.

Historia de carga	ϵ	$\sigma_{S_{max}}$ (MPa)	S_{mean} (MPa)	$(S_{max})_{RMS}$ (MPa)
M-81	0.812	28.85	45.74	71.2
M-82	0.812	43.27	68.60	106.8
M-83	0.812	57.70	91.41	142.4
M-84	0.859	26.47	32.04	56.7
M-85	0.859	39.70	48.05	85.0
M-86	0.859	52.93	64.07	113.5
M-88	0.963	26.58	43.22	66.8
M-89	0.963	35.44	57.63	89.0
M-90	0.77	28.71	40.24	65.5
M-91	0.77	43.07	60.37	98.5
M-92	0.77	57.43	80.50	131.3

La ecuación usada para obtener la tensión de cierre producida por las sobrecargas para la aleación de Aluminio 2219-T851, se tomo de los resultados experimentales obtenidos por Bell [32].

3.3 Ensayos

Para el grupo *G1* se realizaron ensayos para cuatro anchos de banda distintos ($\epsilon = 0.64, 0.7, 0.77$ y 0.85) y dos niveles de carga (*P1* y *P2*), excepto para el ancho de banda $\epsilon = 0.7$, que solamente se realizaron ensayos para el nivel de carga más alto *P1*. Para cada proceso definido por el ancho de banda se generaron 20 registros de carga. Cada uno de estas historias de carga estaba formado por 25000 ciclos. Cada historia de carga fue generada numéricamente [33] a partir de la *dep*, y cada registro es representativo del mismo proceso de carga. Los ensayos se realizaron en una máquina servohidráulica de lazo cerrado, aplicando el registro repetidamente hasta que la grieta alcanzará una longitud definida en el ensayo [16], el crecimiento de la grieta fue seguido mediante un equipo de caída de potencial de corriente alterna (ACPD). La vida de crecimiento se tomó como el número de ciclos necesarios para hacer crecer una grieta desde una longitud inicial $a_0=15$ mm hasta una longitud final $a_f = 25$ mm.

Para el grupo *G2* los resultados experimentales fueron tomados de la literatura.

3.4 Simulaciones

A efectos de determinación de la bondad del modelo, se han comparado sus estimaciones con las obtenidas mediante simulación ciclo a ciclo. El modelo elegido para esta comparación ha sido el modelo de Newman [21], implementado en el paquete de software FASTRAN II [34].

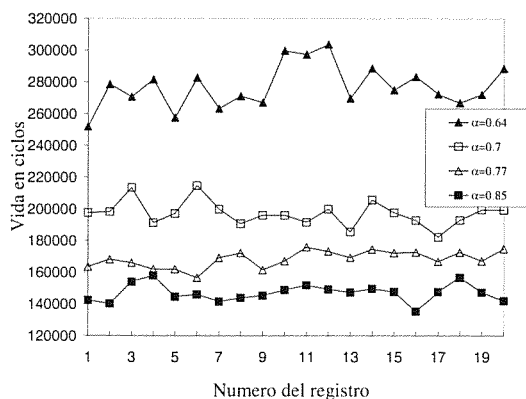


Figura 8. Evolución de los resultados de ensayos para el grupo *G1* y nivel de carga *P1*.

Para el grupo *G1* se simularon los 18 casos que se recogen en la tabla 1, cinco anchos de banda diferentes y cuatro niveles de carga. Para los casos que fueron ensayados la simulación se realizó con los mismos registros utilizados en los ensayos. El modelo propuesto, determina la vida de crecimiento a partir de los parámetros estadísticos de la historia de cargas, obteniéndose un valor de vida considerado como vida medio del proceso de cargas. Tanto

de la simulación ciclo a ciclo como los ensayos se obtiene una vida para cada registro de cargas, pudiendo estimarse además, la dispersión debida al propio registro de cargas (simulación ciclo a ciclo) o al registro y al material (ensayos). Las comparaciones realizadas para estudiar el comportamiento del modelo, han de realizarse con los valores medios de simulaciones y ensayos.

Como ecuación de crecimiento se ha utilizado la propuesta por Newman [21]. El ajuste de los parámetros de la ecuación de crecimiento, a utilizar tanto en FASTRAN II, como en el modelo, se realizó con datos de ensayos de amplitud constante obtenidos previamente por los autores [35,36]. El factor de constricción utilizado en el modelo de simulación ciclo a ciclo de Newman, para tener en cuenta el estado de tensiones (tensión o deformación plana), fue $\alpha = 1.5$, este valor se tomó por ser el que mejor ajustaba los datos de crecimiento de amplitud constante [36].

Para el caso *G2*, los resultados obtenidos por Newman en la simulación ciclo a ciclo se utilizaron a efectos de comparación tanto con los ensayos como con los estimados por el modelo. Los parámetros de la ecuación de crecimiento usados en el modelo estadístico, en este caso se tomaron de la literatura [21], el factor de constricción en este caso fue propuesto por Newman e igual a $\alpha = 1.6$.

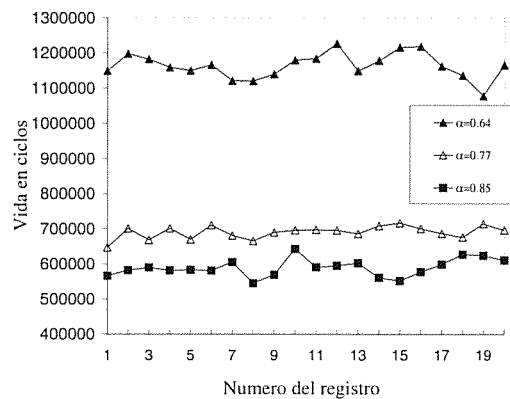


Figura 9. Evolución de los resultados de ensayos para el grupo *G1* y nivel de carga *P2*.

4. RESULTADOS

En las figuras 8 y 9 se recogen los resultados de los ensayos realizados (*G1*) para los distintos anchos de banda y niveles de tensión. En las figuras se puede ver la evolución de los resultados para los distintos registros de un mismo proceso, donde se puede observar la dispersión de los vidas de crecimiento. Como también se ve en las figuras, la vida media para cada nivel de tensión está muy influenciado por el ancho de banda.

En la figura 10 se muestra la comparación de los resultados de los ensayos realizados N_E con las

estimaciones del modelo propuesto N_S , para el grupo de ensayos *G1*, con los niveles de carga *P1* y *P2*. El valor tomado para comparación en los ensayos, es la media de la vidas de los 20 ensayos realizados para cada ancho de banda y nivel de carga. El modelo solamente estima una duración para cada ancho de banda y nivel de carga, dado que utiliza valores estadísticos. Las relaciones N_S/N_E , excepto para los casos de banda más ancha cuyos valores son, 0.63 y 0.66, todas los demás están entre 0.8 y 0.9.

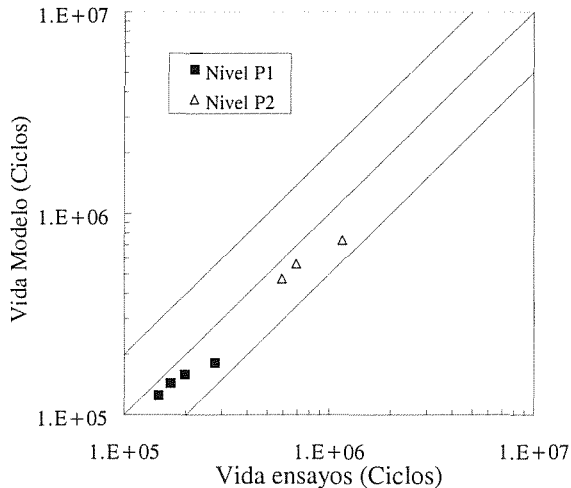


Figura 10. Comparación de los resultados de los ensayos para el grupo *G1* y las estimaciones del modelo propuesto.

En La figura 11, se muestran las comparaciones del modelo con las simulaciones ciclo a ciclo del modelo de Newman N_N , para el mismo grupo de ensayos *G1*. Los valores de la simulación utilizados son valores medios, obtenidos de la misma que se ha comentado anteriormente para los ensayos. Las relaciones N_S/N_N , en este caso están entre 1.1 y 1.7. Como se ve el modelo estima más vida que el modelo de Newman, para el factor de constricción utilizado ajustando con datos de amplitud constante.

En la figura 12, se comparan los resultados experimentales, N_E , con los obtenidos por Newman [21] usando el modelo de simulación ciclo a ciclo, N_N , y los obtenidos con el modelo estadístico, N_S , para las once historias de carga definidas para el grupo *G2*. Las relaciones N_S/N_E , excepto en dos casos específicos esta entre 0.7 y 1.4.

5. DISCUSIÓN

5.1 grupo *G1*

Como se ha dicho anteriormente el modelo estadístico no permite estimar la variabilidad de los resultados, por tanto las comparaciones se realizarán con valores medios de ensayos o de simulaciones ciclo a ciclo. Como se puede ver de la figura 10 los resultados del modelo estiman en general muy bien la vida media de los ensayos

independientemente del nivel de carga. Las predicciones del modelo son siempre conservativas, no observándose influencia significativa del nivel de tensiones. Las relaciones N_S/N_E son similares para los mismos anchos de banda, estando esta relación entre 0.8 y 0.9 para todos los procesos excepto para la banda más ancha, en este caso N_S/N_E disminuye a 0.63 y 0.66. Se puede decir que el modelo estima bastante bien la vida de crecimiento para procesos aleatorios estacionarios de gauss, tanto para los casos donde el efecto de secuencia es grande [16], nivel de carga alto, como para niveles de carga donde los efectos de secuencia son menores, nivel *P2*.

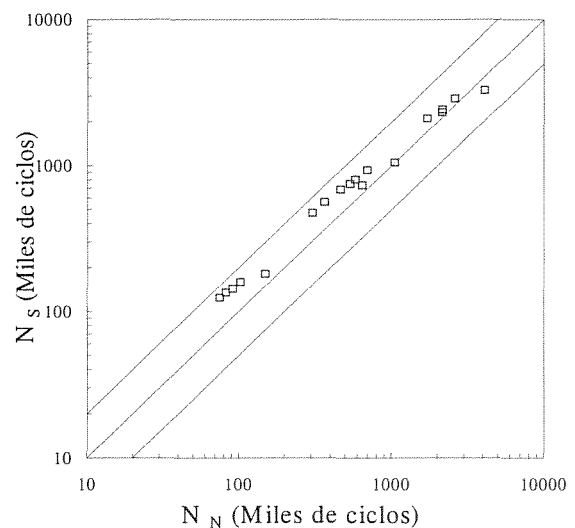


Figura 11. Comparación de las estimaciones del modelo con las obtenidas mediante simulación ciclo a ciclo.

Solamente para procesos de banda muy ancha (proceso *A* tabla 1), la estimación de la tensión de cierre equivalente es algo inferior a la real. En estos casos, la aproximación supuesta de una variación lineal de la tensión de cierre mientras duran los efectos de una sobrecarga produzca más error que cuando la banda es más estrecha. Para procesos con anchos de banda grandes, son muchos los ciclos de muy pequeña amplitud que apenas influyen en el crecimiento (figura 7b), por lo que la variación de la tensión de cierre con el número de ciclos será más suave que la que se ha supuesto de forma lineal. Por otra parte, la tensión media cuadrática de los picos tomada como el valor de S_x , subestima el valor de la tensión que cancela el efecto de las sobrecargas, es probable que esta tensión sea superior al valor previsto, pues únicamente los ciclos altos son los que contribuyen al crecimiento. Por otra parte, la determinación de r_x y S_{clk} se obtienen a partir de un valor de R suponiendo que el ciclo S_x es simétrico con respecto a la media del proceso. Esta estimación supone un error tanto mayor cuanto mayor es el ancho de banda. No obstante, las estimaciones del modelo para anchos de banda más estrechos ($\varepsilon < 0.7$), son bastante buenas.

Las simulaciones ciclo a ciclo mediante el modelo de Newman, permiten obtener un valor de vida para cada registro de carga, a partir de estos datos es posible determinar la dispersión de la vida suministrada por el modelo de simulación. Este modelo, además, necesita definir el factor de constricción que representa el estado de tensiones a que está sometida la probeta, la definición de este factor (α) influye fuertemente en las predicciones de la vida obtenidas por el modelo.

El uso de distintos factores de constricción (α) en el modelo de Newman, permite obtener en algunos casos vidas medias muy similares a las obtenidas en los ensayos. No obstante, en estos casos la dispersión fue muy superior a la mostrada por los resultados experimentales. Basado en un estudio de los autores realizado sobre el modelo, para determinar la facilidad del mismo para estimar las vidas de crecimiento de grieta con los mismos procesos utilizados en este estudio [36], se optó por tomar como factor de constricción $\alpha = 1.5$, debido a que con este valor se obtiene una dispersión similar a la obtenida en los ensayos. También con este valor del factor de constricción es con el que se consigue mejor ajuste con ensayos de amplitud constante.

El modelo de Newman predice siempre la tendencia de los ensayos individuales, además, es generalmente aceptado que este modelo proporciona estimaciones suficientemente aceptables de la vida de fatiga, sirviéndonos para determinar la eficacia del modelo estadístico para otros niveles de carga. Como se observa en la figura 11, el modelo propuesto estima en general más vida que el modelo de simulación, estando siempre las relaciones N_S/N_N entre 1.0 y 1.67, excepto para un caso que es 0.81. Las estimaciones del modelo están muy próximas a las obtenidas por simulación, siendo en general no conservadoras, hay que tener en cuenta sin embargo, que tanto uno como otro modelo son conservadores comparados con los datos experimentales, lo que hace que el modelo estime vidas medias ligeramente mejores que la simulación.

A medida que el nivel de carga va siendo más pequeño, las estimaciones del modelo se van haciendo más conservadoras con respecto a la simulación, en estos casos, el efecto de los ciclos próximos al umbral comienzan a tener un papel más prominente. Estos ciclos sin embargo, son tratados de distinta forma por cada modelo. La simulación ciclo a ciclo considera la variación del umbral con cada ciclo de carga en función de R , el modelo estadístico, por el contrario, supone un valor medio a lo largo de todo el crecimiento, pequeñas variaciones en este valor medio pueden producir diferencias cuando los niveles de tensión son pequeños, y un gran número de ciclos están próximos a este valor.

El efecto de la variación de la tensión de cierre con el nivel de tensión, parece que sea más significativa. El modelo de Newman considera el efecto de la relación

tensión máxima/límite elástico sobre la relación *tensión de cierre/tensión máxima*, asumiendo que esta relación se incrementa cuando disminuye la relación *tensión máxima/límite elástico*. Este efecto sin embargo no está incluido en el modelo al determinar la tensión de cierre mediante la expresión dada en la ecuación (12). Según esto, cuando el nivel de carga va siendo más pequeño la relación S_{clN}/S_{clS} se incrementa y como consecuencia la relación N_S/N_N disminuye.

Los procesos y registros utilizados, se supone que las sobrecargas están distribuidas igualmente en el tiempo, la estimación de las vidas de crecimiento se obtienen a partir de la función de densidad de probabilidad de los picos de carga. Con la misma *fdp* de picos y valles, el modelo predice las mismas vidas independientemente de la secuencia producida, el modelo considera los efectos de las sobrecargas pero siempre supone que éstas están distribuidas de forma regular. Sin embargo en algunos procesos las sobrecargas están distribuidas de forma altamente irregular. Por otra parte, la simulación ciclo a ciclo es capaz de estimar las diferencias de vida debido a la secuencia. La influencia por tanto de este factor sobre el error cometido por el modelo estadístico, es estudiado comparando las vidas obtenidas aplicando la simulación ciclo a ciclo a historias de carga con las mismas *fdp* pero agrupados los picos con distinta secuencia.

Para estimar el error del modelo estadístico con historias de carga aleatoria cuyas sobrecargas estén repartidas de forma altamente irregular, se modificaron todos los registros utilizados previamente variando la secuencia de los picos más altos de cada registro. Se tomaron los cinco picos más altos y se aplicaron consecutivamente, con esta modificación la *fdp* de los picos sigue siendo la misma por lo que el modelo predice la misma vida, sin embargo los ensayo o la simulación ciclo a ciclo con estos registros, obtiene distintos resultados para cada secuencia. Se estimó con estas historias de carga modificadas la vida de crecimiento mediante simulación ciclo a ciclo, para los niveles de carga $P1$, $P3$ y $P4$, las diferencias de vida media encontradas con respecto a los valores originales fueron menores del 8% para cualquier *fdp*. Para los niveles de carga más pequeños, las diferencias de vida estimada fueron muy pequeñas. Esta pequeña diferencia permite afirmar, que el modelo estadístico proporciona estimaciones de vida razonablemente aceptables para este tipo de procesos aleatorios, incluso cuando las sobrecargas están distribuidas de forma altamente irregular. Sin embargo, esta conclusión no se puede extender a cualquier proceso aleatorio o material sin un análisis previo.

Para estimar la influencia de las sobrecargas sobre la vida, se eliminaron de cada historia de carga los cinco picos más altos. Simulados nuevamente ciclo a ciclo estos registros se encontraron diferencias de vida media de alrededor del 30%. Esta reducción de la vida al eliminar las cinco sobrecargas de mayor magnitud, sugiere que, para este tipo de procesos aleatorios estacionarios en los que las

sobrecargas son inherentes al proceso, el efecto de las sobrecargas es significativo pero no excesivamente marcado.

5.2 Grupo G2

En la figura 12 se recogen los resultados del grupo G2. Como se puede ver en esta figura las estimaciones obtenidas con el modelo estadístico N_S , están muy próximas a los resultados experimentales [21], N_E , excepto en dos casos que se comentarán posteriormente. La comparación con las estimaciones de la simulación, son similares a las obtenidas con el grupo G1. La relación N_S/N_N está entre 0.9 y 1.4 en todos los casos, excepto en los dos mismos comentados anteriormente, donde la relación de vidas está próximo a 0.25.

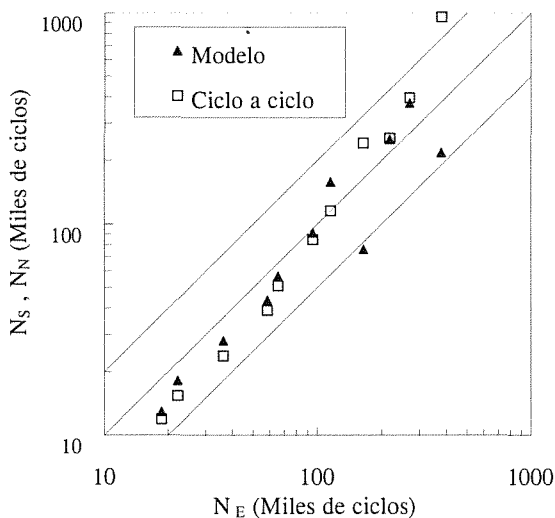


Figura 12. Comparación de las estimaciones del modelo (N_S), con la simulación ciclo a ciclo (N_N), y con los resultados de los ensayos (N_E).

Los dos casos en los que las diferencias entre N_S y N_E fueron mayores que el resto, son las correspondientes al mismo proceso de carga (ensayos M88 y M89), obtenidas al multiplicar la misma secuencia de cargas por un coeficiente diferente. Esta historia de cargas contenía solamente 300 ciclos que fueron repetidos hasta el fallo. Esta registro tan corto, produce un efecto de secuencia artificial cada 300 ciclos que no puede estar incluido en el modelo estadístico, dado que este considera procesos estacionarios con historias de carga muy largas. Teniendo en cuenta la distribución de picos en esta historia de cargas, el modelo estima un número de ciclos entre cargas $N_{pi}=N_q$ ecuaciones (2) y (6), de 8000 ciclos para el M88 y 4500 ciclos para el M89. Según lo anterior, el modelo, basado en la distribución estadística, supone la ocurrencia de una sobrecarga cada 8000 o 4500 ciclos, mientras que en los ensayos o en las simulaciones ciclo a ciclo el

número de ciclos entre sobrecargas es de 300 ciclos, lo que producirá un efecto de retardo más marcado que si se utilizara una historia de carga más larga del mismo proceso aleatorio.

6. CONCLUSIONES

1. A la vista de los resultados se puede concluir, que el modelo propuesto permite estimar la vida de crecimiento de grieta basado en parámetros estadísticos del proceso de carga aleatorio y en las características del material.
2. El modelo proporciona estimaciones de vida muy próximas a la vida media esperada en los ensayos, al menos para los procesos y materiales estudiados. Sin embargo, no permite estimar la dispersión de la vida como resultado de ensayar distintos registros representativos de un mismo proceso aleatorio.
3. Para el material y proceso aleatorio estacionario estudiados en el grupo G1, donde las sobrecargas son inherentes al proceso de carga, el reagrupar las sobrecargas para obtener una distribución de forma irregular, las diferencias de estimación de vida entre el modelo y la simulación ciclo a ciclo son despreciables.
4. Debe de realizarse un análisis cuidadoso del efecto de seleccionar S_x para cualquier tipo de carga y material.
5. Las conclusiones anteriores no deben de extender para cualquier tipo de carga y material, sin un análisis previo.

7. REFERENCIAS

- [1] B. Budiansky, J.W. Hutchinson Journal of Applied Mechanics. Vol 45, 1978, pp. 267-276
- [2] R.I. Stephens D.K. Chen, B.W. Hom., "Fatigue Crack Growth with Negative Stress Ratio Following Single Overloads in 2024-T3 and 76075-T6 Aluminum Alloys." Fatigue Crack Growth Under Spectrum Loads. ASTM STP 595, 1976, pp. 27-40
- [3] T.H. Topper, M.T. Yu, Int. J. Of Fatigue, Vol 7, 1985, pp. 159-164
- [4] R. Marissen, K.H. Trautman, H. Novack, Engng. Fracture Mech. Vol 19, 1984, 863-879.
- [5] J.C. Millan, R.M.N. Pelloux, Fatigue Crack Propagation, ASTM STP 415, 1967, pp. 505-535.
- [6] O.E. Wheeler, "Spectrum Loading and Crack Growth".

- Journal of Basic Engineering, Vol 94, 1972, pp. 181-186.
- [7] J.D. Willemborg R.M. Engle, H. A. Wood, "A Crack Growth Retardation Model Using an Effective Stress Intensity Concept." AFFDL-TM-FBR. 71-1, 1971.
- [8] W. Elber, "The Significance of Fatigue Crack Closure", Damage Tolerance in Aircraft Structures, ASTM STP 486, 1971, pp.230-242.
- [9] W. Schütz, Fatigue Disegn, (Ed. J.Solin, G. Marquis, A. Siljander, S. Spila), ESIS 16, Mech. Eng. Publ., 1993, pp. 1-17.
- [10] J.M. Potter, R.T. Watanabe, (Eds), Development of Fatigue Loading Spectrum, ASTM STP 1006, 1989.
- [11] D. Broek, The Practical Use of Fracture Mechanics. Kluwer Academic Publishers. 1989.
- [12] W. Schütz, P.Heuler, Fatigue 87 (ED. R.O. Ritchie, E.A. Starke) EMAS, 1987, pp. 479-494.
- [13] J. Dominguez, "Fatigue Crack Growth Under Variable Amplitude Loading.". Handbook of Fatigue Crack Propagation in Metallic Structures, 1994, 955-997.
- [14] J. Dominguez, J. Zapatero, L. Bohorquez. "Effect of the Length of the Random Load on History on the Fatigue Life Statistics." Fracture Behaviour and Design of Materials and Structures. (Eds),EMAS, 1991,pp.1427-1434
- [15] J. Dominguez, J. Zapatero. "Effect of the Loading Spectrum and History Length on Fatigue Life Distribution under Random Loading ". Engineering Fracture Mechanics, Vol. 42, n 6. 1992. pp. 925-933.
- [16] Dominguez, J., Zapatero, J. and Pascual, J., "Effect of load histories on scatter of fatigue crack growth in aluminum alloy 2024-T351." Engng Fracture Mech., 1997, 56, 65-76.
- [17] Hudson, C. M., "A root-mean-square approach for predicting fatigue crack growth under random loading." Methods and models for predicting fatigue crack growth under random loading, ASTM STP 748, Eds., J. B. Chang and C. M. Hudson. American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1981, pp. 41-52.
- [18] Zapatero, J. and Domínguez, J., "A statistical approach to fatigue life predictions under random loading." Int. J. Fatigue, 1990, 12, 107-114.
- [19] Veers, P. S., Winterstein S. R., Nelson D. V. and Cornell C. A., "Variable-amplitude load models for fatigue damage and crack growth." Development of fatigue loading spectra, ASTM STP 1006, Eds., J. M. Potter and R. T. Watanabe. American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1989, pp. 172-197.
- [20] Johnson, W.S., "Multi-parameter yield zone model for predicting spectrum crack growth." Methods and models for predicting fatigue crack growth under random loading, ASTM STP 748, Eds., J. B. Chang and C. M. Hudson. American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1981, pp. 85-102.
- [21] Newman, J. C. Jr., "A crack closure model for predicting fatigue crack growth under random loading." Methods and models for predicting fatigue crack growth under random loading, ASTM STP 748, Eds., J. B. Chang and C. M. Hudson. American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1981, pp. 53-84.
- [22] Wang, G. S. and Blom, A. F., "A strip model for fatigue crack growth predictions under general load conditions." Engng Fracture Mech., 1991, 40, 507-533.
- [23] Ditlevsen, D. and Sobczyk, K., "Random fatigue crack growth with retardation." Engng Fracture Mech., 1986, 24, 861-878.
- [24] Arone, R., "Fatigue crack growth under random overloads superimposed on constant-amplitude cyclic loading." Engng Fracture Mech., 1986, 24, 223-232.
- [25] Veers, P. S. and Van Den Avyle, J. A., "Fatigue crack growth from narrow-band gaussian spectrum loading in 6063 Aluminum alloy." Advances in Fatigue Lifetime Predictive Techniques, ASTM STP 1122, Eds. M. R. Mitchell and R. W. Landgraf. American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1992, 191-213.
- [26] Schijve, J., "Some formulas for crack opening stress level." Engng Fracture Mech., 1981, 14, 461-465.
- [27] Fleck, N., "Influence of Stress State on Crack Growth Retardation." Basic Questions in Fatigue: Volume I, ASTM STP 924, Eds. J. T. Fong and R. J. Fields. American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1988, 157-183.
- [28] Shuter, D. M. and Geary, W., "Some Aspects of Fatigue Crack Growth Retardation Behaviour Following Tensile Overloads in a Structural Steel." Fatigue Fract. Engng Mater. Struct., 1996, 19, 185-199.
- [29] Newman, J. C. Jr. , "Prediction of Fatigue Crack Growth under Variable-Amplitude and Spectrum Loading Using a Closure Model." Design of Fatigue and Fracture Resistant Structures, ASTM STP 761, Eds. P. R. Abelkis and C. M. Hudson. American Society for Testing and Materials, 1982, pp. 255-277.
- [30] Bendat, J.S., "Probability functions for random responses: Predictions of peaks fatigue damage, and catastrophic failures." NASA, Contract report 33,1964.

[31] Chang, J. B., "Round-robin crack growth predictions on center-cracked tension specimens under random spectrum loading." *Methods and Models for Predicting Fatigue Crack Growth under Random Loading*, ASTM STP 748, Eds., J. B. Chang and C. M. Hudson. American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1981, pp. 3-40.

[32] Bell, P. D. and Creager, M., "Crack growth analysis for arbitrary spectrum loading." AFFDL-TR, 1974, 74-129.

[33] Shinozuka, M., "Applications of digital simulation of gaussian random processes." *Random Excitation of Structures by Earthquakes and Atmospheric Turbulence*, Ed., H. Parkus. Springer-Verlag, Berlin, 1977, pp. 201-237.

[34] Newman, J. C. Jr, "FASTRAN II-A fatigue crack growth structural analysis program." NASA Tech. Memorandum 104159, NASA Langley Research Center, Hampton, VA, 1992.

[35] Lapetra, C., Mayo, J. and Dominguez, J., "The randomness of fatigue crack growth under constant-amplitud loads." *Fatigue Fract. Engng Mater. Struct.*, 1996, 17, 589-600.

[36] Zapatero, J., Moreno, B. and Dominguez, J., "On the use of the strip-yield model to predict fatigue crack growth under irregular loading." *Fatigue Fract. Engng Mater. Struct.*, 1997, 20, 759-770.

INTRODUCCIÓN AL ANÁLISIS DEL COMPORTAMIENTO DE GRIETAS A FATIGA BAJO CARGAS DE AMPLITUD VARIABLE

J. Domínguez* y J. Zapatero**

*Universidad de Sevilla
 Departamento de Ingeniería Mecánica y de los Materiales
 E.T.S.I.I., Camino de los Descubrimientos, s/n, 41092 Sevilla

**Universidad de Málaga
 Departamento de Ingeniería Mecánica
 E.T.S.I.I., Pl. El Ejido, s/n, 29013 Málaga

Resumen. Este trabajo presenta una introducción al comportamiento de grietas a fatiga ante cargas de amplitud variable, y muestra algunos métodos para la predicción de la velocidad de crecimiento de grietas por fatiga ante cargas de amplitud variable. Se analiza brevemente un aspecto importante, característico del comportamiento de los metales ante cargas de este tipo, como es el efecto de secuencia. Se dedica especial atención al cierre de grieta y su efecto sobre el crecimiento. Así mismo, se presentan algunos modelos numéricos empleados en la simulación del efecto de secuencia y se muestran algunos métodos de análisis del crecimiento de grietas ante cargas de amplitud variable. Entre los métodos presentados se incluyen, tanto procedimientos ciclo a ciclo, como otros con tratamiento global de la vida a fatiga, empleando técnicas estadísticas.

Abstract. This paper shows an introduction to fatigue crack growth under variable amplitude loading. Some methods to predict the fatigue crack growth under variable amplitude loading in metals are briefly described. First of all it is analysed a very important aspect that makes different the fatigue crack growth in metals under variable amplitude loading. It is the sequence effect. Special attention is paid to crack closure and its effect fatigue crack growth. Some numerical models to simulate the sequence effect are also considered. Finally, some methods to analyse the fatigue crack growth under irregular and random loading, either cycle by cycle or global statistical methods, are described.

1. INTRODUCCIÓN

Los datos de crecimiento de grietas por fatiga de que se dispone normalmente para la mayoría de los materiales se han obtenido en ensayos con carga de amplitud constante. Sin embargo, las condiciones a que está sometida una estructura real son distintas a las de los ensayos. Las cargas aplicadas sobre las estructuras son normalmente de amplitud variable y la mayoría de las veces aleatorias. Para el análisis de la integridad estructural de estos sistemas es necesario, por tanto, realizar predicciones de crecimiento de grietas ante este tipo de cargas. Para ello, entre otras cosas, será necesario extrapolar los datos obtenidos con cargas de amplitud constante al caso de las cargas reales de servicio, de amplitud normalmente variable.

La predicción del comportamiento de una grieta en casos reales de carga a partir de los datos experimentales obtenidos con carga de amplitud constante no es un problema sencillo. Por un lado, si las cargas son aleatorias o semialeatorias, éstas deberán definirse estadísticamente. Además, durante el crecimiento de una grieta con cargas de amplitud variable, el incremento de longitud en cada ciclo de carga no es igual al que se

produce para las mismas cargas con amplitud constante. Dicho incremento depende, no sólo de los valores máximo y mínimo del ciclo y de la longitud de la grieta, sino también de las amplitudes y valores medios de los ciclos previos de carga: se produce lo que se denomina efecto de secuencia o de interacción.

Para predecir el comportamiento de una grieta en una estructura, el primer paso será, por tanto, predecir las solicitaciones a que va a estar sometida y disponer de un registro de cargas de las mismas características que la esperada durante la vida del sistema objeto de análisis. Dicho registro debe incluir ciclos de distintos niveles en la misma proporción en que se espera van a producirse en la realidad. Además, si los efectos de secuencia son significativos, estos ciclos deben ordenarse en secuencias que produzcan los mismos efectos que la esperada. En muchos casos, para reducir la duración del proceso de cálculo o ensayo, es importante conseguir que la historia representativa produzca los mismos efectos, pero con un número de ciclos muy inferior al real.

Para determinados tipos de sistemas mecánicos y estructuras, como es el caso de aviones, aerogeneradores, helicópteros, estructuras "offshore", o automóviles,

existen registros estandarizados representativos de las cargas producidas [1-4]. Éstos se emplean, unas veces de forma restringida, para determinados tipos de comparaciones de materiales o diseños posibles, y otras, de forma más general, para el análisis previo del comportamiento de los sistemas. Sin embargo, durante el proyecto y desarrollo de un nuevo prototipo, siempre será necesario el empleo de registros específicos del sistema de que se trate. Su obtención requiere un proceso complejo, que incluye simulación y medida experimental de las cargas, así como el análisis estadístico y la manipulación de las mismas. Una descripción de las técnicas empleadas para la obtención de registros representativos de distintos tipos de procesos de carga, así como el análisis de algunos aspectos importantes a considerar durante la generación de éstos puede encontrarse en la bibliografía [5-9].

Definido el registro representativo del proceso de cargas a que estará sometido el sistema, el paso siguiente es la definición de un modelo que represente el comportamiento de una grieta ante este tipo de carga. Para un gran número de tipos de procesos de cargas con amplitud irregular, esto requiere la inclusión del efecto de secuencia en los modelos. Por ello, esta introducción al análisis del comportamiento de grietas ante cargas de amplitud variable comienza tratando diversos aspectos del efecto de secuencia. Seguidamente se describirán brevemente algunos modelos de simulación ciclo a ciclo del comportamiento de las grietas a fatiga con cargas irregulares. Finalmente, se describirán también algunas aproximaciones al análisis del comportamiento ante cargas aleatorias mediante aproximaciones estadísticas.

2. EFECTO DE SECUENCIA

En crecimiento de grietas ante cargas de amplitud constante, el efecto de secuencia se manifiesta cuando durante el proceso de carga se produce un ciclo de amplitud muy superior al resto, una sobrecarga, o un pico negativo muy inferior a los mínimos del resto de los ciclos. En esos casos se produce un transitorio en el crecimiento. A partir del ciclo diferente, la velocidad de crecimiento ante ciclos iguales a los previos será distinta. Este transitorio en el comportamiento de la grieta se mantiene durante cierto intervalo del crecimiento hasta que, de forma progresiva, la grieta vuelve comportarse como en los ciclos previos a la sobrecarga o ciclo diferente.

El efecto de la secuencia de aplicación de las cargas sobre la velocidad de crecimiento de las grietas fue puesto de manifiesto a principios de los años sesenta [10]. Diversos trabajos experimentales [11] demostraron que la aplicación de una sobrecarga origina una velocidad de crecimiento en los ciclos posteriores a ella mucho menor que la que se produce si no existe la sobrecarga. En determinadas condiciones, la sobrecarga puede llegar a

detener completamente el crecimiento de la grieta [12]. Igualmente, se comprobaron transitorios en el comportamiento cuando se aplican bloques de carga de amplitud constante, en los ciclos siguientes a los cambios de amplitud.

La figura 1 muestra esquemáticamente el comportamiento de una grieta sometida a ciclos de carga de amplitud constante cuando se aplica una sobrecarga durante el proceso. Antes de la sobrecarga, la velocidad de crecimiento es constante $(da/dN)_1$ como corresponde a un incremento del factor de intensidad de tensiones (ΔK) constante. Al producirse la sobrecarga (ΔK_{OL}) , se produce una modificación progresiva de la velocidad de crecimiento de la grieta. Durante la sobrecarga e inmediatamente después de ella, con ciclos de amplitud constante iguales a los iniciales, se produce un incremento de la velocidad de crecimiento. La extensión de la grieta sobre la que se produce el aumento de velocidad y el valor de dicho incremento depende de diversos factores, entre los que sobresale el nivel de tensiones, la relación de sobrecarga r_{OL} y si las condiciones de propagación son de tensión plana o de deformación plana [13,14]. En casos de deformación plana no suele detectarse este incremento en la velocidad, o es muy reducido. Seguidamente, comienza a producirse una reducción progresiva de la velocidad de crecimiento hasta llegar a un mínimo. Dicha reducción de velocidad continúa hasta que la grieta ha crecido cierta distancia d a través de la zona plástica producida por la sobrecarga, denominada "delay distance". Este fenómeno de disminución progresiva de la velocidad durante el crecimiento posterior a la sobrecarga se denomina "delayed retardation".

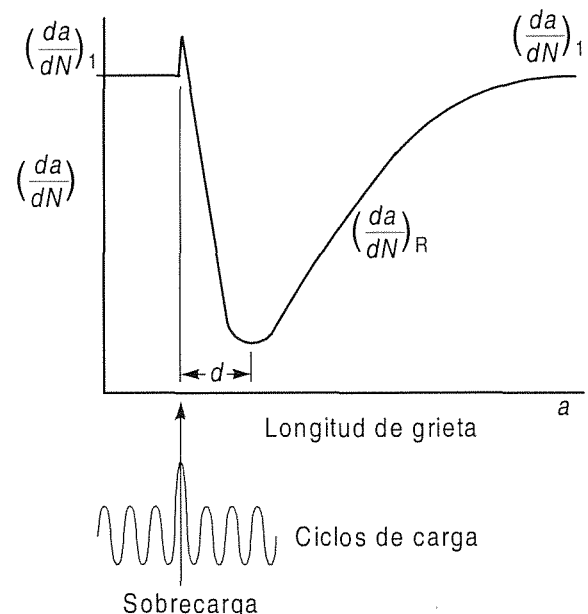


Figura 1. Evolución de la velocidad de crecimiento por fatiga ante una sobrecarga.

Una vez alcanzado el mínimo, la velocidad de crecimiento comienza a aumentar hasta llegar de nuevo al valor previo a la sobrecarga $(da/dN)_1$, estabilizándose en dicho valor. La distancia sobre la que se producen los efectos transitorios de la sobrecarga Δa^* , hasta estabilizarse la velocidad de crecimiento, depende de diversos factores, entre los que se incluyen: estado de tensiones, ΔK , R , r_{OL} , microestructura del material y condiciones ambientales [15]. Incluso, en una probeta de determinado espesor, la extensión de crecimiento sobre la que afecta la grieta puede ser distinta en el centro, donde predominan condiciones de deformación plana y en la superficie, donde el estado es de tensión plana [13].

Otros aspectos destacables del efecto de secuencia producido por sobrecargas son:

- Valores de r_{OL} suficientemente altos, normalmente entre 2 y 3, pueden llegar a producir la detención de la grieta.
- Varias sobrecargas consecutivas aumentan el efecto de retardo. En estas circunstancias se reduce también el "delayed retardation", pudiendo llegar a desaparecer [16].
- El aumento del valor de R produce generalmente una reducción del efecto de retardo. Valores negativos de R reducen también el efecto de secuencia, siendo menor la influencia de la sobrecarga a medida que disminuye R [17].
- El incremento de longitud producido por la sobrecarga es superior al generado por el mismo ΔK con carga de amplitud constante.
- En el caso de grietas pequeñas, el efecto de secuencia indicado es menos acusado. Incluso, dependiendo de la longitud de la grieta y condiciones de carga, puede desaparecer por completo.

Cuando durante un proceso de carga de amplitud constante se aplica una descarga con el mínimo inferior a los mínimos de amplitud constante, se produce el efecto contrario: la velocidad de crecimiento de la grieta aumenta [18]. Este efecto de aceleración es menor que el de retardo producido por una sobrecarga. Su importancia dependerá del valor de la tensión en el valle de carga aplicado. Igualmente, se ha comprobado que un valle inferior a los del resto de los ciclos aplicado inmediatamente después de una sobrecarga, reduce el efecto de ésta, en mayor o menor medida, dependiendo de los valores de ellas [19]. Si este valle está inmediatamente antes de la sobrecarga, puede no tener influencia o puede reducir el efecto que produce la sobrecarga, dependiendo de las condiciones de carga. Estos efectos se representan en la figura 2.

Si, después de un bloque de ciclos de carga de amplitud constante se aplica otro de menor amplitud, se produce un efecto de retardo muy similar al generado por varias sobrecargas consecutivas (Figura 3a) [20]. Cuando los bloques de carga tienen igual valor máximo pero distinto valor mínimo, el efecto de secuencia es menor que el

producido cuando lo que varía es el máximo. Dependerá de los valores de ΔK y de los mínimos de ambos bloques.

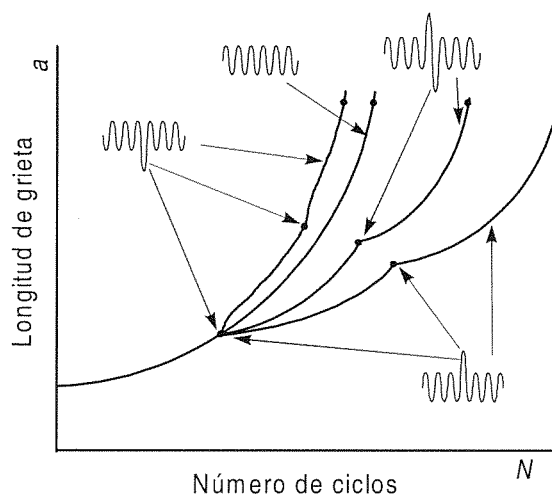


Figura 2. Esquema del comportamiento de una grieta ante diversos tipos de carga.

Cuando las cargas del primer bloque son menores que las del segundo, el efecto es el contrario, produciéndose durante los primeros ciclos del segundo bloque una velocidad de crecimiento mayor de la que ocurre con las mismas cargas y amplitud constante. La aceleración del crecimiento de la grieta se estabiliza en un menor número de ciclos que en los casos de efecto de retardo, volviendo la velocidad de crecimiento a los valores correspondientes a cargas de amplitud constante (Figura 3b) [21]. Sin embargo, considerando el incremento de longitud de grieta necesario para producir la estabilización, este es similar al requerido en casos de sobrecargas o bloques con amplitud decreciente.

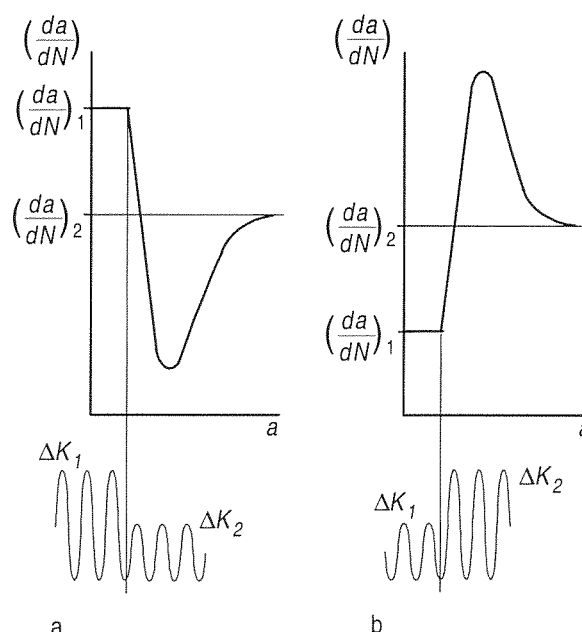


Figura 3. Crecimiento de la grieta ante bloques de carga.

3. MECANISMOS ASOCIADOS CON EL COMPORTAMIENTO TRANSITORIO.

Desde que se observó la existencia del efecto de secuencia, se han propuesto diversos mecanismos como responsables del mismo. En 1967, Rice [22] propuso el redondeado del fondo de la grieta ("crack tip blunting") como responsable del retardo. Posteriormente, Elber [23] introdujo el término cierre de grieta, denominando así al cierre de grieta producido por deformación plástica, al que consideró responsable del efecto de secuencia. Posteriormente se han propuesto otros mecanismos que participan también en la generación del efecto de secuencia, como son la deflexión o la bifurcación de la grieta, producida por una sobrecarga, la rugosidad superficial debida a la irregularidad en el crecimiento, el cierre de grieta inducido por el óxido formado en la superficie, el endurecimiento por deformación, etc. Una descripción de estos mecanismos y discusión sobre la importancia de cada uno de ellos en la producción del efecto de secuencia puede verse en la bibliografía [21]. A continuación se describen brevemente los que más afectan en el caso de materiales metálicos.

3.1. Cierre de grieta inducido por plasticidad.

Como se ha indicado anteriormente, el concepto de cierre de grieta fue introducido por Elber [23] para explicar ciertas anomalías en el comportamiento de una grieta sin carga. Mientras una grieta ideal sometida a carga positiva cierra cuando se descarga totalmente, las grietas producidas por fatiga cierran durante la descarga antes de llegar a ser nula la tensión. Igualmente, durante la carga posterior, la grieta no se abre hasta que el valor de la misma alcanza determinado valor.

Esta diferencia de comportamiento puede explicarse considerando la plasticidad que se forma en el frente de la grieta durante el proceso de crecimiento por fatiga (Figura 4). Cuando la grieta crece, el frente va dejando detrás de sí una zona de material deformado plásticamente (estela plástica), con deformación residual de tracción. La deformación residual acumulada en dicha zona actúa como una cuña, generando sobre la grieta unas tensiones residuales de compresión.

Elber, midiendo la evolución del desplazamiento entre dos puntos P-P' durante un ciclo de carga, en una probeta con una grieta de fatiga (Figura 5a), determinó las tensiones a las que se producía la apertura completa de la grieta durante la carga y aquella a la que se producía el cierre durante la descarga. La figura 5b muestra esquemáticamente la relación carga aplicada-desplazamiento durante una descarga. Pueden distinguirse básicamente tres zonas. Entre A y B, la grieta está abierta y el comportamiento es lineal. Entre B y C, se produce el cierre de la misma, con variación de la rigidez debido al cambio de geometría. Entre C y D, la grieta está totalmente cerrada, el comportamiento es lineal y la

rigidez es igual a la de una probeta sin grieta. La tensión correspondiente al punto B, en el que comienza el contacto entre las superficies se denomina tensión de cierre S_{cl} . Con carga nula, δ_0 es el desplazamiento residual producido por la estela plástica.

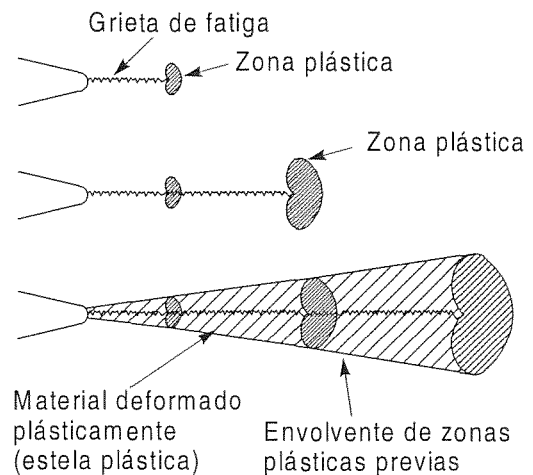
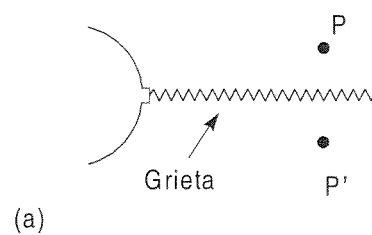
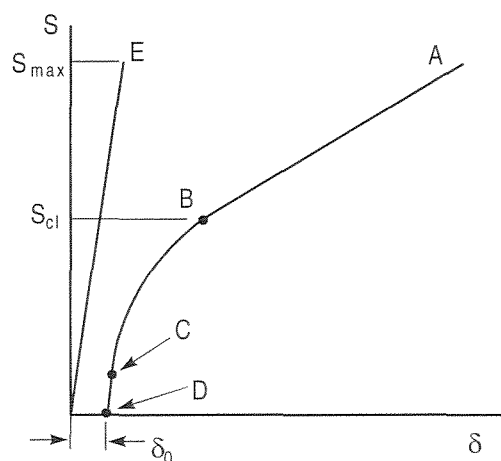


Figura 4. Estela plástica creada al crecer grieta.



(a)



(b)

Figura 5. Gráfico tensión-desplazamiento en una grieta.

Durante la carga, la curva tensión aplicada-desplazamiento es muy similar. Debido a las deformaciones plásticas producidas en cada ciclo y al rozamiento entre las superficies de la grieta durante el

cierre, las curvas de carga y descarga no coinciden exactamente, produciéndose un ciclo de histéresis. El valor de la tensión a la que la grieta se abre completamente durante la carga se denomina tensión de apertura de grieta S_{op} . Debido al aplastamiento plástico que se produce entre las superficies de la grieta en la zona próxima al borde de la misma durante el cierre, S_{op} y S_{cl} no coinciden exactamente. No obstante, a efectos prácticos suele considerarse que son idénticas.

Elber, considerando que sólo puede producirse propagación de la grieta durante la parte del ciclo de carga en que la grieta está totalmente abierta, propuso el empleo de la S_{op} como tensión de referencia para definir un rango efectivo de tensiones ΔS_{eff} y un rango efectivo del factor de intensidad de tensiones ΔK_{eff} :

$$\Delta S_{eff} = S_{max} - S_{op} = U \Delta S \quad (1)$$

$$\Delta K_{eff} = K_{max} - K_{op} = U \Delta K \quad (2)$$

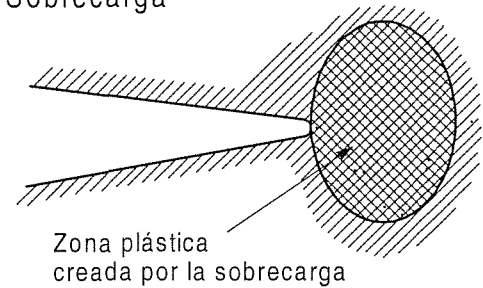
Midiendo las S_{op} en ensayos de amplitud constante y empleando ΔK_{eff} en la ecuación de crecimiento:

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K_{eff})^m = C(U \Delta K)^m \quad (3)$$

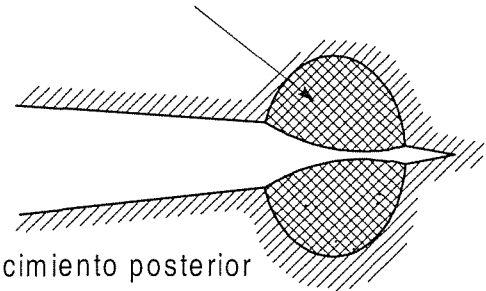
obtuvo un buen ajuste de los resultados experimentales generados con carga de amplitud constante y diferentes valores de $R=(K_{min}/K_{max})$, en probetas de aleación de aluminio 2024-T3. Mientras que la representación de $da/dN-\Delta K$ produce diferentes curvas en el rango de aplicación de la ecuación de Paris, los mismos datos de crecimiento representados en función de ΔK_{eff} producen una sola curva.

En casos de aplicación de una sobrecarga o bloques de cargas con dos amplitudes distintas, Elber comprobó que S_{op} variaba de forma que permitía considerar el cierre de grieta como uno de los principales causantes del efecto de secuencia. Al producirse una sobrecarga durante un proceso de carga con amplitud constante, justo delante del borde de la grieta se genera una zona plástica mayor con deformaciones plásticas residuales de tracción mayores (figura 6). Al volver a aplicarse los ciclos de menor amplitud, inicialmente, el redondeado del borde producido por la sobrecarga hace que S_{op} disminuya inicialmente, aumentando la velocidad de crecimiento de la grieta respecto a los valores producidos antes de la sobrecarga. Cuando la grieta crece a través de esta zona plástica con mayores deformaciones acumuladas, se generan mayores presiones entre las superficies de la grieta, aumentando S_{op} con la consiguiente disminución de la velocidad de crecimiento [13]. Igualmente, entre dos bloques de carga, al producirse un cambio de amplitud de los ciclos se produce un cambio no instantáneo de las tensiones de cierre que permite explicar, al menos en parte, los efectos de secuencia producidos.

Sobrecarga



Zona plástica
creada por la sobrecarga



Crecimiento posterior

Figura 6. Esquema de la zona plástica creada por la sobrecarga

Un modelo analítico del cierre de grieta producido por plasticidad durante el crecimiento estacionario por fatiga ha sido propuesto por Budiansky y Hutchinson [24]. Este modelo, que supone comportamiento elasto-plástico, en condiciones de tensión plana, permite entender la formación de las zonas plásticas monótona y cíclica, permite comprender también el efecto de R y del endurecimiento por deformación en las tensiones de cierre. Su uso para determinar las tensiones de cierre en casos reales, presenta el inconveniente de que se limita al caso de tensión plana y que no es aplicable a condiciones carga de amplitud variable. Se han propuesto otros modelos para simular el comportamiento de una grieta creciendo en distintas condiciones y determinar así las tensiones de cierre [25-29].

En general, puede decirse que el cierre de grieta producido por plasticidad es el principal causante de los efectos de secuencia [13,21]. Sin embargo, no permite explicar toda la variedad de comportamiento producido con distintos materiales, condiciones ambientes, niveles y tipos de carga y longitudes de grieta. Otros aspectos relativos al cierre de grieta pueden encontrarse en la bibliografía [30].

3.2. Bifurcación y deflexión de la grieta.

En algunas aleaciones metálicas con tendencia a deformación por acumulación de dislocaciones en planos de deslizamiento, durante una sobrecarga e inmediatamente después de ella puede producirse una bifurcación o una deflexión de la grieta [15,31,32], volviendo posteriormente, después de cierto avance, a la dirección de propagación previa a la sobrecarga. La variación de orientación de la grieta y el avance a lo largo

de una trayectoria inclinada hace que el crecimiento se produzca en modo mixto, con combinación de los modos I y II, produciéndose una reducción del factor de intensidad de tensiones. Diversos análisis permiten decir que la reducción puede ser del orden del 25% [15].

Algunos autores, a la vista de la reducción del factor de intensidad de tensiones y de los resultados de los ensayos de crecimiento después de sobrecargas, consideran que la deflexión de la grieta es uno de los causantes del efecto de secuencia. Sin embargo, se ha comprobado experimentalmente que, mientras unas veces se detecta retardo durante el avance de la grieta con trayectoria inclinada [31], otras la grieta crece a mayor velocidad durante el avance con esta trayectoria, comenzando el retardo una vez que vuelve a la trayectoria original, perpendicular al eje de carga [33]. En este último caso, no está clara la razón por la que, habiéndose producido una reducción del factor de intensidad de tensiones factor se produce una aceleración en el crecimiento de la grieta.

Fleck [13], a partir del análisis de diversos resultados experimentales obtenidos por él mismo y otros autores, llega a la conclusión que este fenómeno no es una causa dominante de retardo cuando los valores de ΔK son altos. Con niveles bajos de ΔK , si se produce deflexión de la grieta, ésta puede ser una de las causas de retardo, conjuntamente con otros mecanismos como el cierre producido por plasticidad u otras formas de cierre que se describen posteriormente. En cualquier caso, la aparición o no de deflexión o bifurcación de una grieta con una sobrecarga depende de diversos factores, entre los que se incluye el nivel de la sobrecarga, el de las tensiones previas a ésta, la microestructura y el estado de tensiones.

3.3. Cierre de grieta inducido por óxido.

La observación de ciertas anomalías en el crecimiento de las grietas en determinados ambientes con valores de ΔK próximos al umbral de crecimiento por fatiga, llevó a diversos investigadores [34,35] a plantear la posibilidad de que se produjera un efecto de cierre de grieta debido a la oxidación de las superficies de la misma. En efecto, la presencia de una atmósfera corrosiva produce la oxidación de las nuevas superficies generadas durante el crecimiento de la grieta (figura 7a). Con valores de ΔK próximos al umbral de crecimiento por fatiga, la apertura de la grieta en modo mixto, la rugosidad de las superficies y el cierre de grieta inducido por plasticidad producen una continua rotura y nueva formación de la capa de óxido mediante un mecanismo de fretting. Las partículas de óxido desprendidas producen un efecto de cuña, aumentando el factor de intensidad de tensiones a que se produce el cierre K_{cl} , reduciendo el valor de ΔK_{eff} . La consecuencia, de acuerdo con la ecuación (3), es una reducción de la velocidad de crecimiento.

El cierre de grieta inducido por óxido se ve potenciado en determinadas condiciones, como son: ambientes

corrosivos, pequeños valores de R y ΔK , superficies de grieta rugosas, bajo límite elástico del material y cualquier otra que potencie la oxidación, contacto y deslizamiento entre las superficies [36]. Su efecto sobre la tensión de cierre y la velocidad de crecimiento de la grieta es importante para valores de ΔK próximos al umbral y pequeños valores de R , donde es mayor el cierre producido y menor la parte de éste debida a la plasticidad; además, cualquier variación de K_{op} tiene mayor influencia sobre da/dN . Por ello, su efecto sobre la vida a fatiga, normalmente sólo es significativo con estas condiciones de carga.

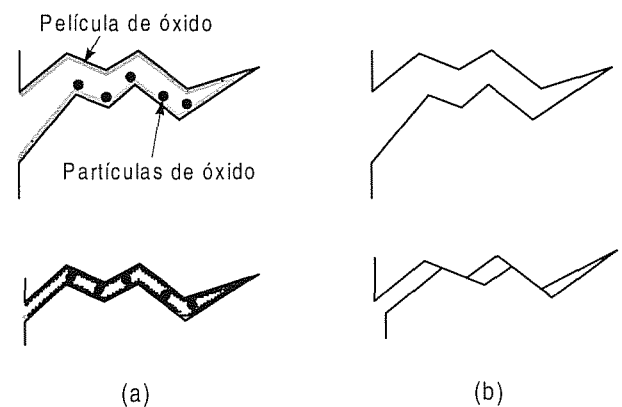


Figura 7. Cierre de grieta por óxido (a), y cierre de grieta por rugosidad.

En cuanto al efecto de secuencia producido por este mecanismo, sólo se presenta adicionalmente a otros que hagan descender la velocidad de crecimiento a valores próximos al umbral después de una sobrecarga. En estos casos, al producirse la sobrecarga, la disminución de ΔK_{eff} a valores próximos al umbral ΔK_{th} , activa los mecanismos de crecimiento que incrementan el valor del cierre de grieta inducido por óxido [15].

3.4. Cierre de grieta inducido por rugosidad.

Con niveles bajos de tensión, como ocurre con niveles próximos al umbral, la zona plástica tiene dimensiones menores que una dimensión microestructural característica, por ejemplo, el tamaño de grano. En estas condiciones, el crecimiento de grieta se suele producir a lo largo de un solo sistema de deslizamiento: mecanismo típico del crecimiento de grietas pequeñas (estado I de crecimiento de grieta por fatiga). Esta forma de crecimiento da origen a una morfología altamente irregular en la superficie que, conjuntamente con el desplazamiento de las superficies de la grieta en modo II y el desajuste entre las irregularidades de las superficies (figura 7b), da origen a un aumento del valor de K_{cl} [37,38].

Entre los factores que potencian el cierre inducido por rugosidad pueden citarse: zona plástica menor que el

tamaño de grano, que induce mecanismos de crecimiento por deslizamiento en un solo sistema; tamaño grande de grano y microestructura con tendencia a producir deslizamiento en un solo plano, lo que generará mayores asperezas, y deflexiones frecuentes, provocadas por bordes de grano, partículas de segunda fase o cambios bruscos de carga [36].

Este tipo de cierre de grieta, como en el caso del inducido por óxido, puede influir apreciablemente en el efecto de secuencia cuando una sobrecarga haga descender la velocidad de crecimiento a valores próximos al umbral. Entonces, se activan los mecanismos de crecimiento que incrementan el valor del cierre inducido por rugosidad de la superficie de la grieta, además de hacer mayor su valor en relación al total de las tensiones de cierre [15].

3.5. Otras consideraciones.

Los mecanismos descritos previamente son generalmente los más influyentes en metales dúctiles. Hay otros mecanismos que, en ciertos materiales, pueden también afectar al comportamiento producido después de una variación de la amplitud de la carga. Entre ellos puede mencionarse el endurecimiento por deformación, o a veces, en determinados ambientes corrosivos, la corrosión-fatiga. En materiales no metálicos hay otros mecanismos, como es el microagrietado, la transformación de fase, etc. Respecto a los descritos en los apartados anteriores, como conclusión, pueden hacerse los siguientes comentarios:

- a. El cierre de grieta inducido por plasticidad es el principal responsable del efecto de secuencia producido en metales. Con niveles de carga suficientemente por encima del umbral, en materiales dúctiles, la influencia del resto de los mecanismos es normalmente despreciable.
- b. Si se produce deflexión o bifurcación de la grieta, su efecto sólo será apreciable con valores de ΔK bajos. Incluso en estos casos, unas veces se produce el efecto de retardo y otras no se ha podido apreciar experimentalmente. En cualquier caso, su efecto es muy difícilmente cuantificable.
- c. El cierre de grieta inducido por óxido o rugosidad de la superficie solo tiene una influencia destacable cuando ΔK_{eff} alcanza valores próximos a ΔK_{th} . En estos casos, una vez que el cierre producido por plasticidad ha producido la reducción de ΔK_{eff} a valores próximos a ΔK_{th} , los mecanismos citados aumentan el cierre de grieta, superponiendo su efecto al cierre plástico. Por ello, estos mecanismos pueden considerarse más una consecuencia que una causa del retardo producido por una sobrecarga.
- d. La cuantificación del incremento de la tensión de cierre provocada por estos dos mecanismos es difícil, aunque existen algunos modelos que intentan aproximar el incremento de tensión de cierre producida por estos mecanismos [38,39]

- e. El desfase en el retardo de crecimiento (“delay effect”) observado después de una sobrecarga puede atribuirse, al menos en parte, al redondeado del frente de la grieta producido por la sobrecarga, que hace disminuir el K_{op} inmediatamente después de ella. Este es fácilmente observado en estados de tensión plana, pero disminuye su importancia al cambiar al estado de tensiones a situaciones próximas a deformación plana.
- f. En grietas pequeñas, emanando de una superficie o de un concentrador de tensiones, el cierre de grieta es menor que en grietas largas. A medida que crece la grieta va aumentando el cierre, hasta que, a partir de determinada longitud, se estabiliza el valor de K_{op} , y normalmente deja de depender de la longitud de la grieta.
- g. Se han propuesto muchos métodos de medida de la tensión de cierre, unos globales, basados en medidas de la flexibilidad o las deformaciones en algún punto alejado del borde de la grieta, y otros locales, que la determinan en la superficie del elemento objeto de ensayo [40].

4. MODELOS DE CRECIMIENTO DE GRIETA QUE INCLUYEN EL EFECTO DE SECUENCIA.

Se han propuesto numerosos modelos de crecimiento de grieta que consideran el efecto de secuencia producido en el crecimiento de una grieta cuando se aplican cargas de amplitud variable. Hay modelos tanto numéricos como analíticos o semianalíticos, basados en medidas experimentales del comportamiento de un material específico ante diversos tipos de cargas variables. Entre ellos destacan, sobre todo por ser los más utilizados y haber servido de base para otros muchos, los propuestos por Wheeler [41] y por Willemborg [42] y los basados en el concepto de cierre de grieta, ya sean determinando la tensión de cierre mediante análisis del comportamiento del material ante la secuencia de cargas [25-28] o proponiendo una expresión aproximada de la evolución de la tensión de cierre, determinada a partir de ensayos y/o análisis numéricos [29,30]. A partir de ellos se han desarrollado otros más sofisticados. Unos permiten incluir otros efectos, como la aceleración y los efectos de cargas de compresión; otros se ajustan mejor a determinados materiales y tipos de carga; otros permiten disminuir el número de parámetros del modelo a determinar experimentalmente; o incluyen la posibilidad de tratamiento de grietas cortas; etc. [26, 43-48].

El modelo de Wheeler [41], parte de la ecuación de crecimiento de Paris o alguna de sus modificaciones. En un ciclo cualquiera, considera el efecto de retardo producido por una sobrecarga previa mediante la multiplicación por un parámetro ϕ :

$$\frac{da}{dN} = \phi f(\Delta K) \quad (4)$$

Donde $f(\Delta K)$ es la ley de crecimiento con carga amplitud constante y ϕ es función de la sobrecarga, el incremento de longitud producido a partir de la misma, la tensión aplicada en el ciclo en cuestión y las características del material. En un ciclo cualquiera de carga, se define mediante la expresión:

$$\phi = \left(\frac{r_i}{a_o + r_{OL} - a_i} \right)^m \quad (5)$$

Donde r_i es el tamaño de la zona plástica asociada a dicho ciclo (figura 8), r_{OL} es el tamaño de la zona plástica producida por la sobrecarga, a_o es la longitud de grieta en el instante en que se produjo la sobrecarga, a_i es la longitud en el instante de aplicación del ciclo en cuestión y m es un exponente obtenido experimentalmente en función del material, geometría y tipo de carga. Cuando $r_i + a_i > a_o + r_{OL}$, el valor de ϕ se considera igual a la unidad.

La falta de sentido físico, la dificultad para determinar experimentalmente el parámetro ϕ y la existencia de otros modelos más fáciles de aplicar que producen iguales o mejores resultados, han hecho caer en desuso el modelo de Wheeler.

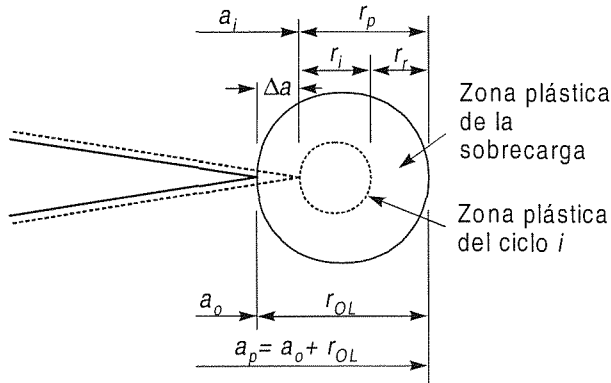


Figura 8. Definición de parámetros para los modelos de retardo.

El modelo de Willemborg [42] emplea un enfoque distinto. Establece la magnitud del retardo en un ciclo cualquiera i como una función del factor de intensidad de tensiones, $K_{max\ r}$, necesario para obtener una zona plástica de tamaño r_p tal que $a_p = a_i + r_p = a_o + r_{OL}$. (Figura 8). A partir de este valor, define un factor de intensidad de tensiones residual de compresión, K_r , como la diferencia entre ese valor y el máximo del factor de intensidad de tensiones producido en el citado ciclo, $K_{max\ i}$:

$$K_r = K_{max\ r} - K_{max\ i} \quad (6)$$

Utilizando K_r , define unos factores de intensidad de tensiones efectivos K_{eff} máximo y mínimo de cada ciclo, $K_{max\ eff}$ y $K_{min\ eff}$, se obtienen restando K_r de los valores $K_{max\ i}$ y $K_{min\ i}$:

$$K_{max\ eff} = K_{max\ i} - K_r \quad (7)$$

$$K_{min\ eff} = K_{min\ i} - K_r \quad (8)$$

Valores que serán positivos o nulos. Es decir, $K_{max\ eff}$ y $K_{min\ eff}$ se harán iguales a cero si se obtienen valores negativos.

De acuerdo con esto, teniendo en cuenta que se resta el mismo valor a ambos factores de intensidad de tensiones, el incremento efectivo del factor de intensidad de tensiones del ciclo i a aplicar en la ecuación de crecimiento no variará:

$$\Delta K_{eff} = K_{max\ eff} - K_{min\ eff} = K_{max} - K_{min} \quad (9)$$

haciéndolo, sin embargo, el coeficiente efectivo de asimetría del ciclo:

$$R_{eff} = \frac{K_{min\ eff}}{K_{max\ eff}} \quad (10)$$

Por tanto, el efecto de la tensión residual y del factor de intensidad de tensiones residual del modelo sobre la velocidad de crecimiento se produce a través de R_{eff} al aplicar una ecuación de crecimiento de la grieta que incluya el efecto del coeficiente de asimetría de los ciclos. Willemborg propuso el empleo de la ecuación de Forman:

$$\frac{da}{dN} = A \frac{(\Delta K_{eff})^n}{(1 - R_{eff})K_c - \Delta K_{eff}} \quad (11)$$

Nótese que en este modelo, si $a_i + r_i \geq a_p$, K_r se anula y el efecto del retardo desaparece.

El modelo de Willemborg tiene la ventaja respecto al de Wheeler de no necesitar el ajuste experimental de ningún parámetro. Sólo es necesario conocer el límite de fluencia del material, σ_{ys} , para determinar el tamaño de zona plástica.

Posteriormente al modelo original de Willemborg se han propuesto otros muchos, basados en la idea de las tensiones residuales [49] en los que se plantean diferentes formas de definirlos y de determinar su evolución al ir creciendo la grieta. Entre las variantes más interesantes que incluyen la posibilidad de considerar aceleración y/o efectos de sobrecargas de compresión posteriores a las de tracción, están los modelos propuestos por Johnson [45] y Chang et al. [50]. Estos, sin embargo, exigen la determinación experimental de algunos parámetros no necesarios en el modelo de Willemborg y otros derivados. Aunque estos modelos son fáciles de aplicar, la falta de sentido físico de los mismos y los errores que producen, que en muchas ocasiones son bastante mayores que los que se obtienen con modelos basados en el cierre de grieta, han hecho que su uso aplicación sea cada vez menos frecuente.

Los modelos basados en la consideración del cierre de grieta como factor fundamental para determinar los transitorios de los ciclos de carga son actualmente los más empleados en la simulación del crecimiento ante cargas de variación irregular. La ecuación de crecimiento de grieta por fatiga la expresan en función del factor efectivo de intensidad de tensiones, definido mediante la ecuación:

$$\Delta K_{eff} = K_{max} - K_{op} \quad (12)$$

La ley de crecimiento es, por tanto:

$$\frac{da}{dN} = f(\Delta K_{eff}) \quad (13)$$

donde la función $f(\Delta K_{eff})$ puede ser la ley de Paris, la ecuación de Forman u otra cualquiera de las generalmente aceptadas.

Los primeros modelos propuestos se basan en la determinación experimental del factor de intensidad de tensiones, K_{op} , asociado a la tensión de apertura, S_{op} , con ensayos de amplitud constante y otros ensayos con una sobrecarga y con bloques de ellas, realizados para cada material. A partir de esos ensayos, determinan expresiones aproximadas de K_{op} después de una sobrecarga y su evolución después de una sobrecarga. Un ejemplo de aproximación al valor de S_{op} producido por cargas de amplitud constante es la propuesta por Elber [23] para el aluminio 2024-T3 con el coeficiente de asimetría de los ciclos, R , entre -0.1 y 0.7 :

$$S_{op} = (0.5 + 0.1R + 0.4R^2) S_{max} \quad (14)$$

Otras muchas aproximaciones se han propuesto para distintos materiales [49], en unos casos distinguiendo entre las tensiones de cierre producidas por cargas de amplitud constante y por sobrecargas simples [51]. En cuanto a evolución de la tensión de cierre con posterioridad a la sobrecarga, de los primeros modelos fue el de Bell y Wolfman [52]. Para el transitorio entre dos bloques de ciclos de carga con valores máximos S_1 y S_2 , proponen la siguiente expresión de variación de S_{op} (Figura 8):

$$S_{op} = S_{op_1} - (S_{op_1} - S_{op_2}) \left(\frac{\Delta a}{r_{OL}} \right)^b \quad (15)$$

para $0 \leq \Delta a \leq r_{LO}$. Donde b es un coeficiente a ajustar experimentalmente, que depende del tipo de material.

Posteriormente, se han desarrollado otros modelos que incluyen procedimientos numéricos más complicados para determinación de la tensión de cierre de grieta ciclo a ciclo, con cargas de amplitud variable [26,29] Estos emplean diversas ecuaciones de crecimiento en función de ΔK_{eff} , definiendo las tensiones de cierre y su evolución a partir de modelos simplificados del comportamiento de la grieta. Quizás uno de los métodos más prometedores para la determinación de las tensiones de cierre ante

cargas de amplitud variable es el denominado en inglés "strip yield model" [26,47,48], desarrollado inicialmente por Newman [26], basado en el modelo de Dugdale. Este modelo permite buenas aproximaciones incluso para el caso de grietas pequeñas [46].

Dicho método, discretizando la zona plástica del borde de grieta con elementos monodimensionales rígido-plásticos, permite obtener una aproximación de las deformaciones residuales de tracción producidas en dicha zona y en la estela plástica, y a partir de ellas, las tensiones de cierre. Una descripción más detallada de alguna de sus variantes puede verse en la bibliografía mencionada [26,46-48].

5. MÉTODOS DE PREDICCIÓN DEL CRECIMIENTO BAJO CARGAS DE AMPLITUD VARIABLE.

En la metodología para el cálculo de la evolución de una grieta ante cargas de amplitud variable deben incluirse una serie de datos básicos, tales como condiciones de carga, material, geometría de la grieta, etc. Conocidos estos datos habrá que definir una ley de crecimiento, que en general puede escribirse:

$$\frac{da}{dN} = f(\Delta K, R, \dots) \quad (16)$$

A partir de ella, se hará el cálculo del número de ciclos necesarios para extender la grieta desde una longitud inicial a_o hasta una longitud a_f , que vendrá dado por:

$$N = \int_{a_o}^{a_f} \frac{da}{f(\Delta K, R, \dots)} \quad (17)$$

El problema será calcular la integral anterior. Este cálculo depende del tipo de carga. Así, para el caso de carga de amplitud constante, la integración resulta directa y sólo será más o menos complicada dependiendo de la expresión del factor de intensidad de tensiones en función de la longitud de grieta. En muchos casos esta información sólo está disponible mediante tablas o gráficos, por lo que la integración habrá que realizarla de forma numérica.

Con carga de amplitud variable, el proceso de integración se hace más complejo, ya que habrá que considerar la variabilidad de los ciclos de carga, la existencia de ciclos superpuestos que puede hacer necesario el uso de un método de contar ciclos y la consideración del efecto de secuencia. De forma general, los procedimientos se pueden clasificar en dos grupos: aquellos que emplean aproximaciones basadas en determinación ciclo a ciclo del crecimiento, y los que a partir de una definición estadística de las cargas, determinan el valor esperado de la vida a fatiga.

5.1. Aproximación ciclo a ciclo

La aproximación ciclo a ciclo consiste en calcular el incremento de longitud de grieta que se produce en cada ciclo, e ir sumando sucesivamente los incrementos para obtener la evolución de la longitud de la grieta con el número de ciclos.

Entre los métodos ciclo a ciclo pueden distinguirse a su vez dos grupos: los que hacen la integración lineal, sin tener en cuenta el efecto de secuencia, y los que consideran algún tipo de efecto de secuencia. Entre los más empleados que consideran estos efectos, pueden mencionarse los derivados del modelo de Willemborg y los que aplican el concepto de cierre de grieta.

Un programa de ordenador para el análisis ciclo a ciclo debe incluir una serie de pasos o módulos, que genéricamente se indican a continuación (figura 9):

- Definición de la geometría del elemento y longitud inicial de la grieta a_0 .
- Determinación, para la geometría considerada, de la función $f(a)$ que permitirá determinar K en función de la longitud de grieta y de la tensión nominal S .
- Definición de la ley de crecimiento y del modelo de retardo a emplear.
- Definición de los parámetros del modelo de crecimiento, por ejemplo, el factor crítico de intensidad de tensiones, K_c , el umbral de crecimiento, ΔK_{th} , el exponente y la constante de la ecuación de crecimiento, etc., y los del modelo de retardo, si se aplica.
- Obtención del registro de carga. Incluirá en caso necesario una subrutina para contar ciclos a partir de historias de carga suministradas y para la generación ciclo a ciclo de la señal a considerar en el análisis. La salida de esta subrutina serán los distintos valores de S_{min} y S_{max} a aplicar secuencialmente al modelo de crecimiento.
- Determinación de K_{max} e ΔK a partir de $f(a)$, longitud de la grieta, ΔS y S_{max} .
- Aplicación del modelo de retardo en caso necesario. Incluirá el cálculo ciclo a ciclo de los parámetros del modelo a incluir en la ecuación de crecimiento. Por ejemplo, en los modelos basados en el cierre de la grieta, habrá que calcular K_{op} , y de ahí, los otros parámetros a incluir en la ecuación de crecimiento correspondiente, por ejemplo, ΔK_{eff} .
- Determinación del incremento de longitud producido en cada ciclo en función de los parámetros calculados, y cálculo de la nueva longitud.
- Comprobación de que $a_i < a_f$ y vuelta al punto 5 para continuar el proceso.

Este proceso puede considerarse general para cualquier método de análisis empleado. Los programas numéricos generales pueden no incluir alguno de los bloques mencionados, por ejemplo el de determinación de $f(a)$, o no incluir método alguno de contar ciclos. En el primer

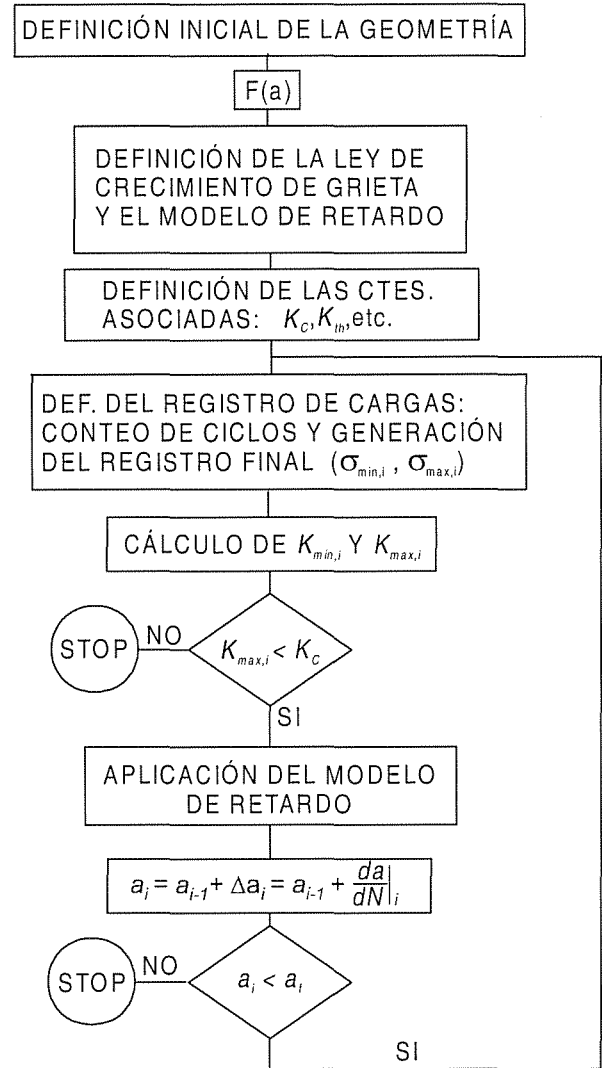


Figura 9. Esquema del proceso de cálculo ciclo a ciclo del crecimiento de grietas.

caso, será necesario suministrarle una tabla de valores entre los que interpolará para obtener $f(a)$. Si no incluye método alguno de contar ciclos, admitirá directamente una secuencia de picos y valles. En otros casos, puede incluir módulos más completos, con varios métodos de contar ciclos y generar el espectro, permitiendo la elección del que se considere más adecuado o el tratamiento directo del registro. Igualmente, pueden no incluir ningún método de consideración del efecto de secuencia o permitir la elección entre varios de ellos o distintas variantes de uno mismo. Puede emplear también distintos tipos leyes de crecimiento, aunque, a veces, éstas van asociadas directamente al método de consideración del efecto de secuencia.

5.1.1. Análisis mediante acumulación lineal.

De los métodos de de análisis del crecimiento, el más simple es la la acumulación lineal, sin consideración del efecto de secuencia. En ese caso debe emplearse un

método de contar ciclos, por ejemplo “rain-flow” [53]. Organizada la secuencia de ciclos de rain-flow a aplicar, solo habrá que determinar ciclo a ciclo los valores K_{max} y K_{min} y el incremento de longitud producido en el ciclo (da/dN), en el orden mostrado en la figura 9.

La ley de crecimiento debe ser aquella que mejor se adapte al material y tipo de carga aplicada. Entre las más empleadas puede mencionarse la de Walker:

$$\frac{da}{dN} = C \left(\frac{\Delta K}{(1-R)^{1-m}} \right)^n \quad (16)$$

una modificación de la de Forman:

$$\frac{da}{dN} = C \frac{\Delta K}{(1-R)K_c - \Delta K} \quad (17)$$

o una más general [54]:

$$\frac{da}{dN} = C \frac{(1-R)^n \Delta K^n (\Delta K - \Delta K_{th})}{((1-R)K_c - \Delta K)^q} \quad (18)$$

Donde ΔK_{th} es el el incremento de factor de intensidad de tensiones umbral de crecimiento, ΔK_c es el factor de intensidad de tensiones crítico de fractura, C es el coeficiente de la ecuación de la velocidad de crecimiento y m , n , p y q son exponentes que dependen del material.

Los métodos que no incluyen el efecto de secuencia tienden a producir resultados conservativos en general [50,55], con vidas menores que las obtenidas experimentalmente. Cuando las historias de carga producen efectos de secuencia poco importantes, los resultados suelen ser suficientemente aproximados en comparación con los de modelos que incluyen efecto de secuencia y normalmente, aunque no siempre, más conservativos [56]. Si los efectos de secuencia producidos por la historia de carga son importantes, las duraciones predichas pueden ser bastante distintas a las reales: menores, si el efecto predominante es retardo, que es lo usual; y mayores, si existen sobrecargas importantes de compresión que produzcan un efecto de aceleración más acusado que el de retardo generado por las de tracción, que es mucho menos frecuente.

Si, previamente a la utilización de un método de acumulación lineal, no se emplea algún método de contar ciclos, los resultados serán menos conservativos. El aumento de vida obtenido en este caso respecto al producido con un método de contar ciclos, dependerá de la historia de carga de que se trate y de la ley de crecimiento de grieta considerada.

Debido a que los resultados producidos son generalmente conservativos, que los errores, si no hay sobrecargas importantes, no son muy grandes, y que son de fácil aplicación e implementación en un ordenador, su uso con cargas aleatorias sin sobrecargas importantes es bastante

frecuente. En estos casos, los resultados obtenidos, incluso sin aplicar un método de contar ciclos pueden ser aceptables [50]. En cualquier caso, es difícil conocer previamente el grado de precisión alcanzado por la predicción. Por ello, antes de adoptarlo como método de análisis en un caso determinado, debe comprobarse la importancia del efecto de secuencia producido por el tipo de historia de carga a aplicar, comparando los resultados con los de otros métodos que incluyan dicho efecto o con ensayos con el mismo material y cargas similares. Dicha comparación puede servir para ajustar los parámetros del modelo de crecimiento al material y tipo de carga, mejorando las predicciones.

5.1.2. Análisis mediante métodos basados en el modelo de Willemborg.

En general, el esquema de funcionamiento de estos procedimientos es como el mostrado en la figura 9. La diferencia con los procedimientos de acumulación lineal radica en los módulos e y g del proceso, correspondientes a la generación de la historia de carga, incluyendo el método de contar ciclos, y a la aplicación del modelo de retardo, respectivamente.

En lo que a la generación de la secuencia de ciclos a analizar respecta, la única diferencia con los procedimientos de acumulación lineal se presenta en el método de contar ciclos. Al igual que en ellos, debe emplearse algún método, por ejemplo “rain-flow”. Sin embargo, para poder considerar el efecto de secuencia, los ciclos deben aplicarse al modelo de retardo en el mismo orden en que se producen. Por ello, el método empleado debe almacenar los ciclos de forma que permitan su aplicación posterior manteniendo el orden indicado.

Entre los métodos más completos que emplean el concepto de tensiones residuales del modelo de Willemborg, pueden citarse el propuesto por Chang [50] y el modelo MPYZ [56], propuesto por Johnson. Ambos son modificaciones del modelo de Willemborg generalizado [57]. Incluyen el efecto de las sobrecargas de compresión para reducir la influencia de las sobrecargas. El modelo MPYZ permite representar además el mayor incremento de longitud que se produce ante una sobrecarga en relación a los datos de amplitud constante. El principal inconveniente para la aplicación de estos modelos es la necesidad de introducir varios parámetros, que deben ajustarse experimentalmente para cada material.

5.1.3. Análisis basado en el concepto de cierre de grieta.

Existen varios modelos numéricos para el análisis del crecimiento de grietas mediante métodos basados en el concepto de cierre de grieta. Unos emplean modelos

empíricos para determinar la tensión de cierre en cada ciclo [58], mientras otros hacen uso de alguna de las distintas variantes del “strip yield model” [26,47].

Los códigos de ordenador que ejecutan los modelos pueden ser programas más o menos completos de análisis del crecimiento, formados por los módulos indicados en la figura 9, incluyendo el tratamiento de las historias de carga con generación ciclo a ciclo de las mismas, o no lo incluyen y deben recibir como dato la historia de carga ciclo a ciclo. El uso de estos métodos elimina la necesidad de aplicación de un método de contar ciclos, ya que pueden calcular directamente el crecimiento a partir de ciclos que durante el semiciclo de carga incluyan otros menores [26,47]. Estos métodos, respecto a los basados en tensiones residuales, tienen la ventaja de necesitar un número menor de parámetros a definir experimentalmente, especialmente los que aplican el “strip yield model”.

Las leyes de crecimiento empleadas pueden ser de cualquier tipo, bien sea una relación da/dN definida por puntos en función de ΔK_{eff} , con interpolación lineal entre los puntos definidos, la propuesta por Elber [23], o más complicada, como la propuesta por Newman [26].

En los métodos basados en modelos empíricos, además de una expresión para S_{op} del tipo de las propuestas por de Koning [58], dependientes de las tensiones máximas y mínimas producidas en cada ciclo y los precedentes, es necesario definir la ley de evolución de dicha S_{op} cuando la grieta crece dentro de la zona plástica. Si la historia de carga tiende a producir una tensión de apertura aproximadamente constante durante el crecimiento de la grieta y el incremento de longitud de la grieta entre sobrecargas es bastante menor que el tamaño de zona plástica producido por la sobrecarga, la ley de evolución de S_{op} con el avance de la grieta dentro de la zona plástica tiene poco efecto en el resultado. En ese caso, la precisión de la ley definida no es crítica. Como ya se ha mencionado, las expresiones de las tensiones de apertura en función de los valores máximos y mínimos de los ciclos se obtienen normalmente a partir de ensayos con cargas de amplitud constante o de la simulación del crecimiento con cargas de amplitud constante empleando algún modelo numérico: “strip yield model”, elementos finitos, etc.

Los métodos basados en el “strip yield model” son los que producen generalmente mejores resultados y necesitan menor número de parámetros y funciones a ser determinadas experimentalmente. Además, sin nuevos parámetros, permiten obtener buenas aproximaciones del crecimiento de grietas cortas. Sin embargo, tienen dos inconvenientes en relación a los otros procedimientos citados. Por un lado, es necesario conocer previamente las expresiones que definen el desplazamiento de las caras de la grieta en función de la geometría y forma de carga de que se trate [59], lo que no ocurre en muchos

casos. Por otro lado, el tiempo de cálculo ciclo a ciclo de la evolución de S_{op} hace excesivamente lento el análisis. El primer problema va resolviéndose progresivamente con el desarrollo de aproximaciones para nuevos casos, siendo actualmente posible la solución de variadas geometrías y formas de carga [60,61]. El segundo también va resolviéndose progresivamente, bien sea por el incremento de velocidad de los ordenadores o bien por el desarrollo de procedimientos simplificados de cálculo de la evolución de la tensión de cierre en cada ciclo. Estos últimos métodos permiten reducir el tiempo en uno o dos órdenes de magnitud, con una mínima variación en la predicción [26, 61].

Existen otros muchos métodos de análisis de crecimiento ciclo a ciclo. Algunos incluyen modelos de retardo distintos a los mencionados. Otros son modificaciones de los modelos descritos previamente, bien sea simplificándolos [62] o ampliándolos, incluyendo efectos de secuencia adicionales como el cierre de grieta inducido por óxido [63] u otros [64].

5.2. Análisis global estadístico del crecimiento de la grieta.

Una alternativa al análisis ciclo a ciclo del crecimiento de grietas con cargas de amplitud variable es el análisis global, basado en la descripción estadística de las cargas y determinando el incremento de longitud esperado para un número de ciclos determinado, la velocidad media de crecimiento o la vida esperada hasta la rotura.

Los primeros intentos de caracterizar estadísticamente una historia de carga para el análisis del crecimiento de grieta, trataron de definir un rango equivalente (ΔK_{eq} o ΔS_{eq}) que aplicado con amplitud constante produjera una velocidad de crecimiento igual a la media producida con la historia de carga de amplitud variable. Barsom [65], a partir del análisis del crecimiento de grietas con cargas de amplitud variable con $S_{min} = 0$, en varios aceros, definió una ley de crecimiento tipo Paris en función de la raíz media cuadrática del incremento del factor de intensidad de tensiones en los ciclos de carga, ΔK_{rms} . Posteriormente se han propuesto otras variantes de esta aproximación empleando otro parámetro para definir el valor de ΔS_{eq} , por ejemplo el rango medio del proceso [66], definido como la diferencia entre la media de los picos y la media de los valles de carga. Más recientemente, Hudson [67] propuso un modelo en el que la velocidad media puede aproximarse por la ecuación de Forman, en la que ΔK y R se sustituyen por unos valores equivalentes, ΔK_{rms} y R_{rms} , obtenidos a partir de las raíces medias cuadráticas de los máximos $(S_{max})_{rms}$ y de los mínimos $(S_{min})_{rms}$, en lugar de S_{max} y S_{min} . Para determinados tipos de carga empleados en aeronáutica, Hudson obtuvo unos resultados comparables a los obtenidos con procedimientos ciclo a ciclo que incluyen efectos de secuencia [68]. De 11 casos analizados con diferentes registros de carga, obtuvo

valores cuya relación con los obtenidos en ensayos estaba en un rango comprendido entre 0.82 y 2.13.

En el caso de procesos aleatorios de carga, estos modelos - incluido el de Barsom con $S_{min} = 0$ - tienen la ventaja de permitir la determinación de las ΔS_{eq} a partir de las distribuciones de máximos y mínimos, que son más fáciles de obtener que la distribución de rangos, directa o después de aplicar un método de contar ciclos, que son necesarias para otros modelos que se describen a continuación. Sin embargo, tienen el inconveniente de no relacionar directamente el crecimiento de las grietas con los rangos, obtenidos antes o después de "contar los ciclos", junto con la tensión de cierre, son los que producen los rangos efectivos de carga.

Por ello, se han propuesto otros modelos que, a partir de la función de densidad de probabilidad de rangos $p(\Delta S)$, determinan: bien ΔS_{eq} , si la ley de crecimiento puede expresarse separando los términos dependiente de las tensiones de los dependientes de la geometría [69-71]; o una expresión de la velocidad media de crecimiento, cuando no es posible la separación de términos. En este caso, expresando de una forma general la ley de crecimiento

$$\frac{da}{dN} = f(\Delta S, a, \dots) \quad (19)$$

el valor esperado de da/dN cuando la grieta tiene una longitud a_i puede expresarse [72]:

$$\left. \frac{da}{dN} \right|_{a_i} = \int_0^{\infty} f(\Delta S, a_i, \dots) p(\Delta S) d(\Delta S) \quad (20)$$

Resolviendo esta ecuación puede obtenerse el número de ciclos para el crecimiento de la grieta desde una longitud inicial a_0 hasta otra a_f

$$N = \int_{a_0}^{a_f} \frac{da}{\int_0^{\infty} f(\Delta S, a, \dots) p(\Delta S) d(\Delta S)} \quad (21)$$

Ecuación que puede ser integrada numéricamente.

Si la ley de crecimiento $da/dN = f(\Delta S, a, \dots)$ permite la separación de los términos dependientes de las tensiones de aquellos que dependen de la longitud de la grieta, como ocurre en la ley de Paris, la ecuación anterior puede expresarse

$$N = \int_{a_0}^{a_f} \frac{da}{g(a) \int_0^{\infty} (\Delta S)^n p(\Delta S) d(\Delta S)} = \int_{a_0}^{a_f} \frac{da}{g(a) (\Delta S_{eq})^n} \quad (22)$$

con

$$\Delta S_{eq} = \sqrt[n]{\int_0^{\infty} (\Delta S)^n p(\Delta S) d(\Delta S)} \quad (23)$$

que es la raíz media n de ΔS (ΔS_{mn}).

La aproximación general anterior (ecuación (21)) permite emplear cualquier ley de crecimiento $da/dN = f(\Delta S, a, \dots)$, incluso considerando el cierre de grieta [73].

Los procedimientos globales expuestos exigen la determinación de la función de densidad de probabilidad de rangos $p(\Delta S)$. Tanto si ΔS representa los rangos derivados del método de contar ciclos como si representa las diferencias entre mínimos y máximos consecutivos, $p(\Delta S)$ puede aproximarse a partir de los histogramas obtenidos del análisis de los registros de carga [72]. Con algunos tipos de procesos aleatorios, puede aproximarse directamente, a partir de la densidad espectral u otras características estadísticas de los mismos [74-76].

El principal inconveniente de este tipo de modelos es la dificultad de considerar el efecto de secuencia. En muchos casos, esta dificultad puede ser parcialmente resuelta definiendo una tensión de cierre o de apertura de grieta equivalente ($S_{op,eq}$), constante durante todo el proceso de crecimiento, que tenga en cuenta de alguna forma este efecto [77]. Cuando los efectos de secuencia proceden de sobrecargas de tracción de distribución irregular, exógenas al proceso aleatorio, no es posible fácil ningún tipo de $S_{op,eq}$, ya que ésta será función del espaciado entre las sobrecargas. La suposición de espaciado regular puede ser no conservativa.

En cualquier caso, son muchos los casos de cargas de amplitud variable en que los efectos de interacción no son importantes, por ejemplo en vibraciones aleatorias, donde los picos más altos de tensión proceden del mismo proceso que el resto. En estas circunstancias, los métodos globales producen resultados tan buenos como otros que emplean simulación ciclo a ciclo, que consumen más tiempo de ordenador y, en muchos casos, necesitan además la determinación experimental de varios parámetros del modelo.

6. REFERENCIAS

- [1] Schütz W., "Standardized Stress-Time Histories - An Overview", Development of Fatigue Loading Spectra", J. M. Potter y R. T. Watanabe Eds., ASTM STP 1006, pp 3-16, 1989.
- [2] Van Dijk G. M., De Jonge J. B., "Introduction to a Fighter Aircraft Loading Standard for Fatigue Evaluation «FALSTAFF». Part I", NLR MP 75017 U, 1975.
- [3] Ten Have A. A., "HELIX and FELIX: Loading Standards for Use in Fatigue Evaluation of Helicopter Rotor Components", NLR MP 82041 U, 1982.
- [4] Pook, L.P. y Dover, W.D., "Progress in the Development of a Wave Action Standard History (WASH) for Fatigue Testing Relevant to Tubular

- Structures in the North Sea", Development of Fatigue Loading Spectra, J.M. Potter y R.T. Watanabe, Eds., ASTM STP 1006, pp. 99-120, 1989.
- [5] Potter, J.M. y Watanabe, R.T., Eds., Development of Fatigue Loading Spectra, ASTM STP 1006, 1989.
- [6] Ten Have A. A., "European Approaches in Standard Spectrum Development", Development of Fatigue Loading Spectra, J. M. Potter y R. T. Watanabe Eds., ASTM STP 1006, pp 17• 35, 1989
- [7] Fowler, K.R. y Watanabe, R.T., "Development of Jet Transport Airframe Fatigue Test Spectra", Development of Fatigue Loading Spectra, J.M. Potter y R.T. Watanabe, Eds., ASTM STP 1006, pp. 36-64, 1989.
- [8] Broek, D., The Practical Use of Fracture Mechanics, Kluwer Academic Publishers, 1989.
- [9] Bishop, N.W.M. y Sherratt, F., "A Theoretical Solution for the Estimation of "Rainflow" Ranges from Power Spectral Density Data", Fatigue Fract. Engng Mater. Struct., Vol. 13, 1990, pp. 311-326.
- [10] Hudson C. M. y Hardrath M. F., "Effect of the Changing Stress Amplitude on the Rate of Fatigue Crack Propagation in Two Aluminum Alloys", NASA TN-D-960, 1961.
- [11] Schijve J., "Fatigue Crack Propagation in Light Alloy Sheet Material and Structures", Report MP-195, National Aerospace Labs., The Netherlands, 1960.
- [12] Probst E. P. y Hillberry, B. M., "Fatigue Crack Delay and Arrest Due to Single Peak Tensile Overloads", AIAA Paper No. 73-325, 1973.
- [13] Fleck, N., Influence of Stress State on Crack Growth Retardation. *Basic Questions in Fatigue: Volume I*, ASTM STP 924, Eds. J. T. Fong y R. J. Fields. American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1988, 157-183.
- [14] Shuter, D. M. y Geary, W., Some Aspects of Fatigue Crack Growth Retardation Behaviour Following Tensile Overloads in a Structural Steel, *Fatigue Fract. Engng Mater. Struct.*, 1996, **19**, 185-199.
- [15] Suresh, S., Fatigue of Materials, Cambridge University Press, 1998.
- [16] Corbly, D. M. y Packman, P. M., "On the Influence of Single and Multiple Peak Overloads on Fatigue Crack Propagation in 7075-T6511 Aluminum", Engineering Fracture Mechanics, Vol. 5, pp. 479-497, 1973.
- [17] Stephens, R. I., Chen, D. K. y Hom, B. W., "Fatigue Crack Growth with Negative Stress Ratio Following Single Overloads in 2024-T3 and 7075-T6 Aluminum Alloys," Fatigue Crack Growth Under Spectrum Loads, ASTM STP 595, pp. 27-40, 1976.
- [18] Topper T. H. y Yu, M. T., "The Effect of Overloads on Threshold and Crack Growth", International Journal of Fatigue, Vol. 7, pp. 159-164, 1985.
- [19] Marissen, R., Trautman, K. H. y Nowack, H., "The Influence of Compression Loads and of dK/da on the Crack Propagation Under Variable Amplitude Loading," Engineering Fracture Mechanics, Vol. 19, pp. 863-879, 1984.
- [20] Mc Millan, J.C. y Pelloux, R.M.N., "Fatigue Crack Propagation Under Program and Random Loads", Fatigue Crack Propagation, ASTM STP 415, pp. 505-535, 1967.
- [21] Ward-Close, C.M., Blom, A.F. y Ritchie, R.O., "Mechanisms Associated with Transient Fatigue Crack Growth Under Variable-Amplitude Loading: an Experimental and Numerical Study", Engineering Fracture Mechanics, Vol. 32, pp. 613-638, 1989.
- [22] Rice, J.R., "Mechanics of Crack Tip Deformation and Extension by Fatigue", Fatigue Crack Propagation, ASTM STP 415, pp. 247-309, 1967.
- [23] Elber, W., "The Significance of Fatigue Crack Closure", Damage Tolerance in Aircraft Structures, ASTM STP 486, pp. 230-242, 1971.
- [24] Budiansky, B. y Hutchinson, J.W., "Analysis of Closure in Fatigue Crack Growth", Journal of Applied Mechanics, Vol. 45, pp. 267-276, 1978.
- [25] Fühling, H. y Seeger, T., "Dugdale Crack Closure Analysis of Fatigue Crack Under Constant Amplitude Loading", Engineering Fracture Mechanics, Vol. 11, pp. 99-122, 1979.
- [26] Newman, J.C., "A Crack Closure Model for Predicting Fatigue Crack Growth Under Random Loading", Methods and Models for Predicting Fatigue Crack Growth under Random Loading, J. B. Chang y C. M. Hudson (Eds.), ASTM STP 748, 1981, pp 53-84.
- [27] McClung, R.C. y Sehitoglu, H., "On the Finite Element Analysis of Fatigue Crack Closure", Engineering Fracture Mechanics, Vol. 33, pp. 237-272, 1989.
- [28] Chermahini, R.G., Shivakumar, K.N., Newman, J.C. y Blom, A.F., "Three- dimensional Aspects of Plasticity Induced Fatigue Crack Closure, Engineering Fracture Mechanics, Vol. 34, pp. 393-402, 1989.
- [29] De Koning, A.U., "A Simple Crack Closure Model for Prediction of Fatigue Crack Growth Rates Under Variable Amplitude Loading, NLR MP 8006 U, 1980.
- [30] Newman, J.C. y Elber, W., (Eds.), Mechanics of Fatigue Crack Closure, ASTM STP 982, 1988.
- [31] Vecchio, K.S., Hertzberg, R.W. y Jaccard, R., "On the Overload Induced Fatigue Crack Propagation Behavior in Aluminum and Steel Alloys", Fatigue of Engineering Materials and Structures, Vol. 7, pp.181-194, 1984.
- [32] Suresh, S., Vasudevan, A.K., Tosten, M.H. y Howell, P.R., "Microscopic and Macroscopic Aspects of Fracture in Lithium-containing Aluminum Alloys", Acta Metallurgica, Vol. 35, pp. 25-46, 1987.
- [33] Lankford, J. y Davidson, D.L., "The Effect of Overloads Upon Fatigue Crack Tip Opening Displacement and Crack Tip Opening/Closing Loads in Aluminum Alloys", Advances in Fracture

- Research, D. François (Ed.), Vol. 2, pp. 899-906, Pergamon Press, 1981.
- [34] Suresh, S., Zamiski, G.F. y Ritchie, R.O., "Oxide-induced Crack Closure: an Explanation for Near-threshold Corrosion Fatigue Crack Growth Behavior", *Metallurgical Transactions*, Vol. 12 A, pp. 1435-1443, 1981.
- [35] Liaw, P.K., Leax, T.R. y Logsdon, W.A., "Near-threshold Fatigue Crack Growth Behavior in Metals", *Acta Metallurgica* Vol. 31, pp. 1581-1587, 1983.
- [36] Liaw, P.K., "Overview of Crack Closure at Near-Threshold Fatigue Crack Growth Levels", *Mechanics of Fatigue Crack Closure*, J.C. Newman, Jr. y W. Elber, Eds., ASTM STP 982, pp. 62-92, 1988.
- [37] Gray, G.T., Williams, J.C. & Thompson, A.W., "Roughness-induced Crack Closure: an Explanation for Microstructurally Sensitive Fatigue Crack Growth", *Metallurgical Transactions*, Vol. 14A, pp. 421-433, 1983.
- [38] Suresh, S. & Ritchie, R.O., "A Geometric Model for Fatigue Crack Closure Induced by Fracture Surface Morphology", *Metallurgical Transactions*, Vol. 13A, pp. 1627-1631, 1982.
- [39] Suresh, S. y Ritchie, R.O., "Near-Threshold Fatigue Crack Propagation: a Perspective on the Role of Crack Closure", *Fatigue Crack Growth Threshold Concepts*, D. Davidson y R.O. Ritchie, Eds., The Metallurgical Society of AIME, pp. 227-261, 1984.
- [40] Fleck, N.A., "An Investigation of Fatigue Crack Closure", Ph. D. thesis, Cambridge University, Cambridge, England, 1984.
- [41] Wheeler, O.E., "Spectrum Loading and Crack Growth", *Journal of Basic Engineering*, *Transactions of the ASME*, Vol. 94, pp. 181-186, 1972.
- [42] Willemborg J. D., Engle R. M. y Wood H. A., "A Crack Growth Retardation Model Using an Effective Stress Concept. AFFDL-TM-FBR-71-1, 1971.
- [43] Gray, T.D. y Gallagher, J.P., "Predicting Fatigue Crack Retardation following a Single Overload using a Modified Wheeler Model", *Mechanics of Fatigue Crack Growth*, ASTM STP 590, pp. 331-334, 1976.
- [44] Dill, H. D. y Saff, C.R., "Spectrum Crack Growth Prediction Method Based on Crack Surface Displacement and Contact Analyses", *Fatigue Crack Growth Under Spectrum Loads*, ASTM STP 595, pp. 306-319, 1976.
- [45] Johnson, W.S., "Multi-Parameter Yield Zone Model for Predicting Spectrum Crack Growth", *Methods and Models for Predicting Fatigue Crack Growth Under Random Loading*, J.B. Chang y C.M. Hudson, Eds., ASTM STP 748, pp. 85-102, 1981.
- [46] Newman J. C. Jr., "A Nonlinear Fracture Mechanics Approach to the Growth of Small Cracks", *Behavior of Short Cracks in Airframe Components*, AGARD-CP-328, 1983.
- [47] De Koning, A.U. y Liefiting, G., "Analysis of Crack Opening Behavior by Application of a Discretized Strip Yield Model", *Mechanics of Fatigue Crack Closure*, J.C. Newman, Jr. y W. Elber, Eds., ASTM STP 982, pp. 437-458, 1988.
- [48] Wang, G.S. y Blom, A.F., "A Strip Model for Fatigue Crack Growth Predictions under General Load Conditions", *Engng Fracture Mech*, Vol. 40, pp. 507-533, 1991.
- [49] Rudd, J.L. y Engle, R.M., Jr. "Crack Growth Behavior of Center-Cracked Panels under Random Spectrum Loading", *Methods and Models for Predicting Fatigue Crack Growth Under Random Loading*, J.B. Chang y C.M. Hudson, Eds., ASTM STP 748, pp. 103-114, 1981.
- [50] Chang, J.B., Szamossi, M., y Liu, K-W., "Random Spectrum Fatigue Crack Life Predictions With or Without Considering Load Interactions", *Methods and Models for Predicting Fatigue Crack Growth under Random Loading*, J.B. Chang y C.M. Hudson, Eds., ASTM STP 748, pp. 115-132, 1981.
- [51] Baudin, G., Labourdete, R. y Robert, M., "Prediction of Crack Growth Under Spectrum Loadings with Onera Model", *Fatigue Crack Growth Under Variable Amplitude Loading*, J. Petit, D. L. Davidson, S. Suresh y P. Rabbe (Eds.), Elsevier, 1988.
- [52] Bell, P.D. y Wolfman, A., "Mathematical Modeling of Crack Growth Interaction Effects", *Fatigue Crack Growth Under Spectrum Loads*, ASTM STP 595, pp. 157-171, 1976.
- [53] ASTM E 1049-85, Standard Practices for Cycle Counting in Fatigue Analysis, 1985.
- [54] Fatigue Crack Growth Computer Program, "Nasa/Flagro", L.B. Johnson Space Center, JSC-22267, 1986.
- [55] De Koning, A.U., "Optimized Approach to Damage Tolerance, Part II, Crack Growth Prediction Methods", NLR TR 86123 L, 1986.
- [56] Johnson, W.S., "Multi-Parameter Yield Zone Model for Predicting Spectrum Crack Growth", *Methods and Models for Predicting Fatigue Crack Growth Under Random Loading*, J.B. Chang y C.M. Hudson, Eds., ASTM STP 748, pp. 85-102, 1981.
- [57] Gallagher, J.P., "A Generalized Development of Yield Zone Models", AFFDL-TM-FBR-74-28, Air Force Flight Dynamics Laboratory, 1974.
- [58] de Koning, A.U. y Van Der Wekken, A.J.P., "Corpus: A Program for Analysis of Fatigue Crack Growth and Failure of Centrally Cracked Sheet Specimens -User Manual-", NLR TR 86097 L, 1986.
- [59] Domínguez, J., "Fatigue Crack Growth under Variable Amplitude Loading", *Handbook of Fatigue Crack Propagation in Metallic Structures*, A. Carpinteri, Ed., Elsevier, 1994.
- [60] Newman, J.C., Jr., "Fastran II - A Fatigue Crack Growth Structural Analysis Program", Nasa Tech. Mem. 104159, 1992.

- [61] Wang, G.S. y Blom, A.F., "A Strip Model for Fatigue Crack Growth Predictions under General Load Conditions", *Engng Fracture Mech*, Vol. 40, pp. 507-533, 1991.
- [62] Aliaga, D., Davy, A., y Schaff, H., "A Simple Crack Closure Model for Predicting Fatigue Crack Growth Under Flight Simulation Loading", *Mechanics of Fatigue Crack Closure*, ASTM STP 982, J.C. Newman, Jr. y W. Elber, Eds., pp. 491-504, 1987.
- [63] Nakamura, H. y Kobayashi, H., "Analysis of Fatigue Crack Closure Caused by Asperities Using the Modified Dugdale Model", *Mechanics of Fatigue Crack Closure*, ASTM STP 982, J.C. Newman Jr., y W. Elber, Eds., pp. 459-474, 1988.
- [64] Dougherty, D.J., de Koning, A.U., y Hillberry, B.M., "Modeling High Crack Growth Rates under Variable Amplitude Loading", *Advances in Fatigue Lifetime Predictive Techniques*, ASTM STP 1122, pp. 214-233, 1992.
- [65] Barsom, J.M., "Fatigue Crack Growth Under Variable-Amplitude Loading in Various Bridge Steels", *Fatigue Crack Growth Under Spectrum Loads*, ASTM STP 595, pp.217-235, 1976.
- [66] Sobczyk, K y Spencer, B.F., Jr., *Random Fatigue: From Data to Theory*, Academic Press, 1992.
- [67] Hudson, C.M., "A Root-Mean_square Approach for Predicting Fatigue Crack Growth under Random Loading", *Methods and Models for Predicting Fatigue Crack Growth under Random Loading*, ASTM STP 748, J.B. Chang y C.M. Hudson, Eds., pp. 3-40, 1981.
- [68] "Round-Robin Crack Growth Predictions on Center-Cracked Tension Specimens under Random Spectrum Loading", *Methods and Models for Predicting Fatigue Crack Growth under Random Loading*, ASTM STP 748, J.B. Chang y C.M. Hudson, Eds., pp. 3-40, 1981.
- [69] Bignonnet, A., Sixou, Y. y Verstavel, J.C., "Equivalent Loading Approach to Predict Fatigue Crack Growth under Random Loading", *Fatigue Crack Growth under Variable Amplitude Loading*, J. Petit, D.L. Davidson, S. Suresh y P. Rabbe, Eds., Elsevier Sci. Publ., 1988, pp. 372-383.
- [70] Kam, J y Dover, W., "Fatigue Crack Growth in Offshore Welded Tubular Joints under Real Life Variable Amplitude Loading", *Fatigue Crack Growth under Variable Amplitude Loading*, J. Petit, D.L. Davidson, S. Suresh y P. Rabbe, Eds., Elsevier Sci. Publ., 1988, pp. 384-397.
- [71] Zapatero, J. y Domínguez, J., "A Statistical Approach to Fatigue Crack Growth under Random Loading", *Fracture Control of Engineering Structures*, H.C. van Elst y A. Bakker, Eds., EMAS, 1986, pp. 889-902.
- [72] Zapatero, J. y Domínguez, J., "A Statistical Approach to Fatigue Life Predictions under Random Loading", *Int. J. Fatigue*, Vol. 12, 1990, pp. 107-114.
- [73] Veers P. S., Winterstein, R., Nelson, D.V. y Cornell, C.A., "Variable- Amplitude Load Models for fatigue Damage Crack Growth", *Development of Fatigue Loading Spectra*, J.M. Potter y R.T. Watanabe, Eds., ASTM STP 1006, 1989, pp 172• 197.
- [74] Rice, J.R. y Beer, F.P., "On the Distribution of Rises and Falls in a Continuous Random Process", *J. Basic Engng*, Vol. 87, 1965, pp. 398-404.
- [75] Lindgren, G. y Rychlik, I., "Rain Flow Cycle Distributions for Fatigue Life Prediction under Gaussian Load Process", *Fatigue Fract. Engng Mater. Struct.*, Vol. 10, 1987, pp. 251-260.
- [76] Bishop, N.W.M. y Sherratt, F., "A Theoretical Solution for the Estimation of "Rainflow" Ranges from Power Spectral Density Data", *Fatigue Fract. Engng Mater. Struct.*, Vol. 13, 1990, pp. 311-326.
- [77] Domínguez, J., Zapatero, J. y Moreno, B., "A Statistical Model for Fatigue Crack Growth under Random Loads Including Retardation Effects," *Engineering Fracture Mechanisms*, 1999 (en imprenta).

COMPORTAMIENTO A FATIGA DE MATERIALES COMPUESTOS BAJO CARGA ALEATORIA

M. López Aenlle, M.J. Lamela Rey, A. Fernández Canteli
 Departamento de Construcción e Ingeniería de Fabricación
 E.T.S.I.I. e I.I. Universidad de Oviedo. Campus de Viesques. 33204 Gijón.

Resumen. La experimentación de fatiga bajo carga de amplitud constante no refleja la sollicitación real que soportan los materiales compuestos en estado de servicio, en donde su naturaleza es aleatoria y de amplitud variable. Por ello es necesario establecer un criterio que permita comparar los resultados de distintos tipos de ensayo. En este trabajo se propone la utilización del criterio de la tensión equivalente, como criterio de comparación, y la ley de Palmgren-Miner, como modelo de acumulación de daño, en el estudio del comportamiento a fatiga del laminado IM7/8552 [0/90]_{4s}. Asimismo, la evaluación estadística de resultados experimentales se realiza mediante la aplicación de la Teoría Estadística de Extremos.

Abstract. Fatigue tests carried out under constant amplitude loading don't reflect the actual loads under which composite materials are summited in service conditions, where load behaviour is random and with variable amplitude. Therefore, it is necessary to stablish a criterium that permits to compare different kind of tests. In this work, the equivalent stress as a comparative criterium and the Palmgren-Miner law as a model of accumulated damage are propossed for the study of IM7/8552 [0/90]_{4s} laminate. Likewise, the statistical evaluation of experimental results is done by means of the Extreme Value Theory.

1. INTRODUCCIÓN.

Tradicionalmente, la caracterización a fatiga de materiales compuestos se realiza mediante programas experimentales de carga de amplitud constante, o mediante secuencias preddefinidas de bloques de carga de amplitud constante. Los ensayos de fatiga de amplitud constante son los más sencillos de realizar en el laboratorio y los más fáciles de interpretar, pero realmente no representan el estado de carga real al que el material está sometido en servicio. Los ensayos mediante bloques de carga pueden realizarse con amplitud variable y con alternancia de secuencia, pero no son realmente aleatorios, aunque, al objeto de minimizar el efecto de la secuencia, los bloques pueden ser de pequeña duración, con lo que el número de repeticiones es alto. Además, con el objeto de evitar el efecto secuencia, los bloques deben ser de pequeña duración y el número de repeticiones alta [1].

En el caso de estructuras aeronáuticas, los materiales están sometidas a turbulencias atmosféricas, a las que se suman los procesos de cargas por aterrizaje y despegue. Por tanto, la historia de carga que soportan es de amplitud variable y de naturaleza aleatoria. Por otro lado, a las dificultades derivadas de la aleatoriedad de la carga, hay que añadir la dispersión que presenta la resistencia del material, con lo que se introduce una mayor incertidumbre en el proceso de rotura, y en la posterior evaluación de los resultados.

La realización en el laboratorio de ensayos de carga aleatoria requiere la generación de una historia de carga representativa del proceso al que el material va estar sometido en servicio, ya que cada historia de carga que se genera es sólo una de las muchas que

pueden representar el mismo proceso aleatorio [2]. Con cargas de tipo aleatorio, la descripción del proceso de carga solamente puede hacerse de forma estadística. La obtención de una historia de carga representativa es un problema difícil de resolver. En este trabajo se utilizó una carga aleatoria, estacionaria, gaussiana, de banda estrecha y de 4 Hz de frecuencia, generada en tiempo real mediante un programa en C desde un computador externo, que posteriormente se utilizó como señal de comando para la máquina servohidráulica de ensayos MTS.

Para la interpretación de los resultados de carga aleatoria, y con el objeto de comparar resultados con los ensayos de fatiga de amplitud constante, se admite la existencia de equivalencia de probabilidad de rotura, para diferentes niveles de carga, de acuerdo con la llamada ley lineal de acumulación de daño, lo que permite el cálculo de una tensión equivalente, para cada historia de carga por bloques a partir de la curva S-N del material. El mismo procedimiento puede realizarse con los resultados de los ensayos de carga aleatoria.

Diversas teorías, tanto empíricas como basadas en la degradación de rigidez, en la degradación de resistencia residual, o en la acumulación de daño, han sido formuladas con el objeto de predecir la vida a fatiga de materiales compuestos. En este trabajo, la evolución de las curvas de rigidez en fatiga de amplitud constante y en bloques de carga, permitió establecer conclusiones respecto a los mecanismos de daño que se desarrollan en el material.

Los resultados experimentales correspondientes a la caracterización mecánica de materiales compuestos,

presentan una gran dispersión, en especial, aquéllos obtenidos en ensayos de fatiga. En consecuencia, se hace necesario el uso de métodos estadísticos, tanto para su evaluación, como para la predicción de resultados [3,4].

En este trabajo, la evaluación estadística de resultados se realizó con el programa EXTREMES [5], adoptando para las muestras de resultados funciones de distribución de Weibull para mínimos.

2. TRABAJO EXPERIMENTAL.

El material empleado es un laminado de altas prestaciones fabricado por el INTA para la E.T.S.I.I. e I.I. de la Universidad de Oviedo durante el desarrollo del proyecto "Modelización y contraste experimental de la fractura y fatiga de laminados de fibra de carbono" MAT95-0613-C02-01.

El laminado, denominado IM7/8552, está formado por fibras continuas de carbono de módulo intermedio Hércules IM7, embebidas en una matriz epoxi, Hércules 8552, modificada con agente base amina para mejorar su tenacidad y curado. El laminado se elaboró siguiendo una secuencia de capas $[0/90]_{4s}$. El material muestra buenas propiedades de tolerancia al daño y de resistencia al impacto para temperaturas de servicio de hasta 120 °C. El porcentaje de fibras en el compuesto es del 60% en volumen.

Todos los ensayos se realizaron en el laboratorio de la E.T.S.I.I. e I.I. de Gijón utilizando una máquina servohidráulica MTS-810.22, con una capacidad de carga de 100 kN.

Para la caracterización mecánica del material se realizaron ensayos estáticos de tracción, cortadura y flexión según las normas ASTM. Posteriormente, se realizó la caracterización a fatiga del material, mediante un programa de ensayos de tracción a 4 Hz, bajo solicitaciones de amplitud constante, de bloques de carga y de carga aleatoria.

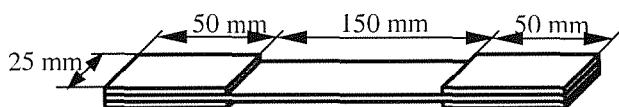


Fig. 1 Geometría de las probetas utilizadas en los ensayos de fatiga.

3. FATIGA BAJO CARGA A TRACCIÓN DE AMPLITUD CONSTANTE.

Los niveles de carga utilizados en los distintos ensayos a fatiga de amplitud constante, se fijaron con el fin de

alcanzar tensiones máximas del 85%, 82.5%, 80%, 77.5%, 75% y 70% respectivamente, de la resistencia a tracción del material, cuyo valor mediana resultó ser $\sigma_t = 1347 \text{ N/mm}^2$.

En general, en el programa experimental de carga con amplitud constante se realizaron cinco ensayos por nivel, con una relación de tensiones constante $R = \sigma_{\min} / \sigma_{\max} = 0.1$ para una frecuencia de 4 Hz. En el nivel del 70% σ_t únicamente se realizó un ensayo para comprobar la tendencia de la curva S-N del material, dada la larga duración de los ensayos a porcentajes relativamente bajos de carga. El número de ciclos a rotura obtenidos para cada nivel de carga, aparecen representados en la figura 2, en la que se puede deducir que la considerable dispersión de los resultados de los ensayos estáticos repercute en los resultados de los ensayos de fatiga en los niveles altos de carga, con aparición, en algunos casos, de roturas para números de ciclos bajos y de la consiguiente dispersión [6]. Por esta razón, los resultados de estos niveles, no fueron considerados, a efectos del cálculo de la curva S-N, más que para la determinación de la línea horizontal de cierre, coincidente con la resistencia estática.

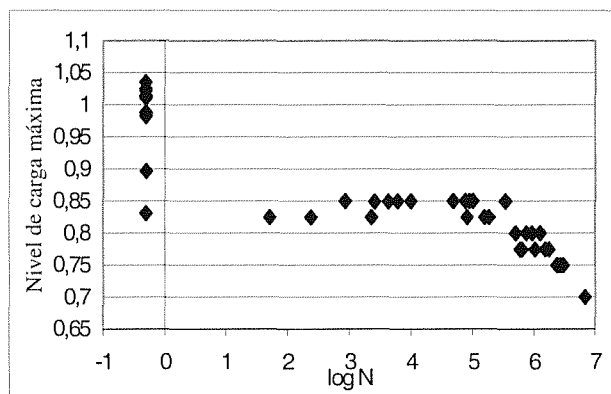


Fig. 2. Representación del número de ciclos a rotura en el ensayo de fatiga a tracción de amplitud constante.

Dado que se disponía solamente de cinco ensayos por nivel, se juzgó oportuno agrupar todas las muestras en un único colectivo, mediante un procedimiento de normalización, con el fin de aumentar la fiabilidad de la evaluación [5]. Dado que la distribución de Weibull se mantiene estable al ser sometida a una transformación del tipo:

$$Z = \frac{X - \mu}{\sigma} \quad (1)$$

la función de distribución de Weibull, para la nueva variable Z, puede escribirse de la forma:

ANALES DE MECANICA DE LA FRACTURA VOL. 16 (1999)

$$F(Z; \delta, \lambda, \beta) = 1 - \exp \left[- \left(\frac{Z - \frac{\lambda - \mu}{\sigma}}{\frac{\delta}{\sigma}} \right)^\beta \right] \quad (2)$$

con lo que, si se admite, como se deduce razonablemente de la experimentación, la constancia del parámetro de forma, β , para las distribuciones de resultados de fatiga a diferentes niveles, se llega a la expresión:

$$F(Z; \delta^*, \lambda^*, \beta^*) = 1 - \exp \left[- \left(\frac{Z - \lambda^*}{\delta^*} \right)^{\beta^*} \right] \quad (3)$$

donde $\delta^* = \frac{\delta}{\sigma}$, $\lambda^* = \frac{\lambda - \mu}{\sigma}$, $\beta^* = \beta$

Con ayuda del programa EXTREMES, se estimó, mediante ajuste en papel probabilístico, el valor del parámetro de localización, y a partir de él, se evaluaron el parámetro de forma y el parámetro de escala de la función de distribución de Weibull de la muestra global normalizada, mediante el método de la máxima verosimilitud.

Tras la estimación de los parámetros de la función de Weibull, se calcularon el número de ciclos por nivel para una probabilidad de rotura del 5% (valor característico de diseño) y del 50% del material. Asimismo, dado que la gran duración de los ensayos sólo permite determinar la zona más alta de la curva S-N, su ajuste se limita a una forma bilineal, como se indica en la figura 3 para una probabilidad de rotura del 50%.

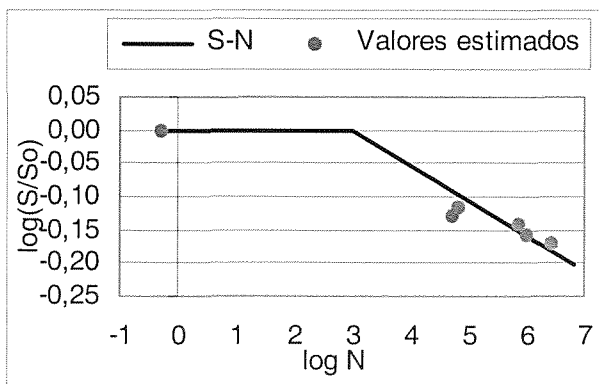


Fig. 3. Valores de números de ciclos estimados para una probabilidad de rotura del 50% y ajuste de la curva S-N del material.

4. FATIGA BAJO CARGA POR BLOQUES.

Dentro de la experimentación a fatiga por bloques, se realizaron tres secuencias, indicadas en la figura 4.

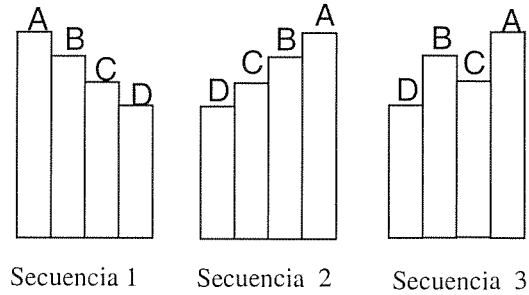


Fig. 4. Secuencias y nivel de carga en ensayos a fatiga por bloques (A = 82.5 % σ_t , B = 80 % σ_t , C = 77.5 % σ_t , D = 75 % σ_t).

Para minimizar efectos de secuencia, se realizaron los ensayos con una duración por bloque correspondiente a un incremento del número de Miner $\Delta M = 0.005$ [1]. La duración de cada bloque se dedujo a partir del número de ciclos estimado en los ensayos de fatiga con amplitud constante, para una probabilidad de rotura del 50%.

Al igual que en los ensayos de fatiga de amplitud constante, en el caso de los bloques de carga se llevó a cabo la evaluación del número de Miner a partir de una normalización estadística de los resultados y la estimación de los parámetros de la función de distribución de Weibull, una vez comprobada ésta como dominio de atracción. A partir de la función de distribución de Weibull, se determinaron los valores del número de Miner del material para probabilidades de rotura del 5% y del 50%, tal como que se muestra en la tabla 1.

Tabla 1. Número de Miner estimado para probabilidades de rotura del 5% y 50%.

	Pr (5%)	Pr (50%)
Nº de Miner	0.24	0.8

5. FATIGA BAJO CARGA ALEATORIA.

Los ensayos de carga aleatoria en el compuesto laminado se realizaron con una carga estacionaria gaussiana de banda estrecha y 4 Hz de frecuencia. Al ser la señal de carga generada de tipo aleatorio, estacionaria y gaussiana, los picos de carga siguen una distribución de Rayleigh [7], que queda definida a

partir del valor medio y de la desviación típica de la señal de carga.

La señal de carga se generó en un computador externo en tiempo real, mediante un programa en lenguaje C, y se hizo pasar a través de un convertidor digital-analógico para ser utilizada como señal de comando de la máquina servohidráulica de ensayos utilizada (figura 5). El nivel de tensión $\sigma(t)$ aplicado en cada instante a la probeta, viene dado por la ecuación:

$$\sigma(t) = A \sin(\omega t) \quad (4)$$

donde A es la amplitud de la señal, que sigue una distribución de Rayleigh, ω es la frecuencia y t es el tiempo.

La selección de la desviación típica de la carga se realizó adoptando una solución de compromiso, para garantizar una cantidad representativa de picos altos y ausencia de roturas estáticas del material, lo que condujo a un truncamiento suave de los picos máximos en la señal generada. De esta forma, los picos de la historia de carga siguen una distribución de Rayleigh modificada.

Con objeto de analizar los resultados y poder compararlos con los obtenidos para amplitud constante y fatiga por bloques, se utilizó el concepto de tensión equivalente. Así, mediante la expresión:

$$\Delta\sigma_{eq}^m = \int_a^b (\Delta\sigma)^m \cdot f_{\Delta\sigma}(\Delta\sigma) \cdot d\Delta\sigma \quad (5)$$

es posible calcular una tensión en la curva S-N equivalente a la aleatoria aplicada [7]. En la ecuación (5) 'm' es el exponente de la curva S-N, $f_{\Delta\sigma}(\Delta\sigma)$ es la función de densidad del número de ciclos para cada rango $\Delta\sigma$, y 'a' y 'b' (límites de integración) son los valores del rango de tensión máximo y mínimo aplicado.

La ecuación (5) está basada en una ley de acumulación lineal de daño (ley de Palmgren-Miner). Para su aplicación es necesario obtener además la ecuación de la curva S-N. En este caso, según se indica en la figura 3, se realizó un ajuste lineal en escala doblemente logarítmica, obteniéndose la ecuación:

$$N \cdot \Delta\sigma^{24} = 10^{77.5} \quad (6)$$

En los ensayos realizados con carga aleatoria se fijaron los siguientes parámetros para la carga: desviación típica $\sigma=190 \text{ N/mm}^2$, $\sigma_{max}=82.5\% \sigma_t$, $\sigma_{min}=8.25\% \sigma_t$, $\sigma_{med}=45.5\% \sigma_t$. La generación de la señal se hizo de forma totalmente aleatoria, de tal manera que podían producirse picos muy pequeños o picos muy altos. El

valor de la tensión máxima aplicada coincidió con la máxima aplicada en carga por bloques.

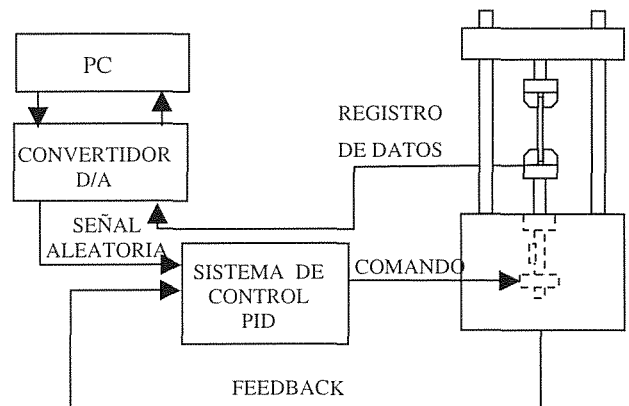


Fig. 5. Generación de una señal aleatoria y aplicación a una máquina de ensayos servohidráulica MTS.

De la aplicación la ecuación (5) con los parámetros utilizados en los ensayos, se dedujo una $\sigma_{eq-max}=975 \text{ N/mm}^2$, que en la curva S-N equivale al nivel del 72.5% y a un número de ciclos $N=3250000$, correspondiente a un número de Miner =1 para el 50% de probabilidad.

Cabe destacar que la dispersión de los resultados en carga aleatoria es menor que en el caso de carga por bloques, aunque el valor de la tensión máxima sea el mismo.

Con el fin de estudiar la influencia de la carga, como causa adicional a la del material en la dispersión de los resultados [2], se compararon los resultados obtenidos en distintas probetas a las que se aplicó la misma historia de carga, generada aleatoriamente y registrada en el computador, con los obtenidos en probetas a las que se aplicaron historias de carga con generación aleatoria independiente, pero manteniendo los mismos parámetros estadísticos. Los resultados obtenidos aparecen reflejados en la tabla 2. Como era de esperar, la dispersión aumenta cuando las historias de carga son de generación independiente, mientras que su valor medio es aproximadamente el mismo. Dado que el número de ensayos realizados no es suficiente, no se hizo el análisis estadístico que determinaría el efecto de la carga en la dispersión de los resultados. Asimismo, debido a la gran dispersión en los resultados, no es factible hacer la hipótesis de que el material utilizado en las probetas es exactamente el mismo, por lo que no es posible determinar qué porcentaje de la dispersión se puede asignar únicamente a la carga.

6. CURVAS DE RIGIDEZ.

La evolución de las curvas de rigidez en fatiga proporciona información del grado de acumulación de daño en el material. De hecho, existen ecuaciones de

ANALES DE MECANICA DE LA FRACTURA VOL. 16 (1999)

predicción de vida basadas en la degradación de rigidez. En los ensayos de fatiga con amplitud constante, la evolución de la rigidez obtenida en los ensayos para los niveles más bajos, es similar al descrito en la bibliografía especializada [8], presentando tres estados, como se indica en la figura 6. Sin embargo, en los ensayos de bloques y en niveles altos de amplitud constante, el estado III aparece en muy pocas ocasiones. Se deduce que esto es debido a que en niveles altos de carga se impide el desarrollo de los mecanismos típicos de daño a bajo nivel de carga, al producirse una rotura estática.

Tabla 2. Número de Miner obtenido en ensayos de carga aleatoria.

	Misma historia de carga	Distinta historia de carga
Media	0.9	0.9
Desv. típica	0.2	0.4

Se observó en los ensayos de amplitud constante y por bloques que la evolución de las curvas de rigidez, y como consecuencia la vida a fatiga del material, depende en gran medida de los mecanismos de daño que se desarrollen en su interior.

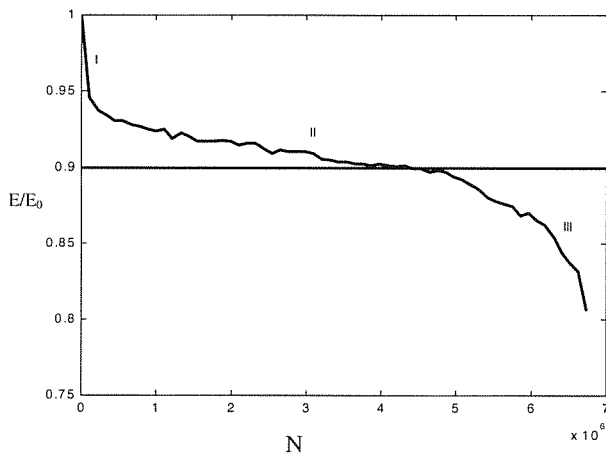


Fig. 6. Curva de rigidez en fatiga de amplitud constante y niveles bajos de carga.

Si se representan las curvas de rigidez en escala logarítmica (figura 7), con la vida a fatiga normalizada respecto a un nivel de referencia del ensayo de mayor duración, se observa que en las probetas ensayadas en los niveles altos de carga, cuyos mecanismos principales de rotura son la rotura de matriz y la rotura de fibras, el fallo se produce antes de que la pérdida de rigidez decrezca más del 10%. Como puede apreciarse, se trata de curvas que presentan un único tramo lineal.

Por otro lado, cuando los mecanismos que se desarrollan son la rotura de matriz y la deslaminación, las curvas presentan dos tramos lineales claramente diferenciados. El cambio de pendiente se produce cuando el descenso de rigidez alcanza el valor del 10%. A medida que el grado de deslaminación aumenta, el descenso de rigidez es mayor y la pendiente del segundo tramo aumenta.

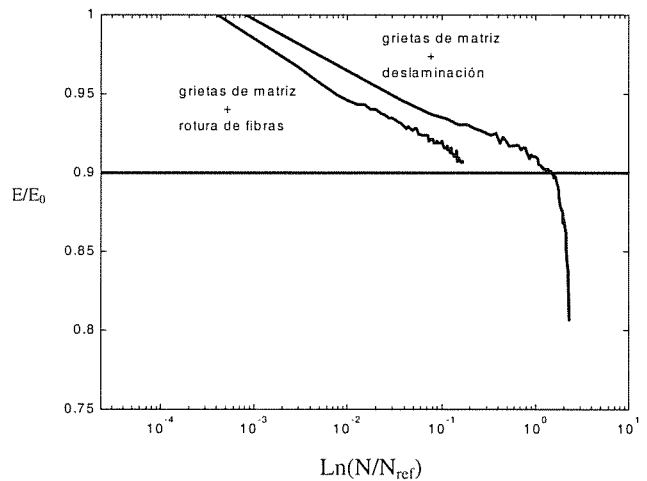


Fig. 7. Representación de las curvas de rigidez en función de los mecanismos de daño que se desarrollan en el material.

Por lo tanto, independientemente de los mecanismos de daño existentes, las curvas de rigidez presentan siempre un primer tramo recto con una misma pendiente. El segundo tramo recto, sólo aparece cuando el daño por deslaminación es importante, y su pendiente es mayor cuando el grado de deslaminación crece.

A partir de estas observaciones, parece razonable tomar como valor umbral un descenso de rigidez del 10%, que define cuándo el mecanismo de daño por deslaminación está presente. Por lo que se pudo comprobar en este trabajo, este valor umbral es además independiente del nivel de carga al que se realizó el ensayo.

En cuanto a los ensayos de bloques, que se realizaron siempre con la misma historia de carga y con alternancia de secuencias, las curvas de rigidez presentan una gran variedad, debido a la dispersión de los resultados, que sólo puede explicarse por el desarrollo de distintos mecanismos de daño y de su efecto en la duración de la vida a fatiga del material.

Cuando la carga aplicada es de tipo aleatorio, apenas se obtiene variación de rigidez durante el ensayo (figura 8). Resulta, por tanto, una curva prácticamente plana, que no presenta los habituales estados I, II, III característicos de los ensayos de bloques y de amplitud

constante. En consecuencia, se puede deducir que la evolución de los mecanismos de daño producidos bajo carga aleatoria se desarrollan de forma diferente que bajo carga de amplitud constante y por bloques. Una posible explicación podría atribuirse a la actuación simultánea de los mecanismos propios de los niveles altos de carga y de los bajos, lo que se traduciría en una mayor homogeneidad de la evolución de la pendiente media de las curvas de rigidez.

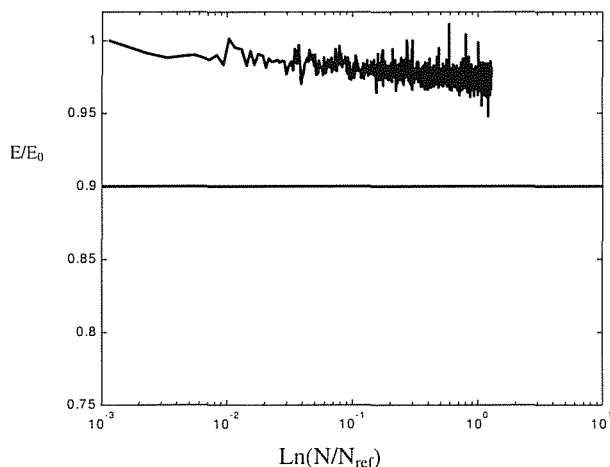


Fig. 8. Representación de la rigidez para ensayos de carga aleatoria.

6. CONCLUSIONES

1. Las altas prestaciones en fatiga del material ensayado impiden un ajuste fiable de la curva S-N, al ser inviable la realización de ensayos para bajos niveles de carga, debido a su larga duración. En consecuencia, la curva S-N se define simplificada en forma bilineal.
2. La dispersión de los resultados relativos a la resistencia estática del material plantea dificultades para la elección de los niveles de carga altos, al poder producirse en ellos, tanto roturas estáticas como de fatiga.
3. La dispersión que se obtiene en los resultados de fatiga, y los bajos números de Miner que resultan para probabilidades de diseño bajas, hacen ineludible un análisis estadístico riguroso.
4. Se ha desarrollado una metodología para la realización de ensayos de carga aleatoria, basada en la generación de una señal aleatoria mediante un computador externo.
5. Las distribuciones del número de Miner, obtenidas para los ensayos con carga por bloques y carga aleatoria, son marcadamente diferentes. Mientras que la media es

aproximadamente la misma para ambos casos e inferior a la predicha, es decir 1, la dispersión es mayor para el caso de carga por bloques.

6. El estudio de las curvas de rigidez en fatiga de amplitud constante y de bloques permite deducir la existencia de un valor umbral de la pérdida de rigidez, que se estima en un 10% y que indica el inicio de la deslaminación. Bajo carga aleatoria, la curva de rigidez es prácticamente plana, por lo que las conclusiones obtenidas a partir de los ensayos de carga de amplitud constante y por bloques no pueden ser aplicables.

7. AGRADECIMIENTOS.

Los autores agradecen la financiación económica recibida de la CICYT a través del proyecto de investigación MAT95-0613-CO2-01, así como el permiso de utilización del programa EXTREMES y el asesoramiento estadístico dispensado por el profesor Castillo Ron de la Universidad de Cantabria.

8. REFERENCIAS.

- [1] Fernández Canteli A., "Statistical Interpretation of the Miner-number Using an Index of Probability of Total Damage", IABSE Colloquium, Lausanne, (1982).
- [2] Domínguez J., "Fatigue Crack Growth under Variable Amplitude Loading", Handbook of Fatigue Crack Propagation in Metallic Structures, Elsevier Science B.V., 955 - 997, (1994).
- [3] Castillo E., "Extreme Value Theory in Engineering", Academic Press, (1980).
- [4] Fernández Canteli A., Lamela M.J., García M.A., Castillo E., "Sobre la Evaluación de Resultados Dispersos de Fatiga Estadísticamente no-Homogéneos", Anales de Mecánica de la Fractura, 14, 219-224, (1997).
- [5] Castillo E., Alvarez E., Cobo A., Herrero T., "An Expert System for the Analysis of Extreme Value Problems". Universidad de Cantabria, (1993).
- [6] López Aenlle M., Fernández Canteli A., Lamela Rey M.J., "Caracterización a fatiga de compuestos laminados de altas prestaciones", Anales de Mecánica de la Fractura, 15, 372-377, (1998).
- [7] Krenk S., Thorup E., "Stochastic and a Constant Amplitude Fatigue Test of Plate Specimens with a Central Hole", Technical University of Denmark, (1989).
- [8] Reifsnider Ken L., "Fatigue of composite materials", Elsevier, (1991).
- [9] López M., Fernández Canteli A., Lamela M.J., "Caracterización a fatiga de compuestos laminados de altas prestaciones", Anales de Mecánica de la Fractura, 15, 372-377, (1998).

CONDICIONES UMBRALES DE CRECIMIENTO DE GRIETAS PEQUEÑAS POR FATIGA EN ENTALLAS. PARTE I: TEORÍA

C. Vallellano, A. Navarro, J. Domínguez
 Dpto. de Ingeniería Mecánica y de los Materiales
 E.T.S.I.I. de Sevilla, Camino de los Descubrimientos s/n, 41092, SEVILLA

Resumen. El presente trabajo propone una descripción micromecánica del proceso de crecimiento grietas por fatiga en entallas. La interacción de la grieta con las barreras al deslizamiento plástico del material (e.g. los bordes de grano) y la influencia del gradiente de tensiones originado por la entalla son tenidos en cuenta intrínsecamente por el modelo desarrollado. Dicho modelo permite obtener las mínimas condiciones de tensión requeridas para que una grieta pueda propagarse en el fondo de la entalla (condiciones umbrales), identificando claramente el límite de iniciación y el límite de propagación hasta el fallo. Así mismo, el modelo propuesto permite explicar la formación de grietas no-propagantes.

Abstract. The present work presents a micromechanical description of the fatigue crack growth process at notches. Crack interaction with the plastic slip barriers of the material (e.g. the grain boundaries) and the influence of the notch stress gradient are intrinsically taken into account in the model. Both the notch fatigue crack initiation limit and the limit for propagation up to failure (i.e. the conventional notch fatigue limit) are clearly identified and calculated. The formation of non-propagating cracks is also explained.

1. INTRODUCCION

La formación de grietas por fatiga ocurre casi invariablemente en la raíz de concentradores de tensión o entallas, los cuales son en general inevitables en elementos de máquinas. Dado su claro interés práctico, el estudio de la reducción de resistencia a fatiga de componentes entallados ha recibido una gran atención y esfuerzo investigador durante las últimas décadas.

Las teorías pioneras en esta materia relacionan el factor de reducción de resistencia a fatiga de la entalla K_f (cociente entre los límites de fatiga de una pieza sin y con entalla) con la concentración de tensiones y el gradiente de las mismas sobre una cierta distancia característica del material. La idea que subyace en este tipo de relaciones K_f - K_t es que la tensión necesaria para iniciar una grieta en la raíz del concentrador es también suficiente para propagar la grieta hasta el fallo de la pieza. Sin embargo, como pusieron de manifiesto Frost y Dugdale [1], esto sólo ocurre en entallas suaves (K_t típicamente inferior a 4), limitando así el rango de aplicación de tales expresiones.

Los trabajos de Frost y Dugdale, y más recientemente de otros autores [2,3], evidenciaron claramente, en entallas agudas, la existencia de grietas que, tras iniciarse en la raíz del concentrador y propagarse una determinada distancia, se paraban sin provocar el fallo de la pieza (*grietas no-propagantes*). El hecho destacable era que cuando aparecían dichas grietas no-propagantes, en entallas de igual profundidad, el límite de fatiga del componente era casi independiente de la concentración de tensiones en la entalla.

Según lo anterior, el evento crucial que determina la resistencia a fatiga de un componente entallado no es nucleación de una microgrieta en la raíz del concentrador, sino la capacidad de ésta para propagarse a través del material sin detenerse. Por tanto, para abordar este problema es necesario estudiar qué factores gobiernan el crecimiento de una grieta sometida a un gradiente de tensiones relativamente fuerte como consecuencia de la entalla. Dado que los efectos de la concentración de tensiones son en general muy localizados, el tamaño de las grietas involucradas es también muy reducido, es decir, se trata de un problema de crecimiento de lo que se conoce como grietas pequeñas, las cuales exhiben en su comportamiento una notable interacción con la microestructura del material.

En general, las propuestas actuales en esta área se centran en describir el proceso de crecimiento desde un plano macroscópico, obviando las peculiares características de las grietas pequeñas. El presente trabajo pretende precisamente cubrir este hueco, planteando una descripción del proceso de crecimiento que permita recoger la influencia tanto de la microestructura del material como del gradiente de tensiones originado por la entalla. El modelo propuesto permite obtener las condiciones umbrales para la propagación de una grieta en un componente entallado, identificando claramente entre el límite de iniciación y el límite de fatiga de la pieza, así como predecir la aparición de grietas no-propagantes en el material.

2. RESISTENCIA A FATIGA DEL MATERIAL. EL DIAGRAMA DE KITAGAWA-TAKAHASHI

La resistencia a fatiga de un material metálico viene dictada por la oposición al crecimiento de las grietas que ofrecen los bordes de grano, límites de fase y en general todas las barreras al deslizamiento plástico existentes en el material [4]. El primer paso para abordar el proceso de propagación de una grieta en un especimen entallado será caracterizar la resistencia que ofrecen tales barreras microestructurales.

En la última década Navarro y de los Ríos [5] han propuesto un modelo de crecimiento de grietas por fatiga en componentes sin entallas que permite caracterizar la interacción con las barreras microestructurales. La idea básica de este modelo es considerar que la zona plástica de la grieta progresa bloqueándose en los sucesivos bordes de grano del material. De esta manera, la grieta podrá sólo crecer más allá de dichas barreras si es capaz de activar deslizamiento plástico en los granos adyacentes; en caso contrario, se parará al alcanzar el borde de grano.

Calculando la tensión necesaria para activar fuentes de dislocaciones en el material, los citados autores obtienen una expresión que les permite relacionar la tensión umbral para que una grieta crezca por fatiga más allá de una barrera genérica (τ_{Li}) con el límite de fatiga del material (τ_{FL}), esta es,

$$\frac{\tau_{Li}}{\tau_{FL}} = \left(\frac{m_i^*}{m_1^*} \right) \frac{1}{\sqrt{i}}, \quad i = 1, 3, 5, \dots \quad (1)$$

donde i es la longitud de grieta adimensional cuando la grieta ha alcanzado el borde de grano ($i = a/D/2$), siendo D el tamaño de grano característico del material. Los factores m_i^* son unos coeficientes que afectan a la tensión crítica de activación en la barrera considerada y fueron introducidos originariamente como factores de orientación cristalográfica (m_1^* es el coeficiente relativo a la primera barrera). Dicha ecuación no es más que la expresión en términos micromecánicos del diagrama de Kitagawa-Takahashi [6].

La forma típica del diagrama de Kitagawa es bien conocida (véase Figura 1) y puede explicarse fácilmente analizando la evolución de los términos de la ecuación (1). En efecto, en primer lugar, el término $1/\sqrt{i}$ representa la dependencia típica con $1/\sqrt{a}$ de la tensión necesaria para propagar una grieta predicha por la Mecánica de la Fractura Elástica-Lineal (MFEL). En el citado modelo dicho término describe la creciente "presión" que la grieta ejerce sobre la barrera al aumentar su tamaño.

Los diagramas de Kitagawa obtenidos experimentalmente muestran una primera zona sensiblemente horizontal en la región de grietas pequeñas, correspondiendo con el límite de fatiga del material, y disminuyen paulatinamente, hasta confundirse, con la recta de pendiente $-1/2$ predicha mediante el Factor de Intensidad de Tensiones Umbral ($K_{I\infty}$) de la MFEL.

Esta evolución es debida a que, en los primeros estadios del crecimiento, la resistencia ofrecida por las sucesivas barreras puede aumentar, proporcionado una sucesión (m_i^*/m_1^*) inicialmente creciente. Sin embargo, su valor se estabiliza cuando la grieta es suficientemente grande. Dicho aumento de resistencia es debido fundamentalmente a dos efectos: a) una creciente oposición cristalográfica, como consecuencia de que la grieta se ve forzada a crecer a través de un número mayor de granos cada vez y en general no favorablemente orientados, y b) el efecto de un creciente aumento en los niveles de cierre de grieta, lo cual se traduce en una menor presión efectiva sobre la barrera.

Cuando la grieta es aún pequeña, puede ocurrir que el aumento en la resistencia de las barreras compense en gran medida la disminución de la tensión umbral por efecto de la longitud de la grieta (término $1/\sqrt{i}$) y, por tanto, el diagrama de Kitagawa se mantenga aproximadamente horizontal. Sin embargo, conforme la grieta es mayor el incremento de la resistencia de las barreras comienza a perder importancia relativa y la curva del diagrama de Kitagawa comienza a separarse significativamente de la horizontal. En particular, cuando la grieta cubre un gran número de granos y los niveles de cierre no varían sustancialmente, la resistencia de las barreras estará totalmente estabilizada y las condiciones umbrales de propagación estarán sólo controladas por el efecto de la longitud de la grieta. A partir de dicho punto, la curva del diagrama de Kitagawa se confunde con la recta representativa del Factor de Intensidad de Tensiones Umbral de grieta grande $K_{I\infty}$.

Según lo anterior, la evolución de la tensión umbral en el diagrama de Kitagawa puede entenderse como el resultado de una competencia entre dos mecanismos, el aumento en la oposición ejercida por las sucesivas barreras y la creciente fuerza de la grieta para superarlas. En dicho diagrama, por tanto, está contenida toda la información necesaria para caracterizar la resistencia interpuesta por el material al crecimiento por fatiga de las grietas.

Sin embargo, la obtención experimental del diagrama de Kitagawa-Takahashi es costosa en términos de tiempo y dinero por lo que es interesante poder recurrir a expresiones aproximadas, fáciles de obtener con pocos resultados experimentales. La siguiente expresión,

inspirada en el modelo micromecánico descrito, recoge las características típicas observadas en los materiales metálicos y puede servir como primera aproximación a falta de resultados más precisos

$$\frac{\tau_{Li}}{\tau_{FL}} = \frac{\sqrt{a_0}}{(i^f + \bar{a}_0^f - 1)^{\frac{1}{2f}}} \quad (2)$$

siendo $\bar{a}_0 = a_0/D/2$ la longitud de grieta adimensional correspondiente a la intersección de las dos rectas límites, la trazada por el límite de fatiga y la recta dada por la MFEL, $a_0 = \frac{1}{\pi} (K_{th\infty}/Y\tau_{FL})^2$, donde Y es factor de corrección geométrico. El exponente f controla la rapidez de la transición entre ambas rectas límites, es decir, la rapidez a la que se satura la oposición de las barreras. Nótese que para $i=1$, es decir, cuando la grieta se encuentra bloqueada por la primera barrera, la tensión umbral se corresponde con el límite de fatiga del material, $\tau_{Li} = \tau_{FL}$. Para ilustrar la bondad de esta expresión, la Figura 1 muestra el diagrama de Kitagawa experimental para un acero 2.25Cr-1Mo [8] sometido a carga axial junto con el ajuste de la ecuación (2), expresada en tensiones normales.

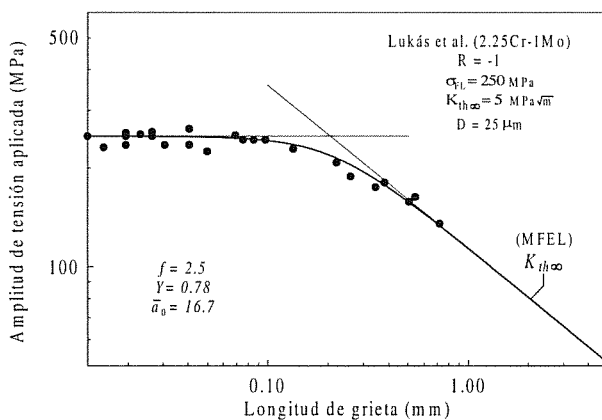


Fig 1. Diagrama de Kitagawa experimental. Ajuste de la expresión (2).

3. MODELADO DE UNA GRIETA EN LA RAÍZ DE UNA ENTALLA

Consideremos una grieta en la raíz de una entalla elíptica en un sólido semi-infinito que crece a través del material, bloqueándose su zona plástica en las sucesivas barreras microestructurales (Figura 2). Dicha grieta puede ser representada mediante una distribución de dislocaciones infinitesimales donde se distinguen tres zonas. La grieta propiamente dicha, sobre la que existe una tensión de fricción σ_1^i , su zona plástica asociada, donde las dislocaciones soportan una tensión σ_2^i que se opone a su movimiento, y la barrera microestructural (r_0^i), la cual soporta una tensión σ_3^i como consecuencia

del empuje del apilamiento de dislocaciones contra el borde de grano. Por simplicidad matemática se supone, en principio, que el componente está sometido a un estado de tensiones antiplano y la generalización práctica de las expresiones obtenidas al caso de tensión axial se discutirá en la Parte II del presente trabajo.

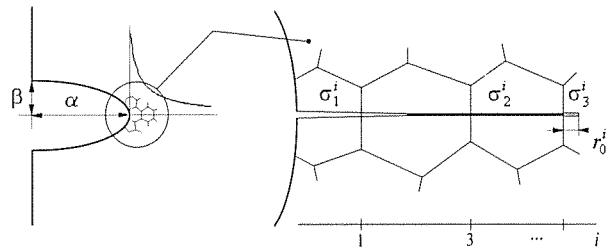


Fig 2. Representación esquemática de la grieta, la zona plástica y barrera microestructural en la raíz de la entalla.

Al igual que en un espécimen sin entalla la capacidad de la grieta para propagarse en el material está gobernada por la resistencia interpuesta por las barreras microestructurales, el factor diferenciador ahora es que las condiciones de tensión a las que estará sometida la grieta al enfrentarse con cada una de las barreras serán diferentes, como consecuencia del gradiente de tensiones de la entalla. Dependiendo de la evolución de dichas tensiones (decrecientes al alejarse del fondo de la entalla), es posible encontrar situaciones en las que la grieta es capaz de superar las primeras barreras del material, pero quede bloqueada definitivamente en alguna barrera más interna, conduciendo a la formación de una grieta no-propagante. Así, para caracterizar el fallo por fatiga del componente entallado es necesario analizar cuales deben ser las condiciones umbrales para que una grieta pueda superar cada una de las sucesivas barreras del material.

Considerando el instante genérico mostrado en la Figura 2, en el que la zona plástica de la grieta se encuentra bloqueada por el i -ésimo borde de grano, el proceso por el cual la grieta supera dicha barrera será el siguiente. A medida que la grieta se aproxima a la barrera la "presión" local σ_3^i va aumentando, como consecuencia de la intensificación de tensiones provocada por ésta. Una vez que esta tensión alcance un determinado valor crítico, tal que permita activar fuentes de dislocaciones en el grano vecino, la zona plástica se extenderá cubriendo por entero dicho grano y la grieta podrá, entonces, propagarse más allá de la barrera. La mínima tensión aplicada requerida para ello (tensión umbral) se obtiene cuando el frente de la grieta esté lo más próximo posible al borde grano, en teoría, justo en el borde de grano. La resistencia de la barrera en estas condiciones puede obtenerse a partir del diagrama de Kitagawa de un espécimen sin entalla, según se ha discutido antes.

Empleando las técnicas de transformación conforme en

el plano complejo es posible reducir el dominio entallado y el conjunto de dislocaciones al caso simple de una grieta en un medio infinito, donde el problema es más fácil de resolver. Como resultado de este análisis, la tensión umbral τ_{Li}^N para que una grieta supere una barrera genérica i en el fondo de una entalla elíptica se expresa como [7].

$$\frac{\tau_{Li}^N}{\tau_{FL}} = \left(\frac{\tau_{Li}}{\tau_{FL}} \right) \frac{\sqrt{i}}{\bar{\alpha} + \bar{\beta}} \left[\frac{\bar{\beta}}{\lambda_i} + \frac{\bar{\alpha}}{\sqrt{1 + \lambda_i^2}} \right]^{\frac{1}{2}} \quad (3)$$

con $\lambda_i = \frac{1}{\bar{\alpha}^2 - \bar{\beta}^2} \left[\bar{\alpha} \sqrt{(\bar{\alpha} + i)^2 - \bar{\alpha}^2 + \bar{\beta}^2} - \bar{\beta}(\bar{\alpha} + i) \right]$, donde

$\bar{\alpha} = \alpha/D/2$, $\bar{\beta} = \beta/D/2$ son la profundidad y el ancho de la entalla, respectivamente, adimensionalizados por la mitad del tamaño de grano característico del material. La ecuación (3) pone de manifiesto que la tensión umbral para el crecimiento de una grieta en el espécimen entallado puede expresarse como la combinación de dos contribuciones: la debida al material, representada por el cociente τ_{Li}/τ_{FL} , y la debida a la presencia de la entalla, representada por el resto de los términos.

4. LÍMITES DE INICIACIÓN Y PROPAGACIÓN HASTA EL FALLO EN ENTALLAS

Numerosos trabajos [1-3] sobre la fatiga en entallas bajo cargas de amplitud constante han puesto claramente de manifiesto la existencia de dos tensiones características: el límite de iniciación, mínima tensión necesaria para apreciar la presencia de grietas en la entalla, y el límite de propagación hasta el fallo, mínima tensión requerida para provocar la rotura de la pieza (límite de fatiga convencional del componente entallado). Se observa que ambos límites son coincidentes para entallas con K_i bajos, indicando que, una vez nucleada una grieta en la raíz de la entalla, ésta se propaga hasta provocar el fallo de la pieza. Sin embargo, las diferencias entre ellos se acentúan sustancialmente al aumentar la severidad del concentrador. Cualquier tensión aplicada comprendida entre dichos límites conduce siempre a la formación de grietas no-propagantes en la entalla, no produciendo, por tanto, la rotura del componente aunque se continúe aplicando la carga cíclica.

En términos ingenieriles, la nucleación física de una grieta, es decir, la primera rotura de vínculos a escala atómica carece de interés, al existir en los materiales usuales gran cantidad de defectos (porosidades, inclusiones, marcas superficiales, etc.) que provocan la temprana aparición de grietas. De acuerdo con la descripción del proceso de crecimiento expuesta aquí, el límite de iniciación de un componente entallado puede ser interpretado como la mínima tensión aplicada para

que una grieta, previamente nucleada en tales defectos, supere la primera barrera microestructural y pueda, al menos potencialmente, continuar propagándose en el material. Así, el límite de iniciación (τ_{Li}^N) se puede obtener haciendo simplemente $i = 1$ en la expresión (3),

$$\frac{1}{K_{f1}} = \frac{\tau_{Li}^N}{\tau_{FL}} = \frac{1}{\bar{\alpha} + \bar{\beta}} \left[\frac{\bar{\beta}}{\lambda_1} + \frac{\bar{\alpha}}{\sqrt{1 + \lambda_1^2}} \right]^{\frac{1}{2}} \quad (4)$$

Por analogía con el tradicional K_f , K_{f1} es conocido como factor de reducción de resistencia a la iniciación de grietas por fatiga en la entalla. Siguiendo la misma idea, el límite de fatiga del componente entallado (τ_{FL}^N) deberá corresponderse con la mínima tensión necesaria para que dicha grieta sea capaz de superar todas las sucesivas barreras microestructurales que encuentre a su paso. Dicha condición se obtiene fácilmente de la expresión (3) como

$$\tau_{FL}^N = \max_i (\tau_{Li}^N) \quad (5)$$

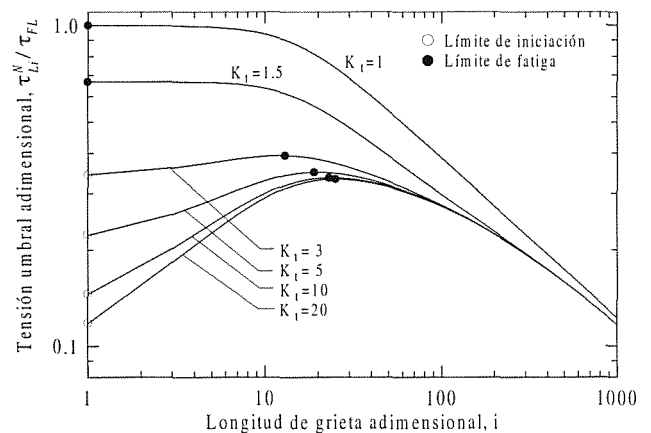


Fig 3. Tensión umbral τ_{Li}^N vs. longitud de grieta no-propagante ($\bar{\alpha} = 100$).

Para ilustrar la idea anterior, la Figura 3 muestra la evolución de la tensión umbral dada por la ecuación (3) en función de la longitud de la grieta, para una entalla de profundidad relativa $\bar{\alpha} = 100$ y distintos K_i . Se ha supuesto conocido el diagrama de Kitagawa y representado según la expresión (2), tomando como valores representativos $\bar{\alpha}_0 = 15$, de acuerdo con los resultados de Taylor [9], y $f = 2.5$, valor que reproduce un comportamiento adecuado en numerosos materiales [7]. Como se aprecia en la citada figura, el patrón de comportamiento es claramente distinto dependiendo de la severidad de la entalla. Las entallas suaves (véase por ejemplo $K_i = 1.5$) presentan una evolución de la tensión umbral siempre decreciente, similar a la de un espécimen sin entalla, lo que refleja que una vez que la grieta supera la primera barrera microestructural se

propagará hasta la rotura. En otras palabras, el límite de iniciación y el límite de fatiga coinciden. Sin embargo, a medida que la entalla se hace más aguda (por ejemplo, $K_t \geq 5$) comienza a aparecer un tramo creciente hasta alcanzar un máximo, siendo necesario aplicar tensiones superiores a éste para garantizar el crecimiento de una grieta hasta el fallo. Dicho máximo representa, por tanto, el límite de fatiga del componente entallado. El tramo creciente, entonces, determina el rango de tensiones en el cual es posible hacer crecer una grieta en la raíz de la entalla, pero dicha grieta encontrará siempre una cierta barrera microestructural capaz de detenerla y convertirla en no-propagante. El tamaño final de tales grietas dependerá de la tensión aplicada y de la geometría del concentrador [1-3]. Naturalmente, la posición del límite de fatiga define la máxima grieta no-propagante que es posible encontrar en la entalla.

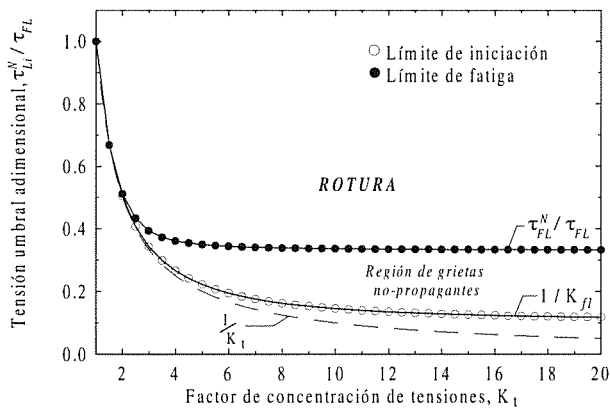


Fig 4. Límites de iniciación y de propagación hasta el fallo vs. K_t ($\bar{\alpha} = 100$).

Una representación más familiar de los resultados de la Figura 3 es la mostrada en la Figura 4, conocido también como diagrama de Frost. Aquí, se aprecia claramente como las diferencias entre el límite de iniciación y el límite de fatiga aumentan al aumentar K_t [1]. Asimismo, pone también de manifiesto que K_{f1} es en general inferior a K_t , especialmente en entallas agudas.

Un resultado experimental destacable, puesto también de manifiesto en la Figura 4, es que, siempre que aparecen grietas no-propagantes en entallas de igual profundidad, el límite de fatiga es aproximadamente constante e independiente de la concentración de tensiones. Según Smith y Miller [10] este fenómeno es consecuencia de que en entallas agudas, sometidas a tensiones próximas al límite de fatiga, el tamaño de las grietas no-propagantes es varias veces superior al de la zona de influencia de la entalla, definida ésta como aquella distancia l a la cual no se aprecian diferencias entre el crecimiento de una grieta de longitud a ($a > l$) en la entalla y el de una grieta de longitud $\alpha + a$ en una pieza sin entalla. Cameron y Smith [11] proponen que el

tamaño de dicha zona se ajusta a la relación $l = 0.21\sqrt{\alpha\rho}$, donde ρ es el radio de la entalla.

Para explorar este hecho en los términos del modelo propuesto, consideraremos el caso límite de una entalla tan aguda como una grieta (cuasi-grieta), la cual permite calcular el límite al que tiende el umbral de fatiga en el diagrama de Frost. Las condiciones umbrales de crecimiento de una grieta en esta situación se obtienen sin más que hacer $\beta \rightarrow 0$ en (3)

$$\tau_{Li}^N \Big|_{\beta \rightarrow 0} = \tau_{Li} \sqrt{\frac{i}{\bar{\alpha} + i}} \quad (7)$$

Así, siguiendo la propuesta de Smith y Miller, la zona de influencia se corresponderá con aquella longitud de grieta por encima de la cual el comportamiento de una grieta en la entalla (ecuación (3)) difiera muy poco del comportamiento de una cuasi-grieta (ecuación (7)).

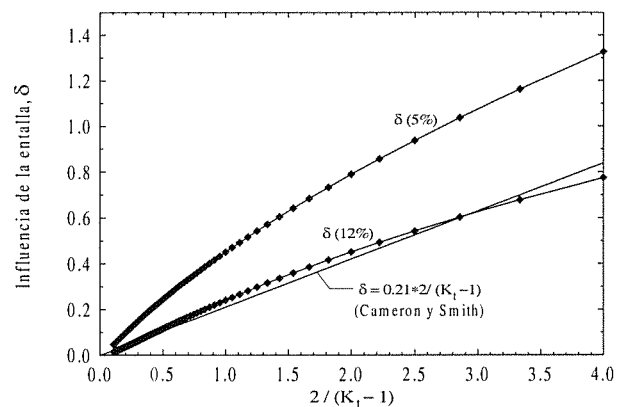


Fig 5. Zona de influencia de la entalla (adimensional) vs. K_t .

La Figura 5 muestra la zona de influencia adimensional, $\delta = l/\alpha$, en la que las diferencias entre ambas configuraciones son siempre inferiores a un 12% ($\delta_{12\%}$) y 5% ($\delta_{5\%}$) respectivamente. Como se puede ver, la expresión propuesta por Cameron y Smith discurre extraordinariamente próxima a $\delta_{12\%}$. Diferencias de un 10% ó 15% están perfectamente dentro de la dispersión típica en ensayos de fatiga de este tipo. Asimismo, en la Figura 6 se comparan las longitudes de grieta no-propagante máximas $a_{np(max)}$ con dichas zonas de influencia. En esta figura se puede comprobar que, incluso en el peor de los dos casos ($\delta_{5\%}$), a partir de un determinado valor de K_t ($K_t \approx 6$) el tamaño máximo de las grietas no-propagantes es siempre superior al de la zona de influencia del concentrador. En consecuencia, para K_t superiores a dicho valor crítico, todos los componentes mostrarán un comportamiento muy similar y, por ello, un límite de fatiga casi independiente de la severidad de la entalla. En particular, éste se corresponderá aproximadamente con el límite de fatiga en la configuración ideal de una cuasi-grieta, el cual

atendiendo a las expresiones (2) (5) y (7) se expresa como

$$\tau_{FL}^N \approx \tau_{FL} \sqrt{\frac{\bar{a}_0}{\bar{\alpha}}} \left(1 + \left[\frac{\bar{a}_0^f - 1}{\bar{\alpha}^f} \right]^{\frac{1}{1+f}} \right)^{\frac{1+f}{2f}} \quad (8)$$

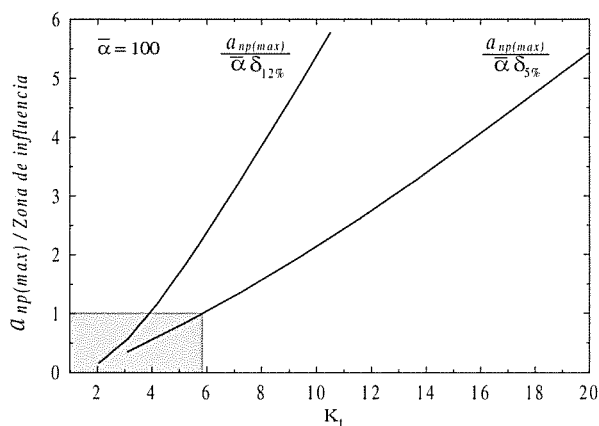


Fig 6. Tamaño relativo de la longitud máxima de grieta no propagante y la zona de influencia de la entalla vs. K_t .

Es fácil comprobar que la expresión (8) reproduce correctamente dos extremos de interés práctico. Por un lado, cuando el tamaño de la entalla es muy superior al tamaño microestructural característico del material, $\bar{\alpha} \gg \bar{a}_0$, ésta reduce a la conocida expresión obtenida por Smith y Miller [10],

$$\tau_{FL}^N \approx \tau_{FL} \sqrt{\frac{\bar{a}_0}{\bar{\alpha}}} = \frac{K_{II\infty}}{Y\sqrt{\pi\bar{\alpha}}} \quad (9)$$

Y en el polo opuesto, si la entalla es muy pequeña en relación con la microestructura del material, $\bar{\alpha} \ll 1$, por ejemplo, microdefectos del material, predice una escasa influencia en la resistencia a fatiga del material, $\tau_{FL}^N \approx \tau_{FL}$, en perfecto acuerdo con la evidencia experimental.

5. CONCLUSIONES

De acuerdo con el modelo presentado, el fallo por fatiga de un componente entallado puede ser descrito a partir de un único hecho físico: la capacidad de la grieta para vencer las sucesivas barreras microestructurales del material. Dicho proceso involucra dos factores: el nivel y evolución de las tensiones que asisten a la grieta al enfrentarse con cada una de las barreras y la resistencia efectiva interpuesta por las mismas, inicialmente creciente y tendiendo a estabilizarse cuando la grieta es suficientemente grande. La contribución relativa de ambos efectos permite establecer las condiciones

umbrales para que una grieta pueda propagarse o no hasta el fallo.

Así, el límite de iniciación es interpretado como la mínima tensión aplicada para que una grieta supere la primera barrera microestructural en el fondo de la entalla. El límite de fatiga, en cambio, se identifica con la mínima tensión requerida para que la grieta pueda superar todas las barreras existentes en el material. Cualquier tensión aplicada inferior a este último, provocará que la grieta siempre encuentre una barrera suficientemente robusta capaz de contener su avance, conduciendo por tanto a la aparición de una grieta no-propagante.

5. REFERENCIAS

- [1] Frost, N. E. and Dugdale, D. S., "Fatigue Tests on Notched Mild Steel Plates with Measurement of Fatigue Cracks", *J. Mech. Phys. Solids*, 5, 182-192 (1957).
- [2] El Haddad, M. H., Topper, T. H. and Smith, K. N., "Prediction of Non Propagating Cracks", *Engng. Fract. Mech.*, 11, 573-584 (1979).
- [3] Tanaka, K. and Nakai, Y., "Prediction of Fatigue Threshold of Notched Components", *ASME J. Engng. Mater. Tech.*, 106, 192-199 (1984).
- [4] Miller, K.J., "Material Science Perspective of Metal Fatigue Resistance", *Material Science and Technology*, 9, 453-462 (1993).
- [5] Navarro, A. y de los Rios, E.R., *Proc. R. Soc. Lond. A-437*, 375-390 (1992).
- [6] Kitagawa H. and Takahashi S., "Application of Fracture Mechanics to Very Small Cracks", *Int. Conf. Mech. Behaviour of Materials (ICM2)*, American Society of Metals, 627-631 (1976).
- [7] Vallengano C., "Crecimiento de Grietas Pequeñas por Fatiga en Componentes con Concentradores de Tensión", Tesis Doctoral, Universidad de Sevilla (1999).
- [8] Lukas, P. and Kunz, L., "Effect of Mean Stress on Short Crack Threshold, in Short Cracks", *ESIS 13* (K. J. Miller and E. R. de los Rios (eds.)). Mechanical Engineering Publications, London, 265-275 (1992).
- [9] Taylor D. and Knott J.F., "Fatigue Crack Propagation Behaviour of Short Cracks: The Effect of Microstructure", *Fatigue Engng. Mater. Struct.*, 4, 147-155 (1981)
- [10] Smith, R. A. and Miller, K. J., "Prediction of Fatigue Regimes in Notched Components", *Int. J. Mech. Sci.*, 20, 201-206 (1978).
- [11] Cameron A.D. and Smith, R.A., "Upper and Lower Bounds for the Lengths of Non-propagating Cracks", *Int. J. Fatigue*, 3, 9-15 (1987).

**CONDICIONES UMBRALES DE CRECIMIENTO DE GRIETAS PEQUEÑAS POR FATIGA
EN ENTALLAS. PARTE II: GENERALIZACIÓN Y APLICACIÓN
A RESULTADOS EXPERIMENTALES**

C. Vallellano, A. Navarro, J. Domínguez
Dpto. de Ingeniería Mecánica y de los Materiales
E.T.S.I.I. de Sevilla, Camino de los Descubrimientos s/n, 41092, SEVILLA

Resumen. En la primera parte se han descrito los fundamentos teóricos de un modelo micromecánico que permite obtener las condiciones umbrales de crecimiento de grietas en entallas. En rigor, la formulación presentada se ha restringido a estudiar un componente con una entalla elíptica sometido a un estado de tensiones antiplano. En esta parte se justificará la aplicación de las expresiones obtenidas, modificadas convenientemente, a estados de tensión axial y entallas de diferente geometría. Para validar esta generalización, las predicciones del modelo se comparan con resultados experimentales existentes en la literatura.

Abstract. The theoretical foundation of a micromechanical model that accounts for the threshold conditions for propagating cracks at notches has been described in Part I. Strictly speaking, the formulation developed is restricted to the analysis of a component with an elliptical notch under an antiplane stress estate. In this part, the application of the previously obtained expressions, suitably modified, to axial stress estates and different notch geometries is discussed. To validate the procedure, both model predictions and experimental results taken from the literature are compared and discussed.

1. INTRODUCCION

El modelo micromecánico de crecimiento de grietas en entallas presentado en la Parte I [1], basado en la interacción entre las grietas y las barreras microestructurales, permite conocer las mínimas condiciones de tensión necesarias para que una grieta pueda propagarse a través de las sucesivas barreras del material en la raíz de una entalla. Por simplicidad matemática, la configuración empleada para abordar el problema ha sido la de un espécimen semi-infinito con una entalla elíptica y sometido a un estado de tensiones antiplano. Aunque, en principio, esto condicionaría el campo de aplicación de las expresiones obtenidas al caso de grietas creciendo en Modo III, los conceptos físicos de los que se ha hecho uso son de carácter más general y pueden ser extrapolados a otros casos más usuales, por ejemplo, grietas creciendo en Modo I o Modo II.

En esta segunda parte se discutirá la posibilidad de aplicar las expresiones deducidas del anterior análisis a entallas de geometría arbitraria y en el caso de componentes sometidos a tensiones axiales de amplitud constante. La idea básica para dicha generalización es la probada similitud que presentan las distribuciones de tensión en las entallas, con independencia de su geometría, a igualdad de parámetros locales como el factor de concentración de tensiones, la profundidad de la entalla y el radio de curvatura de la misma y el hecho de que si que dos entallas diferentes presentan la misma distribución de tensiones en el material el

comportamiento a fatiga de ambas será el mismo.

Finalmente, se contrastan las predicciones del modelo planteado con diferentes trabajos experimentales recogidos de la literatura. Dicha comparación se restringe al caso de componentes entallados sometidos a tensiones axiales, dada la escasa información existente sobre otras condiciones de carga. Los resultados obtenidos ponen de manifiesto la capacidad del modelo para describir el comportamiento a fatiga de piezas con concentradores de tensión y permiten validar claramente las hipótesis prácticas realizadas a lo largo de su desarrollo.

2. GENERALIZACIÓN Y METODOLOGÍA DE APLICACIÓN

Comencemos recopilando algunas de las expresiones de interés obtenidas al analizar el crecimiento de una grieta por fatiga desde una entalla elíptica en un componente sometido a un estado de tensiones antiplano.

La mínima tensión requerida (tensión umbral) para que una grieta supere una barrera genérica del material situada a una distancia $iD/2$ de la raíz de la entalla se expresa como

$$\tau_{Li}^N = \tau_{Li} \frac{\sqrt{iD/2}}{\alpha + \beta} \left[\frac{\beta}{\lambda_i} + \frac{\alpha}{\sqrt{1 + \lambda_i^2}} \right]^{\frac{1}{2}} \quad (1)$$

con $\lambda_i = \frac{1}{\alpha^2 - \beta^2} \left[\alpha \sqrt{(\alpha + iD/2)^2 - \alpha^2 + \beta^2} - \beta(\alpha + iD/2) \right]$, donde α y β son los semiejes de la entalla, profundidad y ancho respectivamente, y D es la distancia media entre barreras microestructurales, generalmente, el tamaño medio de grano. $iD/2$ representa, por tanto, la máxima longitud de grieta posible antes de superar la i -ésima barrera microestructural. τ_{Li} es la tensión umbral para que una grieta supere una barrera situada a igual distancia en un espécimen sin entalla, la cual se puede obtener a partir del diagrama de Kitagawa-Takahashi.

El límite de iniciación del componente entallado, definido como la mínima tensión requerida para que una grieta supere la primera barrera microestructural en el fondo de la entalla, se obtiene directamente de (1) haciendo $i=1$, $\tau_{Li}^N (= \tau_{FL}/K_{f1})$, siendo τ_{FL} es el límite de fatiga del material. Asimismo, el límite de fatiga del componente entallado se corresponde con la mínima tensión aplicada que asegura que la grieta es capaz de superar todas barreras microestructurales existentes en el material, es decir, $\tau_{FL}^N = \max_i (\tau_{Li}^N)$.

Por último, la distribución de tensiones originada por la entalla en ausencia de grieta tiene la expresión

$$T_0(x) = \frac{\tau(\alpha + \beta)}{\beta + \frac{\alpha \eta(x)}{\sqrt{1 + \eta^2(x)}}} \quad (2)$$

con $\eta(x) = \frac{1}{\alpha^2 - \beta^2} \left[\alpha \sqrt{(\alpha + x)^2 - \alpha^2 + \beta^2} - \beta(\alpha + x) \right]$,

donde x es la coordenada medida desde el fondo de la entalla (véase el esquema de la Figura 1).

Desde el punto de vista de la generalización práctica del modelo se suscita la siguiente pregunta: ¿admitiendo un estado de tensiones antiplano sobre un componente, pueden las expresiones (1) y (2) proporcionar información sobre su comportamiento a fatiga en el caso de entallas con geometría diferente a la elíptica?. La respuesta a esta pregunta se puede encontrar a través del siguiente razonamiento. Se sabe que la principal influencia que ejerce una entalla en el comportamiento a fatiga del componente viene dictada por la distribución de tensiones que genera en el material. En otras palabras, si se consideran dos piezas del mismo material con entallas de diferente geometría, pero que produzcan la misma distribución de tensiones, es de esperar que ambas presenten un comportamiento a fatiga similar. Numerosos trabajos científicos ponen de manifiesto que, en entallas con el mismo factor de concentración de tensiones, las distribuciones de tensión en los alrededores de éstas presentan una evolución muy similar. Sus diferencias no parecen estar asociadas a la geometría particular de la propia entalla, sino

fundamentalmente a la geometría local del fondo de la entalla, es decir, el radio de curvatura (ρ) y eventualmente la profundidad (α). Este hecho ha llevado a varios autores a proponer que la distribución de tensiones en la vecindad de una entalla genérica puede ser satisfactoriamente descrita a través de tan sólo dos parámetros, K_t y ρ [3]. La implicación que esto tiene para nuestras pretensiones es inmediata; dos entallas diferentes, pero con igual K_t , ρ y α , presentarán un comportamiento a fatiga muy similar. Por tanto, una primera aproximación para poder usar las expresiones (1) y (2) con entallas de forma diferente a la elíptica será expresar estas relaciones en función de esos parámetros generales. Así, teniendo en cuenta las relaciones $\beta = \sqrt{\rho\alpha}$ y $K_t = 1 + \alpha/\beta$, dichas expresiones se pueden escribir como

$$T_0(x) = \frac{\tau K_t}{1 + \frac{(K_t - 1) \eta(x)}{\sqrt{1 + \eta^2(x)}}} \quad (3)$$

donde

$$\eta(x) = \frac{\sqrt{\alpha\rho}}{\alpha - \rho} \left[\sqrt{1 + \frac{x}{\rho} \left(2 + \frac{x}{\alpha} \right)^2} - \left(1 + \frac{x}{\alpha} \right) \right] \quad (4)$$

para la distribución de tensiones y

$$\tau_{Li}^N = \tau_{Li} \frac{\sqrt{iD/2}}{K_t} \left[\frac{1}{\lambda_i \sqrt{\alpha\rho}} + \frac{(K_t - 1)^2}{\alpha \sqrt{1 + \lambda_i^2}} \right]^{\frac{1}{2}} \quad (5)$$

para las tensiones umbrales, siendo $\lambda_i = \eta(iD/2)$ según la expresión (4). Expresadas de esta manera, será posible, a tenor de lo expuesto, obtener una primera estimación del comportamiento de una entalla genérica sometida a un estado de tensiones antiplano.

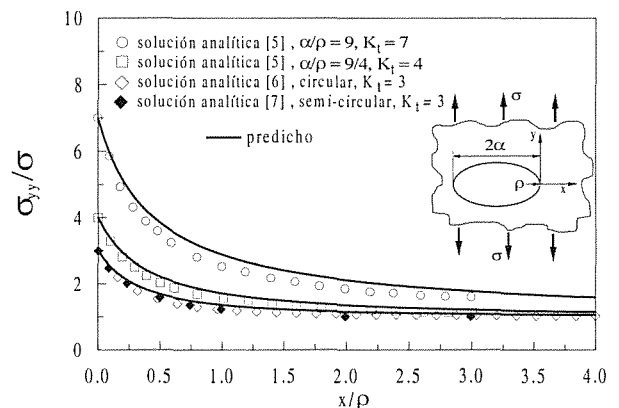


Fig 1. Comparación entre la distribución de tensiones en entallas elípticas a tracción y la evolución obtenida con (3).

La aplicación a carga axial requiere afinar algo más el proceso. La tensión de interés en estos casos es la tensión normal. La clave ahora sería la siguiente: si la expresión (3) representase adecuadamente la evolución de las tensiones normales en la entalla, sin más que sustituir en ésta la tensión tangencial por la tensión normal, sería de esperar que su comportamiento a fatiga fuera muy parecido al predicho por (5). Y en efecto esto es lo que ocurre.

Las Figuras 1 y 2 muestran la evolución de las tensiones normales σ_{yy} obtenidas por diferentes autores en entallas sometidas a tracción frente a la evolución obtenida a partir de la ecuación (3), expresada en tensiones normales. En la primera de ellas (Figura 1) se presentan las soluciones analíticas obtenidas por Schijve para entalla elíptica [5], la clásica solución de Timoshenko y Goodier para un agujero circular [6] y la solución obtenida por Maunsell para una entalla semicircular en un medio semi-infinito [7]. Por otra parte, la Figura 2 muestra una configuración, algo más compleja, correspondiente a una sucesión de tres entallas elípticas idénticas, analizada numéricamente por Shin [4]. Como se puede apreciar en ambas figuras, la evolución predicha por la ecuación (3) es suficientemente aproximada en todos los casos, con diferencias que tan sólo puntualmente son cercanas al 10%.

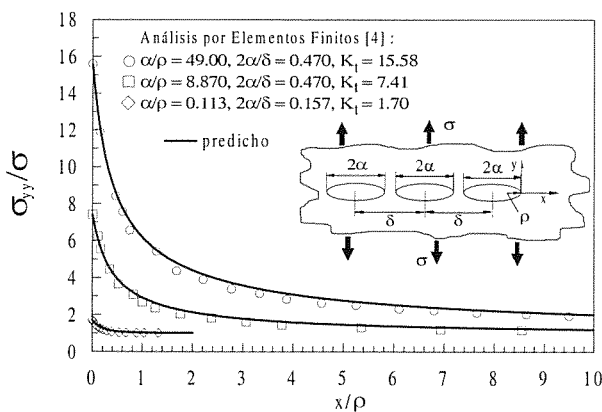


Fig 2. Comparación entre la distribución de tensiones obtenida numéricamente y predicha con la ecuación (3) para una sucesión de tres entallas elípticas idénticas sometidas a tracción.

Según los argumentos expuestos anteriormente, se puede concluir que, dado que la ecuación (3) representa adecuadamente la evolución de las tensiones en la raíz de una entalla sometida a carga axial, es esperable que se pueda encontrar una buena estimación del comportamiento a fatiga del componente empleando la expresión (5). Así, la metodología a seguir para determinar las condiciones umbrales de crecimiento de una grieta en un componente entallado bajo tensiones de axiales se reduciría a:

1. Caracterizar la mínima tensión necesaria σ_{Li} para hacer crecer una grieta a través de la microestructura del material en función de su longitud. Para ello será necesario conocer la distancia característica entre las barreras D y el diagrama de Kitagawa-Takahashi experimental para un espécimen sin entalla. En caso de no disponer de dichos resultados experimentales, se sugiere emplear la expresión semi-empírica propuesta en [1] y que reescribimos aquí

$$\sigma_{Li} = \frac{\sigma_{FL} \sqrt{a_0}}{\left((iD/2)^f + a_0^f - (D/2)^f \right)^{1/f}} \quad (6)$$

con $a_0 = \frac{1}{\pi} (K_{thoo}/Y\sigma_{FL})^2$ y valores del exponente f en torno a 2.5.

2. Emplear la expresión (5), escrita ahora en tensiones normales,

$$\sigma_{Li}^N = \sigma_{Li} \frac{\sqrt{iD/2}}{K_I} \left[\frac{1}{\lambda_i \sqrt{\alpha\rho}} + \frac{(K_I - 1)^2}{\alpha \sqrt{1 + \lambda_i^2}} \right]^{1/2} \quad (7)$$

a partir de la cual se pueden calcular los límites de iniciación y de fatiga del componente entallado según se han definido anteriormente, así como las longitudes de grietas no-propagantes en función de la tensión aplicada.

3. COMPARACIÓN CON RESULTADOS EXPERIMENTALES Y DISCUSIÓN

Para comprobar la capacidad predictiva del modelo micromecánico desarrollado y la validez de las hipótesis prácticas realizadas aquí, se presenta en lo que sigue una comparación de sus predicciones con dos de los trabajos clásicos en fatiga en entallas, los de El-Haddad et al. [8,9] y los de Frost y Dugdale [10,11]. En ambos casos los especímenes entallados fueron sometidos a tracción-compresión de amplitud constante ($R = -1$).

3.1 Resultados de El-Haddad et al. [8,9]

El tipo de probeta empleada en este trabajo fue una probeta plana, de aproximadamente 70 mm de ancho, con entallas circulares en su centro. Las propiedades del material empleado y la geometría de las distintas entallas se recogen en la Tabla 1 y Tabla 2 respectivamente.

Asimismo, los citados autores proporcionan el diagrama de Kitagawa-Takahashi experimental para un espécimen sin concentrador, el cual se muestra en la Figura 3 junto con el ajuste de la expresión (6).

Tabla 1. Características mecánicas del material

Material	R	σ_Y (MPa)	σ_{FL} (*) (MPa)	$K_{th\infty}$ (*) (MPa m ^{1/2})	D (μ m)
CSA G40.11	-1	376	280	8	30 ^(†)

(*) amplitud

(†) estimado a partir de aceros con propiedades similares

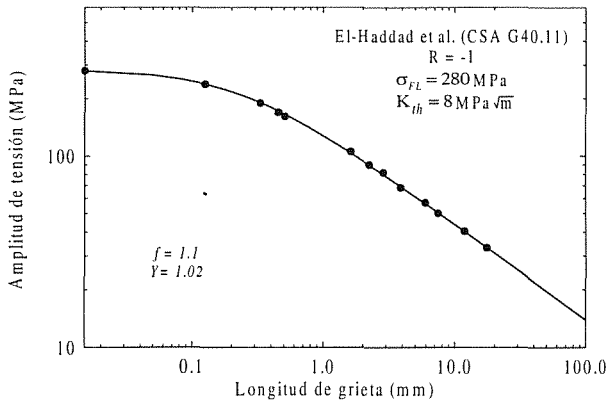


Fig 3. Diagrama de Kitagawa para un espécimen sin entalla.

Con los datos anteriores y empleando la expresión (7), se obtienen el límite de iniciación y el límite de fatiga en función del radio de la entalla, los cuales se muestran en la Figura 4. En dicha figura se representan también los niveles de tensión a los que los citados autores observaron la presencia de grietas no-propagantes en cada una de las probetas y aquel en el que se produjo la rotura de las mismas. Como se puede observar, el acuerdo entre las predicciones y los resultados experimentales es excelente. Nótese que las tensiones representadas están referidas a la sección neta de la probeta y de aquí la tendencia ascendente del límite de fatiga con el radio de la entalla.

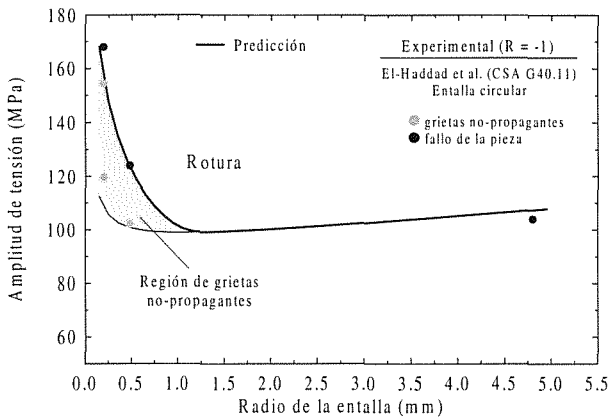


Fig 4. Límite de iniciación y de fatiga predichos frente a los resultados experimentales.

La Figura 5 muestra la evolución de la tensión umbral en función de la longitud de grieta para la entalla de menor radio. Como se puede apreciar, la concordancia con las observaciones experimentales es buena,

especialmente para tensiones próximas al límite de fatiga de la probeta (máximo de la curva). Para longitudes de grieta más pequeñas las diferencias son algo más acusadas.

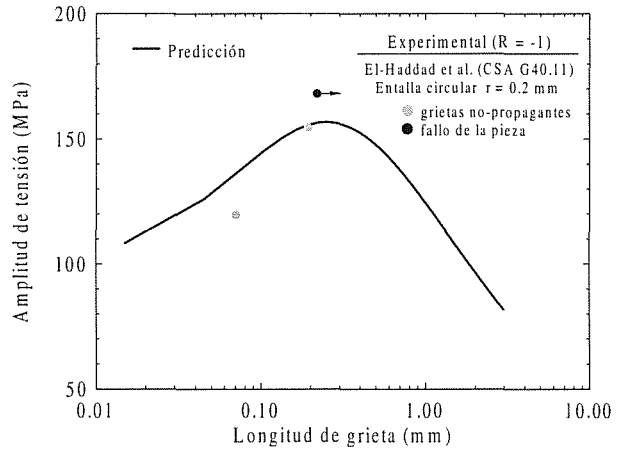


Fig 5. Tensión umbral vs. longitud de grieta.

La razón de tales diferencias puede encontrarse en la natural dispersión de los tamaños de grano del material. En efecto, recordemos que la magnitud que se está utilizando para modelar la microestructura del material es el tamaño medio de grano. La inherente aleatoriedad de dicha magnitud en los materiales reales hace que la probabilidad de encontrar tamaños de grano varias veces superiores o inferiores a su tamaño medio sea bastante elevada. Esto tiene especial importancia cuando las grietas son pequeñas, estando su longitud final inevitablemente sujeta al mismo rango de variabilidad que los propios tamaños de grano.

Tabla 2. Datos de la probeta (CNP, entalla circular). Resultados experimentales y predicciones.

$\alpha = \rho$ (mm)	K_t (*)	σ_{FL}^N (Exp.) (MPa) (*)	σ_{FL}^N (Pred.) (MPa) (*)	Error (%) ^(†)
0.20	2.98	168	156.7	6.7
0.48	2.96	124	123.5	0.4
4.80	2.62	104	107.4	-3.3

(*) referido a la sección neta.

(†) Error = (Exp. - Pred.) / Exp. x 100 .

Finalmente, en la Tabla 2 se recogen los resultados experimentales y predichos del límite de fatiga para cada probeta. Las diferencias entre ambos son inferiores al 10%. Errores menores no son esperables en los propios resultados experimentales en el campo de la fatiga.

3.2 Resultados de Frost y Dugdale [10,11]

El tipo de probeta utilizada fue una placa plana 63.5 mm de ancho, entallada por ambas caras con entallas en V (ángulo 55°). Las propiedades mecánicas del material y las características geométricas de las probetas se

ANALES DE MECANICA DE LA FRACTURA VOL. 16 (1999)

recogen en la Tabla 3 y Tabla 4 respectivamente.

Tabla 3. Características mecánicas del material

Material	R	σ_Y (MPa)	$\sigma_{FL}^{(*)}$ (MPa)	$K_{t100}^{(*)}$ (MPa m ^{1/2})	D (μm)
Acero 0.22%C	-1	295	202	6.5 ^(†)	20-40 ^(‡)

^(*) amplitud

^(†) estimado de las micrografías [10]

^(‡) referencia [12]

La Figura 6 muestra los resultados obtenidos por el presente modelo junto con las observaciones experimentales de los citados autores (tensiones referidas a la sección neta de la probeta). En este caso no se dispone de resultados experimentales sobre el diagrama de Kitagawa en un componente sin entalla del mismo material, por lo que se ha empleado como evolución aproximada la dada por la expresión (6), donde el valor del exponente f se ha tomado igual a 2.5, el cual reproduce un comportamiento medio en gran número de materiales de similares características. En cuanto al tamaño grano, se ha empleado como valor representativo el valor medio de los valores extremos indicados en la Tabla 3, $D = 30 \mu\text{m}$.

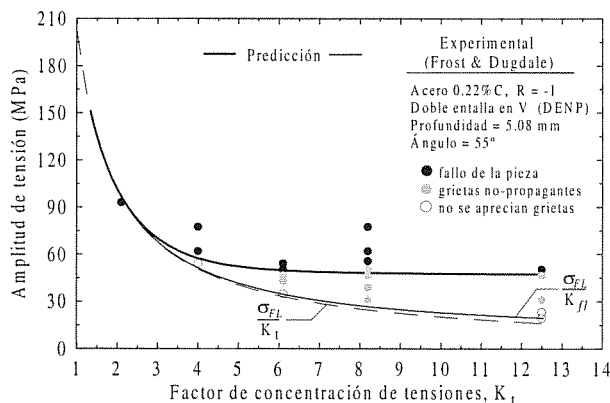


Fig 6. Límite de iniciación $\sigma_{Li}^N = \sigma_{FL}/K_{f1}$ y límite de fatiga predichos vs. resultados experimentales.

En la citada figura, los círculos negros representan los niveles de tensión a los que se produjo la rotura de la probeta, los círculos grises indican los niveles de tensión a los que se detectó la presencia de grietas no-propagantes y, por tanto, la pieza no falló, y los círculos sin relleno representan los niveles de tensión a los que no se apreciaron grietas en la entalla. Como se puede observar, las predicciones tanto del límite de iniciación como del límite de fatiga del componente entallado muestran un excelente acuerdo con los resultados experimentales.

En la Tabla 4 se resumen los valores observados y predichos del límite de fatiga del espécimen entallado. Los dos valores de tensión recogidos en la columna de resultados experimentales se corresponden,

respectivamente, con el máximo nivel de tensiones ensayado al que se detectaron grietas no-propagantes y el mínimo nivel de tensiones ensayado al que se produjo el fallo de la pieza. Como se puede apreciar, las diferencias entre los valores predichos y los experimentales se mantienen también en este caso por debajo del 10%.

Tabla 4. Datos de la probeta (DENP, entalla en V). Resultados experimentales y predicciones.

α (mm)	ρ (mm)	K_t (*)	σ_{FL}^N (Exp.) (MPa) ^(*)	σ_{FL}^N (Pred.) (MPa) ^(*)	Error (%) ^(†)
5.08	0.102	12.5	50.4 – 46.5	47.3	2.4
	0.254	8.2	55.8 – 46.5	48.2	9.2
	0.508	6.1	50.4 – 46.5	49.7	-2.5
	1.270	4.0	62.0 – 54.2	57.6	0.9
	7.620	2.1	93	96.8	-4.1

^(*) referido a la sección neta.

^(†) Error = (Exp. - Pred.) / Exp. $\times 100$, Exp. = valor medio.

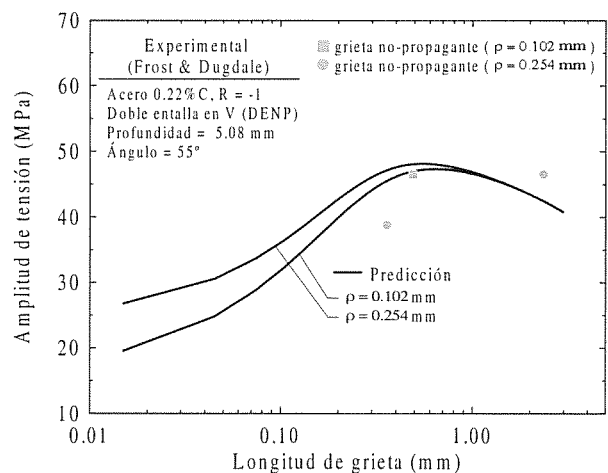


Fig 7. Tensión umbral vs. longitud de grieta.

Algo menos aproximadas, como era de esperar, se muestran las predicciones referentes a los tamaños de grietas no-propagantes. La Figura 7 muestra los datos disponibles en la referencia [10] para los especímenes de radio 0.102 mm y 0.254 mm respectivamente y la evolución de las tensiones umbrales en función de la longitud de grieta predichas por el modelo. Para la entalla de menor radio, la predicción se ajusta razonablemente bien a la observación. En el otro caso, en cambio, las diferencias son mucho más notables. Según se ha mencionado antes, dada la inherente dispersión en los tamaños de grano del material, encontrar un acuerdo más preciso entre tales magnitudes sólo sería posible realizando un estudio estadístico de las variables microestructurales y mecánicas involucradas en el problema.

4. RESUMEN Y CONCLUSIONES

El proceso de crecimiento de una grieta por fatiga, en términos micromecánicos, ha sido descrito como una competencia entre la resistencia interpuesta por las barreras microestructurales del material al paso de dicha grieta y la capacidad de ésta para superarlas a medida que aumenta su longitud. En el caso de componentes entallados el factor diferenciador respecto del crecimiento de una grieta en un espécimen sin concentrador de tensión es que la grieta progresa dentro de un campo de tensiones que disminuye en intensidad y, por tanto, las condiciones de tensión que asisten a la grieta en el instante de abordar cada una de las sucesivas barreras microestructurales dependen del gradiente de tensiones de la entalla. Así, dependiendo de la severidad de la entalla y del nivel de la tensión aplicada al componente, es posible encontrar situaciones en las que la grieta sólo pueda superar las primeras barreras del material y quede bloqueada en alguna barrera más interna, conduciendo a la formación de una grieta no-propagante.

Haciendo uso de la descripción anterior, se ha planteado un modelo micromecánico de crecimiento de grietas por fatiga que recoge la interacción de la grieta con la microestructura del material y la influencia del gradiente de tensiones originado por la entalla. Dicho modelo permite obtener las tensiones umbrales para la propagación de una grieta en la raíz del concentrador. Por simplicidad matemática, se han obtenido las expresiones analíticas de dichas tensiones en el caso de un componente semi-infinito con una entalla elíptica y sujeto a un estado de tensiones antiplano, y se ha demostrado la aplicabilidad de tales expresiones, ligeramente modificadas, a entallas con geometría arbitraria y diferentes condiciones de carga.

Los resultados obtenidos al comparar las predicciones del modelo micromecánico desarrollado con datos experimentales existentes en la literatura validan claramente las hipótesis prácticas realizadas y ponen de manifiesto la capacidad del mismo para describir el comportamiento a fatiga de un componente entallado. Las predicciones en cuanto al límite de iniciación de una grieta en la raíz del concentrador y el límite de propagación hasta el fallo, o límite de fatiga del espécimen, están en excelente acuerdo con las observaciones experimentales. Asimismo, se encuentra una concordancia razonable entre las longitudes de grietas no-propagantes estimadas y las reales, dentro siempre de la inherente dispersión que muestran las grietas en sus primeros estadios de crecimiento.

5. REFERENCIAS

- [1] Vallellano, C., Navarro, A. y Domínguez, J., "Condiciones Umbrales de Crecimiento de Grietas Pequeñas por Fatiga en Entallas. Parte I: Teoría", *Anales de Mecánica de la Fractura*, XVI, (1999).
- [2] Vallellano, C., "Crecimiento de Grietas Pequeñas por Fatiga en Componentes con Concentradores de Tensión", Tesis Doctoral, Universidad de Sevilla (1999).
- [3] Glinka, G. and Newport, A., "Universal Features of Elastic Notch-tip Stress Fields", *Int. J. Fatigue*, 9, 3, 143-150 (1987).
- [4] Shin, C.S., Man, K.C. and Wang, C.M., "A Practical Method to Estimate the Stress Concentration of Notches", *Int. J. Fatigue*, 16, 242-256 (1994).
- [5] Schijve, J., "Stress Gradient around Notches", Report LR-397, Dept. Aero. Engng., Delft University of Technology (1980).
- [6] Timoshenko, S. and Goodier, J.N., "Theory of Elasticity", McGraw-Hill, New York (1951).
- [7] Maunsell, F.G., "Stresses in a Notched Plate under Tension", *Phil. Mag.*, XXI, No. CXLII, 765-773 (1936).
- [8] El Haddad, M.H., Topper, T.H. and Smith, K.N., "Prediction of Non Propagating Cracks", *Engng. Fract. Mech.*, 11, 573-584 (1979).
- [9] El Haddad, M.H., Dowling, N.E., Topper, T.H. and Smith, K.N., "J-integral Applications for Short Fatigue Cracks at Notches", *Int. J. Fract.*, 16, 15-30 (1980).
- [10] Frost, N.E. and Dugdale, D.S., "Fatigue Tests on Notched Mild Steel Plates with Measurement of Fatigue Cracks", *J. Mech. Phys. Solids*, 5, 182-192 (1957).
- [11] Frost, N.E., "A Relation Between the Critical Alternating Propagation Stress and Crack Length for Mild Steel", *Proc. Instn. Mech. Engrs.*, 173, 35, 811-827 (1959).
- [12] Frost, N.E., Pook, L.P. and Denton, K., "A Fracture Mechanics Analysis of Fatigue Crack Growth Data for Various Materials", *Engng. Fract. Mech.*, 3, 109-126 (1971).

FIABILIDAD EN EL PROCESO DE NUCLEACIÓN DE GRIETAS EN FATIGA ALEATORIA MEDIANTE MODELOS B

J. A. Bea, M. Doblaré, R. Sanz, L. Gracia
 Área de Mecánica de Medios continuos y Teoría de Estructuras
 Departamento de Ingeniería Mecánica
 Universidad de Zaragoza
 Centro Politécnico Superior, 50015 Zaragoza

Resumen. El presente artículo continúa trabajos previos realizados por el mismo grupo dentro de la línea de la fatiga aleatoria en los que se abordaba la predicción de la función densidad de probabilidad de vida a fatiga durante la fase de propagación mediante el uso conjunto de elementos finitos probabilistas y modelos de daño acumulado. En el presente artículo se presenta la construcción de un modelo de acumulación de daño basado en los trabajos de Bogdanoff y Kozin, conocidos por modelos B. Dichos modelos, típicos en el tratamiento de procesos de daño acumulado, han venido siendo aplicados en el caso de fatiga, solamente sobre datos experimentales. En el presente trabajo se realiza la formulación de un modelo B, y se prevé su obtención a partir de los resultados de distintos análisis mediante elementos finitos probabilistas.

Con objeto de preparar el enlace con el PFEM, se ha partido de la ley de Coffin y Manson, para el tratamiento de la componente de la deformación plástica cíclica, y de la relación de Basquin para la deformación elástica, realizando un estudio de los estadísticos de las variables aleatorias implicadas en las citadas expresiones, estadísticos que se sabe que se pueden obtener por elementos finitos probabilistas.

Por último, se contrasta la bondad del modelo de acumulación de daño construido con simulaciones de Monte Carlo.

El método propuesto se complementa con el previo de propagación para obtener la función de densidad de probabilidad de la vida a fatiga completa en un elemento mecánico simple.

Abstract. The present paper continues previous works accomplished by the same group within the subject of random fatigue, in which the fatigue life during the crack propagation stage was predicted through the combined use of probabilistic finite elements and cumulative damage models. Both in those previous papers and in the present, fatigue has been considered as a cumulative damage process and the corresponding model constructed from the damage theory developed in previous works of Bogdanoff and Kozin. These B-models based on the theory of Markov chains have been earlier applied to different types of damage processes and specially to fatigue but they were constructed from experimental data obtained in different testing campaigns. On the contrary, in the present approach, the stochastic properties of the different parameters appearing in the fatigue model (nucleation or propagation) are computed from different simulation analyses performed by means of the so-called probabilistic finite element method (PFEM). In the case of fatigue nucleation, presented in this paper, and as a first step, we have computed the stochastic properties (random moments) of the plastic and elastic strains from the expressions of the Coffin and Manson and Basquin laws respectively. In a second step and for more general geometries and loads these moments should be computed by means of the PFEM. From these, the B-model is built and some results obtained for several benchmark problems. These have been checked with the ones obtained from an alternative stochastic model based on Monte Carlo simulations proving a good performance in these cases.

1. INTRODUCCION

La fatiga de materiales dúctiles es reconocida en la actualidad como una de las principales causas de fallo estructural. Sin embargo, la vida a fatiga es sensible a un gran número de parámetros que rara vez pueden

determinarse de forma suficientemente precisa (o no son conocidos con exactitud) como para ser considerados como deterministas: las variaciones estocásticas de la geometría, de la longitud y dirección de la grieta, del material, del ángulo de propagación y de la historia de cargas son tan solo algunas de las variables que influyen

de manera decisiva en el fenómeno de fatiga. Son estas incertidumbres la causa principal de la variabilidad de las respuestas con respecto a los valores medios y, por tanto, las responsables de la mayor parte de los fallos imprevistos y, en ocasiones, catastróficos. Todo ello ha impulsado, sobre todo desde hace unos años, la inclusión del carácter probabilista de estos factores en el modelo

Los modelos de análisis aplicados a la predicción de vida para la fase de nucleación están basados esencialmente en la teoría de las deformaciones locales, mientras que los aplicados a la fase de propagación lo están en los conceptos de la Mecánica de la Fractura [3]. Tanto en uno como en otro caso, la gran mayoría de los análisis enfocan el tema desde un punto de vista determinista. Dos son los principales impedimentos para realizar el estudio de fiabilidad en nucleación: la carencia de datos referentes a la distribución de las variables aleatorias consideradas y la gran carga computacional asociada a un análisis probabilístico completo.

Algunos modelos de análisis probabilista de predicción de vida en la fase de nucleación proponen una estimación del daño, suponiendo una disminución de la resistencia del material y expresando ésta como una distribución de Weibull. En este trabajo se supone el daño que sigue un proceso de Markov, utilizando los modelos propuestos por Bogdanoff y Kozin [2], pero construyéndolos en base a datos que pueden obtenerse mediante análisis por elementos finitos probabilistas (PFEM), en la línea seguida en artículos previos para la predicción de vida a fatiga durante la fase de propagación.

La exposición del artículo es la siguiente: en el epígrafe 2 se indican los fundamentos del modelo de daño acumulado que se ha utilizado en este trabajo. En el siguiente epígrafe se describe el modelo de fiabilidad construido, indicando de qué ley física de acumulación de daño se parte, y cuales son las variables aleatorias consideradas. A continuación se presentan resultados obtenidos con el modelo, para finalizar con el capítulo de conclusiones.

2. MODELO B DE ACUMULACIÓN DE DAÑO

El modelo aquí presentado está basado en los modelos estadísticos de daño acumulado propuestos inicialmente Bogdanoff y Kozin [2], para la caracterización estadística de series de ensayos correspondientes a distintos problemas de daño acumulado entre ellos el problema de fatiga. Estos modelos (en adelante, modelos B) están basados en cadenas de Markov y se caracterizan por una serie de hipótesis básicas a las que pueden añadirse otras para definir un determinado tipo

de modelo B. Las hipótesis básicas de estos modelos son las siguientes:

1. Los "ciclos de daño" considerados (en adelante CD) son de severidad constante, lo que significa que durante la vida del componente suceden una serie de procesos de "ataque", de tal forma que cualquier acción que suceda durante uno de ellos ocurre igualmente en todos.
2. Los niveles de daño son discretos $1, 2, \dots, j, \dots, b$, lo que implica que la vida del componente finaliza cuando se alcanza el nivel b , que significa físicamente, por tanto, el fallo de la pieza o el fin de la fase de daño considerado (por ejemplo el fin de la nucleación y comienzo de la propagación).
3. La acumulación de daño en un CD depende sólo del propio CD y del nivel de daño en el inicio del CD.
4. Se considerarán tan solo modelos B de los denominados de salto unidad, lo que implica que de un CD solamente puede pasarse a lo sumo al nivel inmediatamente superior, siendo los diferentes niveles a lo largo del proceso estados de transición, mientras que el nivel final b de fallo es un estado de absorción, ya que desde él no se produce transición alguna a cualquier otro estado.

Estas hipótesis conducen a un modelo de daño acumulado de tipo proceso de Markov estacionario, discreto en el tiempo y de estados finitos [1]. Con ello, utilizando los resultados de las cadenas de Markov, se puede escribir inmediatamente

$$\mathbf{p}_t = \mathbf{p}_0 \mathbf{P}^t = \mathbf{p}_{t-1} \mathbf{P} \quad t = 0, 1, 2, \dots \quad (1)$$

con

$$\mathbf{p}_t = \{p_t(1), \dots, p_t(b)\} \quad (2)$$

el vector de probabilidad de alcanzar cada uno de los estados $1, 2, \dots, b$ en un tiempo t , \mathbf{p}_0 la distribución inicial de los niveles de daño para $t=0$ y \mathbf{P} la denominada matriz de probabilidad de transición que, por la primera hipótesis es constante para todos los ciclos al tener éstos la misma severidad[†] y, puesto que sólo puede irse de un nivel de daño al inmediato superior, debe ser de la forma

$$\mathbf{P} = \begin{bmatrix} p_1 & q_1 & 0 & 0 & \dots & 0 & 0 \\ 0 & p_2 & q_2 & 0 & \dots & 0 & 0 \\ 0 & 0 & p_3 & q_3 & \dots & 0 & 0 \\ \vdots & \vdots & \vdots & \vdots & \ddots & \vdots & \vdots \\ 0 & 0 & 0 & 0 & \dots & p_{b-1} & q_{b-1} \\ 0 & 0 & 0 & 0 & \dots & 0 & 1 \end{bmatrix} \quad (3)$$

[†] obviamente la consideración de matrices de probabilidad de transición \mathbf{P} dependientes del ciclo permitiría el tratamiento de ciclos de "severidad" variable.

siendo p_j la probabilidad de permanecer en el nivel j durante un CD, y q_j la probabilidad de que en un CD el daño avance del nivel j al $j+1$, cumpliéndose, por tanto que $1 > p_j > 0$, $p_j + q_j = 1$.

Denotaremos por W_b la variable aleatoria "tiempo necesario para alcanzar el estado b ", siendo $F_{W_b}(t;b)$ su función de distribución, que cumple

$$F_{W_b}(x;b) = P\{W_b \leq x\} = p_x(b), \quad x = 0,1,2,\dots \quad (4)$$

La esperanza y los primeros momentos centrales de W_b se pueden obtener en función de p_j , r_j tal como se plantea, por ejemplo en [2]. Asimismo, a partir de los valores de las medias y varianzas de la variable W_b para una serie de niveles de daño es posible calcular los valores de p_j , q_j para cada uno de dichos estados. En definitiva, para la construcción de la matriz de transición que define el modelo B será necesario evaluar los estadísticos (media y varianza) de la vida a fatiga para una serie de niveles de daño. Su obtención se plantea utilizando el método de la perturbación [Liu et al, 1986] que establece una aproximación de los estadísticos de una variable aleatoria función de otras mediante el cálculo de los estadísticos del desarrollo en serie de Taylor de aquella alrededor de las medias de éstas, si bien este trabajo se está llevando a cabo en la actualidad. Para obtener los estadísticos de las variables aleatorias que se calcularán mediante el procedimiento descrito, en este artículo se recurre a una simulación de Monte Carlo, la cual proporciona los datos que, como se ha indicado, se sabe que se pueden obtener mediante un análisis por elementos finitos probabilistas (método de la perturbación).

En el caso que nos ocupa, la variable vida que aparece en la ecuación de Manson y Coffin es función de parámetros del material y de la amplitud de deformación a la que se encuentra sometido el punto material del sólido, siendo necesario, por tanto, obtener el desarrollo en serie de aquella en función de éstas y obtener los estadísticos de estas variables aleatorias. Los correspondientes a los parámetros del material se suponen conocidos, mientras que los de la amplitud de deformación se deberían evaluar mediante análisis por elementos finitos probabilistas[†].

3. FIABILIDAD EN LA FASE DE NUCLEACIÓN DE GRIETA EN FATIGA ALEATORIA

Las ideas expuestas en el epígrafe anterior, junto con el modelo combinado de Manson-Coffin y Basquin, van a ser la base del estudio de fiabilidad en nucleación de

grietas en fatiga aleatoria que se ha desarrollado en este trabajo.

Los desarrollos expuestos en este trabajo se refieren a situaciones uniaxiales de tensión, pudiéndose generalizar el modelo a una situación triaxial.

La deformación total de un punto de un sólido es suma de dos componentes, una elástica y otra plástica, de forma que el modelo combinado antes citado puede expresarse en la forma:

$$\frac{\Delta \varepsilon}{2} = \frac{\Delta \varepsilon_e}{2} + \frac{\Delta \varepsilon_p}{2} = \frac{\sigma'_f}{E} (2N_f)^b + \varepsilon'_f (2N_f)^c \quad (5)$$

siendo

$\frac{\Delta \varepsilon_e}{2}$	la amplitud de deformación elástica,
$\frac{\Delta \varepsilon_p}{2}$	amplitud de deformación plástica,
N_f	número de ciclos soportados,
σ'_f	coeficiente de resistencia a la fatiga,
b	exponente de resistencia a la fatiga,
E	módulo de elasticidad del metal,
ε'_f	coeficiente de ductilidad a la fatiga, y
c	exponente de ductilidad a la fatiga.

El siguiente paso es dotar de una estructura probabilista al modelo de daño acumulado considerado. Ello se plantea en el siguiente epígrafe.

3.1 Variables aleatorias involucradas en el proceso de nucleación de grietas.

Se analizan en este epígrafe las variables aleatorias presentes en el proceso de nucleación de grietas. Para ello se parte del modelo de Manson-Coffin y Basquin, y se considera que todas las variables que intervienen son aleatorias, teniendo en cuenta también su dependencia con otras variables.

- Variables características del material: son el coeficiente de resistencia a la fatiga σ'_f , el exponente de resistencia a la fatiga b , el módulo de Young del material E , el coeficiente y exponente de ductilidad a la fatiga, ε'_f y c respectivamente.

Todas ellas dependen obviamente del material, así como del medio ambiente, temperatura, el tiempo, etc. Estas variables aleatorias se suponen conocidas en cuanto a su distribución y estadísticos. En este trabajo se ha supuesto para todas ellas una distribución normal.

[†] Si bien en este trabajo se han obtenido dichos estadísticos de la v. a. amplitud de deformación mediante simulación de Monte Carlo.

- Amplitud de deformación: $\frac{\Delta \varepsilon}{2}$ Esta variable aleatoria no se conoce a priori su distribución. Es dependiente de la carga (o cargas) que actúan sobre la pieza. Más adelante se indicará cómo se calculan los estadísticos que se necesitan para la construcción del modelo de fiabilidad propuesto.
- Carga exterior aplicada \mathbf{P} : En lo sucesivo se considerará que la carga mínima en cada ciclo es cero por simplicidad, ya que conceptualmente no implica una pérdida de generalidad. Por supuesto, de esta variable aleatoria carga se conoce perfectamente su distribución y por supuesto sus estadísticos, ya que define el problema en estudio.

A continuación, para poder construir un modelo B de daño acumulado es preciso realizar una serie de desarrollos en serie de Taylor. A ello se dedica el siguiente apartado.

3.2 Estimación de la esperanza y varianza para la vida a fatiga.

Al no conocer la expresión explícita de la vida de nucleación N_f en función de las variables aleatorias descritas en el anterior epígrafe, se procede a aproximar N_f en fatiga aleatoria por su desarrollo en serie de Taylor alrededor de la media de cada variable aleatoria, truncando en orden dos.

$$N_f \approx N_f^0 + \sum_{i=1}^6 \left. \frac{\partial N_f}{\partial X_i} \right|_{\mu_i} (X_i - \mu_{X_i}) + \frac{1}{2} \sum_{i=1}^6 \sum_{j=1}^6 \left. \frac{\partial^2 N_f}{\partial X_i \partial X_j} \right|_{\mu_i, \mu_j} (X_i - \mu_{X_i})(X_j - \mu_{X_j}) \quad (6)$$

donde

- Los subíndices i y j varían desde 1 hasta 6, e indican las 6 variables aleatorias básicas consideradas: \mathbf{P} , σ_f , b , E , ε_f y c (la amplitud de deformación se estudia más adelante).
- μ_{X_j} denota la media de la variable aleatoria X_j .

La estimación de la esperanza de la variable aleatoria amplitud de deformación, se ha realizado en base a la curva de comportamiento cíclico del metal

$$\frac{\Delta \varepsilon}{2} = K \frac{P}{E} + \left(K \frac{P}{K} \right)^{\frac{1}{n}} \quad (7)$$

siendo:

- K Coeficiente que relaciona la tensión en el punto considerado con la carga \mathbf{P} actuante.
- K' Coeficiente de endurecimiento cíclico.
- N' exponente de endurecimiento cíclico.

Estos dos últimos coeficientes son de hecho variables aleatorias. A partir de la expresión (7), y realizando un desarrollo en serie de Taylor, es posible determinar la esperanza de la v. a. amplitud de deformación. Dicha esperanza es necesaria para calcular los estadísticos de la vida de nucleación en fatiga aleatoria (media y varianza), y de esta forma construir el modelo B de daño acumulado. En efecto, la esperanza de la vida de nucleación, en fatiga aleatoria, es posible obtenerla en base a la expresión (6), considerando que las variables aleatorias (a excepción de la amplitud de deformación) están normalmente distribuidas, y son independientes, con ello resulta:

$$E[N_f] \approx N_f^0 \quad (8)$$

que puede obtenerse recurriendo a la expresión combinada de Manson-Coffin y Basquin, evaluada en las esperanzas de las variables aleatorias

$$\mu \left[\frac{\Delta \varepsilon}{2} \right] = \frac{\mu_{\sigma_f}}{\mu_E} (2N_f^0)^{\mu_b} + \mu_{\varepsilon_f} (2N_f^0)^{\mu_c} \quad (9)$$

Aplicando ahora el operador varianza a la vida de nucleación en fatiga aleatoria resulta

$$\begin{aligned} \text{Var}[N_f] = & \frac{1}{4} \sum_{i=1}^6 \left(\left. \frac{\partial^2 N_f}{\partial X_i^2} \right|_{\mu_{X_i}} \right)^2 \{ E[(X_i - \mu_{X_i})^4] - \text{Var}^2[X_i] \} + \\ & \sum_{i=1}^6 \sum_{j>i}^6 \left(\left. \frac{\partial^2 N_f}{\partial X_i \partial X_j} \right|_{\mu_{X_i}, \mu_{X_j}} \right)^2 \text{Var}[X_i] \text{Var}[X_j] + \\ & + \sum_{i=1}^6 \left(\left. \frac{\partial N_f}{\partial X_i} \right|_{\mu_{X_i}} \right)^2 \text{Var}[X_i] \end{aligned} \quad (10)$$

Con estos estadísticos, es posible la construcción del modelo B, tal y como se describe en [2].

4. RESULTADOS

En este epígrafe se describen varios ejemplos obtenidos con el modelo de fiabilidad propuesto. El objetivo que se persigue es construir un modelo B a partir de los datos obtenidos en un análisis previo por elementos

finitos probabilistas. No obstante, en la actualidad se está trabajando en la implementación del modelo en un paquete propio de elementos finitos probabilistas. Con objeto de suplir la carencia actual de resultados del análisis PFEM citado, se han realizado simulaciones de Monte Carlo para obtener los estadísticos de la variables aleatoria amplitud de deformación que se obtendría a través de PFEM.

No hay que perder de vista el hecho de que se están obteniendo estadísticos de variables aleatorias a través de desarrollos en serie de Taylor alrededor de la medias, por lo que, cuando las varianzas de las variables aleatorias aumentan, la precisión de la aproximación (truncada) disminuye.

4.1 Ejemplo 1.

En la tabla 1 se muestran las medias y varianzas [†] de las variables aleatorias que definen el problema, supuestas gaussianas. Asimismo, para la construcción del modelo B se necesita la esperanza de la amplitud de deformación, obtenida a través de una simulación de Monte Carlo, como ya se ha indicado. Dicha esperanza es igual a 0,0087285. Para comprobar la bondad de la solución obtenida con el modelo de fiabilidad propuesto se comparan con una simulación de Monte Carlo completa del problema.

Tabla 1. Variables de definición del problema.

	MEDIA	VARIANZA
Carga	440	0
Modulo de Young	210000,0014	1,001930019
Coef. de resistencia fatiga	917,000068	0,00090543
Exp. de resistencia fatiga	-0,09500006	1,10155E-09
Coef. de ductilidad a fatiga	0,26000619	1,1031E-05
Exp. de ductilidad a fatiga	-0,407004742	1,10807E-05
Coef. de endurecimiento	1200	-
Exp. de Endurecimiento	0,2	-

Tabla 2. Resultados del modelo propuesto, comparados con una simulación de Monte Carlo.

Vida de nucleación	MEDIA	VARIANZA
Simulación de Monte Carlo	1225,8416	5074,48636
Modelo propuesto	1223,540691	5025,024290

En la Fig. 1 se muestra la función de distribución obtenida con el modelo de fiabilidad propuesto, frente a la simulación de Monte Carlo. El acuerdo es excelente. Además puede observarse como la predicción es conservadora, para cualquier valor de probabilidad de fallo.

En las Fig. 2 y 3 se muestran detalles ampliados de la función de distribución citada.

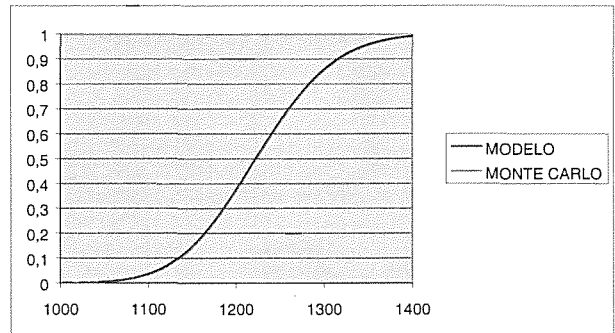


Fig. 1. Función de distribución obtenida con el modelo propuesto, frente a la simulación de Monte Carlo.

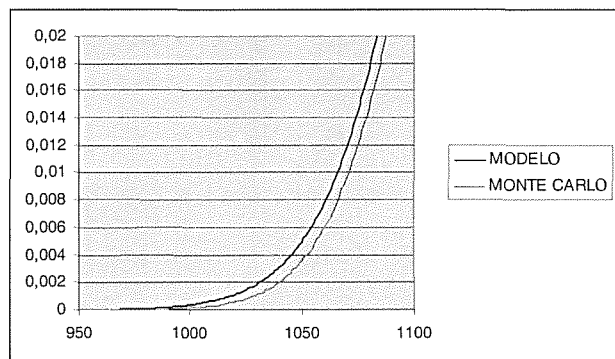


Fig. 2. Función de distribución para valores bajos de probabilidad de fallo (nucleación).

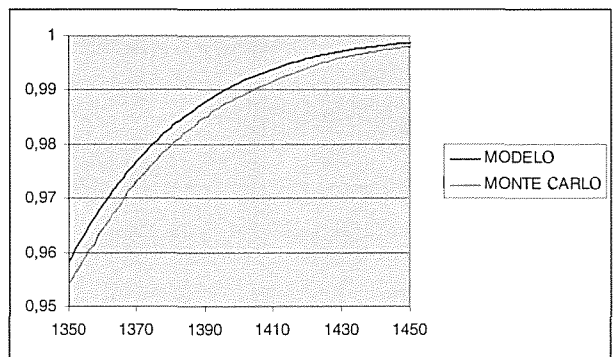


Fig. 3. Función de distribución para altos valores de probabilidad de fallo.

4.2 Ejemplo 2.

En este caso se aumentan los valores de la varianza del coeficiente de resistencia a fatiga cuatro órdenes de magnitud, concretamente a un valor de 100,4287758, dejando los demás valores sin cambios significativos. La media de la amplitud de deformación se mantiene en 0,0087285. Al igual que en el ejemplo precedente, la comparación de los datos obtenidos con el modelo

[†] Obviamente, una varianza nula indica valor determinista.

propuesto se comparan con los provenientes de una simulación de Monte Carlo. Dicha comparación puede observarse en la tabla 3, así como en las Figs. 4, 5 y 6.

Tabla 3. Resultados del modelo propuesto, comparados con una simulación de Monte Carlo.

Vida de nucleación	MEDIA	VARIANZA
Simulación de Monte Carlo	1225,86358	5145,92051
Modelo propuesto	1223,526385	5095,389871

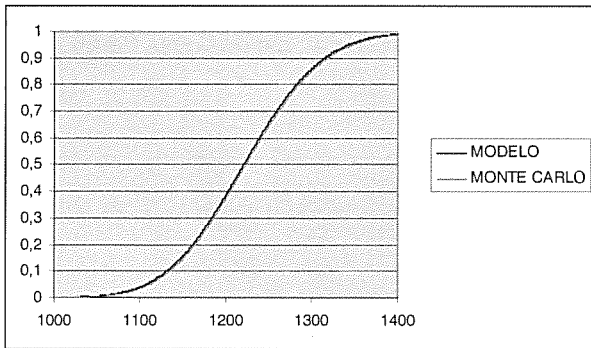


Fig. 4. Función de distribución del modelo frente a Monte Carlo.

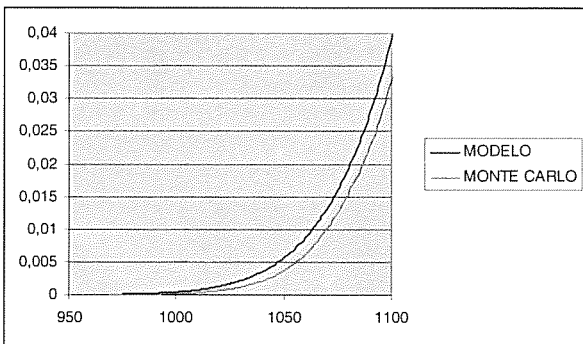


Fig. 5. Zona correspondiente a probabilidad de fallo baja.

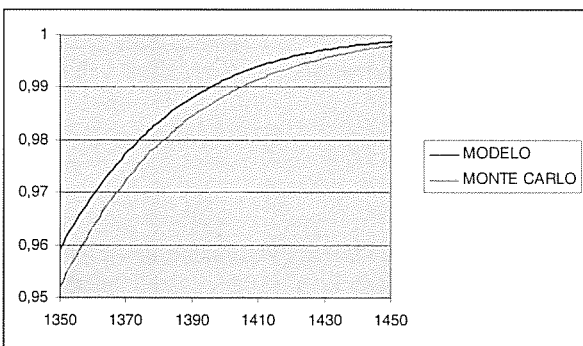


Fig. 6. Probabilidad de fallo alta, corresp. a la Fig. 4.

4.3 Ejemplo 3.

En este caso se aumentan los valores de la varianza del exponente de ductilidad a fatiga, manteniendo el resto de los datos iguales a los de la tabla 1. Así pues se pasa de un valor de $1,10807E-05$ a $3,99E-04$. Los resultados obtenidos se muestran en la Fig. 7.

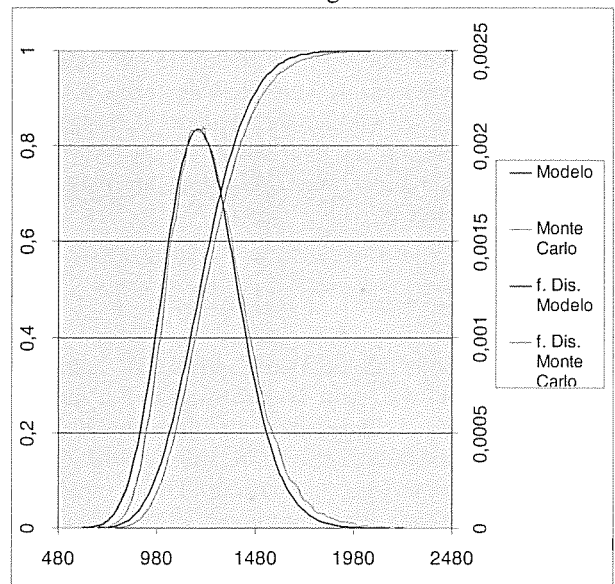


Fig. 7. Funciones de densidad y de distribución.

5. CONCLUSIONES

En todos los resultados puede apreciarse un muy buen acuerdo entre los datos que predice el modelo, comparados con Monte Carlo, aún en el caso de aumentar el valor de las varianzas de las variables aleatorias que definen el problema. Este acuerdo es debido al hecho de utilizar desarrollos en serie de Taylor incluyendo orden dos. Asimismo, también es de destacar el hecho de que en todos los resultados obtenidos, la predicción del modelo de fiabilidad propuesto siempre da valores conservativos. En los resultados mostrados puede observarse la influencia de la disminución de los valores del cociente señal-ruido para dos variables aleatorias.

6. REFERENCIAS

- [1] Bea, J.A.; Doblaré, M. And Gracia, L. Evaluation of the Probability Distribution of Crack Propagation Life in Metals Fatigue by means of PFEM and B-Models. Eng. Fract. Mech. J. (aceptado)
- [2] Bogdanoff, J.L. and Kozin, F., *Probabilistic models of cumulative damage*, (Wiley, New York, 1985).
- [3] Broek, D., *Elementary Engineering Fracture Mechanics*, 3rd Edition Martinus Nijhoff, Dordrecht, Netherlands (1982).

MODELO CONSTITUTIVO PARA DEFORMACIONES ELASTO-PLÁSTICAS BAJO CARGAS CÍCLICAS MULTIAXIALES

A. Navarro, J.M. Giráldez

Departamento de Ingeniería Mecánica y de los Materiales
E.S.I., Universidad de Sevilla, Camino de los Descubrimientos s/n 41092 SEVILLA

Resumen. En este trabajo se hace una breve presentación de unas ecuaciones de flujo plástico propuestas recientemente y que se basan en la idea de distancia en el espacio de tensiones. Se supone que este espacio está hecho dotado de una métrica Riemanniana que tiene la particularidad de que las direcciones hidrostáticas se corresponden con geodésicas nulas. La estructura de la citada métrica se refleja en la superficie de fluencia del material, es decir, en el criterio de plastificación. Para los procesos de descarga se define una distancia generalizada que proporciona una nueva representación del endurecimiento cinemático. Finalmente se presenta también aquí una primera propuesta para la generalización al caso multiaxial del conocido efecto de memoria.

Abstract. This paper presents a recently proposed system of flow rule equations based on the idea of distance between stress points in the stress space. We propose that this space is endowed with a Riemannian metric for which hydrostatic directions correspond to null geodesics. The structure of the metric is reflected in the form of the yield surfaces of the material and it can, thus, be inferred from the yield criterion. Consideration of un-loading processes leads to the analysis of equivalent paths and to the definition of a generalized separation which provides a new representation of kinematic hardening. The generalization of the well known memory effect to the multiaxial case arises naturally from the formalism presented.

1. INTRODUCCIÓN

El primer paso para calcular la vida a fatiga de un componente es determinar los ciclos tensión deformación a que está sometido. En el caso de fatiga a bajo número de ciclos, el comportamiento del material se sitúa por lo general en la zona elastoplástica. La determinación de las tensiones y deformaciones plásticas en el supuesto de carga monoaxial es un problema relativamente bien resuelto en la práctica y hay procedimientos estándar (regla de Neuber, ciclo de histéresis, efecto de memoria) que se aplican hoy en día de forma rutinaria en la industria de automoción y aeronáutica y aeroespacial. Estas técnicas son conocidas actualmente con el nombre de Métodos de Deformaciones Locales. La extensión de este tipo de técnicas al caso multiaxial ha tropezado con importantes dificultades.

En primer lugar, estas técnicas necesitan correlaciones empíricas entre los rangos de los ciclos de deformación y el número de ciclos que el material puede soportar. Sin embargo para una gran mayoría de cargas multiaxiales de interés práctico es bastante difícil incluso definir qué constituye un ciclo de carga. En otros casos en los que es posible indentificar ciclos, se ha constatado que un parámetro tal como la diferencia de fase en las componentes de una carga biaxial tiene

una influencia importantísima en el número de ciclos soportado.

En el caso de carga monoaxial la simulación paso a paso del comportamiento elastoplástico, incluyendo el efecto de memoria y el recorrido de ciclos de histéresis, es fundamental para identificar las excursiones de carga relevantes y, de hecho, los llamados métodos de contar ciclos, tal como el bien conocido algoritmo de rain-flow, se basan directamente en dichas simulaciones.

Se piensa, por tanto, que el desarrollo de modelos elasto-plásticos multiaxiales capaces de ser aplicados a cargas variables y de fácil implementación y contrastación experimental es un paso obligado para la generalización de los Métodos Deformaciones Locales. Estos modelos deben ser capaces de reproducir tanto el efecto de memoria como el endurecimiento fuera de fase (out-of-phase harding). El modelo [1] que se describe en este trabajo sólo usa un escalar, la distancia generalizada, para considerar el efecto de memoria y tanto éste como el endurecimiento fuera de fase aparecen de modo natural en la formulación, sin la necesidad de aplicación de relaciones adicionales. Hace falta medir una cierta función de endurecimiento, la cual se puede obtener en un ensayo cíclico monoaxial convencional. Para dar una idea de lo que esto puede significar, basta decir en primer lugar que uno de los

modelos más usados actualmente, el de Wang-Brown [2], necesita distinguir entre dos tipos de memorias, memoria fuerte y memoria débil, creando una casuística de comparaciones e interacciones entre ambas que hace el proceso de simulación bastante complicado. En segundo lugar, necesita medir una constante adicional del material, el factor de rotación de Kanazawa, para describir el endurecimiento fuera de fase. La obtención de este parámetro pasa obligatoriamente por la realización de ensayos biaxiales fuera de fase. En el modelo que se presenta a continuación, las expresiones que se obtienen son simples y de fácil implementación en programas de cálculo y la complejidad del aparato matemático es sólo aparente.

2. PLASTICIDAD CLASICA

Repasamos brevemente en este epígrafe algunos de los conceptos más importantes de la teoría clásica de la plasticidad.

Para definir un modelo constitutivo son necesarios un criterio de plastificación, una condición de endurecimiento, una regla de flujo y una regla de memoria.

2.1 Criterio de plastificación.

Determina la forma de la superficie de carga o fluencia. Los dos más empleados son el criterio de von Mises y el de Tresca. El criterio de von Mises establece como valor de comparación el módulo del tensor desviador, mientras que el criterio de Tresca emplea la tensión tangencial máxima. En general se escribirá:

$$f(\sigma) = K \quad (1)$$

donde $f(\sigma)$ puede ser indistintamente el invariante cuadrático del tensor desviador de tensiones o la tensión tangencial máxima, y K es una característica del material cuyo valor evoluciona en función del endurecimiento acumulado en el proceso de deformación plástica.

2.2 Regla de flujo.

Determina la relación entre las tensiones y el incremento de deformación plástica. La teoría más empleada es la formalizada por las ecuaciones de Prandtl-Reuss, en la que la velocidad de deformación es proporcional a la normal de la superficie de carga en ese punto.

$$d\varepsilon_{ij}^p = d\lambda \cdot \frac{\partial f}{\partial \sigma_{ij}} \quad (2)$$

$d\lambda$ es el denominado multiplicador plástico que se obtiene a través de la condición de consistencia, que obliga, básicamente, a que el nuevo punto de tensiones pertenezca también a la superficie de carga.

2.3 Condición de endurecimiento.

Establece cómo se modifica la superficie de fluencia conforme aumenta la deformación plástica. En el caso de que al aumentar la deformación plástica el material se endurezca idénticamente en todas direcciones, se habla de un endurecimiento isótropo. En este caso, en la relación (1) la variable K será función de una cierta medida del endurecimiento, por ejemplo el trabajo de deformación plástico, W_p .

$$f(\sigma) = \varphi(W_p) \quad (3)$$

$$W_p = \int \sigma_{ij} d\varepsilon_{ij}^p \quad (4)$$

Si, por el contrario, se produce un efecto direccional, efecto Bauschinger, y el material se endurece en la dirección de la deformación y se ablanda en el sentido contrario, es más apropiado modelar el comportamiento mediante el denominado endurecimiento cinemático, que implica una traslación de la superficie de carga en la dirección de la deformación. Matemáticamente se escribe

$$f(s_{ij} - a_{ij}) = K \quad (5)$$

dónde a_{ij} son las coordenadas del centro de la superficie de carga, que va variando con la deformación plástica. En el caso más simple a_{ij} es proporcional a ésta.

Si la superficie de fluencia se traslada y dilata simultáneamente en el espacio de tensiones, se obtiene un esquema más completo, combinación de los dos anteriores:

$$f(s_{ij} - a_{ij}) = \varphi(q) \quad (6)$$

2.4 Efecto de memoria.

La siguiente figura ilustra el citado efecto.

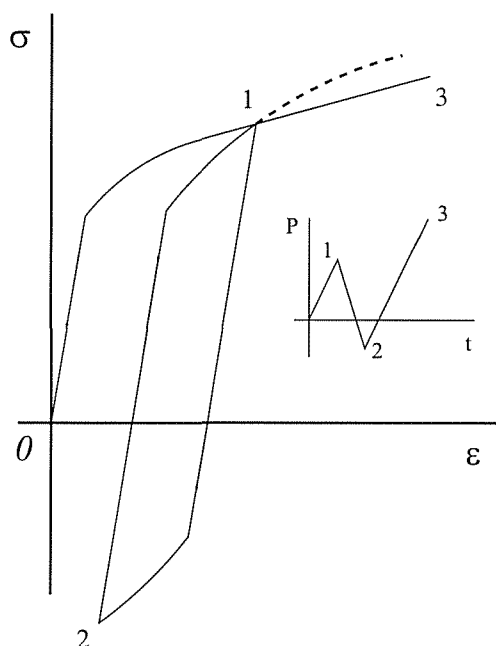


Fig. 1. Efecto de memoria monodimensional

Cuando un lazo de histéresis se cruza con otro anterior o con la curva de comportamiento cíclico (punto 1), esto es, cuando el material pasa por un estado tensión-deformación por el que había pasado anteriormente, se cierra el subciclo de deformación de rango más pequeño (el 1-2, en este caso) y retoma la trayectoria que venía describiendo la primera vez que pasó por ese estado de tensión-deformación. Resulta evidente la enorme influencia del efecto de memoria en las sucesivas amplitudes de deformación provocadas por un ciclo de carga de amplitud irregular.

3. MODELO PROPUESTO

3.1 Criterio de Plastificación.

El criterio de plastificación se emplea para identificar la métrica del espacio de tensiones. Simplemente se supone que se produce la plastificación cuando el módulo del vector tensión (en un espacio de nueve dimensiones) alcanza un cierto valor característico. El módulo se calcula mediante el tensor métrico g_{ij} de la forma habitual y, por tanto, el criterio de plastificación se escribe

$$|\sigma|^2 = g_{ij} \sigma^i \sigma^j = K^2 \quad (7)$$

La estructura del tensor métrico resulta ser muy simple en la práctica. Una característica importante es que la dirección hidrostática debe ser una geodésica de longitud nula, lo que refleja el hecho de que las tensiones hidrostáticas no contribuyen a la plastificación. Como ejemplo de este tensor métrico escribimos a continuación el correspondiente a un material que siguiera el criterio de von Mises. Puede comprobarse que en este caso las componentes covariantes del tensor se corresponden con la parte desviadora del tensor de tensiones.

$$g = \begin{pmatrix} 1/3 & -1/6 & -1/6 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 \\ -1/6 & 1/3 & -1/6 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 \\ -1/6 & -1/6 & 1/3 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 1/4 & 1/4 & 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 1/4 & 1/4 & 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 1/4 & 1/4 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 1/4 & 1/4 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 1/4 & 1/4 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 1/4 & 1/4 \end{pmatrix} \quad (8)$$

3.2 Condición de endurecimiento y regla de flujo.

La hipótesis central del modelo es que la deformación plástica que se produce al moverse desde un punto del espacio de tensiones a otro, depende exclusivamente de la distancia entre ambos, medida con la métrica introducida más arriba.

Cuando nos encontramos en la primera carga, a partir del material virgen, el punto de referencia es el origen del espacio de tensiones. En este caso la distancia al origen corresponde al propio módulo del vector tensión. Una hipersfera centrada en el origen corresponde al lugar geométrico de todos los puntos situados a la misma distancia del origen. Se supone que todos estos puntos han alcanzado el mismo estado de endurecimiento. Consideremos un incremento de tensiones $d\sigma$ desde un punto de la citada hipersfera, y dirigido hacia el exterior a la misma (proceso de carga, la descarga se considera más adelante). Solamente la componente de $d\sigma$ en la dirección n normal a la esfera provoca incremento de distancia. De acuerdo con esto, se supone que la deformación plástica (si la hubiera) provocada por $d\sigma$ va en dicha dirección normal. Su módulo viene dado por el incremento sufrido por una cierta función, llamada función de endurecimiento, la cual es una función escalar cuyo único argumento es precisamente la separación entre los puntos de tensión. En el caso de la primera carga esta separación coincide con la distancia entre dos puntos. En el caso de descarga aparece una diferencia fundamental como se verá más

adelante. La función de endurecimiento se obtiene muy fácilmente a partir de ensayos monoaxiales convencionales. En la referencia [3] se detalla el proceso de obtención analítico de la función de endurecimiento para un material que siga una curva de comportamiento tipo Ramberg-Osgood, tal como se suele suponer normalmente. Si llamamos $Q = |\sigma|$ a la separación en la primera carga y $\Phi(Q)$ a la función de endurecimiento, la regla de flujo descrita arriba se expresa matemáticamente de la forma:

$$d\varepsilon^p = \Phi(Q) dQ \mathbf{n} \quad (9)$$

donde el vector unitario \mathbf{n} viene dado a partir del gradiente como:

$$\mathbf{n} = \frac{\nabla Q}{|\nabla Q|} = \frac{\sigma}{Q} \quad (10)$$

Por tanto, la regla de flujo se puede escribir también de forma más directa en términos de $d\sigma$ como:

$$\begin{aligned} d\varepsilon^p &= \Phi(Q) (\nabla Q \cdot d\sigma) \frac{\nabla Q}{|\nabla Q|} \\ &= \frac{\Phi(Q)}{|\nabla Q|} (\nabla Q \otimes \nabla Q) d\sigma \\ &= \Phi(Q) (\mathbf{n} \otimes \mathbf{n}) d\sigma \end{aligned} \quad (11)$$

donde se ha hecho uso de las propiedades definitorias del producto tensorial \otimes y del hecho de que el módulo del gradiente de Q es 1.

Si introducimos la parte elástica de las deformaciones a través del tensor de Hook H se puede escribir finalmente:

$$d\varepsilon = (H + P) d\sigma \quad (12)$$

Donde el tensor plástico P viene obviamente dado por

$$P = \Phi(Q) (\mathbf{n} \otimes \mathbf{n}) \quad (13)$$

La ecuación anterior representa la relación instantáneamente lineal entre el incremento de deformaciones y el incremento de tensiones implementada usualmente en los programas de cálculo plástico (en elementos finitos, por ejemplo). Puede comprobarse que en el caso de que se utilice la métrica de von Mises, las ecuaciones anteriores son

precisamente las conocidas ecuaciones de Prandtl-Reuss.

Analicemos a continuación el caso de descargas. Imaginemos que el material ha ido cargándose hasta un cierto punto σ_0 situado a una distancia Q_0 del origen. Todos los puntos en la superficie $Q=Q_0$ (ver fig. 2) corresponden al mismo grado de endurecimiento, de acuerdo con las ideas precedentes. Comparemos los procesos de descarga desde σ_0 hasta puntos tales como σ_1 y σ_2 en la misma superficie. Al ir desde σ_0 a σ_1 o σ_2 , el valor de Q medido con respecto al origen, primero disminuye y luego aumenta hasta el valor original. Las distancias desde σ_1 a σ_0 y desde σ_2 a σ_0 , de las cuales debe depender el grado de endurecimiento, son claramente diferentes y, sin embargo, el estado final de endurecimiento es el mismo. De acuerdo con las ideas que venimos desarrollando, debe haber algún parámetro que caracterice estas trayectorias mediante el mismo valor, el cual debe ser el argumento de la función de endurecimiento en descarga. La elección obvia para este parámetro es el diámetro de la hipersfera en la que están los puntos.

Si utilizamos esta definición, la separación o distancia en descarga entre dos puntos σ y σ_0 se calculará simplemente como

$$q = \frac{|\sigma - \sigma_0|}{\cos\theta} \quad (14)$$

donde el factor $\cos\theta$ se calcula a través del producto escalar mediante el tensor métrico g_{ij} ,

$$\cos\theta = \frac{(-\sigma_0) \cdot (\sigma - \sigma_0)}{|\sigma_0| |\sigma - \sigma_0|} \quad (15)$$

En este caso las superficies de iso-endurecimiento en descarga serán hipersferas tangentes en σ_0 . Es ilustrativo comparar la figura 2 con los datos experimentales de Lamba y Sidebottom [4] y con las conocidas representaciones del modelo multisuperficie de Mroz.

En caso de sucesivos cambios de dirección de la carga, para obtener la distancia q se proyecta sobre el diámetro de la superficie de carga inmediatamente anterior, en la que se encuentra inscrito el punto inicial del nuevo segmento, tal como se ve en la figura 3.

La relación (15) se transforma entonces en

$$\cos \theta = \frac{(\sigma_{ca} - \sigma_i) \cdot (\sigma - \sigma_i)}{|\sigma_{ca} - \sigma_i| |\sigma - \sigma_i|} \quad (16)$$

donde σ_{ca} , es el centro de la superficie de carga citada y

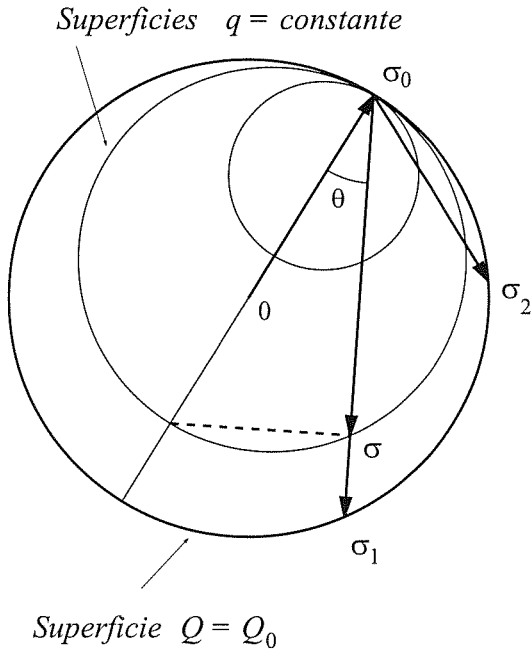


Fig. 2. Distancia generalizada q en descarga

σ_i es el punto de inicio del segmento.

La regla de flujo vendría en estos casos dada por una expresión similar al caso de carga inicial,

$$d\epsilon^p = \phi(q) dq \mathbf{n} \quad (17)$$

La función de endurecimiento $\phi(q)$ se calcula ahora a partir del ciclo de histéresis obtenido en el ensayo cíclico monoaxial. Para materiales tipo Masing, el ciclo de histéresis se obtiene simplemente escalando con un factor de dos la curva de comportamiento cíclico, por lo que la relación entre $\Phi(Q)$ y $\phi(q)$ es extremadamente simple, $\phi(q) = \Phi(2q)$. El vector \mathbf{n} viene en este caso dado por el gradiente de q . Puede demostrarse que el módulo de dicho gradiente es $1/\cos^2 \theta$, por lo que la expresión de la regla de flujo se reduce a :

$$d\epsilon^p = \phi(q) \frac{1}{\cos^2 \theta} (\mathbf{n} \otimes \mathbf{n}) d\sigma \quad (18)$$

Y el vector \mathbf{n} tiene ahora la forma,

$$\mathbf{n} = \frac{2}{q} (\sigma - \sigma_i) - \frac{2}{q_{i-1}} (\sigma_{ca} - \sigma_i) \quad (19)$$

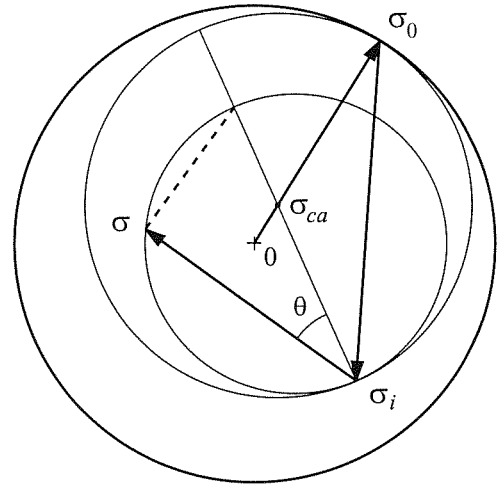


Fig. 3. Proceso con dos inversiones de carga

q_{i-1} es el diámetro de la superficie de carga en la que se encuentra σ_i .

3.4 Regla de memoria multiaxial

El efecto de memoria aparece de una forma muy simple en la descripción presentada aquí. Consideremos un proceso de carga en el que se producen varias inversiones, como en el de la figura 3. Pero que llega un momento en que q alcanza el valor del diámetro de la superficie en la que se encuentra inscrito el punto inicio del segmento de carga que se está recorriendo en ese instante. Esto se representa en la figura 4. Se considera entonces que se cierra un “ciclo” de carga interno y que, a partir de este punto, el material continúa comportándose como si este ciclo nunca se hubiera producido. Es decir, si hasta ese instante la distancia q se venía midiendo con respecto a σ_i y proyectando sobre el diámetro que pasa por σ_{ca} , desde ese punto se vuelve a medir con respecto a σ_0 y proyectando sobre el diámetro que pasa por $\mathbf{0}$. Si el fenómeno se produjera en ciclos más internos, el efecto sería similar.

En el momento de cierre de un "ciclo", las superficies de carga inscrita y de referencia coinciden y, por lo tanto, su normal en σ es la misma, por lo que queda garantizada la continuidad de las deformaciones plásticas.

4.APLICACIÓN A RESULTADOS EXPERIMENTALES

En este apartado se aplica el modelo descrito a un experimento real. Se trata de uno de los casos de carga bidimensional más severos, el ensayo secuencial tracción-torsión, en el que se producen cambios bruscos en la dirección de carga.

Se utiliza control de deformaciones. Inicialmente se carga a tracción hasta un 1%, se descarga hasta el -1% y se continúa el ciclo hasta cero. En ese momento, como consecuencia de la deformación plástica sufrida por el

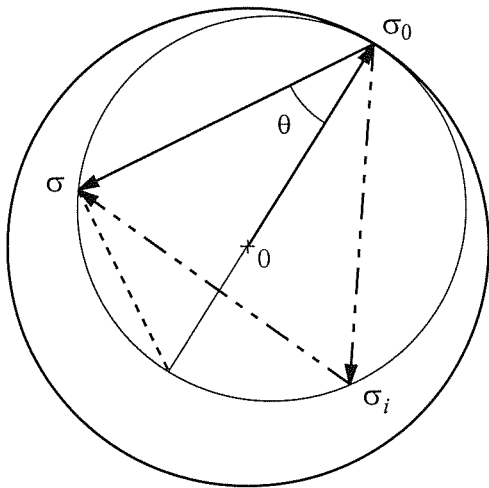


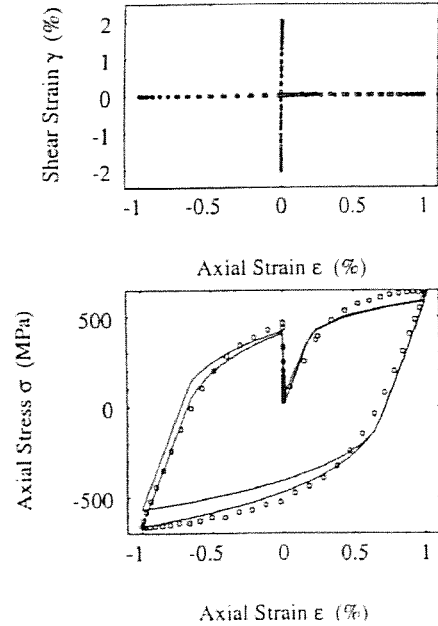
Fig. 4. Efecto de memoria multiaxial

material, queda una tensión residual de tracción importante. Es en ese instante cuando se produce el cambio y comienza el ciclo de torsión. A medida que la deformación aumenta, se observa una relajación progresiva de la tensión normal residual, llegando a ser nula en el momento de inversión de la carga, $\epsilon_{xy}=1\%$.

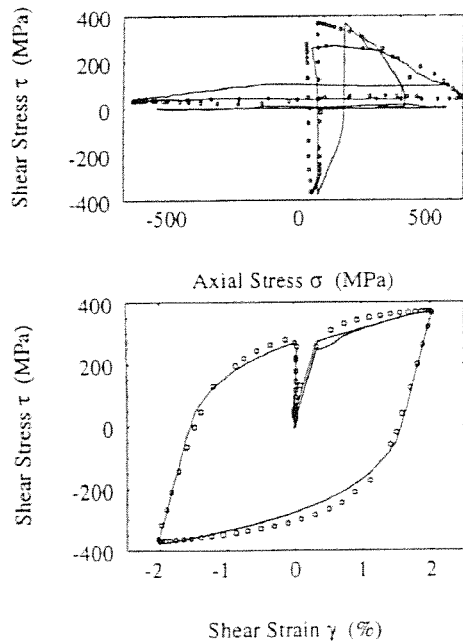
Al igual que el ciclo de tracción, el ciclo de torsión se detiene al nivel de deformación cero, volviendo a tenerse una tensión residual, esta vez tangencial. De nuevo se repite el ciclo de tracción y aparece un comportamiento similar al anterior en el que el papel de las tensiones tangenciales y normales se invierten.

Este ensayo fue realizado por Wang y Brown [2], y a continuación se reproducen directamente sus resultados

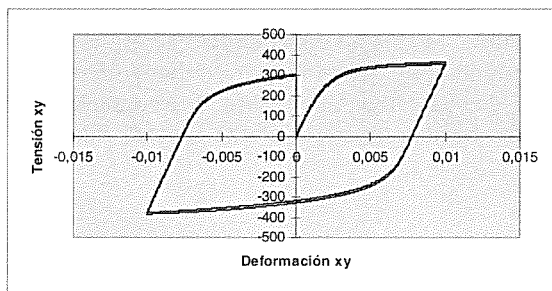
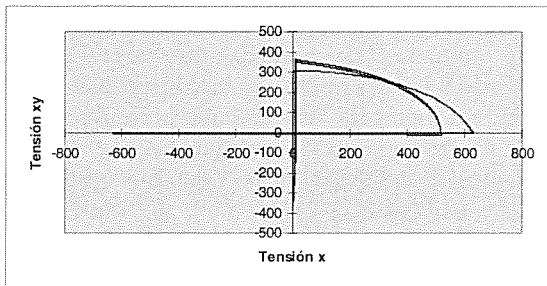
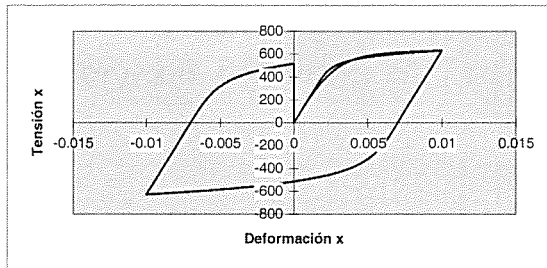
y se comparan con los obtenidos mediante el modelo descrito en este trabajo.



En la figura anterior y en la siguiente, la línea continua es la predicción obtenida por los autores citados con su modelo. Los puntos son los resultados obtenidos experimentalmente.



Las figuras siguientes muestran los resultados obtenidos con el nuevo modelo.



Lo único que se pretende con esta rápida comparación es demostrar las posibilidades que la nueva formulación puede ofrecer.

A nivel cualitativo las gráficas en las que se refleja el comportamiento tensión-deformación en ambas direcciones son similares en ambos modelos. Sin embargo a nivel cuantitativo parece que el modelo de Wang-Brown subestima la tensión extrema de tracción, algo difícil de explicar, tratándose del inicio de aplicación de la carga.

Por otra parte en la gráfica tensión normal-tensión tangencial, se observa un comportamiento relativamente mejor del nuevo modelo. El efecto de la relajación es recogido en base a una alineación progresiva de la normal de la superficie de fluencia con la dirección de la carga, que se detiene una vez alcanzada ésta. En este punto los incrementos de deformación plástica son grandes, y la componente elástica casi nula. Si se sigue tirando, sólo los incrementos de deformación elástica tienen capacidad de mover las tensiones, pero al ser estos despreciables, se mantienen fijas.

Al no disponer de datos más precisos, en la modelización del material se ha empleado una curva de Ramberg-Osgood en la que se ha ajustado lo mejor posible la forma de la curva en su último tramo, es decir, la pendiente en torno a los 600MPa. La

experiencia en este tipo de simulaciones indica que esta zona es la que influye en mayor medida en el resultado global.

A tenor de todo lo anterior se puede concluir que los resultados son prometedores y que apuntan mejoras respecto a teorías ya existentes, tanto en capacidad predictiva como en simplicidad del algoritmo de cálculo.

5. REFERENCIAS

- [1] Navarro, A., Brown, M.W. "A Constitutive Model for Elastic-Plastic Deformation under Multiaxial Straining", *Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct.* Vol. 20, No. 5, pp. 747-758, 1997.
- [2] Wang, C.H., Brown, M.W. "A Study of the Deformation Behaviour under Multiaxial Loading", *Eur. J. Mech., A/Solids*, Vol. 13, pp.175-188, 1994.
- [3] Navarro, A., Brown, M.W. , Miller, K.J. " A Multiaxial Stress-Strain Analysis for Proportional Cyclic Loading", *J. Strain Ana.*, Vol. 28, No. 2, pp.125-133, 1993.
- [4] Lamba, H.S., Sidebottom, O.M. "Cyclic Plasticity for Non-proportional Paths: Parts 1 & 2". *J. Engng. Mater. Technol.*, Vol. 100, pp. 96-100 y pp. 104-111, 1978.

COMPORTAMIENTO FRENTE A LA FATIGA DE UNA CHAPA GRUESA DE UNA ALEACION DE ALUMINIO 7475-T7351.

G. Atxaga, A.M. Irisarri, A. Pelayo y L.M. Plaza.

Fundación INASMET. c Portuetxe 12 – 20009 San Sebastián.

Resumen. Se ha estudiado la influencia de las entallas, de la orientación de las probetas extraídas, de la diferente relación entre tensión mínima y máxima y de partículas de segunda fase sobre el comportamiento a fatiga de una aleación de aluminio 7475 en estado T7351. El análisis de los resultados pone de manifiesto el efecto prácticamente nulo de la orientación de la probeta, mientras que la presencia de una entalla disminuye considerablemente la vida a fatiga. Se puede comprobar que a igualdad de nivel de la tensión media, un aumento de la amplitud conduce a una disminución de la vida. El estudio fractográfico revela la influencia negativa de las partículas, todas ellas ricas en hierro o cromo, sobre el comportamiento a fatiga acelerando el fallo del material.

Abstract. The influence of the notch and the orientation of the samples, of the variations in the minimum –maximum stress rate and of the second phase particles on the fatigue behaviour of 7475 T7351 aluminium alloy has been studied. The analysis of the results shows there is no effect on fatigue life with the sample orientation, while the presence of a notch, diminish it abruptly. It can be proved that with the same level of average stress, an increase of the amplitude decrease the fatigue life. Fractographic examination in the scanning electron microscope revealed the deleterious effect of the second phase particles, iron or chromium rich, on fatigue behaviour.

1. INTRODUCCION

La industria aeroespacial es muy exigente con los materiales que utiliza. Estas exigencias – mejorada tenacidad, bajo peso, aumento de la resistencia a fatiga y corrosión – están aumentando conforme los fabricantes se esfuerzan en dar a la nueva generación aeronáutica un comportamiento mejorado, haciéndolos más eficientes. El aluminio es uno de los materiales clave en la obtención de estos objetivos. Las chapas gruesas de aleaciones de aluminio se utilizan en un gran número de aplicaciones en la aeronáutica tan diversas como pueden ser componentes simples o también en componentes estructurales sometidos a cargas elevadas en aeronaves tales como el Airbus 340 y el Boeing 777. En ambos casos, pese a las predicciones en el sentido de que las aleaciones convencionales de aluminio dejarían su lugar a nuevos materiales con unas mejores propiedades, este cambio no se ha producido y aquellas continúan siendo predominantes. [1].

A lo largo de los años, los requerimientos de los distintos materiales utilizados en la industria aeronáutica han ido cambiando pero siempre intentando minimizar el peso, mejorando la tolerancia al daño y prolongando la vida de los componentes. En los años 60, la principal necesidad consistía en aumentar la resistencia para poder disminuir el peso. Sin embargo, la aparición de numerosos fallos aconsejó abandonar esta filosofía y buscar una operación más segura y fiable de los componentes. Por este motivo, en los 70, sin embargo, se trataba de aumentar la tenacidad a la fractura y la

resistencia a la corrosión para mejorar la tolerancia al daño de los componentes y poder asegurar una mayor vida de los mismos. A principios de los 80, volvió a tomar protagonismo el requisito del aligeramiento de peso mientras que a finales de los 80 y principios de los 90, lo hacía la duración de los componentes. Se procura extraer el máximo rendimiento a cada uno de ellos.

Las aleaciones de aluminio satisfacen estos requisitos desde hace más de 50 años. Confieren bajo peso estructural, alta tolerancia al daño, durabilidad y fiabilidad. Además debe tenerse en cuenta que las estructuras aeronáuticas deben intentar reducir costos, ser fáciles de fabricar, simples de mantener y, ante todo, fiables ya que un fallo del aparato en el aire podría ser catastrófico. [2]. Como se ha señalado, el aluminio continúa siendo el principal material estructural en los aviones comerciales constituyendo más del 50 % del peso de la nave. La mayor parte de los componentes sometidos a grandes cargas – partes del ala y de la cola, fuselaje – están contruidos de aleaciones de aluminio, por lo que, se está realizando un gran esfuerzo tanto en desarrollar nuevas aleaciones como en mejorar las ya existentes.[3].

El diseño de componentes estructurales utilizados en aeronáutica exige un comportamiento satisfactorio de los materiales bajo condiciones de alta tensión, a menudo alternada, y una prolongada vida en servicio. Las predicciones de la vida a fatiga o las características de durabilidad de este tipo de materiales durante el servicio están basadas en resultados obtenidos de

muestras lisas bajo condiciones de control por carga y control por deformación. El fallo a fatiga de muestras lisas a temperatura ambiente sucede con relativamente rápida nucleación de la grieta y un crecimiento controlado del fallo hasta que el material se separa en dos mitades o la grieta alcanza un tamaño crítico. Los factores críticos que gobiernan la resistencia a fatiga de materiales estructurales son: a) tamaño de grieta inicial, b) velocidad de crecimiento de grieta, y c) el tamaño de grieta crítico.

En los últimos años, la búsqueda de nuevas aleaciones de aluminio con buenas prestaciones ha adquirido gran importancia. Ha sido reconocida la utilización de estas aleaciones que proporcionan ahorro de peso, alta ductilidad y tolerancia al daño en componentes estructurales. [4].

Las aleaciones de aluminio forjadas de la serie 7XXX (Al-Zn-Mg-Cu) se utilizan mucho en aplicaciones estructurales donde la tenacidad a la fractura y el límite elástico son requisitos primordiales. Las nuevas aleaciones de alta resistencia que poseen una elevada tenacidad han disminuido drásticamente la probabilidad de fallos catastróficos. El desarrollo de recubrimientos, de aleaciones resistentes a la corrosión por exfoliación y a la corrosión bajo tensión y el tratamiento térmico aplicado ayudan a eliminar muchos de los problemas de corrosión, origen de las grietas a fatiga [5].

Cuando una aleación líquida de composición uniforme solidifica, se producen dos tipos de segregación. El primero de ellos corresponde a la macrosegregación, en la cual se produce una fluctuación (del orden de centímetros) en la composición a lo largo del lingote. El segundo tipo es la microsegregación, en el que la fluctuación se produce a escala micrométrica a través de los dendritos que se forman en el material. La macrosegregación se concentra cerca de la superficie y se elimina fácilmente. La microsegregación se puede producir formando solución sólida y/o partículas intermetálicas de segunda fase. El mantenimiento de estas aleaciones a temperaturas cercanas a la solidus puede disolver la mayoría de las partículas que contienen cinc, magnesio o cobre, aunque no siempre se obtienen los resultados esperados con esta operación. Sin embargo, las impurezas (hierro y silicio) se combinan con otros elementos en el curso de la solidificación y generalmente no responden a tratamiento térmico alguno, no se pueden disolver y se rompen en el posterior proceso de fabricación. [6]. Por lo tanto, dado el elevado número de elementos de aleación que intervienen en el material objeto de estudio, es de suponer que poseerá fases distintas que afectarán a las propiedades del material.

El objetivo del presente trabajo es analizar el comportamiento frente a la fatiga a temperatura ambiente de una chapa de 50 mm de espesor de una

aleación de aluminio en estado T7351 utilizando probetas lisas y entalladas y comprobar la influencia que pueden ejercer las distintas fases presentes en el material.

2. TECNICA EXPERIMENTAL

Como se ha indicado en el apartado anterior, el material elegido corresponde a una chapa aluminio de calidad 7475 de 50 mm de espesor. La composición química de esta aleación se incluye en la Tabla 1. Esta chapa se encuentra en el estado T7351, es decir, con un tratamiento de solubilización para conseguir una solución sólida lo más homogénea posible, sometida a un alivio de tensiones, mediante estirado y sobremadurada mediante tratamiento en dos etapas. Los valores registrados en un trabajo previo [7] de resistencia a la tracción y tenacidad a la fractura en diversas orientaciones y posiciones de la chapa se ofrecen en la Tabla 2.

El estado T73 se ha desarrollado para mejorar la resistencia a la corrosión por exfoliación, corrosión bajo tensión y, como consecuencia del sobrevejecimiento, también se mejora la tenacidad a la fractura a costa de un sacrificio de la resistencia mecánica. Bajo algunas condiciones, también se reduce la velocidad de propagación de grieta[8]. El espesor de las probetas utilizadas (25 mm) fue insuficiente para permitir la determinación del factor de intensidad de tensiones K_{IC} .

Se mecanizó un conjunto de 50 probetas, lisas y entalladas (con un factor de concentración de tensiones de 3), en las direcciones longitudinal y transversal de la chapa. Estas probetas fueron sometidas a un ensayo de fatiga con onda sinusoidal a una frecuencia de 20 Hz bajo tensión axial, a temperatura ambiente. En el caso de las probetas lisas los ensayos se efectuaron utilizando tres diferentes relaciones entre las tensiones mínima y máxima; -1 (tracción – compresión), 0 (tracción – carga nula) y 0,5 (tracción – tracción). Sin embargo, todos los ensayos de las probetas entalladas se realizaron con una relación entre la tensión mínima y la máxima de 0, es decir, entre una carga nula y una tensión de tracción.

3. RESULTADOS Y DISCUSION

Tal y como se comentó en un trabajo previo [7], la microestructura de la aleación 7475 en estado T7351 se encuentra constituida por granos recristalizados, alargados en la dirección de laminación y regiones no recristalizadas que contienen una estructura de subgranos muy finos. Este tipo de microestructura es habitual en las chapas de aleaciones 7XXX laminadas en caliente, especialmente en las regiones más deformadas, próximas a la superficie, donde la deformación crítica ha conducido a la aparición de granos gruesos recristalizados.

Los resultados de los ensayos de fatiga obtenidos para probetas lisas y entalladas, tanto en dirección longitudinal como transversal, se presentan en las gráficas adjuntas.

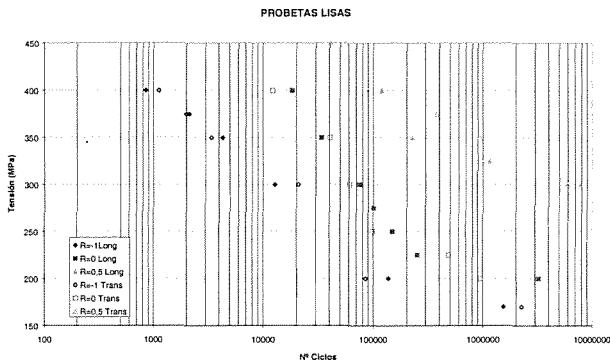


Fig. 1: Gráfica tensión vs nº ciclos. Probetas lisas (longitudinales y transversales).

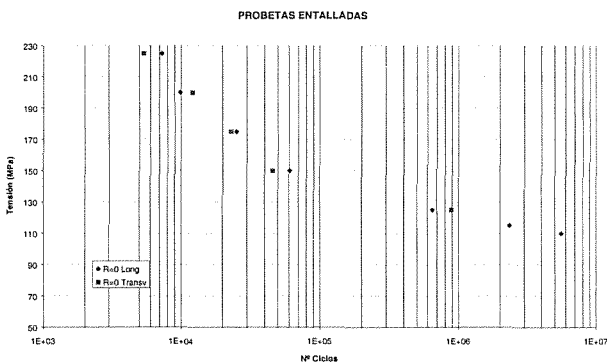


Fig. 2: Gráfica tensión vs nº ciclos. Probetas entalladas (longitudinales y transversales).

Los resultados experimentales muestran un efecto muy débil de la orientación de la probeta sobre la vida a fatiga de la aleación. Esto sucede tanto en los ensayos sobre probetas lisas como entalladas y para las distintas relaciones de tensiones consideradas, lo cual se halla en concordancia con la gran similitud de los valores de resistencia y tenacidad registrados en el citado trabajo previo [7].

Análogamente se puede comprobar que las entallas provocan una severa disminución en la vida a fatiga de la aleación, aspecto a ser tenido muy en cuenta a la hora de evaluar las prestaciones en servicio de un componente que presenta fuertes cambios de sección. Así, para un nivel máximo de tensión de 200 MPa en probetas lisas se alcanza prácticamente el límite de fatiga en tanto que en probeta entallada no alcanza los cien mil ciclos.

La comparación entre los valores de la vida a fatiga muestran que, como era lógico esperar, a igualdad de nivel de tensión media, un aumento de la amplitud conduce a una disminución de la vida. Por el contrario, si el valor que se mantiene como constante es la amplitud de la tensión alternada, un aumento de la relación R conduce a una disminución de la vida a fatiga.

El diagrama de Haigh permite representar las condiciones de isovida para las probetas ensayadas con los distintos niveles de tensiones máximas y mínimas. Las figuras 3 y 4 muestran la gráfica presentada en la referencia [9] de vida a fatiga de una aleación 7475 bajo diferentes niveles de tensión. Sobre esta gráfica se han representado los resultados experimentales obtenidos en el presente trabajo, en los ensayos de probetas longitudinales y transversales, respectivamente. Se puede observar que el acuerdo entre las predicciones y los valores experimentales es bueno tan solo en las probetas longitudinales ensayadas bajo los niveles de tensión más altos (menor vida a fatiga).

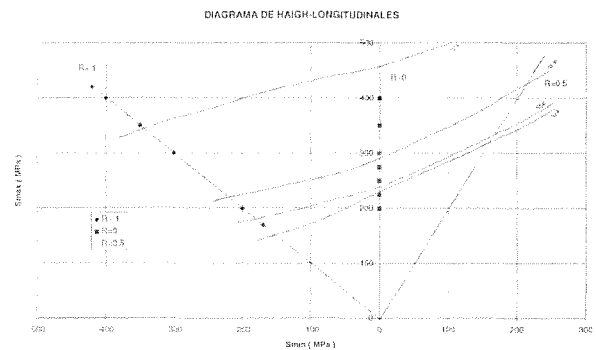


Fig. 3: Diagrama de Haigh. Probetas lisas, sentido longitudinal.

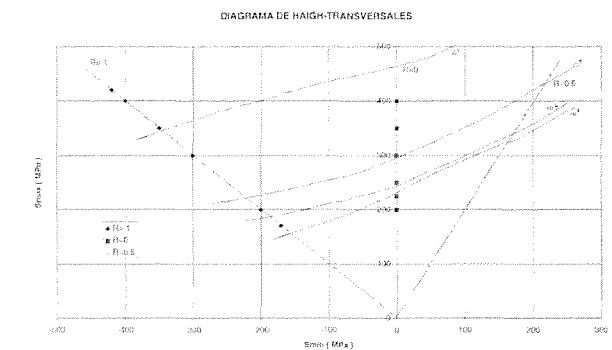


Fig. 4: Diagrama de Haigh. Probetas lisas, sentido transversal.

Una explicación para las discrepancias observadas en las restantes se basaría en la diferente orientación de las probetas, pese a que en el presente trabajo tan solo se ha

detectado un efecto muy ligero de esta variable sobre el número de ciclos a rotura, o el estado de tratamiento. De hecho la citada gráfica corresponde al ensayo de probeta en distintos estados de tratamiento (T651, T7651 y T7351), no habiendo sido diferenciadas cada una, ni señalada la orientación en que han sido extraídas las probetas. A ello hay que añadir la indiscutible dispersión de la vida a fatiga de los materiales, tanto más variación cuando los resultados corresponden a composiciones químicas o espesores diferentes. Por este motivo, se considera que los resultados obtenidos en el presente trabajo, completados con otros que se puedan realizar en un futuro, constituirá un método de predicción más fiable.

El estudio fractográfico de estas probetas revela la presencia de las estrías características de la actuación de un mecanismo de fatiga, como se muestra en la figura 5, pero en algunas zonas se observan cúpulas dúctiles, con partículas en su interior, propias de una rotura dúctil. La presencia de estas partículas se encuentra en total concordancia con el estudio de S.C. Byrne [10] en el que aparecen de partículas de tamaño considerable en una aleación 7075 en estado de tratamiento T7. En la figura 6 se presenta una micrografía en la que se pueden observar las estrías típicas de fatiga y partículas presentes.

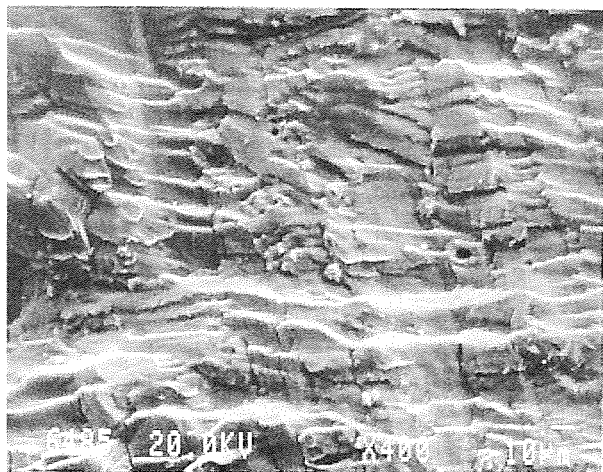


Fig. 5: Micrografía x400. Estrías típicas del mecanismo de fatiga.

Estas partículas ejercen una influencia negativa sobre el comportamiento a fatiga acelerando el fallo del material. El análisis por dispersión de energía de rayos X revela que estas partículas están formadas por aluminio-hierro-cromo-cobre, con distintos porcentajes de estos elementos (indicadas como P1, P2 en la figura 5), y por aluminio-hierro, fundamentalmente, con pequeñas cantidades de cobre y cinc (P3). En el análisis fractográfico de las probetas de fractura se detectó la presencia mayoritaria de partículas constituidas por aluminio, hierro y cobre cuya presencia no se ha observado en las superficies de fractura de las probetas

de fatiga. En dicho estudio [7], se comprobó también la aparición de un mucho menor número de partículas conteniendo cromo en su composición que concuerda en mayor medida con las observaciones realizadas en el presente trabajo. No se ha encontrado una explicación a esta diferencia en la naturaleza de las partículas que intervienen en uno y otro caso.

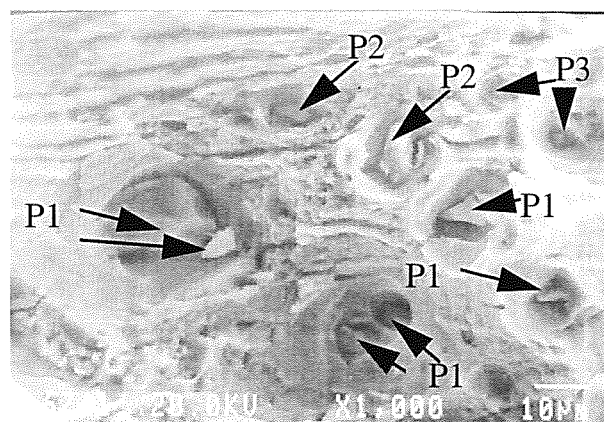


Fig. 6: Micrografía x1000. Superficie de fractura mostrando las estrías típicas de la fatiga y un gran número de partículas.

Tal y como se comentó en el análisis del comportamiento a fractura, también la vida a fatiga se ve negativamente afectada por la presencia de partículas de segunda fase, acelerando el crecimiento de la grieta.

Esta afirmación se encuentra en total concordancia con la de M. De Sanchis y L. Lazzeri [11] que han señalado la contribución de mecanismos de rotura estática a la propagación de grietas de fatiga promovida por la presencia de partículas dispersoides incoherentes de gran tamaño, ricas en cromo, preferentemente en las juntas de grano, similares a las encontradas en el presente trabajo. También en otros trabajos se han encontrado partículas ricas en cromo, metal que se añade a las aleaciones de la serie 7XXX en pequeñas cantidades, inferiores al 0,35 %, con el fin de formar unas partículas finas, uniformemente distribuidas, denominadas dispersoides, que retardan la recristalización de la aleación en el curso del conformado en caliente. Sin embargo, cuando este elemento se encuentra en porcentajes mayores a esta cifra, o se produce una fuerte segregación, con el consiguiente enriquecimiento en zonas concretas del componente, pueden dar origen a partículas de mayor tamaño por combinación del cromo con otros elementos de aleación o impurezas. En cualquier caso, la composición de partículas presentes en la superficie de fractura de estas probetas no coincide con las indicadas en la bibliografía donde se ha señalado la formación de fases constituidas por aluminio, hierro, cromo y silicio o por aluminio, cromo y magnesio [12].

Se podría intentar disolver estas partículas en el curso del tratamiento de solubilización previo a la maduración de la aleación. Esta práctica tiene el riesgo de provocar la fusión de fases eutécticas y, por tanto, el quemado del material. Esta fusión de fases eutécticas puede conducir a pérdidas apreciables de resistencia mecánica, ductilidad y tenacidad, motivo por lo que este tipo de fenómeno es indeseable y su efecto es incluso más dañino que el ejercido por las partículas. Por lo tanto, es necesario fijar adecuadamente las condiciones de tratamiento. La máxima temperatura debe ser inferior a aquella a la que se producen las fusiones pero superior a la de solubilización del mayor número de partículas primarias. En el curso del tratamiento de solubilización se persigue la disolución de las partículas presentes para, en la posterior maduración, obtener una precipitación fina y dispersa de partículas que confieran resistencia a la aleación. Sin embargo, las dispersoides ricas en cromo no se disuelven [13]. Otro tanto sucede con la gran mayoría de las partículas primarias.

No se han observado diferencias en la topografía de la fractura de las probetas extraídas en la orientación longitudinal y en la transversal, corroborando los resultados obtenidos en los ensayos realizados (figuras 1 y 2).

4. CONCLUSIONES

a.- Se ha analizado el comportamiento frente a la fatiga a temperatura ambiente de una chapa de 50 mm de espesor de una aleación de aluminio 7475 en estado T7351. Los ensayos se efectuaron sobre probetas lisas y entalladas (factor de concentración de tensiones de 3), extraídas tanto en la dirección longitudinal como transversal de la chapa sometidas a tensiones axiales. En el caso de las probetas lisas los ensayos se efectuaron utilizando tres diferentes relaciones entre la tensión mínima y máxima ($R=-1$, $R=0$, $R=0,5$). Sin embargo, todos los ensayos de las probetas entalladas se efectuaron con una relación 0 entre las tensiones mínima y máxima aplicadas.

b.- Los resultados experimentales muestran el efecto prácticamente nulo de la orientación de la probeta sobre la vida a fatiga de la aleación. Sin embargo, la presencia de una entalla reduce de forma apreciable la vida a fatiga.

c.- La variación de la relación entre la carga mínima y la máxima influye en la vida a fatiga. A igualdad de tensión media, conforme aumenta la amplitud, se produce una disminución de la vida. Por el contrario, si se mantiene constante la amplitud de la tensión alternada, un aumento de la relación R conduce a una disminución de la vida a fatiga.

d.- El estudio fractográfico revela la presencia de estrías típicas de fatiga en la gran mayoría de la superficie de fractura, separadas por zonas donde se observan cúpulas dúctiles con partículas en su interior, propias de una rotura dúctil.

e.-La mayoría de las partículas son ricas en aluminio-hierro-cromo-cobre y ejercen una influencia negativa sobre el comportamiento a fatiga, acelerando el fallo del material. El hierro se encuentra presente en todas las partículas por lo que se recomienda limitar el contenido de hierro de estas aleaciones a niveles lo más bajos posibles.

f.- También el cromo entra a formar parte de la composición de muchas de estas partículas. Este elemento se añade intencionadamente para retardar la recristalización de la aleación pero, posiblemente, a causa de la segregación tiende a concentrarse en puntos concretos provocando la aparición de partículas groseras indeseables.

5. AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer a la empresa Gamesa Aeronáutica por el suministro de las aleaciones utilizadas en el presente trabajo y al Gobierno Vasco por la ayuda prestada al mismo.

6. BIBLIOGRAFIA

- [1] Aluminium alloys take off. Materials World, p 407-408, July 98.
- [2] Aluminum alloys for aerostructures Advanced Materials and processes. Vol 152, N° 4, pp 17- 20, 1997.
- [3] P.V. Balabyev y A.G. Molyar. New materials processes in aircraft construction. Welding in the World, Vol. 33, N° 6 PP 401-402, 1994.
- [4] T. S. Srivatsan y David Lanning, Jr. Cyclic strain resistance and fracture behavior of 7150 aluminum alloy. Engineering Fracture Mechanics, Vol. 42, N° 5, pp 877-892, 1992.
- [5] R. J. Bucci. Selecting aluminum alloys to resist failure by fracture mechanisms. Engineering Fracture Mechanics, Vol 12, pp407-441, 1979.
- [6] T. H. Sanders, Fr., J.T. Staley. Review of fatigue and fracture research on high-strength aluminum alloys. Fatigue and Microstructure. Ed. M. Meshii ASM, pp 467-523, 1979].

ANALES DE MECANICA DE LA FRACTURA VOL. 16 (1999)

[7] G. Atxaga, A.M. Irisarri. Estudio del comportamiento a fractura de dos aleaciones de aluminio, Anales de mecánica de la fractura, Zamora, pp 192-197, Marzo 1998.

[9] Fatigue Data Book. Light structural alloys. ASM International Materials Park Ohio, pp 110-111 , 1995.

[10] S.C. Byrne. Effect of microstructure on stress corrosion cracking in 7075-T7 aluminum alloys. Their physical and mechanical properties. Vol II, pp 1095-1107.

[11] M de Sanchis y L. Lazzeri. Fatigue Fract Engng Mater Struct, Vol. 15, N° 3, pp 249-263 , 1992.

[12] Physical Metallurgy. Aluminum and aluminum alloys. ASM International Materials Park Ohio, pp 31-46, 1993.

[13] L. Ceschini, G.P. Cammarota, G.L. Garagnani y E. Landi. Prakt. Metallogr. 32, pp 546-559.

Tabla 1: Composición química de la aleación 7475.

Aleac.	Zn	Cu	Mg	Fe	Si	Cr	Al
7475	5.6	1.6	2.4	0.09	0.10	0.20	Bal.

Tabla 2: Características mecánicas de la chapa gruesa de la aleación de aluminio 7475.

Aleac.	Posic.	Orient.	LE (MPa)	CR(MPa)	Alarg.%	K _Q (MPa.m ^{1/2})
7475	1/4	L-T	421	492	10.4	51
7475	1/4	T-L	423	496	10.2	48
7475	C	L-T	416	487	10.0	49
7475	C	T-L	417	489	10.2	47

CORRECCIÓN DE LA TENSIÓN DE CIERRE PARA CARGAS DE AMPLITUD VARIABLE DEL MODELO DE SIMULACIÓN CICLO A CICLO DE NEWMAN

B. Moreno, J. Zapatero, P. Martín-Lomeña, J. Pascual
 Área de Ciencia de Materiales e Ingeniería Metalúrgica
 Dpto. de Ingeniería Civil y de Materiales
 E.T.S.I.I. de Málaga, Plaza del Ejido s/n, 29013 MÁLAGA.

Resumen. Los modelos de simulación ciclo a ciclo suelen dar buenas estimaciones cuando se determina la vida de crecimiento de grieta con cargas de amplitud constante, cuando se utilizan para el análisis de crecimiento de grieta con cargas de naturaleza aleatoria las estimaciones no siempre dan tan buenos resultados. En este trabajo se analiza el comportamiento del modelo de simulación de crecimiento de grieta propuesto por Newman, e implementado en el programa FASTRAN II. Se analiza la capacidad del modelo para predecir las vidas de crecimiento de grieta con cargas de amplitud variable. Las comparaciones se realizan con vidas obtenidas experimentalmente para cuatro anchos de banda diferentes, y para la aleación de aluminio 2024-T351. Se propone una modificación de la tensión de cierre para tener en cuenta posibles efectos sobre la misma distintos de la plasticidad inducida.

Abstract. In this paper the behaviour of crack growth model proposed by Newman and implemented in the FASTRAN II computer program is analyzed. Capability of the model to predict crack growth life under variable amplitude loads is considered. The results of the simulations are compared with the experimental lives obtained for 2024-T351 aluminium alloy. A modification for crack closure stress estimation with others effects that plasticity-induced, is proposed.

1. INTRODUCCIÓN

Muchos componentes y sistemas mecánicos están sometidos a cargas complejas de amplitud variable durante su vida en servicio. Una de las consideraciones importantes en el diseño de tales componentes, es la vida esperada de fatiga. El fallo de componentes críticos puede producir daño a otros componentes y pérdidas de sistemas completos. Una forma de prevenir estas situaciones es mediante inspecciones periódicas, cuyos periodos de inspección son función de la velocidad de crecimiento de grieta.

El análisis de crecimiento de grietas por fatiga se hace normalmente a partir de datos obtenidos en ensayos con cargas de amplitud constante. Sin embargo, las condiciones a que está sometida una estructura real son distintas a las de los ensayos, siendo como se ha dicho de naturaleza aleatoria o cuasi aleatoria.

La extrapolación del conocimiento y de los datos experimentales obtenidos en crecimiento de grietas con carga de amplitud constante a cargas de amplitud variable, es un problema complejo. Unido al desconocimiento real de la secuencia de aplicación de las cargas, las cuales necesitan ser definidas estadísticamente, se une el denominado efecto de secuencia o de interacción de cargas debido a la irregularidad de las mismas. El incremento de grieta en cada incursión de carga esta condicionado por la

historia previa además de por la longitud de la grieta y los valores máximo y mínimo de cada ciclo.

La aplicación de una sobrecarga sobre un elemento sometido a cargas de amplitud constante, produce una disminución de la velocidad de crecimiento de la grieta. Este efecto de retardo está relacionado con la plastificación producida delante de la grieta, y es tenida en cuenta en los análisis de crecimiento de grieta mediante la utilización de valores efectivos de ΔK . El concepto de cierre de grieta introducido por Elber [1], permite determinar el valor del factor intensidad de tensiones efectivo como $\Delta K_{eff} = K_{max} - K_{cl}$, siendo K_{cl} el factor de intensidad de tensiones cuando la grieta está completamente abierta. La plasticidad inducida por la sobrecarga, la rugosidad de las superficies de la grieta, o el óxido formado en la superficie de la misma son factores que influyen en el valor de la tensión de cierre [2].

Se utilizan diversas técnicas para medir la tensión de apertura de grieta encontrándose grandes dispersiones e incluso datos contradictorios en las medidas realizadas por distintos autores [3,4]. Este valor, sin embargo, es fundamental en las estimaciones de la vida de crecimiento con cargas de amplitud variable, y su estimación correcta mejorará las predicciones de la vida de crecimiento de grieta.

Las simulaciones para analizar la vida de crecimiento mediante simulación ciclo a ciclo, son ampliamente utilizadas. Estas, permiten simular el comportamiento de una grieta bajo cargas de amplitud variable manteniendo el efecto de secuencia [5-7], y analizar la variabilidad en la vida que se produce al utilizar distintas historias de carga representativas de un mismo proceso. La mayoría de éstos modelos han sido contrastados mediante ensayos con cargas de amplitud constante, así como en algunos casos, con cargas de amplitud variable [8-10]. Con este tipo de cargas se pueden producir errores apreciables, tanto en las determinaciones de vida como en las estimaciones de la variabilidad de la misma. Estos errores son función tanto del registro y de las variables del modelo utilizadas, como de la predicción de la tensión de cierre realizada por el modelo.

En este trabajo, se analiza el comportamiento del modelo de simulación basado en la MFEL propuesto por Newman [7], e implementado en el programa de ordenador FASTRAN II [11]. En este modelo se determina la tensión de cierre considerándola únicamente función de la plasticidad inducida. Se observa que las estimaciones de la simulación, predicen vidas inferiores a las obtenidas experimentalmente para procesos aleatorios estacionarios gaussianos. El trabajo que se presenta, plantea una modificación del modelo para tener en cuenta posibles influencias distintas a la de inducción por plasticidad en la determinación de la tensión de cierre, encontrándose una mejora apreciable en las estimaciones de la vida obtenidas con el modelo.

2. ENSAYOS Y SIMULACIÓN

Los ensayos y las estimaciones se realizan sobre la aleación de aluminio 2024-T351, la probeta utilizada es del tipo "Compact Tension" (CT) con un ancho de 50 mm y un espesor de 12 mm, todas las probetas fueron obtenidas de una misma plancha. Para el ajuste de las curvas de crecimiento se utilizaron los datos obtenidos por Lapetra [12] con probetas idénticas a las anteriores, sacadas también de la misma chapa anterior. Estos ensayos se realizaron con $R=0.2$ ($P_{min} = 882$ N y $P_{max} = 4410$ N) y longitudes de grieta: $a_0 = 17.5$ mm y $a_f = 25.5$ mm.

Para los ensayos con cargas de amplitud variable se utilizaron cuatro procesos de distinto ancho de banda caracterizado cada uno por el factor de irregularidad ε , definido este como la relación entre la frecuencia de cruces con pendiente positiva y la frecuencia de picos. El valor de ε varía entre 0 y 1, siendo la banda cada vez más estrecha a medida que ε tiende a 1. Los anchos de banda utilizados para éste estudio han sido: $\varepsilon = 0.85$, $\varepsilon = 0.77$, $\varepsilon = 0.7$ y $\varepsilon = 0.64$. Como se ve, el ancho de banda del proceso varía desde una banda relativamente

estrecha ($\varepsilon = 0.85$), hasta una banda ancha ($\varepsilon = 0.64$). Cada historia fue obtenida numéricamente de un proceso estacionario, con una densidad espectral $S(\omega)$ de tipo bimodal [13]. Las funciones de densidad espectral se han seleccionado de manera que todas tengan la misma varianza.

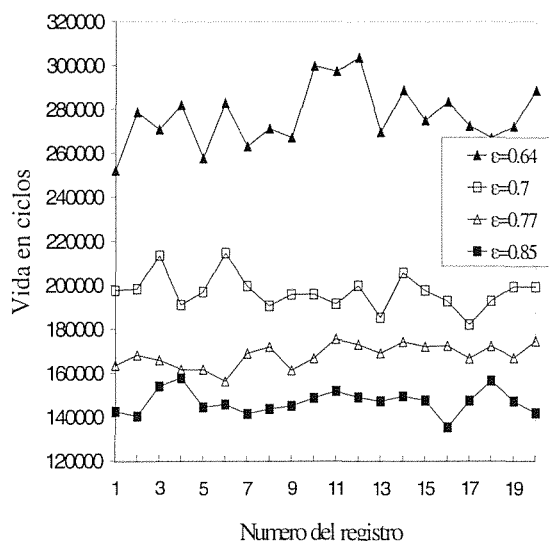


Fig.1. Vidas obtenidas en los ensayos experimentales para los cuatro anchos de banda estudiados.

El número de ciclos de los registros fue de 25000 para todos los anchos de banda estudiados. Se generaron 20 historias para cada uno de los procesos. Con cada una de estas historias se ensayó una probeta y se determinó la vida del ensayo como el número de ciclos que tarda en crecer la grieta, entre una longitud $a_0 = 15$ mm y $a_f = 25.3$ mm. El seguimiento de la grieta se ha realizado mediante un sistema de caída de potencial de corriente alterna (ACPD).

La carga media utilizada ha sido de 4850 N y la desviación estándar de 1085 N. En la figura 1 se muestran las vidas obtenidas en los ensayos para los distintos anchos de banda. Como se ve los resultados presentan una gran dispersión, siendo ésta función del ancho de banda del proceso.

Las simulaciones se han realizado con el modelo propuesto por Newman [7]. Este modelo determina la velocidad de crecimiento de grieta según la ecuación:

$$\frac{da}{dN} = C_1 \Delta K_{eff}^{C_2} \frac{1 - \left(\frac{\Delta K_0}{\Delta K_{eff}} \right)^2}{1 - \left(\frac{K_{max}}{C_5} \right)^2} \quad (1)$$

donde

$$\Delta K_{eff} = K_{max} - K_{op} \quad (2)$$

$$\Delta K_o = C_3 \left(1 - C_4 \frac{S_o}{S_{max}} \right) \quad (3)$$

Para la aplicación de esta ecuación es necesario conocer los valores de la tensión de cierre, y a partir de ellos determinar los valores efectivos del factor de intensidad de tensiones. Estos valores de la tensión de cierre son estimados por el modelo en función del estado de tensiones tridimensional (tensión o deformación plana). Cada uno de estos estados está caracterizado por un factor de constricción (α), que varía entre 1 para tensión plana y 3 para deformación plana. El modelo también permite utilizar un factor de constricción en compresión β distinto del de tracción.

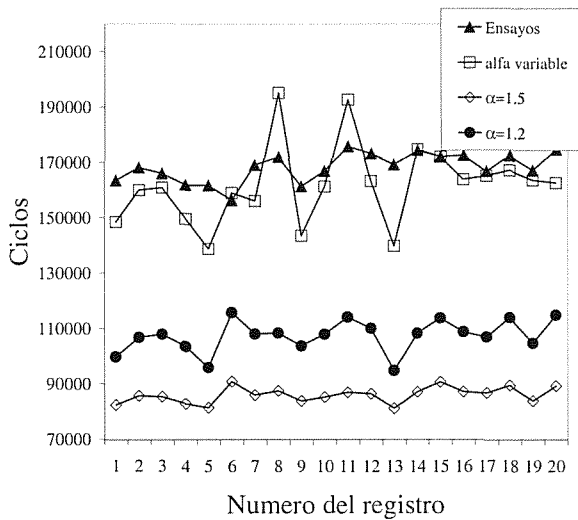


Fig 2. Comparación de las simulaciones y los resultados de los ensayos para $\epsilon=0.77$.

3. ANALISIS DE RESULTADOS.

De la figura 2 se puede observar que las simulaciones del modelo de Newman reproducen las variabilidades encontradas en los ensayos, aunque los valores de vida obtenidos son casi siempre inferiores a los reales. Sin embargo a medida que α aumenta, las diferencias entre una u otra simulación se hacen cada vez más pequeños. El uso de un factor de constricción variable permite obtener estimaciones que en valores medios de todos los ensayos para cada proceso, se aproximan a los valores medios de los ensayos, no obstante, la dispersión que presentan estos datos es muy superior a la experimental.

Con los datos de amplitud constante se encuentra que con $\alpha=1.5$ se consiguen los mejores resultados en el ajuste. El uso de este factor de constricción para la estimación de las vidas de crecimiento en los procesos aleatorios estudiados, obtiene sin embargo estimaciones

medias fuertemente conservadoras, por el contrario la desviación típica de las vidas se aproxima bastante bien a la dispersión de las vidas experimentales. Realizadas diversas simulaciones con distintos valores del factor de constricción, se encuentra que sí la vida media de simulación se aproxima a la de los ensayos, la dispersión por el contrario es muy superior a la experimental. Un estudio exhaustivo ha sido realizado por los autores, para determinar la influencia del factor de constricción en las estimaciones mediante simulación con este modelo [13]. Se encuentra que valores pequeños de α conducen a mejores estimaciones de vida, con dispersiones en algunos casos muy alejadas de los valores experimentales, y que el valor de $\alpha=1.2$ corresponde al mejor ajuste con relación a la variabilidad de la vida o dispersión pero con estimaciones muy conservadoras sobre la vida media.

Este valor del factor de constricción $\alpha=1.2$ es además, un factor demasiado pequeño teniendo en cuenta las dimensiones de la probeta (12 mm de ancho). Con estas dimensiones cabría esperar un factor de constricción más próximo a deformación plana.

Habría que tener en cuenta además, que en los ensayos existen más factores que pueden influir en la dispersión de los resultados (material, máquina, preparación de probeta, tolerancias, temperatura, equipos de medida, etc.), dando sin embargo desviaciones típicas inferiores a las estimadas por el modelo ciclo a ciclo.

Tabla 1. Parámetros estadísticos para el grupo de ensayos.

ϵ	μ			σ		
	Ensayos	α variab.	$\alpha=1.2$	Ensayo s	α variab.	$\alpha=1.2$
0.64	277166	245646	164495	13726.8	29045.7	11435.6
0.7	197113	190953	129313	7885.2	26260.5	17755.4
0.77	168299	161957	107457	5280.1	14668.0	5856.5
0.85	146972	153003	98042	5502.4	20347.5	6904.3

En la tabla 1 se recogen los valores de la media (μ) y desviación estándar (σ) de los ensayos y de las simulaciones. Como se puede ver de los valores mostrados en la tabla, si los valores medios de vida de simulación se aproximan a los experimentales, la desviación típica, en estos casos, es en algunos casos hasta cuatro veces superior a la de los ensayos, esto supone que para un registro cualquiera la diferencia de vida puede llegar a ser muy distinta a la del ensayo, figura 2.

El modelo determina la tensión de cierre suponiendo que esta es solamente inducida por plasticidad, no obstante otros efectos como, rugosidad u óxido pueden influir en la tensión de cierre. El análisis de las estimaciones obtenidas por simulación, induce a pensar

que la tensión de cierre que el modelo predice para el caso de cargas aleatorias, es inferior a la tensión de cierre producida en la probeta durante el ensayo.

Para corregir las tensiones de cierre calculadas por el modelo ciclo a ciclo e intentar mejorar las estimaciones del mismo, se simula una carga de amplitud constante igual al valor umbral efectivo ($\Delta K_{th\text{eff}}$). Se observa que el modelo supone crecimiento con esta carga que sin embargo, no debería de existir. La diferencia, por tanto, entre el valor máximo del umbral (K_{maxth}) y el factor de intensidad de tensiones correspondiente a la tensión de apertura (K_{op}) proporcionada por el modelo, se toma como valor de corrección para la determinación del ΔK_{eff} calculado por el FASTRAN II. Se define un incremento del factor de intensidad de tensiones de corrección ΔK_{corr} , como:

$$\Delta K_{corr} = K_{maxth} - K_{op} \quad (4)$$

Utilizando esta corrección se ajustan nuevamente los parámetros de la ecuación de crecimiento del modelo, $C1$, $C2$, $C3$ y $C4$ ecuaciones (1) y (3). Con estos nuevos parámetros se vuelve a realizar simulaciones ciclo a ciclo para distintos valores del factor de constricción.

Tabla 2. Parámetros estadísticos de los ensayos y las simulaciones con la modificación propuesta.

ϵ	μ		σ	
	Ensayos	Propuesto	Ensayos	Propuesto
0.64	277166	276096	13726.8	14765.0
0.7	197113	188685	7885.2	11544.6
0.77	168299	161530	5280.1	7662.9
0.85	146972	142609	5502.4	9067.5

Se encuentra que los valores de las vidas medias y las dispersiones obtenidas mediante la corrección de la tensión de cierre propuesta, se acercan más a las obtenidas en los ensayos que las del modelo sin modificar. Con esta modificación el factor de constricción que mejor se ajusta en las simulaciones es $\alpha=1.5$, en lugar de $\alpha=1.2$. Aún siendo todavía el factor de constricción un valor demasiado pequeño, se aproxima más al estado de tensiones que debe de tener la probeta utilizada.

En las figuras 3 y 4 se muestran las estimaciones con la modificación propuesta para $\alpha=1.5$, junto con los resultados experimentales y las estimaciones del modelo sin modificar para el mismo factor de constricción. Las figuras corresponden a la banda más ancha y más estrecha respectivamente. Como se puede observar en las figuras 3 y 4, y en las tablas 1 y 2, la modificación del modelo permite que las vidas de crecimiento estimadas mediante simulaciones ciclo a ciclo para un mismo valor de α , se ajusten muy bien a las vidas

obtenidas mediante ensayos para cada registro individual.

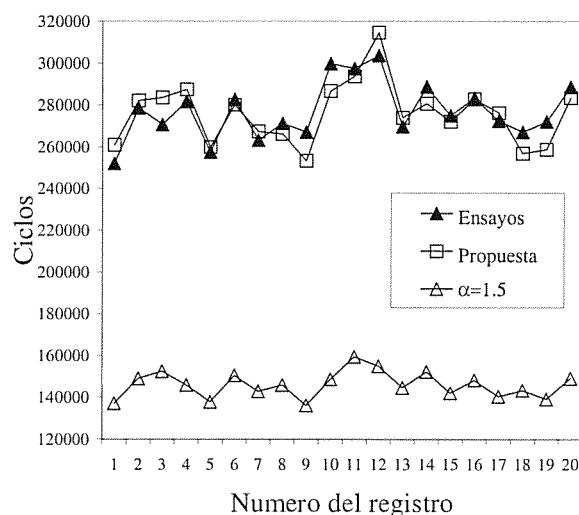


Figura 3. Comparación de las simulaciones con la modificación propuesta y con los datos de ensayo para el ancho de banda $\epsilon=0.64$.

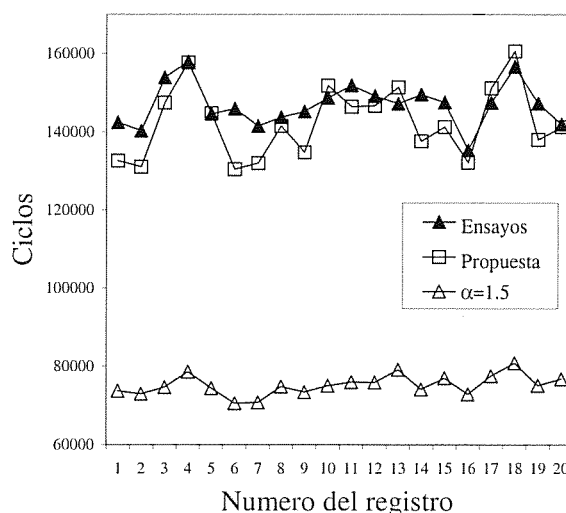


Figura 4. Comparación de las simulaciones con la modificación propuesta y con los datos de ensayo para el ancho de banda $\epsilon=0.85$.

La relación vida estimada corregida/vida de ensayos, está entre 0.89 y 1.05 para los 80 casos ensayados. Esta relación para el mismo factor de constricción sin corregir la tensión de cierre está entre 0.43 y 0.65, para los mismos ensayos.

4. CONCLUSIONES

Este trabajo aporta nuevos datos experimentales sobre el crecimiento de grietas bajo cargas de amplitud variable.

De los resultados experimentales y de simulación obtenidos puede concluirse:

1. Mientras para cargas de amplitud constante el modelo estima vidas muy similares a las obtenidas experimentalmente, en cargas de amplitud variable difieren marcadamente. Estas diferencias dependen de los valores de sobrecarga del registro y los usados para los factores de constricción α y β . La variabilidad de los resultados sin embargo, sigue el mismo comportamiento: los registros que alcanzan mayor vida en ensayo son también los de mayor vida en la simulación.
2. El modelo de simulación ciclo a ciclo propuesto por Newman, reproduce los efectos de secuencia con bastante seguridad, siendo capaz de reproducir la variabilidad como función de cada historia de carga individual.
3. Las estimaciones del modelo mejoran sustancialmente mediante corrección de la tensión de cierre calculada por el modelo.
4. La influencia del ancho de banda en las estimaciones es despreciable. La relación vida estimada/vida experimental, para cada historia y ancho de banda son similares.
5. La tensión de cierre calculada por el modelo de simulación produce resultados muy conservadores, al menos para estimaciones con cargas aleatorias.

6. AGRADECIMIENTOS

Los autores agradecen a la Dirección General de Enseñanza Superior e Investigación Científica la financiación aportada para la realización de este trabajo (PB97-1065).

7. REFERENCIAS

- [1] Elber W., "The Significance Of Fatigue Crack Closure In Fatigue", ASTM STP 486 (1971).
- [2] J. Domínguez, "Fatigue Crack Growth Under Variable Amplitude Loading", Handbook of Fatigue crack Propagation in Metallic Structures, Andrea Carpinteri (Ed). Pp 955-998, (1994)
- [3] W. Yisengh, J. Schijve. "Fatigue Crack Closure Measurements on 2024-T3 Sheet Specimens", Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct. Vol. 18, N 9, pp 917-921 (1995)
- [4] J. K. Donald, "Introducing The Compliance Ratio Concept For Determining Effective Stress Intensity", Int. J. Fatigue, Vol. 19, N 1, pp 191-195 (1997)
- [5] Willemborg J. D., Engle R. M. y Wood H. A., "A Crack Growth Retardation Model Using an Effective Stress Concept, AFFDL-TM-FBR-71-1 (1971).
- [6] Johnson W. S., "Multi-Parameter Yield Zone Model for Predicting Spectrum Crack Growth", Methods and Models for Predicting Fatigue Crack Growth Under Random Loading, (Editado por Chang J.B. y Hudson C.M.) ASTM STP 748, 85-102. (1981)
- [7] Newman J. C., "A Crack Closure Model for Predicting Fatigue Crack Growth Under Random Loading", Methods and Models for Predicting Fatigue Crack Growth under Random Loading, (Editado por Chang J. B. y Hudson C. M.), ASTM STP 748, 53-84. (1981)
- [8] Chang J. B. y Hudson C. M., "Methods and Models for Predicting Fatigue Crack Growth under Random Loading", ASTM STP 748, (1981)
- [9] Newman J. C., "Advances in Fatigue Life Prediction", Methodology for Metallic Materials. Theoretical Concepts and Numerical Analysis of Fatigue, (Editado por Blom A.F. y Beevers C.J.), 301-325 (1992)
- [10] Zhang S. J., Döker H., Nowak H., Schulte K. y Trautmann K. H., "Exact Determination of ΔK_{eff} and Crack Propagation Prediction for Selected Loading Sequences", Advances in Fatigue Life Predictive Techniques, (Editado por Mitchell M.R. y Landgraf R.W.) ASTM STP 1211, 54-71, (1993)
- [11] Newman J. C., "FASTRAN II-A Fatigue Crack Growth Structural Analysis Program", NASA Tech. Memorandum 104159, NASA Langley Research Center, Hampton, VA. (1992)
- [12] Lapetra C., Mayo J. y Domínguez J., "The Randomness of Fatigue Crack Growth under Constant-amplitude Loads.", Fatigue Fract. Engng Mater. Struct. 17, 589-600. (1996)
- [13] Zapatero J., Moreno B. y Domínguez J. "On The Use Of The Strip-Yield Model To Predict Fatigue Crack Growth Under Irregular Loading", Fatigue Fract. Engng Mater. Struct., 20, 759-770 (1997).

INFLUENCIA DEL ANCHO DE BANDA DEL PROCESO DE CARGA EN LA DISPERSIÓN DEL CRECIMIENTO DE GRIETAS EN FATIGA BAJO CARGAS ALEATORIAS

B. Moreno, J. Zapatero, P. Martín-Lomeña, J. Pascual
 Área de Ciencia de Materiales e Ingeniería Metalúrgica
 Dpto. de Ingeniería Civil, Materiales y Fabricación
 E.T.S.I.I. de Málaga, Plaza del Ejido s/n, 29013 MÁLAGA.

Resumen. En este trabajo se presentan los resultados de cuatro series de ensayos de crecimiento de grietas por fatiga bajo cargas aleatorias. Para cada serie se han obtenido distintas historias de carga del mismo proceso aleatorio, considerando cuatro procesos con diferentes anchos de banda. Las vidas a fatiga obtenidas para cada grupo de ensayos es analizada estadísticamente para determinar la influencia del ancho de banda del proceso sobre los parámetros y distribución estadísticas de las vidas.

Abstract. Four groups of fatigue crack growth tests under random loading have been carried out. For each group, different loading histories were obtained from the same random process. The four random processes used had different bandwidth. For each group of tests, the fatigue lives obtained are statistically analysed and compared with the other groups. The effect of the bandwidth of the random process on the statistical parameters and distribution of life are analysed.

1. INTRODUCCION.

Existen muchas variables que hacen incierta la predicción de la duración del proceso de crecimiento de grieta por fatiga ante cargas aleatorias. Muchas de estas variables son también aleatorias. Como consecuencia de ello, la vida de crecimiento de una grieta sólo puede aproximarse estadísticamente. Entre las variables aleatorias que influyen en la estadística de la vida a fatiga, pueden citarse la longitud inicial de grieta [1-3], los parámetros que definen la ley de crecimiento de grieta [4,5], el umbral de crecimiento (ΔK_{th}), o la ley de variación de las cargas [6-8].

En gran número de estructuras reales, tales como estructuras de aviones y vehículos automóviles, las cargas se conocen únicamente desde un punto de vista estadístico. Para la definición de las cargas que va a soportar un sistema, deberán conocerse los distintos regímenes de carga a que va a estar sometido el mismo y la frecuencia y orden de aparición de los mismos. Además, como la carga varía aleatoriamente en cada uno de los regímenes, habrá que conocer las características estadísticas de la variación de las cargas y definir un registro de carga representativo del estado de sollicitación en cuestión, que será normalmente de longitud finita.

Para el análisis de la vida a fatiga de un elemento cualquiera, ya sea mediante simulación o ensayo, se aplica repetidamente el registro de carga representativo hasta que se produce el fallo. Pero el registro empleado, aunque representativo, no será más que una muestra de

todos los posibles de idénticas propiedades estadísticas. Empleando otra historia de carga, se obtendrá una vida distinta a la producida con el primer registro. La diferencia entre las vidas obtenidas dependerá de las características del material, de las características estadísticas de la carga y de la longitud del registro empleado.

Para determinadas aplicaciones, especialmente en la industria de la automoción y aeronáutica, se han desarrollado historias de carga standard que pueden ser aplicadas a los sistemas objeto de estudio. Ejemplos son las historias FALSTAFF [9], HELIX [10] Y CARLOS [7]. El número de ciclos contenido en las historias de carga desarrolladas varía apreciablemente de una a otra, dependiendo de la vida esperada del elemento, del tipo de carga a que va a estar sometido e, incluso, del año en que se hizo la definición del registro.

La repetición indefinida, hasta el fallo, de un registro de longitud finita puede ser una fuente de errores por dos razones. Por un lado, introduce un efecto de secuencia, que puede depender de la longitud de ésta [11]. Por otro lado, el registro empleado no es más que una muestra del proceso de carga del sistema: otro registro representativo pero distinto producirá un resultado diferente. Así, la vida obtenida mediante ensayo o simulación con una de estas historias de carga, manteniendo constante el resto de los parámetros que pueden afectar al resultado, no será más que una de las posibles, sin que tenga que ser la media o el valor mínimo. Para conseguir resultados fiables de vida a fatiga bajo cargas reales a partir de simulaciones o

ensayos con registros aleatorios definidos, es importante conocer la posible variación de los resultados en función del registro representativo empleado. Deberá conocerse si es probable que los resultados reales sean muy distintos a los obtenidos con un registro de carga o si la dispersión real esperada es poco significativa.

En trabajos previos realizados por los autores [11,12], empleando simulación numérica, se ha analizado el proceso de crecimiento, la influencia del ancho de banda y de la longitud del registro de cargas, sobre la vida de crecimiento de grieta en fatiga con cargas aleatorias. En este trabajo se presenta un análisis experimental de los mismos efectos. Ello permitirá conocer la bondad de los métodos de simulación empleados para predecir la estadística del crecimiento de grietas por fatiga bajo cargas aleatorias

2. ENSAYOS Y RESULTADOS

Se han realizado cuatro series de ensayos con registros de carga obtenidos a partir de cuatro procesos aleatorios estacionarios gaussianos, caracterizados por diferentes formas de la función de densidad espectral (S(w)) de las cargas nominales. Las S(w) se han seleccionado de forma que todos los procesos de carga tengan la misma varianza, esto es, el mismo momento de orden cero (M₀=35). En la tabla 1 se representan los parámetros que definen dichas funciones de densidad espectral.

Tabla 1. Parámetros que definen las funciones de densidad espectral consideradas.

Tipo	S1	S2	S3	S4	S(w)
H ₁	2	1	1	1.75	
H ₂	0.3	0.5	0.5	-	
W ₁	5	5	10	7	
W ₂	15	25	20	27	
W ₃	80	30	25	-	
W ₄	130	60	75	-	Frecuencia
ε	0.64	0.70	0.77	0.85	

El ancho de banda de los procesos puede caracterizarse en función del factor de irregularidad ε, definido como:

$$\epsilon = \frac{M_2}{\sqrt{M_0 M_4}} \tag{1}$$

Representando M_n el momento de orden n:

$$M_n = \int_{-\infty}^{\infty} \omega^n S(\omega) d\omega \tag{2}$$

Dicho parámetro ε, representa la relación entre la frecuencia de cruces del valor medio con pendiente positiva y la frecuencia de picos. El factor de irregularidad varía entre 0 y 1, siendo la banda más estrecha a medida que se aproxima a uno, y más ancha a medida que se aleja de este valor. Los factores de irregularidad de los procesos utilizados en este trabajo han sido: ε=0.64, ε=0.70, ε=0.77 y ε=0.85 para las series S1, S2, S3 y S4 respectivamente.

Se han simulado numéricamente 20 historias distintas de carga para cada serie, obtenidas a partir de cada uno de los cuatro procesos aleatorios definidos. Posteriormente a la obtención numérica del registro de carga, se añadió una carga media positiva para evitar la existencia de cargas de compresión. El valor medio de todos los registros ha sido 4850 N y la desviación típica, σ=1080 N.

Cada una de las 80 historias de carga generadas, de 25000 ciclos cada una, ha sido aplicada a una probeta diferente, y se ha seguido la evolución de la grieta a lo largo de su crecimiento. El material utilizado en los ensayos, ha sido la aleación de aluminio 2024-T351. Las probetas han sido del tipo Compact Tension (CT) de 12 mm de espesor y 50 mm de ancho. Para producir las mismas condiciones iniciales en el ensayo, todas las probetas han sido preagrietadas con carga cíclica de la misma amplitud hasta una longitud de 15 mm. A continuación, a cada probeta se le aplicó un registro distinto de carga, analizando el crecimiento de la grieta hasta alcanzar 25.3 mm. El registro de carga aplicado en cada ensayo fue repetido indefinidamente hasta alcanzar la grieta la longitud indicada. Información más detallada del procedimiento de ensayo puede verse en [13].

La figura 1 muestra la vida de crecimiento de grieta para cada uno de los ensayos realizados. Los valores correspondientes a cada serie de ensayos se muestran unidos mediante líneas.

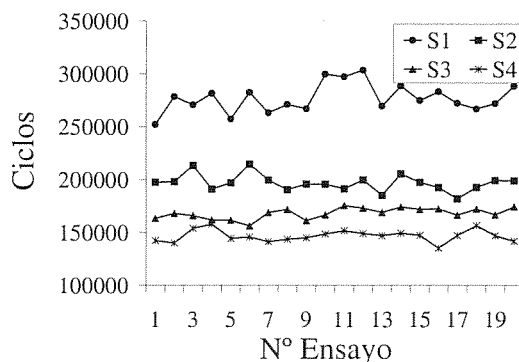


Fig. 1: Vida de crecimiento de grieta para cada ensayo.

En la tabla 2 se muestran, para las cuatro series de ensayos, los valores de los parámetros estadísticos: valor medio del número de ciclos hasta el fallo, μ_{vida},

desviación estándar, σ_{vida} , y coeficiente de variación, $\text{COV}=\sigma_{\text{vida}}/\mu_{\text{vida}}$. Se muestra también el valor medio de los picos de carga, μ_p , así como el de los rangos después de aplicado un proceso de rain-flow, μ_R .

Tabla 2. Parámetros estadísticos de los conjuntos de datos ensayados.

Serie	S1	S2	S3	S4
ε	0.64	0.70	0.77	0.85
μ_p (N)	5718.5	5808	5894.5	6006.6
μ_R (N)	1725.2	1903.5	2077.4	2300.4
μ_{vida}	277166	197113	168299	146972
σ_{vida}	13726.8	7685	5280.1	5502.4
COV_{vida}	0.0495	0.039	0.0314	0.0374

La figura 2 representa el coeficiente de variación de la vida a fatiga en cada una de las cuatro series ($\text{COV}=\sigma_{\text{vida}}/\mu_{\text{vida}}$). En el eje de abscisas se representa el factor de irregularidad, ε , de los registros de carga de cada serie.

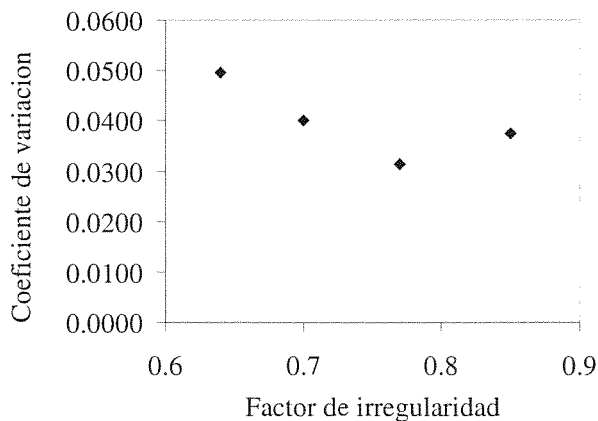


Fig. 2: Coeficiente de variación de la vida a fatiga frente al factor de irregularidad de los registros de carga.

3. DISCUSIÓN

De las figuras 1 y 2 se puede observar la variabilidad de la vida obtenida para cada uno de los ensayos en las cuatro series. Puede apreciarse que, dependiendo del ancho de banda del proceso aleatorio origen de los registros, la media y dispersión de la vida obtenida en cada grupo de ensayos es diferente.

En relación a la media de las vidas puede decirse que el ancho de banda ejerce una gran influencia, incrementándose fuertemente la duración del proceso de crecimiento al aumentar el ancho de banda de los registros, como puede apreciarse en la figura 1. Una explicación de este fenómeno es que, aunque los registros de carga tienen la misma media y desviación típica, los de mayor ancho de banda presentan valores

medios de los picos y de los rangos de carga más bajos, como puede verse en la tabla 2.

En trabajos anteriores realizados por los autores [11,12] con estos y otros anchos de banda y con longitudes de las historias desde 1000 hasta 100000 ciclos, estimando las vidas mediante simulación, se encontró que si bien la longitud del registro tiene poca influencia sobre las vidas medias, el ancho de banda del proceso si tiene una mayor influencia produciéndose igualmente un aumento del valor medio de vida al aumentar aquel.

Para determinar la variación de la vida media con el ancho de banda dichos autores proponen una relación con el parámetro $\varepsilon_{1.5}$, donde:

$$\varepsilon_n = \frac{M_n}{\sqrt{M_0 M_{2n}}} \quad (3)$$

El factor de irregularidad, o parámetro ε , considerado hasta ahora para caracterizar el ancho de banda corresponde al parámetro ε_2 .

La relación encontrada puede expresarse como:

$$\mu_i \alpha_{1.5i}^2 = D \quad (4)$$

donde μ_i es el valor de vida media del proceso i y D es una constante para todos los procesos de idéntico nivel de carga (media y desviación).

En la tabla 3 se comparan los valores de vida media obtenidos usando la ecuación 4 con los resultados experimentales. La constante D se ha estimado a partir del valor experimental de vida media de la serie S3 ($\varepsilon=0.77$). Puede observarse que las diferencias entre valores estimados y experimentales no exceden del 8%.

Tabla 3: Comparación de los resultados experimentales con los estimados por la ecuación 4.

Serie	S1	S2	S3	S4
ε (ε_2)	0.64	0.70	0.77	0.85
$\varepsilon_{1.5}$	0.666	0.7736	0.826	0.8997
μ_{vida} experimental	277166	197113	168299	146972
μ_{vida} estimada	258877	191871	-	141856
$\frac{\mu_{\text{vida}}}{\mu_{\text{vida}}}$ estimada/experimental	0.934	0.973	1	0.965

La dispersión de los resultados en cada serie de ensayos puede analizarse mediante la desviación estándar o bien mediante el coeficiente de variación, $COV = \sigma_{vida} / \mu_{vida}$. En la figura 2 puede observarse que el efecto del ancho de banda es pequeño. Aunque el COV se reduce al pasar de $\epsilon = 0.64$ a $\epsilon = 0.70$ y de éste a $\epsilon = 0.77$, la reducción no es muy pronunciada, incluso al pasar de $\epsilon = 0.77$ a $\epsilon = 0.85$ el COV aumenta, aunque este incremento es pequeño.

Un resultado similar se obtuvo mediante simulación de todos los ensayos mediante un modelo que tiene en cuenta las tensiones de cierre [14,15]. Diversas series de simulaciones realizadas previamente por los autores [12] permitieron comprobar que la reducción del COV al reducir el ancho de banda era apreciable con registros de corta longitud y bastante menor en casos de registros de longitud suficientemente grande. Los registros de longitud finita repetidos indefinidamente hasta el fallo del elemento, introducen un efecto de secuencia artificial que no existe en el proceso estacionario real, por lo que pueden influir en el proceso de crecimiento de grieta. Este efecto lógicamente es más acusado cuanto menor sea el número de ciclos del registro. La influencia del valor extremo del registro de carga aplicado en cada uno de los ensayos, sobre la vida a fatiga producida, también ha sido analizada [16].

Finalmente, otro aspecto analizado la distribución estadística de vida producida en cada serie de ensayos, y la influencia del ancho de banda sobre el tipo de distribución de vida. Para ello, se han ajustado a las vidas de crecimiento obtenidas en los ensayos varias funciones de distribución. Se han utilizado las funciones de densidad de probabilidad de extremos Gumbel y Frechet, y la log-normal, distribuciones todas ellas de dos parámetros. La bondad del ajuste se ha comprobado mediante el test de Kolmogorov, los resultados del mismo se muestran en la tabla 4.

Así mismo, se han considerado la distribución de Weibull de mínimos de tres parámetros y la log-normal también de tres parámetros (tabla 5). El ajuste del tercer parámetro o desplazamiento se ha realizado buscando aquél que conduce al mínimo parámetro de Kolmogorov.

Tabla 4. Valores obtenidos en la prueba de ajuste de Kolmogorov, para las distribuciones de dos parámetros log-normal, Gumbel y Frechet.

Series	ϵ	Log-normal	Gumbell	Frechet
S1	0.64	0.0880	0.0806	0.0840
S2	0.70	0.1829	0.1437	0.1383
S3	0.77	0.1143	0.1328	0.1323
S4	0.85	0.0963	0.0990	0.1049

De estos resultados se puede ver, que las diferencias de ajuste entre las distribuciones de: Frechet, Gumbel y log-normal de dos parámetros son muy reducidas, no existiendo una clara tendencia como para tomar a ninguna de ellas como representativa de la distribución estadística de la vida.

Tabla 5. Valores obtenidos en la prueba de ajuste de Kolmogorov, para las distribuciones de tres parámetros log-normal y Weibull.

Series	ϵ	Log-normal	Weibull
S1	0.64	0.0753	0.0794
S2	0.70	0.1538	0.1853
S3	0.77	0.1078	0.0888
S4	0.85	0.0828	0.1098

Por otro lado, comparando los resultados de las tablas 3 y 4, puede observarse que las distribuciones de tres parámetros permiten lógicamente un mejor ajuste, y en este caso, excepto en la serie S3, la distribución de Weibull se ajusta peor a la distribución de los datos que la log-normal de tres parámetros. Hay que tener en cuenta que 20 datos es un tamaño de muestra bastante pequeño como para ajustar con suficiente precisión una función de densidad de probabilidad.

El mismo estudio se ha realizado para distintas longitudes de grieta a lo largo del proceso de crecimiento, encontrándose resultados muy similares.

En la figura 3 se representa en papel probabilístico normal la distribución correspondiente al caso de banda más ancha (S1), pudiéndose observar la calidad del ajuste.

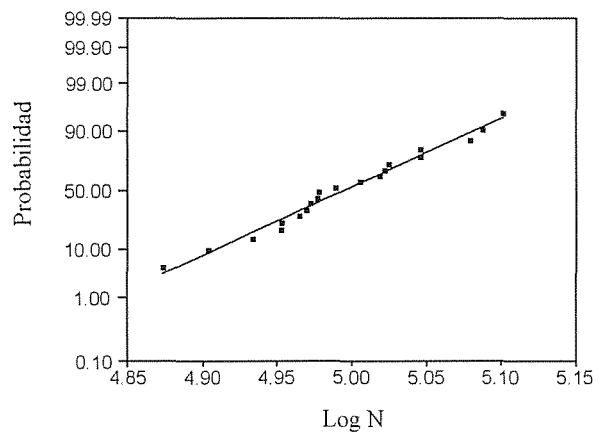


Fig. 3: Diagrama log-normal de los resultados de ensayos correspondientes a la serie S1.

En la figura 4 se representan las frecuencias acumuladas de vida de crecimiento, obtenidas en los ensayos, junto a la predicción que resulta con el ajuste de distribución logarítmico-normal de tres parámetros, también correspondiente al proceso de banda más ancha.

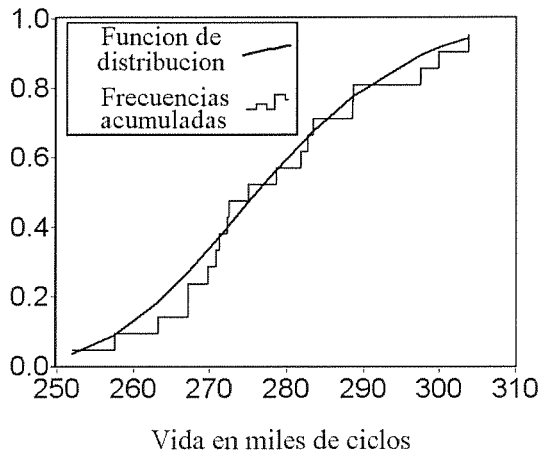


Fig. 4: Frecuencias acumuladas de vida de crecimiento, para la serie de ensayos S1, junto a la predicción que se obtiene ajustado a la distribución log-normal de tres parámetros.

4. CONCLUSIONES

Este trabajo proporciona nuevos datos en crecimiento de grietas con procesos de carga aleatorios, tanto en procesos de banda estrecha como de banda ancha. Proporciona una contribución más para determinar la influencia sobre la dispersión de la vida, al utilizar distintos registros de carga representativos de un mismo proceso. A la vista de los datos discutidos anteriormente se pueden obtener las siguientes conclusiones:

- En los tipos de procesos considerados, el ancho de banda del proceso determina fundamentalmente la vida media. Para el mismo nivel de carga, la vida aumenta con el ancho de banda del proceso.
- El valor medio de las vidas puede ser estimado, para procesos con igual media y varianza a los estudiados pero con distintos anchos de banda, mediante la ecuación (6).
- La influencia del ancho de banda de la historia de cargas en el coeficiente de variación es pequeño, su influencia sobre los valores de dispersión, es importante fundamentalmente en procesos de banda ancha.
- La distribución estadística de las vidas obtenidas al utilizar distintas historias representativas de un mismo proceso pueden ser ajustadas por distintas distribuciones, siendo ligeramente mejor la log-normal de tres parámetros.

5. AGRADECIMIENTOS

Los autores agradecen a la Dirección General de Enseñanza Superior e Investigación Científica la financiación aportada para la realización de este trabajo (PB97-1065).

6. REFERENCIAS

- Palmberg B., Blom A. S. and Eggwertz S., "Probabilistic Damage Tolerance Analysis of Aircraft Structures", J. W. Provan (Ed.), Probabilistic Fracture Mechanics and Reliability, 1987, pp. 47-130.
- Jouris G. M. and Shaffer D. H., "A Procedure for Estimating the Probability of Flaw Nondetection", Nuclear Engineering and Design, 48, 1978, pp. 517-521.
- Wu Y. T., Burnside O. H. and Dominguez J., "Efficient Probabilistic Fracture Mechanics Analysis", Numerical Methods in Fracture Mechanics, A. R. Luxmoore et al. (Eds.), 1987, pp. 85-100.
- Virkler D. A., Hillberry B. M. and Goel P. K., "The Statistical Nature of Fatigue Crack Propagation", Journal of Engineering Materials and Technology, 101, 1979, pp. 148-153.
- Bogdanoff J. L. and Kozin F., "Probabilistic Models of Cumulative Damage", Wiley-Interscience, 1985.
- Tucker L., Bussa S., "The SAE Cumulative Fatigue Damage Test Program", R. M. Wetzel (Ed.), Fatigue Under Complex Loading: Analysis and Experiments, 1977, pp. 1-53.
- Ten Have A. A., "European Approaches in Standard Spectrum Development", Development of Fatigue Loading Spectra, J. M. Potter and R. T. Watanabe (Eds), ASTM STP 1006, 1989, pp 17-35.
- Schütz W., "Standardized Stress-Time Histories --An Overview", Development of Fatigue Loading Spectra", J. M. Potter and R. T. Watanabe (Eds), ASTM STP 1006, 1989, pp 3-16.
- Van Dijk G. M., De Jonge J. B., "Introduction to a Fighter Aircraft Loading Standard for Fatigue Evaluation «FALSTAFF». Part I", NLR MP 75017 U, 1975.
- Ten Have A. A., "HELIX and FELIX, "Loading Standards for Use in Fatigue Evaluation of Helicopter Rotor Components", NLR MP 82041 U, 1982.

- [11] Domínguez, J. and Zapatero, J., "Effect of the loading spectrum and history length on fatigue life distribution under random loading", *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 42, No 6, pp. 925-933. (1992)
- [12] Domínguez J., Zapatero J., "Some Statistical Aspects of Fatigue under Random Loading," *Theoretical Concepts and Numerical Analysis of Fatigue*, A. F. Bloom and C. J. Beevers (Eds.), EMAS, 1992, pp. 237-253.
- [13] Domínguez, J., Zapatero, J., Pascual, J. 1997. "Effect of Load Histories on Scatter of Fatigue Crack Growth in Aluminum Alloy 2024-T351", *Engineering Fracture Mechanics* 56(1): 65-76.
- [14] Newman J. C. Jr., "A Nonlinear Fracture Mechanics Approach to the Growth of Small Cracks", *Behavior of Short Cracks in Airframe Components*, AGARD-CP-328, 1983.
- [15] Newman J. C. Jr. "A Crack Closure Model for Predicting Fatigue Crack Growth under Aircraft Spectrum Loading", *Methods and Models for Predicting Fatigue Crack Growth under Random Loading*, J. B. Chang and C. M. Hudson (Eds), ASTM STP 748, 1981, pp 53-84.
- [16] Moreno B., Zapatero J., Domínguez J."Experimental statistical analysis of the fatigue crack growth life scatter under stationary random loading", *Fracture from defects*, vol 1, M. Brown, E. De los Rios, K Miller, Emas, 1998, pp 49-54.

DAMAGE TOLERANCE ANALYSIS OF PoAF AIRCRAFTS TO ASSESS THE SEVERITY OF THE USAGE

M. de Freitas*, L. Reis* and Lt. Cor. H. Gonçalo**

* Secção de Projecto Mecânico, Departamento de Engenharia Mecânica

Instituto Superior Técnico, Av. Rovisco Pais, 1049-001 Lisboa

** DMA, CLAF, Força Aérea Portuguesa, Av. da Força Aérea, Alfragide, 2720 Amadora

Resumo. Neste trabalho apresenta-se parte de um estudo da avaliação da tolerância ao dano de componentes críticos de uma aeronave em operação da Força Aérea Portuguesa (PoAF). Após a medição em voo de cargas nas zonas críticas da estrutura da aeronave e respectiva normalização para 1 000 horas de acordo com a utilização operacional da aeronave, os espectros de carga obtidos foram aplicados a provetes fabricados na liga de alumínio usada na área crítica do avião, com uma fenda lateral de canto num furo. Os resultados do crescimento de fenda obtidos foram comparados com as previsões de vida obtidas integrando ciclo a ciclo as equações de crescimento de fenda baseadas quer na lei de Forman com o modelo de retardamento de Wheeler, usado pela construtor da aeronave, quer na lei de Elber/Nasgro com o cálculo do fecho de fenda com o modelo de Newman e o modelo de retardamento Corpus.

Abstract. This work presents parts of the damage tolerance assessment, on a critical location of an aircraft of the PoAF. Through in flight load measurements in critical aircraft areas, normalized to 1 000 flight hours according to the usage of the aircraft, the load spectra was obtained and applied to specimens representing the structure of the critical location. The specimens are of plate structure with single side corner cracked hole. Results of crack growth under the spectrum loading are compared with crack growth predictions based on a cycle by cycle integration of Forman law with Wheeler retardation model and Elber/Nasgro law with closure loads calculated by the Newman equations and Corpus retardation model. Results show the applicability of crack growth predictions to the critical aircraft components.

1. INTRODUCTION

Safety and reliability of a structural component depend on factors that are initially associated to the design criteria and the quality requirement of the material and manufacturing processes.

During its operational usage, safety and reliability of the components of civil or military aircrafts depend on prompt detection and immediate damage repair before critical dimensions at which catastrophic failure occurs are reached.

The Portuguese Air Force (PoAF) currently operates a variety of aircraft in different roles. Due to extensive usage of its fleet the PoAF has a need to assess the severity of the usage and the resulting fatigue life of critical airframe components. The damage tolerance design approach can be applied to the design of a new aircraft or by the reassessment of structural elements of existing aircraft. The latter is common in the reassessment of the fatigue life of military aircraft that were originally based on the Safe-life principle. The A-7P aircrafts, operating in the PoAF in the two latter decades, were designed according to this principle.

In a military aircraft the fatigue life consumption of the structural components depend on different factors [1]:

- Severity of loads within each mission
- Mission sequence
- Usage by type of mission

The fatigue life monitoring of the A7-P aircraft begun in PoAF in 1986. A g counter was installed in all aircraft. After each flight the g counter readings, the type of mission and the flight duration are recorded. The damage index algorithm used by PoAF, was developed by the aircraft manufacturer, Vought for a previous version of the aircraft A7D. The g counter reading acquired in a given period, i. e. flight hours, after being normalized to 1 000 flight hours, are used to calculate the potential fatigue life, defined as the life for a crack to grow from an initial crack size to the critical crack size at the critical location [2].

In order to adapt this model to the operational usage of the A7-P aircraft in PoAF, a whole work of instrumentation of two A7-P aircraft has been developed, since 1992, with the cooperation of the National Aerospace Laboratory, NLR, in The Netherlands, so that the following data could be registered in flight [3,4]:

- Stresses in two fatigue critical location
- Vertical acceleration measured in the aircraft center of gravity
- Speed and flight altitude

One of the objectives of the work involves the cycle by cycle crack growth calculations in the critical point of the wing, WS 53.7.

In this presentation parts of the damage tolerance design approach will be applied to a simple plate structure that is assumed to represent the structure at one critical location in the aircraft. The material that has been used in the approach is the same as the material that has been used at the critical location of the A7-P, an aluminum alloy.

In the A-7P test program, crack growth tests have been carried out on plate specimens with a part through crack at one side of the hole. A flight load sequence, measured and determined in previous studies and representing the normal PoAF A-7P usage, were applied to the test specimens and crack growth rates were measured.

The Nasgro crack growth law and Newman crack closure equations were used to predict crack growth rates under the same flight load sequence used in the test program. Results are compared with classical crack growth predictions based on Forman law and Wheeler retardation model that were used by the aircraft manufacturer in the damage tolerance [2-5].

Results show the applicability of the crack growth predictions to the critical locations of the aircraft.

2. EXPERIMENTAL PROCEDURE

2.1 . Material and Specimens

The material that has been used in the test program is the same as the material that has been used at the critical location in the PoAF A7-P aircraft which is the aluminum alloy 7075-T651.

The material properties σ_{yield} , σ_{ult} , E and constant amplitude crack growth data were obtained from the A7-P test program and the NASGRO data base.

Fatigue crack growth tests under variable amplitude loading were carried out on a single side cracked hole specimen, 75 mm width and 6 mm thickness, with a hole diameter of 6 mm containing a corner notch at one side of the hole with an initial length of 0.2 mm. Precracking was carried out with the sequence loading used on the tests.

All the specimens were instrumented with four strain gages, two each side of the specimen, in order to monitor the alignment of the specimen.

Crack growth was measured through two travelling microscopes at both sides of the specimen in order to monitor the crack length and estimate the crack depth. The variable amplitude loading is composed of a series of maximum and minimum sequencing loads (peaks and valleys) representing 1 000 hours of flight.

2.2. Flight Load Sequences

During the service life of the aircraft each individual operator may use the aircraft in a different way and the actual loading may differ quite a lot from the assumptions made by the manufacturer. As mentioned in the previous section, a load/usage monitoring measurement program has been carried out in order to determine the flight loads in the critical sections of the aircraft [3,4].

To derive a flight load sequence representative of the PoAF A7-P usage, information regarding the aircraft usage must be available, which is characterized by the average percentage of flight hours per mission type. The PoAF has characterized different mission types for this aircraft, for example, navigation training, weapons delivery training, low navigation/ground attack, etc. Both the mission mixture defined by the PoAF and the data measurement resulted in two flight load sequences for the critical location in the wing of the aircraft [5]. The first load sequence (peaks/troughs) represent the normal flight loading sequence of the PoAF A7-P usage and the second sequence (peaks/troughs) represents the severe flight loading sequence PoAF A7-P usage. The main difference between the two flight sequences is that while in the normal, all the acquired data was used, in the severe only the data that has exceeded a certain load level were used. For both flight loading sequences the same type of mission, mission mixture were used extended to 1 000 flight hours. For both flight sequences, the number of loading points is about 130 000 (peaks and troughs), varying from -42 Mpa to 157 MPa. A detailed description of the development of both flight load sequences is given in [5].

As an example, figure 1 shows parts of the load sequence applied to the specimen, representing the acquired load data on the critical point of the wing section, during part of the flight navigation training of the A7-P.

Only the normal PoAF A7-P flight load sequence was applied to the specimens for the fatigue crack growth determination.

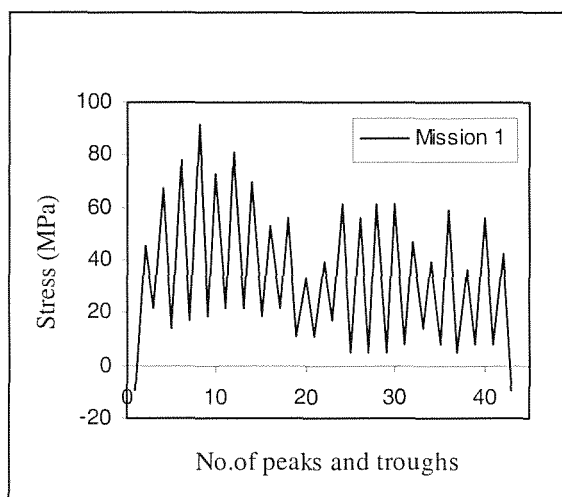


Fig. 1. Loads of a 2h flight of navigation training

3. RESULTS

Testing variable amplitude loading in servo-hydraulic machines, is a difficult task, since in general the machine hardware and software only controls constant amplitude loading. Therefore, a careful control of the PID parameters must be achieved in order to obtain the assigned loading to the specimen. For this purpose, the load cell signal was acquired during part of the flight sequence and compared with the assigned signal and a monitoring of the maximum and minimum peak loads for each flight load sequence were registered.

Crack growth was measured on the four sides of the specimen hole at the surface of the specimen. It is obviously difficult to measure the crack depth since it grows inside the hole. Four specimens were tested with the normal load sequence. In all the specimens, the crack growth was faster in the thickness direction than in the width direction, resulting that the starter notch, which was initially a quarter of circle progressively approached to an elliptical shape. On three specimens the crack started from the initial notch and has grown through the thickness becoming a through crack. Then, a second crack initiates on the other side of the hole, becoming very fast a through crack

A plot of the crack growth results for one specimen is presented on figure 2, for the crack lengths measured at the four corners of the hole, where fr, fl, br and bl are respectively the crack lengths on the front-right, front left, back right and back left sides of the specimen. With this technique the crack shape can be estimated in order to predict crack growth.

In one specimen a second crack started on the other side of the hole and grow as one corner crack or a central surface crack prior to become a through crack on both sides of the hole. This was probably due to the

accuracy of the starter notch associated with the polishing procedure of the crack growth zone.

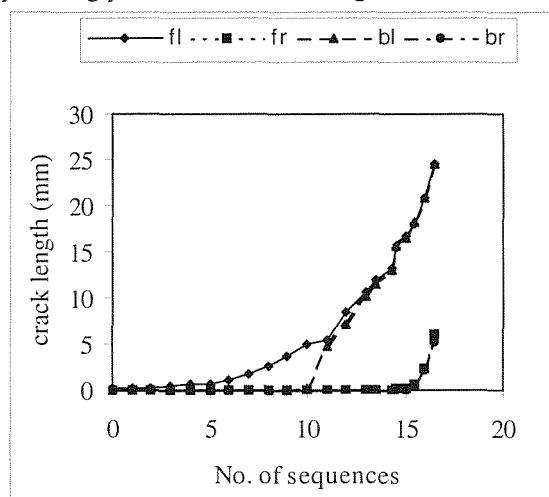


Fig. 2. Crack lengths at both sides of the specimen

Finally, a comparison of the crack growth on the side at the starter notch for three specimens, is shown in figure 3. A good repeatability of the results was achieved.

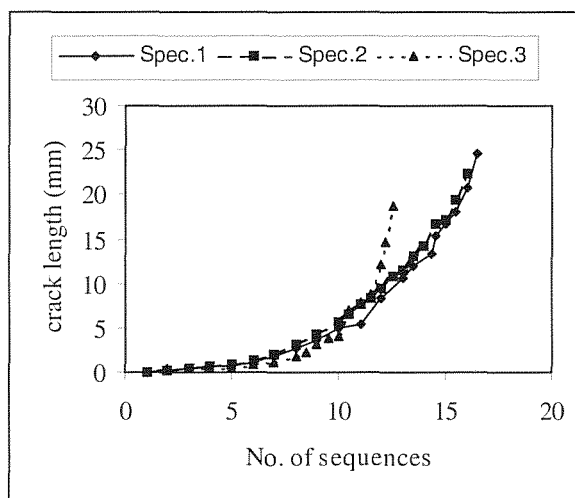


Fig. 3. Comparison of crack growth on three specimens

4. FATIGUE CRACK GROWTH ANALYSIS

The crack growth per cycle depends on the stress distribution around the crack tip, which is characterized by the stress intensity factor. Therefore it is common to correlate the crack growth per cycle, da/dN , by the stress intensity factor range, ΔK .

For the specimen and crack configuration used in this test program, a quarter elliptical corner crack at a circular hole in a finite plate under tension, σ , the following stress intensity factor equation was used, obtained from literature [7]:

$$K_I = \frac{\sigma\sqrt{\pi b}}{E(K)} F_{ch} \left(\frac{b}{a}, \frac{b}{t}, \frac{r}{t}, \frac{r}{W}, \frac{a}{W}, \phi \right) \quad (1)$$

where b is the crack depth, a is the crack length, $E(K)$ is the complete integral of the second kind (shape factor of the crack) and F_{ch} is the boundary correction factor where ϕ is the parametric angle defining the point at the crack front.

For the specimen with two through crack emanating from a circular hole in a finite plate under tension, the following stress intensity factor equation was used [8]:

$$K = F \left(\frac{a}{W}, \frac{r}{W} \right) \sigma \sqrt{\pi a} \quad (2)$$

Several investigators have established empirical relations for the curves representing crack growth, usually called crack growth laws. There are simple crack growth laws that can only be used for a constant amplitude loading, and other crack growth laws that take into account the variation of the stress ratio R . These crack growth laws can be divided in laws that describe the relation empirically, such as the Forman law, and laws that are based on the idea of crack closure, such as Elber [10] and Nasgro law.

4.1. Forman law and Wheeler retardation model

The Forman law depends on the variation in R and the stress intensity factor range (ΔK) and is given by the following equation:

$$\frac{da}{dN} = \frac{C_f (\Delta K)^{n_f}}{(1-R)K_c - \Delta K} \quad (3)$$

with $\Delta K = K_{max} - K_{min}$, K_c is the fracture toughness and C_f and n_f material constants that must be determined from constant amplitude tests. For the purpose of this study, the materials constants determined by the aircraft manufacturer were used. The manufacturer has divided the ΔK range into two parts where each part was fitted with a Forman crack growth law having its own constants, which are mentioned in reference [2]. The Wheeler model is based on a cycle by cycle analysis of crack growth and uses a retardation parameter ϕ to take into account for the plasticity induced retardation. The retardation parameter ϕ is based on the ratio of the plastic zone size caused by the current cycle to the plastic zone size of an overloaded cycle and can be written as [9]:

$$\phi = \left(\frac{r_{pi}}{a_o + r_{po} - a_i} \right)^m \quad \text{if } a_i + r_{pi} < a_o + r_{po} \quad (4)$$

$$\phi = 1 \quad \text{if } a_i + r_{pi} \geq a_o + r_{po} \quad (5)$$

where r_p is the plastic zone size and the power m in the equation must be determined by tests.

4.2. Nasgro law and CORPUS retardation model

The Nasgro law is based on the concept of crack closure, and is given by the following equation [6]:

$$\frac{da}{dN} = C_n \frac{(1-f)^{n_n}}{(1-R)^{n_n}} \Delta K^{n_n} \frac{\left(1 - \frac{\Delta K_{th}}{\Delta K}\right)^p}{\left(1 - \frac{\Delta K}{(1-R)K_c}\right)^q} \quad (6)$$

where $f = (K_{op}/K_{max})$ and ΔK_{th} is the threshold. The crack opening stress in the Nasgro law was determined with the Newman equations [11]:

$$f = \frac{K_{op}}{K_{max}} = \begin{cases} A_0 + A_1 R + A_2 R^2 + A_3 R^3 & R \geq 0 \\ A_0 + A_1 R & -2 \leq R < 0 \end{cases} \quad (7)$$

where

$$A_0 = \left(0.825 - 0.34\alpha + 0.05\alpha^2 \right) \left(\cos \frac{\pi \sigma_{max}}{2\sigma_0} \right)^{1/\alpha}$$

$$A_1 = \left(0.415 - 0.071\alpha \right) \left(\frac{\sigma_{max}}{\sigma_0} \right) \quad (8)$$

$$A_2 = 1 - A_0 - A_1 - A_3$$

$$A_3 = 2A_0 + A_1 - 1$$

The CORPUS retardation model, developed at NLR, is based on a cycle by cycle analysis of crack growth and on the determination of the actual part of the cycle that causes crack propagation, through the effective stress intensity factor. The possible retardation of a load excursion is accounted for as long as the affected zone of subsequent loads has not grown through the peak-load affected zone. A more detailed description of the model is given in reference [12].

4.3 Crack growth predictions

The previous models for crack growth analysis were used to predict the growth of a corner crack emanating from a hole for a geometry similar to the specimen used on the test program and with the two flight load sequences. Several analysis were carried out.

First, the results of crack growth calculations, obtained either by Forman/Wheeler model or Nasgro/Corpus model were compared with the experimental results, for the normal flight sequence. This comparison is shown in figure 4, where a - F/W and b - F/W are respectively the crack length and crack depth

calculated with the Forman/Wheeler model and a-N/C and b-N/C are respectively the crack length and crack depth calculated by the Nasgro/Corpus model. Only the experimental crack length is presented, since no information is available about the crack depth.

Results show that the Nasgro crack growth law with the opening loads calculated with Newman equations and Corpus retardation model, is very close but over predicts the experimental crack growth data, while Forman equation with Wheeler retardation factor is very conservative under the normal flight sequence spectrum. It is to note that the constants for Forman equation [2] were determined for the same aluminum alloy used on the aircraft, but on the Wheeler model the retardation factor m was determined with a different flight loading sequence but for the same aircraft and therefore a different behavior was already expected. For the Nasgro/Corpus calculations, the materials constants were the available ones on Nasgro library [6] for the 7075-T651 and may be different of the aluminum alloy used on the aircraft and on the specimens.

specimens the through crack on the side opposite to the starter notch, appeared near the final collapse of the specimen, therefore the simulation of crack growth is difficult since a non-symmetrical crack geometry existed.

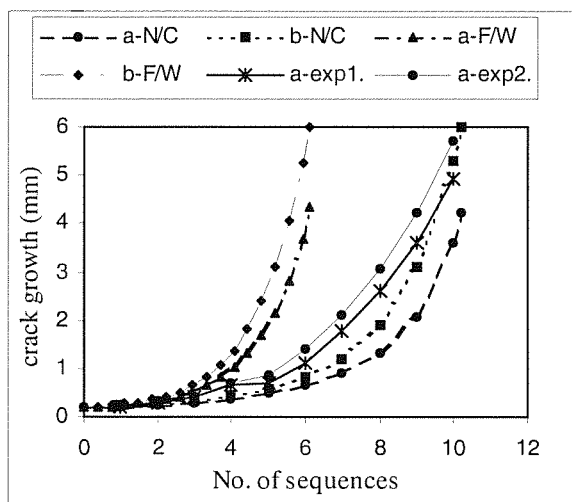


Fig. 4. Calculated and experimental crack growth

We can now determine the influence of the flight loading sequence on crack growth. Only the predictions of the Nasgro/Corpus model will be presented, for the normal flight loading sequence and for the severe flight loading sequence. The main difference between the two flight loading sequences, is that on the severe sequence only the flights where a certain stress level was measured, were used. Therefore, a higher crack growth rate is expected for the severe than for the normal sequence. The results of the calculated crack growth, using the Nasgro/Corpus model are presented on figure 5, where the severity of the flight is clearly shown.

As mentioned before a different crack growth behaviour was obtained for one specimen. In three

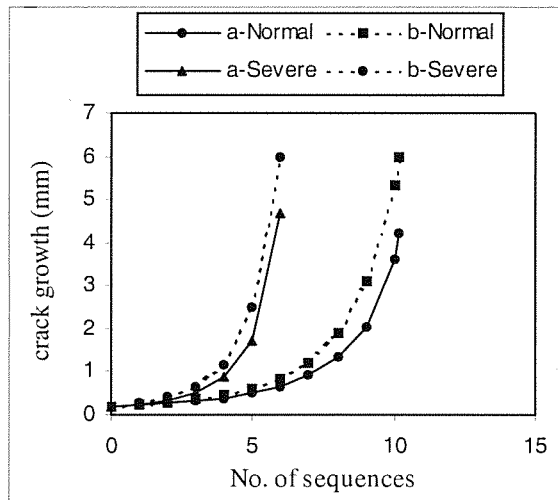


Fig. 5. Calculated crack growth for both normal and severe flight load sequences

As mentioned in the previous section, in one specimen two corner cracks developed on both sides of the hole at the front side of the specimen. A simulation of the crack growth was carried out in order to have the sensitivity of the predicted life to the initiation of one or two cracks at the hole. This is shown in figure 5. Comparing figure 5 with the data on figure 4, we can conclude that there is no significant difference on crack growth, before the crack is transformed on a through crack.

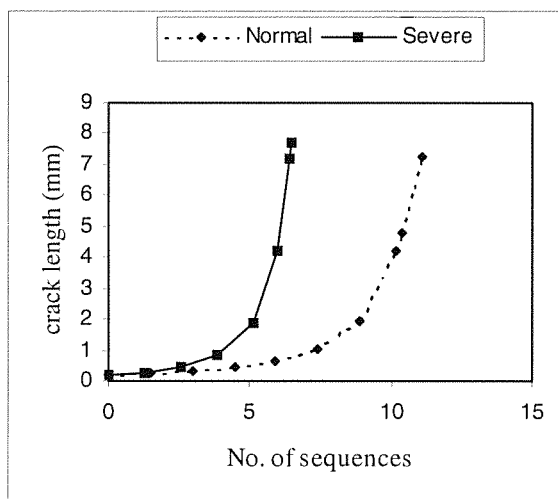


Fig. 5. Crack growth for two corner cracks

It is therefore possible to analyze crack growth on the critical location of the aircraft using the methods and models presented on the previous analysis. In order to increase the accuracy of the predictions, it is necessary

to fit the data of the aluminum alloy to the Nasgro law constants.

5. CONCLUSIONS

Crack growth tests on specimens with a corner crack emanating from a hole representative of the critical location of an aircraft wing were carried out using two flight loading sequences, and allow the following conclusions:

- Flight loading sequence severe is effectively more severe in terms of crack growth than the normal loading sequence, even if they represent the same number of flights and the same mission mix.
- The crack growth models used on the prediction of crack growth produced different results: Forman/Wheeler model showed to be very conservative while the Nasgro/Corpus model even if it was a better approximation produced somewhat unconservative results.
- A better approximation between predicted and experimental results may be achieved with a best fitting of the Nasgro law constants to the considered aluminum alloy, but there is no need to determine experimentally based retardation factors as on the Wheeler model.

6. ACKNOWLEDGEMENTS

The authors wish to thank the Portuguese Air Force for the financial support. Scientific and technical discussions were developed with NLR staff and we wish to thank Mr. Dominicus of NLR as the main researcher of the project. Some of the work has been carried out by under-graduate and post-graduate students of IST as part of their learning program.

7. REFERENCES

- [1] ten Have, A. A., "European approaches in standard development", Development of Fatigue Load Spectra, ASTM STP 1006, 1989, pp. 17-35.
- [2] A-7P/TA-7P Aircraft Structural Integrity Program, Report, LTV Aerospace and Defense Company, April 1989.
- [3] Dominicus, J., ten Have, A., Gonçalo, H., Freitas, M. and Fonseca, A., PoAF/TUL/NLR A-7P Load/usage Monitoring Project Procedure handbook, NLR Report, July 1995.
- [4] Freitas, M., Fonseca, A., Gonçalo, H. and Pires, C., "Damage Tolerance Evaluation on the A7-P Aircraft Considering the PoAF Usage", AGARD CP 568, Widespread Fatigue Damage in Military Aircraft, May 1995, pp.16.1-16.8.
- [5] Dominicus, J., "Development of load sequences representative of PoAF A7-P usage", NLR report, May 1996.
- [6] Fatigue Crack Growth Computer program, NASA/FLAGRO 2.0 user's manual, theory and operation, January 1995.
- [7] Newman, J. C. Jr, "Stress intensity factor equations for cracks in three-dimensional finite bodies", in Stress Intensity Factors Handbook, Vol. 2, Ed. Y. Murakami, Pergamon Press, pp. 712-716.
- [8] Newman, J. C. Jr, "An improved method of collocation for the stress analysis of cracked plates with various shaped boundaries", in Stress Intensity Factors Handbook, Vol. 1, Ed. Y. Murakami, Pergamon Press, pp. 293-294.
- [9] Wheeler, O. E., "Spectrum loading and crack growth", Journal of Basic Engineering, March 1972, pp. 181-186.
- [10] Elber, W., "Damage Tolerance in Aircraft Structures", ASTM STP 486, 1971, pp. 230-242.
- [11] Newman, J. C. Jr, "A crack opening stress equation for fatigue crack growth", International Journal of fracture, Vol. 24 (1984), R 131-135.
- [12] Koning, A. U., "A simple crack closure model for prediction of crack growth rates under variable-amplitude loading", NLR report, 1980.

FATIGUE CRACK PROPAGATION IN AN AlMgSi ALLOYLuis F. P. Borrego¹, José D. M. Costa² and José A.M. Ferreira²

1Department of Mechanical Engineering, ISEC/IPC, 3030 Coimbra

2Department of Mechanical Engineering / FCT, University of Coimbra – Polo II
Pinhal de Marrocos, 3030 Coimbra, PORTUGAL.

Abstract. Aluminium alloys of the 6000 series are largely used in structural applications. In automotive structures the type of solicitation is a random loading. However, fatigue crack growth under variable load amplitudes in this series of aluminium alloys are not so well understood as in the 7000 and 2000 series. So, in this work a fatigue crack propagation study was done in 6082 aluminium alloy using both constant and variable load amplitudes. The tests were carried out using MT specimens in a servohydraulic machine at a frequency of 25 Hz. For the constant amplitude tests four different stress ratios were analysed: $R = -0.25, 0.05, 0.25$ and 0.4 . The threshold of the stress intensity factor range, ΔK_{th} was also obtained for the four values of R . Crack closure was monitored in all tests by the compliance technique using a pin microgauge. The crack opening loads were derived from the load-crack opening displacement records after mathematics derivation and used to calculate ΔK_{eff} values from which the $da/dN - \Delta K_{eff}$ curves are obtained. The crack closure parameter U was obtained and related with ΔK and the stress ratio. A relationship between ΔK_{th} and R was also obtained. Some tests of overload were also realised and correlation between the crack propagation rate and the effective stress intensity factor were attempted.

1. INTRODUCTION

For many fatigue-critical parts of structures, fatigue crack propagation under service conditions generally involves random or variable amplitude, rather than constant amplitude loading conditions. Significant accelerations and/or retardations in crack growth rate can occur as a result of these load variations. The load history is therefore a major factor in determining fatigue life.

Crack growth retardation following tensile overloads, has been investigated by several authors [1,2]. Most of the data on tensile overloads reported in the literature deals with large single peak overloads (50-150%), primarily on aerospace materials. There is very little data available for the material studied in this work, although, with wide application on structures.

Crack closure has played a central role in the study of fatigue crack propagation [3]. A large number of researches have made attempts to understand the influence of the mean stress [4,5] on the fatigue crack growth rate based on the crack closure argument.

Crack closure [6] has been attributed to plasticity, oxidation and surface roughness. Except for high stress ratios or high ΔK values, the fatigue crack growth can be affected on more or less extension by the crack closure induced by plasticity in the two-parameter

crack growth rate relation, Regime II or by oxidation and surface roughness in Regime I of propagation. The influence of mean stress on the fatigue crack growth rate have been explained with success by the crack closure using the normalised load ratio parameter U as a function of R alone [5,7]; or R and K_{max} [8]; and R and ΔK [9].

In the present work the authors intend to analyse if the influence of the mean stress on the fatigue crack growth rate can be explained by the crack closure phenomenon. For this propose, MT specimens were submitted to fatigue tests using four stress ratios values. Also, tests with single peak overloads were performed, and attempts were made to examine if closure can explain the retardations observed on fatigue crack growth rate. Only two levels of overload were investigated in this work for $R = 0.05$. Others tests are in progress varying the parameters ΔK_{base} , R and the overload ratio.

Therefore, the main objectives of this work are: i) experimental study of the fatigue crack propagation, taking measures of the crack length and crack closure; ii) analysing the crack closure variation with K_{max} , (or ΔK), for the different R values; iii) obtaining the $da/dN - \Delta K_{eff}$ curves to verify if the influences of R will be eliminated; iv) study of fatigue crack growth rate retardation due to single peak overloads application.

2. EXPERIMENTAL DETAILS

The material used for this research was an AlMgSi1 (6082) aluminium alloy with T6 heat treatment. The chemical composition and the mechanical properties are shown in tables 1 and 2 respectively.

Table 1. Chemical composition of the 6082 aluminium alloy

Si (%)	Mg (%)	Mn (%)	Fe (%)	Cr (%)
0.7-1.3	0.6-1.2	0.4-1	0.5	0.25

Table 2. Mechanical properties of the 6082 aluminium alloy

σ_r [MPa]	σ_c [MPa]	ϵ_r [%]	Hardness [HB]
300±2.5	245±2.7	9	95

Fatigue tests were conducted for the Middle-Tension (MT) specimens with a thickness of 3 mm, in agreement with the ASTM E647 standard [10]. The specimens were obtained in the LT direction from a laminated plate with 1x2 m². Figure 1 illustrates the major dimensions of the samples used in the testes. The notch preparation was made by electrical-discharge machining. After, the specimens surfaces were polished mechanically.

The tests were performed in a computer-controlled servohydraulic DARTEC machine with 100 KN of capacity. The specimens were clamped by hydraulic grippes. All the testes where performed on load control at a frequency of 25 Hz. The crack length was measured using a travelling microscope (30X) with an accuracy of 10 µm.

For the constant amplitude testes four different stress ratios were analysed: R=-0.25, 0.05, 0.25 and 0.4. The parameter ΔK_{th} was determined using the K-decreasing procedure for $da/dN < 3 \times 10^{-6}$ mm/cycle.

The influence of single peak tensile overloads was investigated at R=0.05 applying a tensile overload of 50% at $\Delta K = 5.9 \text{ MPa m}^{-1/2}$ followed, after recover, by a 100% overload at $\Delta K = 8.2 \text{ MPa m}^{-1/2}$.

Load-displacement behaviour was monitored at specific intervals throughout each of the testes using a pin microgauge. The gauge pines were placed in the two holes of 0.5 mm diameter located above and below the center of the notch (figure 1). The distance between these points was 3.5 mm. The load-displacement records were obtained at a frequency of 0.5 Hz. Noise on the strain gauge output was reduced by passing the signal through a 1 Hz low-pass mathematical filter.

From the load-displacement records, variations of the opening load P_{op} , were derived using the technique known as maximisation of the correlation coefficient [11]. This technique involves taking the upper 10% of the P-ε data and calculating the least squares correlation coefficient. The next data pair is then added and the correlation coefficient is again computed. This procedure is repeated for the whole data set. The point at which the correlation coefficient reaches a maximum could then be defined as P_{op} .

The fraction of the load cycle for which the crack remains fully open, parameter U, was calculated by the following equation:

$$U = \frac{\Delta K_{eff}}{\Delta K} \quad (1)$$

Where,

$$\Delta K_{eff} = K_{max} - K_{op} \quad (2)$$

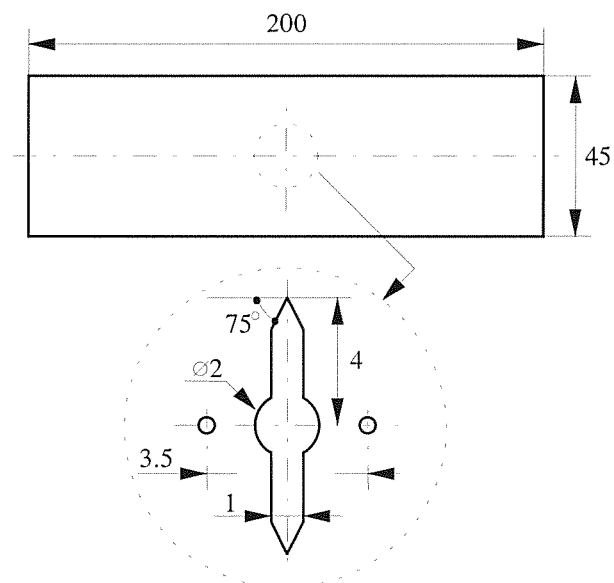


Fig. 1. Geometry of the MT specimen used in this work (dimensions in mm).

3. RESULTS AND DISCUSSION

3.1 – Influence of R on da/dN

The influence of the stress ratio on the fatigue crack growth can be seen in figure 2, considering the four values of R: -0.25, 0.05, 0.25 and 0.4. For R=-0.25 the relationship $\Delta K = K_{max}$ was used. Strong influence of the stress ratio on the fatigue crack growth rate was observed. As ΔK increases, the influence of R on da/dN decreases.

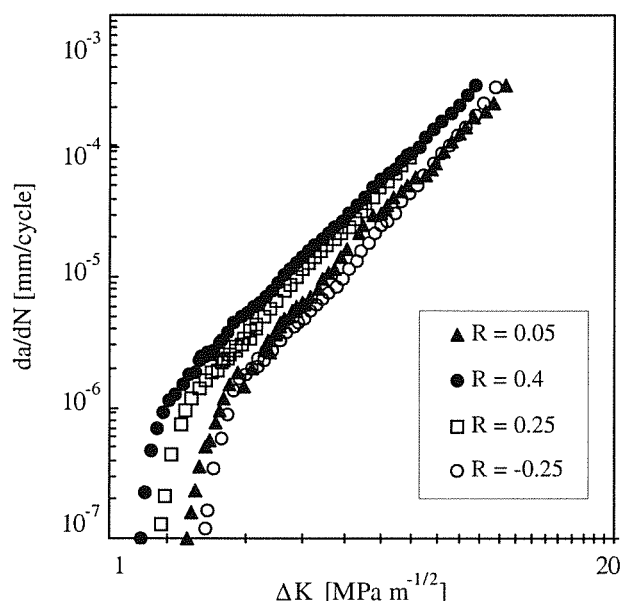


Fig 2. da/dN versus ΔK for $R=-0.25, 0.05, 0.25$ and 0.4 .

The crack growth rate da/dN increases with R ; this trend is more pronounced between $R=0.05$ and $R=0.25$ than that between $R=0.25$ and $R=0.4$. For the high values of da/dN , near 10^{-4} mm/cycle, the influence of R is nearly absent between $R=0.25$ and $R=0.4$. Also, a small influence of R on da/dN was obtained between $R=-0.25$ and $R=0.05$.

Table 3 summarises the Paris law parameters obtained for the four stress ratios analysed.

Table 3. Paris law parameters: da/dN versus ΔK (mm/cycle; $\text{MPa m}^{-1/2}$)

R	C	m	Correlation
-0.25	1.7×10^{-8}	4.05	0.9991
0.05	4.1×10^{-8}	3.66	0.9979
0.25	5.6×10^{-8}	3.78	0.9994
0.40	1.2×10^{-7}	3.39	0.9996

3.2 – Opening load stress intensity factor

Since fatigue crack growth rate has shown a strong dependence on stress ratio, a crack closure analysis was carried out to correlate the results with the ΔK_{eff} parameter initially proposed by Elber [5]. Crack opening loads were determined from load-displacement records acquired by the computer.

Figure 3 present the variations of $K_{\text{op}}/K_{\text{max}}$ as a function of K_{max} for the four values of the stress ratio: $R=-0.25, 0.05, 0.25$ and 0.4 . For $R=0.4$ crack closure measures were only observed for the lower values of K_{max} . The points indicated in this figure represent values of

$K_{\text{op}}/K_{\text{max}}$ above R . This figure shows that in general $K_{\text{op}}/K_{\text{max}}$ decreases as K_{max} increases until the minimum value $K_{\text{op}}=K_{\text{min}}$ was attained, where $R_{\text{eff}}=R$. For example in point A, where $K_{\text{max}}=4.9 \text{ MPa m}^{-1/2}$ $K_{\text{op}}=K_{\text{min}}$, and $R_{\text{eff}}=R=0.25$. For $R=-0.25$ and 0.05 this condition was not attained. From the trend of the curve for $R=-0.25$, $K_{\text{op}}=0$ is estimated to occur at point C for $K_{\text{max}} \approx 15 \text{ MPa m}^{-1/2}$. The ratio $K_{\text{op}}/K_{\text{max}}$ is lower for the lowers stress ratios.

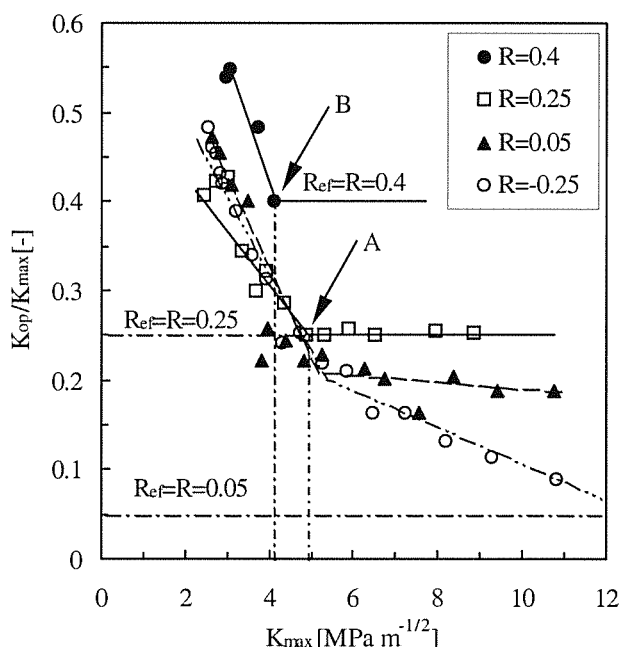


Fig 3. $K_{\text{op}}/K_{\text{max}}$ versus K_{max} for $R=-0.25, 0.05, 0.25$ and 0.4 .

3.3 – Normalised load ratio parameter

Other forms of crack closure data can be represented by plotting the normalised load ratio parameter U defined by Eq. (1) as a function of ΔK . Figure 4 shows that U tends to increase with ΔK for all values of R . For $R=0.4$ and above $\Delta K=2.5 \text{ MPa m}^{-1/2}$ U takes a constant value of unity. Thus, the values of U increase with the stress ratio, being the influence of R on U more significant for the lower values of ΔK . The curves for $R=-0.25$ and $R=0.05$ are very close. So, it can be concluded that there was only a small influence of the compressive part of the cycle on the crack closure load, for this negative stress ratio $R=-0.25$.

3.4 – Normalised load ratio parameter

The results presented before about the influence of the stress ratio and on the crack closure shows the expected behaviour: as R increases U increases also, *i.e.* U tends to the unity.

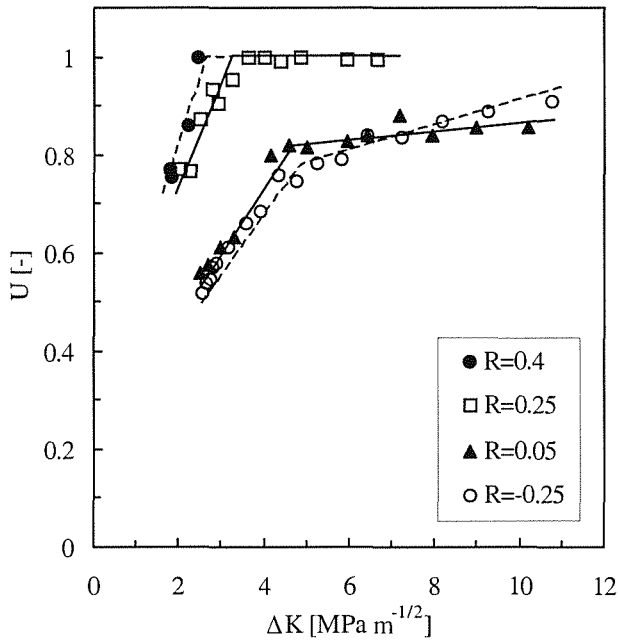


Fig 4. U versus ΔK for R=-0.25, 0.05, 0.25 and 0.4.

From the values of U calculated, the curves $da/dN-\Delta K_{eff}$ were derived. The objective is to analyse if the crack closure by it self permits reduce all the $da/dN-\Delta K$ curves at a unique curve $da/dN-\Delta K_{eff}$ independent of R.

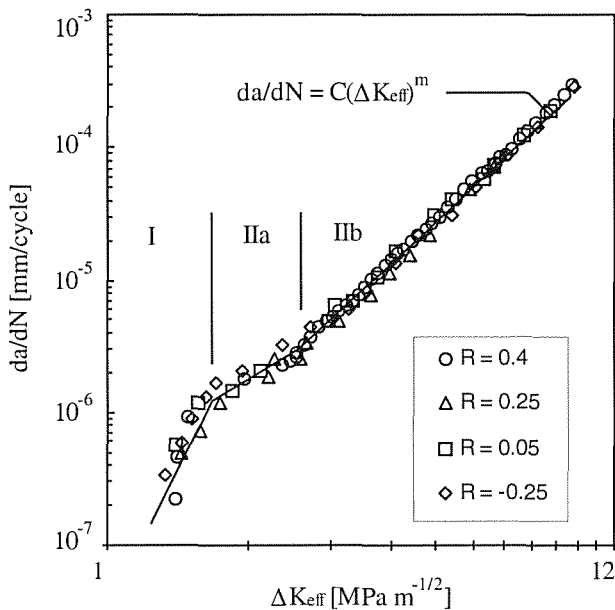


Fig 5. da/dN versus ΔK_{eff} for R=-0.25, 0.05, 0.25 and 0.4.

Figure 5 show these results for the four stress ratios. All results tends to fall within a width for all values of R when da/dN is plotted against ΔK_{eff} according to

$$\frac{da}{dN} = C\Delta K_{eff}^m \tag{3}$$

Three different Paris curves can be identified from the results plotted in figure 5. Table 5 summarises the parameters of the Paris curves of the three regimes indicated.

Table 5. Paris law parameters: da/dN versus ΔK_{eff} (mm/cycle; $MPa m^{-1/2}$)

Regim e	C	m	Limits of validity	Correl.
I	3.8×10^{-8}	7.2 7	$1.3 < \Delta K < 1.7$	0.8827
IIa	4.6×10^{-7}	1.9 6	$1.7 < \Delta K < 2.7$	0.9080
IIb	1.3×10^{-7}	3.3 8	$2.7 < \Delta K < 10$	0.9978

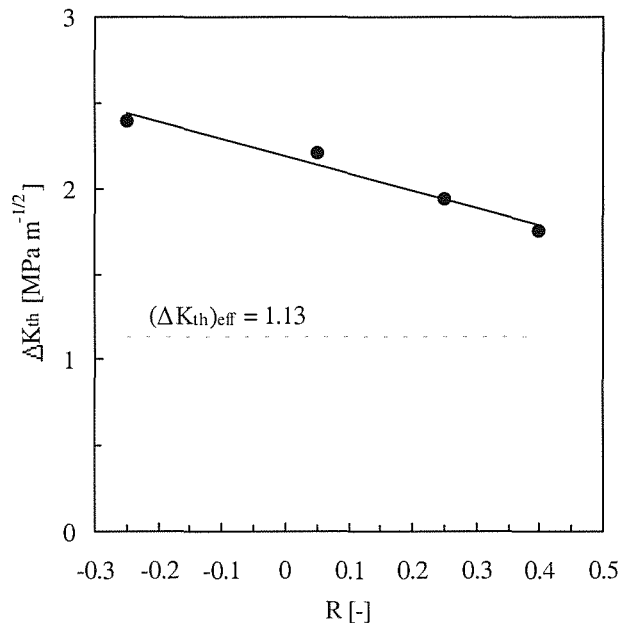


Fig 6. ΔK_{th} versus R.

Figure 6 presents the variation of the thresholds values ΔK_{th} against the stress ratio R. A considerable drop on thresholds values was obtained when the stress ratio change from -0.25 to 0.4. The effective value of ΔK_{th} , $\Delta K_{th,eff}$, is also indicated for comparison and was obtained from figure 5. Table 6 summarises the data values used in figure 6. From these results a linear correlation was stabilised between ΔK_{th} and R with a correlation coefficient of 0.9846.

$$\Delta K_{th} = -1.007R + 2.184 \tag{4}$$

Table 6. Thresholds values for the four values of R.

R	Thresholds values, ΔK_{th} (MPa m ^{1/2})
-0.25	2.39
0.05	2.20
0.25	1.93
0.4	1.75

$$\Delta K_{th,eff} = 1.13 \text{ MPa m}^{-1/2}$$

3.5 Single tensile peak overloads

In figure 7, data obtained from single peak overloads in the Paris Regime is plotted in terms of the crack length against the number of cycles. Up to now only one dataset including two overloads of 50% and 100% were obtained and included in this figure. Others tests are in progress varying the parameters ΔK_{base} , R and the overload ratio OL. It is clear from this figure that the amount of crack growth retardation increases as the level of the overload ratio is increased. Delay cycles and delay distances can be determined from this plot, but its validity is questionable because this test was not performed with a previous constant ΔK level.

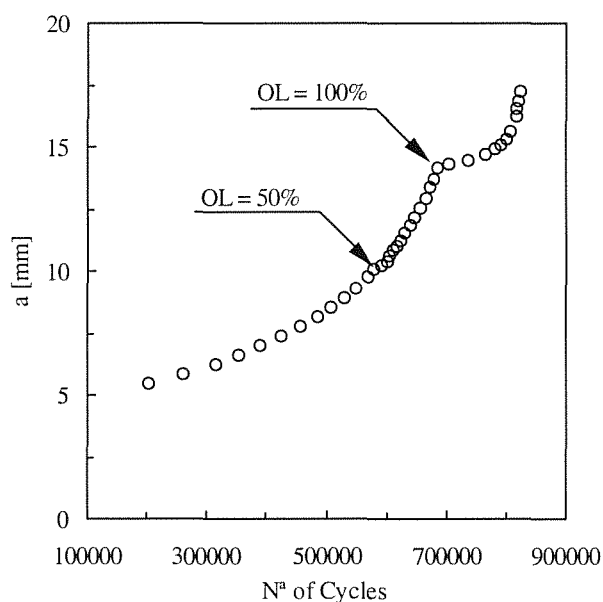


Fig 7. Crack length versus number of cycles for single tensile peak overloads. R=0.05.

Crack closure results obtained during the overload test are shown in figure 8, in terms of a plot of U against the crack length. Prior to the overload, the U value is relatively stable, between 0.78 and 0.85. Upon application of the 50% overload, U decreases rapidly to a minimum, corresponding approximately to 0.2 mm from the point of overload, and then increases gradually towards its pre-overload value. As shown in this plot, the minimum value of U attained decreases as the overload ratio increases (U=0.6 for OL=50% and U=0.4 for OL=100%).

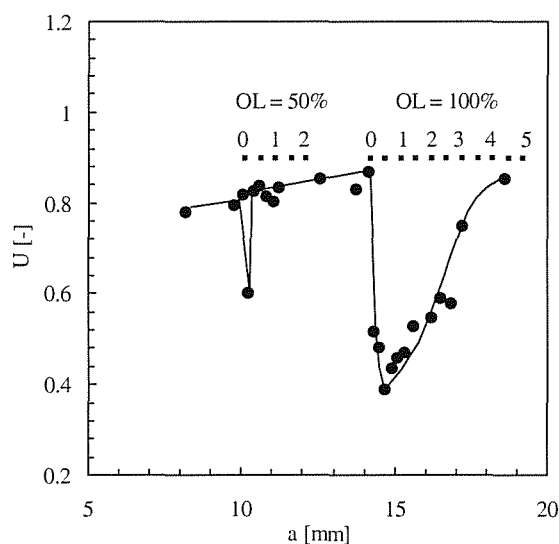


Fig 8. U versus crack length for single tensile peak overloads. R=0.05.

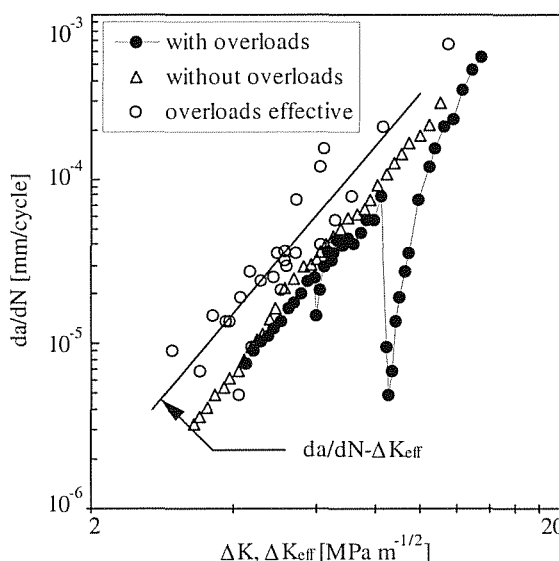
Fig 9. da/dN versus ΔK , ΔK_{eff} for single tensile peak overloads. R=0.05

Figure 9 shows the variations of the crack growth rate as a function of ΔK and ΔK_{eff} . The crack growth rate increases with ΔK according the Paris law before the overload was applied. Upon application of the overload, an immediate retardation in crack growth rate was observed. The crack growth rate then gradually recovered until the Paris curve steady state level was attained. The results are consistent with the normal behaviour reported in the literature [2], but no acceleration was observed on application of the overload. For the first overload OL=50% ($\Delta K=6 \text{ MPa m}^{-1/2}$) a small decrease of crack growth rate was observed from $2 \times 10^{-5} \text{ mm/cycle}$ before the overload to a minimum of growth rate of $1.3 \times 10^{-5} \text{ mm/cycle}$ upon the application of the overload. However, at the second overload OL=100% applied with $\Delta K=8 \text{ MPa m}^{-1/2}$, a strong decrease of the crack growth rate was observed,

where da/dN decreases from 9×10^{-5} mm/cycle to 5×10^{-6} mm/cycle due the application of the overload. When the results are presented as da/dN against ΔK_{eff} the data is in a single scatter band giving a better correlation than ΔK .

The crack closure data, figure 8, plotted in terms of the normalised load ratio parameter U shows a consistent drop on application of the overload with the growth rate trend. The overload cycle results in crack tip blunting which tends to remove near tip closure and reduces far field closure. However, the removal of closure behind the crack tip may be offset by closure generated by the ductile crack growth increment formed by the overload cycle in which case the acceleration may not occur. As the crack grows into compressive residual stress field formed by the overload cycle it encounters increased levels of plasticity induced near tip crack closure. Therefore, the crack growth rates are then retarded.

For thin specimens as the ones used in our tests with a thickness of 3 mm, the whole crack front is approaching plane stress conditions. Assuming that closure is predominantly a near surface, plane stress phenomenon, it might then be expected that a greater retardation of the growth rate be observed. The same behaviour was observed in an Al-4.5Zn-2.5Mg aluminium alloy [12,13].

4. CONCLUSIONS

1. A strong influence of the stress ratio R on the fatigue crack growth was observed in the 6082 aluminium alloy. da/dN increases as R increases and the influence of R decreases as ΔK increases.

2. Crack closure experimental data was obtained and plotted as the variation of the ratio $R_{eff} = K_{op}/K_{max}$ versus K_{max} . As K_{max} increases R_{eff} decreases until $R_{eff} = R$ condition was attained. K_{op}/K_{max} decreases with R . No crack closure was observed for $R=0.4$, except for the lowers K_{max} values.

3. The crack closure parameter U was also determined and plotted versus ΔK . It increases with R . The influence of R on U is more strong for the lowers ΔK values. Also, the influence of R on U is stronger for $R=0.05$ than for $R=0.25$ and is virtually insignificant for $R=0.4$, except for lower values of ΔK .

4. Despite some scatter obtained in the curve $da/dN - \Delta K_{eff}$ the results for the four stress ratios are under a same continuous band. Thus, crack closure seems to be able to explain the influence of R on fatigue crack growth rate in the 6082 aluminium alloy in both regimes I and II of crack propagation.

5. The crack closure data shows a consistent drop on application of the overload with the growth rate trend. The amount of crack growth retardation increases as the level of the overload ratio is increased

5. REFERENCES

- [1] Damri D. and Knott J.F. "Fracture modes encountered following the application of a major tensile overload cycle", *Int. J. Fatigue*, 15, 53-60 (1993).
- [2] Ng'Ang'A S.P. and James M.N. "Variable amplitude loading in En8 (080M40) steel: a detailed experimental study of crack growth", *Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct.*, 19, 217-216 (1996).
- [3] Elber W. "Fatigue crack closure under cyclic tension", *Eng Fract Mech*, 2, 37-45, (1970).
- [4] Blom A. F. and Holm D.K. "An experimental and numerical study of crack closure", *Eng Fract Mech.*, 22, 997-1011, (1984).
- [5] Elber W. "The significance of fatigue crack closure", *ASTM STP415*, 230-242, (1971).
- [6] Ritchie R. O. "Slow crack growth macroscopic aspects", *Proc. of 2th National Conference on Fracture*, University of Witwatersrand, Johannesburg, Eds Tait, R. B. and Garret, G. G., Pergamon Press (1984).
- [7] Schijve J. "Some formulas for crack opening stress level", *Eng. Fract. Mech.*, 14, 461-465 (1981).
- [8] Bachmann V. and Munz D. "Crack closure in fatigue of titanium alloy", *Int. J. Fract.*, 11, 713-716 (1975).
- [9] Srivastava Y.P. and Garg S.B.L. "Influence of R on effective stress range ratio and crack growth", *Eng. Fract. Mech.*, 22, 915-926 (1985).
- [10] "Standard test method for constant-load-amplitude fatigue crack growth rates above 10^{-8} m/cycle", *ASTM E 647-86*, 765-783 (1987).
- [11] Allison J. E. Ku R. C. and Pompetzki M. A. "Mechanics of fatigue crack closure", *ASTM STP 982*, 171-185 (1988).
- [12] Knott F. and Pickard A.C., *Met. Sci.*, Aug/Sept, 399 (1977).
- [13] Shuter D.M. and Geary W. "The influence of specimen thickness on fatigue crack growth retardation following an overload", *Int. J. Fatigue*, 17, 111-119 (1995).

COMPORTAMIENTO EN FATIGA DE ACEROS PERLÍTICOS CON DISTINTO GRADO DE TREFILADO

M. Toledano y J. Toribio

Departamento de Ciencia de Materiales (ULC)
 ETSI Caminos, Campus de Elviña, 15192 La Coruña

Resumen. Este artículo estudia el comportamiento en fatiga de aceros perlíticos con distinto grado de trefilado. Los resultados muestran que el trefilado progresivo no afecta al camino de propagación de fisuras por fatiga, es decir, el comportamiento en fatiga se mantiene isótropo incluso para los aceros fuertemente trefilados. A nivel microestructural, sin embargo, se detectan cambios en las fractografías asociadas con los diferentes grados de trefilado. Desde el punto de vista ingenieril, se comprueba que el trefilado mejora el comportamiento en fatiga de los aceros a través de la mejora de las constantes de la Ley de Paris.

Abstract. In this paper the fatigue behaviour of pearlitic steels with different levels of cold drawing is studied. Results demonstrate that progressive cold drawing does not affect the fatigue crack propagation path, i.e., the fatigue behaviour remains isotropic even for the most heavily drawn steels. At the microstructural level, however, changes are detected in the fractographs associated with the different degrees of cold drawing. From the engineering point of view, it is seen that cold drawing improves the fatigue performance through the improvement of the constants of the Paris law.

1. INTRODUCCION

Los alambres de acero de alta resistencia son uno de los dos componentes fundamentales de las estructuras de hormigón pretensado, y así se utilizan con profusión en obras de ingeniería civil que frecuentemente se encuentran sometidas a sollicitaciones de fatiga [1,2]. Para conseguir elevados niveles de resistencia mecánica, dichos materiales se fabrican mediante trefilado progresivo de un alambroón previamente laminado en caliente, hasta obtener el acero de pretensado comercial fuertemente trefilado, que posee un límite elástico y una tensión de rotura muy elevados a consecuencia del mecanismo de endurecimiento por deformación que opera durante el proceso de fabricación.

Desde el punto de vista macroscópico, el trefilado produce una reducción progresiva del diámetro del alambre mediante tracción axial y compresión lateral. De este modo, el producto final comercial ha sufrido deformaciones plásticas muy intensas capaces de modificar su microestructura en los dos niveles básicos:

la colonia de perlita y las láminas de ferrita y cementita [3,4], en forma de estiramiento de las colonias y orientación progresiva en dirección cuasi-paralela al eje del alambre o dirección de trefilado [3], así como densificación progresiva y orientación de las láminas también según una dirección muy próxima al eje del alambre [4].

La susodicha orientación microestructural con el trefilado produce anisotropía resistente en el material, con la consecuencia de comportamiento anisótropo en fractura y desviación de la fisura de su plano original de propagación por fatiga en modo I [5,6]. Así pues, aunque es claro que el trefilado mejora las propiedades mecánicas (tradicionales) del acero (las útiles para el comportamiento ordinario en servicio), desde el punto de vista de la mecánica de fractura y de los análisis de tolerancia al daño, las consecuencias del proceso de fabricación sobre el comportamiento en fatiga y fractura aún no se conocen bien, aunque investigaciones previas de los autores [7,8] han evidenciado una clara mejora de la tenacidad de fractura con el trefilado, introduciéndose

el concepto de *pseudoténacidad de fractura* para los aceros fuertemente trefilados.

En este artículo se estudia el comportamiento en fatiga de aceros con distinto grado de trefilado, desde los puntos de vista microscópico (fractografía) y macroscópico (ingenieril). El objetivo es poner de manifiesto, según varía el grado de trefilado o el nivel de anisotropía resistente del acero, los distintos aspectos microscópicos del fenómeno de la fatiga para cada uno de los tres regímenes de propagación de la fisura (regiones I, II y III de la curva $da/dN-\Delta K$, según la Fig. 1) y en obtener para cada estadio de trefilado los parámetros C y m de la ley de Paris que modeliza la región II de la gráfica $da/dN-\Delta K$, analizando la evolución de estos parámetros con el trefilado, y sus consecuencias sobre la resistencia del material a la propagación de fisuras de fatiga. De este modo el *grado de trefilado* (nivel de endurecimiento por deformación) se considera la variable fundamental para elucidar las consecuencias del proceso de fabricación en el posterior comportamiento de los aceros sometidos a solicitaciones de naturaleza cíclica.

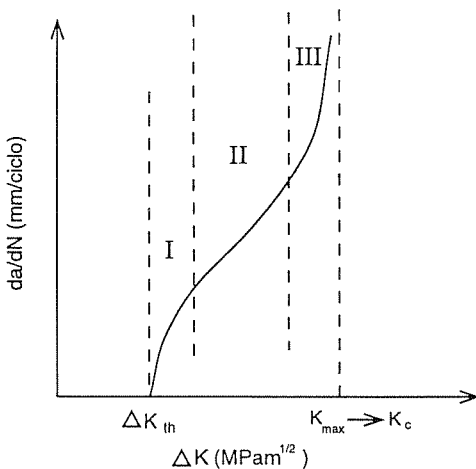


Fig. 1. Gráfica da/dN en función de ΔK .

2. MATERIALES

Poner de manifiesto la influencia que el fenómeno de la fatiga tiene sobre el proceso industrial de trefilado en aceros perlíticos de alta resistencia, requiere examinar cada uno de los pasos que conducen de un extremo a otro de la línea de producción de la trefilería, desde el alambrón laminado en caliente o material base (no trefilado en absoluto) hasta el acero de pretensado utilizable en obra (producto comercial fuertemente trefilado).

Los aceros utilizados son hipoeutectoides con un contenido en carbono del 0,80%. La Tabla 1 muestra la nomenclatura utilizada para denominar cada uno de los aceros, los diámetros progresivamente decrecientes y las

correspondientes reducciones de sección en cada etapa de trefilado.

Tabla 1. Nomenclatura y diámetros de los aceros.

Nomenclatura	B0	B1	B2	B3	B4	B5	B6	B7
Diámetro (mm)	12	11.25	10.5	9.7	9	8.5	8.2	7
Reducción (%)	---	6.25	6.7	7.6	7.2	5.6	3.5	14.6

3. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

La hipótesis de partida para el análisis en fatiga de los materiales objeto de estudio ha sido considerar que el comportamiento de los alambres es elástico-lineal, y que por tanto los valores del intervalo de oscilación del factor de intensidad de tensiones (ΔK) utilizados en el laboratorio para producir el avance de la fisura en ningún caso son lo suficientemente elevados como para provocar zonas plásticas, en el borde de la fisura, lo bastante extensas que hagan necesario recurrir a criterios y técnicas de la Mecánica de Fractura Elasto-Plástica.

Los ensayos de fatiga se han llevado a cabo a temperatura ambiente en una máquina universal de ensayos mecánicos servohidráulica con capacidad de hasta 100 kN, en control de carga, aplicando entre los extremos de la probeta una onda sinusoidal a 10 Hz de frecuencia, y adoptando siempre como valor mínimo de carga un valor próximo a 0, por lo cual el intervalo de oscilación del factor de intensidad de tensiones ΔK coincide con el valor máximo del mismo K_{max} .

El tipo de muestras utilizadas son alambres de sección circular, en los que se ha realizado una entalla mecánica con objeto de localizar de antemano el lugar y orientación de la fisura. Con objeto de eliminar la influencia de esta entalla inicial y provocar el inicio de la fisura, se realizaron unos ensayos de prefisuración aplicando una carga cíclica en tracción con un ΔK elevado, aunque en ningún caso el valor de K_{max} superó el 60% de K_{IC} (tenacidad de fractura en aire).

El análisis se ha centrado principalmente en la región II de la Fig. 1, en la cual la tasa de crecimiento de fisuras por fatiga (da/dN), puede expresarse en función del intervalo de oscilación del factor de intensidad de tensiones (ΔK) por medio de una Ley de Paris [9]:

$$da/dN = C(\Delta K)^m \quad (1)$$

donde C y m son las constantes de Paris del material a determinar experimentalmente para cada acero. Estos coeficientes permitirán evaluar el comportamiento en fatiga de los aceros con distinto grado de trefilado.

Las fisuras de fatiga que se obtienen pueden modelizarse como fisuras semielípticas con semeje menor a que es lo que se denomina profundidad de fisura. Su magnitud

se determina midiendo directamente en un proyector de perfiles sobre la superficie fracturada la distancia entre la superficie exterior de la probeta y el frente de fisura en el punto de máxima profundidad.

En aquellos casos en los que la fisura no era simétrica con respecto a la entalla, esta medida se hizo según la dirección OM, Fig. 2, donde M es el punto que equidista de A y B en el plano de la fisura y sobre la superficie exterior de la muestra.

Siendo necesario conocer en cualquier momento del ensayo de fatiga la profundidad a de la fisura (para evaluar el cociente da/dN), y con el inconveniente añadido de que este parámetro no puede ser medido directamente durante el propio ensayo (aunque sí al finalizar el mismo, tras la rotura final de la muestra), se hace necesario utilizar una técnica de medida indirecta basada en el método de la flexibilidad, de tal forma que, conociendo en cada momento la rigidez de la probeta (medible durante el ensayo de fatiga), se puede obtener el tamaño de la fisura en cada instante, a partir de una gráfica rigidez-profundidad de fisura obtenida tras realizar algunos ensayos de fractura con fisuras de tamaño variable.

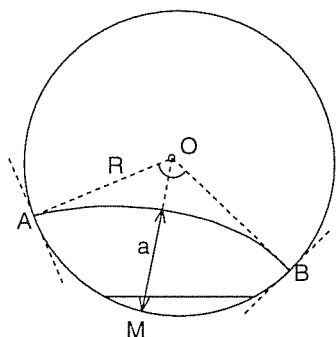


Fig. 2. Medida de a en fisuras asimétricas.

Para obtener los datos de la gráfica rigidez-profundidad de fisura, que se muestra en la Fig. 3, el procedimiento que se siguió consistió en realizar sobre distintas probetas un ensayo de fatiga a 10Hz de frecuencia y con dos escalones de carga para propagar la fisura hasta una longitud a en principio desconocida. A continuación, la probeta es llevada hasta rotura en un ensayo de tracción axial y, registrando la curva carga-desplazamiento, se obtiene el valor de la rigidez midiendo la pendiente de dicha gráfica. Una vez rota la probeta, la profundidad de fisura se midió en un proyector de perfiles, permitiendo así establecer la equivalencia entre rigidez y profundidad de fisura, que en este caso viene dada por la siguiente ecuación adimensional:

$$1/CED = 0.80 - 1.41 (a/D) \quad (2)$$

donde C es la flexibilidad de la muestra (cociente entre el desplazamiento y la carga aplicada), E es el módulo

de elasticidad, a la profundidad de fisura y D el diámetro de la muestra.

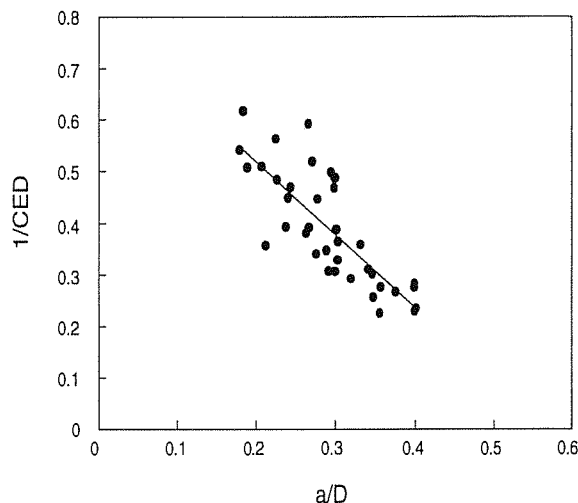


Fig. 3. Gráfica rigidez-profundidad de fisura.

Previamente a los ensayos de propagación de fisuras por fatiga, se realizó un plan de fisuración mediante el cual es posible conocer a priori las condiciones exactas en las que se va a fisurar, es decir, estimar para cada intervalo de carga aplicado en fatiga, la longitud de fisura que se desea alcanzar para así ir reduciendo progresivamente el valor de ΔK . En estos planes de fatiga se estimaron un mínimo de 5 escalones de fatiga, de modo que se fuera disminuyendo progresivamente el valor de ΔK , hasta conseguir que este valor fuera menor que el 25% de la tenacidad de rotura y alcanzar valores próximos al umbral de propagación ΔK_{th} . Al mismo tiempo se impuso la limitación de no propagar fisuras con una longitud superior al 40% del diámetro de la probeta en cuestión, por las limitaciones de aplicabilidad asociadas a la expresión del factor de intensidad de tensiones que se utiliza, tomado de la referencia [10].

Según este plan de fatiga, la gráfica da/dN en función de ΔK es recorrida globalmente en sentido decreciente de ΔK mientras que, dentro de cada escalón, como lo que se va logrando es aumentar la profundidad de la fisura para un intervalo de carga dado, se progresa en el sentido creciente de ΔK .

4. EVOLUCION DEL COMPORTAMIENTO EN FATIGA

Aunque en cada uno de los ensayos realizados se intentó abarcar el mayor intervalo posible de la gráfica da/dN función de ΔK , en la mayoría de los aceros ensayados tan sólo fue posible obtener datos dentro de la región II. En la Fig. 4 se muestra un ejemplo de los resultados obtenidos en un ensayo de fatiga para una probeta de acero fisurado B6.

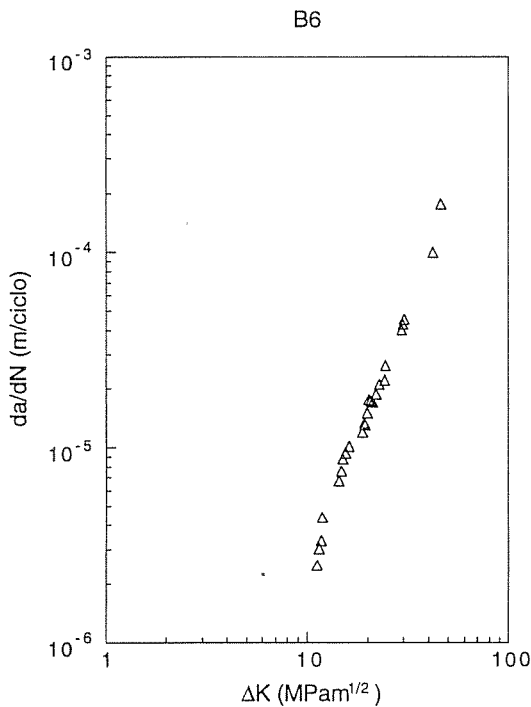


Fig. 4. Curva da/dN-ΔK del acero B6.

En lo que respecta a la región I, es decir, la región de valores bajos de ΔK, los ensayos dentro de esta región han estado limitados por la falta de precisión del método de medida de la longitud de fisura, lo cual provocó una excesiva dispersión de resultados para ΔK próximos a ΔK_{th}, que fueron desestimados.

En cuanto a la región III, es decir, la región de valores elevados de ΔK, la escasez de datos se debe, por una parte, al carácter intrínseco de esta región que se caracteriza por el rápido crecimiento de la fisura hasta producir la rotura precipitada de la probeta, por lo que los ensayos siempre se realizaron dentro de un margen de seguridad.

4.1. Análisis de los coeficientes C y m de la Ley de Paris

El objetivo de la investigación se centraba en la región II, y por lo tanto se planteó la necesidad de discernir, entre todos los datos obtenidos para cada acero, los que realmente correspondían a esta región. Teniendo en cuenta que la zona de valores intermedios de ΔK puede ser ajustada en escala bilogarítmica por una recta, el criterio de selección que se adoptó fue el de elegir para cada acero el mayor intervalo de datos que fuera ajustado por regresión lineal con un coeficiente de correlación superior a 0.99. Esto permitió elaborar una gráfica bilogarítmica, Fig. 5, en la que se observa la evolución de las curvas que representan la ley de Paris según progresa el trefilado.

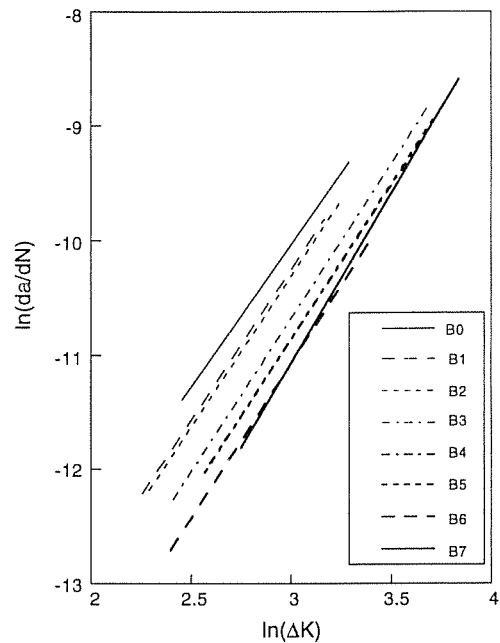


Fig. 5. Evolución de las curvas da/dN-ΔK con el trefilado en representación bilogarítmica.

El análisis de los resultados muestra, según se recoge en la Fig. 6, que los valores de m (pendiente de las rectas de la región II) se mantienen prácticamente constantes. En cambio, la disminución de C indica que, para un mismo ΔK, el proceso de trefilado reduce la velocidad de propagación de las fisuras. Esto supone una mejora indudable del comportamiento ingenieril de los aceros a consecuencia del proceso de fabricación. En cuanto a la tasa de mejora, en los primeros escalones de trefilado la reducción del coeficiente C es muy importante, para amortiguarse progresivamente a medida que el trefilado se hace más intenso.

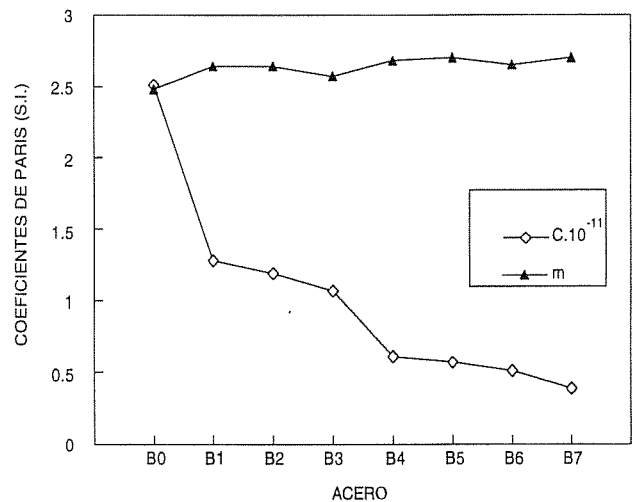


Fig. 6. Evolución de los coeficientes de la ley de Paris (C, m) con el trefilado.

4.2. Análisis fractográfico de los modos microscópicos de fractura por fatiga

A continuación se presenta el estudio fractográfico, realizado mediante microscopía electrónica de barrido (SEM) sobre las superficies de fatiga de los aceros, mostrando las diferentes topografías obtenidas en función del grado de trefilado del acero y del régimen de valores de ΔK con que ha sido fatigado. Se analizaron las tres regiones I, II y III, de acuerdo con los resultados presentados en el apartado anterior y que aparecen distribuidas sobre la sección transversal del alambre de la forma indicada en la Fig. 7.

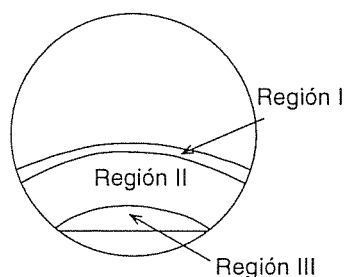


Fig. 7. Distribución de los regímenes de fatiga sobre la sección transversal del alambre.

Las imágenes de las superficies de fatiga obtenidas en un microscopio electrónico de barrido (para estas micrografías el eje vertical indica la dirección de avance de la fisura), revelan dos tipos de superficies diferentes según hayan sido las condiciones de fisuración en lo referido a niveles máximos de sollicitación aplicada.

Dentro de la región II, predominan las estrías de fatiga, es decir, marcas finamente espaciadas y orientadas en la dirección de avance de la fisura, con un aspecto similar a una fractura por *cuasi-clivaje* [11]. Se ha comprobado que, para valores moderados de ΔK ($\Delta K/K_{IC} < 0.25$), el aumento del grado de trefilado origina estrías de fatiga menos definidas y de menor tamaño, según se muestra en las Figs. 8 y 9.

En cambio, examinando al microscopio superficies de fatiga que se han desarrollado para valores elevados de ΔK ($\Delta K/K_{IC} > 0.37$), y que pueden englobarse en la región III, el aspecto es mucho más rugoso y ondulado, pudiendo describirse como *superficies de desgarro*. Además, para estos valores de ΔK se comprueba que el aumento del grado de trefilado favorece la presencia de las propias superficies de desgarro, según se pone de manifiesto en las Figs. 10 y 11.

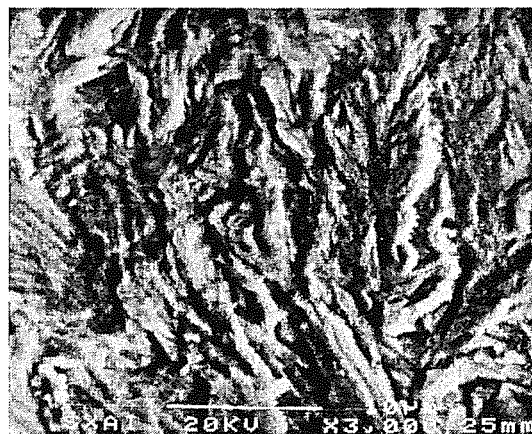


Fig. 8. Fractografía de fatiga del acero B2 (x3000), con $\Delta K/K_{IC} = 0.13$.



Fig. 9. Fractografía de fatiga del acero B7 (x3000), con $\Delta K/K_{IC} = 0.12$.



Fig. 10. Fractografía de fatiga del acero B2 (x3000), con $\Delta K/K_{IC} = 0.39$.



Fig. 11. Fractografía de fatiga del acero B6 (x3000), con $\Delta K/K_{IC} = 0.37$.

5. CONCLUSIONES

Las conclusiones más importantes del presente trabajo son las siguientes:

1.- Del análisis de la evolución con el trefilado de los parámetros C y m de la ley de Paris, se puede concluir que, aunque m permanece cuasi-constante, C disminuye claramente, es decir, el trefilado reduce la tasa de crecimiento de grietas por fatiga, por lo que resulta claramente beneficioso desde el punto de vista del comportamiento ingenieril de aceros de pretensado.

2.- Extrapolando los valores de ΔK hacia valores próximos al umbral de propagación ΔK_{th} , se puede deducir que este umbral aumentaría con el trefilado, aunque es necesario continuar el estudio experimental para clarificar este punto.

3.- Con respecto a las superficies de fatiga, se ha comprobado que, para valores altos del intervalo de oscilación del factor de intensidad de tensiones ΔK , el aumento del grado de trefilado favorece la presencia de las superficies de desgarró, mientras que, para valores bajos de ΔK , el aumento del grado de trefilado origina estrías de fatiga menos definidas y de menor tamaño.

Agradecimientos

Los autores desean hacer constar su agradecimiento por la financiación recibida de la CICYT (Ref. MAT97-0442) y la Xunta de Galicia (Refs. XUGA 11801B95 y XUGA 11802B97). También agradecen a EMESA TREFILERIA S.A. el suministro del material para la elaboración de este trabajo.

REFERENCIAS

- [1] Elices, M., "Fracture Mechanics of Concrete: Structural Application and Numerical Calculation", edited by G.C. Sih and A. Di Tommaso, Martinus Nijhoff Publishers, Dordrecht, The Netherlands, pp. 226-271 (1985).
- [2] Barsom, J.M., Rolfe, S.T., "Fracture & Fatigue Control in Structures", Prentice-Hall Inc., Englewood Cliffs, New Jersey (1987).
- [3] Toribio, J., Ovejero, E., *Mater. Sci. Engng.*, **A234-236**, 579-582 (1997).
- [4] Toribio, J., Ovejero, E., *Scripta Mater.*, **39**, 323-328 (1998).
- [5] Astiz, M.A., Valiente, A., Elices, M., Bui, H.D., "Life Assessment of Dynamically Loaded Materials and Structures-ECF5", edited by L. Faria, EMAS, West Midlands, UK, pp. 385-393 (1984).
- [6] Toribio, J., Ovejero, E., Toledano, M., *Int. J. Fracture*, **87**, L83-L88 (1997).
- [7] Toledano, M., Toribio, J., *Anales de Mecánica de la Fractura*, **14**, 267-272 (1997).
- [8] Toledano, M., Toribio, J., *Anales de Mecánica de la Fractura*, **15**, 419-424 (1998).
- [9] Paris, P.C., Gómez, M.P., Anderson, W.E., *The Trend in Engng.*, **13**, 9-14 (1961).
- [10] Valiente, A., Tesis Doctoral, Universidad Politécnica de Madrid (1980).
- [11] "ASM Handbook (Vol. 12: Fractography)", ASM International, Materials Park, OH (1992).

**CYCLIC STRESS-STRAIN FIELDS IN THE VICINITY OF A CRACK TIP
IN A STRAIN-HARDENING MATERIAL**

V. Kharin and J. Toribio

Universidad de La Coruña (ULC)
Departamento de Ciencia de Materiales
ETSI Caminos, Campus de Elviña, 15071 La Coruña, Spain

Abstract.— Finite-element large-deformation analysis of the cracked strain-hardening elastoplastic solid under cyclic loading was performed. Minor quantitative changes, but not essential distinctions, were found in the near tip stress fields comparing the data corresponding to different hardening rules (isotropic, kinematic and combined) with the perfectly-plastic constitutive model (with no strain hardening). With regard to the deformations, strain-hardening promotes formation of localised slip bands in the fatigue crack tip. This affects the strain field shape and the rates of plastic strain accumulation in certain locations. The implications of the simulation results for criteria of fatigue damage accumulation are discussed focusing on the role of loading regime (amplitude and overloads) on the fatigue crack propagation rate.

Resumen.— Se ha realizado un análisis por elementos finitos, en grandes deformaciones, del sólido elastoplástico fisurado, con capacidad de endurecimiento por deformación, sometido a carga cíclica. Sólo se detectaron pequeñas diferencias, mas no cambios esenciales, en los campos tensionales próximos al extremo de la fisura obtenidos utilizando diferentes tipos de endurecimiento (cinemático, isotrópico y combinado), al compararlos con el modelo constitutivo perfectamente plástico (sin endurecimiento por deformación). Con respecto a las deformaciones, el endurecimiento por deformación potencia la formación de bandas de deslizamiento localizadas en el extremo de la fisura de fatiga. Esto afecta a la forma del campo tensional y a la tasa de acumulación de deformación plástica en determinados lugares. Las implicaciones de los resultados en cuanto a criterios de acumulación de daño por fatiga se discuten en lo relativo al papel del régimen de carga (amplitud y sobrecargas) en la tasa de crecimiento de fisuras por fatiga.

1. INTRODUCTION

Analyses of the crack tip stress and deformation fields are essential for understanding of the crack propagation phenomena and for development of the predictive tools by means of linking relevant stress-strain characteristics to microscopical rupture mechanisms. Extensive studies of the elastoplastic near-tip fields under fatigue have been accomplished within the small-deformations approach for a variety of material constitutive equations, see e.g. [1-5]. Advanced high-resolution studies of the crack tip fields have also been performed taking into account both constitutive (plasticity) and geometrical (large deformations) nonlinearities which are equally essential to gain realistic implications for fracture [6,7]. However, only the monotonic loading situations have received exhaustive consideration there. In relation to fatigue, a thorough study accounting for the roles of plasticity and large geometry changes has been performed dealing with the perfectly-plastic solid [8,9]. Only quite limited data have been generated till now considering real materials under cyclic loading [10,11].

This contribution focuses on the effect of the strain-hardening constitutive behaviour on the near-tip situation under cyclic loading to provide more insight about fatigue cracking. Finite deformation simulations

of the crack tip fields in the strain-hardening elastoplastic solid were performed for a plane-strain crack subjected to mode I (opening) cyclic loading under small scale yielding. The latter allows to use the linear elastic fracture mechanics tool —the stress intensity factor K — as the controlling parameter of the elastoplastic crack tip situation irrespective of the geometry of a solid and distribution of applied loads.

2. DESIGN OF THIS STUDY

The model of perfectly-plastic solid, although it is quite suitable for analytical and numerical evaluations, does not accurately represent the constitutive response of materials which usually manifest strain hardening. It may be useful to improve the approximation adopting as the controlling material parameter not simply a conventional engineering yield strength $\sigma_{0.2}$, but a suitable effective value of the yield stress σ_Y as modified by strain hardening. Then, owing to the similitude of the corresponding elastoplastic solutions with respect to σ_Y and the dimensionless factor σ_Y/E , where E is the Young modulus, strain hardening of materials may affect only the scaling of stress-strain fields, but not their shape, under otherwise similar geometry-and-loading circumstances, e.g. near cracks.

It is clear that "irrespective of the method of solution, the results of an elastic-plastic analysis are as good as the constitutive model employed" [5]. While certain model deficiencies may not substantially alter results in many analysis tasks, usually it is not easy to perceive *a priori* if a model in use would not miss important features of the stress-strain fields in question. In relation to the crack tip fields, it seems to be useful to consider various constitutive models focusing on their possible effects on the crack tip situation in fatigue.

As a model, the rate-independent strain-hardening elastoplastic material with von Mises yield surface was considered. The monotonic loading characteristics of the material corresponded to the experimental data for a cold-drawn high-strength steel [12] as follows: $E = 195$ GPa, Poisson ratio $\mu = 0.3$, the value of 0.2% offset yield strength taken as the initial tensile yield stress $\sigma_Y = 1500$ MPa. The monotonic stress-strain curve of the steel is approximated by the Ramberg-Osgood equation which relates the plastic component of the total equivalent strain ε_{eq}^p to the equivalent stress σ_{eq} as

$$\varepsilon_{eq}^p = (\sigma_{eq}/P)^n \quad (1)$$

where the strain hardening exponent and the strength coefficient respectively are $n = 17$ and $P = 2160$ MPa.

The basic approaches to handle strain-hardening are the isotropic and kinematic hardening models, as well as the combined isotropic-to-kinematic hardening rule. Although they are known to be quite limited with regard to the ability to rationalise typical phenomena of cyclic plasticity [13], such as cyclic softening, ratcheting, etc., they were chosen as the first step to elucidate various aspects of cyclic plastic deformation near the crack tip with account for strain hardening. The case of perfect plasticity was also considered for comparisons.

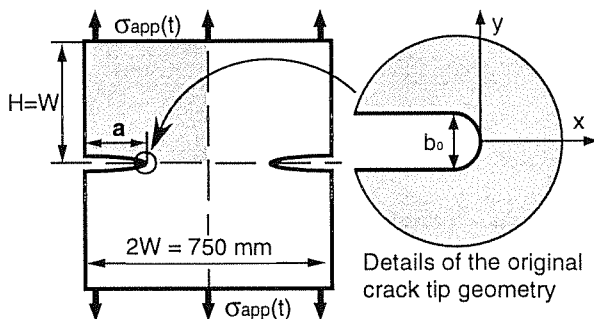


Fig. 1. The model testpiece geometry and applied load.

Confining to K -controlled small-scale yielding situation, model geometry and loading were taken the same as in the previous simulations for the case of perfect plasticity [8,9]. The double-edge-cracked panel under remote tension by applied stresses σ_{app} was considered (Fig. 1). The undeformed crack has parallel flanks and smooth round-shape tip of the width (twice the radius) $b_0 = 5$ μm .

On the basis of the experiments with the prototype steel [12], the following fatigue regimes in relation to its fracture toughness $K_{IC} = 84$ $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ were chosen:

- (I) $K_{max} = 0.6K_{IC}$;
- (II) $K_{max} = 0.8K_{IC}$;
- (III) $K_{max} = 0.6K_{IC}$, $K_{ov} = 0.85K_{IC}$ in the 4th cycle

(always $K_{min} = 0$), where K_{max} and K_{min} are respectively the maximum and minimum K -levels at constant amplitude cycling; K_{ov} corresponds to an overload peak.

The finite-element code MARC [14] was employed with updated Lagrangian formulation to perform an elastoplastic analysis with large displacements and large strains. Owing to the symmetry, simulations were carried out for the one-quarter of the panel (shadowed on the testpiece scheme in Fig. 1). To avoid premature degeneration of the finite-element mesh and to allow completion of several load reversals, the near tip mesh and the load stepping procedure in the incremental elastoplastic solution had to be finer than in similar studies of monotonic loading or a perfectly-plastic material [6-10]. Various meshes of four-node quadrilateral finite elements were tried. For the perfectly plastic case the fairly sufficient mesh had 1148 elements with 1222 nodes with the average size of the smallest elements adjacent to the tip of $0.046b_0$ [8,9]. To succeed in dealing with strain hardening effects required the finer mesh of 2189 elements and 2284 nodes with the smallest element mean dimension $0.016b_0$. The number of load steps between load extremes was set typically at 200, but in some trials the number was taken to be as high as 400. Prescribed loading routes consisted typically of up to ten cycles.

3. RESULTS

Under coarse examination, cyclic crack tip fields at all kinds of hardening rule display affinity between each other and with perfectly-plastic material behaviour, this latter being essentially the same as described elsewhere [8,9]. However, at higher resolution, strain hardening seems to be the promoter of substantial fine-scale distinctions which are clearly raised by progressing accumulation of plastic strain.

3.1. Crack Tip Deformations

The crack tip profiles evolve with load cycling in a similar manner for all considered strain-hardening rules and loading regimes. At the initial stages of loading, the tip shapes remain smooth like those observed in a perfectly-plastic solid [8,9]. However, whilst loading continues, the smoothly curved tip flattens out and acquires a cornered shape, as shown in Fig. 2. This is accompanied by the development of shear bands from the corners and appearance of the wedge-shaped region in front of the tip apex which undergoes little deformation since then. The point in the crack plane where one of

these bands intersects with its symmetric counterpart is also the location of the internal peak of plastic strain accumulation. With the same kind of strain-hardening, the higher level of the applied load (K_{max} or K_{ov}) which has been ever attained, the lower the number of cycles N for which cornering and strain localisation start. In the matter of the hardening type, the strain localisation is promoted mostly by kinematic hardening, is delayed by isotropic one, and the combined hardening rule occupies the intermediate position. Shear bands formation drastically distorts the finite-element mesh which eventually collapses, and thus terminates the simulation.

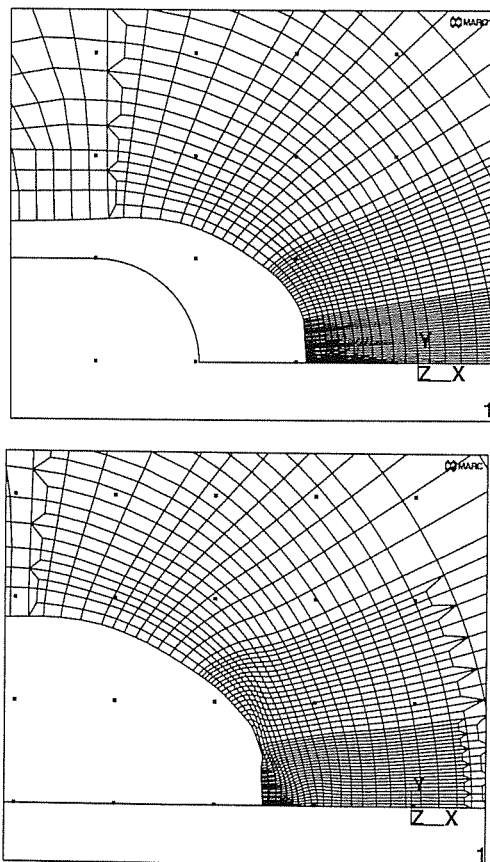


Fig. 2. Crack tip deformations at the third cycle of the loading route II with kinematic strain-hardening: (top) at the beginning of the cycle with $K = 0$; (bottom) at $K = 0.8K_{max}$ during subsequent forward load course. The grid spacing is $2.5 \mu\text{m}$ in both; the undeformed crack tip is shown in the bottom-left corner of the former one.

Analogous phenomenon of the vertex formation on the tip contour and penetration of the localised shear bands beyond the tip was found under monotonic load in the studies of the elastoplastic material with a corner (non-Mises) flow theory and isotropic power-law strain-hardening, but it was not detected when smooth (von Mises) flow rule was in use [7]. Now quite similar effect is observed with smooth von Mises yield surface under cyclic loading. It seems that plastic flow localisation is a general phenomenon, although it

requires to exceed a certain level of strain, dependent on a particular constitutive model (flow and hardening rules). The evolution of strains is better displayed using the equivalent plastic strain rate $\xi_{eq}^p = d\varepsilon_{eq}^p/dt$ as a more sensitive indicator of strain localisation. This reveals that even during monotonic loading (the first forward loading phase in the simulations presented in this paper) the peak of the strain concentration, initially located at the tip apex on the symmetry axis of the crack, splits with load increase, so that two loci of plastic strain accumulation appear out of the tip apex at apparently fixed symmetric positions in respective specimen halves above and beneath the symmetry axis of the crack (Fig. 3).

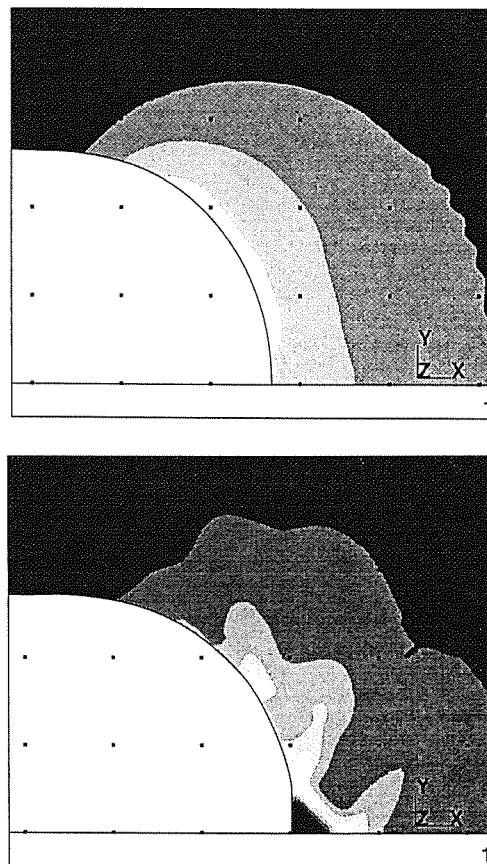


Fig. 3. Distribution of equivalent plastic strain rate near deformed crack tip when K_{max} is attained during the initial monotonic load stage of the loading regime II: (top) isotropic hardening; (bottom) kinematic hardening. Identical equidistant-section bands with ξ_{eq}^p increase from dark to bright in arbitrary units; the grid spacing is $2.5 \mu\text{m}$ in both pictures.

Nucleation of these strain concentration sites out of the plane of the crack in the monotonic loading stage is common for all considered constitutive behaviours, although for each of them localisation of strain has important quantitative distinctions. Roughly, the strain concentration nuclei are more steep (more localised) and heighten faster when changing from perfect plasticity

through isotropic hardening towards kinematic one for which the strain accumulation peak becomes the most acute. Correspondingly, the efficacy of different kinds of hardening varies in the same order with regard to the rate of shear band development when loading progresses (monotonically or cyclically). At isotropic hardening these separated maxima of strain are quite round and wide, so that sufficient resolution is required to detect them, higher than that used in the previous studies of monotonically loaded crack such as [6,7]. On the other hand, sharp localisation of plasticity at kinematic hardening requires sufficient mesh refinement to reveal the effect. In general, strain localisation near the crack tip seems to be driven by increase of the (accumulated) plastic strain in every considered case, although the rate of the shear bands development depends strongly on a specific kind of hardening. To this end, not only the kind of hardening (kinematic, isotropic or other), but also the hardening rate $H = d\sigma_{eq}/d\epsilon_{eq}^p$ can potentially affect the near tip localisation of strain. In particular, nonlinear constitutive behaviour with diminishing of H , such as the power-law hardening (1), is expected to favour localised shear more than linear one with $H = const$.

3.2. Near Tip Stress Fields

Only minor distinctions can be found when the stress fields in strain-hardening materials are compared with the analogous data for a perfectly plastic model [8,9]. In respective material points, stresses follow along nearly stable cyclic trajectories with no substantial dependence on the cycle number N (Fig. 4, in this paper the odd times $t = 2N - 1$ correspond to the load maxima and the even ones $t = 2N$ to the minima in the N -th cycle). The extrema of the stress alternation do not vary appreciably with K_{max} , nor they are significantly affected by the overload cycle.

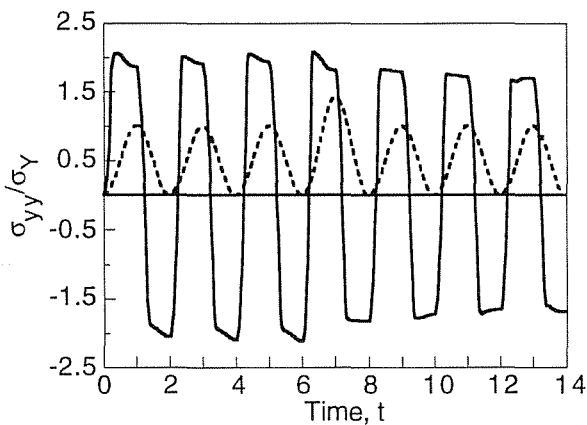


Fig. 4. Evolution of the axial stress ahead of the crack tip under sine-shape pattern of the applied loading route III with an overload peak at $t = 7$ ($N = 4$) shown by the dashed line in arbitrary units A combined isotropic-kinematic rule for strain-hardening was used in this case.

Spatial distributions of the principal stresses for all constitutive models, like the example in Fig. 5, are quite similar to the perfectly plastic case [8,9]. Some peculiarities arise only on the later stages of deformation when a slight local ridge of the normal stress may be detected associated with the shear band.

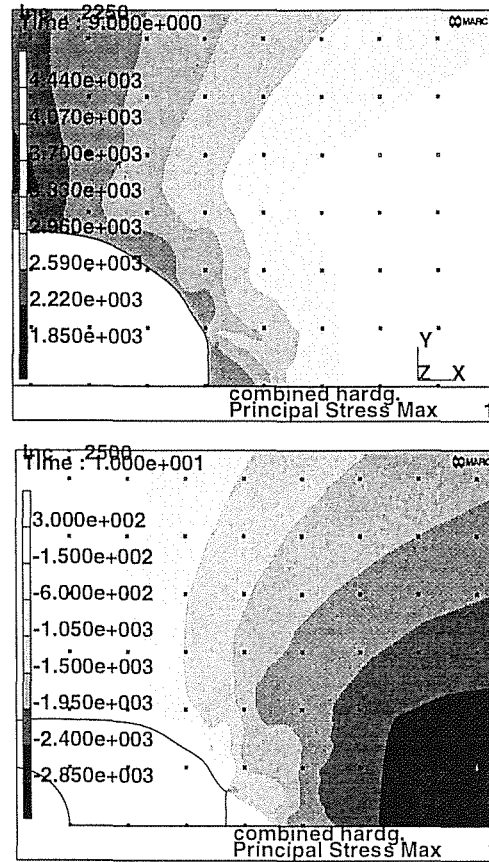


Fig. 5. Maximal principal stress (MPa) in the course of the loading regime II with combined hardening rule: (top) at $t = 9$ with $K = K_{max}$; (bottom) at $t = 10$ with $K = 0$.

3.3. Plastic Strain Accumulation

Strain-based parameters are often used as measures of damage accumulation in fatigue [13]. They are the cumulative equivalent plastic strain ϵ_{cum}^p and the total (actual) equivalent plastic strain ϵ_{eq}^p (in the case of plane-strain incompressible plasticity this represents the principal strains) which are defined along a specific path in the space of plastic strain components ϵ_{ij}^p , respectively, as follows:

$$\epsilon_{cum}^p = \int \left(\frac{2}{3} \epsilon_{ij}^p \epsilon_{ij}^p \right)^{1/2}, \quad \epsilon_{eq}^p = \left(\frac{2}{3} \int \epsilon_{ij}^p \int \epsilon_{ij}^p \right)^{1/2} \quad (2)$$

Cyclic strains at considered hardening rules evolve in similar manners, the main difference being the cycle number N at which shear bands appeared. Taking the data for combined rule as an example, the main features of strain evolutions are presented in Figs. 6-8. Under

constant amplitude loading, ε_{cum}^p increases always with fairly constant averaged rates ε_{cum}^p/dN everywhere in the crack tip zone provided strain localisation has not started yet (curve 1 in Fig. 6). After shear bands creation, as in the load case II where localisation appears at $t \approx 6$, the increase of ε_{cum}^p decelerates in the interior of the wedge-shaped zone between the bands, accelerates sharply within the bands, (respectively, curves 2 and 3 in Fig. 6), and maintains a fairly constant rate outside. Generally, these rates are higher for greater values of K_{max} in the course of constant amplitude cycling.

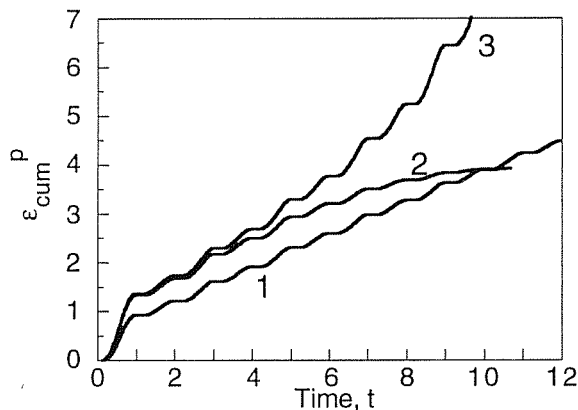


Fig. 6. Typical patterns of the cumulative plastic strain near the crack tip under constant amplitude cycling in the material points at about the same distance from the tip contour: (1) at the tip apex when shear bands do not arise, load case I; (2) and (3) respectively, in the shear band and at the tip apex belonging to the wedge-shaped zone between the bands, load case II.

A single overload, apart of a step-wise increase of the cumulative strain, has no appreciable influence on the rate of its evolution during subsequent cycling if compared with the constant amplitude regime (Fig. 7, shear bands initiate at $t \approx 10$).

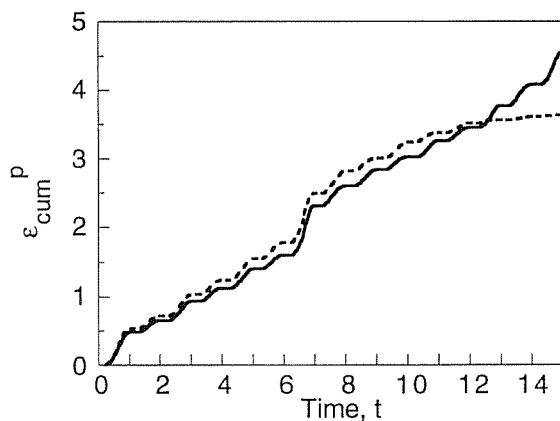


Fig. 7. Cumulative strain evolutions in the material points at about the same distance from the tip contour during fatigue with an overload peak at $t = 7$ (load case III) in the shear band (solid line) and in the wedge-shaped zone between the bands (dashed curve).

The instantaneous plastic strain value $\varepsilon_{eq}^p(t)$ evolves in an oscillating ratcheting manner (Fig. 8). During constant amplitude loading, the averaged (cyclic) ratcheting rate $d\varepsilon_{eq}^p/dN$ increases with rising of K_{max} . In contrast to the effect on the cumulative plastic strain, a single overload terminates ratcheting of the equivalent strain everywhere in the process zone.

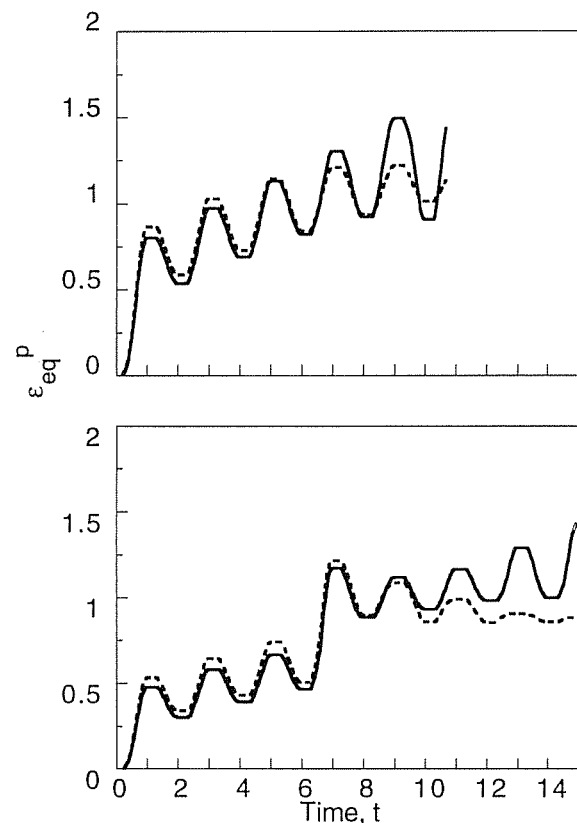


Fig. 8. Typical variations of the equivalent plastic strain near the crack tip in the material points at about the same distance from the tip contour during constant amplitude cycling (load case II, top graph) and in fatigue with an overload peak at $t = 7$ (load case III, bottom figure) in the shear band (solid lines) and in the wedge-shaped zone between the bands (dashed curves).

4. DISCUSSION

On the basis of these results, certain implications may be derived with regard to the criteria of fatigue crack growth. These criteria are usually formulated associating the local rupture event with some critical condition in terms of local stress, strain, or both them as governing factors of fatigue degradation of material. Numerical modelling shows that the stress fields in the supposed fracture process zone are nearly insensitive to the fatigue loading parameters (the amplitude K_{max} and overload level K_{ov}). In all simulated regimes, stresses oscillated between nearly equal tension-compression limits. This contrasts with rather general experimental trends of increase of the fatigue crack growth rates da/dN with K_{max} and retardation of the constant amplitude fatigue crack propagation after an overload peak [13].

In the matter of the cumulative plastic strain which supposedly controls fatigue damage accumulation [13], it manifests better correspondence with experimental data about the role of K_{max} on crack growth rates da/dN : both experimental crack growth and calculated strain accumulation accelerate with the load amplitude increase. However, this affinity between crack growth and cumulative strain fails with regard to the effect of an overload on fatigue.

The evolutions of the current equivalent plastic strain $\varepsilon_{eq}^p(t)$ reveal better parallelism with known trends of the crack growth rate variation with regard to the roles of both load amplitude and overloads. Although $\varepsilon_{eq}^p(t)$ oscillates, its subsequent maxima increase with cycle number in a ratcheting manner. This increase is faster at higher K_{max} , and is arrested by an overload peak (Fig. 8). Then critical strain criterion of local rupture seems to be promising to predict fatigue crack growth rates. However, to ensure better predictions, some combined critical condition may be required supposing that the limit level of the instantaneous plastic strain ε_{eq}^p at rupture must be a function of the two more variables: the cumulative plastic strain ε_{cum}^p which represents cyclic increase of material degradation, probably up to a certain maximum saturated level, and the level of tensile stress in potential rupture sites which helps material separation

Finally, formation of the shear bands implies the possibility of the Cottrell-type dislocational mechanism of microfracture being operative ahead of the crack tip at the intersection of the persistent slip planes. This indicates possible location of the nucleation of strain controlled crack-tip rupture.

5. CONCLUSION

The performed high-resolution large-deformation finite-element analysis of a stationary plane-strain tensile crack in a strain-hardening elastoplastic material under various fatigue load patterns reveals good agreement of the calculated characteristics of the plastic strain ratcheting in the near tip zone with the experimental trends of the variation of the fatigue crack growth rate depending on the applied load amplitude and overload peaks. This creates a promising basis for linking stress-strain analysis with micromechanical rupture mechanics and prediction of the fatigue crack extension.

Acknowledgements

The financial support of this research provided by CICYT (Grant MAT97-0442) and Xunta de Galicia (Grants XUGA 11801B95 and XUGA 11802B97) is gratefully acknowledged. In addition, one of the authors (VKh) is indebted to the Xunta de Galicia for supporting his stay as a visiting scientist in the Materials Science Department of the University of La Coruña.

REFERENCES

1. Blom A.F. and Holm D.K. "An experimental and numerical study of crack closure", *Eng. Fracture Mech.*, 22, 997-1011 (1985).
2. McClung R.C. and Sehitoglu H. "On the finite element analysis of fatigue crack closure — 2. Numerical results", *Eng. Fracture Mech.*, 33, 253-272 (1989).
3. McClung R.C., Thacker B.H. and Roy S. "Finite element visualization of fatigue crack closure in plane stress and plane strain", *Int. J. Fracture*, 50, 27-49 (1991).
4. Zhang X., Chan A.S.L. and Davies G.A.O. "Cyclic plasticity and overload effect on fatigue crack propagation", *Computational Plasticity: Fundamentals and Applications*. Pineridge Press, Swansea, 1561-1572 (1992).
5. Ellyin F. and Wu J. "Elastic-plastic analysis of a stationary crack under cyclic loading and effect of overload", *Int. J. Fracture*, 56, 189-208 (1992).
6. McMeeking R.M., "Finite deformation analysis of crack tip opening in elastic-plastic materials and implications for fracture", *J. Mech. Phys. Solids*, 25, 357-381 (1977).
7. Needleman A. and Tvergaard V. "Crack-tip stress and deformation fields in a solid with a vertex on its yield surface", *Elastic-Plastic Fracture: Second Symposium. Vol. I — Inelastic Crack Analysis*, ASTM STP 803. Philadelphia, 80-115 (1983).
8. Kharin V. and Toribio J. "Alternating stress-strain fields near a crack tip under cyclic loading", *Anales mec. fractura*, 15, 355-360 (1998).
9. Toribio J. and Kharin V. "High-resolution numerical modelling of stress-strain fields in the vicinity of a crack tip subjected to fatigue", *Fracture from Defects, Proc. 12th Eur. Conf. Fracture, Vol. 2*. EMAS Publishing, Warley, 1059-1064 (1998).
10. Gortemaker P.C.M., de Pater C. and Spiering R.M.E.J. "Near-crack tip finite strain analysis", *Proc. 5th Int. Conf. Fracture*, Pergamon Press, Oxford, 151-160 (1981).
11. Toribio J. and Kharin V. "Stress corrosion behaviour of high-strength steel: the role of fatigue pre-cracking", *J. Mech. Behav. of Mater.*, 9, 205-225 (1998).
12. Toribio J. and Lancha A.M. "Effect of cold drawing on susceptibility to hydrogen embrittlement of prestressing steel", *Mater. and Struct.*, 26, 30-37 (1993).
13. Suresh, S., "Fatigue of Materials", Cambridge University Press, 1991.
14. MARC User Information, Marc Analysis Research Corp., Palo Alto, 1994.

LOAD DYNAMICS EFFECTS ON HYDROGEN ASSISTED CRACKING INITIATION

V. Kharin and J. Toribio

Universidad de La Coruña (ULC)
 Departamento de Ciencia de Materiales
 ETSI Caminos, Campus de Elviña, 15071 La Coruña, Spain

Abstract. Quantitative modelling of the stress-assisted hydrogen diffusion near the crack tip under dynamic loading is performed. A finite element procedure is employed for coupled consideration of the large-deformation elastoplastic stress-strain field and transient hydrogen diffusion near pre-fatigued crack in a strain-hardening material. As a consequence of the formation of the localised shear bands near the crack tip, obtained in the mechanical phase of the analysis, two locations of prospective nuclei of hydrogen assisted microfracture appear in the near-tip zone, associated with concentrations of the tensile stress and the plastic strain respectively. Comparison of diffusion transport of hydrogen to these sites under sustained and dynamic loading conditions reveals that loading dynamics may promote initiation of hydrogen assisted fracture with substantial participation of the strain factor in the microscopic fracture mode.

Resumen. Se ha realizado una modelización cuantitativa de la difusión asistida por la tensión junto al extremo de una fisura bajo carga dinámica. Se ha utilizado un método de elementos finitos con acoplamiento entre el campo tenso-deformacional elastoplástico en grandes deformaciones y la difusión transitoria de hidrógeno cerca de la fisura pre-fatigada en un material con endurecimiento por deformación. Como consecuencia de la formación de bandas de deslizamiento localizadas junto al extremo de la fisura, obtenidas en la fase mecánica del análisis, aparecen en la zona próxima al fondo de grieta dos ubicaciones de núcleos potenciales de microfractura asistida por hidrógeno, asociados con las concentraciones de tensión positiva y de deformación plástica, respectivamente. La comparación del transporte de hidrógeno por difusión hacia esos lugares bajo condiciones de carga estática y dinámica revela que las condiciones dinámicas de carga pueden potenciar la iniciación de la fractura asistida por hidrógeno con participación sustancial del factor deformacional en el modo microscópico de fractura.

1. INTRODUCTION

Hydrogen from various sources, e.g., such as wet corrosive environments, promotes metals fracture [1] and the process of hydrogen assisted cracking (HAC) is limited by hydrogen supply to prospective rupture sites. This includes the hydrogen generation in the adjacent environment (e.g., corrosive), chemisorption and hydrogen transportation within metal including the diffusion process. Hydrogen diffusion affected by the stress-strain state in metal has been proposed and substantiated as the transport phase which controls the kinetics of HAC under practically important conditions [2,3]. Modelling of hydrogen accumulation in the crack tip region has received much attention as a part of the development of HAC theory [2,4-6]. The most detailed of the non-steady state crack tip analyses performed so far have coupled the two-fold non-linear mechanical behaviour — large-deformation and elastic-plastic — with the hydrogen transport [4,6]. However, they still are incomplete in several aspects. Among them, performed studies have left a void with regard to the combined effect on the HAC initiation of the crack history (residual stress field), loading dynamics and strain-hardening constitutive behaviour of common materials. In this paper, an effort is made to couple these variables which seem to be important in the

assessment of the alternative material testing techniques aiming to evaluate their susceptibility to HAC — the sustained and rising load tests — as well as of to judge the factors which can promote hydrogen induced failures in service.

As an element of the diffusion theory of HAC formulated in general terms [2,3], the particular problem of hydrogen diffusion affected by the crack tip stress field is addressed in this paper numerically coupled with a explicit high-resolution finite-deformation analysis of the crack tip mechanics in a strain-hardening elastic-plastic solid. A typical course of the dynamic HAC test (the rising load test) with a specimen pre-cracked by fatigue is simulated.

2. MODEL OUTLINE

The basic idea about HAC states that local fracture event in a material cell near the crack tip is defined by a critical combination of hydrogen concentration C accumulated therein, and of stress-strain state generated by applied load (see, e.g., [2,3,6]). Accordingly, a critical value C_{cr} of the concentration exists as a function of responsible characteristics of the stress and strain tensors in a material unit under consideration

[3,6], respectively the maximal principal stress σ_1 and the equivalent plastic strain, ε_{eq}^p for definiteness (note, that under extended plane-strain plasticity the principal plastic strains are $\varepsilon_{1,2}^p = \pm 2/\sqrt{3}\varepsilon_{eq}^p$). Correspondingly, HAC proceeds as soon as the concentration of hydrogen accumulated with time t in a material point (cell, grain or other relevant unit) located at x_c reaches the critical value. This is expressed by the criterion of hydrogen assisted local fracture as follows:

$$C(x_c, t) = C_{cr}(\sigma_1(x_c, t), \varepsilon_{eq}^p(x_c, t)) \quad (1)$$

Supply of hydrogen to prospective rupture sites is considered to be governed by diffusion in metals which is known to be affected by local stresses and strains [3-5]. Confining this consideration to the role of stress on hydrogen transportation, the expression for the flux J of hydrogen diffusion is reduced to the next obvious form [2,3,6]:

$$J = D \left[\nabla C - C \left(\frac{V_H}{RT} \nabla \sigma \right) \right] \quad (2)$$

where D is the diffusion coefficient, V_H the partial molar volume of hydrogen in metal, R the universal gas constant, T the absolute temperature and σ the hydrostatic stress. Consideration of the mass balance in the current deformed configuration of the medium yields the equation of diffusion in terms of concentration [3,6]:

$$\frac{dC}{dt} = -\nabla \cdot J \quad (3)$$

The chosen entry conditions for hydrogen into metal represent the equilibrium on the material-environment interface, so that the boundary condition for the diffusion problem takes the form [3,6]:

$$C(\text{at } x = 0) = C_0 \exp \left(\frac{V_H \sigma(\text{at } x = 0)}{RT} \right) \quad (4)$$

where x is the coordinate axis which has the origin on the crack tip contour and crosses the metal beyond the tip, and C_0 represents the environmental hydrogen activity [3]. Condition (4) corresponds to the case, relevant to a variety of practical situations when the surface stages of the hydrogen invasion process are relatively fast in comparison with its diffusion. Material is considered to be hydrogen-free as the initial condition for diffusion.

As a prototype for simulations, a cold-drawn high-strength steel is taken for which ample experimental study has been performed regarding its susceptibility to HAC under various loading histories [7]. Corresponding material characteristics are as follows: Young modulus $E = 190$ GPa, Poisson ratio $\mu = 0.3$, the value of 0.2% offset yield strength taken as the initial tensile yield stress $\sigma_Y = 1500$ MPa, and fracture toughness $K_{IC} = 84$ MPa·m^{1/2} is included in this list as a reference point for

subsequent modelling. The strain-hardening behaviour displayed elsewhere [7] is approximated by the Ramberg-Osgood equation in terms of the equivalent plastic strain ε_{eq}^p and the equivalent stress σ_{eq} (in MPa) as $\varepsilon_{eq}^p = (\sigma_{eq}/2160)^{17}$. As a model, the rate-independent elastoplastic material with von Mises yield surface and combined isotropic-to-kinematic hardening rule is assumed. This choice is determined by two reasons: the first is that the kinematic-type hardening is expected to be more suitable to bring out peculiar features of the stress-strain state generated by fatigue pre-cracking (e.g., those associated with the Bauschinger effect), the other is that pure kinematic hardening was found to be a promoter of strain localisation near the crack tip [8] which makes difficult to finish the simulation of the raising load stage because of numerical problems as degeneration of the finite element mesh. Thus, in this attempt to carry out a more realistic modelling of diffusion with account for the roles of the strain-hardening constitutive behaviour and fatigue pre-cracking, the compromise combined hardening is adopted. Hydrogen-related material parameters are taken typical for steels [2,6], such as $V_H = 2 \cdot 10^{-6}$ m³/mol and $D = 10^{-13}$ m²/s at ambient temperature $T = 293$ K.

As a testpiece for modelling, a plane-strain double-edge-cracked panel under remote tension, the same as used in other studies [6,8], is considered. In particular, the width — and twice the semicircular tip radius — of the initial parallel-flanks crack is designated $b_0 = 5$ μ m. Since the small-scale yielding in the fracture mechanics sense is ensured there [6], the stress intensity factor K is adopted as the governing mechanical variable. With this in mind, the results of the modelling acquire a rather general significance, since they are not ascribed exclusively to a particular testpiece geometry and mode of loading.

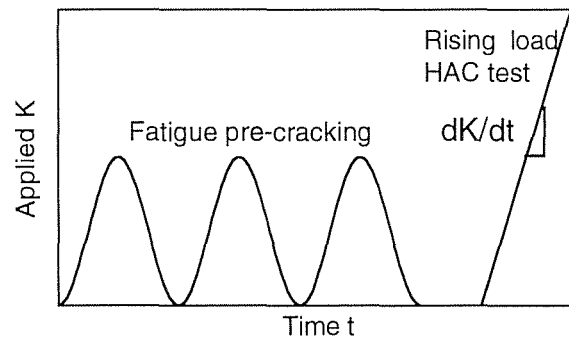


Fig. 1. Scheme of the modelled loading history.

In accordance with the reference HAC experiments [7], the applied loading history in modelling consisted of two phases (Fig. 1): the first one simulated the final stage of fatigue pre-cracking by zero-to-tension load cycling with the maximum cyclic stress intensity factor value $K_{max} = 0.6K_{IC}$ before HAC, and the next one corresponded to the rising load HAC test with some constant stress intensity factor rate $K^\bullet = dK/dt$. Two series of diffusion computations have been carried out

with different values of $K^{\bullet} = 0.15$ and $1.5 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}/\text{min}$. Having the cited experiments [7] as a guide, the candidate value of stress intensity factor for HAC initiation (the reference level $K = K_R$) was taken the same for both loading rates, $K_R = 1.3K_{max}$.

It has become clear that large deformations of a solid are essential for near-tip diffusion since they not only affect notably the stress-strain state [4,8], but also change diffusion distances in the crack tip zone. To perform this kind of calculations with updated Lagrangian description of the deformed medium, the nonlinear finite element code MARC [9] was employed to solve the mechanical portion of the coupled problem of stress-assisted diffusion under large deformations. Consideration of diffusion was implemented as described elsewhere [6], i.e., following the standard weighted residual process to built up a finite-element approximation of the initial-boundary value problem (3)-(4) in material coordinates, and using Galerkin scheme for time-domain integration of the finite element equations system. Other peculiarities of the finite-element solution procedure (the mesh and the load stepping procedure) are essentially the same as described in the accompanying paper [8], apart from the number of load steps in the incremental elastoplastic solution which was taken here to be 400 at post-cycling load rising from zero the maximal level of $K = K_{IC}$. In this study, the efforts are concentrated on an advancement of the previous analysis, performed with the elastic perfectly plastic material model with *no* strain-hardening [6], to bring out the importance of the material constitutive behaviour (strain hardening capacity of the material) in the interpretation and prediction of load dynamics effects on HAC, these latter generally known to be significant according to experimental findings.

3. RESULTS AND ANALYSIS

The key items for HAC proceeding are the near tip distributions of maximal principal stress σ_1 (tensile for fracture) and equivalent plastic strain ϵ_{eq}^p which govern local fracture criterion (1), and of the hydrostatic stress which drives hydrogen diffusion according to equation (3). In particular cases, depending on the material (composition, microstructure, etc) and on the amount of hydrogen accumulated in certain locations in metal, which together govern operative fracture micromechanism, this latter and the respective explicit criterion of fracture (1) may become predominantly stress- or strain-controlled [10,11]. This is especially proper for local hydrogen assisted fracture near the crack tip, where steep extrema of tensile stress and plastic strain are separated and hydrogen distribution is usually quite inhomogeneous (see [4-6,8] and references therein). All these factors add ambiguity with regard to the definition of the critical material cell location x_c . Meanwhile, since x_c is the hydrogen transportation distance, this topic is of primary importance for the interpretation of interrelations between hydrogen transport and HAC kinetics.

Incorporation of the strain-hardening constitutive behaviour in modelling of the crack tip stress-strain fields can bring more insight about this item [8]. The most notable finding from this analysis is the development of the localised shear bands near the crack tip and the formation at the tip apex of the wedge-shaped domain which undergoes less deformation since then (Fig. 2, top). Localisation of plastic strain causes also certain perturbations of the distribution of the hydrostatic stress σ near the crack tip (Fig. 2, bottom) from that in a perfectly plastic material considered in the earlier study [6]. Distribution of the maximal tensile stress σ_1 also acquires appearance quite similar to the displayed in the bottom Fig. 2, cf. [8].

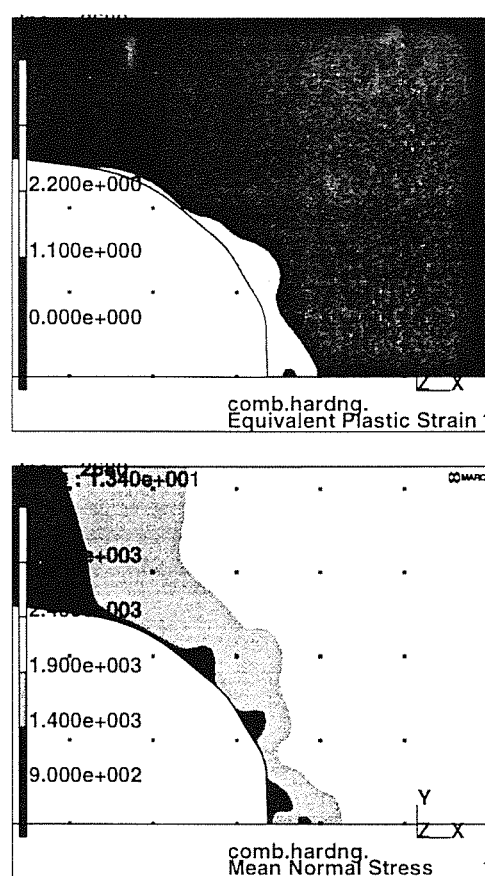


Fig. 2. Contour bands of equivalent plastic strain (top) and hydrostatic stress (in MPa, bottom) on the rising load phase at the stress intensity level K_R .

More details about relevant stress and strain characteristics along the main direction of the crack growth (along the x -axis beyond the tip with distances measured in the deformed configuration) during the monotonic loading stage after fatigue pre-cracking are displayed in Fig. 3 for the load level K_R which is about the value for HAC initiation according to the experiments [7]. These data imply two potential sites of the microfracture initiation near the crack tip. The first one is associated with local peak of plastic strain situated at x_{cE} and relies on strain-controlled microfracture mechanism (Figs. 2 and 3). In relation to the persistent shear bands (intersecting ahead of the

crack tip) which cause this local extremum of plastic strain, it draws a supposition that the dislocational mechanism due to Cottrell of microcrack nucleation at the intersection of the dislocation arrays [12] may be operative there. As a complementary option, the micromechanism of fracture by slip band decohesion [13], which was frequently associated with hydrogen effects in metals, may also be mentioned. The other potential nucleus of microfracture is associated with stress-dominated micromechanism of fracture at maximal tensile stress near the crack tip $\sigma_{1(max)}$ which is attained in another location at $x_{c\sigma}$. With regard to these potential critical sites, the distance of the first one from the tip apex $x_{c\epsilon}$ remains fairly constant when loading goes on. With the particular model material and crack tip geometry, here $x_{c\epsilon}$ is maintained near 1-2 μm . The distance to the maximal stress position increases whilst loading proceeds in the manner quite similar to the described in other studies of the crack tip mechanics [6,14,15], roughly $x_{c\sigma} \propto K^2$. It should be noted that the extrema of both stresses, principal σ_1 and hydrostatic σ , are situated at the same position $x_{c\sigma}$.

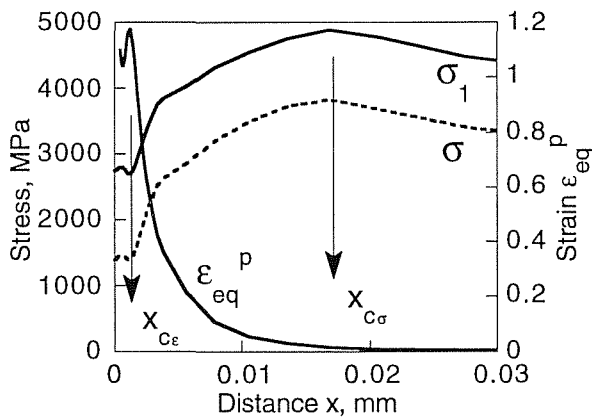


Fig. 3. Patterns of the maximal principal stress σ_1 , hydrostatic stress σ and equivalent plastic strain ϵ_{eq}^p , depending on distance ahead of the crack tip in the deformed configuration at the stress intensity level K_R .

With regard to the load dynamics effects on the initiation of HAC, let us consider first, for subsequent comparisons, the sustained load testing case when metal hydrogenation starts some time after a fixed load level, e.g. K_R , has been applied. On assuming that this stress intensity factor level K_R corresponds to the threshold for HAC initiation, this means that criterion (1) is about to be fulfilled at the steady state equilibrium distribution of hydrogen in metal $C_e(x)$ being the thermodynamic maximum for a given sustained stress field $\sigma(x, K_R)$ shown in Fig. 3. The well known solution defines it for arbitrary hydrostatic stress in the following form [2,3]:

$$C_e(\sigma) = C_0 \exp \left[\frac{V_H \sigma(x, K)}{RT} \right] \quad (5)$$

Then, depending on the dominating factor of the microfracture mechanism — tensile stress or plastic

strain, cf. (1)-(2) — respective critical concentrations may be evaluated according to the solution (5) and data displayed in Fig. 3 as $C_{cr\sigma}(\sigma_1) = C_e(x_{c\sigma}, K_R) = 23.3C_0$ and $C_{cr\epsilon}(\epsilon_{eq}^p) = C_e(x_{c\epsilon}, K_R) = 3.24C_0$.

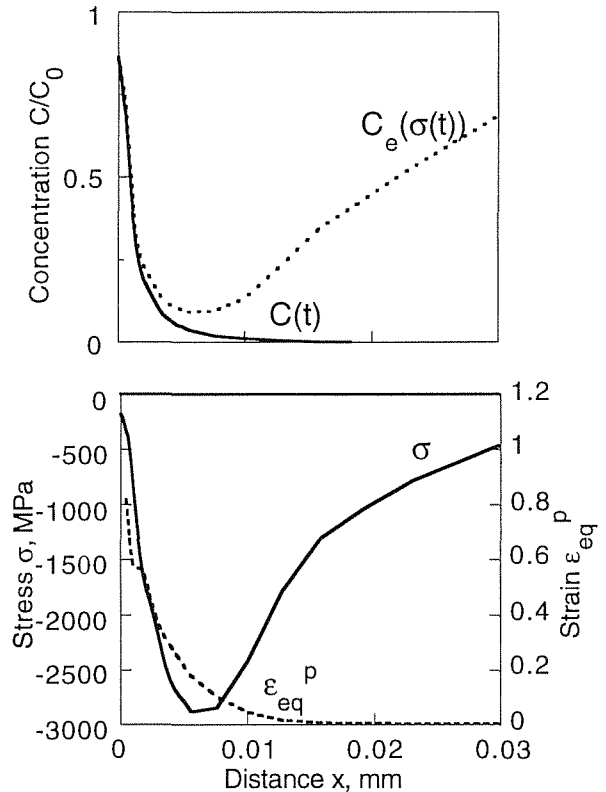


Fig. 4. Distributions of the actual concentration C and of the thermodynamic equilibrium value C_e for the instantaneous stress distribution $\sigma(x, t)$ (top plot, solid and dotted lines, respectively), hydrostatic stress and plastic strain (bottom graph, solid and dotted line, respectively) ahead of the pre-fatigued crack at $K = 0.07K_R$ ($t = 3$ min) during the dynamic HAC test with $K^{\bullet} = 1.5 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}/\text{min}$.

Considering now coupled evolution of the stress-strain field and hydrogen concentration at rising load in a fatigue pre-cracked specimen, the sequence of situations, which was found basically the same for both simulated loading rates, is displayed in Figs. 4 to 6. From these plots, as essential peculiarity of the dynamic test in comparison with the sustained load one is that the position $x_{c\sigma}$ of the maximal tensile stresses (hydrostatic σ and principal σ_1) is not fixed, but moves deeper into the metal as load increases. When load rising is not too fast, such as being modelled here with $K^{\bullet} = 1.5 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}/\text{min}$, this stress peak is able to erect and drag the accompanying peak of hydrogen concentration. In the course of loading, this peak passes the position $x_{c\epsilon}$ of the potential strain-controlled fracture nuclei. According to Fig. 5, the transient concentration therein $C(x_{c\epsilon}, t)$ temporarily becomes about twice the critical level $C_{cr\epsilon}$ if this kind of hydrogen-assisted fracture were operative at sustained load (Fig. 7). This excessive

hydrogenation at the strain concentration site $x_{c\varepsilon}$ occurs at substantially lower stress intensity factor $K \approx 0.15K_{IC} < K_R$ (recall, $K_R = 0.78K_{IC}$), and this concentration surplus is maintained there during loading continuing up to attainment of the reference level of K_R (see Figs. 6 and 7). That is, approaching in a dynamic manner the crack tip situation at which HAC may commence, local fracture event must occur at lower stress intensity factor than obtained in sustained load test, provided micromechanism of fracture is strain-dominated. This way, the load dynamics may act as a promoter of HAC, which has been noted in some experiments, see [16].

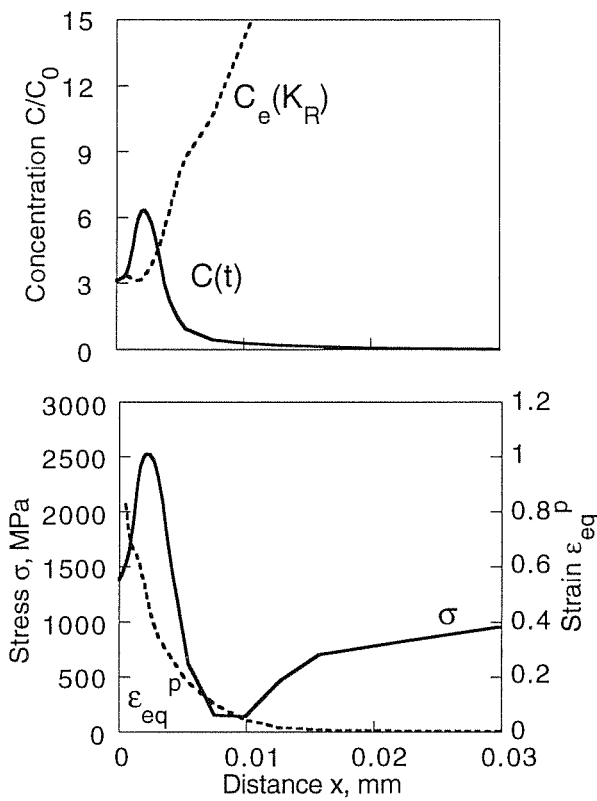


Fig. 5. Distributions of the actual concentration C and of the thermodynamic equilibrium value C_e at the reference load for supposed HAC initiation at sustained load test K_R (top plot, solid and dotted lines, respectively), hydrostatic stress and plastic strain (bottom graph, solid and dotted line, respectively) ahead of the pre-fatigued crack at $K = 0.39K_R$ ($t = 17.3$ min) during the dynamic HAC test with $K^\bullet = 1.5$ $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}/\text{min}$.

Described possibility of premature initiation of HAC due to dynamic loading cannot happen in the case of stress-controlled microfracture event. There to provide the critical concentration $C_{cr\sigma} = C_{cr}(\sigma_1)$, cf. (1), at the maximum stress position $x_{c\sigma}$, applied loading must be slow enough to allow concentration to follow the evolution of the stress $\sigma(x_{c\sigma}, t)$ with negligible delay, i.e., approximately maintaining the equilibrium concentration corresponding to the instantaneous stress

field, $C(x_{c\sigma}, t) \approx C_e(\sigma(x_{c\sigma}, t))$ according to the steady-state solution (5). In the performed simulations the chosen loading rates are too fast to ensure this, as follows from Fig. 7, where concentration $C(x_{c\sigma}, t)$ does not approach closely respective steady-state value up to the supposed threshold stress intensity level for HAC initiation K_R is attained. With less hydrogen accumulated till then, loading must proceed so that HAC initiates at higher level $K > K_R$ than under sustained load conditions. This corresponds to the frequently noticed experimental trend of diminishing of the harmful effect of hydrogen at faster load [16].

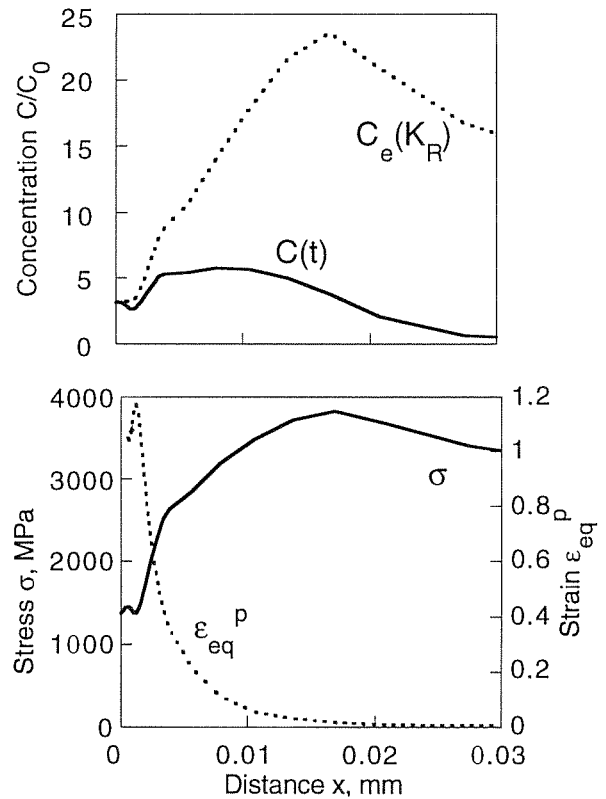


Fig. 6. Distributions of the actual concentration C and of the thermodynamic equilibrium value C_e at the reference load for supposed HAC initiation at sustained load test K_R (top plot, solid and dotted lines, respectively), hydrostatic stress and plastic strain (bottom graph, solid and dotted line, respectively) ahead of the pre-fatigued crack at $K = K_R$ ($t = 44.5$ min) during the dynamic HAC test with $K^\bullet = 1.5$ $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}/\text{min}$.

The considered possibilities correspond to the limit cases of the general (and more realistic) fracture conditions (1)-(2) according to which microfracture is governed by both stress and strain in a solid. In a more general case, critical sell location x_c must be somewhere between respective limit positions $x_{c\sigma}$ and $x_{c\varepsilon}$ in agreement with the typical patterns of the near tip stress-strain fields (Figs. 2 and 3). Obviously, this may produce a variety of manifestations regarding the effect of load dynamics on the susceptibility of metals and alloys to HAC.

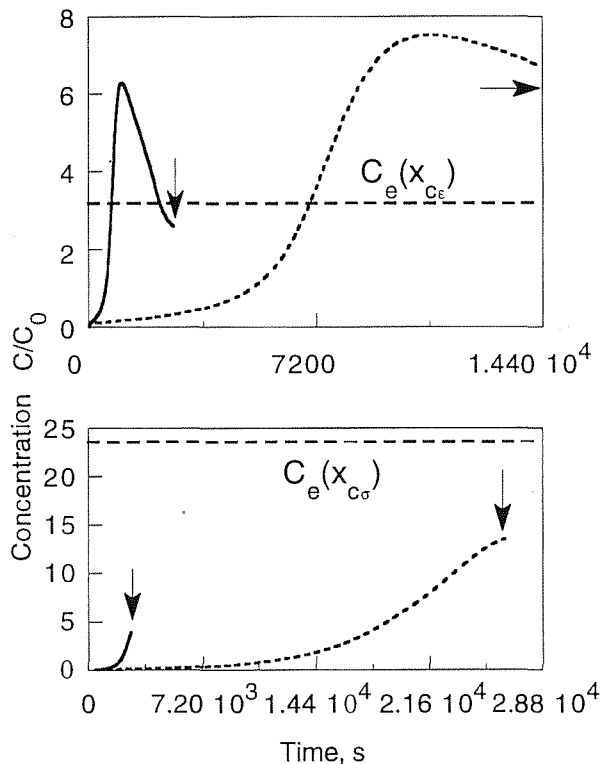


Fig. 7. Concentration evolutions in the locations of prospective strain- and stress-dominated local fracture, respectively, $x_{c\epsilon}$ (top picture) and $x_{c\sigma}$ (bottom graph), during dynamic HAC testing with the loading rates $K = 1.5$ and $0.15 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}/\text{min}$ (solid and dashed curves, correspondingly); arrows indicate the moment of attainment of the reference load level K_R during the dynamic test and horizontal dashed lines mark the equilibrium concentration levels in respective locations under sustained load test at $K = K_R$, $C_e(x_c, K_R)$.

4. CONCLUSION

Coupled simulations of the processes of elastoplastic deformation and stress-assisted hydrogen diffusion near the crack tip in a material with strain hardening were performed accounting for large deformations and residual stresses after fatigue pre-cracking. From the obtained results, comparing the conditions for HAC initiation from the point of view of the diffusional theory of hydrogen assisted fracture, it follows that load dynamics may act as a promoter of HAC initiation when participation of the factor of (localised) plastic strain in the microstructural fracture mode is substantial.

Acknowledgement. This work was funded by the Spanish CICYT (Grant MAT97-0442) and Xunta de Galicia (Grants XUGA 11801B95 and XUGA 11802B97). One of the authors (VKh) is indebted to Xunta de Galicia for supporting his stay as a visiting scientist the University of La Coruña.

REFERENCES

1. Nelson H.G. "Hydrogen embrittlement", Treatise on Materials Science and Technology. Vol. 25, Academic Press, New York, 275-359 (1983).
2. Van Leeuwen H.-P. "The kinetics of hydrogen embrittlement: a quantitative diffusion model", Engng. Fract. Mech., 6, 141-161 (1974).
3. Toribio J. and Kharin V. "Evaluation of hydrogen assisted cracking: the meaning and significance of the fracture mechanics approach", Nucl. Engng. and Design, 182, 149-163 (1998).
4. Sofronis P. and McMeeking R. "Numerical analysis of hydrogen transport near a blunting crack tip", J. Mech. Phys. Solids, 37, 317--350 (1989).
5. Astiz M.A., Álvarez J.A. and Guitiérrez-Solana F. "Modelo numérico para analizar el efecto de hidrógeno sobre los procesos de fisuración dúctiles", Anales Mec. Fractura, 15, 79-84 (1998).
6. Kharin V. and Toribio J. "Effect of fatigue preloading on hydrogen assisted cracking initiation", Anales Mec. Fractura, 15, 361-366 (1998).
7. Toribio J. and Lancha A.M. "Effect of cold drawing on susceptibility to hydrogen embrittlement of prestressing steel", Materials and Structures, 26, 30-37 (1993).
8. Kharin V. and Toribio J. "Cyclic stress-strain fields in the vicinity of a crack tip in a strain-hardening material", Anales Mec. Fractura (in this issue).
9. MARC User Information, Marc Analysis Research Corp., Palo Alto, 1994.
10. Kharin V. "Nucleation and growth of microcracks: an improved dislocational model and implications for ductile/brittle behaviour analysis", Defect Assessment in Components — Fundamentals and applications. ESIS/EGF Techn. Publ. 9, Mech. Eng. Publ., London, 489-500 (1991).
11. Panasyuk V. and Kharin V. "The influence of hydrogenating environments on crack propagation in metals", Environment Assisted Fatigue. ESIS/EGF Techn. Publ. 7, Mech. Eng. Publ., London, 123-144 (1990).
12. Knott J.F. "Fundamentals of Fracture Mechanics", Butterworths, London, 1973.
13. Toribio J. and Kharin V. "Nucleation of microcracks in localised slip bands: a dislocation model", Mater. Sci. and Engng., A234-236, 575-578 (1997).
14. Kharin V. and Toribio J. "Alternating stress-strain fields near a crack tip under cyclic loading", Anales Mec. Fractura, 15, 355-360 (1998).
15. Toribio J. and Kharin V. "Stress corrosion behaviour of high-strength steel: the role of fatigue pre-cracking", J. Mech. Behav. Mater., 9, 205-225 (1998).
16. Toribio J. and Kharin V. "The meaning of hydrogen assisted cracking thresholds", Physicochem. Mech. Mater., 34 (4), 27-38 (1998).

FATIGUE DESIGN OF WELDED STAINLESS STEELS

V. Infante, C. Moura Branco, E.C. Gomes, ICEMS/IST
Avda. Rovisco Pais, 1096 Lisboa Codex, Portugal

Abstract. Stainless steels are widely used in the chemical processing and power generation industries. They are, however, increasingly being considered for structural applications in, for example, construction and transportation industries, where they offer the advantage, over conventional structural steels, that painting or other corrosion protection is not necessary. This is especially true for duplex stainless steel (ferrite and austenite), which offers the advantage of high strength and lower costs over the austenitic stainless steels. Many applications in the chemical, power generating and structural areas mean that welded components and structures experience fatigue loading. However, there are remarkably few published fatigue data for welded joints in stainless steels, especially duplex.

Fatigue test results obtained from four fillet welded joints are presented and evaluated in comparison with available published data, for the same details in C-Mn steels and current design S-N curves. In the basis of this research, fatigue design curves for these types of joints in stainless steels are proposed.

1. INTRODUCTION

Stainless steels are widely used in the chemical processing and power generation industries. However, increasingly they are also being considered for structural applications in, for example, construction and transportation industries, where they offer the advantage over conventional structural steels that painting or other corrosion protection is not necessary (1). This is especially true of duplex stainless steels (ferrite plus austenite), which offers the advantage of high strength and lower cost over the austenitic stainless steels. Many applications in the chemical, generating and structural areas mean that welded components and structural experience fatigue loading. However, there are remarkably few published fatigue data for welded joints in stainless steels, especially duplex (2-5). Thus, published information is of little direct value to the designer of a fatigue-loaded stainless steel component or structure.

In the light of this situation, a major project is being funded by ECSC (3). It involves study of the fatigue performance of welded austenitic and duplex stainless steels, with the aim of providing fatigue design guidance and understanding any differences between their behaviour and that of welded carbon manganese steels (C-Mn). Basic fatigue design data are readily available for welded joints in such steels (e.g. Eurocode 3, IIW), and it was hoped that data for stainless steels could be incorporated in the same framework. Particular attention is given to the load carrying cruciform joints with total or partial lack of penetration, where fatigue cracking usually starts at the weld root. These joints show the lowest fatigue strength, and therefore deserve a more detailed analysis in the fatigue design process.

The present paper presents both fatigue endurance data for the weld details being studied, and a FE analysis of crack propagation from the weld root of the load carrying cruciform joints.

2. EXPERIMENTAL DETAILS

The test specimens were manufactured for 10 mm thick stainless steel rolled plates to ASTM A240-95 304L (austenitic) and S31807 (HYPERESIST 2205 Duplex), supplied by Avesta, Sheffield. Their properties are given in Table 1.

Table 1. Material Properties

a) Chemical Analysis

Steel Type	Cast nr.	Element % by weight			
		C	Si	Mn	P
304L	C1313	0.017	0.50	1.41	0.020
S31803	C1425	0.017	0.41	0.85	0.018

Element % by weight				
S	Cr	Mo	Ni	N
0.001	18.40	-----	10.14	0.035
0.001	22.53	3.17	5.97	0.162

b) Tensile Properties

Steel Type	Proof strength, N/mm ²		UTS, N/mm ²	Elongation %
	0.2%	1%		
304L	237	293	582	57
S31803	527	653	797	34

Fatigue tests were performed on the weld details shown in Fig. 1. The cruciform joint could be designed to fail from the weld toe, but it was used here to study fatigue fracture in the weld throat, the crack initiating at the weld root. All the specimens were 100 mm wide, and sufficiently long to enable them to be gripped in fatigue testing machines for loading axially.

The welding was performed using the MIG process for the austenitic steel and TIG for duplex, with the appropriate filler metals defined in (3).

The fatigue tests were carried out in a computer controlled servohydraulic fatigue test machine, with a load capacity of ± 250 kN. The fatigue cycle was tensile loading in the main plate, with constant amplitude loading, with a sinusoidal load wave of 15-20 Hz, with stress ratios of 0.05 and 0.5. The tests were stopped when the total failure of the specimen occurred. The fatigue cracks have initiated from the weld root and propagated in the weld metal in directions close to the surface of the transverse plate. In a few specimens, the event of crack initiation was detected with strain gauges placed close to the weld toe. Results of this analysis may be found in (3). Selected fracture surfaces were inspected optically and at the SEM, to detect initial defects and to provide information concerning fatigue cracking mechanisms. Details can also be found in (3). Plots were obtained in the form of S-N curves, where the nominal stress was taken, both in the main plate and in the weld throat, and N_f was the fatigue endurance.

In order to provide a representative geometry for the model specimen, to be used in the finite element analysis, the depth of the lack of penetration in the specimens of Fig. 1 a) was measured, and the results were statistically analysed.

3. FE ANALYSIS OF THE JOINT

The stress distribution and the values of the J integral at the weld root area were obtained, using the FE code ABAQUS. A linear elastic two dimensional mesh was used, with two types of isoparametric elements: biquadratic six nodes and biquadratic eight nodes with reduced integration. The lack of penetration in the weld root was simulated, like a crack or discontinuity in the material, assuming no contact forces between the elements along the discontinuity. Due to the symmetry of the joints and of the load, only one quarter of the specimen was analysed. Fig. 2 shows the typical mesh proportions with the elements chosen to obtain the stress distribution. For the computation of J integral the meshes were modified, since collapsible elements were used.

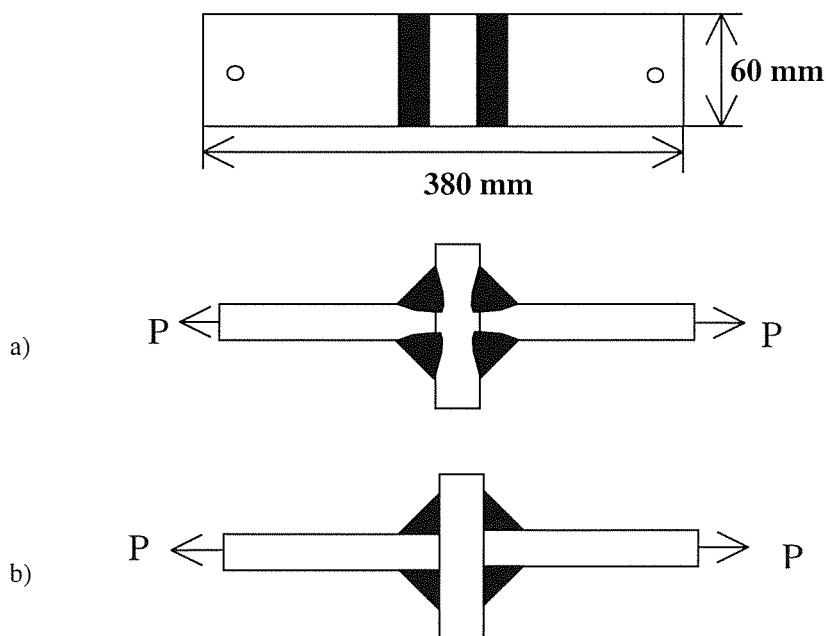


Fig. 1 – Cruciform load carrying specimens used in the fatigue tests. a) Partial penetration, 304L stainless steel. b) No penetration, 2205 duplex stainless steel.

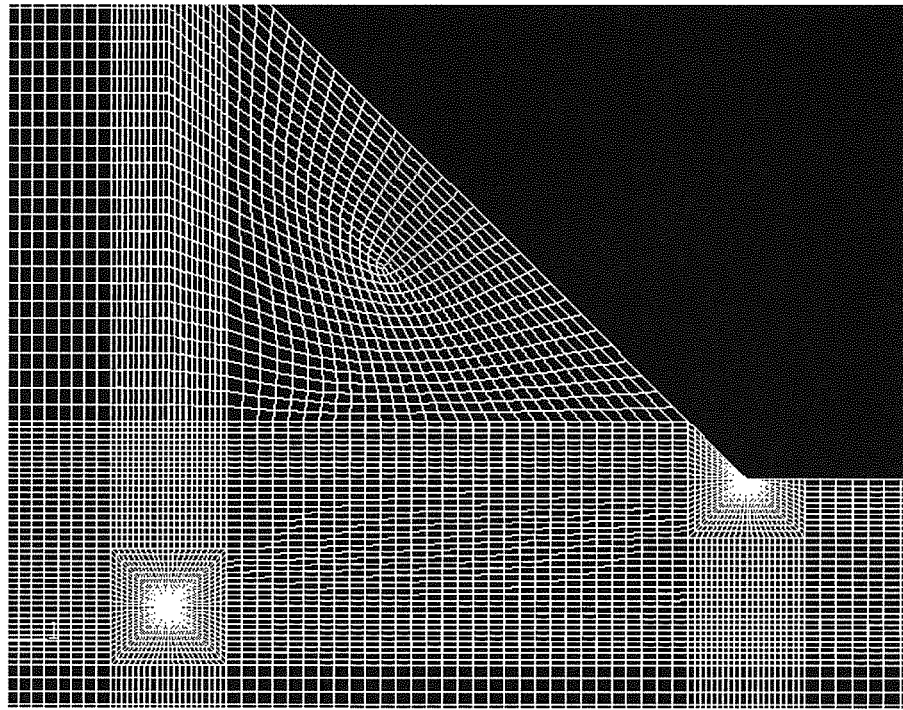


Fig. 2 – Typical mesh proportions used to obtain the stress distribution at the weld root in the partial penetration joints of Fig. 1 a).

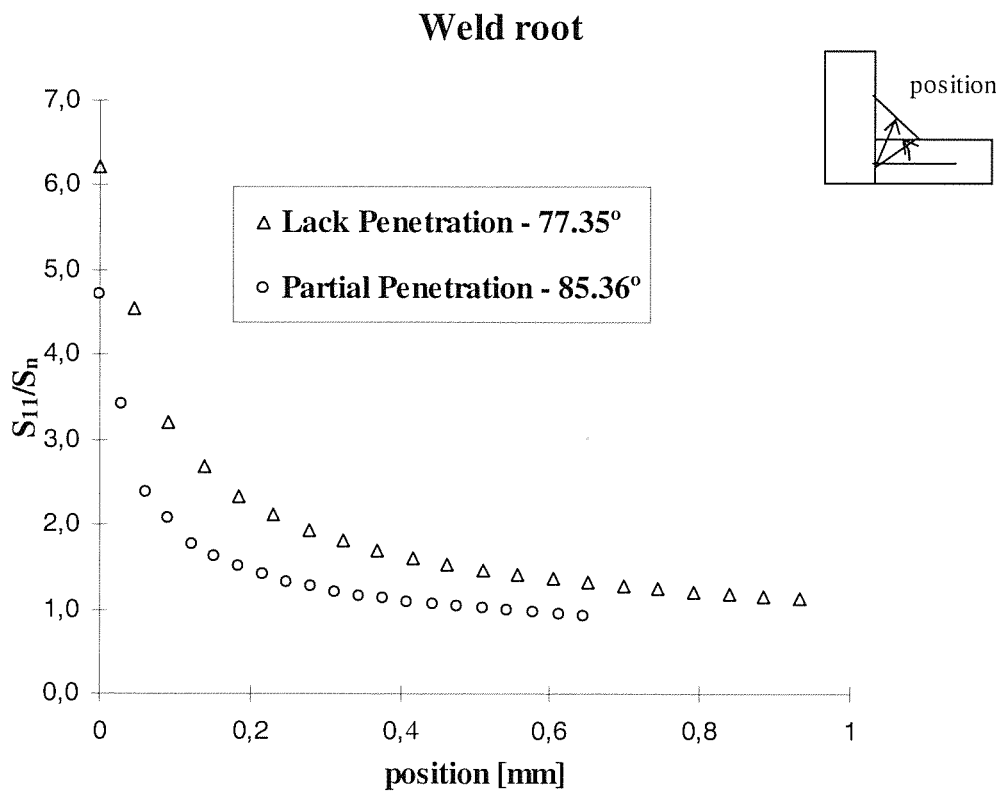


Fig. 3 – Variation of the stress concentration factor, K_t , against the polar distance, r , measured from the welded root in the directions of maximum stress. S_{11} – maximum normal stress in the loading direction, 1. S_n – nominal stress in the loading direction, 1.

The values of the stress concentration factor, K_t , at the weld root were plotted against the distance (position), measured from the weld root and along the angular directions which gave the higher values of K_t at the weld root. K_t is herein defined as the ratio of the maximum stress in the II direction over the nominal stress in the main plate away from the weldment. The results (Fig. 3) were obtained for the partial penetration joints (Fig. 1 a)), representative of the 304L specimens and the full lack of penetration joint of the duplex specimens where E is equal to the main plate thickness.

The highest value of K_t occurs at the weld root ($e=0$) (Fig. 3); $K_t \approx 6.5$ for the joint with total lack of penetration, and $K_t \approx 4.8$ for the partial penetration joints. K_t decreases rapidly as the distance away from the weld root increases, and is lower in the partial penetration joints. For $r \approx 0.7$ mm, K_t tends to one, i.e. the stress concentration effect is highly localised at the weld root zone.

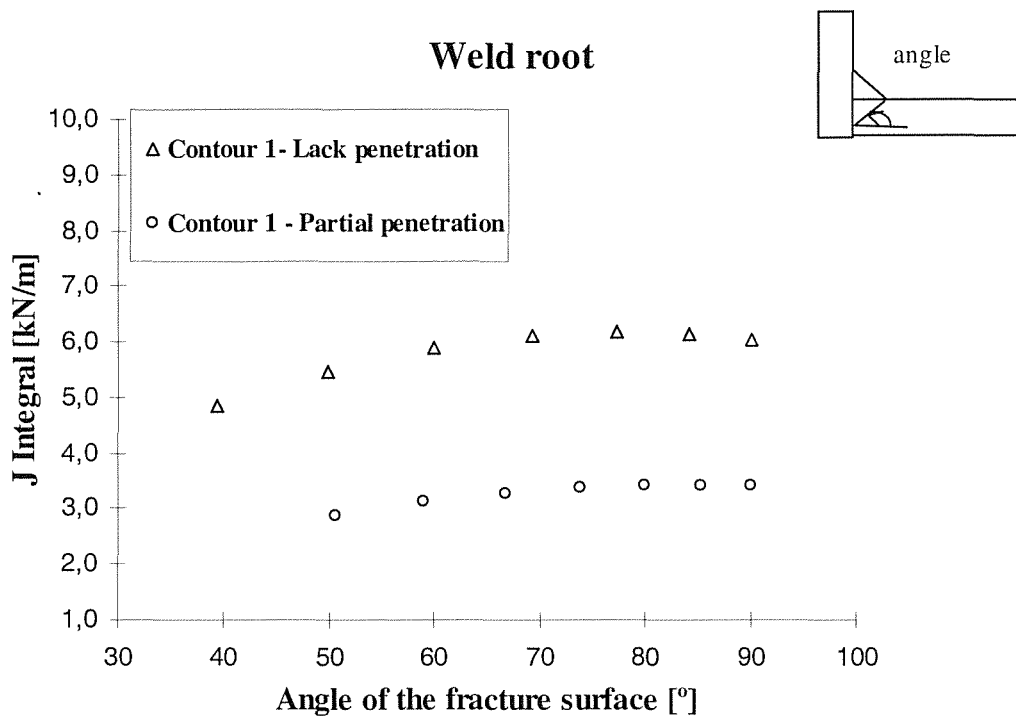


Fig. 4 – Variations of the J integral at the weld root against the angle of the fracture plane (angle of the fatigue crack).

For a nominal stress value of 100 MPa, the values of J integral at the weld root ($a_i=0$) are plotted against the angle of the assumed fracture plane in Fig. 4. It seems that the J integral increases as the fracture angle increases, until a maximum value is reached for fracture angles of 77.35 degrees for the local lack of penetration joints ($E=B$), and 85.36 degrees for the partial penetration joints.

The experimental values of the angles of the fatigue crack in the fracture surface were very close to 90 degrees, as referred before. Hence, the J integral results were able to predict the direction of fatigue crack propagation as the one that gave the maximum values of the normal stress S_{11} and of the J integral (Fig. 4).

The results in Fig. 4 also show that the values of the J integral increase by a factor of approximately 2 in the total lack of penetration joints as against the partial lack of penetration joints tested.

The cruciform fillet welded joints were fabricated with welds small enough to ensure fatigue cracking from the weld root through the throat. For such a case, design S-N curves are expressed in terms of the stress range at the weld throat rather than that in the plate (6). The present results are shown plotted in this way in Fig. 5. As will be seen, there is no significant influence of either R or the stainless steel type, and the results correlate reasonably well.

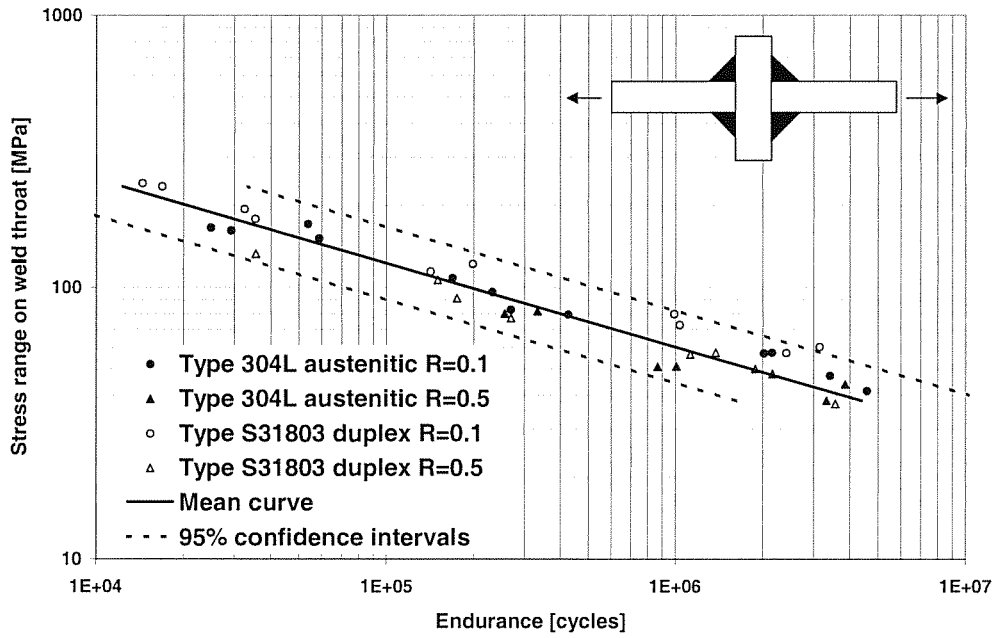


Fig. 5 – Fatigue test results for stainless steel fillet welded cruciform joints. S31803 duplex is equivalent to 2205.

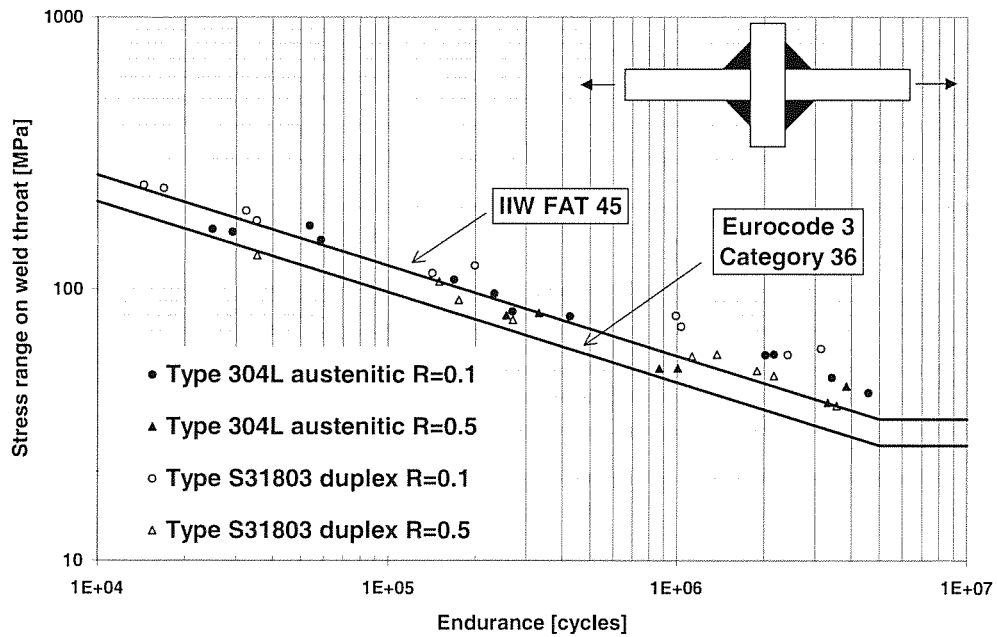


Fig. 6 – Comparison of fatigue test results for stainless steel fillet welded cruciform joints and design curves.

The tests have shown negligible initiation lives, as reported in detail in (7). This is confirmed by the fact that the slopes of the S-N curves plotted in Figs. 5 and 6 are in agreement with the experimental values of the exponent m of these steels.

The fatigue performance of cruciform joints in C-Mn structural steels was the subject of a detailed review recently (9). This was performed to check the design curve for weld throat failure. It was found that many data obtained since the design curve was first established fell below it.

The results are shown again in Fig. 6, in comparison with the Eurocode 3 and IIW design curves (10). The review of C-Mn steel data indicated that the Eurocode category 36 curve was the most appropriate, and the present results support this. Therefore, it is recommended that category 36 should also be used for stainless steels. However, one aspect of even that curve needs further investigation, namely the location of the fatigue endurance limit. The results (Figs. 5 and 6) indicate that the fatigue endurance limit should correspond to an endurance much higher than 5×10^6 cycles, the maximum life obtained in the fatigue tests; choosing the stress range at 10^7 cycles seems to be a more appropriate approach, as plotted in Figs. 5 and 6.

4. CONCLUSIONS

Based on the results obtained so far in a project including both fatigue endurance tests and fatigue crack growth and threshold determination, in welded austenitic and duplex steels, some preliminary conclusions can be drawn. Clearly, these may be revised in the light of the complete results, and therefore they should be regarded as tentative. Furthermore, they refer only to fatigue test results obtained in air and should not, therefore, be assumed to be applicable for other environments.

- a) A general finding was that, for a given detail, there was no difference in fatigue performance between austenitic and duplex stainless steels. This is consistent with the crack growth results obtained so far (not presented here) for the two types of steel.
- b) However, it was clear that the higher strength duplex gave longer lives and stress levels above the proof strength of the austenitic steel.
- c) Furthermore, in every case the present results for stainless steels fell within the scatterbands enclosing the extensive databases for the same details in C-Mn steels. However, the same may not be true in the presence of a corrosive environment.
- d) Consequently, for the details tested, design S-N curves for welded C-Mn steel are equally applicable to welded stainless steels.

- The IIW design curves were generally more suitable than those in Eurocode 3.

REFERENCES

- 1 Razmjoo, G.R., "Design guidance on fatigue of welded stainless steel joints", Proc. OMAE, Vol. III Materials Engineering, ASME, 1995, p. 163.
- 2 Hobbacher, A. (Ed.), "Fatigue design of welded joints and components", International Institute of Welding, Abington Publishing, Cambridge, UK, 1996.
- 3 Manteghi, S., Branco, C.M., "Progress report for 97of ECSC funded research project "Fatigue behaviour of welded stainless steels", contract 7210-MA/951, TWI, Cambridge, UK, IDMEC/IST, Lisbon Institute of Technology, March 1998.
- 4 Branco, C.M., Gomes, E.C. and Maddox, S.J., "Fatigue performance of TIG and plasma welds", Proc. IIW Conf. On Performance of Dynamically Loaded Welded Structures, Welding Research Council, New York, 1997.
- 5 Infante, V., Branco, C.M. and Brito, A.S., "A fatigue crack propagation study of welded stainless steels", Proc. EUROMAT 98, Materials in Oceanic Environments, Lisbon, July 1998. Ed. EFMS, Vol. 1, pp. 577-588.
- 6 Eurocode 3: "Design of Steel Structures", part 1, General Rules and Rules for buildings, Commission of the European Communities, 1990.
- 7 Infante, V., "Fatigue behaviour of welded joints in stainless steels" (in Portuguese), MSc thesis, Dep. Mechanical Engineering, Technical University of Lisbon, 1998.
- 8 Branco, C.M., Infante, V., Gomes, E.C., "Fatigue behaviour and life predictions in welded joints of stainless steels", Proc. EUROMAT 98, Materials in Oceanic Environments, Lisbon, July 1998, Eds. EFMS, Vol. 1, pp. 589-602.
- 9 Gurney, T.R. and MacDonald, K., "Literature survey on fatigue strength of load-carrying fillet welded joints failing in the weld", Offshore Technology Report Nr. OTH 91356, Health and Safety Executive, London, 1995.
- 10 IIW Document, Recommendations for the fatigue design of welded joints, Commission XIII, International Institute of Welding, 1988.

**PROPAGACIÓN DE GRIETAS PEQUEÑAS BAJO FATIGA OLIGOCÍCLICA
EN ACEROS INOXIDABLES MONOFÁSICOS Y DÚPLEX**

A. Gironès¹, N. Baffie², A. Mateo¹, L. Llanes¹, M. Anglada¹, J. Stolarz²

1.-Departament de Ciència dels Materials i Enginyeria Metal·lúrgica,
Universitat Politècnica de Catalunya, Barcelona

2.-Ecole Nationale Supérieure des Mines, Saint-Etienne, (Francia)

Resumen. Los mecanismos de propagación en volumen de fisuras pequeñas en un acero inoxidable monofásico y en dos aceros inoxidables dúplex han sido estudiados a través de la observación por microscopía electrónica de barrido (MEB) de secciones de muestras ensayadas a fatiga oligocíclica. Se ha determinado que la propagación de las fisuras pequeñas está condicionada por la presencia de barreras microestructurales: bordes de grano y bordes de macla para el acero monofásico y las interfases α/γ para los aceros dúplex. En aceros dúplex, las interfases α/γ además de actuar como barreras microestructurales también actúan como lugares preferentes para la nucleación de fisuras (en la superficie y en el volumen). La resistencia a la propagación de fisuras pequeñas que oponen los diferentes tipos de intercaras es considerado como el principal factor que determina el comportamiento global a fatiga oligocíclica de estos dos aceros.

Abstract. The mechanisms of short crack propagation in the bulk in a single phase and in two duplex stainless steels have been investigated using vertical sections of smooth fatigue specimens. In all three structures, crack propagation is conditioned by the presence of structural barriers: grain boundaries and twin boundaries in the single phase alloy and α/γ interfaces in the duplex steels. The shape of short cracks is thus determined by that of individual grains in the duplex steels. In all the materials, interfaces are shown to play a double role as crack nucleation sites (at surface and in the bulk) and as barriers. The resistance of different types of interfaces against short crack propagation is considered as the principal factor for determining fatigue behaviour of these three alloys.

1. INTRODUCCIÓN

El estudio del daño en un material sometido a fatiga implica las etapas de nucleación de fisuras, el crecimiento de fisuras pequeñas y finalmente la propagación catastrófica de fisuras largas lo cual conduce a la ruptura del material. El término "fisuras cortas" suele referirse a fisuras cuya longitud no excede el valor de un parámetro microestructural (como el tamaño de grano) y normalmente su nucleación ha tenido lugar en áreas con concentradores de tensiones. Tradicionalmente el crecimiento de fisuras pequeñas ha sido considerado por separado de la propagación de grietas largas, pues su comportamiento puede ser muy diferente [1].

En servicio, la etapa de nucleación de grietas pequeñas viene determinada por la existencia de elementos en el material, tales como entallas, dientes de engranajes, agujeros de taladros, etc., los cuales pueden actuar como concentradores de tensiones y por tanto provocar la generación de éstas. En ausencia de estos elementos, las inhomogeneidades microestructurales (inclusiones, porosidades, intercaras,...) podrán actuar como concentradores de tensiones y por tanto inducir la

nucleación de fisuras pequeñas. El estudio de la propagación de fisuras pequeñas es de gran importancia, pues ocupa la mayor parte de la vida a fatiga de un material o de un componente. Dicha vida no puede ser determinada con precisión debido a la elevada dispersión en los resultados de los valores de propagación de fisuras pequeñas. Además, la diferenciación entre la etapa de nucleación y la de propagación es muy ambigua, y está íntimamente ligada a la sensibilidad de la tecnología existente para la detección de grietas. Aún cuando una fisura ha sido detectada, se precisa una metodología analítica para poder predecir la cinética de crecimiento de las fisuras cortas y así poder estimar la vida remanente. En consecuencia, una clara comprensión de dicha cinética resulta importante para efectuar predicciones de vida y por tanto utilizarla como parámetro de diseño.

En materiales metálicos policristalinos el daño asociado a fatiga oligocíclica se concentra principalmente en la formación generalizada de fisuras en la superficie. La densidad de fisuras pequeñas en la superficie es función del nivel de esfuerzos y deformaciones que estén

actuando, así como de parámetros relacionados con la microestructura del material. Los valores de esta densidad de fisuras son típicamente del orden de algunos centenares por milímetro cuadrado. Altas densidades de fisuras hacen posible la coalescencia superficial de las mismas lo cual contribuye de una manera decisiva al daño en fatiga oligocíclica. Para la evaluación de este daño se han establecido relaciones entre parámetros que describen las poblaciones de fisuras pequeñas en la superficie y la resistencia a fatiga del material [2,3], pero no se han podido obtener resultados satisfactorios debido principalmente al desconocimiento sobre los mecanismos de propagación de fisuras pequeñas en el volumen del material.

En estudios mediante modelos físicos las fisuras pequeñas han sido consideradas como elementos puramente superficiales [3], lo cual conduce a una sobrestimación de los efectos de coalescencia en comparación con el caso en que se tiene en cuenta la propagación simultánea de las fisuras en el volumen y en la superficie del material [4]. En estudios más recientes sobre materiales f.c.c. y b.c.c. [5] y sobre Zircaloy-4 [6] se ha demostrado que la propagación es simultánea en superficie y en volumen, resultando que la profundidad de las fisuras pequeñas es comparable con su longitud en la superficie.

En muestras pulidas, la nucleación y propagación de las fisuras pequeñas se produce aproximadamente durante el 80 % de la vida a fatiga antes de que empiece la propagación de la fisura fatal a través del volumen. Los procesos de nucleación y propagación de fisuras pequeñas dependen fuertemente de la cristalografía del material siendo la propagación a nivel de superficie fuertemente discontinua debido a la actuación de las intercaras como barreras microestructurales. Las fisuras son detenidas por las barreras microestructurales de modo que para su propagación se requiere un aporte extra de energía, el cual puede proceder de la acumulación de deformación plástica en las puntas de las fisuras.

Edwards y Zhang [7] han propuesto que la interrupción de la propagación se da como consecuencia del bloqueo de la zona plástica de la punta de la fisura por parte de una barrera estructural. Para la reiniciación de la propagación en el grano contiguo al de la fisura bloqueada, es necesario la activación de la plasticidad en dicho grano. Para ello, se requiere que la concentración de tensiones generada como consecuencia de la acumulación de deformación en la zona plástica en la punta de la fisura bloqueada sea suficientemente grande como para permitir la activación del deslizamiento en el grano vecino y así poder continuar la propagación de la fisura a través de este grano. Estos autores también han propuesto que el efecto bloqueador de dichas barreras estructurales es debido principalmente a la desorientación cristalográfica, siendo más importante su influencia

cuanto más grande sea la desorientación puesto que se requerirá un mayor aporte energético para la activación de los nuevos planos de deslizamiento.

El objetivo de este artículo es el estudio de la propagación de fisuras pequeñas en aceros inoxidable monofásicos y en aceros inoxidable dúplex austeno-ferríticos mediante la observación de secciones transversales de probetas pulidas y ensayadas a fatiga oligocíclica. Se determinará la naturaleza de las barreras microestructurales y se compararán los mecanismos de propagación de fisuras pequeñas en la superficie y en el volumen.

2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

Los ensayos de fatiga oligocíclica se han realizado para una aleación monofásica f.c.c. Fe-Cr-Ni, producida en Ecole des Mines de St. Etienne, y para dos aceros inoxidable dúplex, ambos producidos comercialmente por AB Sandvik Steel (Suecia). El primer dúplex es un acero de segunda generación, pues su contenido en nitrógeno se sitúa entre 0.10 y 0.20 % (% en peso). Este material es designado comercialmente por el fabricante como SAF 2205 y corresponde a la calidad UNS S31803 (EN 1.4462). El otro acero, calificable como de tercera generación o superdúplex por poseer un contenido en nitrógeno superior al 0.20 %, recibe la designación de SAF 2507 y corresponde a la norma UNS S32750 (EN 1.4410). Las composiciones de estos aceros se detallan en la Tabla 1.

Tabla 1. Composición química del acero austenítico Fe-19Cr-15Ni, del acero dúplex SAF 2205 y del acero superdúplex SAF 2507 (% en peso).

	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	N
γ	0,094	-	0,39	19,1	15,00	-	-
SAF 2205	0.025	1.60	0.30	22.0	5.50	3.00	0.1 3
SAF 2507	0.015	0.40	0.34	25.0	6.99	3.79	0.2 6

La aleación monofásica fue sometida a un tratamiento de recristalización a 900 °C durante 1 hora, y posteriormente fue templada en agua. Su microestructura está constituida por granos equiaxiales de 15 μm de diámetro. Se observó una gran profusión de maclas de recocido. La proporción de bordes de macla respecto a todas las intercaras se ha calculado que es del orden del 45 % y no depende de la orientación de la superficie analizada respecto al eje de la probeta.

La microestructura del acero inoxidable dúplex SAF 2205 está constituida por un 45 % de fase austenítica discontinua contenida en una matriz ferrítica. Los granos de austenita presentan dos morfologías diferenciadas: una equiaxial (aproximadamente 10 μm de diámetro circular equivalente) y otra alargada (largo: 20 - 30 μm y ancho: 10 μm). La mayoría de los granos ferríticos presentan diámetros próximos a los 10 - 15 μm .

El acero superdúplex SAF 2507 presenta también una microestructura bifásica, siendo la ferrita la fase continua. La fracción volumétrica de austenita es del orden del 56 %. Los granos austeníticos presentan dos tipos de morfologías: una equiaxial de 8 μm de diámetro circular equivalente, y otra de alargada con una longitud del orden de 11 μm . Los granos ferríticos presentan un diámetro medio de 6 μm .

Los dos tipos de aceros dúplex fueron ensayados en el estado de recepción y también después de ser envejecidos térmicamente a 475 $^{\circ}\text{C}$ durante 200 horas. Es bien conocido que este tratamiento conlleva la descomposición espinodal de la fase ferrita, provocando un notable cambio en el comportamiento mecánico del material, el cual puede describirse como una fragilización global [8].

Las probetas utilizadas en los ensayos de fatiga oligocíclica fueron mecanizadas con una geometría cilíndrica, con una zona de ensayo de 6 mm de diámetro y 10 mm de longitud. Las superficies de las probetas fueron pulidas mecánicamente y electroquímicamente antes del ensayo. Los ensayos fueron realizados en tracción-compresión a 25 $^{\circ}\text{C}$, en aire y a una velocidad de deformación constante de $2 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$. Para el acero austenítico la deformación plástica impuesta fue $\Delta\epsilon_p/2 = 4 \cdot 10^{-3}$, en tanto que para los aceros dúplex se escogió un valor ligeramente superior ($\Delta\epsilon_p/2 = 6 \cdot 10^{-3}$). Bajo estas condiciones, se obtuvieron las vidas a fatiga indicadas en la Tabla 2.

Tabla 2. Vidas a fatiga (número de ciclos a rotura) de los materiales ensayados.

Acero Inoxidable	Vida a fatiga (ciclos)
Monofásico	10000
SAF 2205 estado de recepción	600
SAF 2205 envejecido	200
SAF 2507 estado de recepción	800
SAF 2507 envejecido	300

En primer lugar se realizaron ensayos hasta fractura, para a continuación repetirse deteniéndolos al alcanzar aproximadamente el 80 % de vida.

Posteriormente se procedió a la caracterización de la superficie de las probetas ensayadas mediante microscopía óptica y microscopía electrónica de barrido (MEB). Para el estudio de la propagación de las fisuras en volumen, es decir hacia el interior, se cortaron secciones

paralelas al eje de las probetas ensayadas. Estas secciones se pulieron mecánicamente y luego se atacaron químicamente para revelar la microestructura del material. La extensión en volumen de las fisuras pequeñas se estudió mediante MEB.

3. RESULTADOS

Acero inoxidable monofásico Fe-19Cr-15Ni

El acero austenítico presenta una densidad de fisuras pequeñas superficiales del orden de 350 fisuras/ mm^2 . La mayoría de estas fisuras son transgranulares, aunque se ha podido observar la nucleación de fisuras en los bordes de macla y en los bordes de grano. Las barreras estructurales para la propagación de fisuras pequeñas son tanto los bordes de grano como los de macla. Las fisuras más largas (> 5 diámetros de grano) se propagan perpendicularmente respecto a la dirección de aplicación de la tensión siguiendo las bandas de deslizamiento vecinas; por lo tanto se conserva el carácter cristalográfico del proceso. Todas las grietas pequeñas de tipo I (i.e. no han sobrepasado las barreras estructurales) se extienden hasta la barrera estructural más próxima, excepto cuando muchas coinciden en un mismo grano, de manera que dejan de propagarse antes de encontrar una barrera estructural.

En volumen, la propagación de fisuras pequeñas es en la mayoría de los casos transgranular, aunque algunos segmentos de las fisuras pueden seguir los bordes de macla. La propagación en volumen de las fisuras nucleadas en bordes de grano en la superficie es puramente transgranular (Fig 1). La naturaleza de las barreras estructurales en volumen es la misma que la de las barreras en la superficie (i.e. las fisuras se detienen en los bordes de grano y de macla). La profundidad de todas las fisuras pequeñas visualizadas en las secciones de las probetas no excede la longitud correspondiente a tres veces la distancia media entre barreras estructurales, siendo la extensión de la mayoría de las fisuras del orden de dos segmentos transgranulares (una barrera superada). En consecuencia, el comportamiento en volumen es análogo al observado en la superficie. Finalmente, cabe resaltar que no se ha observado nucleación de fisuras pequeñas en volumen.

Acero inoxidable dúplex SAF 2205

Al igual que en otras experiencias previas en deformación cíclica de aceros dúplex [9], se ha observado actividad plástica en ambas fases para el material ensayado en estado de recepción. La nucleación de fisuras en la superficie está distribuida de una manera similar en ferrita, austenita y en las interfases (Fig 2).

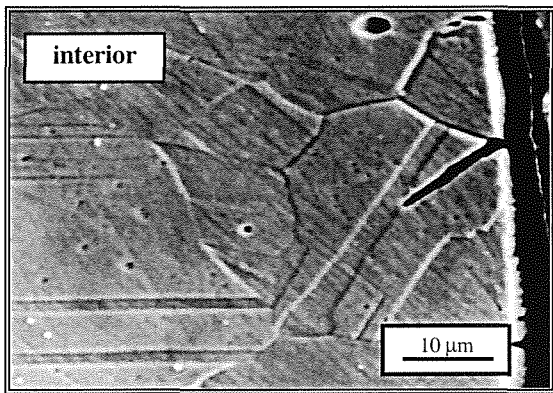


Fig 1. Borde de macla como barrera microestructural en el volumen en el acero austenítico.

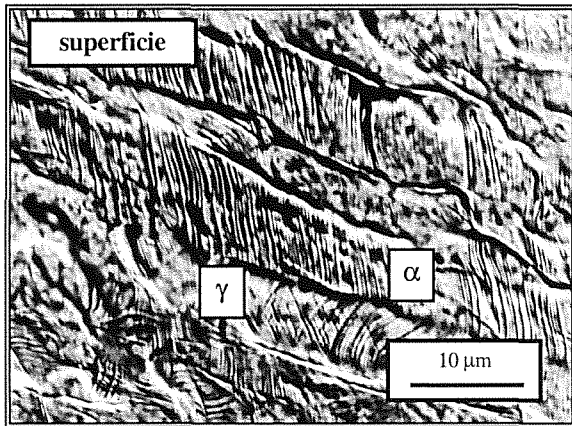


Fig 2. Aspecto superficial del dúplex SAF 2205 sin envejecer.

En el material envejecido térmicamente, la observación de las superficies laterales de las probetas revela la existencia de bandas de deslizamiento pronunciadas y uniformemente distribuidas en los granos austeníticos (Fig 3). Los granos ferríticos, por el contrario, contienen numerosas fisuras pequeñas transgranulares, las cuales se propagan entre interfases α/γ describiendo una trayectoria recta, hecho que puede corresponder a la deformación por maclado o bien a planos de clivaje. También se ha observado que algunos granos ferríticos presentan varias fisuras paralelas (Fig 3). En las secciones transversales puede observarse que los sitios preferentes para la nucleación de fisuras pequeñas no parecen ser exclusivos de la superficie del material sometido a fatiga oligocíclica. Granos de ferrita subsuperficiales presentan fisuras pequeñas cuya nucleación seguramente ha tenido lugar en las interfases α/γ . Esto explicaría la presencia de pequeñas cavidades en la punta de las fisuras junto a las interfases. En volumen, la mayoría de las fisuras observadas se propagan transgranularmente. Se puede también observar que una vez una fisura se ha nucleado en la interfase, la propagación se da a través de los granos de ferrita y no en los de austenita. Se ha podido ver la existencia de fisuras en la austenita, pero siempre como

consecuencia de la propagación previa a través de un grano de ferrita. No se ha observado la presencia de fisuras pequeñas únicamente en un solo grano austenítico. La extensión de casi todas las fisuras pequeñas está limitada por la primera barrera microestructural (i.e. interfases α/γ).

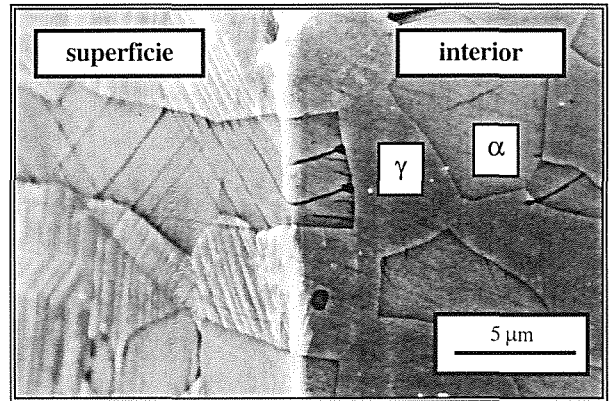


Fig 3. Propagación de fisuras pequeñas en la superficie y en el volumen en el dúplex SAF 2205 envejecido.

Acero inoxidable dúplex SAF 2507

Para alcanzar el mismo valor de deformación plástica ($\Delta\epsilon_p/2 = 6 \cdot 10^{-3}$) en el superdúplex en estado de recepción fue necesario un esfuerzo 75 MPa mayor que el requerido para deformar el SAF 2205. A nivel cualitativo, las observaciones por MEB realizadas en las probetas de acero superdúplex son las mismas que las comentadas previamente para el SAF 2205. Es decir, en el estado de recepción la superficie muestra daño asociado a fatiga y nucleación de fisuras en ambas fases constituyentes. Sin embargo, es reseñable el hecho de que en la probeta ensayada hasta el 80% de vida, el daño apreciado en la ferrita es claramente menor al visible en la fase γ . Hacia el interior la trayectoria de las fisuras cortas que pudieron detectarse es aserrada, y generalmente éstas se detienen en interfases o en el interior de granos austeníticos (Fig 4).

Después del envejecimiento térmico, los niveles de esfuerzo necesarios para deformar ambos tipos de aceros dúplex son casi idénticos (entorno a 700 MPa), superando en más de 100 MPa los valores alcanzados para el superdúplex no envejecido. En el acero SAF 2507 una primera aproximación indica que se repite la situación descrita para el 2205 envejecido, i.e. los granos austeníticos muestran daño superficial en forma de bandas de deslizamiento uniformemente distribuidas, en tanto que en los granos ferríticos proliferan las fisuras pequeñas transgranulares. Si se observa con más detenimiento la superficie de las probetas se aprecia que, si bien cualitativamente la situación es similar en ambos dúplex, se detecta en el SAF 2507 una mayor concentración del daño inducido por fatiga en la fase

ferrítica, lo cual se traduce en una gran densidad de microfisuras en esta fase. En las secciones transversales dicha apreciación resulta aún más clara, siendo abundantes las fisuras que atraviesan los granos de ferrita de interfase a interfase, con una trayectoria menos recta que la observada en el SAF 2205, e incluso interaccionando entre ellas (Fig 5). La aparición de granos ferríticos fisurados en el interior del material, sin contacto con fisuras iniciadas en la superficie, es una situación habitual en las secciones transversales del superdúplex envejecido.

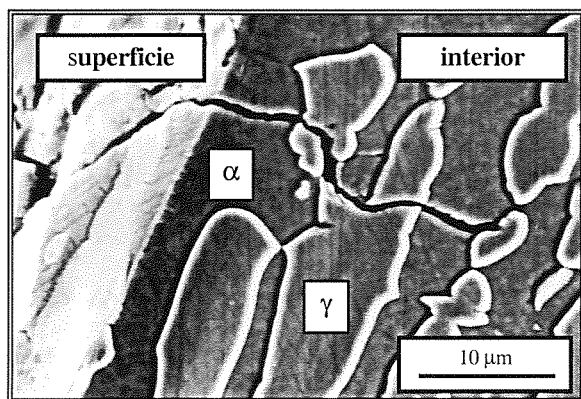


Fig 4. Propagación de fisuras pequeñas en la superficie y en el volumen en el dúplex SAF 2507 sin envejecer.

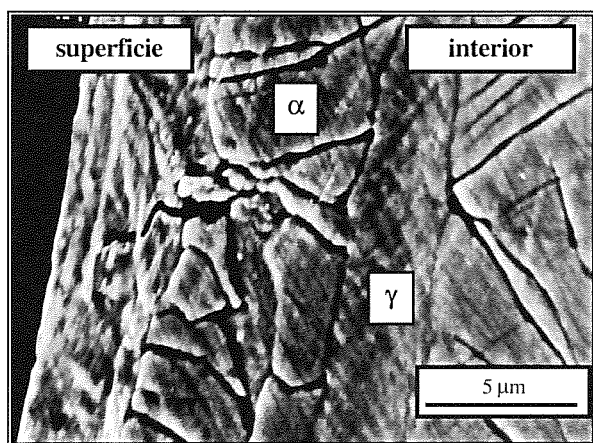


Fig 5. Propagación de fisuras pequeñas en la superficie y en el volumen en el dúplex SAF 2507 envejecido.

4. DISCUSIÓN

Los resultados referentes a la evolución de las fisuras pequeñas en volumen del acero inoxidable austenítico complementan los resultados ya existentes sobre el daño superficial ocasionado por fatiga oligocíclica para materiales similares. Las intercaras (bordes de grano y de macla) actúan mayoritariamente como barreras estructurales para la propagación de fisuras. Además, algunos bordes de macla actúan como sitios preferenciales para la nucleación de fisuras. Este tipo de

doble comportamiento de los bordes de grano para aleaciones f.c.c. ha sido discutido por Peralta et al. [10] apuntando los papeles diferentes desempeñados por los bordes de grano dependiendo de la orientación respecto al eje de tracción. Aunque algunas fisuras pequeñas pueden nuclearse en los bordes de grano, no se ha observado propagación intergranular en volumen. Todas las fisuras pequeñas del tipo I, tanto en la superficie como en el volumen, se detienen a distancias muy pequeñas de las barreras estructurales.

En los aceros inoxidables dúplex, el papel que desempeñan las interfases α/γ en el daño por fatiga oligocíclica es más complejo. Es sabido que los mecanismos de deformación activos en ambas fases dependen fuertemente de la amplitud de la deformación plástica y de los cambios estructurales inducidos por tratamientos térmicos [11]. En los aceros dúplex en estado de recepción, para los niveles de deformación aquí estudiados, los cuales pueden considerarse relativamente elevados, ambas fases acomodan deformación plástica y la iniciación de fisuras es común en ambas.

Por contra, en el material envejecido térmicamente la deformación plástica se concentra principalmente en los granos austeníticos debido a que la ferrita ha sufrido un proceso de descomposición espinodal que reduce su capacidad para acomodar la deformación impuesta. Las concentraciones de tensiones debidas a las interacciones entre las bandas de deslizamiento en la austenita y las interfases pueden ser suficientemente elevadas para promover la nucleación de fisuras en la ferrita, especialmente teniendo en cuenta la notable disminución en tenacidad de fractura experimentada por la fase α como consecuencia del envejecimiento térmico. Al mismo tiempo, para la amplitud de deformación plástica aquí considerada ($\Delta\epsilon_p/2 = 6 \cdot 10^{-3}$), se promueve la activación de otros mecanismos de deformación en la ferrita, como son el maclado y la demodulación de la descomposición espinodal [11]. Por otra parte, las interfases α/γ pueden actuar también como barreras estructurales.

Los aceros bifásicos fueron ensayados en fatiga oligocíclica hasta $N \approx 0.8N_F$. En las secciones transversales estudiadas, la práctica totalidad de las fisuras visualizadas fueron del tipo I. Esto permite deducir que una vez superada una interfase α/γ , la fisura se propaga rápidamente a través de las otras barreras estructurales hasta rotura. Por lo tanto, la resistencia a la propagación de fisuras que opone una barrera estructural disminuye fuertemente con la longitud de la fisura que se propaga. Este hecho puede explicar la menor resistencia a fatiga de los aceros envejecidos térmicamente. Así pues, se puede suponer que la vida a fatiga de las aleaciones con un comportamiento similar es muy sensible al tamaño de grano y a la morfología del material.

Por lo que se refiere a la comparación entre los resultados obtenidos en los dos tipos de aceros dúplex, se pueden considerar distintos aspectos. En lo que respecta a vida a fatiga, los valores son mayores para el SAF 2507, aunque las diferencias no son grandes. Por otra parte, este comportamiento, i.e vidas más largas para el material con mayor contenido en nitrógeno, también fue observado por Linstedt et al. [12] en aceros inoxidables monofásicos austeníticos. La explicación está relacionada fundamentalmente con el mayor contenido en nitrógeno del superdúplex. Este nitrógeno se concentra casi en su totalidad en la austenita, endureciéndola fuertemente por solución sólida intersticial. Al mismo tiempo, el nitrógeno modifica la evolución subestructural desarrollada en fatiga, promoviendo un deslizamiento más planar. El resultado es que en el acero bajo en nitrógeno se produce una más temprana aparición de las fisuras cortas y éstas experimentan una menor resistencia en su crecimiento.

Asimismo, en el apartado de resultados se comentó la mayor densidad de microfisuras en la ferrita del superdúplex envejecido en comparación con el SAF 2205. El mayor contenido en cromo y molibdeno del superdúplex incidirá en una cinética de fragilización térmica más rápida en este material, hecho que contribuirá a incrementar la tendencia a la nucleación de fisuras en la ferrita del SAF 2507.

5. CONCLUSIONES

- 1.- El comportamiento a fatiga oligocíclica de los aceros inoxidables viene determinado, a escala mesoscópica, por la presencia de intercaras, las cuales actúan como barreras microestructurales para la propagación de grietas pequeñas.
- 2.- Las intercaras (bordes de grano, bordes de macla e interfases α/γ) juegan un papel similar como barreras estructurales para la propagación de fisuras pequeñas generadas por fatiga tanto en la superficie como en volumen.
- 3.- En los aceros inoxidables dúplex estudiados, las interfases α/γ actúan como barreras estructurales y además como sitios preferentes para la nucleación de fisuras. En el material envejecido térmicamente, la nucleación de fisuras tiene lugar no sólo en la superficie, como suele ocurrir en los aceros monofásicos, sino también en volumen.
- 4.- El mecanismo de daño basado en las interacciones entre bandas de deslizamiento en la austenita y las interfases α/γ ha sido propuesto para explicar la baja resistencia a LCF de los aceros dúplex.

6. AGRADECIMIENTOS

El trabajo presentado en este artículo ha sido subvencionado por la CICYT (Comisión Interministerial de Ciencia y Tecnología) bajo contrato MAT96-1009, por el Comissionat Universitats i Recerca (ACI'97, ACI'98) y por el gobierno de Rhône-Alpes. La empresa

AB Sandvik Steel donó los aceros dúplex estudiados. Agradecemos a M. Marsal, del Servicio de Microscopía Electrónica del Dept. de Ciencia de los Materiales e Ingeniería Metalúrgica (U.P.C.) su asistencia técnica.

7. REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] Ritchie, R.O. y Lankford J. "Small fatigue cracks", AIME-Metallurgical Society, Warrendale, USA (1986).
- [2] Brechet Y., Magnin T. y Sornette D. "The Coffin-Manson law as a consequence of the statistical nature of the LCF damage", *Acta Metall.*, 40, 2281-87 (1992).
- [3] Bataille A. y Magnin T. "Surface damage accumulation in LCF: physical analysis and numerical model", *Acta Metall.*, 42, 3817-25 (1994).
- [4] Stolarz J. "Multicracking in low cycle fatigue - a surface phenomenon?", *Mater. Sci. Engng.*, A234-236, 861-864 (1997).
- [5] Varvani-Farahani A., Topper T.H. y Plumtree A. "Confocal scanning laser microscopy measurements of the growth of microstructurally short fatigue cracks", *Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct.*, 19, 1153-59 (1996).
- [6] Stolarz J. "Stereological analysis of short crack populations in LCF and its application to the study of crack coalescence", *Proc. Int. Cong. Fatigue'99*.
- [7] Edwards L. y Zhang Y.H. "Investigation of small fatigue cracks - I. Plastic deformation associated with small fatigue cracks", *Acta Metall. Mater.*, 42, 1413-31 (1994).
- [8] Anglada M., Iturgoyen L., Llanes L., Mateo A. y Salán N. "Fragilización térmica de aceros inoxidables austeno-ferríticos envejecidos entre 275 y 475 °C", Ed. Oficina de Publicaciones de las Comunidades Europeas, Informe Final EUR 17886 ES, Luxemburgo (1998)
- [9] Llanes L., Mateo A., Violan P., Méndez J. y Anglada M. "On the high cycle fatigue of duplex stainless steel: influence of thermal ageing", *Mater. Sci. Eng.*, A234-236, 850 (1997).
- [10] Peralta P., Llanes L., Bassani J. y Laird C. "Deformation from twin-boundary stresses and the role of texture: application to fatigue", *Phil. Mag. A*, 70, 219-32 (1994).
- [11] Llanes L., Mateo A., Iturgoyen L. y Anglada M. "Aging effects on the cyclic deformation mechanisms of a duplex stainless steel", *Acta Metall.*, 44, 3967-78 (1996).
- [12] Lindstedt U., Karlsson B. y Nyström M. "The influence of nitrogen and grain size on the nucleation and growth of surface cracks in austenitic stainless steel", *Proc. Int. Cong. Fatigue'96*, Ed. G. Lütjering y H. Nowack, Berlin, Alemania (1996), V1, 325-330.

ANALYSIS OF CREEP-FATIGUE MODELS IN NICKEL BASE SUPERALLOYS

By

C. Moura Branco, ICEMS/IST
 Avda, Rovisco Pais, 1096 Lisbon Codex, Portugal
 and

F.B.Santos, Departamento de Engenharia Electromecânica, Universidade da Beira Interior
 Rua Marquês d'Ávila e Bolama, 6200 Covilhã, Portugal

Abstract. The paper presents the final results of a detailed study carried out in the nickel base superalloy IN718, used in turbine discs where fatigue and creep crack growth rate data (FCGR and CCGR) was obtained at 600 and 700°C in CT and CC (corner crack) specimens, tested at different values of stress ratio and dwell time at maximum load (frequency).

In the second part of the paper, a presentation is made of available creep-fatigue models, and also the results obtained with a computer program developed by the authors, which is able to make a detailed comparison between the experimental data obtained for the FCGR in creep-fatigue situations and the equivalent results predicted by the different models.

The results predicted by the models are discussed in terms of variations due to specimen type (CT or CC), stress ratio, temperature, frequency and, also, stress state.

1. BACKGROUND

Life extension methodologies, such as RFC, require the knowledge of the FCGR behaviour of the material in terms of its variation with several parameters, such as microstructure (grain size, intermetallics, heat treatment, etc), temperature, residual stresses, frequency, environment, stress ratio, stress state and load wave.

The appropriate FCGR relationship should be used since the crack speed, da/dN or da/dt , can change considerably with the parameters referred above, as it will be described next. Later in the paper, the interaction effects between fatigue and creep will be presented.

For nickel base superalloys, crack propagation under conditions of high temperature fatigue can be cycle dependent, time dependent or mixed. The occurrence of these crack propagation modes is related to micro mechanisms of damage acting at the crack front, which can be cyclic plastic deformation, oxidation and creep. Intergranular propagation may be due to creep mechanisms, like cavitation and grain boundary sliding [1-3]. In the mixed regime, both cyclic plastic deformation and time dependent mechanisms contribute to crack growth.

The trapezoidal wave shape with a dwell time, t_D , at maximum load is representative of the loading pattern usually applied in turbine discs of aircraft engines. In this case, the effects on FCGR of the dwell time at high temperature are closely related with the effects caused by the frequency, as referred above. This problem has

been widely studied in the literature [4-7]. Generally, the addition of a dwell time at maximum load in a fatigue cycle tends to increase the FCGR, da/dN , in the nickel base superalloys [8, 9].

2. CREEP-FATIGUE MODELS

The crack speed, da/dN or da/dt can be given by different models who attempt to consider the creep fatigue loading pattern usually obtained in engine components. These models assume that the creep-fatigue crack growth rate is a superposition of the da/dN values in pure fatigue with the da/dN values in pure creep.

2.1 Basic Linear Model

This model [2] is given by the linear sum of the cyclic component with the time dependent term (based on the creep crack growth rate law (CCGR)). The equation is:

$$\frac{da}{dN} = \left(\frac{da}{dN} \right)_{\text{cyclic}} + \left(\frac{da}{dN} \right)_{\text{time}} \quad (1)$$

The cyclic component is given by the Paris law of the material. The time dependent component is obtained from the creep crack growth equation for the total time of the fatigue cycle.

Note that, in the time dependent component, it is implicitly assumed that K is equal to K_{max} during the

entire cycle, which is not the case as corrected in the next model.

2.2 Gayda/Miner Model [10]

This model also gives a linear summation of the two components of the previous model but, in this case, the time dependent term is obtained by the integration, along the entire cycle, of the CCGR term.

Thus, this component will be given by

$$\left(\frac{da}{dN}\right)_{\text{time}} = \int \frac{da}{dt} dt = \int AK(t)^n dt \quad (2)$$

Since the stress intensity factor function is similar to the load function, and assuming that, during the cycle, there is no crack growth, comes

where $R = P_{\min}/P_{\max} = \sigma_{\min}/\sigma_{\max}$ is the stress ratio, C, A, m and n are experimental constants for the fatigue and creep terms and f_i is the frequency of the loading part of the cycle.

2.3 Nicholas and Ashbaugh Model

$$\frac{da}{dN} = C\Delta K^m + A \left(\frac{\Delta K}{1-R}\right)^n \times \left[\frac{1-R^{n+1}}{f(n+1)(1-R)} + t_D + R^n t_m \right] \quad (3)$$

This model [11] uses the same assumption as the previous model. The alteration is in the calculation for the integral for the loading cycle.

$$\frac{da}{dN} = C\Delta K^m + A \left(\frac{\Delta K}{1-R}\right)^n \times \left[\frac{(1+\beta)(1-R^{n+1})}{2f(n+1)(1-R)} + t_D + R^n t_m \right] \quad (4)$$

The final result is given by

where β is an empirical parameter given by

$$\beta = \begin{cases} 1, & \text{for } \Delta K \leq \Delta K_0 \\ \exp\left(1 - \frac{\Delta K}{\Delta K_0}\right), & \text{for } \Delta K > \Delta K_0 \end{cases} \quad (5)$$

In this equation, ΔK_0 is the threshold value of the stress intensity factor.

2.4 Weerassoriya model

The Weerassoriya model [12] is not based on the linear superposition of the cyclic and time dependent regimes. The creep-fatigue crack growth rate is given by

$$\frac{da}{dN} = \text{Max}\{F_c, F_m, F_t\} \quad (6)$$

where Max represents the maximum value of F_c , F_m and F_t .

F_c describes the material behaviour in the cyclic dependent regime where transgranular fractures occur and the FCGR is not frequency dependent.

F_m is the FCGR function for the mixed regime, where a mix of intergranular and transgranular fractures occur.

F_t is the function of the material behaviour in the time dependent domain, with intergranular fractures.

2.5 Saxena Model

This model [13] takes into account, also, the cyclic component of pure fatigue and the time dependent component. However, it defines a cut-off frequency for subtracting a portion to the time dependent term. This cut-off frequency tends to predict the time needed, during the fatigue cycle, for the intergranular cracking

mechanisms to develop. This frequency was defined as the transition frequency between the mixed and time dependent components, f_{mt} .

The cyclic component is given by the Paris law $(da/dN) = C\Delta K^m$. The remaining component $(da/dN)_m$, mixed, depends on the value of f_{mt} and the value of time (given by $1/f_{mt}$). Thus, the equation for this term is:

$$\left(\frac{da}{dN}\right)_m = \int \frac{da}{dt} dt - \int_0^{1/f_{mt}} \frac{da}{dt} dt \quad (8)$$

where $(da/dN)_m$ is the FCGR predicted for the mixed regime.

3 EXPERIMENTAL DETAILS

The material used in the creep and high temperature fatigue tests was Inconel 718, with the composition presented in Table 1.

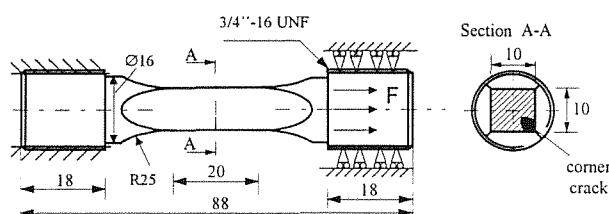


Fig. 1 – C specimen geometry used for fatigue and creep tests.

Table 1

Chemical Composition (weight percentages)

Ni	Cr	Fe	Nb	Mo
52.7	18.928	16.814	5.208	3.162
Co	Cu	Si	Mn	Ta
0.301	0.106	0.148	0.099	0.014

Al	Ti	C
0.614	0.844	0.518

The alloy used was submitted to a conventional heat treatment (1). The mechanical properties of Inconel 718 used are given in (14)

One of the specimens used for the creep-fatigue and creep tests was the corner crack (CC) specimens, with the geometry presented in Fig. 1. The cross section was 10x10mm square. A triangular corner notch, approximately 0.3mm length on each face, was machined in the middle section of the specimens (section A-A).

The tests were performed in a universal servo hydraulic materials testing machine, with 100 kN maximum load capacity. The direct current potential drop (DCPD) technique was used to monitor the propagation of the crack in the specimen.

ΔK was calculated from the PD values. For each value of PD, the crack length was first calculated using a calibration curve. The calibration curve was defined for each testing crack zone, considering the initial and final values of crack length (measured on the crack surface after the test), and from the PD reading.

The constants of Paris law were obtained by a linear regression fit of a $\log(\Delta K)$ - $\log(da/dN)$ plot.

The values of R were 0.05, 0.5 and 0.8. A few specimens were also tested with negative values of R ($R = -0.25$ and -0.75). These results are not included in this paper, but are available in separate publications [14, 15].

CT specimens of the 26x13mm type were also used (14). Prior to the creep crack growth tests, fatigue pre-

cracking was carried out in two phases: first at RT and, afterwards, at the testing temperature.

Crack growth was also monitored with a pulsed DC potential drop system, directly linked to the software system of the testing machine. The calibration curves were obtained by optical measurements and checked against crack length values, measured on the fracture surfaces of the specimens after the creep tests, and obtained by fatigue marking. It was found that the difference in crack length values between the calibration curve and the fatigue marking at the fracture surface never exceeded 3%.

In the CT and CC specimens, the stress intensity factor was computed with the appropriate equations [16].

4 PRESENTATION AND ANALYSIS OF THE RESULTS

4.1 Effect of frequency and dwell time, t_D

In Fig. 2, the effect of frequency can be analysed [16, 17], since all other fatigue parameters are kept constant. For higher frequencies, the dominant damage mechanism at the crack tip is cyclic plastic deformation, and the propagation is transgranular. The fatigue crack growth rate is cycle dependent, and is independent of frequency.

Fig. 3 is a SEM view of a time dependent propagation fracture surface. For intermediate frequencies, oxidation and cyclic plastic deformation are simultaneously responsible for crack propagation, and the crack propagation rates have intermediate values.

For $R=0.05$, the transition frequencies obtained were: from cycle dependent to mixed regime $f_{cm}=0.1$ Hz, and from mixed regime to time dependent $f_{mt}=0.01$ Hz. For $R=0.5$, the transition frequencies are: from cycle dependent to mixed regime, $f_{cm}=1$ Hz, and from mixed regime to time dependent, $f_{mt}=0.03$ Hz. For $R=0.8$, the transitions are not clearly defined, and additional tests are in progress [17].

Fig. 2 shows the influence of stress ratio (R) in the three crack propagation regimes. The increase of da/dN with R is more pronounced for time dependent crack propagation, due to the existence of oxide particles on the crack surface and due to the higher roughness associated with an intergranular crack path. Also, the oxidation mechanism may be affected by the increase of mean stress. The increase of R increases the average stress level, and so the diffusion assisted time dependent propagation is enhanced.

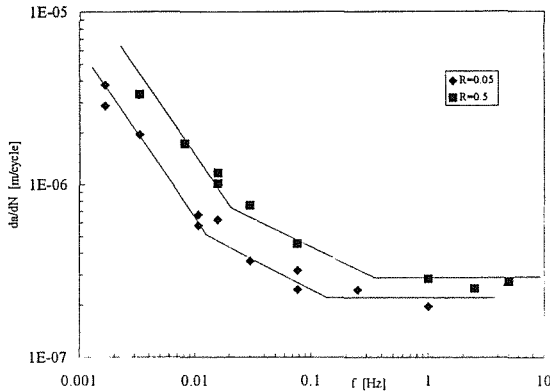


Fig. 2 – Effect of stress ratio, $\Delta K=25 \text{ MPam}^{1/2}$. IN718.

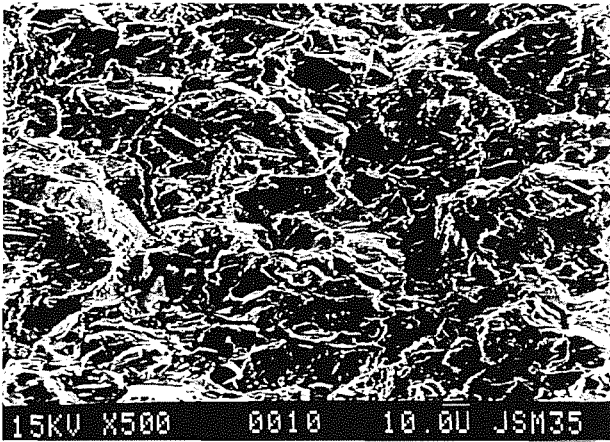


Fig. 3 – SEM photo for $T=600^\circ\text{C}$, $f=1/63\text{Hz}$, $R=0.5$, $\Delta K=34.5 \text{ MPam}^{1/2}$. Time dependent, intergranular crack growth, IN718.

4.2 Creep data

The da/dt versus K plots are shown in Fig. 4. It is seen that for 600°C , the data is grouped in four sets of results: the higher CCGR were for the CT specimens, the intermediate CCGR for the CC specimens with negligible incubation period and the lower CCGR for the two CC specimens with a long incubation period. The best fit Paris law correlations are also plotted in the same Figure.

The increase in temperature from 600°C to 700°C in the CT specimens produced an increase in CCGR of nearly one order of magnitude, although with a very close slope in the da/dt data (Fig. 4), suggesting a similar stress system operating at both temperatures.

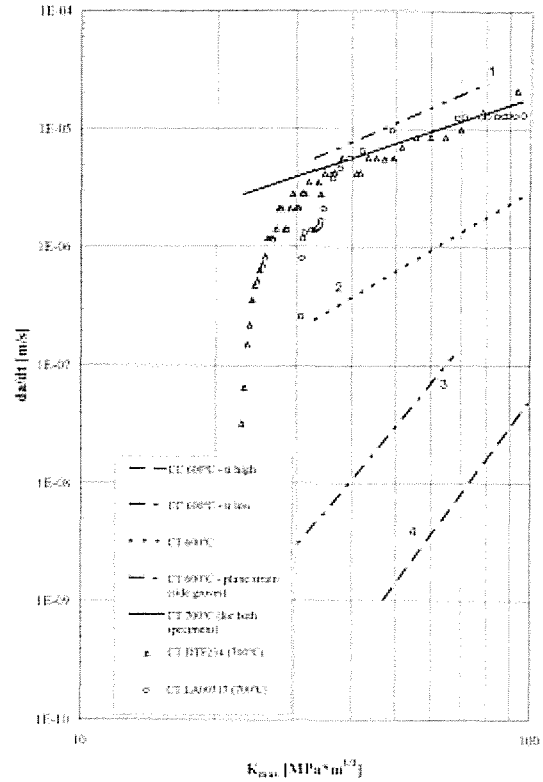


Fig. 4 – da/dt vs. K_{max} and best fit correlation line for 600 and 700°C .

4.3 Application of the creep-fatigue superposition models

A computer program called “DWELL” was developed to calculate da/dN in creep-fatigue, applying the equations presented before in 2. This program runs in a PC and takes as inputs all the parameters and variables required by the models, which should be introduced by the user. The outputs of the program are the FCGR results predicted by the several models, compared with the appropriate experimental data introduced by the user.

The crack speeds are obtained, for each model, by their respective equations, given by the equations presented in 2 in the form of Paris type equation with constants C_m and q_m .

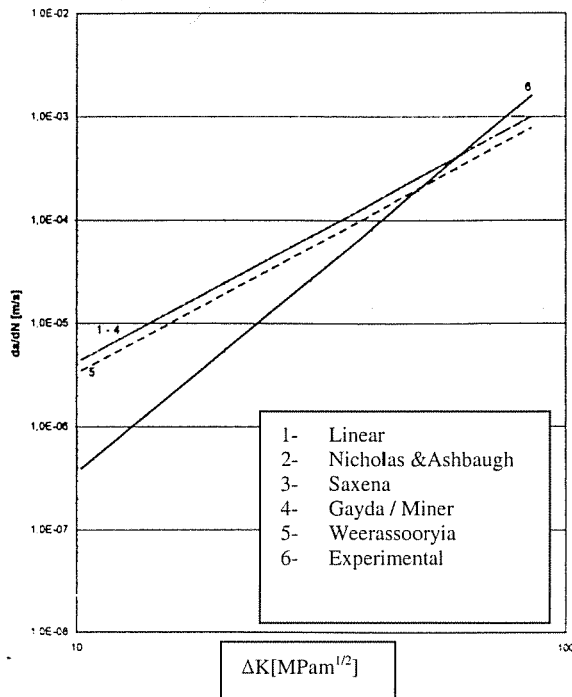


Fig. 5 – Prediction models for CT specimen; $R=0.05$, $t_D=300s$ and $T=600^\circ C$.

In Figs. 5 and 6 the best fit experimental lines da/dN vs. ΔK are compared against the predicted lines given by the models considered in section 2.

The Saxena model usually gave the lowest values of FCGR amongst the other models and, for short dwell times at maximum load, the differences are greater since, in this case, the time dependent component is not totally taken into account.

The remaining models (Gayda-Miner, Weerassoriya, Nicholas) gave very close results, in some cases with negligible differences, specially for high dwell times since, in this case, the most important term is equal for all these models.

For the CT specimens (Fig. 5) it should be referred that, with the exception of the Weerassoriya model, the cyclic component is very small, ranging between 15% of the total for higher dwell times ($t_D=120s$ or $300s$) and 5% for small values of t_D .

In the CC specimens (Fig. 6), and for small values of the dwell time, the cyclic component accounts for about 95% of the total FCGR.

If, for the cyclic component of the models, the FCGR term is taken at room temperature, lower FCGR are obtained in the cases where the cyclic or mixed components are important, as it happens with the Weerassoriya model.

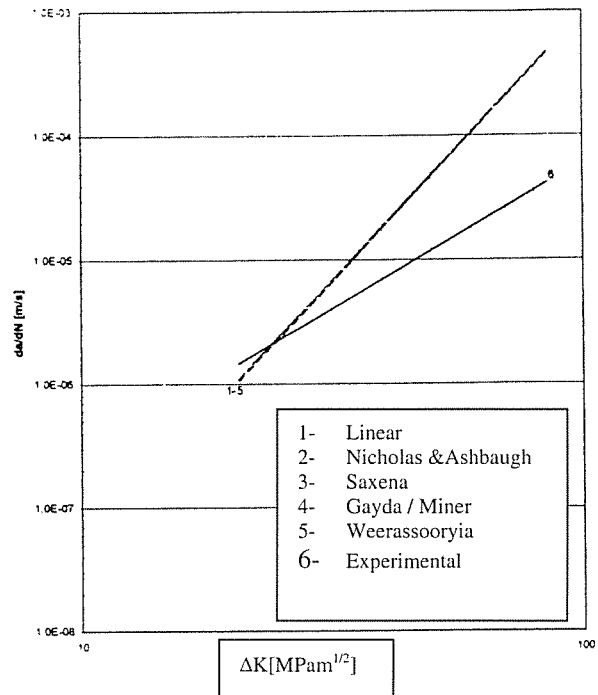


Fig. 6 – Prediction models for CC specimen; $R=0.05$, $t_D=600s$ and $T=600^\circ C$.

The results have shown that da/dN , in conditions of creep-fatigue, can be safely taken as the sum of a cyclic dependent term with a time dependent term obtained in creep tests.

5 CONCLUSIONS

For creep crack growth, and using the stress intensity factor, K , to characterise growth rate, slower rates are observed for the initially quarter circle cracks in the CC specimen than in the CT case, together with a greater degree of crack tunnelling. Also, an increase in temperature for 600 to $700^\circ C$ shows an expected increase in growth rate.

With the exception of the Saxena model, the other creep-fatigue models analysed in this paper have given very close predictions amongst themselves and also with the experimental data for low values of the stress ratio, and for a wide range of dwell times at maximum load (between 1 and 600s). For high values of stress ratio ($R \geq 0.5$), the predictions of FCGR given by the superposition models lie significantly above the experimental data, with differences ranging from a factor of 2 until one order of magnitude. However, with this result safe predictions can be made of the life in crack propagation under creep-fatigue conditions.

6 REFERENCES

- (1) Branco, C.M., Byrne, J. and Hodgkinson, V., "Elevated Temperature Fatigue in IN718 – a Review and Modelling", Paper nr. 6, NATO ASI Mechanical Behaviour of Materials at High Temperature, ed. Moura Branco, C., Ritchie, R., Sklenijcka, V., High Technology Series, 3/15, publ. Kluwer, The Netherlands, 1996, pp. 93-135.
- (2) Webster, G.A. and Ainsworth, R.A., "High Temperature Component Life Assessment", Ed. Chapman & Hall, U.K., 1994.
- (3) Pineau, A., "Defect Assessment Procedures in the Creep Range", Paper nr. 2, NATO ASI Mechanical Behaviour of Materials at High Temperature, Sesimbra, Portugal, September 1995, *ibid* (1).
- (4) Lynch, S.P., Radtke, T.C., Wicks, B.J., Byrnes, R.T., "Fatigue crack growth in nickel based superalloys at 500-700°C. I-Waspalloy", *Fat. Fract. Eng. Mat. Struct.* (1994), pp. 297-311.
- (5) Ghonem, H., Nicholas, T. Pineau, A., "Elevated temperature fatigue crack growth in alloy 718 – Part II: effects of environment and material variables", *Fat. Fract. Eng. Mat. Struct.* (1993), pp. 577-590.
- (6) Lynch, S.P., Radtke, T.C., Wicks, B.J., Byrnes, R.T., "Fatigue crack growth in nickel based superalloys at 500-700°C. II-Direct aged alloy 718", *Fat. Fract. Eng. Mat. Struct.* (1994), pp.313-325.
- (7) Winstone, M.R., Nikbin, K.M., Webster, G.A., "Modes of failure under creep-fatigue loading of a nickel base superalloy", *J. Mat. Sci.* (1985), pp. 2471-2476.
- (8) Byrne, J., Hall, R., Grabowski, L., "Elevated temperature fatigue crack growth under dwell conditions in Waspalloy", *Int. J. Fat.*, 19, 5, 1997, pp. 359-367.
- (9) Clavel, M. Pineau, A., "Frequency and wave form effects on the fatigue crack growth behaviour of alloy 718 at 298K and 823K", *Metall. Trans.*, 9A (1978), pp. 471-480.
- (10) Gayda, J., Gabb, T.P., Miner, R.V., "Fatigue crack propagation of nickel base superalloys at 650°C in "Low Cycle Fatigue"", ASTM STP942, Eds. H.D. Solomon, G.R. Halford, L.R. Kaisand and B.N. Leis, American Society for Testing and Materials, 1988, pp. 293-309.
- (11) Nicholas, T., Weerassoriya, T., Ashbaugh, N.E., "A model for creep-fatigue interactions in alloy 718", in *Fracture Mechanics*, 16th Symposium, ASTM STP868, 1995, pp. 165-180.
- (12) Weerassoriya, T., "Effect of frequency on fatigue crack growth rate of IN718 at elevated temperature", in *Fract. Mech.*, 19th Symposium, ASTM STP969, Ed. T.A. Cruse, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, USA, 1988, pp. 907-923.
- (13) Saxena, A., *Fat. Eng. Mat. Struct.* (1981), pp. 247-255.
- (14) Baptista, J.C., "An analysis of the creep-fatigue behaviour at high temperature of the nickel base superalloy IN718" (in Portuguese), MSc thesis, Technical University of Lisbon, IST, June 1997.
- (15) Branco, C.M., Antunes, F.V., Byrne, J., "Influence of stress ratio and time at maximum load on the fatigue crack growth behaviour of IN718 at 600°C", *Proc. ECF 11*, 11th European Conference on Fracture, Ed. ESIS, Vol. II, 1997, pp. 1287-1293.
- (16) Branco, C.M., Byrne, J., "Fatigue Behaviour of nickel base superalloy IN718 at elevated temperature", *Mat. High. Temp.*, 1994, pp. 261-268.
- (17) Antunes, F.V., "Influence of frequency, stress ratio and stress state on fatigue crack growth in nickel base superalloys at elevated temperature", PhD thesis, University of Portsmouth, UK, 1998.

ACKNOWLEDGEMENTS

This work was financed jointly by the former AGARD/SMP in the Support Program to Portugal, under Project P111 "Fracture mode transition and fatigue crack growth rates in nickel base superalloys", and also under the Project CCI Defesa 07/91 of the Ministry for National Defence of Portugal.

The specimens were provided by DERA, Farnborough, UK.

COMPORTAMIENTO A FATIGA A TEMPERATURA ELEVADA DE UNA ALEACIÓN MOLDEADA RENE 41

G. Atxaga y A.M. Irisarri

Integridad Estructural. FUNDACIÓN INASMET c. Portuetxe 12. 20009 San Sebastián

Resumen: Se ha estudiado el comportamiento a fatiga a 650° C de una superaleación base níquel Rene 41 fabricada por fusión en vacío y moldeo a la cera perdida. Los ensayos se realizaron sobre probetas lisas sometidas a tensión axial y con relaciones entre los valores de carga mínima y máxima de -1, 0, 0.1 y 0.5. Los resultados obtenidos muestran el esperado efecto ejercido por el nivel de tensión media sobre la vida a fatiga de la aleación. La observación de las superficies de fractura de las probetas revela una topografía de rotura mixta, predominantemente transgranular en aquellas zonas donde se han situado los orígenes del fallo y acentuadamente interdendrítica en la mayoría de la superficie, cuya rotura se ha producido por mecanismos estáticos, una vez que la grieta ha alcanzado el tamaño crítico.

Abstract: The fatigue behaviour at 650° C of a nickel base superalloy Rene 41, produced by vacuum melting and investment casting has been studied. Tests were carried out on smooth specimens under axial loading with ratios between minimum and maximum stresses of -1, 0, 0.1 and 0.5. Results show the expected effect of the average stress level on the fatigue life of the alloy. Fracture surfaces examination revealed a mixed topography, predominantly transgranular in those zones where the origins of the failure have been sited and markedly interdendritic in most of the fracture surface, having failed by static mechanisms once the crack has reached its critical size.

1. INTRODUCCIÓN

Se acostumbra a designar con el nombre general de superaleaciones a un grupo de materiales base níquel, base hierro-níquel o base cobalto que se usan a temperaturas superiores a 540° C. La característica más destacable de estas superaleaciones es su capacidad de operar de forma satisfactoria bajo carga a temperaturas muy próximas a las del inicio de su fusión (del orden de un 85% de esta cifra en grados Kelvin), valor que resulta netamente superior a los que son capaces de ofrecer cualquier otro tipo de materiales ingenieriles [1]. Este hecho constituye un punto muy favorable al uso de estos materiales ya que la posibilidad de trabajar a una temperatura más alta se traduce en un aumento en el rendimiento.

Como consecuencia se ha producido un notable incremento en el empleo de estas aleaciones en los motores de aviación desde un 10% del peso del mismo en los años 50 hasta un porcentaje superior al 50% en los 80 [2].

Las superaleaciones base níquel destacan por la combinación de propiedades que las convierten en los materiales idóneos para operar en las exigentes condiciones de operación a que se ven sometidos los componentes de una turbina aeronáutica. Entre estas buenas propiedades se deben citar, su elevada resistencia mecánica, ductilidad, alta conductividad térmica, baja expansión térmica y la estabilidad metalúrgica que presentan a temperaturas elevadas [3],

a las que hay que añadir la alta resistencia que oponen a un ataque provocado por el medio ambiente en que operan, excelente resistencia frente a la fluencia, tenacidad y resistencia frente a la fatiga térmica.

La principal contrapartida que presentan estas aleaciones es su elevada densidad, aspecto a ser tenido muy en cuenta a la hora de optar por su uso en componentes aeronáuticos donde el aligeramiento de peso constituye un factor fundamental a la hora de seleccionar los materiales. No obstante, los intentos de desplazar a estas aleaciones por otros materiales más ligeros se han saldado con fracasos. Ni las aleaciones de titanio, que presentan una limitación en cuanto a la máxima temperatura de utilización que se sitúa en torno a los 650° C y no parece ofrecer grandes visos de mejora, ni los materiales cerámicos, con un mal comportamiento frente a la fluencia y una pobre tenacidad de las monolíticas oxídicas o el riesgo de sufrir una rotura brusca e inesperada en las no oxídicas, ni los intermetálicos parecen hallarse en condiciones de competir a corto y medio plazo con las superaleaciones, siendo muy discutible el que puedan hacerlo en un futuro más lejano [4]. Por este motivo, el estudio con vistas a lograr un mayor conocimiento sobre estos materiales mantiene un gran interés.

Las superaleaciones base níquel pueden clasificarse en tres grandes grupos; las que constituyen soluciones sólidas, las endurecibles por medio de un tratamiento térmico de envejecimiento que altera el número, forma y tamaño de las partículas de segunda fase y las

endurecibles por dispersión de partículas que no son modificables por tratamiento. El primer grupo destaca por su excelente comportamiento frente a la corrosión pero no posee unas buenas propiedades a temperatura elevada, no siendo incluido en ocasiones entre las superaleaciones. El tercer grupo presenta la ventaja de no sufrir un deterioro microestructural ni una merma en sus propiedades por su permanencia prolongada a temperatura elevada pero su volumen de utilización es muy reducido. Con gran diferencia, el segundo grupo de aleaciones constituye el más ampliamente empleado en componentes que trabajan a temperaturas elevadas.

Estas superaleaciones se hallan constituidas por una matriz cúbica centrada en las caras constituida por la disolución en la red cristalina del níquel de diversos elementos tales como cromo, molibdeno, hierro o cobalto, y unos precipitados coherentes ordenados que constituyen las fases endurecedoras γ' [$\text{Ni}_3(\text{Al,Ti})$], o γ'' [Ni_3Nb]. La formación de una u otra fase depende de la composición química que posee la aleación y de la temperatura a que se aplica el tratamiento térmico de envejecimiento. Estos precipitados son los que confieren el mayor endurecimiento al material. A esta labor endurecedora contribuyen también los diferentes carburos de titanio, tántalo, circonio, niobio, cromo o molibdeno que se pueden formar sean con carácter primario, formados durante el enfriamiento, o secundarios, precipitados en el curso del subsiguiente tratamiento térmico [5].

Además de las fases citadas, que generalmente ejercen una influencia beneficiosa sobre las prestaciones en servicio de la aleación se ha observado la presencia de la fase hexagonal compacta η [Ni_3Ti], fase indeseable que se suele formar en aquellas aleaciones en que el contenido de titanio es muy superior al de aluminio, la fase δ , de la misma composición que la γ'' pero con una red cristalina ortorrómbica o diversos compuestos intermetálicos, tales como fases de Laves o la fase σ , que fragilizan el material por lo que se procura evitar su aparición o lograr su posterior disolución. Además, se observan habitualmente algunos nitruros en la microestructura de las superaleaciones en tanto que, en aquellas que poseen boro en su composición, se detecta la existencia de boruros [1].

Como se ha señalado, la principal acción endurecedora la ejercen las partículas de segunda fase, precipitadas a partir de una solución sólida sobresaturada. En este proceso de precipitación se distinguen dos etapas; nucleación y crecimiento. En la primera de ellas tiene lugar la formación de las partículas de la nueva fase y su crecimiento hasta un cierto tamaño, establecido en el instante en que la matriz deja de estar sobresaturada. En la segunda etapa el proceso determinante es el crecimiento de las partículas grandes a expensas de la disolución de las

pequeñas, manteniéndose constante la fracción volumétrica de precipitado a lo largo de todo el proceso. Esto supone que conforme avanza el proceso de envejecimiento disminuye el número de las partículas presentes pero estas adquieren un mayor tamaño [6].

La aleación Rene 41 fue desarrollada a finales de los años 50 por General Electric Co. con vistas a obtener chapas delgadas con unas mejores propiedades que permitieran una reducción en peso, propiedad crítica en los componentes aeronáuticos [7]. En esencia ésta es una aleación base níquel con la adición de titanio y aluminio, en porcentajes apreciables, destinados a la formación de las partículas de la fase endurecedora γ' . Además, posee un contenido en cromo en torno al 20% que incrementa de forma moderada la resistencia mecánica entrando en solución sólida en la red del níquel aunque su principal misión es la de proteger a la aleación del ataque por parte del medio de trabajo mediante la generación de una película superficial, continua e impermeable, de óxido de cromo, acción a la que también contribuye eficazmente el aluminio. Un efecto adicional endurecedor se logra por la formación de carburos de cromo al combinarse este elemento con el carbono presente en la aleación. La presencia de un porcentaje en molibdeno próximo al 10% incrementa la resistencia mecánica del material por la formación de diversos carburos o entrando en solución sólida. El cobalto, en cantidad también próxima al 10% ejerce una doble acción puesto que incrementa la resistencia mecánica entrando en solución sólida e incrementa la temperatura de disolución de la fase γ' , permitiéndole ejercer su efecto hasta temperaturas más elevadas. El contenido en hierro de esta aleación se halla limitado con el fin de dificultar la aparición de fases de Laves, en el proceso de producción o tras una permanencia prolongada a alta temperatura, fragilizando el material. Asimismo, se establece un control muy estricto de la máxima cantidad admisible de otros elementos que pueden deteriorar seriamente las prestaciones de los componentes [5].

Pese al largo tiempo transcurrido desde la aparición en el mercado de esta aleación la información disponible acerca de sus propiedades es muy limitada. Además, estos se refieren a material forjado aunque la ventaja que ofrece el proceso de moldeo de obtener una pieza de geometría mucho más cercana a la definitiva hace atractivo su empleo. De hecho, la utilización industrial de la fusión y colada en vacío ha permitido obtener un material mucho más limpio, con una reproducibilidad de la composición química en las sucesivas coladas y un control más preciso de las adiciones menores o de las impurezas [8]. Cuando este proceso de fusión y colada en vacío se une al moldeo de precisión a la cera perdida, conocido más comúnmente con el nombre de microfusión, permite la obtención de series cortas o

medias de piezas de una geometría complejas con una forma que coincide prácticamente con la definitiva y un excelente acabado superficial. Por este motivo, el empleo de este proceso ha experimentado un notable aumento en la producción de componentes para la industria aeronáutica.

El objetivo perseguido con la realización del proyecto de investigación [9] del cual se ha extraído el presente trabajo es desarrollar la tecnología necesaria para la fabricación de piezas de geometría compleja de una turbina aeronáutica por el proceso de moldeo a la cera perdida. Para ello un paso fundamental es conocer las propiedades que es capaz de ofrecer la aleación, labor que incluye la caracterización del comportamiento a fatiga de las mismas que se aborda seguidamente.

2. TÉCNICA EXPERIMENTAL

El material seleccionado para el presente estudio ha consistido en una superaleación base níquel Rene 41, producida por el proceso de fusión y colada en vacío y moldeo a la cera perdida. Para la producción de las probetas empleadas en el estudio del comportamiento a fatiga se ha utilizado un molde que permite obtener en la misma colada un racimo de 10 probetas de 13 mm de diámetro. Este trabajo ha sido efectuado por la empresa Microfusión de Aluminio S.A.

A partir de estas probetas moldeadas se mecanizaron las de fatiga, de 6.25 mm de diámetro. Los ensayos se efectuaron a la temperatura de 650° C, con control por carga, sometidas a una tensión axial y con relaciones entre los valores mínimo y máximo de la tensión de -1, 0, 0.1 y 0.5. La onda empleada en la realización de estos ensayos fue sinusoidal y la frecuencia 15 Hz lo que facilita que el fallo se produzca por un mecanismo de fatiga pura, sin intervención de la fluencia.

Tras la rotura de las probetas se procedió al estudio fractográfico consistente en una observación directa de las superficies de fractura de una de las dos mitades en el microscopio electrónico de barrido y un análisis por medio de microscopía óptica y electrónica de barrido de secciones longitudinales obtenidas de las otras mitades. Este análisis permitió también efectuar una identificación por espectrometría de dispersión de energía o de longitud de onda de las diversas fases que se hallan presentes en la microestructura.

3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

Los resultados obtenidos en los ensayos de fatiga se ofrecen en la tabla I. En ella se pueden apreciar los esperados efectos tanto del nivel máximo de tensión aplicada como de su amplitud de la tensión sobre el número de ciclos a rotura. Conforme crece alguno de

estos parámetros el fallo se produce más rápidamente.

Tabla I. Resultados registrados en los ensayos de fatiga de las diferentes probetas

Referen.	R	σ_M (MPa)	$\Delta\sigma$ (MPa)	Nº ciclos
F1	-1	346	692	387422
F2	-1	207	514	1749672
F3	-1	415	830	99627
F4	0	346	346	>4000000
F5	0	484.4	484.4	347212
F6	0.1	346	311.4	>6250000
F7	0.1	484.4	436	363492
F8	0.1	484.4	436	383540
F9	0.5	242.2	218	972300

La representación gráfica de estos resultados en forma de las denominadas curvas de Wöhler, que muestran la amplitud de la tensión aplicada frente al número de ciclos a rotura no permite evaluar conjuntamente los efectos de la amplitud y la tensión máxima o cualquier otra combinación de las dos variables independientes que intervienen en la vida a fatiga de la aleación. Una posibilidad consistiría en la presentación de los datos en un diagrama tridimensional pero su manejo sería muy dificultoso.

En un intento de superar esta dificultad en el análisis de los resultados, ya en el comienzo de los estudios del comportamiento frente a la fatiga de los materiales, se propusieron diversas representaciones. La primera de ellas es el denominado diagrama de Haigh [10] que presenta el valor de la tensión mínima aplicada en el eje de abscisas frente a la máxima en el de ordenadas. La figura 1 ofrece la representación de los resultados obtenidos en el presente trabajo.

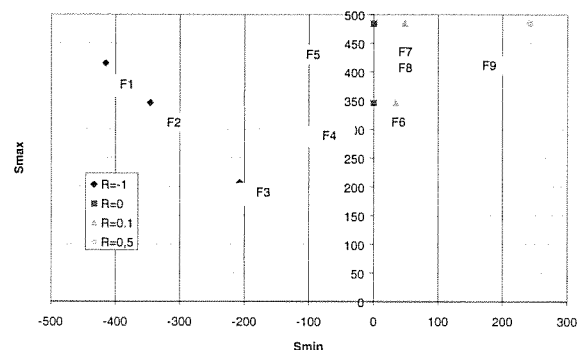


Fig 1. Representación en un diagrama de Haigh de los resultados obtenidos en los ensayos de fatiga

En este diagrama se pueden trazar las líneas que unen los puntos correspondientes a una misma vida a fatiga (isovida) permitiendo predecir el comportamiento del material en unas condiciones diferentes a aquellas en que se han realizado los ensayos. En el presente caso

parece recomendable disponer de un mayor número de datos para poder proceder a un trazado de las líneas de isovida más preciso. No obstante, si permite obtener una primera valoración de las prestaciones frente a la fatiga de la aleación.

Un objetivo similar es el perseguido por los diagramas de Goodman y Soderberg. En estos casos se muestra la tensión media frente a la alternada. Es evidente que en esta representación el eje de ordenadas (tensión media cero) corresponde a los ensayos con una relación $R=-1$ en tanto que el de abscisas (tensión alternada cero) presenta los valores obtenidos en condiciones estáticas en el ensayo de tracción. La diferencia entre ambos diagramas se halla precisamente en el parámetro elegido para el eje de abscisas. En tanto que Goodman prefiere la resistencia a la tracción, Soderberg opta por el límite elástico [10]. De acuerdo con estos métodos los puntos a una misma vida a fatiga se hallarán sobre la recta que une el valor de la resistencia a la tracción (o del límite elástico) con el punto correspondiente a la misma vida en condiciones de tensión alternada, si bien Gerber considera que una parábola ofrece un mejor ajuste de todos estos puntos.

Las figuras 2 y 3 presentan los diagramas de Goodman y Soderberg, respectivamente, correspondientes a los resultados experimentales obtenidos en el presente trabajo. Se puede apreciar en ambos casos el buen acuerdo entre las predicciones (líneas rectas) y la vida a fatiga registrada en los ensayos de las probetas bajo solicitaciones diferentes de las puramente alternadas ($R=-1$) para los ensayos de menor duración (en torno a unos 400000 ciclos)

Sin embargo, las predicciones para los ensayos de mayor duración, efectuados bajo tensiones menores, la valoración de la vida a fatiga de la aleación en base a los diagramas de Goodman y, aún en mayor medida, de Soderberg parece ser excesivamente conservadora.

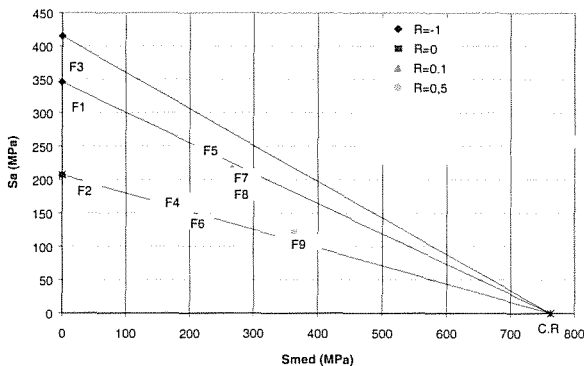


Fig 2. Diagrama de Goodman de los resultados de los ensayos de fatiga

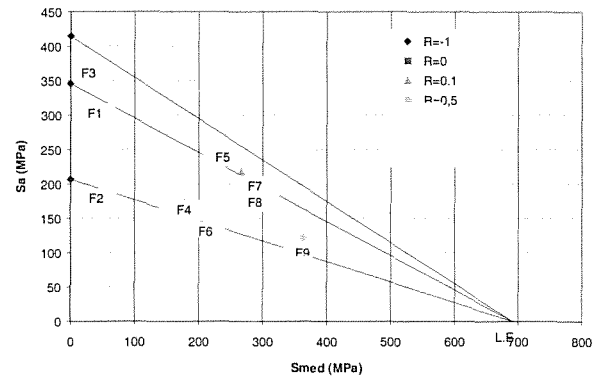


Fig 3. Diagrama de Soderberg de los resultados de los ensayos de fatiga

La observación de las superficies de fractura de las distintas probetas en el microscopio electrónico de barrido pone de manifiesto la existencia de dos zonas claramente diferenciadas. Una primera de aspecto liso y morfología, predominantemente transgranular, en las zonas donde se han situado los orígenes del fallo y una segunda, mucho más rugosa, que cubre la mayoría de la superficie, y cuya observación a mayores aumentos revela que se trata de una fractura interdendrítica.

El examen a bajos aumentos de estas probetas puede conducir a error puesto que en esta zona de rotura final se observan claramente unas marcas paralelas que se pudiera considerar, erróneamente, han sido dejadas por los sucesivos ciclos de fatiga. Una topografía de la fractura totalmente similar ha sido encontrada en una aleación Inconel MA754 producida por aleación mecánica y estabilizada con ytria y sometida a un ensayo de fluencia bajo tensión constante [11] y en una aleación Inconel 713C, en estado bruto de colada, ensayada a tracción [12], situaciones ambas en que la rotura se produce bajo solicitaciones estáticas, razón por la cual se puede rechazar la identificación de dichas marcas como posiciones sucesivas del frente de grieta.

La observación a mayores aumentos de aquellas zonas donde se sitúan los inicios de la rotura permite comprobar la presencia de estrías cuya orientación varía entre una y otra faceta. La figura 4 ofrece un ejemplo de estas estrías, así como de los cambios de orientación entre facetas contiguas que se ha atribuido a cambios puntuales en la microestructura o en las tensiones locales [13].

Entre las sucesivas zonas en que se detectan estas facetas estriadas se observan unos riscos con cúpulas dúctiles con algunas partículas en su interior, que han sido identificadas como carburos de titanio, en menor proporción, de molibdeno del tipo MC. También en las zonas de fractura interdendrítica se observa una acumulación de pequeñas partículas de esta misma

naturaleza, producida por la segregación de elementos a estas zonas en el curso de la solidificación de las probetas. Estas observaciones ponen de manifiesto el importante papel jugado por estas partículas en el proceso de rotura.

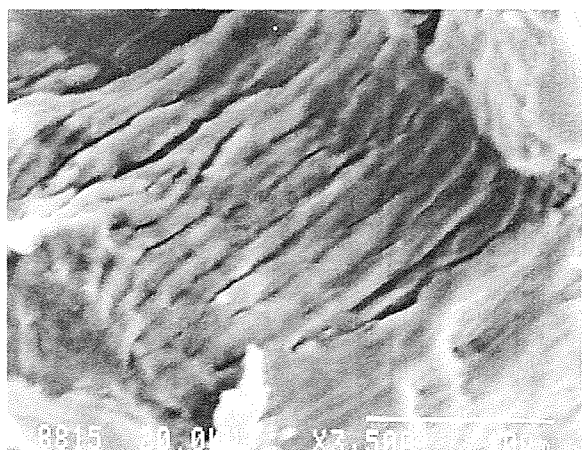


Fig. 4. Estrías de fatiga en la zona de inicio de la fractura

El siguiente paso en el estudio fractográfico consistió en el examen de las probetas metalográficas extraídas en la dirección de longitudinal de las de fatiga. El examen de estas probetas en el microscopio óptico confirmó que en las zonas donde la progresión de la grieta se ha producido por fatiga la morfología de la fractura es básicamente transgranular. Sin embargo, la observación a mayores aumentos revela que la fractura no es totalmente lisa sino que presenta unos entrantes asociados a los espacios interdendríticos, tal y como se puede observar en la micrografía de la figura 5. En el fondo de estos entrantes se aprecia la existencia de unas partículas, cuyo análisis por dispersión de energía o de longitud de rayos X permite identificar como carburos de titanio y molibdeno, del tipo MC, en total concordancia con los resultados obtenidos en el examen directo de las superficies de fractura en el microscopio electrónico de barrido y confirmando la importancia de las partículas precipitadas en los espacios interdendríticos en el proceso de fractura.

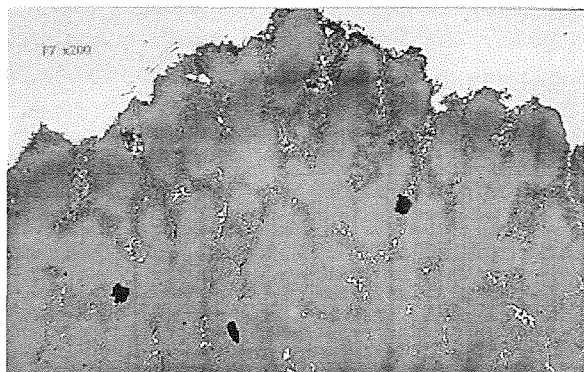


Fig. 5. Zonas localizadas de fractura intergranular

Con casi completa seguridad una disminución en la frecuencia de ensayo o la aplicación de tiempos de mantenimiento bajo carga constante intensificará la componente intergranular de la fractura. De hecho se ha señalado un cambio en el mecanismo de fallo de uno transgranular en los ensayos de fatiga a frecuencia elevada a uno intergranular en las probetas sometidas a uno intergranular cuando las sollicitaciones aplicadas corresponden a una combinación de fatiga y fluencia [14]. Este cambio en el mecanismo de fallo operante puede inducir una fuerte merma en las prestaciones frente a la fatiga de la aleación. De hecho, los autores han observado que las probetas ensayadas a fluencia presentan una fractura intergranular si bien se debe señalar que la temperatura a que se efectuaron estos ensayos fue sensiblemente superior (mayor que 900° C). El comportamiento en condiciones donde el fallo por fluencia juega un papel importante es un punto que merece ser investigado en futuros trabajos.

Un aspecto importante a la hora de evaluar la calidad de la aleación es la posible presencia de fases de Laves u otros compuestos intermetálicos que fragilizan el material reduciendo sus prestaciones. En las probetas analizaas no se ha detectado ningún signo de estas fases, gracias a la limitación en el contenido máximo de hierro en la aleación, aspecto que se debe calificar como positivo.

4. CONCLUSIONES

a.- Se ha estudiado el comportamiento frente a la fatiga a 650° C de una aleación Rene 41 obtenida por fusión y colada en vacío y moldeo a la cera perdida, construyendo los diagramas de Haigh, Goodman y Soderberg correspondientes.

b.- El diagrama de Haigh permite predecir la vida a fatiga de la aleación en unas condiciones de tensión diferentes a las elegidas para los ensayos. No obstante, conviene disponer de un mayor volumen de datos para lograr unas predicciones más fiables.

c.- La utilización de los diagramas de Goodman o de Soderberg también permite valorar las prestaciones que puede ofrecer el material bajo unas condiciones de tensión diferentes. Se aprecia un excelente acuerdo entre las predicciones y los resultados experimentales cuando la vida a fatiga es relativamente corta. Por el contrario, las vidas a fatiga registradas en los ensayos efectuados bajo los niveles de tensión más bajos son netamente superiores a las predichas por el diagrama de Goodman y, aún en mayor medida, por el de Soderberg.

d.- La observación de las superficies de fractura revela una topografía mixta, con una rotura transgranular en aquellas zonas donde se han situado los orígenes del

fallo y acentuadamente interdendrítica en la mayoría de la superficie de fractura, rota por mecanismos estáticos.

e.- El uso de mayores aumentos permite comprobar la presencia de estrías en las zonas de fatiga separadas por algunos riscos con cúpulas dúctiles, algunas de las cuales presentan partículas en su interior, habiendo sido identificadas como carburos primarios de titanio y molibdeno del tipo MC.

f.- También en las zonas de fractura interdendrítica se observan partículas de esta misma naturaleza formadas por la segregación de determinados elementos a estas zonas en el curso de la solidificación.

g.- Un examen exhaustivo de las diferentes probetas ha permitido confirmar la total ausencia de fases de Laves u otros compuestos intermetálicos en esta aleación, aspecto que se debe considerar como positivo, dada la merma en las prestaciones que inducen.

5. DEDICATORIA

A.M.I, al volver, tras mas de quince años, al estudio de las aleaciones base níquel desea dedicar el presente trabajo a la memoria de su amigo y Director de Tesis Dr. J.J. Urcola

6. REFERENCIAS

[1] Metallurgy, Processing and Properties of Superalloys. Heat Resistant Materials: 221-254. ASM International. Materials Park. Ohio (1997)

[2] Morral F.R. Wrought Superalloys. Metals Handbook Ninth Edition Vol3. Properties and Selection: Stainless Steels, Tool Materials and Special-Purpose Metals: 207-241. ASM (1980)

[3] Bowman R. y Antolovich S.D. Metall. Trans. Vol 19 A: 93-103 (1988)

[4] A.M. Irisarri y G. Atxaga. Materiales para su Uso a Temperaturas Elevadas. Parte I: Superaleaciones. INASMET. En fase de redacción.

[5] Holt R.T y Wallace W. International Metals Reviews. Review 203. March. (1976)

[6] Irisarri A.M. Cinética del Envejecimiento de Algunas Aleaciones del Sistema Ni-Al a Temperaturas Elevadas. Tesis Doctoral. E.S.Ingenieros Industriales. San Sebastián (1980).

[7] Morris R.J. Metal Progress Dec. (1959): 67-70

[8] Hazotte A y Lacaze J. Revue de Metallurgie Fev. (1994): 277-294

[9] Desarrollo de Componentes para Turbinas en Superaleaciones (DECTUS). Proyecto Cooperación PGTI. 1996-1998.

[10] Fuchs H.O. y Stephens R.I. Metal Fatigue in Engineering: 56-101. John Wiley & Sons Nueva York (1980)

[11] Atlas of Fractographs. Metals Handbook. Ninth Edition. Vol. 12 Fractography: 393. ASM International (1987)

[12] Fracture Handbook; Failure Analysis of Metallic Materials by Scanning Electron Microscopy. 3/1-3/24 IIT Research Institute Chicago (1979)

[13] Kerlins V. Modes of Fracture. Metals Handbook. Ninth Edition. Vol 12. Fractography: 12-71 ASM International Materials Park Ohio, (1987)

[14] Pineau A. High Temperature Fatigue Behaviour of Engineering Materials in Relation to Microstructure. Fatigue at High Temperature Ed. R.P. Skelton: 305-364. Applied Science Publishers. Londres (1983)

FATIGUE LIFE TIME PREDICTION OF AUSTENITIC STAINLESS STEEL COMPONENTS**F. De Backer^o, V. Schoss^o, L. Baer⁺, G. Maussner^o**^o Siemens AG, KWU NT11⁺ Siemens AG, ZT MF1

Freyeslebenstrasse 1, 91058 Erlangen, Alemania

Resumen. El daño sufrido por los componentes de aceros austeníticos en fatiga es uno de los mayores problemas en las centrales nucleares. El objetivo del presente estudio es, por un lado, la caracterización de las propiedades, tanto microestructurales, como mecánicas y físicas, de los aceros austeníticos sometidos a una deformación por fatiga y con vida residual definida. Y, por otro lado, el desarrollo y la calificación de métodos de ensayo no destructivos, susceptibles a los cambios en las propiedades del material, con el fin de determinar la vida residual de los componentes estructurales. Se han ensayado probetas de fatiga para establecer una correlación entre los parámetros de fatiga y los cambios microestructurales que ocurren antes de la iniciación de microgrietas. En particular, se estudia la formación de la martensita inducida por deformación y se evalúan los cambios relacionados en las propiedades magnéticas. Los resultados demuestran la sensibilidad de los diferentes métodos de ensayo no destructivos para evaluar la vida residual en fatiga.

Abstract. A mayor problem in nuclear power plants is the fatigue damage of austenitic steel components. The aim of the present study is, on the one hand, the characterisation of austenitic stainless steels (microstructure, mechanical and physical properties) with defined fatigue strain and residual life time and, on the other hand, to develop and qualify non-destructive testing methods, which are sensitive for the changes of the properties, to determine the residual life of structural components. Tensile fatigue specimens were tested to establish a correlation between fatigue parameters and the changes in microstructure, that occur before the initiation of microcracks. In particular the volume fraction of deformation induced martensite and the related changes in magnetic properties have been considered. The results show the sensitivity of different non-destructive testing methods for the evaluation of the usage factor.

1. INTRODUCTION

In view of plant life extension efforts of nuclear power plants many investigations are going on to assess the structural integrity of different components. A large proportion of the defects developing or propagating in components during operation is caused by cyclic loading. Materials subjected to cyclic loading exhibit changes in microstructure already before crack initiation begins, this period covers a considerable part of the fatigue life. Therefore, operational monitoring and early detection of incipient damage caused by cyclic loading is extremely important.

The fatigue behaviour of austenitic steel depends on material composition and history, loading conditions and temperature. During fatigue loading of austenitic steel microstructural changes occur, which affect both the mechanical and physical material properties. Typical features are the rearrangement of dislocations and in some cases a deformation induced martensitic transformation. Those microstructural changes depend on the applied load level, life time and temperature [1,2]. One of the aims of the present study is the correlation of the fatigue loading conditions and

residual life time with these microstructural phenomena. In particular the formation of deformation induced martensite is analysed, which is accompanied by pronounced changes in the magnetic properties. Therefore different non-destructive testing methods (NDT) are applied and their sensitivity is compared.

Tensile fatigue specimens are strained at different load levels to defined usage factors in the range of low cycle fatigue (LCF) up to high cycle fatigue (HCF). The material properties and the microstructure are characterised by metallography, microhardness testing, x-ray diffraction, and eddy current systems, both conventional and a SQUID (Superconducting Quantum Interference Device). The microstructure is investigated with a transmission electron microscope (TEM), in order to examine the appearance and arrangement of crystal defects, in particular the formation of a dislocation cell structure and glide bands.

2. MATERIALS

The materials used in this study are austenitic stainless steels chosen for their relevance in nuclear power plant piping and because of their instability properties of the

austenitic phase. Two stainless steels are Nb stabilised, corresponding to the German grade 1.4550 (equivalent to AISI 347), denominated Nb-I and Nb-II in this paper. The third steel is Ti stabilised, corresponding to the German grade 1.4541 (equivalent to AISI 321), denominated Ti-I. The mechanical properties and chemical composition are represented in Table 1 and 2, respectively.

Table 1. Mechanical properties

Material	Yield Stress (MPa)	Tensile Strength (MPa)	Micro-hardness (HV0,2)	Grain Size (μm)
Nb-I	221	608	172	30
Nb-II	262	649	198	25
Ti-I	207	555	140	95

Table 2. Chemical composition

Material	%C	%Si	%Mn	%Cr
Nb-I	0,027	0,24	1,91	17,55
Nb-II	0,03	0,68	1,65	17,18
Ti-I	0,035	0,62	1,13	17,29
%Ni	%Ti	%Mo	%Nb+%Ta	%N
9,2	0,005	0,038	0,525	0,0255
9,19	-	0,47	0,67	0,038
10,65	0,23	-	-	0,02

3. EXPERIMENTAL PROCEDURE

Several cylindrical fatigue specimens with a 6 mm diameter are machined of all the studied materials.

3.1. Quasi-static tensile tests

To analyse the materials susceptibility to form deformation induced martensite, quasi-static tensile tests are carried out. During the tests the evolution of the volume fraction of magnetic content is measured.

3.2. Fatigue tests

The Nb-I steel specimens are tested under strain control in the LCF range ($N_f=10^3-10^4$). To evaluate the material properties during the fatigue life, several tests, with a determined strain amplitude, are stopped before failure of the specimen occurred. The specimens from the Nb-II and Ti-I steels, are tested under stress control in a range from LCF ($N_f=10^4$) to HCF ($N_f=10^7$). All stress controlled tests are run until fracture. All test are carried out at room temperature with load ratio, $R=-1$, the frequency varied between 0,1 and 6 Hz providing that no considerable heating due to plastic straining occurred. Table 3 summarises the load conditions and the number of fatigue cycles of the tested specimens.

Table 3. Load conditions and number of cycles of the tested specimens

Strain controlled

Specimen	Nb-I-13	Nb-I-7	Nb-I-6	Nb-I-5
$\Delta\epsilon_t$ (%)	1,0	1,2	1,2	1,2
$N_{(f)}$	22874	25	50	801
Specimen	Nb-I-4	Nb-I-3	Nb-I-2	Nb-I-8
$\Delta\epsilon_t$ (%)	1,2	1,2	1,2	1,5
$N_{(f)}$	1602	3205	6411	4370

Stress controlled

Specimen	Nb-II-4	Nb-II-2	Nb-II-3	Nb-II-5
$\Delta\sigma_a$ (MPa)	226	230	230	240
N_f	$>10,5 \cdot 10^6$	612760	670740	447580
Specimen	Nb-II-7	Nb-II-9	Nb-II-8	Nb-II-10
$\Delta\sigma_a$ (MPa)	241	262	276	303
N_f	378510	118570	76160	27200

Sp.	Ti-I-5	Ti-I-7	Ti-I-4	Ti-I-3	Ti-I-8
$\Delta\sigma_a$	185	205	209	242	252
N_f	$>12,3 \cdot 10^6$	270000	171020	12790	9470

3.3. Ferritscope measurements and X-ray diffraction

Magnetic phase measurements are carried out with a commercial Ferritscope (Feritscope, *Fischer*). This eddy current based instrument permits the measurement of the volume fraction of magnetic content at every moment of the test. Also X-ray diffraction is used to detect the presence of martensite after the fatigue test, at the fracture surface, at the specimen surface and in the volume.

3.4. Metallography and electron microscopy

After the test the specimen surface is analysed with a scanning electron microscope (SEM) to detect secondary cracks. Afterwards, cylinders and discs are cut, out of the broken specimen, for the metallographic study, the hardness measurements, the NDT-methods and the TEM. The microstructure of the fatigued steel is observed with a 200 kV TEM and electron diffraction patterns are obtained to identify the different phases.

3.5. SQUID and Elotest

A SQUID is a very sensitive magnetic flux sensor [3]. This is necessary because the volume fraction of magnetic phase depends on the stability of the austenitic steel and can be very low for specific conditions. The SQUID device is arranged to measure differences in magnetic properties between a tested and a reference specimen. The SQUID device, illustrated in Figure 1, consists of a specimen holder for the reference and the tested specimen, an exciting field generator, a high temperature SQUID and the corresponding electronics.

The excitation field coils and the antennas are situated at the bottom of the specimen holder holes. The system measures the difference of the excited fields due to the eddy currents in both specimens. This means that the output is proportional to the difference in impedance of the reference and tested specimen, which is related with the magnetic properties of the material. In this case the SQUID is a very low noise amplifier for the antenna output, which provides a high sensitivity.

Measurements are also carried out with a commercial device, Elotest PLE (Rohman), developed for conventional eddy current measurements. The same specimen holder is used and the measurement method is similar to the SQUID, except here the antenna output is amplified with conventional electronics.

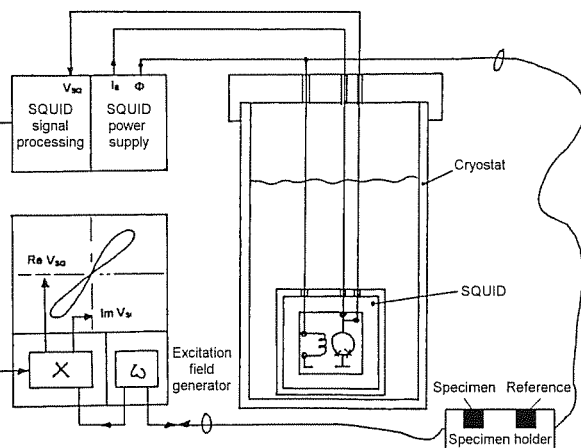


Figure 1. Eddy current measuring device with SQUID

4. RESULTS AND DISCUSSION

4.1. Quasi-static tensile tests

The evolution of the magnetic content measured with the Ferritscope in function of the plastic strain is shown in Figure 2. One can observe the much stronger tendency of the Nb-I and Nb-II steels to form deformation induced martensite compared to the Ti-I steel. It is also observed that no martensite is formed before a defined plastic strain, of about 15 to 20%, is attained.

4.2. Fatigue tests

During the strain controlled test of the Nb-I specimens an increasing stress amplitude until rupture is observed, as illustrated in Figure 3. A strong increase of σ_{\max} occurs at about 1000 cycles for the specimens tested with $\Delta\epsilon_f=1,2\%$. This hardening of the material can be related to the formation of deformation induced martensite, as discussed in the next section.

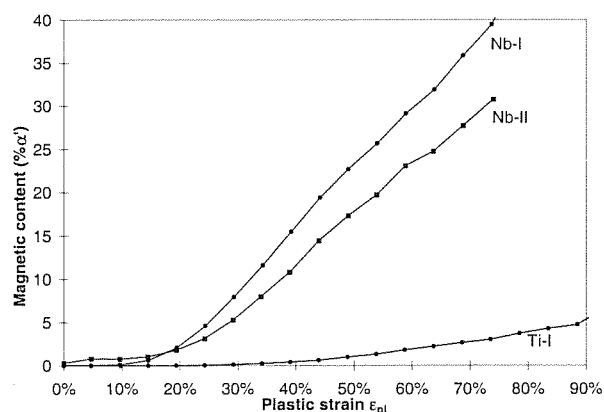


Figure 2. Evolution of the magnetic content in function of the plastic strain, during the quasi-static tensile tests

For some of the stress controlled tested Nb-II and Ti-I specimens the evolution of the total strain amplitude is shown in Figure 4 and 5, respectively. After an initial hardening during approximately the first 10 cycles (not represented in the Figures) the strain amplitude increases for both materials. This softening continues until rupture for the Ti-I steel, except for specimen Ti-I-5 which did not fail after more than 10^7 cycles. For the Nb-II steel, nevertheless, a secondary hardening is observed, which can be related to the formation of martensite.

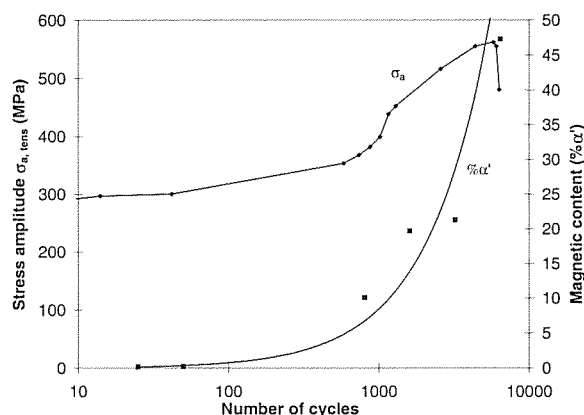


Figure 3. Stress amplitude and magnetic content evolution for strained controlled test of Nb-I

4.3. Ferritscope measurements and X-ray diffraction

A first observation that can be made is that the volume fraction of deformation induced martensite ($\%\alpha'$), formed during fatigue, varies over several orders of magnitude for the three materials. The value of $\%\alpha'$ at rupture lies between 20-50%, 2-7% and $<0,4\%$ for the Nb-I, Nb-II and Ti-I steel, respectively. A second observation is that this value of $\%\alpha'$ at rupture, measured on the specimen surface, increases with increasing maximum strain amplitude or load, as illustrated in Figure 6 for the Nb-II and Ti-I steels. The latter means that there exists no determined maximum

value of $\% \alpha'$ at which the specimen fails.

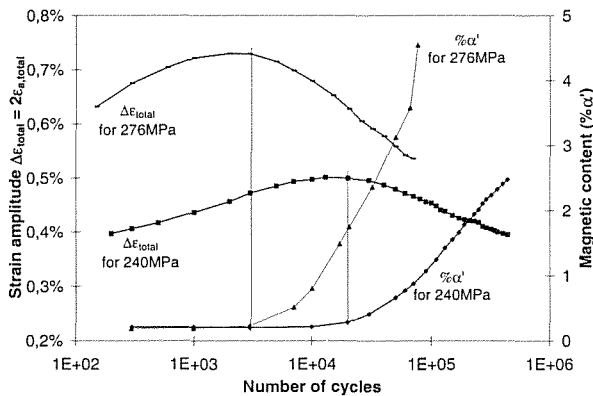


Figure 4. Total strain amplitude and magnetic content evolution for stress controlled test of Nb-II

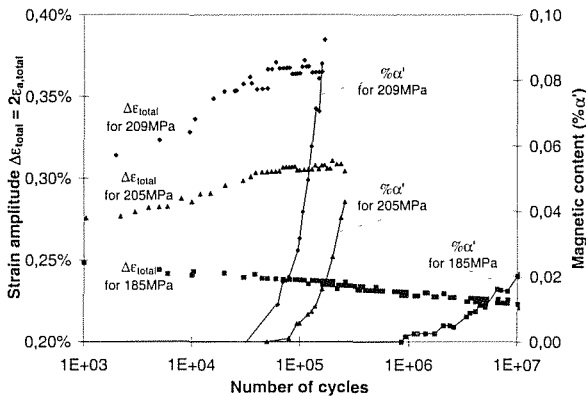


Figure 5. Total strain amplitude and magnetic content evolution for stress controlled test of Ti-I

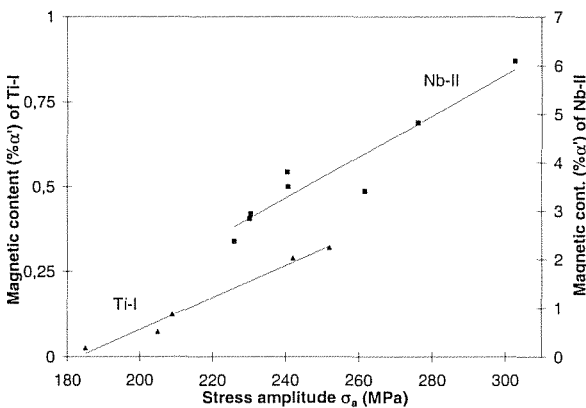


Figure 6. Value of $\% \alpha'$ measured on the specimen surface at rupture for Ti-I and Nb-II

The evolution of $\% \alpha'$ during fatigue is shown in Figures 3 and 4 for Nb-I and Nb-II specimens, respectively. For all the specimens, the evolution presents an incubation period ($\cong 5\%$ of fatigue life), afterwards the $\% \alpha'$ increases continually until rupture. Comparing the evolution of the stress or strain amplitude with the $\% \alpha'$ content, one can observe that

the hardening of the material coincides very well with the strong increase of the martensitic content. For the Ti-I steel very low levels of $\% \alpha'$ are attained during the tests, as illustrated in Figure 5, which makes the Ferritscope measurements less reliable. Nevertheless, after an incubation period the $\% \alpha'$ increases and at that moment the softening of the material stops.

The presence of martensite on the fracture surface, observed with X-ray diffraction, is found to be independent of the load conditions for all tested specimens. For the Nb-I steel, the amount of martensite measured in the volume shows an almost linear correlation with the number of cycles. For the Nb-II steel an increase of the $\% \alpha'$ in function of the fatigue load is observed, but the X-ray results show considerable scatter. For the specimens of the Ti-I steel, no martensite was detected in the volume with this technique. At the specimen surface, clear peaks corresponding to martensite could be identified for the Ti-I specimens. Nevertheless, due to the low α' content of the Ti-I specimens no useful quantitative results could be obtained with X-ray diffraction.

4.4. Metallography and electron microscopy

With the SEM secondary cracks could be observed on the LCF specimens. While on the majority of the HCF specimens only one crack initiated and propagated until final rupture occurred. As secondary cracks did not appear in all the specimens, they were of no use for a quantitative assessment of the residual life.

The optical metallographic analysis revealed that the fatigue specimens present a deformed microstructure with a higher concentration of slip bands and twins than in the as-received condition. Nevertheless, no clear quantitative difference is observed comparing with the transversal section of the as-received material. On the longitudinal section strong deformed grains near the fracture surface are visible. Only for the LCF specimens of Ti-I secondary cracks, starting at the surface, are observed.

In the as-received condition of the studied materials the dislocations are homogeneously distributed and dislocation clusters are pinned at carbides. Furthermore, stacking faults and dislocation pile-ups are frequently observed in the Ti-I steel.

Due to fatigue a dislocation generation and rearrangement takes place and more or less regular patterns are formed. For the Nb-I steel, the evolution of the dislocation arrangement is analysed for different stages of the fatigue life. Dislocation bands are already formed after only 25 cycles and for 50 cycles dislocation cells start to form. Furthermore, the cell walls get more and more sharper defined and the centres of the cells become free of dislocations, a disorientated subgrain structure is formed. For higher N, the cell

diameter (0,5-1,5 μm) decreases only slightly and the cells tend to transform from a globular aspect to a more elliptical form. Figure 7 shows an example of a fully developed dislocation cell structure.

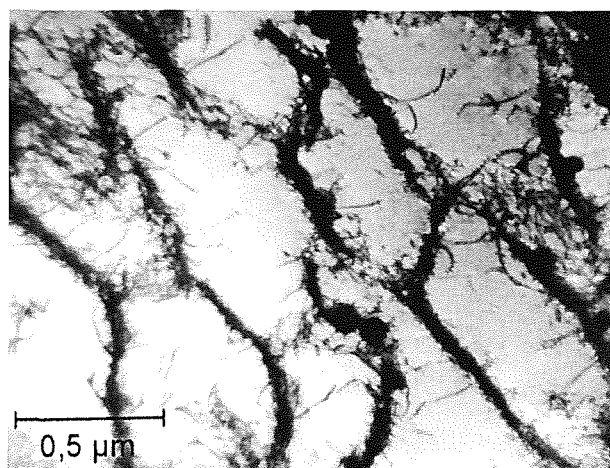


Figure 7. Dislocation cell structure after 3205 cycles, specimen Nb-I-3

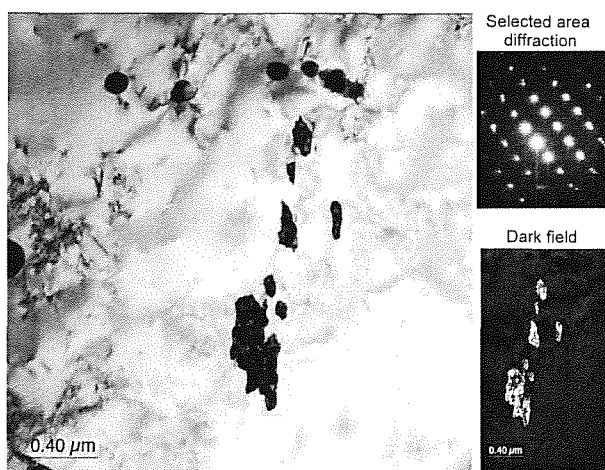


Figure 8. Martensite island with the diffraction pattern and dark field image, specimen Nb-II-2

At the end of the fatigue life of the Nb-II and Ti-I specimens, cells are observed for loads higher than 270 and 205 MPa, respectively, which correspond with the yield stress. For lower loads only dislocation veins or waves are observed. It is interesting to mention that also for specimen Nb-II-4 and Ti-I-5, who did not fail after more than 10^7 cycles, well defined dislocation veins lying parallel in a grain, are observed. This indicates that significant microstructural changes, with respect to the as-received state, take place before cracks are initiated. An example of a deformation induced martensite island is shown in Figure 8 with the corresponding diffraction pattern and dark field image.

4.5. Hardness measurements

The evolution of the hardness of the Nb-I specimens in

function of the number of cycles demonstrates the hardening of the material during fatigue. The latter correlates with the evolution of the stress amplitude and the $\% \alpha'$ evolution, represented in Figure 3. At rupture a mean hardness as high 280 HV0,1 is measured in the volume.

For the Nb-II and Ti-I steel hardness data are only available at rupture. On a microhardness profile of a longitudinal section one can observe the considerable increase at the fracture surface region, with respect to the as-received state; for both steels values up to 290 HV0,2 are measured. This is related with the enhanced formation of strain induced martensite in the crack surroundings. The hardness decreases to a constant value at about 2,5 mm from the fracture surface. This hardness value of the volume is slightly higher than the as-received hardness and also increases with the maximum fatigue load. Nevertheless, as the martensite content in the volume is relatively low, the hardness of the volume is not considerable higher than the as-received hardness, therefore no reliable correlation can be found between the hardness measurements and the load conditions.

4.6. SQUID and Elotest

The output signal of the SQUID measurements (the amplitude and the phase of an AC voltage) can be considered as a vector in the complex phase plane. The vector is determined by the vector length, R , corresponding to the voltage amplitude and phase angle, θ , the phase deviation, measured with respect to a reference state (for example the as-received state).

Figure 9 represents the evolution of the vector length R in function of the number of cycles for the Nb-I specimens ($\Delta \epsilon_t = 1,2\%$), the evolution of the phase angle (not represented) has a similar aspect. The results show a clear correlation between the fatigue life and both vector parameters. For the Nb-II steel the vector length correlates very well with the applied load, over the total load spectrum used, as illustrated in Figure 10. Nevertheless, the phase angle (not represented) seems to saturate for an applied stress amplitude higher than 250 MPa, ($\% \alpha' \geq 4\%$ in Figure 6). Finally, for the Ti-I steel the evolutions of both vector parameters, R and θ , are represented in Figure 11. For such low $\% \alpha'$ values, no clear relation is found between the R -values and the applied load, while the evolution of the phase angle does show a monotone increase with the applied load.

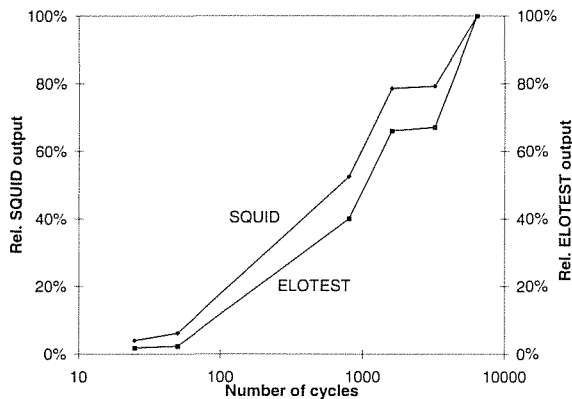


Figure 9. SQUID and Elotest output in function of fatigue life for Nb-I

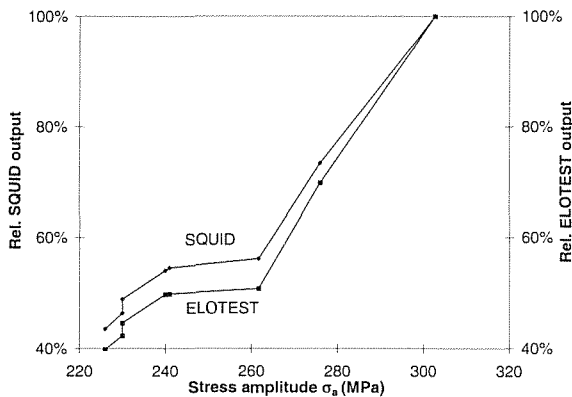


Figure 10. SQUID and Elotest output in function of applied load for Nb-II

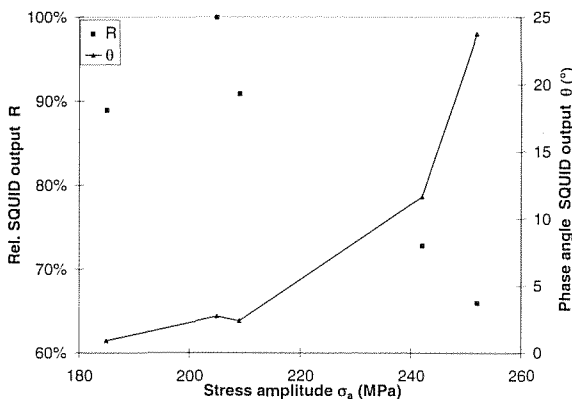


Figure 11. SQUID output in function of applied load for Ti-I

The results measured with the Elotest are also represented by a vector, as for the SQUID results. The results for Nb-I and Nb-II are represented in Figures 9 and 10, respectively. One can observe that no significant difference exists between the evolution of the vector lengths of both methods. The evolution of θ , measured with the Elotest, saturates for a lower magnetic content ($\% \alpha' \cong 1\%$) than in the case of the SQUID measurements. For the Ti-I steel, the evolution of R obtained with the Elotest is similar as for the

SQUID, no clear trend is observed, neither the evolution of θ does show any clear correlation with the load or magnetic content.

5. CONCLUSIONS

The results of the examinations indicate that, in the materials considered in the study, the evolutions of characteristic changes in the microstructure and the physical and mechanical properties are correlated to the fatigue straining of the material. At room temperature, the formation of martensite occurs, which can be measured non-destructively by sensitive magnetic analysis.

It is possible to correlate the non-destructive measurements obtained with the Ferritscope with the fatigue life of a specific material if the load conditions are known. The same conclusion is valid for X-ray diffraction, if the martensitic content is higher than 10%.

If martensite is formed during cyclic deformation, hardening of the material occurs. Determination of the fatigue state with hardness measurements is possible if the content of deformation induced martensite is high enough (>10%) to produce a significant hardness increase in the material volume and not only in the crack surroundings.

Identification of the fatigue state with a SQUID or conventional eddy current device (Elotest) is possible, if the content of deformation induced martensite is higher than 1%. For lower contents the phase angle evolution of SQUID response may be applied, but more test are necessary for confirmation.

6. REFERENCES

[1] Baudry, G. and Pineau, A., "Influence of Strain-induced Martensitic Transformation on the Low-Cycle Fatigue Behavior of a Stainless Steel", Mater. Sci. Eng., 28, 1977, pp. 229-242.

[2] Bayerlein, M., Christ, H.-J. and Mughrabi, H., „Plasticity-Induced Martensitic Transformation During Cyclic Deformation of AISI 304L Stainless Steel", Mater. Sci. Eng., A114, 1989, pp. L11-L16.

[3] Bär, L., Daalmans, G.M., Becker, E., Lohmann, H.P. and Mück, M., "SQUID Eddy Current Technique Applying Conformable Eddy Current Probes", 7th European Conference on Non-Destructive Testing, Copenhagen 1998, Proceedings Vol. 3, pp. 2555-2562.

UNA APROXIMACIÓN MICROESTRUCTURAL AL ESTUDIO DE LA FATIGA EN ENTALLAS CON TRATAMIENTO DE GRANALLADO

C. Vallellano, A. Navarro

Dpto. de Ingeniería Mecánica y de los Materiales

E.T.S.I.I. de Sevilla, Camino de los Descubrimientos s/n, 41092, SEVILLA

Resumen. El granallado es uno de los métodos clásicos de tratamiento superficial aplicado frecuentemente para mejorar la resistencia a fatiga de componentes metálicos. Los efectos macroscópicos de dicho proceso son la creación de una capa superficial endurecida por deformación en frío y la generación de un campo de tensiones residuales de compresión. Éstos son consecuencia de los cambios microestructurales producidos en la superficie del metal, tales como un incremento en la densidad de dislocaciones y una elevada deformación de los granos originales del material. En este artículo se pretende realizar un primer análisis de la mejora de la resistencia a fatiga de componentes entallados con tratamiento de granallado, basado en el conocimiento actual de la mecánica de fractura microestructural. El modelo planteado reproduce el comportamiento de las grietas pequeñas creciendo en un componente entallado con tratamiento de granallado, incorporando la influencia de las tensiones residuales y de la distorsión de la microestructura en la superficie de la pieza.

Abstract. Shot-peening is a classical method of surface engineering frequently applied to increase the fatigue resistance of metallic components. The macroscopic effects of this process are the creation of a cold work-hardened surface layer and a compressive residual stress field. These macroscopic effects are the consequence of microstructural changes within the surface layer, such as an increase in the density of dislocations and high deformation of the original grains. In this paper a first attempt is made to analyse the enhancement of fatigue resistance in shot-peened components based on the present understanding of microstructural fracture mechanics principles. The model developed reproduces the behaviour of small cracks growing in a notched shot-peened component, incorporating the influence of the residual stress field and the microstructural distortion in the surface.

1. INTRODUCCION

El comportamiento a fatiga de los metales está fuertemente influenciado por el estado y las propiedades mecánicas de la superficie y las capas subsuperficiales. Uno de los tratamientos superficiales empleados más frecuentemente en la industria para mejorar la resistencia a fatiga de componentes metálicos es el granallado (shot-peening), esto es, el bombardeo de la pieza con pequeñas bolas, en general, de material más duro que el que está siendo tratado. La eficacia de este proceso depende de gran número de variables, fundamentalmente de la energía del haz incidente (diámetro de la granalla, velocidad y ángulo de incidencia), del grado de cobertura (el cual debe ser en general superior al 100% para asegurar una distribución regular de las tensiones residuales) y de la dureza de la granalla. La combinación de tales parámetros produce diferentes distribuciones de tensiones residuales y dureza en la superficie y la subsuperficie de la pieza, de los cuales dependerá el comportamiento final de ésta y que, por tanto, deberán ser optimizados para cada material y aplicación específica. Sin embargo, no existe una teoría plenamente aceptada para determinar dichos perfiles de tensiones residuales y de dureza a partir de

los parámetros de operación del proceso de granallado y cuál es su influencia real en la mejora de resistencia del espécimen. La mayoría de las teorías actuales están basadas, por lo general, en consideraciones puramente fenomenológicas.

La evidencia experimental pone de manifiesto que este tratamiento es más efectivo en componentes sometidos a flexión o torsión, donde las tensiones máximas se producen en la superficie, siendo menos eficaz cuando la tensión es uniforme a lo largo de la sección del mismo. La interacción entre el gradiente de tensiones debido a la carga aplicada y la distribución de tensiones residuales de compresión en las proximidades de la superficie parece jugar un importante papel en el proceso de fatiga. Así, un caso de gran interés práctico en el que el granallado proporciona una mejora sustancial en la resistencia a fatiga es el de componentes con concentradores de tensión.

Está suficientemente bien establecido que uno de los principales factores que gobiernan el crecimiento de una grieta por fatiga en materiales metálicos y, por ello, su resistencia a fatiga, es la interacción de dicha grieta en sus estadíos iniciales con las barreras al deslizamiento

plástico existentes en el material (e.g. los bordes de grano). Las técnicas basadas en la Mecánica de la Fractura Microestructural [1] permiten describir razonablemente bien tal interacción, con probada eficacia en numerosos casos prácticos [2]. El objetivo del presente trabajo es, en esta primera aportación, explorar las posibilidades de aplicación de tales técnicas para el análisis del comportamiento a fatiga de componentes entallados con tratamiento de granallado.

2. PARTICULARIDADES DEL CRECIMIENTO DE GRIETAS PEQUEÑAS EN SUPERFICIES GRANALLADAS.

En términos generales, los efectos que el granallado produce en el metal base pueden resumirse en dos. Primero, la creación de una zona superficial con una microestructura altamente distorsionada (*Zona 1*, véase Figura 1), la cual es el resultado de la intensa deformación plástica inducida por los impactos de la granalla. En dicha zona es usual encontrar multitud de defectos, tales como pliegues, micropicaduras, etc., que facilitan una temprana nucleación de grietas por fatiga. El segundo efecto es la generación de un campo de tensiones residuales de compresión, el cual se extiende sobre una determinada distancia conocida como profundidad de granallado (shot-peening depth, d). Más allá de la *Zona 1*, el material comienza a mostrar una textura similar a la del material virgen, donde los granos, aunque ligeramente deformados, son claramente distinguibles (*Zona 2* en la Figura 1).

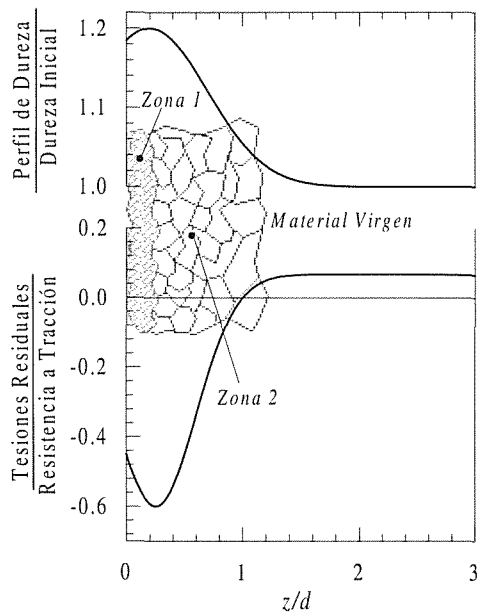


Fig 1. Cambios superficiales debidos al granallado.

Los estudios experimentales llevados a cabo por

Natkaniec, Kocanda y Miller [3] muestran que el crecimiento de grietas por fatiga dentro de la *Zona 2*, y más allá de ésta, presenta un comportamiento similar al observado en la propagación de grietas pequeñas en un componente sin tratar, mostrando el típico patrón oscilante de sucesivas deceleraciones y aceleraciones, asociado a la interacción entre la grieta y las barreras al deslizamiento plástico existentes en el material. En esta región la velocidad de propagación está influenciada principalmente por el campo de tensiones residuales de compresión y por la resistencia interpuesta por las barreras microestructurales. Sin embargo, este comportamiento no se observa dentro de la *Zona 1*. En dicha zona, la severa distorsión de los granos del material y el endurecimiento inducido por deformación reducen la capacidad de la grieta para generar zona plástica en el frente de misma y, con ello, su capacidad para crecer. Como consecuencia de esto, las grietas progresan en general por caminos muy tortuosos, zigzagueando, mostrando así una fractura predominantemente facetada. Dado que en el material granallado existe ya una alta densidad de dislocaciones e incluso los bordes de grano se encuentran en muchos casos fragmentados, el evento crítico para la propagación de una grieta en esta zona endurecida no parece ser la superación de las barreras microestructurales, sino más bien la generación de suficiente plasticidad en el frente de la grieta [4].

De acuerdo con lo anterior, es posible suponer que el comportamiento inicial de una grieta en un componente granallado sea como sigue. Las grietas se iniciarán rápidamente en alguno de los múltiples defectos creados en la superficie, propagándose a través de la zona altamente deformada, donde su crecimiento estará, por un lado, cohibido por las tensiones residuales de compresión y, por otro, favorecido por la elevada densidad de dislocaciones existentes en dicha zona. Así, la primera barrera microestructural efectiva capaz de contener su propagación la encontrará en el primer borde de grano situado más allá de la *Zona 1*, la cual, dependiendo de las condiciones de tensión que actúan en dicho instante sobre la grieta, podría llegar a bloquear, hasta parar, el crecimiento de la misma. En ausencia de un gradiente acusado en la tensión aplicada, dicha barrera condicionará la propagación o no de la grieta hasta el fallo de la pieza. El límite de fatiga se corresponderá, por tanto, con la mínima tensión aplicada requerida para que la grieta supere esta barrera.

Este patrón de comportamiento está en perfecto acuerdo con las observaciones experimentales realizadas en aleaciones de aluminio 7010 y 8090 [5]. En la citada referencia se puede ver que las grietas, iniciadas en la superficie del espécimen, se paran a distancias del orden de la profundidad de la zona endurecida bajo tensiones justo por debajo del límite de fatiga del componente tratado.

3. MODELO

En el modelo de crecimiento de grietas pequeñas por fatiga desarrollado por Navarro y de los Rios [1] la oposición del material a la propagación de una grieta, como se expresa en el bien conocido diagrama de Kitagawa-Takahashi, se establece a través de la siguiente expresión

$$\frac{\sigma_{Li}}{\sigma_{FL}} = \left(\frac{m_i^*}{m_1^*} \right) \frac{1}{\sqrt{i}} \quad (1)$$

donde σ_{FL} es el límite de fatiga del material, el cual representa la mínima tensión aplicada requerida para que una grieta, creciendo dentro de un grano de tamaño medio D , sobrepase el límite de grano o para ser, más exacto, supere la primera barrera microestructural efectiva. De la misma forma, σ_{Li} representa la mínima tensión requerida para propagar una grieta que se extiende sobre i medios granos ($iD/2$), $i = 1, 3, 5 \dots$. Por último, el factor m_i^* representa el efecto de la creciente oposición que el material ejerce al crecimiento la grieta a la hora de superar las sucesivas barreras microestructurales; su valor depende fundamentalmente de la diferente orientación cristalográfica entre el plano de propagación de la grieta y los planos de deslizamiento plástico de los distintos granos que abarca el frente de grieta, y de la oposición generada como consecuencia del fenómeno del cierre de grieta.

En el caso de una grieta pequeña creciendo desde una entalla, las condiciones de propagación dependerán, además, de la resistencia interpuesta por las sucesivas barreras, del campo de tensiones en los alrededores de la raíz del concentrador. La expresión equivalente a la ecuación (1) se puede expresar en este caso como

$$\int_0^1 \frac{\sigma(\zeta)}{\sqrt{1-\zeta}\sqrt{1+\zeta+2t^*/i}} d\zeta = \left(\frac{i}{i+t^*} \right)^{\frac{1}{2}} \frac{\pi}{2} \sigma_{FL} \left(\frac{m_i^*}{m_1^*} \right) \frac{1}{\sqrt{i}} \quad (2)$$

donde ζ es una coordenada adimensional con origen en el fondo de la entalla, $\zeta = z/D/2$, y $t^* = t/D/2$, siendo t la profundidad de la entalla. $\sigma(\zeta)$ es el campo de tensiones enfrente de la entalla. Al igual que la ecuación (1) en especímenes sin concentradores de tensión, la ecuación anterior permite obtener una expresión del diagrama de Kitagawa-Takahashi para un componente entallado.

Está bien establecido que, si no se produce relajación de las tensiones residuales en la pieza granallada durante la aplicación de la carga cíclica, el efecto de dichas tensiones en el comportamiento a fatiga del componente

no puede ser tenido en cuenta simplemente superponiendo las tensiones residuales linealmente a las tensiones aplicadas [6]. En este sentido, se ha sugerido que, a falta de un modelado directo de las causas que producen las tensiones residuales, el efecto de las mismas se incorpore combinándolas con las tensiones aplicadas por medio de las expresiones tradicionalmente usadas en fatiga para tener en cuenta el efecto de una tensión media aplicada a la pieza, por ejemplo, por medio de la conocida relación de Goodman. De acuerdo con estas indicaciones, el efecto de las tensiones residuales producidas por el granallado puede ser incorporado en las expresiones anteriores definiendo en cada punto una tensión alterna equivalente $\sigma_{eq}(\zeta)$ a través de la expresión:

$$\frac{\sigma_a(\zeta)}{\sigma_{eq}(\zeta)} + \alpha \frac{\sigma_m(\zeta) + \sigma_R(\zeta)}{\sigma_u(\zeta)} = 1 \quad (3)$$

y sustituyéndola por $\sigma(\zeta)$ en la ecuación (2). Aquí $\sigma_a(\zeta)$ y $\sigma_m(\zeta)$ son las tensiones alterna y media inducidas por la carga aplicada respectivamente, $\sigma_R(\zeta)$ representa la tensión residual y $\sigma_u(\zeta)$ es la resistencia a tracción del material en cada punto. Esta última podrá ser correlacionada con el grado de dureza local en la región subsuperficial. El coeficiente α será igual a la unidad cuando $\sigma_m(z) + \sigma_R(z)$ sea positivo (línea original del diagrama de Goodman para tensiones medias positivas) y será menor que uno cuando las tensiones medias resultantes sean negativas, lo cual refleja el efecto beneficioso de las tensiones medias de compresión en fatiga. En lo que sigue se considerará un valor de α igual a 0.5, como valor representativo en este rango.

4. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

Para el análisis del efecto del granallado en las condiciones umbrales de propagación de grietas pequeñas en componentes con concentradores de tensión se han empleado las expresiones (2) y (3) propuestas anteriormente. En este primer estudio, la intensidad del granallado se ha tenido en cuenta indirectamente a través de la consideración de diferentes profundidades de granallado (d).

Para llevar a cabo las simulaciones será necesario especificar las distribuciones de tensiones residuales y de dureza inducidas en el material, así como la profundidad del granallado. En este sentido, se ha observado que las variaciones en los parámetros del proceso de granallado, dentro de los rangos usuales en la práctica, tienen un ligero efecto sobre el valor máximo de las tensiones residuales alcanzadas, siempre que la dureza de la granalla sea superior, o al menos

igual, a la del material tratado. Dicho valor máximo es función del tipo de material base y suele encontrarse, típicamente, en torno a un 60% de la resistencia a tracción, situándose ligeramente por debajo de la superficie, a una distancia de aproximadamente un 25% de la profundidad de granallado [7]. La profundidad de granallado d y la profundidad de la zona endurecida $d1$ dependen de las propiedades mecánicas del material. Ambas aumentan al incrementar la energía del haz de granalla. Por simplicidad en los cálculos, se ha considerado un valor típico de $d1 = 0.2 d$. Así mismo, se ha supuesto, como suele ser habitual, que el máximo aumento en la dureza del material en la subsuperficie es

el que se origina la grieta, mientras que en el espécimen tratado se corresponderá con el primer borde de grano efectivo una vez atravesada la *Zona I*. En este último caso y como se ha discutido anteriormente, en la *Zona I* la densidad de dislocaciones es tan elevada y la distorsión del material es tan severa que los bordes de grano no presentan una oposición efectiva al paso de la grieta dentro de dicha zona. El segundo umbral, el límite de propagación hasta el fallo, representa la mínima tensión necesaria para una grieta se propague por fatiga a través de cada una de las sucesivas barreras microestructurales, provocando así la rotura de la pieza. Este último se corresponde, obviamente, con el límite de

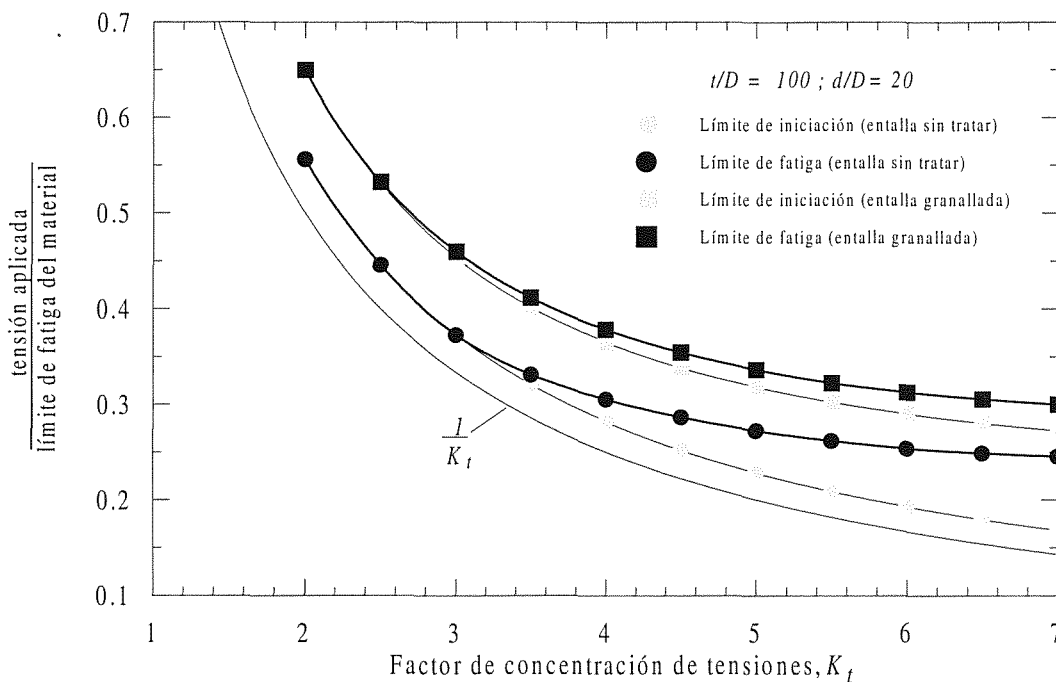


Fig 2. Límites de iniciación y de propagación hasta el fallo (límite de fatiga) en función de la severidad del concentrador para un componente con y sin tratamiento de granallado

de 1.2 veces la dureza del material base, lo que conducirá a un incremento similar en la resistencia a tracción local del material [8]. En la Figura 1 se muestran la distribución de tensiones residuales y el perfil de dureza empleados en las simulaciones siguientes, los cuales recogen las características comentadas.

La Figura 2 muestra las tensiones umbrales para la iniciación y la propagación hasta el fallo de una grieta por fatiga en un componente con y sin tratamiento de granallado. La primera de ellas, el límite de iniciación, se corresponde con la mínima tensión aplicada necesaria para permitir que una grieta, previamente nucleada en el material, sea capaz de superar la primera barrera microestructural significativa del material. En el caso de la pieza sin tratar dicha barrera será el límite de grano en

fatiga convencional del componente entallado.

Cualquier tensión aplicada entre los dos límites anteriores provocará que se inicie una grieta en el componente, que ésta crezca a través de un cierto número de granos, pero que finalmente quede bloqueada en alguna de las barreras microestructurales, convirtiéndose en una grieta no-propagante. Ambos límites delimitan, por tanto, la conocida región de grietas no-propagantes.

En la Figura 2 se muestra la evolución del límite de iniciación y del límite de fatiga en función de la severidad de la entalla, en el caso de una pieza sin y con tratamiento de granallado. Se ha elegido una profundidad relativa de entalla de 100 veces del tamaño medio de grano. Por simplicidad, la simulación se ha

llevado a cabo para una tensión aplicada de media cero y suponiendo que no se produce relajación en las tensiones residuales durante el proceso de fatiga.

Como se puede apreciar en la citada figura, el modelo refleja el esperado incremento en la resistencia a fatiga del componente granallado respecto del componente sin tratar. Se predice una sustancial diferencia entre los límites de iniciación y de propagación hasta el fallo, especialmente acentuada en las entallas más agudas, en perfecto acuerdo con las tendencias observadas en los resultados experimentales presentados en la literatura. Así mismo, se puede observar que la región de grietas no-propagantes es más estrecha en el espécimen granallado. Esto está provocado principalmente por el hecho de que, en este caso, la grieta siempre crece a través de la zona subsuperficial altamente deformada y, por tanto, su longitud al alcanzar la primera barrera efectiva es mayor que en un componente sin tratar, donde es en general del orden del tamaño medio de grano.

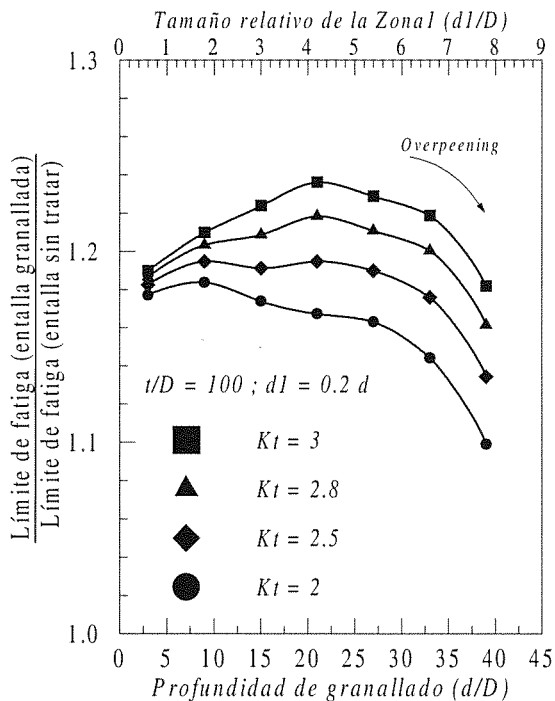


Fig 3. Efecto de la profundidad del granallado y de la severidad del concentrador en la resistencia a fatiga.

Uno de los parámetros más importantes en el modelo descrito es claramente la profundidad de granallado, ya que ésta determina la porción de material sometida a tensiones residuales de compresión y, con ello, la zona en la que la capacidad de avance de la grieta se encuentra mermada. La Figura 3 muestra la influencia de dicho parámetro en la resistencia a fatiga de un componente entallado con diferentes factores de

concentración de tensiones y distintas profundidades de granallado. En todos los casos el valor de la máxima tensión residual de compresión se ha mantenido constante, lo cual es una suposición realista siempre que d se extienda sobre un número de granos relativamente grande, típicamente superior a 10 granos. En dicha figura se puede observar que el efecto beneficioso del granallado es mayor a medida que aumenta la severidad de la entalla. Esta tendencia conecta perfectamente con las observaciones de diversos autores. Así, por ejemplo, Akber et al. [9], en sus estudios de la influencia del granallado en probetas entalladas de aleación de Al-Zn, han puesto de manifiesto que la mejora en la resistencia a fatiga de la pieza era sustancialmente mayor al aumentar el factor de concentración de tensiones, en su caso, desde un valor próximo a 2 hasta 5.

Por otra parte, es interesante notar que las curvas mostradas en la Figura 3 exhiben un máximo a medida que aumenta la profundidad d . O en otras palabras, a medida que se incrementa la intensidad del granallado la mejora en la resistencia a fatiga del componente tiende a aumentar, hasta alcanzar un valor óptimo para cada espécimen entallado. A partir de dicho valor, el efecto beneficioso de dicho tratamiento en la resistencia a fatiga del componente comienza a disminuir. Este hecho refleja extraordinariamente bien el efecto perjudicial de un excesivo tratamiento de granallado, conocido en la literatura anglosajona como "overpeening", el cual está asociado en general con la producción de un elevado daño en la superficie del metal base.

5. CONCLUSIONES

El modelo propuesto permite reproducir, a partir del conocimiento actual del proceso de crecimiento de las grietas pequeñas, el comportamiento a fatiga de un componente entallado con tratamiento de granallado. A tenor de la evidencia experimental, la hipótesis principal para dicho estudio ha sido la siguiente. Una vez nucleada la grieta en la superficie de la pieza, como consecuencia del daño inducido por el proceso de granallado, podrá crecer siempre sin detenerse a través de la zona fuertemente deformada, favorecida por la alta densidad de dislocaciones disponibles en dicha zona. Los bordes de grano se encuentran altamente deformados e incluso fracturados, y no presentan una oposición sustancial al crecimiento de la misma. Sin embargo, una vez fuera de dicha zona la grieta deberá enfrentarse con las barreras microestructurales existentes en el material (e.g. bordes de grano) y deberá de ser capaz de propagarse a través de ellas mediante la generación de deslizamiento plástico dentro de los granos adyacentes a éstas. Dichas barreras podrían contener temporalmente el avance de la grieta e incluso pararla definitivamente, dependiendo del nivel de tensiones aplicadas sobre el componente.

Siguiendo la descripción anterior, el modelo propuesto refleja adecuadamente el comportamiento característico de un componente granallado, como, por ejemplo, la relativa mejora en la resistencia a fatiga de la pieza, la existencia de un rango óptimo de aplicación de dicho tratamiento y el efecto perjudicial de un granallado excesivo. Obviamente, en el actual estado de este trabajo, tales conclusiones son necesariamente cualitativas, aunque en perfecto acuerdo con las tendencias experimentales expuestas en la literatura.

Loaded Notched Components”, Proceedings of the 5th International Conference on “Shot Peening”, Oxford, U.K (1993).

5. REFERENCIAS

- [1] Navarro, A. and de los Rios, “Fatigue Crack Growth Modelling by Successive Blocking of Dislocations”, E.R., Proc. R. Soc. Lond. A-437, 375-390 (1992).
- [2] Navarro, A., Vallellano, C., de los Rios, E.R. y Xin, X.J., “Notch Sensitivity and Size Effects Described by a Short Crack Propagation Model”, Engineering Against Fatigue (J.H. Beynon, M.W. Brown, T.C. Lindley, R.A. Simth and B. Tomkins, Eds.), A.A. Balkema Publishers (1997).
- [3] Natkaniec, D., Kocanda, S. y Miller, K. J., “Influence of Shot-peening on Short Crack Behaviour in a Medium Carbon Steel”, Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct., 19. No. 7, 911-917 (1996).
- [4] de los Rios, E.R., Walley, A., Milan, M.T. and Hammersley, G., “Fatigue Crack Initiation and Propagation on Shot-peened Surfaces in A316 Stainless Steel”, Int. J. Fatigue, 17, 7, 493-499 (1995).
- [5] Mutoh, Y., Fair, G.H., Noble, B. y Waterhouse, R.B., “The Effect of Residual Stresses Induced by Shot-peening on Fatigue Crack Propagation in Two High Strength Aluminium Alloys”, Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct., 10, No.4, 261-272 (1987).
- [6] Macherauch, E. y Kloos, K.H., “Assessment of Residual Stress”, in “Advances in Surface Treatments: Technology-Applications-Effects,”, Vol.4: Residual Stresses, Editado por A. Niku-Lari, Pergamon Press (1987).
- [7] Fuchs, H.O. y Daly, J.J., “Mechanical Production of Self Stresses”, in “Advances in Surface Treatments: Technology-Applications-Effects,”, Vol.4: Residual Stresses, Editado por A. Niku-Lari, Pergamon Press (1987).
- [8] Lawrence, F.V. (Jr.) and Yung, J.Y., “Estimating the Effect of Residual Stress on the Fatigue Life of Notched Components”, in “Advances in Surface Treatments: Technology-Applications-Effects,”, Vol.4: Residual Stresses, Editado por A. Niku-Lari, Pergamon Press (1987).
- [9] Akber, J.A., Kyriacou, S. And El-Zafrany, A.M., “Effect of Shot Peening on the Fatigue Life of Axial

**CARACTERIZACION DE LA TENACIDAD
DE LAMINADOS UAC CON PROBETAS CHEVRON****C. Rosselló¹, A. Valiente¹, M. Elices¹, F. Carreño² y O. Ruano²****¹Departamento de Ciencia de Materiales
E.T.S. de Ingenieros de Caminos. Universidad Politécnica de Madrid****²Centro Nacional de Investigaciones Metalúrgicas (CENIM)**

Resumen. La unión de láminas superpuestas de distintos materiales metálicos permite obtener láminas multicapa (laminados) con resiliencias y tenacidades superiores a las de los materiales de partida, si las uniones entre capas son suficientemente resistentes. Este efecto puede conseguirse entre acero UAC (ultra alto carbono) de grano fino y otras aleaciones férricas provocando la difusión sólida de carbono del acero UAC en la aleación mediante tratamientos térmicos a temperaturas que no alteran la microestructura de la aleación. En este trabajo se presentan los resultados de ensayos de tenacidad realizados con un laminado metálico de gran número de capas de acero UAC y acero al carbono como aleación férrica complementaria. Se han ensayado probetas Chevron de 10×6×6 mm prefisuradas por fatiga con tres orientaciones diferentes de las intercaras del laminado respecto a la fisura: paralelas al plano de la fisura, perpendiculares al frente, y perpendiculares a la dirección de avance.

Abstract. A laminated metal composite combining ultrahigh carbon steel with mild steel was made in laboratory to assess the influence of the delamination resistance on the crack extension resistance of this type of metallic laminates. The composite was designed as a laminate with high number of layers and small layer thickness. In order to measure the crack extension resistance, fracture tests were carried out using fatigue precracked Chevron specimens machined in the crack arrester and crack divider orientation. The delamination resistance was also measured with Chevron specimens notched along a layer interface.

1. INTRODUCCION

La agrupación de materiales en capas superpuestas unidas por la superficie de contacto (laminados) es una combinación conceptualmente muy ventajosa para las aplicaciones estructurales que requieren alta tolerancia al daño. No obstante, la resistencia mecánica de la unión debe estar en consonancia con la de los materiales que se unen para poder aprovechar las ventajas, y esto restringe los componentes de interés en la construcción de laminados. En la práctica se emplean materiales cuya unión con adhesivos proporciona suficiente resistencia, y materiales compuestos que pueden fabricarse ya unidos, como los tejidos o enfibrados multicapa embebidos en matrices poliméricas para conferirles solidez.

En el caso de los laminados metálicos las posibilidades que ofrecen no habrían despertado el interés de los investigadores si no se contase con la unión en estado sólido como procedimiento de unión acorde con dichas posibilidades. Esta técnica tiene más de dos mil años de antigüedad y ha sido empleada por numerosas civilizaciones para la fabricación artesanal de armas y otros utensilios. La combinación de materiales más común es

acero de muy alto contenido en carbono (acero UAC o de ultra alto carbono) con acero de bajo contenido en carbono o con hierro forjado, ya que la unión entre capas se produce por difusión sólida del carbono de una capa a otra, para lo cual es esencial que la diferencia de contenidos de carbono entre las capas sea alta. Los instrumentos se fabrican apilando capas alternas de ambos materiales y sometiendo estos apilamientos a tratamiento termomecánico (forja a alta temperatura).

Las cuestiones fundamentales a abordar en la investigación de los laminados metálicos son las propiedades mecánicas del laminado, la resistencia de la unión entre capas, el efecto de ésta sobre aquellas y la influencia que ejercen en ambos factores como la microestructura del acero UAC, la aleación que le acompaña, el espesor de las capas y los tratamientos de unión. En el curso de las investigaciones realizadas se ha demostrado que la unión en estado sólido entre aleaciones férricas y aceros UAC requiere menor temperatura con aceros UAC de grano fino [1] y se han obtenido laminados UAC/acero dulce que mejoran los valores de resiliencia y las temperaturas de transición Charpy de los componentes [2]. La resistencia a la fatiga del acero UAC se puede supe-

rar sensiblemente con laminados UAC/cobre [3], e igualmente la ductilidad en tracción con laminados UAC/latón, tanto más cuanto menor es el espesor de las capas. En laminados de este tipo se han medido valores de tenacidad para dos orientaciones distintas: con la fisura cortando en su avance todas las capas a la vez o una tras otra [4]. En general, los distintos tipos de ensayos realizados ponen de manifiesto que la delaminación desempeña un papel fundamental en el fallo del laminado y resulta determinante para sus propiedades mecánicas.

En este trabajo se presentan los resultados de los ensayos de tenacidad y de resistencia a la delaminación llevados a cabo con un laminado metálico UAC/acero al carbono de 28 capas por centímetro fabricado en laboratorio. Se ha empleado un mismo tipo de probeta con tres orientaciones diferentes del plano de fisuración y el frente de grieta respecto a las capas del laminado: ambos paralelos a las capas con avance de grieta entre dos capas (para medir la resistencia a la delaminación), ambos perpendiculares a las capas con avance de grieta simultáneo en todas las capas, y finalmente perpendicular a las capas el primero y paralelo el segundo con avance de grieta en sucesión a través de las capas.

2. ELABORACION DE LAMINADOS UAC

El laminado multicapa objeto de la investigación se ha fabricado en laboratorio combinando acero de ultra alto carbono (en lo sucesivo acero UAC) con acero al carbono (en lo sucesivo acero A) como aleación férrea complementaria. La composición química de los dos materiales de partida se indica en la tabla 1 y las propiedades mecánicas en la tabla 2. Ambos productos eran de fabricación comercial suministrados en forma de chapas que fue preciso rectificar para fabricar los laminados.

Tabla 1. Composición química (% en peso)

Acero	C	Mn	Si	Cr	Mo	P	S
UAC	1,11	0,23	0,25	0,50	0,012	<0,01	<0,01
A	0,035	0,28	0,03	0,04	<0,01	<0,01	<0,01

Tabla 2. Propiedades mecánicas

Acero	Módulo elástico	Límite elástico al 0,2 %	Resistencia a tracción	Máxima deformación uniforme
UAC	200 GPa	1240 MPa	1410 MPa	2,2 %
A	205 GPa	230 MPa	320 MPa	12 %

Los espesores inicial y final de las capas y del laminado, el número de capas y el número de reducciones se indican en la tabla 3.

Tabla 3. Datos de fabricación del laminado

LAMINADO UAC/A		
Espesor inicial de capas	UAC	5,6 mm
	Acero A	4,6 mm
Número de capas		32
Espesor inicial		163,2 mm
Número de reducciones		74
Espesor final		11,4 mm
Espesor final de capas	UAC	0,40 mm
	Acero A	0,25 mm

La fabricación del laminado se llevó a cabo por laminación en caliente de apilamientos multicapa, para lo cual se apilaron capas de UAC y de acero al carbono alternando una de cada acero. Los apilamientos resultantes se soldaron por los bordes para evitar deslizamientos en la laminación, se calentaron a 820 °C y se sometieron a reducciones sucesivas de espesor de 1, 0,5 o 0,25 mm por medio de la laminadora. Intercalados entre estas reducciones de espesor se aplicaron tratamientos isoterms de duración y temperatura variable comprendidas entre 5 y 35 minutos y 700 y 800°C respectivamente [5]. Aplicando estos tratamientos térmicos conjuntamente con la laminación, el proceso de elaboración del laminado se convierte en un tratamiento termomecánico que además de conformar el laminado y hacer solidarios a sus componentes refina fuertemente la microestructura del acero UAC sin alterar la del acero que le acompaña. La ferrita de grano grueso y los grandes carburos de hierro presentes en la microestructura de colada del acero UAC se transforman en ferrita fina y en carburos de pequeño tamaño, condición esencial para que la unión entre capas sea eficaz.

Dado que el espesor inicial de las 32 capas (163,2 mm) sobrepasaba ampliamente la capacidad de la laminadora, no fue posible laminarlas todas en un solo apilamiento y hubo que laminar primero un apilamiento de cinco capas (dos capas de acero A intercaladas entre tres de acero UAC) cuya superficie era ocho veces la del laminado final. Una vez reducido el espesor de 26 a 4,1 mm, se eliminó mecánicamente una de las capas superficiales de acero UAC y se dividió el laminado en ocho partes idénticas con las cuales se compuso un nuevo apilamiento de 32 capas alternas de acero UAC y acero A. El laminado final de 32 capas se obtuvo laminando a su vez este apilamiento hasta el espesor definitivo. La fotografía de la figura 1 es una sección transversal de este laminado, donde pueden observarse las capas de acero UAC (de tono claro) y las de acero A (de tono oscuro), así como sus respectivos espesores.

Las características de la unión entre capas pueden apre-

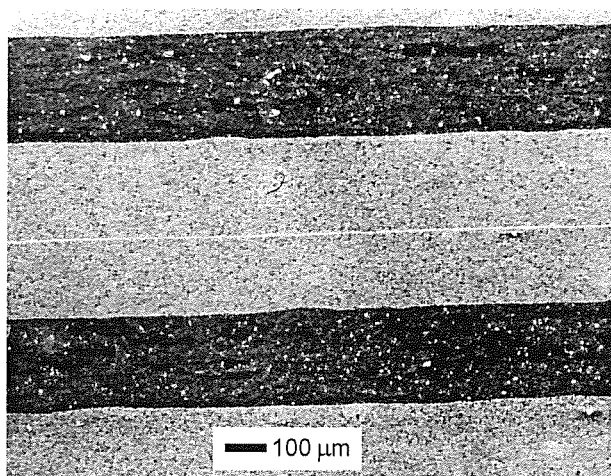


Fig.1. Sección del laminado mostrando las capas de acero UAC (bandas claras) y acero A (bandas oscuras)

ciarse con más detalle en la fotografía de la figura 2, correspondiente al mismo laminado. Las partículas de color blanco, a cuya abundancia se debe el tono claro de las capas de acero UAC, son los carburos de hierro propios de los aceros con ultra alto contenido en carbono. Su elevado número y pequeño tamaño en el acero UAC son signos de que el tratamiento termomecánico experimentado por este material durante la fabricación del laminado ha producido el efecto deseado en cuanto a refinamiento de la microestructura, mientras que su presencia mucho menor en las capas de acero A indica que la difusión del carbono también se ha producido en las condiciones deseadas y ha dado lugar a una abrupta transición entre capas.

3. EXPERIMENTACION REALIZADA

Los ensayos de tenacidad y delaminación de los tres laminados se han realizado con probetas chevron orienta-

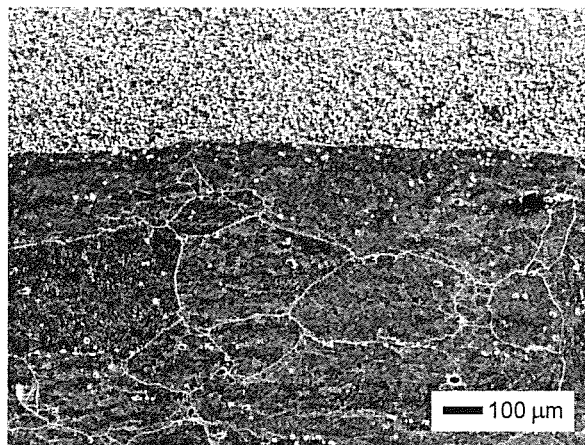
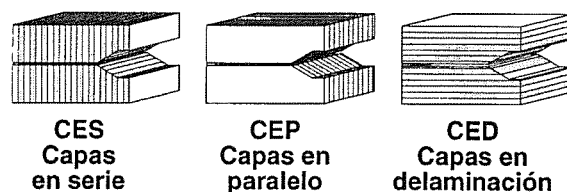


Fig.2. Sección de la unión entre capas



das respecto al laminado como muestra la figura 3.

Fig 3. Orientación de las probetas respecto al laminado

Las dimensiones de las probetas (Figura 4) son las máximas establecidas en la norma ASTM E1304 [6] compatibles con el espesor del laminado para la orientación CED, la más desfavorable.

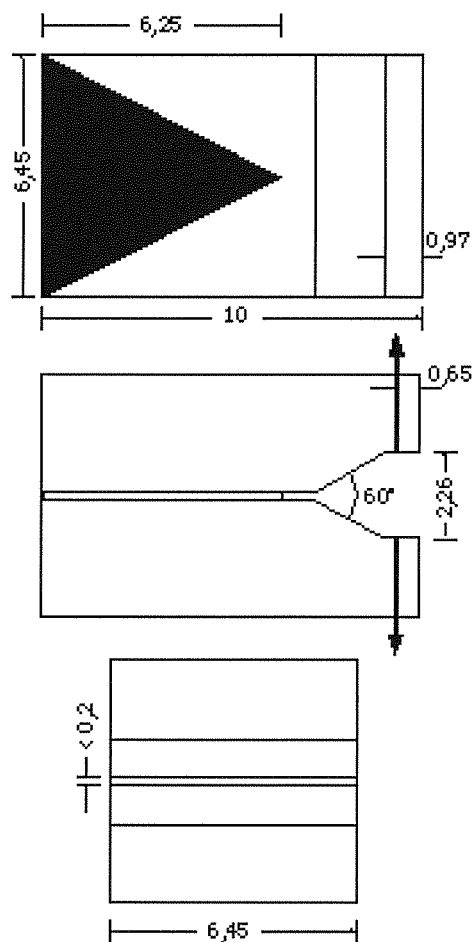


Fig 4. Dimensiones de la probeta chevron empleada en los ensayos de tenacidad y delaminación

Los ensayos se efectuaron a velocidad de desplazamiento constante ($50 \mu\text{m}/\text{min}$) con medida directa de la separación de los puntos de aplicación de la carga. Con este fin se empleó un extensómetro resistivo para medida de deformaciones transversales apoyado en las caras exteriores de la probeta paralelas al plano de la fisura, a la altura de la línea de carga. Se ensayaron cuatro probetas por cada orientación, las cuatro de orientación CED sin prefisurar por fatiga, dos con orientación CEP

y una con orientación CES también sin fisura de fatiga, y las cinco restantes prefisuradas.

4. ANALISIS DE RESULTADOS

Las cuatro probetas CED rompieron frágilmente por propagación rápida de la rotura a través del ligamento resistente. Las superficies de fractura pueden verse en la figura 5 y no muestran signos de deformación plástica macroscópica capaces de explicar las fuertes no linealidades de las curvas carga-desplazamiento (Figura 6), por lo que cabe atribuir las al crecimiento no dúctil de la fisura, previo a la rotura inestable, que propicia la configuración de las probetas chevron.

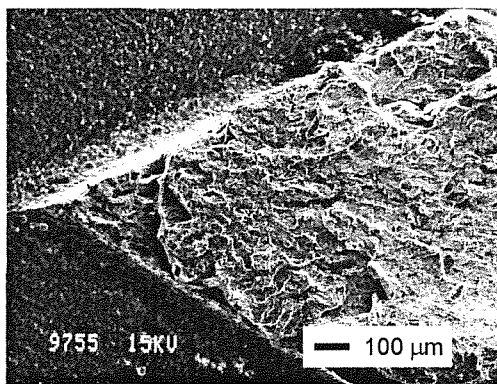


Fig 5. Superficie de fractura de las probetas CED

Aplicando sobre esta base la norma ASTM E1304 [8], la tenacidad de fractura K_{Ic} que resulta es:

$$K_{Ic} = 41 \pm 1 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}} \quad (1)$$

y la energía específica de delaminación:

$$G_c = (1 - \nu^2) \frac{K_{Ic}^2}{E} = 7,7 \pm 0,5 \frac{\text{kJ}}{\text{m}^2} \quad (2)$$

donde los valores del módulo de elasticidad E y del coeficiente de Poisson ν empleados en el cálculo han sido 200 GPa y 0,3 respectivamente.

Las probetas con orientación CEP rompieron por desgarramiento dúctil progresivo acompañado de separaciones entre capas como puede verse en la figura 6. En las probetas prefisuradas estas delaminaciones arrancan siempre del frente de la fisura de fatiga y se extienden por todo el ligamento resistente atravesando las zonas de desgarramiento dúctil, de fatiga post-ensayo y de separación final. Su presencia en la fisura de fatiga posterior al ensayo y su comienzo en el frente de la fisura de fatiga previa al ensayo hacen pensar que preceden al desgarramiento dúctil. Las curvas carga-desplazamiento obtenidas en los ensayos (Figura 8) ponen de manifiesto que el comportamiento del laminado en esta orientación es el de un material de alta ductilidad y son consistentes

con el mecanismo de fallo propuesto. La existencia de un máximo prolongado seguido de una lenta caída de carga son indicaciones del crecimiento de la fisura por desgarramiento dúctil con fuerte oposición por parte del material. Las delaminaciones explican las leves oscilaciones de carga que preceden al máximo. Las diferencias en el valor de la carga máxima se deben a las diferencias del tamaño inicial de fisura, ya que el ensayo con mayor carga máxima corresponde a una probeta no prefisurada por fatiga, y en los tres restantes la carga máxima es una función decreciente del tamaño inicial de fisura.

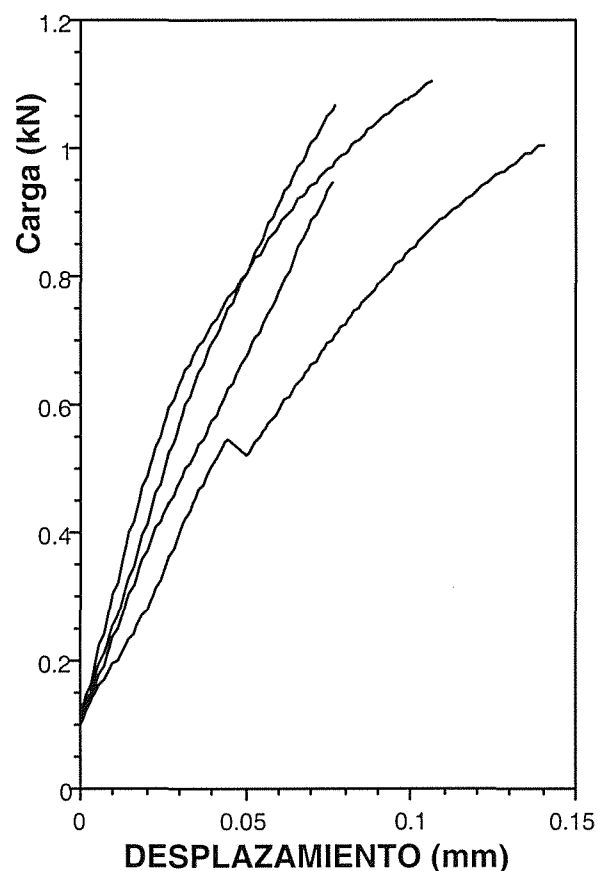


Fig 6. Curvas carga-desplazamiento de las probetas CED

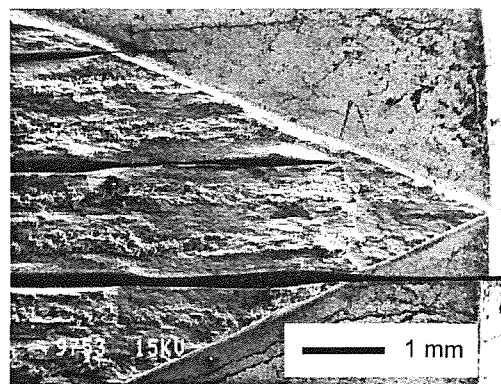


Fig 7. Superficie de fractura de las probetas CEP

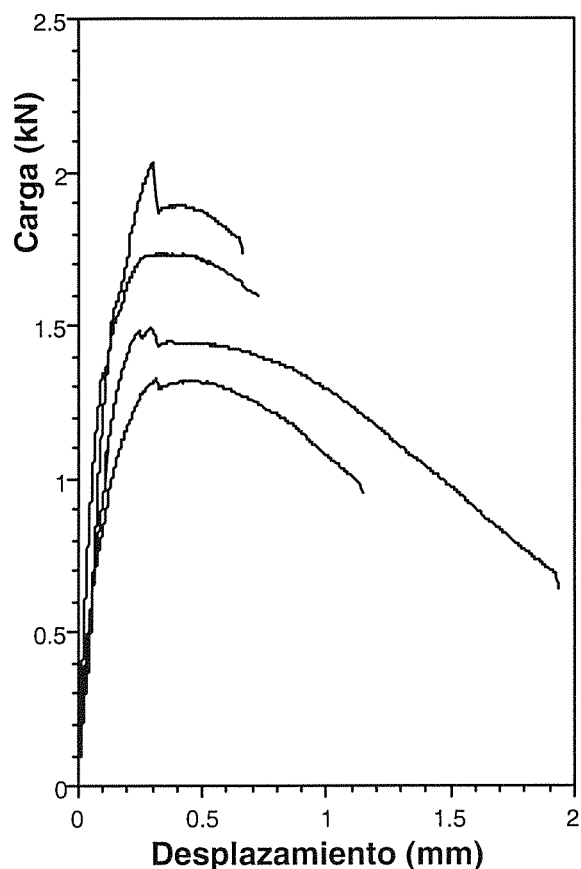


Fig 8. Curvas carga-desplazamiento de las probetas CEP

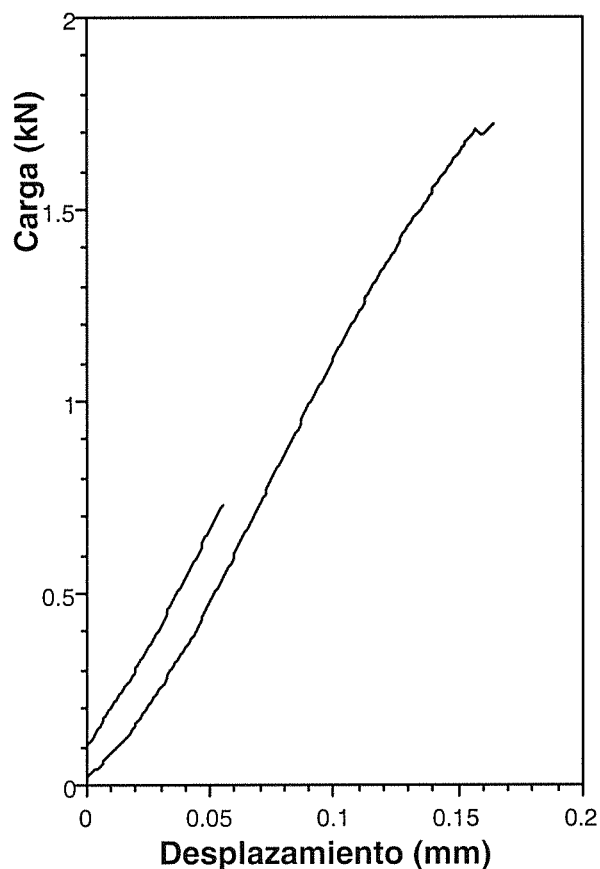


Fig 10. Curvas carga-desplazamiento de las probetas CES

De las cuatro probetas CES ensayadas sólo tres llegaron a romper, ya que en la cuarta deslizó el útil de aplicación de la carga. Las tres roturas se produjeron por delaminación entre dos capas alejadas del vértice del ligamento resistente, siendo por tanto el plano último de propagación de la rotura perpendicular al del ligamento (Figura 9). Ninguna de las superficies de fractura mostraba signos apreciables de deformación plástica.

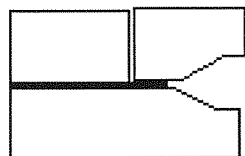


Fig. 9. Modo de rotura de las probetas CES

Dos de las tres probetas que rompieron de este modo habían sido ensayadas sin prefisura de fatiga mientras que la tercera rompió durante la prefisuración. En esta última la separación del ligamento resistente hasta el plano de delaminación se produjo a consecuencia de la

fisuración por fatiga, pero en las dos no prefisuradas esta rotura del ligamento resistente tuvo que ser anterior o simultánea a la delaminación final. Sólo en uno de los ensayos la curva carga-desplazamiento indica que la delaminación fue precedida por la fisuración del ligamento, ya que se produjo una leve caída de la carga poco antes de la rotura final (Figura 10). En este caso la delaminación fue causada por una fisura de tamaño conocido (el área de ligamento que se observa en la superficie de fractura entre la línea de carga y el plano de delaminación) bajo una carga conocida (la carga de rotura). A partir de estos datos la referencia [7] permite determinar el factor de intensidad de tensiones:

$$K_I = 79 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}} \quad (3)$$

y la referencia [8] la energía específica de fractura según el plano de delaminación. En efecto, en esta referencia pueden encontrarse los valores de la tasa de liberación de energía $G(\theta)$ para propagación de una fisura según un plano cualquiera inclinado un ángulo θ respecto al de la fisura. Cuando la fisura está solicitada en modo I y forma 90° con el de propagación se tiene:

$$G(90^\circ)=0,265G(0^\circ)=0,265(1-\nu^2)\frac{K_I^2}{E} \quad (4)$$

Para el factor de intensidad de tensiones dado por (3) y los valores del módulo de elasticidad E y del coeficiente de Poisson ν previamente adoptados resulta:

$$G(90^\circ)=7,6 \frac{\text{kJ}}{\text{m}^2} \quad (5)$$

valor que coincide sensiblemente con el medido en las probetas CED.

5. CONCLUSIONES

La disipación de energía que la delaminación lleva aparejada es una de las bases de la tolerancia al daño de los laminados y debe ser el mecanismo de fallo dominante. El laminado de acero de ultra carbono y acero al carbono elaborado y estudiado en esta investigación falla por delaminación y en consecuencia satisface este requisito fundamental.

La resistencia de la unión entre capas o resistencia a la delaminación se ha medido aplicando métodos de ensayo de Mecánica de Fractura y el valor obtenido es comparable al de la tenacidad de fractura de aceros estructurales de baja tenacidad.

Los ensayos de rotura por propagación de grieta ponen de manifiesto que la delaminación da lugar a roturas dúctiles en la orientación CEP y a roturas frágiles en la orientación CES. El análisis de resultados indica que la tenacidad medida en estos últimos está determinada por la resistencia a la delaminación.

6. REFERENCIAS

- [1] Sherby, O. D., Wadsworth, J., Caligiuri, R. D., Eiselstein, L. E., Snyder, B. C. y Whalen, R. T. "Superplastic Bonding of Ferrous Laminates" *Scripta Metallurgica*, **313**, 941- 946 (1979).
- [2] Kum, D. W., Oyama, T., Wadsworth, J. y Sherby, O. D. "The Impact Properties of Laminated Composites Containing Ultrahigh Carbon (UHC) Steels" *Journal of Mechanics and Physics of Solids*, **31**, 173- 186 (1983).
- [3] Wittenauer, J. y Sherby, O. D. "Factors Influencing the Fatigue Behavior of Ferrous Laminates" *Journal of Engineering Materials and Technology*, **109**, 244-251 (1987).
- [4] Lesuer, D. Chol, S., Riddle, R. y Sherby, O. "Extrinsic Fracture Mechanisms in Two Laminated Metal Composites" en "Intrinsic and Extrinsic Mechanisms in Inorganic Composite Systems" 93-102, TMS, Warrendale, Pennsylvania (1975).

[5] Kun, D. W., Oyama, T., Ruano, O. A. y Sherby, O. D. "Development of Ferrous Laminated Composites with Unique Microstructures by Control of Carbon Diffusion" *Metallurgical Transactions*, **17A** 1517-1521 (1986).

[6] American Society of Testing and Materials "Norma ASTM E1304: Standard Test Method for Plane-Strain (Chevron-Notch) Fracture Toughness of Metallic Materials" ASTM, Philadelphia USA, (1989).

[7] Newman, J. C. "A Review of Chevron-Notched Fracture Specimens" ASTM STP 855, 5-31, ASTM, Philadelphia (1984).

[8] Amestoy, M. Bui, H.D., y Dang Vang, K "Analytic Asymptotic Solution of the Kinded Crack Problem" in *Advances in Fracture Research*, 107-113, Pergamon Press, Oxford (1981).

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean expresar su agradecimiento a la Comisión Interministerial de Ciencia y Tecnología por la financiación recibida a través del proyecto 95-0091-OP-02.

ANALES DE MECANICA DE LA FRACTURA VOL. 16 (1999)

CARACTERIZACION DEL DAÑO PRODUCIDO POR IMPACTOS EN COMPUESTOS C/EPOXY MEDIANTE ENSAYOS ESTATICOS Y DINAMICOS

D. Symons y C. Ruiz

Department of Engineering Science
Oxford University
Parks Road
Oxford OX1 3PJ

Resumen. El daño producido por impactos en paneles laminados de C/epoxy con refuerzo unidireccional 0/90 se ha caracterizado mediante dos tipos de ensayo. El primero es tracción o compresión bajo carga estática. El segundo consiste en ensayos de fatiga en tracción/compresión. En ambos casos se ha observado una notable reducción de la carga límite, lo que tiene importantes consecuencias para el proyecto con estos materiales.

Abstract. The damage produced by impact on laminated panels of C/epoxy with unidirectional reinforcement 0/90 has been characterized by means of two types of test. The first is tension or compression under static load. The second consists in fatigue in tension/compression. A significant reduction in the load carrying capacity has been observed in both cases. This has important consequences on the design with these materials.

1. INTRODUCTION

La susceptibilidad de los materiales compuestos de fibra de carbono y matriz de epoxy al daño por impacto se ha reconocido como uno de los mayores obstáculos en su utilización. Incluso golpes de baja intensidad pueden ocasionar una separación entre láminas contiguas y por tanto una pérdida de rigidez. Conforme aumenta la energía cinética del proyectil, se producirán roturas de fibras, agrietamiento del matriz y, finalmente, perforación del panel. La inspección visual o por medio de ultrasonidos revela la extensión del daño pero no su severidad, para lo cual es necesario recurrir a ensayos de tracción o compresión bajo cargas estáticas o cíclicas, comparándose la resistencia del material virgen a la del dañado por el impacto. En lo siguiente, se describirán los ensayos a realizar y algunos resultados.

2. MATERIAL Y CUPONES DE ENSAYO

El primer problema con que se tropieza al tratar de efectuar un estudio de interés general es la selección del material ya que deberá ser lo más sencillo posible para facilitar la interpretación de resultados en tanto que representando la práctica industrial. En esta investigación se ha utilizado C/epoxy unidireccional con una fracción de fibra de 60% y un total de 21 o 29 capas alternando en las direcciones 0/90° para la fabricación de cupones, de dimensiones 140x85x2.8mm o 3.8mm según se trate de 21 o 29 capas. Se partió de pre-impregnados suministrados por Hexcel Composites con resina Fibredux 914 y fibras Torayca T300B.

Los tipos principales de ensayo de impacto en la industria aeronáutica se describen en la tabla siguiente:-

Ensayos industriales de impacto

	Airbus	Boeing	DERA-CRAG
Tamaño de cupón (mm)	150x100x4	152x102	180x50x3
Soporte (mm) libre o empotrado	125x75L	127x76.2,L	100(circular)E
Masa del proyectil (kg)	1 a 3 (4J0 4 a 6 (50J)	5.44	No especificado
Radio de curvatura del proyectil (mm)	8	7.9	5

En los ensayos realizados en Oxford se decidió utilizar la configuración descrita en la figura 1 con una masa del proyectil igual a 250g y un radio de curvatura en el punto de impacto de 8mm, prefiriendo observar la práctica seguida en este tipo de ensayos en

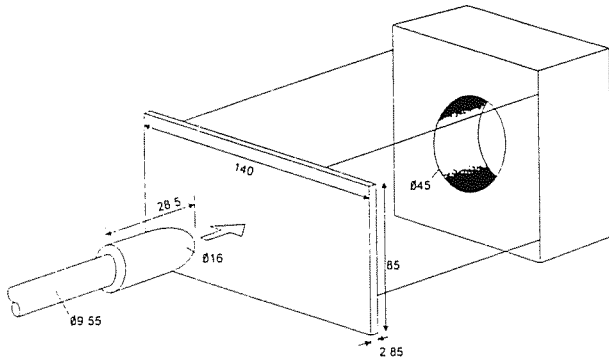


Fig. 1 - Configuración del ensayo de impacto: cupón, soporte y proyectil

nuestros laboratorios ya que esta permite una interpretación más fácil de los resultados mediante elementos finitos y una instrumentación más fina. En nuestros ensayos, elongómetros de resistencia fijados al proyectil cuya velocidad se mide mediante dos células fotoeléctricas permiten la determinación de la fuerza aplicada

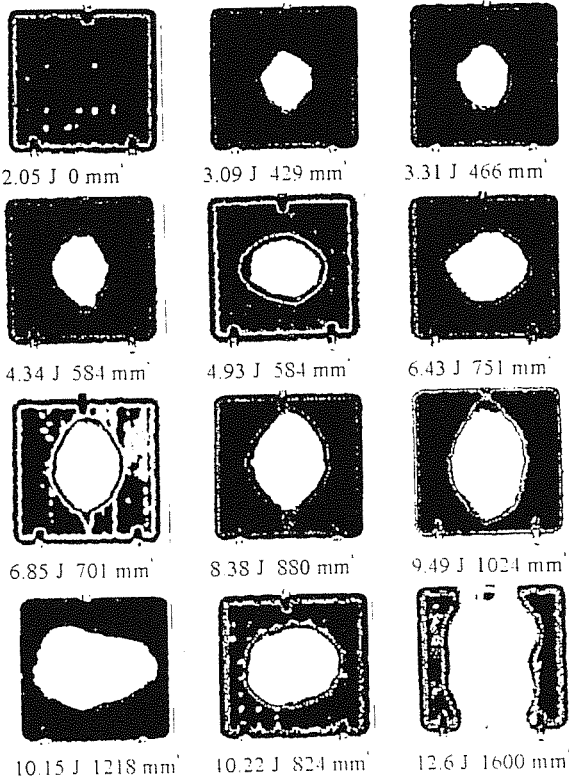


Fig. 2 - Area dañada revelada por ultrasonidos (C-scan). Cupones de 29 láminas

al cupón. El desplazamiento del punto de impacto se mide a partir de fotografías tomadas con una frecuencia de 100,000 exposiciones por segundo.

Examinados por ultrasonidos (C-Scan) se observó un aumento gradual del daño conforme aumenta la energía cinética del proyectil (Figura 2). La figura 3 demuestra

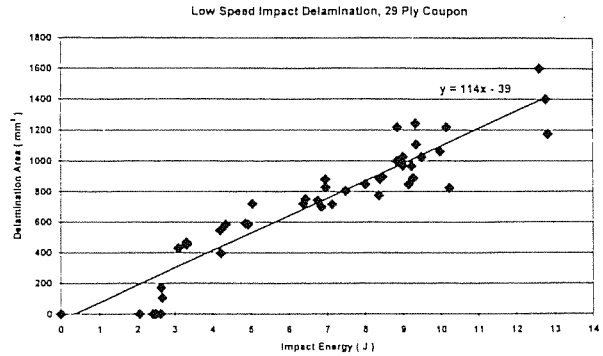


Fig. 3 - Deslaminación bajo impacto. Cupones de 29 láminas

una relación aproximadamente lineal entre el área de la traza revelada por ultrasonidos y la energía cinética con un umbral de daño del orden de 2J por debajo del cual el cupón permanece intacto. Otros investigadores han hecho observaciones parecidas [1,2]. Debe tenerse en cuenta que en todos los ensayos de las figuras 2 y 3 la velocidad del proyectil cae dentro de la región entre 2 y 11 m/s. A elevadas velocidades, del orden de 85 a 143 m/s el daño es mucho más localizado.

3. ENSAYOS ESTATICOS

La resistencia residual de los cupones dañados se ha determinado bajo carga estática y bajo carga cíclica. Los ensayos estáticos de tracción y de compresión han demostrado una pérdida considerable de resistencia como se puede observar en las figuras 4 y 5. En ambos ensayos los cupones se han fijado rígidamente a los cabezales de la máquina de tracción/compresión mediante las mordazas de la figura 6. De esta forma se ha conseguido evitar el pandeo en compresión sin necesidad de utilizar guías laterales, lo que puede falsear los resultados por introducir una resistencia adicional mal definida.

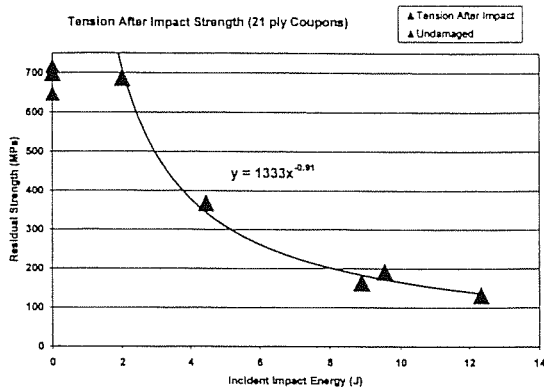


Fig. 4 - Resistencia a la tracción de cupones pre-impactados

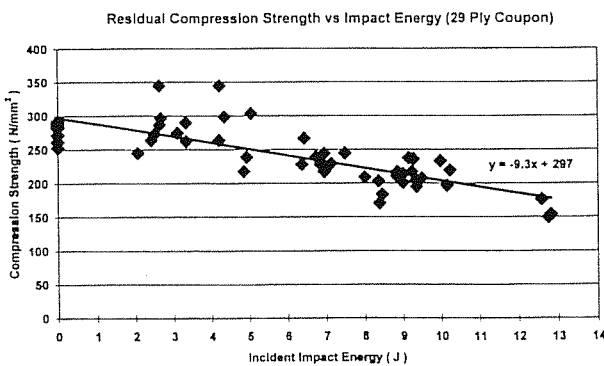


Fig. 5 - Resistencia a la compresión de cupones pre-impactados

Se han publicado numerosos estudios sobre el comportamiento de pandeo de materiales compuestos pre-impactados en compresión en los que se atribuye la pérdida de resistencia al pandeo elástico de láminas despegadas del resto del panel [3,4]. En realidad es sumamente difícil distinguir entre la ampolla formada por la lámina despegada y el desgarramiento interior de fibras y matriz por lo que se prefiere el tratamiento semiempírico del fenómeno según el cual se compara el efecto del daño al de un orificio circular de determinado diámetro [5,6]. De nuestros ensayos se concluye que un impacto con una energía de 4J produce un daño equivalente al que producirá un orificio de 12.8mm de diámetro mientras que 9,6J corresponden a un diámetro de 33.2mm. En ambos casos no existe ninguna relación entre el área del orificio y la del daño revelado por ultrasonidos.

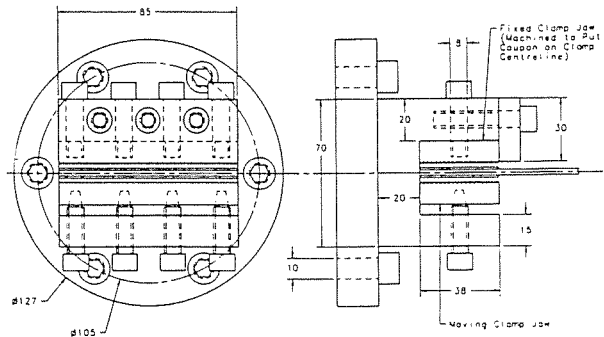


Fig. 6 - Mordazas utilizadas para los ensayos tracción/compresión y fatiga.

4. ENSAYOS CICLICOS

Al contrario de lo que ocurre en los metales, el fenómeno de fatiga bajo cargas cíclicas en materiales compuestos aún no se ha llegado a explicar satisfactoriamente. La práctica ingenieril actual consiste en diseñar con un coeficiente de seguridad de 3 sobre la carga estática de rotura lo que se supone evita la posibilidad de fallos por fatiga. Aparte de que esta práctica no tiene fundamentos científicos, el seguirla da como resultado el que no sea posible establecer la vida útil de estructuras de materiales compuestos en la etapa de proyecto y el que no se utilice plenamente la resistencia del material. Harris y sus colaboradores [7] han propuesto una serie de reglas semiempíricas que permiten determinar la fatiga de un material compuesto a partir de ensayos sencillos. Beheshty y Harris [8,9,10] han extendido el mismo método al estudio de fatiga de cupones pre-impactados a energía por debajo del umbral definido en la figura 3, o sea 2J. Concluyeron lo siguiente:-

- La forma de carga cíclica de mayor severidad es entre extremos de compresión y tensión de igual magnitud.

- La resistencia es inferior a la correspondiente al orificio equivalente.

- El comportamiento está gobernado por ciclos de carga cuya magnitud se acerca a la resistencia estática.

- La rotura durante el ciclo de compresión depende del tiempo de carga.

En los ensayos realizados en Oxford los cupones fueron sometidos a impactos con energías de 4.62J (Mediano) y 9.54J (Severo). Considerablemente superiores a los 2J de los experimentos de Baheshty y Harris. Los resultados se han compilado en las figuras 7 y 8. En todos los ensayos las cargas alternaron entre iguales magnitudes de tracción y compresión. Gracias las mordazas de la figura 6 se consiguió evitar el pandeo en compresión sin necesidad de utilizar guías laterales. En la

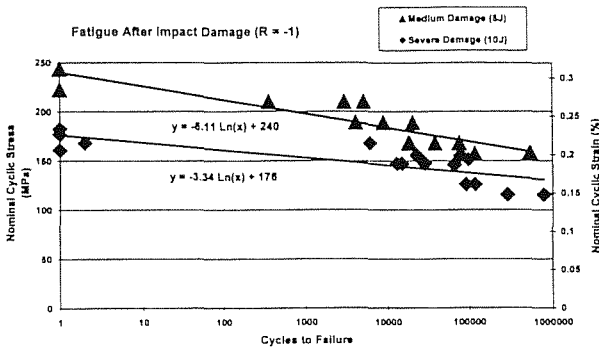


Fig. 7 - Resistencia a la fatiga de cupones pre-impactados

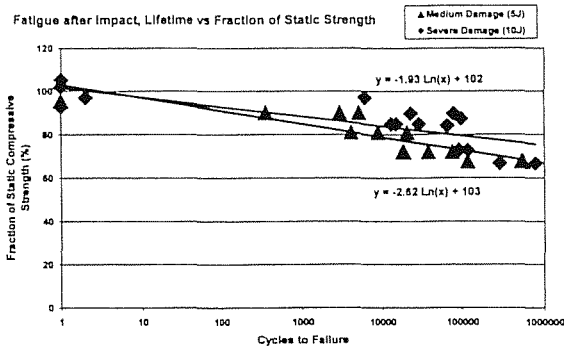


Fig. 8 - Resistencia a la fatiga expresada en relación a la carga estática de compresión

figura 7 se observará un descenso de la carga de rotura al aumentar el número de ciclos tanto en el caso de daños medianos como severos. La figura 8 presenta los mismos resultados con relación a la resistencia estática en compresión. Se ve que existe muy poca diferencia entre la reducción

(Incident energy 8.8 J, Indentation 0.63 mm, Delamination area of 571 mm²).
Cyclic Load ± 37.5 kN (± 158 MPa, R = -1)

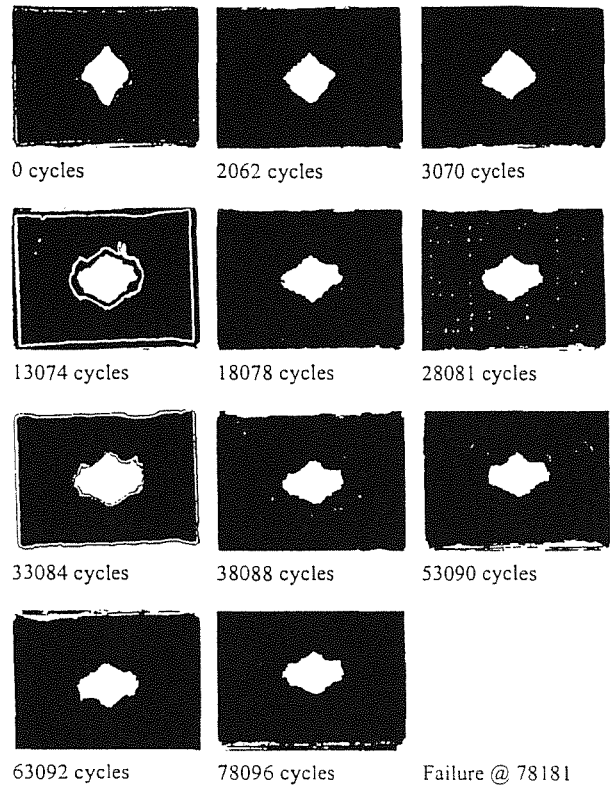


Fig. 9 - Crecimiento de la huella determinada por ultrasonidos con el número de ciclos.

porcentual de resistencia para los dos niveles de daño por lo que, en principio, es posible estimar la fatiga a partir de un ensayo de compresión.

Cabe preguntarse si aumenta progresivamente con el número de ciclos el área de la zona delaminada en el cupón. La figura 9 demuestra que no es así. En un cupón que rompió al cabo de 78181 ciclos, en los primeros 3070 ciclos no se acusa ninguna diferencia. Entre 3070 y 13074 se observa un aumento del área y un cambio de forma del contorno que de ser cuadrado con esquinas vivas pasa a ser más ovalado. Esta forma se mantiene hasta los 38088 ciclos cuando los extremos comienzan a crecer tendiéndose nuevamente a un trazado más angular e irregular. Estas observaciones se han repetido en los demás cupones.

ANALES DE MECANICA DE LA FRACTURA VOL. 16 (1999)

5. CONCLUSIONES

El proceso de fatiga, sumamente complejo en sí, se complica por la presencia de una zona dañada por impacto. La extensión de esta zona aumenta con el número de ciclos de carga pero el aumento es discontinuo y no puede cuantificarse mediante ninguna de las conocidas teorías de mecánica de fractura o mecánica de daños. El proceso de fatiga incluye saltos discretos en los cuales se observa la aparición y crecimiento de grietas bajo tracción y micro

pandeo en compresión. Existe por tanto una interacción entre la rotura de fibras, el arranque de fibras de la matriz, agrietamiento por tracción o compresión del matriz y separación entre láminas adyacentes. La caracterización de este daño por medio de ultrasonidos no es suficiente ya que esta técnica únicamente indica la extensión de la deslaminación. Es preciso emplear otras técnicas complementarias como son la tomografía por rayos X y el análisis destructivo con líquidos penetrantes.

6. REFERENCIAS

- 1 - Robinson, P. y Davies, G.A.O., Int.J.ImpactEng., 12, 2, 1992, 189-207
- 2 - Cantwell, W.J. y Morton, J., Composites 22,5,1991, 347-362
- 3 - Yin, W.L., Sallam, S. y Simitzes, G.J., AIAA Journal 24,1,1986, 123-129
- 4 - Nilson, K.F., Thesken, J.C. y Sindelar, P., J.Mech.Physics Solids, 41,1992, 749-782
- 5 - Chen, Wu y Yeh, Composite Structures, 25,1993, 267-278
- 6 - Soutis, C., Curtis, P.T., y fleck, N.A., Proc.Roy.Soc., 440,1993, 241-256
- 7 - Harris, B., Gathercole, N., Lee, J.A., Almond, D.P., Adam, T. y Reiter, H., ECCM-7, Seventh European Conf. Composite Matls., Vol.1,May 1996, 69-74
- 8 - Beheshty, M.H., y Harris, B., Int. Conf. Fatigue of Composites (ICFC1) June, 1997, 355-362
- 9 - Beheshty, M.H. y Harris, B., ECCM, Eighth European Conf. Composites Matls., Vol.1,June 1998, 143-150
- 10 Beheshty, M.H. y Harris, B., Composites Science & Techn. 58,1998,9-18

**ESTUDIO DEL FENOMENO DE DESLAMINACION EN LAMINADOS DE USO
AERONAUTICO TIPO AS4/3501-6**

F. J. Belzunce

Departamento de Ciencia de Materiales
Universidad de Oviedo
E.T.S.I.Industriales, Campus Universitario, 33203 Gijón

Resumen. Se ha realizado el estudio experimental del comportamiento a deslaminación del material compuesto epoxi-carbono AS4/3501-6, para lo que se han preparado paneles unidireccionales, en los que se ha variado la orientación de una de las láminas entre las que se hace crecer la deslaminación desde un inserto artificial colocado durante la fabricación del panel. Se ha modificado igualmente la situación del plano del inserto en la dirección del espesor (centrado y descentrado) y también se han ensayado laminados multilaminares, tanto simétricos como asimétricos. Se ha determinado la influencia de todas las variables citadas en la energía necesaria para iniciar el crecimiento de la deslaminación G_c y en las curvas de resistencia o curvas R ($G-\Delta a$), tanto en Modo I (probetas DCB) como en Modo II (Probetas ENF), valorándose igualmente los micromecanismos de fractura operativos, para lo que se ha utilizado la microscopía electrónica de barrido.

Abstract. The experimental determination of the energy required to the initiation and growth of an artificial delamination in a carbon/epoxi composite AS4/3501-6 has been calculated. Different panels where the orientation of the layers adyacent to the delamination plane have been prepared. The situation of the delamination plane along the thickness of the panel has also been modified. Finally, simetric and asimetric multilaminar laminates have also been tested. The influence of all these factors on the energy required to initiate the delamination growth G_c and on the resistance curves, R-curves ($G-\Delta a$), under Mode I and Mode II, have been determined using respectively DCB and ENF specimens. Fracture micromechanisms have been evaluated using scanning electric microscopy.

1. INTRODUCCION

Los materiales compuestos formados a base de resinas epoxi reforzadas con fibras de carbono de alta resistencia o alto módulo constituyen una de las familias de materiales cuyas aplicaciones en el sector aeronáutico más se han desarrollado. Ello es debido a las excelentes propiedades de estos productos, entre las que destacan, sobre todo, su rigidez y resistencia específicas, resistencia a la fatiga y su excelente comportamiento frente a la corrosión. Sin embargo, todos estos materiales se fabrican en autoclave tras apilamiento de preimpregnados para formar laminados multidireccionales, por lo que son susceptibles de sufrir deslaminaciones, es decir, dado que la dirección normal al plano del refuerzo (normalmente el espesor de la pieza) es una dirección particularmente débil desde el punto de vista mecánico, es relativamente frecuente la generación y crecimiento de grietas a lo

largo de las intercaras de separación entre láminas adyacentes. Las deslaminaciones aparecen en estos materiales compuestos, bien ya durante la fase de procesado y fabricación de las piezas o elementos estructurales, o como consecuencia de las sollicitaciones de servicio (cargas de compresión, fatiga, impactos, etc.). Estos defectos constituyen uno de los factores fundamentales que limitan la vida de las estructuras realizadas con estos productos [1], y pueden terminar siendo la causa de su fallo estructural [2].

En este trabajo se ha procedido a la determinación experimental de los parámetros críticos de fractura (energía de inicio del crecimiento de la deslaminación, G_c y curvas de resistencia $G-\Delta a$) en un material compuesto epoxi-carbono unidireccional comercial, en el que se ha introducido, ya en la fase de fabricación del panel, una deslaminación artificial (inserto),

valorándose la influencia de la orientación y situación de las láminas entre las que crece la deslaminación, bajo Modos de carga I y II. Para la determinación de los citados parámetros se han utilizado probetas tipo DCB para aplicar un Modo I de carga, haciendo uso para ello de la reciente norma ASTM [3], y probetas ENF en el caso de aplicar un Modo II de carga, de acuerdo con el Protocolo de Norma que está desarrollando el Grupo de Trabajo de Plásticos y Composites de la European Structural Integrity Society [4].

2. MATERIAL

El material que se ha utilizado en la experimentación realizada ha sido un material compuesto carbono/epoxi de amplia tradición aeronáutica, que ha sido fabricado por apilamiento de preimpregnados del tipo Hércules AS4/3501-6. Se trata de una resina epoxi sin modificar, reforzada con un 65 % en peso de fibras de carbono unidireccionales de alta resistencia, que habían sido tratadas superficialmente (oxidación) para mejorar la resistencia a cortadura y a tracción transversal del material compuesto.

La preparación de todos los materiales se realizó en la Zona Limpia del Área de Materiales Compuestos del INTA. Se fabricaron paneles de 350 por 350 mm, con un espesor nominal de 3.84 mm, realizados a base de 32 capas de preimpregnados. En primer lugar se fabricaron las secuencias de apilamiento $[0_{16}/0_{16}]$, $[0_{16}/45/0_{15}]$ y $[0_{16}/90/0_{15}]$. El símbolo // denota la situación de un inserto artificial, que consistió en una lámina de tejido teflonado de 20 μm de espesor y dimensiones adecuadas para introducir en las probetas una deslaminación iniciadora adecuada. La diferencia fundamental entre estos tres materiales reside en la orientación de las capas entre las que se hará crecer la deslaminación, es decir, las intercaras 0//0uc, 0//45uc y 0//90uc respectivamente (u: unidireccional, c: centrado).

Posteriormente se fabricaron otras series de paneles como los anteriores, con la única diferencia de que ahora se colocó el inserto entre la lámina octava y novena de un total de 32, es decir a 1/4 del espesor total, con lo que la deslaminación se hará crecer ahora por las intercaras que denominaremos 0//0ud, 0//45ud y 0//90ud respectivamente (d:descentrado). Se fabricó también una última tanda de paneles multidireccionales con las configuraciones $[(0/90)_8/(90/0)_8]$ y $[(45_2/-45_2/0_4)_2/(0_4/-45_2/45_2)_2]$, en los que se aprecia que la deslaminación se hará crecer por las intercaras 90//90mc y 0//0mc (m: multidireccional). Finalmente, igual que en las series anteriores, se pretendió determinar la influencia de la situación del plano de

deslaminación en relación con el espesor del panel, para lo que se fabricaron otros paneles multidireccionales como los que se acaban de describir, con la salvedad de que ahora se colocó la lámina de tejido teflonado entre la capa octava y novena: configuraciones 0//90md y 0//45md.

El curado de todos los paneles descritos se realizó en un autoclave controlado por ordenador, utilizando el ciclo estándar recomendado por el fabricante (Hércules), a una temperatura de 180°C.

Los paneles se recantearon para eliminar los bordes y ajustar la longitud de la deslaminación inicial (55 mm), cortándose posteriormente las probetas con un disco diamantado. Estas tenían geometría rectangular de 159 ± 1 mm de longitud y 25 ± 0.5 mm de ancho, con el espesor nominal del panel.

3. ENSAYOS DE DESLAMINACION

3.1. Ensayos en Modo I

Se han utilizado probetas tipo DCB (Figura 1), de acuerdo con la norma ASTM y el Protocolo de ensayo anteriormente aludidos [3,4]. La aplicación de la carga se realizó recurriendo al uso de unas finas bisagras (tipo piano) adheridas en uno de los extremos de la probeta mediante un adhesivo tipo Araldite, que se curó a 50°C durante 24 horas. Por otro lado, uno de los cantos de las probetas se cubrió con una fina capa blanca, utilizando para ello líquido corrector mecanográfico, con el fin de poder visualizar durante todo el ensayo el avance del frente de la grieta.

El tamaño de la deslaminación, a , antes de iniciar el ensayo era de 45 mm. Por otro lado, se utilizó siempre una velocidad de carga comprendida entre 1 y 2 mm/min y durante todo el transcurso del ensayo, aparte de registrar gráficamente la fuerza frente al desplazamiento ($P-\delta$), se realizaron igualmente, con la ayuda de una lupa, medidas de la longitud de la deslaminación sobre el canto preparado de la probeta, con el propósito de determinar la curva de resistencia del material o curva R. La energía de fractura se ha calculado en estos ensayos a partir de la tasa de relajación de energía, según la teoría de vigas corregida, que es el método que proporciona los mejores resultados [3,5,6]:

$$G_I = \frac{3P\delta}{2B(a + |\Delta|)} \quad (1)$$

P es la fuerza aplicada, δ el desplazamiento del punto de carga, a es el tamaño de la deslaminación y B el espesor de la probeta. Δ es un factor de corrección que

se calcula representando gráficamente la raíz cúbica de la flexibilidad frente al tamaño de la grieta medida en el canto de la probeta en el curso del ensayo [3,4], con el fin de tener en cuenta que el empotramiento del dispositivo de ensayo no es perfecto.

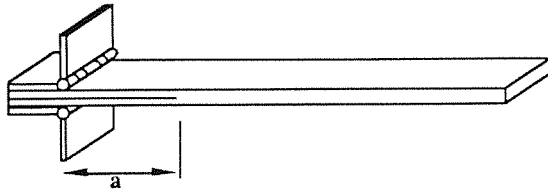


Fig. 1. Geometría de la probeta DCB

3.2. Ensayos en Modo II

La geometría de las probetas utilizadas eran del tipo ENF (Figura 2). Las probetas se cargaron tal y como se observa en la misma figura, a flexión en tres puntos, manteniendo una longitud entre apoyos, 2L, igual a 100 mm.

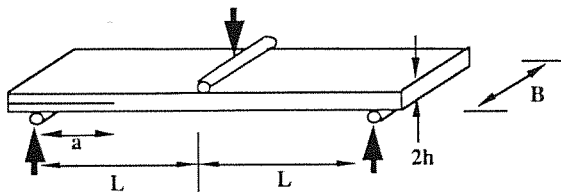


Fig. 2. Geometría de la probeta ENF (crecimiento de la deslaminación en Modo II)

Previamente a la ejecución del ensayo propiamente dicho se realizó una calibración experimental de cada una de las probetas [4,7]. Para ello se procedió a la carga y descarga de la probeta dentro del régimen elástico, una vez situada en los apoyos del útil de ensayo, de tal manera que el tamaño de la grieta, a, fuera igual a 0, 15, 20, 25, 30, 35 y 40 mm (para ello se desplazaba lateralmente la probeta ente los dos apoyos). De esta manera se obtiene la relación entre la flexibilidad, C y el tamaño de grieta, a, que se ajustará a una ley del tipo:

$$C = C_0 + ma^3 \tag{2}$$

Conocida de este modo la flexibilidad de la probeta, el valor de la tasa de liberación de energía elástica, G_{II} , se obtiene entonces a partir de la expresión general [8] como:

$$G_{II} = \frac{3mP^2a^2}{2B} \tag{3}$$

Los ensayos en Modo II se hicieron exclusivamente sobre las probetas unidireccionales centradas [0//0], y dado que estos ensayos son bastante dependientes de la geometría del defecto iniciador, todas estas probetas fueron previamente agrietadas en Modo I, generándose de este modo desde el inserto una grieta real de unos pocos milímetros.

4. RESULTADOS

4.1. Influencia del modo de carga

A diferencia de lo que ocurre en los ensayos en Modo I, donde la deslaminación crece continuamente a lo largo del ensayo de manera estable, bajo modo II el comportamiento de la probeta es bastante más inestable, aún cuando a pesar de todo se ha podido determinar una curva R, aunque con un crecimiento estable de solo unos pocos milímetros (véase curva R en Modo II).

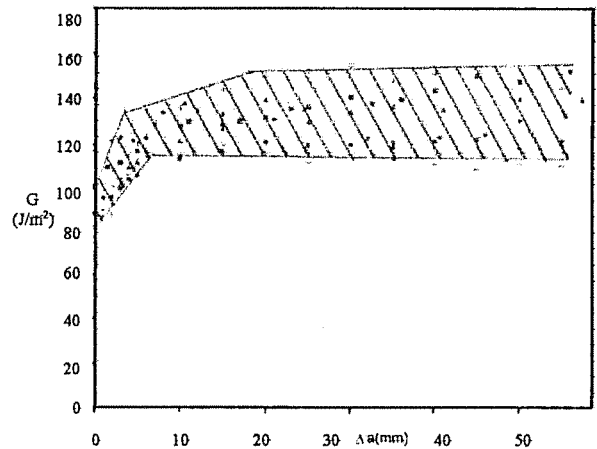


Fig. 3. Curva R bajo Modo I. Configuración 0//0uc

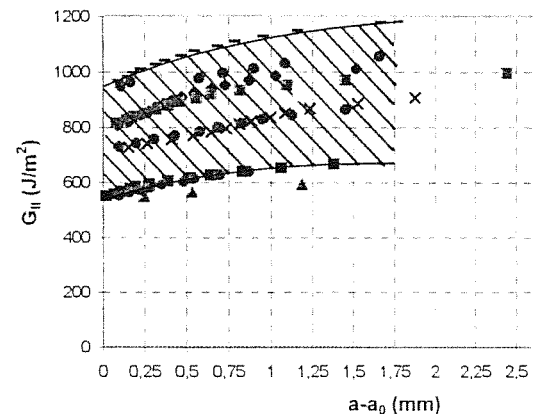


Fig. 4. Curva R bajo modo II. Configuración 0//0uc

Las Figuras 3 y 4 muestran las curvas R obtenidas respectivamente bajo Modos de carga I y II. En ambos casos se observa un ligero incremento de G con el crecimiento de la deslaminación, aunque destacamos, sobre todo, los valores de energía muy superiores que se necesitan para hacer avanzar la grieta en modo II y la mayor dispersión de resultados.

4.2. Influencia de la orientación de las láminas

La Tabla 1 muestra los valores de la energía para el inicio del crecimiento de la deslaminación obtenidos en los ensayos en Modo I realizados con las probetas con inserto centrado en las que se ha modificado la orientación de las láminas entre las que se ha hecho crecer la deslaminación. Los valores mostrados corresponden a la extrapolación de los datos de las curvas R para un crecimiento $\Delta a = 0$. A título de comparación, se presenta igualmente el valor de G_{IIc} .

Por otro lado, es preciso destacar que los valores de la energía G_I aumentan con el avance de la grieta mucho más, curva R más ascendente, cuando una de las láminas adyacentes a la deslaminación no está orientada a 0° [6].

Tabla 1. Energías de deslaminación en Modo I en función de la orientación de las láminas.

Orientación	0//0	0//45	0//90	Modo II
G_c (J/m ²)	90±10	90±10	90±20	800±200

4.3. Influencia del tipo de laminado

Presentamos en este apartado los resultados obtenidos en los ensayos bajo Modo I de carga realizados utilizando los dos laminados con el inserto centrado, orientaciones 0//0mc y 90//90mc. La Tabla 2 muestra los valores de la energía para el inicio del crecimiento de la deslaminación obtenidos en estos ensayos, que corresponden a la extrapolación de los datos de las curvas R para un crecimiento $\Delta a = 0$.

Tabla 2. Valores del inicio del crecimiento de la deslaminación de los laminados bajo Modo I

Laminado	0//0mc	90//90mc
G_{Ic} (J/m ²)	80±5	190±30

El valor de G_{Ic} obtenido con el laminado en el que la deslaminación crecía entre láminas a 0° es

prácticamente idéntico al que se había obtenido con el material unidireccional. Sin embargo, con el otro laminado, en el que la deslaminación avanzaba entre láminas a 90° , se han obtenido unos valores apreciablemente mayores.

4.4. Influencia de la situación del inserto

Cuando se realiza el ensayo de la probeta DCB bajo un Modo de carga I con el inserto descentrado en relación con el espesor se introduce una cierta componente en Modo II, de tal manera que el ensayo ya no tiene lugar bajo un modo I puro sino que aparecen Modos mixtos de carga [9,10].

Las Tablas 3 y 4 muestran respectivamente los valores medios del parámetro crítico G_{Ic} obtenidos de acuerdo con el criterio de iniciación anteriormente descrito para los laminados unidireccionales y multidireccionales descentrados.

Tabla 3. Valores de inicio del crecimiento de la deslaminación en las probetas unidireccionales descentradas

Orientación	0//0ud	0//45ud	0//90ud
G_{Ic} (J/m ²)	210±20	190±10	250±30

Tal y como se esperaba, se ha observado claramente que los valores críticos de G_I son mucho mayores en el caso de las probetas descentradas, lo que se justifica en virtud del cierto grado de mixicidad que introduce la asimetría de la probeta de ensayo. Nótese que estos valores se sitúan entre los correspondientes a los Modos I y II puros, ya que se había visto que los valores de G_{IIc} obtenidos con estos materiales son muy superiores a los correspondientes en Modo I.

Tabla 4. Valores de inicio del crecimiento de la deslaminación en los laminados multidireccionales descentrados

Laminados	0//45md	0//90md
G_{Ic} (J/m ²)	220±30	180±20

La Tabla 4 pone de manifiesto que la energía de inicio del crecimiento de la deslaminación de los laminados con el inserto descentrado es muy superior a la que se había obtenido con los mismos paneles centrados y, por otro lado, estos valores son bastante similares a los obtenidos con los paneles unidireccionales, igualmente

descentrados, no apreciándose tampoco diferencias significativas entre los dos laminados.

4.5. Fractografía

Presentamos seguidamente las fotografías obtenidas en el microscopio electrónico de barrido de las superficies deslaminadas, con objeto de revelar los micromecanismos de fractura operativos. Las probetas utilizadas en este estudio fueron previamente metalizadas con oro.

La Figuras 5 y 6 muestran los aspectos generales típicos de las fracturas de las probetas unidireccionales 0//0 bajo Modo I y Modo II puros. Es notorio que mientras el aspecto de la fractura de la resina en Modo I es totalmente frágil, con facies muy planas, lisas y uniformes, por el contrario, en Modo II la rotura es mucho más irregular, apareciendo unas lengüetas o desgarros típicos, que justifican el hecho de que la energía requerida para hacer crecer la deslaminación bajo Modo II es casi diez veces mayor que la necesaria para iniciar el crecimiento de la deslaminación en Modo I.

En la Figura 7 se presenta el aspecto general de la superficie deslaminada generada en los ensayos realizados con las probetas unidireccionales en las que el plano del inserto estaba descentrado. Comparando esta morfología con la que se había mostrado en las dos figuras anteriores, se pone claramente de manifiesto la existencia de un cierto Modo mixto y se justifican los valores de energía de fractura intermedios obtenidos en esta serie de ensayos al compararlos con los resultados bajo Modos I y II puros.

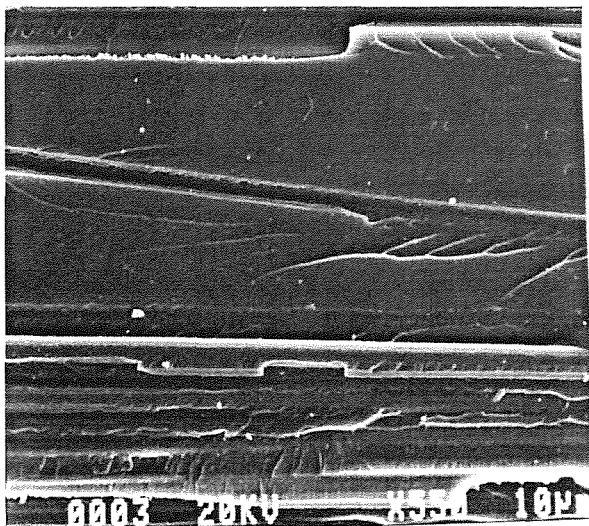


Fig. 5 Aspecto de la fractura en Modo I puro. [0//0]

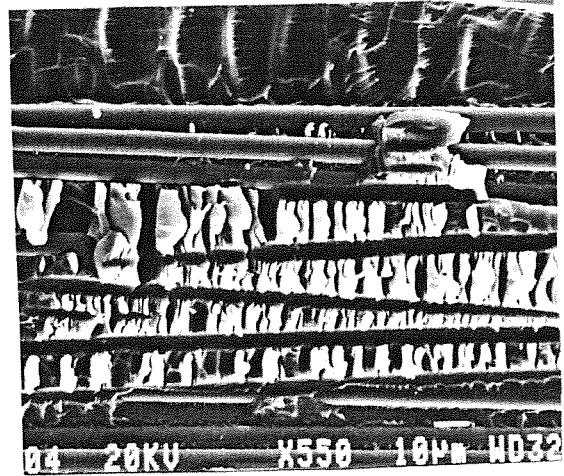


Fig. 6. Aspecto de la fractura en Modo II puro [0//0]

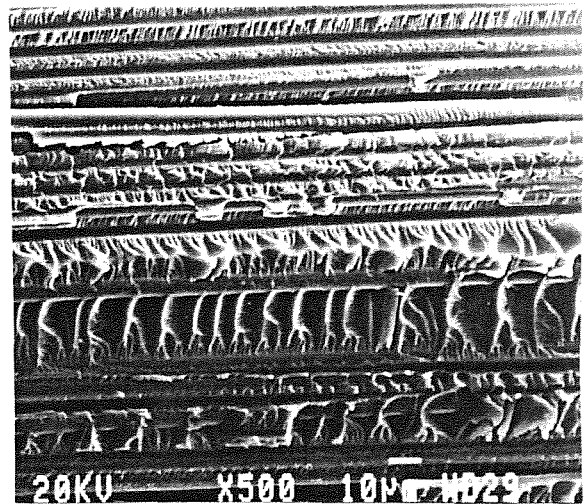


Fig. 7. Aspecto de la superficie de fractura de la serie [0//0]ud

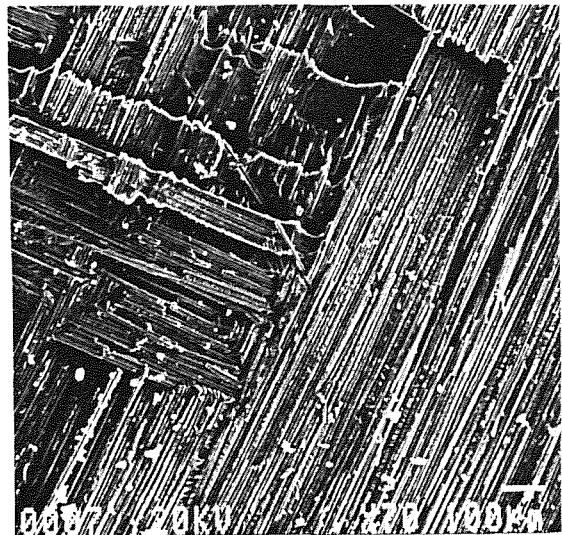


Fig. 8. Cambios del plano de deslaminación en la serie [0//90]uc

La Figura 8 muestra la morfología de la deslaminación en una de las probetas en las que se hacía crecer ésta entre láminas con diferente orientación 0//45 o 0//90. El hecho observado más significativo son los cambios de plano que experimenta la grieta una vez iniciado su crecimiento, lo que a su vez justifica el importante aumento de G_I o, lo que es lo mismo, el carácter fuertemente ascendente de las curvas R típico de esta serie de probetas [11,12,13].

Finalmente, los altos valores de G_{Ic} que se habían obtenido en los laminados con el inserto centrado, del tipo 90//90mc (véase Tabla 2) se pueden justificar con la ayuda de la Figura 9. En esta figura, que muestra el inicio del crecimiento de la deslaminación en esta serie de probetas, se constata tanto los fuertes cambios de plano que tienen lugar en los primeros milímetros de avance de la grieta, como que éste se inicia directamente con un salto a la lámina de 0° adyacente al inserto.

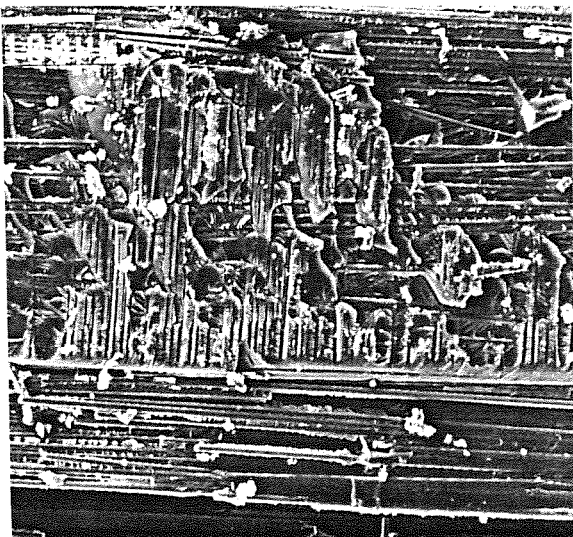


Fig. 9. Aspecto general de la deslaminación [90//90]mc

5. CONCLUSIONES

Se destacan finalmente las conclusiones siguientes:

Los valores críticos de la energía de fractura en Modo II del compuesto AS4/3501-6 son muy superiores a los medidos bajo Modo I de carga en virtud de la fuerte deformación a cortadura que experimenta la matriz epoxi antes de su rotura.

Los valores críticos de G_{Ic} son independientes de la orientación de las láminas y de la secuencia de éstas en la configuración del laminado, mientras que, por otro lado, muestran una fuerte dependencia de la situación del plano de deslaminación en relación con el espesor del panel, al inducirse en este último supuesto modos

mixtos de carga (Modo I + Modo II) que incrementan notablemente estos valores en relación a los que se determinaron en la serie de probetas con el inserto centrado.

Finalmente, la presencia de láminas a 45° y especialmente a 90° adyacentes al plano de deslaminación facilitan el desvío de ésta hacia las láminas orientadas a 0° contiguas, hecho éste que incrementa notablemente la energía requerida para hacer proseguir la deslaminación. Este hecho es especialmente significativo cuando la deslaminación crece entre dos láminas orientadas a 90°.

6. REFERENCIAS

- [1] Carlsson L.A. y Gillespie J.W., "Mode-II interlaminar fracture of composites", Applications of Fracture Mechanics to Composite Materials, Elsevier Science Pub., 135-144 (1989).
- [2] O'Brien T.K., "Delamination of composite materials", Fatigue of Composite Materials, Elsevier Science Pub., 181-198 (1990).
- [3] ASTM D5528, "Standard test method for mode I interlaminar fracture toughness of unidirectional fibre-reinforced polymer matrix composites", Annual Book of ASTM Standards, Vol. 14.02, 272-281 (1994)
- [4] Davies P., "Protocols for interlaminar fracture testing of composites", European Structural Integrity Society, Polymers & Composites Task Group (1993).
- [5] O'Brien T.K. y Martin R.H., "Round robin testing for Mode-I interlaminar fracture toughness of composite materials", J. Composite Tech. & Res., 15, Num. 4, 269-281 (1993).
- [6] Barrientos V. y Belzunce F.J., "Resistencia a la deslaminación de composites carbono-epoxi (AS4/3501-6) de uso aeronautico", II Congreso Nacional de Materiales Compuestos, Madrid, 296-304, (Nov. 1997).
- [7] Belzunce F.J., "Caracterización de la resistencia a la deslaminación en modos I y II de composites fibrosos", Anales de Mecánica de la Fractura, Vol. 14, 319-324 (1997)
- [8] Elices M., "Mecánica de la Fractura", Universidad Politécnica de Madrid (1995)

[9] Charambides M., Kinloch A.J., Wang Y. y Williams J.G., "On the analysis of mixed-mode failure" Int. J. of Fracture, 54, 269-291 (1992)

[10] Betegón C. y Belzunce F.J., "Estudio de la fractura por deslaminación de laminados compuestos multidireccionales", Anales de Mecánica de la Fractura, Vol. 13, 81-85 (1996)

[11] Laksimi A. y otros, "Mode I interlaminar fracture of symmetrical cross-ply composites", Composites Science and Technology, 41, 147-164 (1991)

[12] Sela N. e Ishai O., "Interlaminar fracture toughness and toughening of laminated composite materials: a review", Composites, 20, Num. 5, 423-435 (1989)

[13] Lucas P.J., "Delamination fracture: Effect of fibre orientation on fracture of a continuous fibre composite laminate", Eng. Fracture Mechanics, 42,3, 543-561 (1992)

AGRADECIMIENTOS

Agradecemos al Area de Materiales Compuestos del INTA la laminación y curado de los paneles, así como el corte y mecanizado de todas las probetas ensayadas.

Queremos igualmente agradecer a la Comisión Interministerial de Ciencia y Tecnología la financiación concedida para la ejecución del Proyecto de Investigación MAT95-0613, que nos ha permitido realizar y presentar este trabajo.

MECANISMOS DE REFORZAMIENTO EN COMPUESTOS MULLITA-MOLIBDENO

J. F. Bartolomé, M. Díaz, J. Requena y J. S. Moya
 Instituto de Ciencia de Materiales-CSIC, Cantoblanco, 28049 MADRID

Resumen. Se han obtenido materiales compuestos homogéneos de mullita/Mo (32% en volúmen), de densidad cercana a la teórica (98%), con partículas de Mo de distinto tamaño medio (1,5 y 3 μm) sinterizadas a 1650 °C en vacío y en condiciones reductoras. Dependiendo del tamaño de partícula de Mo y de la atmósfera utilizada durante la sinterización, los valores de K_{IC} varían entre 4 y 7 $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ mientras que los de σ_f lo hacen entre 370 y 530 MPa. Durante la sinterización tiene lugar un fenómeno de migración del MoO_2 desde la superficie de las partículas de Mo. Los compuestos $\text{MoO}_2\text{-}2\text{SiO}_2\text{-}3\text{Al}_2\text{O}_3\text{-Mo}$ son compatibles en estado sólido detectándose una solución sólida del 4 % en peso de MoO_2 en mullita a 1650 °C. Se ha encontrado que la ausencia de MoO_2 en los materiales compuestos de mullita/Mo procesados en condiciones reductoras aumenta la plasticidad de las partículas de Mo metal, fortaleciendo, por tanto, el material debido a un mecanismo de puenteo de grieta. Como consecuencia, los valores de K_{IC} y de σ_f medidos para estos materiales fueron aproximadamente 4 y 2 veces mayores, respectivamente, que los correspondientes a la matriz de mullita pura.

Abstract. Dense (>98 th%) homogeneous Mull/Mo (32 vol %) composites with two different Mo average grain sizes (1.5 and 3 μm) have been obtained at 1650 °C in vacuum and in reducing condition. Depending on the Mo grain size and processing atmosphere, the K_{IC} ranges from 4 to 7 $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ and σ_f from 370 to 530 MPa. The $\text{MoO}_2\text{-}2\text{SiO}_2\text{-}3\text{Al}_2\text{O}_3\text{-Mo}$ were found to be compatible in solid state and a solid solution of 4 wt% of MoO_2 in mullite at 1650 °C was detected. A solid state dewetting of MoO_2 from the surface of the Mo particle takes place during sintering. It was found that the absence of MoO_2 in the Mull/Mo composites by processing in reducing conditions increases the plasticity of the Mo metal particles, thus strengthening the composite by a crack bridging mechanism. Due to this fact the K_{IC} and the σ_f values of the metal/ceramic composite were found to be ≈ 4 times and ≈ 2 times higher than the ones corresponding to the mullite matrix.

1. INTRODUCCIÓN

Los materiales compuestos metal-cerámica muestran una combinación de propiedades imposibles de obtener en materiales monolíticos, por ejemplo, la baja densidad y alta resistencia mecánica de un material cerámico unida a la alta tenacidad de un metal [1]. Para mejorar las propiedades mecánicas, particularmente la tenacidad, de los compuestos con matriz cerámica se incorpora una segunda fase metálica dispersa como wolframio [2-4], molibdeno [5-9], titanio [10], cromo [11], níquel [12-16], aluminio [17,18], etc. Este aumento de tenacidad se atribuye al apantallamiento producido por las partículas metálicas al deformarse plásticamente [14, 19-28]. Trabajos teóricos y experimentales [12, 26-29] han mostrado que la utilización de la tenacidad intrínseca de las partículas metálicas depende en gran medida de las propiedades de la interfase y del nivel y naturaleza de las tensiones residuales generadas por los diferentes coeficientes de expansión térmica de los compuestos. Las partículas metálicas deben estar firmemente unidas a la matriz frágil para que se produzca el fenómeno de anclaje de grieta. El arranque prematuro de la partícula metálica durante la propagación de la fisura es el factor limitante más importante de la tenacidad en materiales con matriz frágil reforzadas con partículas dúctiles [12, 29, 30]. La

fuerte unión entre la interfase y la matriz cerámica frágil promueve la deformación plástica de la fase metálica dando como resultando un aumento de tenacidad del compuesto. Por tanto, el material compuesto con matriz cerámica, óptimo desde el punto de vista mecánico, estaría formado por unas partículas metálicas dispersas en una matriz frágil libre de tensiones residuales y con una unión fuerte entre la matriz y dichas partículas [27]. En el presente trabajo, el molibdeno ha sido el metal seleccionado como segunda fase para reforzar una matriz de mullita dada su baja densidad comparada con otros metales refractarios ($d_{th}=10.2 \text{ g cm}^{-3}$), su alto punto de fusión (2610 °C), y su coeficiente de expansión térmica ($\alpha_{Mo}=5.75 \times 10^{-6} \text{ }^\circ\text{C}^{-1}$ a 1000 °C) cercano al de la mullita ($\alpha_{Mull}=5.13 \times 10^{-6} \text{ }^\circ\text{C}^{-1}$ a 1000 °C). Por tanto, las tensiones residuales generadas por la diferencia entre los coeficientes de expansión térmica del molibdeno y de la matriz mullítica, van a ser despreciables. Por otro lado, el molibdeno posee unas propiedades mecánicas muy superiores a las de la mullita ($E_{Mo}=325 \text{ GPa}$, $E_{Mu}=200 \text{ GPa}$; $\sigma_{f Mo}=700 \text{ MPa}$, $\sigma_{f Mu}=300 \text{ MPa}$), siendo un material muy interesante para reforzar una matriz mullítica. Sin embargo, la plasticidad del molibdeno depende en gran medida del contenido en oxígeno [31]. Para mejorar la tenacidad de los compuestos mullita-molibdeno es importante determinar el contenido de oxígeno en los polvos iniciales.

2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL2.1 Materiales de partida

Los siguientes polvos comerciales submicrónicos han sido utilizados:

(1) Molibdeno metal con un 99,9% de pureza (Kojyundo Kagaku, Japón), que llamaremos MoI, con un tamaño medio de partícula de 1,4 μm y una superficie específica de 3,6 m^2/g . Se detectó un 4% en peso de oxígeno.

(2) Molibdeno metal con un 99,9 % de pureza (Goodfellow Cambridge Ltd., UK), que llamaremos MoII, con un tamaño medio de partícula de 3 μm y una superficie específica de 0,7 m^2/g . Se detectó un contenido en oxígeno del 1 % en peso.

(3) Mullita (Scimarek Ltd., Japón) con un tamaño medio de partícula de 1,5 μm , una superficie específica de 7 m^2/g . y un análisis químico (% en peso): Al_2O_3 (71.5), SiO_2 (27.3), Na_2O (0.02), MgO (0.04), CaO (0.07) and Fe_2O_3 (0.05)

2.2 Procesamiento de los polvos y ciclos térmicos

Se prepararon diferentes suspensiones con un contenido en sólidos del 50 % en peso con la adición de un 1% en peso de un polielectrolito orgánico libre de álcalis como surfactante. El medio líquido utilizado fue alcohol etílico. Las proporciones en peso de mullita (Mu) y molibdeno (MoI y MoII) utilizadas fueron las siguientes: 40Mu/60MoI (MuMoI) y 40Mu/60MoII (MuMoII). Las mezclas fueron homogeneizadas en molino de polietileno con bolas de zircona a 150 rpm durante tres horas. Posteriormente fueron secadas a 65 $^\circ\text{C}$ durante 24 horas. Los polvos resultantes se molieron en un mortero de ágata y se tamizaron por 100 μm . Finalmente, fueron prensados isostáticamente a 200 MPa obteniéndose unas barras cilíndricas de 12 mm de diámetro y 60 mm de longitud. Estas barras han sido sinterizadas en vacío (5×10^{-3} Pa) usando el siguiente ciclo térmico: 1650 $^\circ\text{C}$ 1 hora, con una velocidad de calentamiento y enfriamiento de 10 $^\circ\text{C}/\text{min}$. Para comparar, se utilizó el mismo ciclo para la mullita monolítica.

Un segundo lote de polvos 40Mu/60MoII se procesaron de la misma manera que los anteriores pero fueron reducidos en una atmósfera de Ar 90%/H₂ 10% a 1000 $^\circ\text{C}$ durante dos horas y se prensaron en caliente en un crisol de grafito de 50 mm de diámetro a 1650 $^\circ\text{C}$ y 45 MPa, evitando el contacto con el oxígeno. Se obtuvo un disco de 50 mm de diámetro y 13 mm de altura. Este material lo llamaremos MuMoIII.

2.3 Caracterización

Las densidades de los compactos se determinaron en mercurio según el método de Arquímedes.

La microestructura de los materiales sinterizados fue estudiada en secciones pulidas hasta una micra usando un microscopio electrónico de barrido (MEB, Karl-Zeiss, modelo DSM-950) y un microscopio electrónico de transmisión (MET, JEOL, modelo JEM 2000 FXII a 200 kV). Este último está equipado con una unidad de análisis mediante energía de rayos X dispersados (ADEX). Esta configuración MET-ADEX está equipada con un procesador QX2000 y un espectómetro LINK AN 10000 con un detector de Si-Li de ventana ultrafina que puede detectar desde el carbono hasta el uranio. La tensión de aceleración de los electrones es de 200 kV. El programa de microanálisis semicuantitativo con patrones internos utilizado ha sido el RTS-2/FLS (Link, Oxford), que realiza automáticamente las correcciones de número atómico, absorción y fluorescencia (ZAF). Las fases constituyentes de las mezclas de los polvos así como de los compuestos fueron determinados mediante difracción de rayos X usando la radiación $K\alpha$ del Cu.

Los polvos de molibdeno MoI y MoII fueron caracterizados mediante espectroscopía de fotoemisión de rayos X, utilizando un espectrómetro VGESCALAB 200R y mediante análisis térmico diferencial y termogravimétrico (ATD/TG) con un equipo STA781, Stanton.

2.4 Propiedades mecánicas

Los cilindros sinterizados en vacío y el disco prensado en caliente se mecanizaron en forma de barras prismáticas con dimensiones 43 x 3 x 3 mm^3 y 43 x 3 x 4 mm^3 respectivamente. La resistencia a la flexión, σ_f , fue determinada mediante un ensayo de flexión en tres puntos sobre dichas barras prismáticas en donde la superficie a tracción fue previamente pulida hasta 10 μm . Los datos obtenidos son la media y desviación standard de al menos diez probetas y fueron calculados mediante la ecuación (1):

$$\sigma_f = \frac{3QL}{2lh^2} \quad (1)$$

dónde Q es la carga de rotura, L la distancia entre apoyos, l es la anchura de la probeta y h su altura. El ensayo se llevó a cabo a temperatura ambiente en una máquina universal de ensayos (Instron, modelo 4411), con una velocidad de aplicación de carga de 0,05 cm/min y una separación entre apoyos de 40 mm. En el caso de las probetas preparadas por prensado en caliente el ensayo en flexión se llevó a cabo perpendicular a la dirección de prensado. La tenacidad, K_{IC} , fue determinada sobre superficies pulidas mediante

indentación Vickers [32] empleándose un microdurómetro Leco modelo 100A. La dureza se estimó a partir de las huellas de indentación. El módulo de Young se obtuvo a partir de las pendientes de las curvas tensión-deformación obtenidas en el ensayo de flexión en tres puntos, mediante un extensómetro estático apoyado en la cara opuesta al punto de aplicación de carga con una sensibilidad de $\approx 2,5 \mu\text{m}$ y un error de medida de $\approx 0,05 \%$.

3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

Las densidades obtenidas tanto para los materiales sinterizados en vacío como en condiciones reductoras fueron de densidades mayores del 98% de la teórica.

La figura 1 muestra micrografías obtenidas por microscopía electrónica de barrido (MEB) de los diferentes compuestos mullita-molibdeno. La fase clara es molibdeno, la oscura mullita y la gris es óxido de molibdeno. La microestructura de estos compuestos está formada por una matriz de mullita y dos fases dispersas: molibdeno y óxido de molibdeno. En la figura 2 se muestra una micrografía del compuesto MuMoI. La magnificación de un aglomerado de molibdeno tras un ataque térmico de la muestra ($1450 \text{ }^\circ\text{C}$ durante 1 hora) denota que estos aglomerados están formados por varios granos de molibdeno.

Los espectros de fotoemisión (no mostrados) revelan que las partículas de los polvos de partida MoI y MoII están recubiertas por una delgada capa de óxido constituida mayoritariamente por MoO_2 . La fracción de MoO_2 en los compuestos sinterizados en vacío es proporcional al contenido de oxígeno en los polvos iniciales de Mo. A partir de los datos obtenidos mediante análisis termogravimétrico en condiciones reductoras se calculó la cantidad de MoO_2 presente en el polvo de molibdeno de partida, resultando que para el MoI era de 16 % en peso y en el MoII de 4% en peso. La cantidad de MoO_2 presente en los compuestos sinterizados fue determinada por análisis de imagen en fotos representativas de MEB, dando los siguientes resultados (tantos por ciento en peso): Mu/MoI 10 % y MuMoII 2%.

En la figura 3 se muestra micrografías de microscopio electrónico de transmisión (MET), en donde se observa que las interfases Mo/Mull, MoO_2/Mo y MoO_2/Mull están bien unidas y no se observa en ellas otras fases o productos de reacción. Debido al bajo nivel de tensiones residuales, no se observan grietas. Los análisis de MET también indican que el MoO_2 es estable frente a la mullita en el intervalo de temperatura ambiente- $1650 \text{ }^\circ\text{C}$. Esto claramente denota que ambos compuestos (MoO_2/Mull) son compatibles en estado sólido.

Mediante los análisis MET-ADEX (Fig.3), se ha podido determinar una zona de solución sólida del 4 % en peso de MoO_2 en la mullita. Al estar presente la fase MoO_2 , esta solución sólida debe corresponder al nivel de saturación a la temperatura de sinterización. De acuerdo con Bygdén et al [33], la solución sólida del MoO_2 en Mo a la temperatura de $1650 \text{ }^\circ\text{C}$ es menor al 0,012 % en peso, por lo que se puede considerar despreciable.

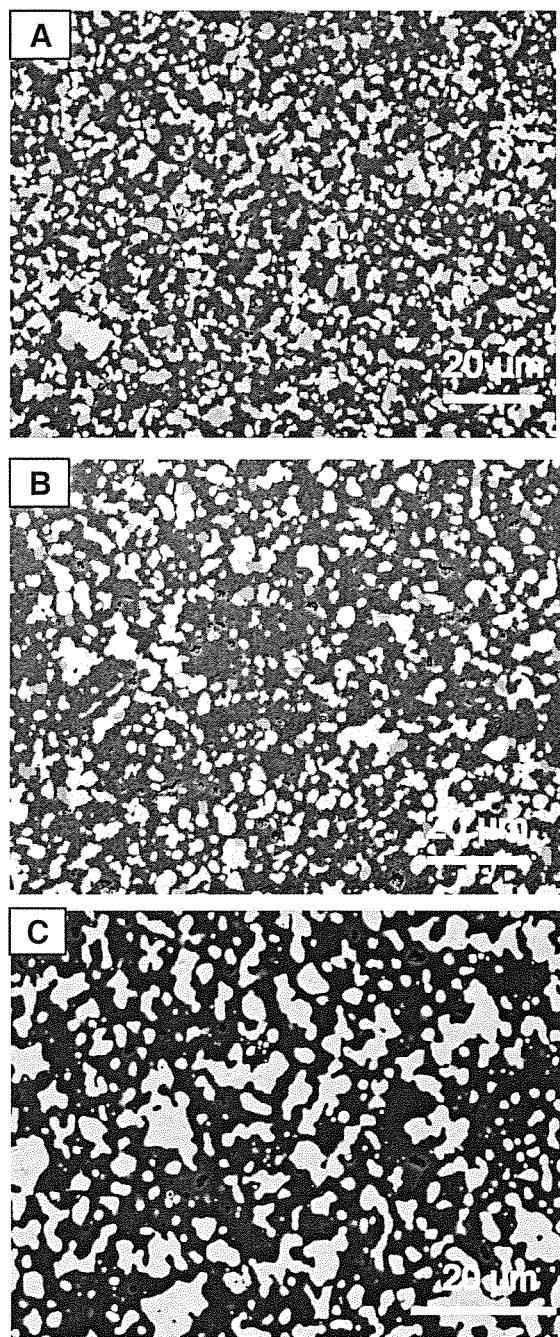


Fig. 1. Micrografías obtenidas por MEB correspondientes a: A) MuMoI, B) MuMoII y C) MuMoIII. La fase brillante es molibdeno, la oscura mullita y la de color gris MoO_2

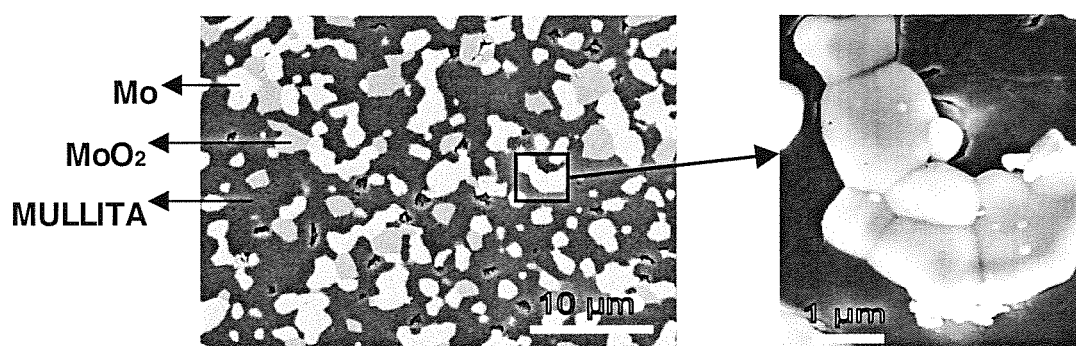


Fig. 2. Micrografía de MEB del compuesto MuMoI y magnificación de un aglomerado de molibdeno tras un ataque térmico de la muestra (1450 °C durante 1 hora)

Los análisis de MEB y MET indican que el óxido de molibdeno no está presente en las interfaces Mo/mullita tal como se describe para otros sistemas metal/cerámica, por ejemplo, Ni/Al₂O₃ [29], Ni/ZrO₂ [34]. En nuestro caso, el MoO₂ está presente como una fase separada unida al molibdeno o a la mullita.

Cuando los compuestos se sinterizan en vacío, la capa de óxido que cubre las partículas de Mo transforma a la forma estable, es decir a MoO₂. No obstante, durante la sinterización tiene lugar un fenómeno de no mojado (dewetting) en estado sólido. El MoO₂ de la superficie de las partículas de Mo, probablemente difunde a través de los bordes de grano para formar en la matriz mullítica granos pseudo hexagonales aislados. Este hecho sugiere que la energía de borde de grano es mayor en el caso de la interfase MoO₂/Mo que en la MoO₂/mullita. Por otro lado cuando los compactos se sinterizan en condiciones reductoras, tal como era de esperar, no se observa la presencia de MoO₂ (Fig. 1c).

Los resultados obtenidos en los ensayos mecánicos (resistencia mecánica, tenacidad, módulo de Young y dureza) para los diferentes compactos estudiados se exponen en la Tabla I.

Tabla I. Valores de resistencia mecánica, tenacidad, módulo de Young y dureza de los diferentes compuestos mullita/molibdeno y de la mullita monolítica.

Material	σ_r (MPa)	K_{IC} (MPa·m ^{1/2})	E (GPa)	H (GPa)
MuMoI	440±20	4.3±0.3	242±4	7.4
MuMoII	370±15	5±0.4	242±4	7.1
MuMoIII	530±25	6.7±0.5	242±4	7.3
Mullita	320±15	1.9±0.2	220±7	11

La dureza de los compuestos es menor que la de la mullita, como cabría esperar considerando que la dureza de un policristal de molibdeno es 2,1 GPa [35]. El módulo de Young de los compuestos es muy similar a los valores teóricos calculados por la regla de las

mezclas. El valor de la resistencia mecánica y tenacidad de los diferentes compuestos varía según el tamaño de partícula del molibdeno y el contenido en molibdeno y de óxido de molibdeno. En el caso de los compuestos MuMoI y MuMoII, ambos sinterizados en vacío, el valor de resistencia mecánica es respectivamente 37 % y 16 % mayor que la mullita. Por lo tanto, el compuesto con menor tamaño de grano de molibdeno tiene un mayor valor de resistencia mecánica debido a un menor tamaño de defecto crítico.

En cuanto al valor de tenacidad respecto al de la mullita monolítica, es mayor en los compuestos con mayor tamaño de grano de molibdeno. Este incremento en la tenacidad en estos compuestos, puede ser atribuido fundamentalmente a dos mecanismos de reforzamiento: i) deflexión de grieta y ii) puenteo de grieta. Cuando la unión entre las partículas y la matriz es débil, la grieta deflecta desviándose de su dirección de propagación a través de su interfase aumentando la tenacidad del material. Este es el caso de los compuestos 40Mu/60Mo sinterizados en vacío (MuMoI y MuMoII) en los que se ha detectado la presencia de MoO₂ (Fig. 4a). Los granos aislados de MoO₂ no juegan ningún papel en el proceso de fractura dada su extrema fragilidad. La grieta atraviesa estos granos sin que aporten ningún tipo de reforzamiento (Fig. 4b). También se observa que los aglomerados de molibdeno, debido a la existencia de MoO₂ en los bordes de grano dentro de dichos aglomerados, tienen una fractura intergranular frágil.

En el caso del compuesto procesado en condiciones reductoras (MuMoIII) cabe destacar la ausencia de MoO₂ tanto como fase segregada en la matriz, como en los bordes de grano dentro de los aglomerados policristalinos que constituyen los granos de molibdeno. En este caso, el puenteo de la grieta es el mecanismo fundamental de reforzamiento de avance de grieta, como se puede deducir de la grieta producida por indentación Vicker que se muestra en la figura 4c. Cuando se produce el avance de grieta, las partículas metálicas situadas alrededor de la punta de grieta, se deforman plásticamente, produciéndose una relajación de tensiones en la punta de la fisura, reduciendo la fuerza de extensión de la misma, y por tanto,

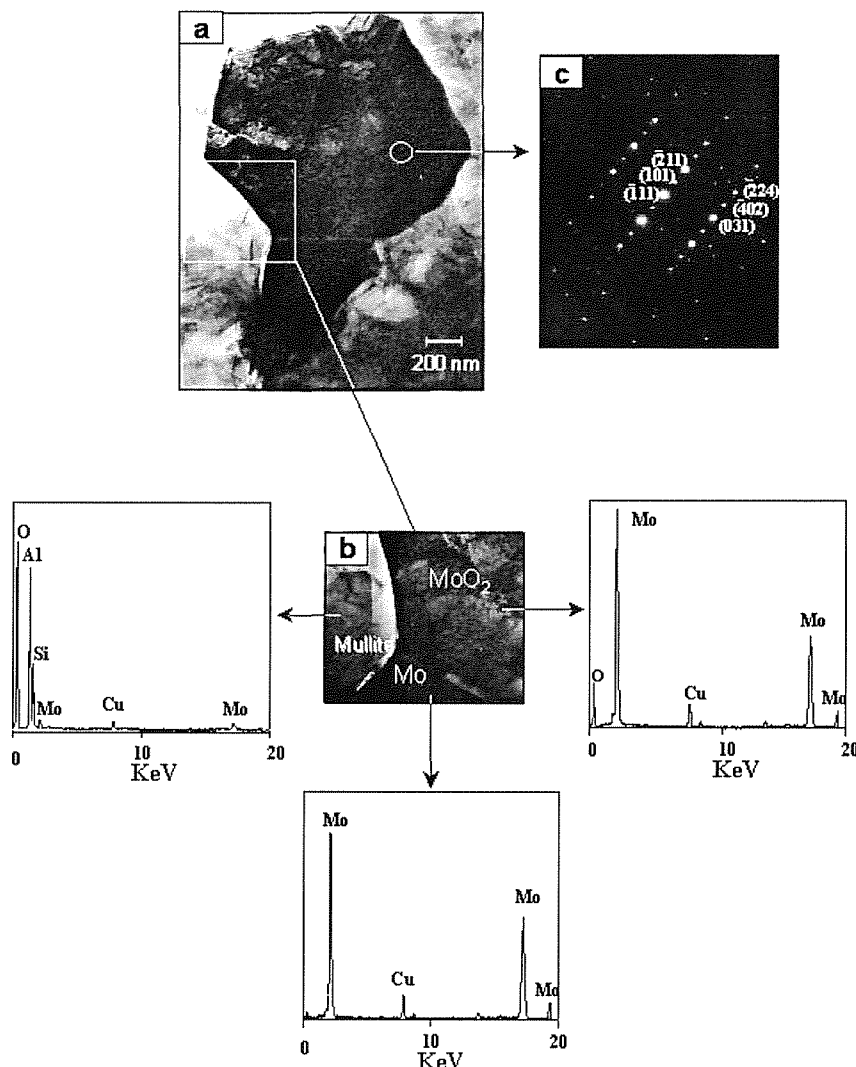


Fig.3. A) Imágen de MET mostrando un grano de MoO_2 junto a un grano de molibdeno (fase oscura) y a un grano de mullita (fase clara). B) Magnificación del borde de grano entre ellos mostrando la ausencia de otro producto de reacción o fase intermedia. Los espectros de ADEX también se muestran. C) SAD identificando el grano como MoO_2 .

aumentando la tenacidad del material. Este mecanismo de reforzamiento requiere a) unión fuerte entre la cerámica y el metal y b) una alta plasticidad de las partículas metálicas. Como se ha mencionado anteriormente, la plasticidad del molibdeno se puede aumentar en condiciones reductoras, ya que no existe segregación del óxido en los bordes de grano, y por tanto, se promueve la deformación plástica de los granos metálicos. Además, según nuestros resultados, es evidente que la interfase mullita/molibdeno es más fuerte en los compuestos procesados en condiciones reductoras que los que se sinterizaron en vacío. Este hecho puede estar relacionado por la ausencia de solución sólida en la matriz. Cuando la matriz de mullita está saturada en MoO_2 , como es el caso de los compuestos MuMoI y MuMoII la unión por difusión mullita/molibdeno puede quedar claramente inhibida. En esta situación la unión entre los granos es más débil y se favorece la deflexión de grieta. Por otro lado, el oxígeno se segrega en los bordes de grano en el interior de los aglomerados de molibdeno, favoreciendo la fractura frágil intergranular

de los mismos. En el caso del compuesto MuMoIII , debido a las condiciones reductoras de su fabricación, la resistencia de la interfase matriz-partícula metálica y la plasticidad de esta última aumentan considerablemente. Por tanto, en este compuesto se alcanzan los mayores valores de resistencia mecánica y tenacidad (Fig. 5). El mecanismo fundamental de reforzamiento en este caso es la deformación plástica de las partículas metálicas. Cuando la grieta interactúa con la interfase metal-cerámica, la diferencia en el desplazamiento de apertura en la punta de grieta entre la partícula dúctil y la matriz frágil, provoca el enrromamiento local de la grieta forzando a que dicha fisura rodee la partícula. Por tanto, las caras de la grieta quedan ancladas produciéndose tracciones de cierre de la grieta que reducen su velocidad de propagación.

4. CONCLUSIONES

- Se han obtenido diferentes compuestos mullita/molibdeno, homogéneos y densos (> 98%),

con diferentes tamaño de grano (1,5 y 3 μm) de molibdeno. Estos compuestos han sido obtenidos a 1650 $^{\circ}\text{C}$ en vacío y en condiciones reductoras. Dependiendo del tamaño de grano del Mo y de la atmósfera de sinterización, el valor de resistencia mecánica varía de 310 a 530 MPa y la tenacidad de 4 a 7 $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$.

- Se ha encontrado que los compuestos $\text{MoO}_2\cdot 2\text{SiO}_2\cdot 3\text{Al}_2\text{O}_3\text{-Mo}$ son compatibles en estado sólido. Se ha detectado una solución sólida de 4 % en peso de MoO_2 en mullita.

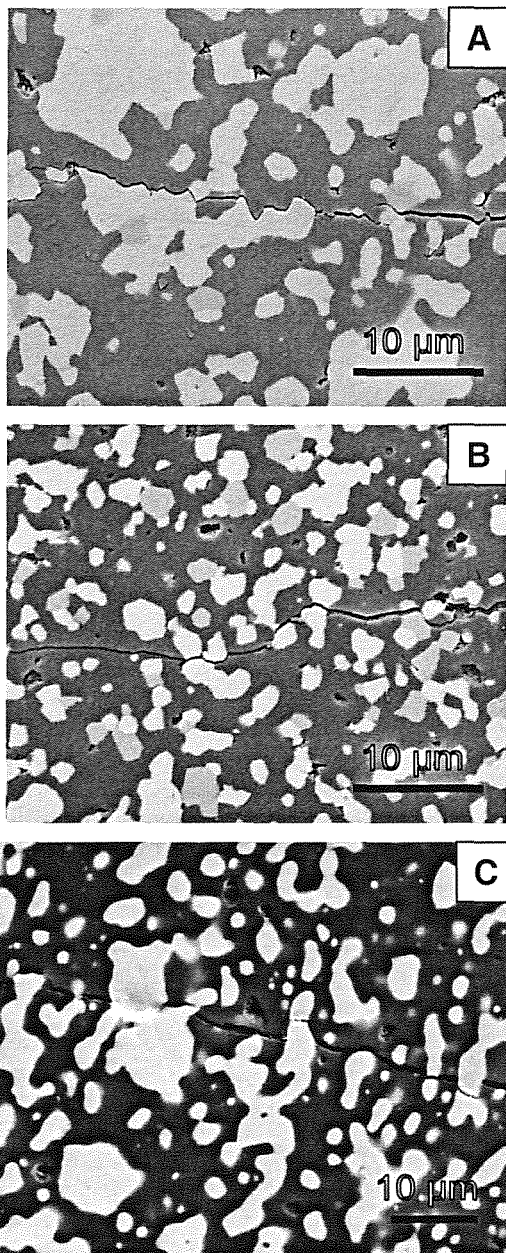


Fig. 4. Micrografías de MEB ilustrando la forma de una grieta iniciada mediante indentación Vicker en: a) MuMoII. La grieta se propaga a través de la interfase mullita-molibdeno. b) MuMoI. Ruptura de los granos de Mo y MoO_2 . c) MuMoIII. Los granos de molibdeno muestran claramente deformación plástica.

- Durante la sinterización en vacío tiene lugar un proceso de no mojado (dewetting) del MoO_2 desde la superficie de las partículas de molibdeno. Los granos de MoO_2 tiene una forma pseudo-hexagonal y están aleatoriamente distribuidos y dispersos en la matriz de mullita.

- Se ha encontrado que la ausencia de MoO_2 en los compuestos mullita/molibdeno (a consecuencia del procesamiento en condiciones reductoras), aumenta la plasticidad de las partículas metálicas, reforzando el material por un mecanismo de puenteo. Debido a este hecho, la tenacidad y la resistencia mecánica de estos compuestos metal/cerámica son aproximadamente cuatro y dos veces mayores respectivamente que los de la matriz.

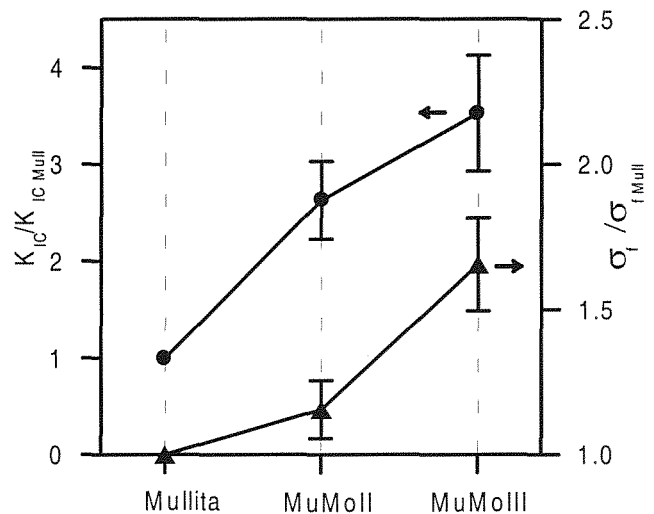


Fig 5. Valores de la tenacidad normalizada ($K_{IC}/K_{IC\text{ Mull}}$) y resistencia mecánica normalizada ($\sigma_f/\sigma_{f\text{ Mull}}$) de la mullita y de los compuestos de molibdeno/mullita sinterizados en diferentes condiciones.

5. AGRADECIMIENTOS

Este trabajo ha sido financiado por la CYCYT dentro del proyecto MAT97-0724. Asimismo, José F. Bartolomé ha sido financiado por la "Consejería de Educación y Cultura de la Comunidad de Madrid".

6. REFERENCIAS

- [1] T. W. Clyne and P. J. Withers, "An Introduction to Metal-Matrix Composites", Cambridge University Press, Cambridge, 1993.
- [2] T. Sekino, and K. Niihara, "Fabrication and mechanical properties of fine-tungsten-dispersed alumina-based composites", J. Mater. Sci., 32, 3943-3949 (1997).
- [3] T. Sekino, and Niihara K., "Microstructural characteristics and mechanical properties for Al_2O_3 /metal nanocomposites", Nanostructured materials, 6, 663-666 (1995).

- [4] P. Hing, "Statical distribution of tungsten on the physical properties of Al_2O_3 -W cermets", *Sci. Ceram.* 12, 87-94 (1984).
- [5] A. A. Khan, and J. C. Labbe, "Aluminium nitride-molybdenum ceramic matrix composites: influence of molybdenum concentration on the mechanical properties", *J. Mater. Sci.*, 32, 3829-3833 (1997).
- [6] M. Nawa, T. Sekino, and K. Niihara, "Fabrication and mechanical behaviour of Al_2O_3 /Mo nanocomposites", *J. Mater. Sci.*, 29, 3185-3192 (1994).
- [7] Y. Waku, M. Suzuki, Y. Oda and Y. Kohtoku, "Influence of Particle Size and Volume Percent of Flaky Mo Particles on the Mechanical Properties of Al_2O_3 /Mo Composites", *Metall. and Mater. Trans.*, 27A, 3307-3317 (1996).
- [8] C. O. McHugh, T. J. Whalen, and M. Humenik Jr., "Dispersion-Strengthened Aluminium Oxide", *J. Am. Ceram. Soc.*, 49[9], 486-491 (1966).
- [9] D. T. Rankin, J. J. Stiglich, D. R. Petrak and R. Ruh, "Hot-Pressing and Mechanical Properties of Al_2O_3 with an Mo-Dispersed Phase", *J. Am. Ceram. Soc.*, 54 [6] 277-281 (1971).
- [10] Y. Naerheim, Strength, "Toughness and Thermal Shock Resistance of Al_2O_3 -Ti Cermets", *Powder Metallurgy International*, 18 [3], 158-162 (1986).
- [11] Ch. S. Morgan, A. J. Moorhead and R. J. Lauf, "Thermal-Shock Resistant Alumina-Metal Cermet Insulators", *Ceramic Bulletin*, 61 [9], 974-981 (1982).
- [12] X. Sun, and J. Yeomans, "Optimization of a Ductile-Particle-Toughened Ceramic", *J. Am. Ceram. Soc.*, 79 [10], 2705-2717 (1996).
- [13] W. H. Tuan, and R. J. Brook, "Processing of Alumina/Nickel Composites", *J. Eur. Ceram. Soc.*, 10, 95-100 (1992).
- [14] T. Sekino, T. Nakajima and K. Niihara, "Mechanical and magnetic properties of nickel dispersed alumina-based nanocomposites", *Materials Letters*, 29, 165 -169 (1996).
- [15] E. Breval, G. Dodds and C. G. Pantano, "Properties and microstructure of Ni-alumina composite materials prepared by sol/gel method", *Mat. Res. Bull.*, 20, 1191-1205 (1985).
- [16] E. Üstündag, R. Subramanian, R. Dieckmann and S. L. Sass, "In situ formation of metal-ceramic microstructures in the Ni-Al-O system by partial reduction reactions", *Acta Metall. Mater.*, 43, 383-389 (1995).
- [17] J. -L. Huang, and Li Ch. - H., "Microstructure and mechanical properties of aluminum nitride-aluminum composite", *J. Mater. Res.*, 9 [12], 3153-3159 (1994).
- [18] M. Stech, and J. Rödel, "Method for Measuring Short-Crack R-Curves without Calibration Parameters: Case Studies on Alumina and Alumina/Aluminium Composites", *J. Am. Ceram. Soc.*, 79 [2], 291-297 (1996).
- [19] L. S. Sigl, P. A. Mataga, B. J. Dalgleish, R. M. McMeeking and A. G. Evans, "On the toughness of brittle materials reinforced with a ductile phase", *Acta metall.*, 36 [4], 945-953 (1988).
- [20] C. A. Andersson and M. K. Aghajanian, "The fracture Toughening Mechanism of Ceramic Composites Containing Adherent Ductile Metal Phases", *Ceram. Eng. Sci. Proc.*, 9 [7-8], 621-626 (1988).
- [21] M. K. Aghajanian, N. H. Macmillan, C. R. Kennedy, S. J. Luszcz and R. Roy, "Properties and microstructures of Lanxide Al_2O_3 -Al ceramic composite materials", *J. Mater. Sci.*, 24, 658-670 (1989).
- [22] E. D. Rodeghiero, O. K. Tse, J. Chisaki and E. P. Giannelis, "Synthesis and properties of Ni-alpha- Al_2O_3 composites via sol-gel", *Mater. Sci. Eng. A* 195, 151-161 (1995).
- [23] W. H. Tuan and R. J. Brook, "The toughening of Alumina with Nickel Inclusions", *J. Eur. Ceram. Soc.*, 6, 31-37 (1990).
- [24] E. Breval, Z. Deng, S. Chiou and C. G. Pantano, "Sol-gel prepared Ni-alumina composite materials", *J. Mater. Sci.*, 27, 1464-1468 (1992).
- [25] W. H. Tuan, H. H. Wu and T. J. Yang, "The preparation of Al_2O_3 /Ni composites by a powder coating technique", *J. Mater. Sci.*, 30, 855-859 (1995).
- [26] M. F. Ashby, F. G. Blunt, and M. Bannister, "Flow characteristics of highly constrained metal wires", *Acta Metall.*, 37, 1847-1857 (1989).
- [27] J. T. Kristic, "On the fracture of brittle-matrix/ductile-particle composites", *Philos. Mag.*, A, 48 [5] 695-708 (1983).
- [28] M. Rühle and A. G. Evans, "High toughness ceramics and ceramic composites", *Prog. Mater. Sci.*, 33, 85-167 (1989).
- [29] B. D. Flinn, M. Ruehl and A. G. Evans, "Toughening in composites of Al_2O_3 reinforced with Al", *Acta Metall.*, 37, 3001-3006 (1989).
- [30] V. V. Krstic, P. S. Nicholson and R. G. Hoagland, "Toughening of Glasses by Metallic Particles", *J. Am. Ceram. Soc.*, 64 [9], 499-504 (1981).
- [31] A. Kumar and B. L. Eyre, "Grain boundary segregation and intergranular fracture in molybdenum", *Proc. R. Soc. Lond. A* 370, 431-458 (1980).
- [32] P. Miranzo, and J. S. Moya, "Elastic/Plastic Indentation in Ceramics: a Fracture Toughness Determination Method", *Ceramics International*, 10, 147 (1984).
- [33] J. Bygdén, Du Sichen, and S. Seetharaman, "A Thermodynamic Study of the Molybdenum-Oxygen System", *Metallurgical and Materials Transactions B*, 25B, 885 (1994).
- [34] C-D. Qin and B. Derby, "Diffusion bonding of nickel and zirconia: Mechanical properties and interfacial microstructures", *J. Mater. Res.*, 7, 1480-1488 (1992).
- [35] C. S. Smithells, *A Metals References Book*, Vol. 3 (Butter-worths, London, 1967) p. 917.

**RESISTENCIA A FRACTURA DE CARBUROS CEMENTADOS (WC-Co):
INFLUENCIA DEL ACABADO SUPERFICIAL**

L. Llanes, E. Idañez, M. Marsal, A. Mateo y M. Anglada
Departamento de Ciencia de los Materiales e Ingeniería Metalúrgica,
ETSEIB., Universitat Politècnica de Catalunya, 08028 Barcelona

Resumen. En esta investigación se evalúa la resistencia a rotura transversal de un carburo cementado WC-Co con distintos acabados superficiales. Las condiciones estudiadas, correspondientes a diferentes procesos de mecanizado: corte, desbaste y pulido utilizando diamante como abrasivo, y electroerosión, se caracterizan en términos de la rugosidad y la integridad superficial implícita a cada una de ellas. Considerando que la rotura está relacionada con defectos introducidos en el material, bien durante el proceso de elaboración de las muestras o en el proceso de mecanizado, se lleva a cabo un estudio fractográfico para discernir el origen de la rotura. Finalmente, el valor medio y la dispersión evaluados para la resistencia a fractura de cada condición son discutidos y analizados, en el marco de la mecánica de la fractura elástico-lineal, con respecto al tipo y tamaño de defecto crítico identificado experimentalmente.

Abstract. The fracture resistance of a WC-Co cemented carbide with different surface conditions is studied. The surface finish grades investigated, corresponding to distinct machining processes: grinding and polishing using diamond as abrasive, and electro-discharge machining, are characterized in terms of the roughness and surface integrity implicit to each of them. Considering that rupture is related to existing defects, either introduced during sample elaboration or induced by machining, a fractographic examination is conducted in order to discern fracture origins. Finally, mean and dispersion values for the fracture resistance evaluated for each condition are discussed and analyzed, by means of linear-elastic fracture mechanics, with respect to type and size of the critical defects experimentally identified.

1. INTRODUCCIÓN

La alta dureza y excelente resistencia al desgaste de carburos cementados del tipo WC-Co, convencionalmente referidos como metal duro, han vinculado estos materiales a procesos de gran responsabilidad técnica y económica en el conformado mecánico de metales, y en particular de aceros y fundiciones. Así, la utilización de carburos cementados es cada día más habitual en operaciones de mecanizado (corte con viruta), de trefilado mediante hileras o de conformación metálica a través de matrices y punzones, entre otras. Las propiedades referidas están íntimamente asociadas a las características microestructurales del metal duro: carburos de elevada dureza unidos o cementados mediante un metal o una aleación auxiliar de menor dureza, frecuentemente cobalto [1].

Por otra parte, los carburos cementados utilizados en la práctica presentan una proporción de fase ligante entre 5 y 25% en peso, lo cual implica que estos materiales exhiban valores de tenacidad relativamente bajos. Esta característica repercute en una fiabilidad menor a la deseada así como, junto a su elevada dureza, en

mayores grados de dificultad para su mecanizado.

La caracterización mecánica de metales duros es un tema ampliamente cubierto en la literatura, aunque predominantemente en términos de la influencia de características microestructurales básicas, como la fracción de ligante o el tamaño medio y distribución de los carburos, sobre la resistencia a la rotura transversal de estos materiales. Revisiones detalladas de los trabajos realizados en este campo se pueden consultar en diversos artículos, un ejemplo de los cuales es la Ref. [2]. Sin embargo, no se ha prestado una atención similar a un aspecto tan importante en la fractura de materiales frágiles como es el efecto del acabado superficial [3,4], resultante de los distintos procesos de mecanizado.

Desde el punto de vista de procesos de mecanizado, la sustitución de utillaje de acero rápido o ultra-rápido por herramientas de metal duro es limitada muchas veces por la posible mecanización de estas últimas mediante procesos de fabricación como la electroerosión, en contrapartida a operaciones convencionales de rectificado (desbaste y pulido). La aplicación de la técnica de electroerosión para el contorneado de

carburos cementados se traduce generalmente en la existencia de una zona afectada en la región cercana a la superficie y/o una rugosidad excesiva, lo cual puede resultar nefasto para la integridad estructural de la pieza mecanizada. Aunque se han realizado varios estudios sobre los efectos directos de diversos parámetros de corte por electroerosión sobre la integridad de la superficie resultante [5,6], no existen investigaciones similares sobre la determinación de correlaciones entre parámetros mecánicos y distintos acabados por electroerosión. Es evidente que un mejor conocimiento de esta dependencia es necesario, si se quiere optimizar la aplicación de estos materiales. En este orden de ideas, en el presente trabajo se estudia la resistencia a fractura de un carburo cementado de grano fino y 10% en peso de cobalto, bajo distintos grados de acabado superficial obtenidos a través de varias modificaciones en el proceso de mecanizado: 1) corte, desbaste y pulido convencional (con diamante como abrasivo principal), y 2) electroerosión.

2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

El material estudiado es un carburo cementado WC-Co comercial, con 10% en peso de fase ligante y tamaño de carburo medio de $0.8 \mu\text{m}$ (Figura 1), y fue suministrado en forma de piezas de sección rectangular ($4 \times 3 \text{ mm}$) y longitud de 45 mm.

Ocho grados de acabado superficial diferentes fueron analizados. Un grado correspondió al del material en estado de recepción, sinterizado y cortado mediante un disco de diamante, y se referirá como R. Dos grados se obtuvieron mediante desbaste y pulido convencional utilizando diamante: 1) simple desbaste grueso (DB), y 2) DB seguido de desbaste fino hasta pulido (P). Otras cinco condiciones resultaron de contornear una de las caras longitudinales de las probetas en una máquina de electroerosión de altas prestaciones, mediante corte por hilo bajo parámetros de operación variables (tensión, intensidad, frecuencia, espesor de corte), fijando como referencia la rugosidad y la integridad superficial de cada grado. Así, se obtuvieron cuatro niveles de acabado diferentes: basto (A), medio (B), fino (C) y microfino (D). Mientras los dos primeros grados se alcanzaron utilizando un solo paso por nivel de corte (basto y medio), el grado C requirió cinco pasos en el nivel fino y el D tres adicionales en el nivel microfino. Finalmente, debido a que en la práctica las piezas de metal duro mecanizadas por electroerosión son (en lo posible) sometidas a un chorreado y pulido posterior, con el objeto de satisfacer la calidad superficial requerida, se logró un último grado siguiendo estas operaciones (DP). Fueron estudiadas tres probetas por condición, excepto en el caso del grado R para el cual se analizaron cinco muestras.

La rugosidad superficial fue determinada mediante un palpador de punta de diamante, con una resolución de 0.005 y $0.0005 \mu\text{m}$ en los rangos de medición correspondientes a los acabados superficiales logrados en las distintas operaciones arriba descritas, 80 y $8 \mu\text{m}$ respectivamente. La integridad de la superficie para cada grado fue evaluada, tanto en vista frontal como transversal, mediante microscopía óptica y electrónica de barrido (MEB).

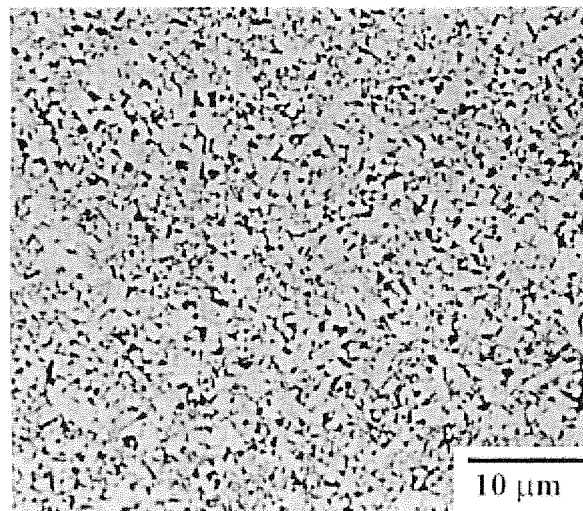


Fig. 1. Características microestructurales del material estudiado en este trabajo.

La resistencia a la rotura transversal de las probetas con distintos acabados superficiales se determinó en flexión por cuatro puntos (distancias de separación entre rodillos superiores e inferiores, 20 y 40 mm respectivamente). Previamente a los ensayos y con el objetivo de evitar que los cantos de las aristas longitudinales de las muestras actuaran como concentradores de tensión, éstas se biselaron mediante desbaste manual. Las pruebas se realizaron en una máquina servohidráulica con capacidad estática de 20 KN y a una velocidad de aplicación de la carga de 100 N/s . Finalmente, las superficies de rotura de todas las probetas ensayadas fueron examinadas por MEB.

3. RESULTADOS EXPERIMENTALES

En la **Tabla I** se indican los resultados obtenidos del análisis de la rugosidad de los distintos acabados superficiales. Los parámetros de rugosidad presentados corresponden a la media aritmética del valor absoluto de las distancias desde la línea media al perfil (R_a); y a la media de los valores máximos entre pico y valle determinados en cada uno de los barridos realizados (R_y). Como se puede observar, los valores para los acabados de electroerosión basto (A) y medio (B) son mayores incluso que los obtenidos para el material en condiciones de recepción (R). Por otra parte, los parámetros de rugosidad de los acabados fino (C) y microfino (D) son notablemente menores que para el

grado de referencia R, aunque mayores que los determinados para las condiciones logradas mediante pulido final (P y DP).

Tabla I. Parámetros de rugosidad para cada uno de los grados de acabado superficial evaluados.

Condición	R_a (μm)	R_y (μm)
R	1.190	7.140
DB	0.108	1.023
P	0.011	0.071
A	3.745	20.170
B	1.330	8.300
C	0.406	2.837
D	0.113	0.884
DP	0.007	0.053

Los resultados cuantitativos de rugosidad son similares, al comparar entre sí los distintos acabados de electroerosión, a lo reflejado cualitativamente por el examen detallado de la integridad de las superficies correspondientes. A medida que el acabado es más fino se aprecia que el espesor de la capa de sólido depositada sobre la superficie, fase metálica previamente fundida o sublimada y posteriormente resolidificada, es menor (Figura 2). Iguales observaciones se pueden hacer en términos de cráteres en la superficie y zonas adyacentes, y de microfisuras que se extienden hacia el volumen del material.

Los valores medios de la resistencia a rotura transversal y la desviación estándar correspondiente para cada condición investigada se muestran en la **Tabla II**.

Tomando como referencia la condición R, se aprecia que los acabados relacionados con operaciones de electroerosión muestran una disminución del valor medio de sus características mecánicas. La magnitud de esta degradación disminuye a medida que el acabado superficial (rugosidad e integridad superficial) es mejor, llegando a valores de sólo entre 25 y 15% para las condiciones D y DP respectivamente. Por otra parte, es interesante destacar que los valores de la dispersión de los resultados obtenidos para los grados alcanzados mediante electroerosión son notablemente inferiores que el determinado para la condición de recepción.

Con respecto a los valores medios de resistencia mecánica determinados para los acabados superficiales logrados a partir de procesos de desbaste y pulido exclusivamente, en todos los casos estos son muy superiores, como era de esperar, al evaluado para el

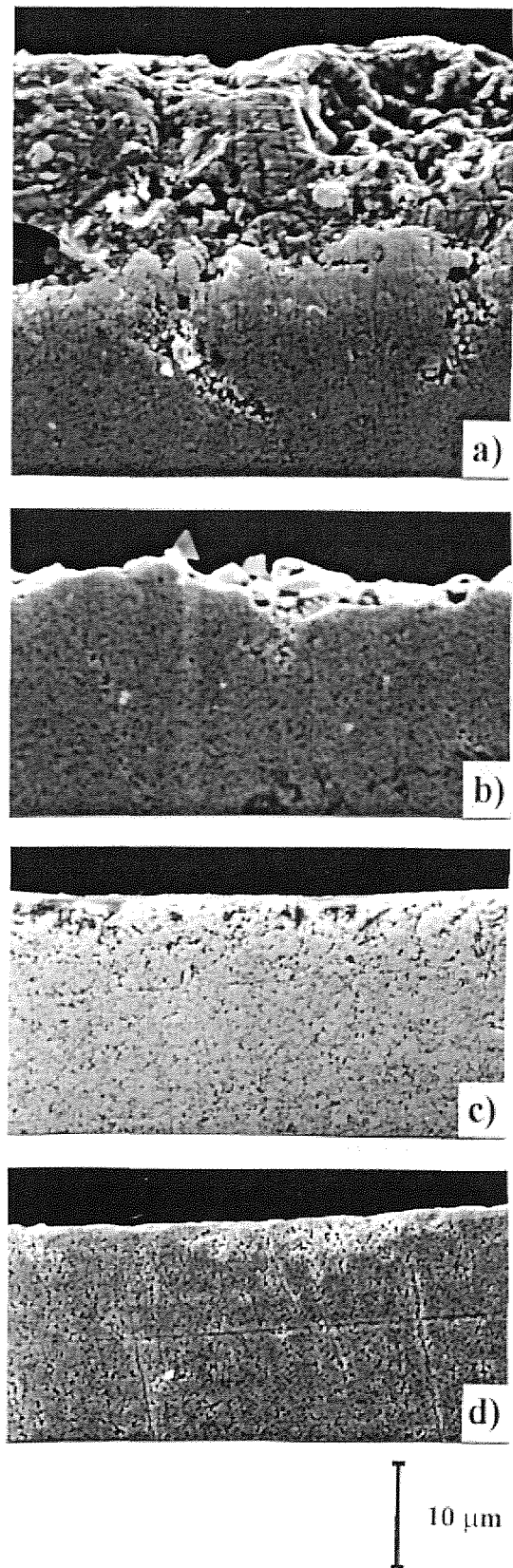


Fig. 2. Vista transversal de las superficies correspondientes a los distintos acabados obtenidos mediante electroerosión: a) A; b) B; c) C; y d) D.

estado de referencia. Aunque las operaciones de desbaste fino y pulido (P) no parecen afectar apreciablemente el valor medio de la resistencia a rotura determinada para las muestras rectificadas mediante simple desbaste (DB), la dispersión de los resultados en el primer caso decrece significativamente, en relación al segundo, alcanzando valores similares a los obtenidos para las piezas cuyo mecanizado involucró alguna operación de electroerosión.

Tabla II. Resistencia a fractura para cada una de las condiciones de acabado superficial investigadas.

Condición	Resistencia a rotura (MPa)	
	Valor medio	Desviación estándar
R	1860	407
DB	2639	204
P	2742	32
A	1042	49
B	1146	73
C	1256	64
D	1320	15
DP	1575	33

El análisis fractográfico de las superficies de rotura de todas las probetas ensayadas permitió apreciar que: 1) la fractura de todas las muestras correspondientes a las condiciones A, B, C, D y DP tiene su origen en defectos superficiales generados durante las operaciones de electroerosión previas (**Figura 3a**); 2) las muestras de grado P exhiben una rotura asociada con defectos ubicados en el volumen del material, aunque siempre muy cercanos a la superficie, como era de esperarse al considerar las solicitaciones de flexión utilizadas; 3) en las probetas con acabado tipo R la rotura parece tener varios lugares de origen, a veces difíciles de discernir, la mayoría de los cuales están ligados a discontinuidades en el perfil superficial de las mismas; y 4) las muestras de grado DB presentan un comportamiento mixto de rotura; es decir, el lugar de origen algunas veces es un defecto interno (**Figura 3b**) y otras parece estar relacionado con la rugosidad superficial o con cierta heterogeneidad, como algún carburo de gran tamaño, justo en la capa superficial.

4. ANÁLISIS DE RESULTADOS

Un gran número de investigaciones sobre la rotura de materiales frágiles permiten concluir que el fallo de

éstos está asociado a la propagación de fisuras existentes en el material (por ejemplo, Ref. [7]). Frecuentemente el origen de estas fisuras es un defecto, bien ya existente como resultado del proceso de elabo-

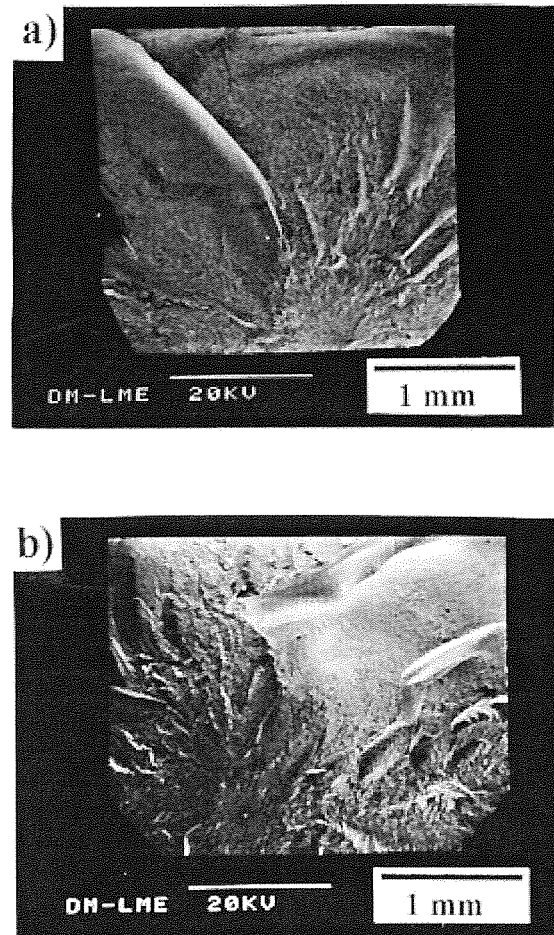


Fig. 3. Superficies de rotura para probetas de las condiciones: a) C; y b) DB.

ración del material, bien inducido durante las operaciones de mecanizado de la pieza o bajo condiciones de servicio. Así, es de esperar que el nivel de resistencia del material venga dado en función de la tenacidad de fractura del mismo y el tamaño de defecto crítico existente para unas condiciones dadas, según:

$$K_c = Y \sigma \sqrt{\pi a_c}$$

donde K_c es la tenacidad de fractura del material, a_c es la longitud de la fisura crítica, σ es la tensión de rotura e Y es un factor adimensional que depende de la geometría y de la forma de la solicitación.

Resultados preliminares correspondientes a la determinación de la tenacidad de fractura de carburos cementados, obtenidos como parte de una investigación paralela y en progreso a la aquí presentada, permiten

estimar un valor de $7.5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ para el K_c del material estudiado. Dicho valor se sitúa en el rango de tenacidad de fractura indicado por otros investigadores para metales duros con características similares al investigado en este trabajo; es decir, $6\text{-}10 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ [8,9]. Así, asumiendo un factor adimensional Y de 0.73, correspondiente a una fisura pequeña semicircular y superficial [10], se han estimado los valores medios de a_c correspondientes a cada una de las condiciones investigadas y se indican en la **Tabla III**. El rango de tamaños de los defectos identificados mediante MEB como posible origen de la rotura, cuando esto ha sido posible, también se incluye en dicha tabla con fines comparativos.

El valor de tamaño de defecto crítico para el grado P es del orden de magnitud del tamaño de los defectos internos (d_i), identificados como causa de rotura en estos materiales mediante examen fractográfico. Estos defectos consisten, por lo general, en grupos de carburos que parecen haber quedado sueltos durante la sinterización del material (posiblemente por insuficiente mojado o por un difícil acceso a ellos de la fase ligante). Esta observación, junto con el hecho que la máxima diferencia pico-valle en el perfil de rugosidad correspondiente sea dos órdenes de magnitud menor que el tamaño de estos defectos, explican por sí mismas que en esta condición el proceso de elaboración sea quien controla la rotura del material. De esta manera, se puede afirmar que las características mecánicas evaluadas para la condición P son las intrínsecas del material estudiado, en concordancia con lo citado por Fernandes y col. en un estudio previo [4]. Un análisis similar se puede realizar para la condición DB, pero destacando que en este caso los valores medios de d_i y R_y son del mismo orden de magnitud, lo cual es la razón del comportamiento mixto observado con respecto al origen de la rotura de las diversas probetas y la alta dispersión de los resultados obtenidos.

En relación con los acabados alcanzados mediante electroerosión, los valores de tamaño de defecto crítico estimados siguen la tendencia de los determinados experimentalmente, y con ello sustentan la existencia de una clara correlación de la resistencia mecánica del material con la integridad superficial resultante de la electroerosión, y no con la rugosidad evaluada. Las posibles razones de este hecho son que durante la electroerosión se generan cráteres y microgrietas (ver **Fig. 2**), los cuales son en realidad los defectos responsables de la rotura del material para estas condiciones, y que bien porque son encubiertos por la capa resolidificada sobre la superficie (cráteres) o por su agudez (microfisuras) son imposibles de evaluar mediante un palpador superficial. Más aún, la relación descrita entre resistencia a rotura e integridad superficial permite constatar indirectamente, gracias a la mínima dispersión obtenida de los resultados

experimentales, una excelente consistencia y homogeneidad de los cortes realizados por electroerosión.

Tabla III. Tamaño de defecto crítico, estimado y determinado experimentalmente (rango) mediante MEB, para las condiciones estudiadas.

Condición	a_c (μm) estimado	a_c (μm) experimental
R	10	4-12
DB	5	4-10
P	4	4-8
A	31	12-18
B	26	8-12
C	21	6-10
D	19	4-8
DP	14	2-6

Por otra parte, para las condiciones alcanzadas mediante electroerosión, si bien los valores de defecto crítico estimados y los observados en las superficies de fractura son del mismo orden de magnitud, los primeros son siempre mayores que los segundos. Aunque esta particular discrepancia en estos grados pudiera ser explicada en términos de posibles errores en la evaluación experimental del tamaño de defecto crítico o en la estimación de la tenacidad de fractura o del factor Y , el hecho que: 1) las diferencias relativas para este grupo de materiales sean mayores a medida que el acabado es más fino, y 2) las diferencias para los grados que no involucran electroerosión son mínimas, sugiere que deben existir otros factores más importantes y que se deberían considerar, para una mejor comprensión del efecto del acabado superficial en la rotura de carburos cementados. Uno de ellos es la incertidumbre existente sobre la magnitud de la zona afectada por la electroerosión y su efecto sobre la distribución y tipo de defectos existentes en el material. Otro es la posible propagación subcrítica relacionada con un aumento de la resistencia del material a la propagación de fisuras al incrementar ésta su longitud. Dicho comportamiento de curva-R sería posible en metales duros como consecuencia de la bien conocida formación de una zona de multiligamentos de la fase metálica en la estela de la fisura en estos materiales [11]. Aunque se sabe que en carburos cementados convencionales esta región tiene una longitud de cinco veces, aproximadamente, el tamaño de carburo medio [12], las fisuras agudas que se originan como consecuencia de las variaciones de temperatura implícitas a la electroerosión son relativamente pequeñas, en particular para los acabados

más finos, y podrían no tener esta zona completamente desarrollada. Por otra parte, la pequeñez de estos defectos críticos, en conjunto con el posible desarrollo de su curva R a lo largo de sólo unos pocos carburos podría implicar la observación de tensiones de rotura menores a las esperadas a partir de un valor de K_{Ic} igual al de saturación (plateau). Una u otra de estas consideraciones resultarían en un tamaño real de defecto crítico mayor al determinado experimentalmente o en un tamaño de defecto estimado menor al indicado en la **Tabla III**.

Finalmente, cabe hacer referencia a los resultados obtenidos para la condición R, donde la altísima dispersión evaluada en los ensayos mecánicos está en concordancia con una rotura controlada por las discontinuidades geométricas asociadas al perfil de rugosidad, bastante heterogéneo, inducidas con el corte mediante disco de diamante utilizado para manufacturar las probetas según la geometría de ensayo.

5. CONSIDERACIONES FINALES

La resistencia a rotura de carburos cementados está íntimamente relacionada al tamaño y naturaleza de los defectos existentes en el material. Éstos pueden ser introducidos en el mismo durante su elaboración o bien en el proceso de mecanizado posterior, y dependiendo de su tamaño, ubicación (superficie/volumen) y distribución, los de un tipo o los del otro controlarán las características mecánicas del metal duro.

Desde el punto de vista de la utilización de materiales frágiles en aplicaciones estructurales, tanto el valor medio (funcionalidad) como la dispersión correspondiente de la propiedad (fiabilidad) son de extrema importancia. En este orden de ideas, considerando las propiedades exhibidas por el grado de referencia R, la tendencia indicada por los resultados aquí obtenidos permite afirmar que todas las operaciones de mecanizado estudiadas en esta investigación que se puedan considerar como paso final (grados C, D, DP, DB o P) repercuten globalmente en una mejora del rendimiento de los carburos cementados en términos mecánicos. La metodología a utilizar vendrá dictada por cuestiones específicas de la pieza requerida, en particular la geometría, el nivel de sollicitación y la fiabilidad exigidos, factores que finalmente dictaminarán la viabilidad de seguir una u otra metodología.

6. AGRADECIMIENTOS

El trabajo presentado en este artículo ha sido financiado por la Comisión Interministerial de Ciencia y Tecnología (CICYT) en el marco del proyecto MAT97-0923. Los autores agradecen la colaboración de los entes industriales Durit, Charmilles Technologies, AMP y

Plusdur, sin las cuales esta investigación no se hubiera podido realizar.

7. REFERENCIAS

- [1] Bas, J.A., "Pulvimetalurgia del metal duro: aplicaciones en matricería", Avances en la Deformación Metálica, 115-130 (1996).
- [2] Roebuck, B. y Almond, E.A., "Deformation and fracture processes and the physical metallurgy of WC-Co hardmetals", Int. Mater. Rev. 33, 90-110 (1988).
- [3] Stephenson, D., Chung, T.E. y Coleman, D.S., "The effect of surface conditions on the fatigue strength of cemented tungsten carbides containing 6 and 25% cobalt", Proc. 11th. Int. Plansee Seminar, Vol. 2, 619-642 (1985).
- [4] Fernandes, J.J., Pacheco Da Silva, C., Guerra Rosa, L. y Saraiva Martins, C., "Effects of surface roughness on the flexural strength of a hardmetal", J. Mater. Sci. 29, 2008-2012 (1994).
- [5] Gadala, A.M. y Tsai, W., "Machining of WC-Co composites", Mater. Manuf. Processes 4, 411-423 (1989); "Electrical discharge machining of tungsten carbide-cobalt composites", J. Am. Ceram. Soc. 72, 1396-1401 (1989).
- [6] Maggi, F., "Le decoupage par étincelage des carbures métalliques", Informe técnico AGIE SA 010.188.1 RZ (1991).
- [7] Lawn, B., "Fracture of brittle solids", 2ª Edición, Cambridge University Press (1993).
- [8] Pickens, J.R. y Gurland, J., "The fracture toughness of WC-Co alloys measured on single-edge notched beam specimens precracked by electron discharge machining", Mater. Sci. Eng. 33, 135-142 (1978).
- [9] Ravichandran, K.S., "Fracture toughness of two phase WC-Co cermets", Acta metall. mater. 42, 143-150 (1994).
- [10] Newman Jr., J.C. y Raju, I.S., "An empirical stress-intensity factor equation for the surface crack", Eng. Fract. Mech. 15, 185-192 (1981).
- [11] Sigl, L.S., Exner, H.E. y Fischmeister, H.F., "Characterization of fracture processes and fracture relevant parameters in WC-Co hardmetals", Science of Hard Materials, 631-644 (1986).
- [12] Sigl, L.S. y Exner, H.E., "Experimental study of the mechanics of fracture in WC-Co alloys", Metall. Trans. A 18A, 1299-1308 (1987).

ENSAYOS DE COMPRESIÓN DIAMETRAL DE FIBRAS SIGMA. COMPARACIÓN CON LOS RESULTADOS DE ENSAYOS A TRACCIÓN.

M.C. García Leiva, I. Ocaña Arizcorreta, A. Martín Meizoso, J. Gil Sevillano.

Centro de Estudios e Investigaciones Técnicas de Guipúzcoa (CEIT)
Pº Manuel Lardizábal, 15, 20009- San Sebastián

y
Escuela Superior de Ingenieros Industriales (Univesidad de Navarra)
Aptdo. 1674, 20080, San Sebastián.

Resumen: Las fibras Sigma se utilizan habitualmente como refuerzo de materiales compuestos de matriz metálica. Las propiedades mecánicas de dicho material compuesto están relacionadas, obviamente, con las propiedades de sus componentes. Resulta, pues, imprescindible determinar lo más exactamente posible el comportamiento de las fibras Sigma si queremos predecir cuál va a ser el comportamiento del material compuesto. Se ha estudiado para ello la rotura de dichas fibras siguiendo varios métodos. La presente contribución presenta el estudio de la rotura a compresión diametral de las fibras Sigma y la comparación de los resultados obtenidos por este método con los correspondientes a los ensayos de tracción.

Abstract: Sigma fibres are commonly used as reinforcement in metallic matrix composites. Mechanical properties of these materials are obviously related to properties of component phases. Prediction of composite behaviour requires exact knowledge of fibre behaviour. Thus, diametral compression tests have been used for the study of mechanical properties of Sigma fibres. Tests results and failure modes are analysed in this paper and a comparison with tensile tests results is presented.

1. INTRODUCCIÓN

En la caracterización del comportamiento mecánico de materiales frágiles se emplea habitualmente el ensayo a tracción [1, 2]. Dicho ensayo tiene dos problemas al aplicarlo a materiales frágiles:

- dispersión grande en las medidas (los defectos superficiales en este tipo de ensayo son críticos)
- los resultados son muy sensibles al mal alineamiento de las probetas.

De ahí el interés de un método alternativo de ensayo, en este caso el ensayo de Disco Brasileño (Brazilian Test) o ensayo del Disco (Disk Test) [3, 4]. Dicho ensayo consiste en la compresión diametral de un del material que se quiere ensayar entre dos superficies planas. En nuestro caso, sin embargo, es complicado conseguir unas superficies de contacto suficientemente planas como para que no existan problemas de flexión, dado el pequeño diámetro de las fibras que se van a ensayar. Por ello se han ensayado bajo la compresión de una cuchilla contra un plano (una de las herramientas de ensayo tenía la forma de una cuña) fragmentos de unos

40 mm de fibra Sigma. Se pretende estudiar el comportamiento en este tipo de ensayos de las fibras Sigma y reproducir los resultados obtenidos mediante los ensayos de tracción [1,2] evitando así los problemas mencionados.

2. MATERIAL ENSAYADO Y TÉCNICAS EXPERIMENTALES

Los ensayos se realizaron con fibras Sigma SM1140+ fabricadas por la DRA (Reino Unido). Estas fibras tienen un núcleo de W de unas 15 μm sobre el que se crece el material principal del que se compone la fibra ($\beta\text{-SiC}$) por CVD. Finalmente se les aplica un recubrimiento de grafito para mejorar la intercara en la posterior elaboración de los materiales compuestos así como para proteger la fibra en sí durante su manipulación.

El diámetro nominal de las fibras ensayadas es de 104 μm , alcanzando las 115 μm con el recubrimiento de carbono.

ANALES DE MECANICA DE LA FRACTURA VOL. 16 (1999)

Tabla 1. Propiedades del SiC obtenido por deposición química desde el estado de vapor.

Propiedad	Valor	Referencias
Densidad	3.200 kg/m ³	Hirai, 1991
Dureza Knoop	27 -34 Gpa	Hirai, 1991
Dureza Vickers	31 Gpa	Hirai, 1991
Módulo elástico	275 - 469 Gpa	Hirai, 1991; Watkins, 1993
Módulo de cortadura	180 Gpa	Yamada, 1991
Coefficiente de Poisson	0'16	Yamada, 1991
Resistencia a tracción	590 MPa	Hirai, 1991
Carga de rotura	650 MPa	Hirai, 1991
Resistencia en flexión	200 - 800 MPa	Hirai, 1991
Tenacidad	3'1 - 6'8 MPa√m	Hirai, 1991
Resistencia específica	0'01 - 0'14 Ω·m	Hirai, 1991
Conductividad térmica	58 - 71 W/m·K	Hirai, 1991
Calor específico	0'690 J/g·K	Yamada, 1991
Coefficiente de expansión térmica	4'4 × 10 ⁻⁶ - 4'9 × 10 ⁻⁶ K ⁻¹	Hirai, 1991

Se tomaron fragmentos de fibra de unos 40 mm (la longitud de las probetas resulta irrelevante dada la naturaleza de los ensayos).

Las probetas así preparadas se ensayaron a compresión diametral en una maquina Instron electromecánica, con una celda de carga de 500 N. La velocidad de ensayo fue 0'1 mm/minuto. Los ensayos se realizaron a temperatura ambiente. Se registró la carga aplicada en función del tiempo de ensayo, y posteriormente se hizo una conversión a carga-desplazamiento teniendo en cuenta la velocidad de desplazamiento constante aplicada en cada caso.

Cabe destacar que los ensayos realizados son cuchilla contra plano (knife-plate test). Dado el pequeño diámetro de las probetas es difícil conseguir de otro modo que la compresión sea perfectamente diametral. El radio de curvatura de la punta es de unas 60 μm (Fig. 1). La cuchilla (cuña de 90°) es de metal duro.

3. RESULTADOS Y FRACTOGRAFÍA

El estado tensional que se obtiene en un ensayo de compresión diametral ha sido analizado por muchos autores con anterioridad y está suficientemente reflejado en la bibliografía [3,4]. Así, a una compresión diametral le sigue una tensión casi uniforme tractiva en la dirección perpendicular a la de aplicación de la carga que viene dada por la siguiente expresión:

$$\sigma_x = \frac{2P}{\pi dt} \quad (1)$$

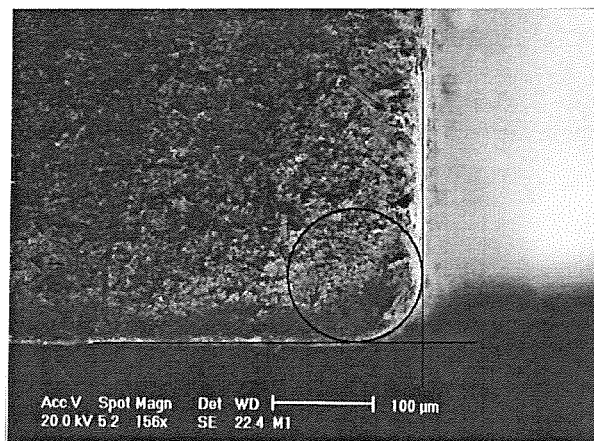


Fig. 1. Micrografía SEM de la punta de WC empleada en los ensayos

donde P es la carga aplicada; d es el diámetro medio del disco y t es la anchura del disco.

Análisis de tensión plana determinan que las tensiones que tenemos son:

- una tensión tractiva que actúa perpendicular a la carga aplicada y que es casi constante a lo largo de la sección:

$$\sigma_x = \frac{2P}{\pi dt} = \sigma_3 \quad (2)$$

- una tensión compresiva en todos los puntos y que en el centro del disco es tres veces la de tracción:

$$\sigma_y = -\frac{6P}{\pi dt} = \sigma_1 = -3\sigma_x \quad (3)$$

En cualquier punto de la línea vertical central esta tensión compresiva viene dada por:

$$\sigma_y = -K\sigma_x \quad (4)$$

donde K varía desde 3 en el centro del disco hasta infinito (teóricamente) en los extremos.

Por otra parte según el criterio de fractura de máxima deformación a tracción cuando un material rompe de manera frágil, la ruptura ocurre cuando la deformación principal a tracción (ϵ_3) excede el valor crítico:

$$\epsilon_3 = [\sigma_3 - \nu(\sigma_1 + \sigma_2)]/E \quad (5)$$

En nuestro caso $\sigma_2 = 0$ y $\sigma_1 = -K\sigma_x$ y $\sigma_3 = \sigma_x$ K es 3 en el centro y crece según nos alejamos del centro. Luego:

$$\epsilon_3 E = \sigma_e = (1 + \nu K) \sigma_x \quad (6)$$

es la tensión de rotura efectiva donde:

ν es el coeficiente de Poisson (0'16)
 $K = \sigma_y / \sigma_x$

En cuanto a la superficie de contacto y la forma de ruptura Ovri & Davies distinguen varios modos de fractura para sus discos de Si_3N_4 [4]. En dicho artículo destacan dos modos de rotura:

- el modo de fractura normal
- el modo de fractura fisura-triple: la probeta se rompe en tres o cuatro trozos; hay una tensión lineal y dos colaterales

En nuestras curvas tensión-deformación se observan efectivamente dos regímenes con una tensión de modo normal ($\sigma = P/\pi dt$) y una de fisura-triple ($\sigma = (P+2P_f)/2\pi dt$) donde P es la carga final del primer régimen y P_f la carga final total [4].

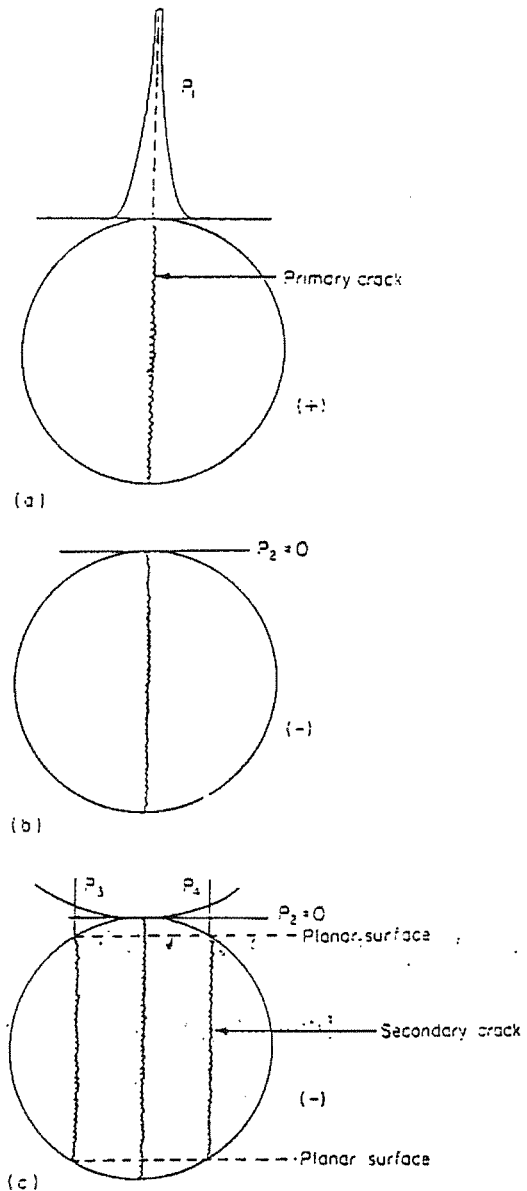


Fig. 2. Distribución de carga para el ensayo de compresión diametral: (a) modo de tensión normal después de cargar totalmente (+); (b) descarga (-), $P = (P_1 + P_2)/2 = P_1/2$; (c) modo de fractura fisura-triple, descarga tras el modo normal, $P = (P_1 + 2P_3)/4$ [4].

Consideramos en nuestro caso $t = 20\mu m$, anchura media de la zona central que se observa en la superficie de fractura de las probetas. Consideramos $d = 108\mu m$, diámetro medio de las probetas ensayadas.

Tabla 2. Cargas de rotura medidas en los ensayos de compresión diametral y tensiones tractivas asociadas

Ref.	Carga de rotura (N)		
	P (N)	P_f (N)	$\sigma_c = (P+2P_f)/(2\pi dt)$ (GPa)
10	7	15	2'73
9	10	18	3'38
8	7'7	16'5	3'00
7	10'5		
6	9	16	3'02
4	6'5	11'25	2'14
2	9	12	2'43
1	8	17	3'09

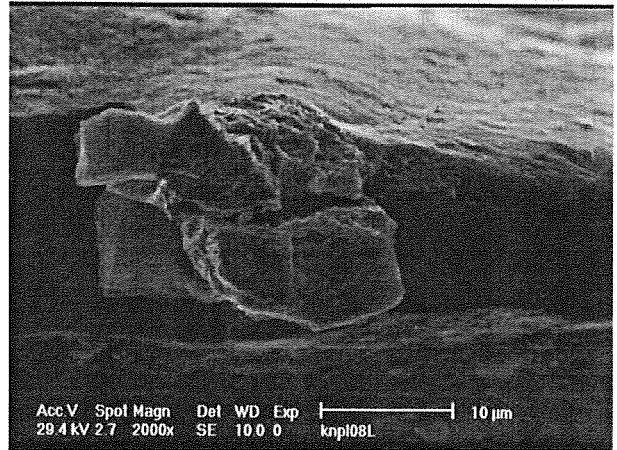


Fig. 5. Micrografía de SEM donde se observa un detalle de la superficie de la Fig. 3.

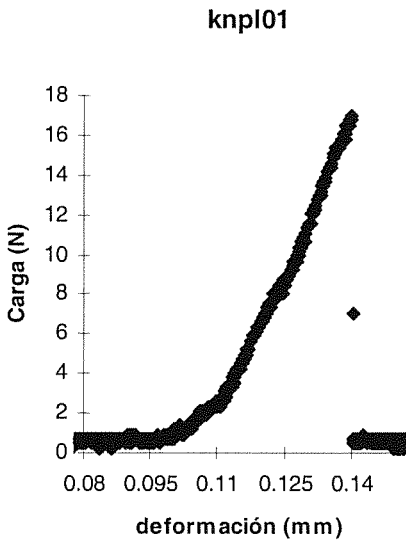


Fig. 3. Registro carga - desplazamiento de la probeta knpl01. Se observan los dos regímenes en la curva en la zona de carga.

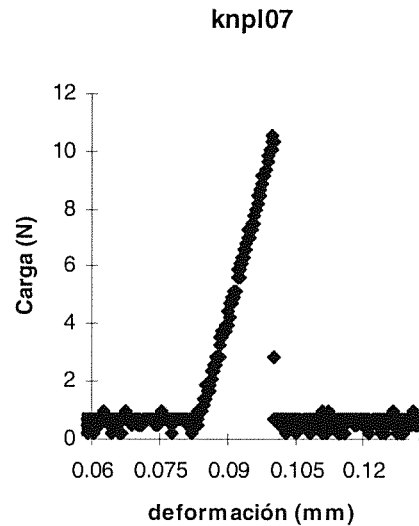


Fig. 6. Registro carga – desplazamiento de la probeta knpl07 que rompió sin modo de fisura triple.

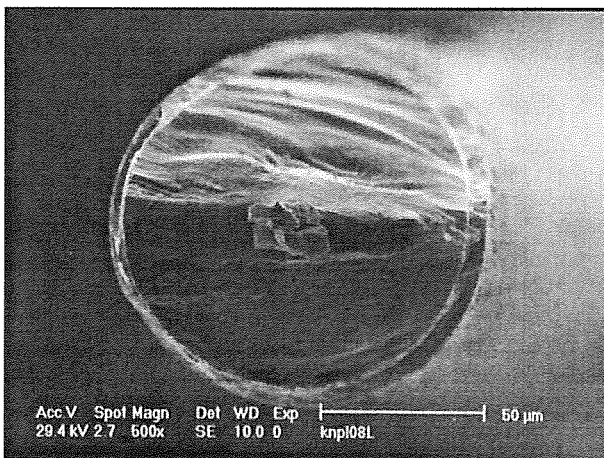


Fig. 4. Micrografía de SEM donde se observa superficie de fractura resultado del modo final de fisura triple.

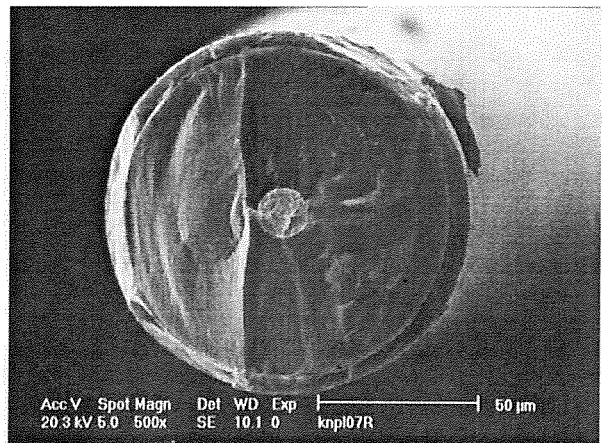


Fig. 7. Micrografía de SEM donde se observa la superficie de fractura resultante para la probeta knpl07.

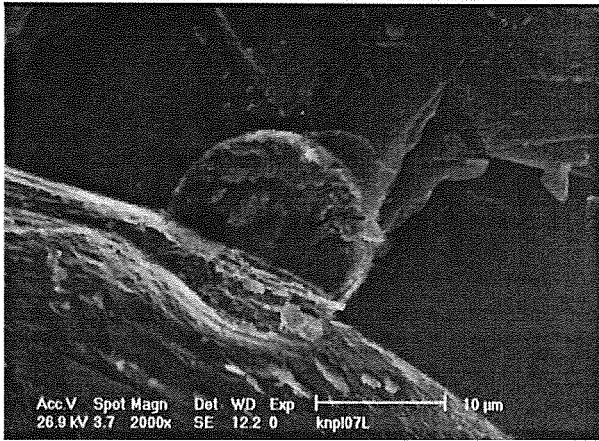


Fig. 8. Micrografía de SEM donde se observa un detalle de la superficie de fractura resultante para la probeta de la Fig. 6.

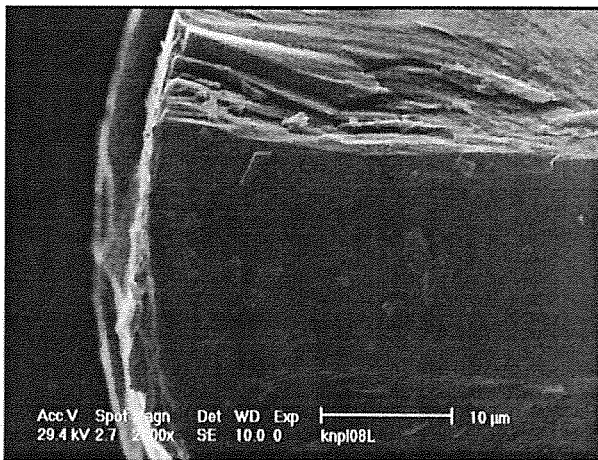


Fig. 9. Micrografía de SEM donde se observa la zona central de unas 20 μm.

Procediendo de esta manera se obtienen los resultados que se presentan en la Tabla 2 . Así pues, tenemos una tensión uniforme a tracción media de 2'83 GPa. De ésta obtenemos una tensión efectiva de 4'188 ($\nu = 0'16$), 5'377 GPa ($\nu = 0'3$, comportamiento elástico perfecto).

Ahora bien, si queremos comparar esta tensión efectiva de rotura con la tensión de rotura de los ensayos de tracción habrá que tener en cuenta el efecto volumen:

$$\sigma_{eq} = \left(\frac{V_D}{V_I} \right)^{1/m} \sigma_e \tag{7}$$

donde

$$V_D = t(0.3d)(0.2d) \tag{8}$$

corresponde al volumen de la región crítica, que es la que se vería afectada por el inicio de la fractura (se toma la zona en la cual la tensión efectiva toma valores desde el máximo valor hasta el 10% de dicho valor máximo [3].)

V_I = volumen de la probeta ensayada a tracción (se ensayaron tres longitudes 10, 100 y 200 mm)

m es el exponente de Weibull (~ 15 de los datos de compresión; ~ 18 de los de tracción).

De esta manera se ha construido la Tabla 3. Se observa que los resultados de los ensayos de compresión diametral, una vez corregidos por el efecto del volumen muestreado, coinciden con los obtenidos en los ensayos de tracción (presentados en anteriores contribuciones [1,2]); considerando el módulo de Weibull correspondiente a los ensayos de compresión y una rotura en el régimen elástico (en buena concordancia con el aspecto de la fractografía y de las curvas carga – desplazamiento).

Tabla 3. Comparación de predicciones a partir de los resultados de los ensayos de compresión diametral con los resultados de los ensayos de tracción.

	10 mm	100 mm	200 mm
Tensión de rotura a tracción real (GPa)	3'1	2'8	2'77
Tensión de rotura (m=15, ν=0.16)	2.33	2.00	1.91
Tensión de rotura (m=15, ν=0.3)	3'00	2'57	2'45
Tensión de rotura (m=18, ν=0.16)	2.57	2.26	2.18
Tensión de rotura (m=18, ν=0.3)	3.3	2.9	2.79

El análisis de la fractografía viene a corroborar las consideraciones sobre los modos de fractura que se han realizado a partir de las curvas carga – desplazamiento.

Las Figs. 3 y 4 muestran el aspecto típico de la superficie de fractura que se obtiene en este tipo de ensayos. Se observa que existe un meseta central. Fruto del modo de fractura triple que se ha mencionado con anterioridad.

Como contraste se presenta la fractografía de una probeta que rompió con modo simple (Figs. 6 y 7) acompañada de su curva carga –desplazamiento, con una sola curva de carga.

4. CONCLUSIONES

- Se presentan los resultados obtenidos para ensayos de compresión diametral cuchilla contra plano de fibras Sigma.
- En la compresión diametral de las fibras se observan dos tipos de fallo distintos : La fisura triple que da lugar a superficies de fractura con una meseta central y la fractura simple.
- Se presenta la predicción de los resultados de la tensión tractiva de rotura a partir de los ensayos de compresión diametral. Esto supone un avance respecto a los ensayos de tracción para este tipo de materiales, por el ahorro de material que supone y porque en este tipo de ensayos se evita el problema que pueda provenir de un mal alineamiento de las probetas.

Vapor-Deposited SiC Coatings”, *J. Am. Ceram. Soc.*, 76, 8 (1993) 1965-1968.

- [7] Yamada, K. y Mohri, M., “Properties and Applications of Silicon Carbide Ceramics”, en *Silicon Carbide Ceramics-1*, Edt. S. Sóniya y Y. Inomata, Elsevier Applied Science, 1991, 13-44

5. AGRADECIMIENTOS

Este trabajo se ha realizado en el marco de un proyecto financiado por el Departamento de Industria, Agricultura y Pesca del Gobierno Vasco y la Comisión Interministerial de Ciencia y Tecnología.

6. REFERENCIAS

- [1] M.C. García Leiva, Ocaña Arizcorreta, I, Martín Meizoso, A., Gil Sevillano, J. y Fuentes Pérez, M. “Efecto de la longitud ensayada sobre la resistencia a tracción de fibras Sigma”, *Anales de Mecánica de la Fractura*, **15**, 303-307.
- [2] Ocaña Arizcorreta, I, Martín Meizoso, A., Gil Sevillano, J. y Fuentes Pérez, M., “Distribución de la resistencia mecánica de monofilamentos de SiC recubiertos de grafito”, *Anales de Mecánica de la Fractura*, **14** (1997) 288-293.
- [3] Shaw M. C., Braiden P. M. y DeSalvo G. J. “The Disk Test for Brittle Materials”, en *Journal of Engineering for Industry*, February (1975) 77-87
- [4] Ovri J. E. O. y Davies T.J. “Diametral Compression of Silicon Nitride”, *Materials Science and Engineering*, 96 (1987) 109-116.
- [5] Hirai, T. y Sasaki, M. “Silicon Carbide Prepared by Chemical Vapor Deposition”, en *Silicon Carbide Ceramics-1*, Edt. S. Sóniya y Y. Inomata, Elsevier Applied Science, 1991, 77-98.
- [6] Watkins, T.R., Green, D.J. y Ryba, E.R., “Determination of Young’s Modulus in Chemical

EFFECTO DE LAS CONDICIONES DE CURADO EN LA TENACIDAD A FRACTURA EN MODO II DE COMPUESTOS EN RESINA VINILÉSTER

F. Segovia, V. Amigó, A. Vicente
 Departamento de Ingeniería Mecánica y Materiales
 Escuela Técnica Superior de Ingenieros Industriales
 Universidad Politécnica de Valencia
 Cno. de Vera S/N 46022 VALENCIA

Resumen. Se ha investigado la pérdida de características tenaces de laminados de resina viniléster con fibra de vidrio expuestos continuamente a temperatura elevada. Se han obtenido correlaciones exponencial decreciente en la variación de la tasa de energía relajada por deformación en modo II (G_{IIC}) con el tiempo de exposición. Los laminados se han elaborado por contacto a mano. El refuerzo es de fibra de vidrio E, dispuesta en un tejido plano de tipo multiaxial bidireccional (2D). Se configuró el refuerzo en 8 capas de disposición alterna asimétrica: $(0-90^\circ/\pm 45^\circ)_4$. Con el fin de estudiar el efecto del curado en la tenacidad a fractura interlaminar en modo II, se seleccionaron las temperaturas 20 °C y 50 °C. Se observó una fuerte dependencia del valor de G_{IIC} con las condiciones de curado.

Abstract. Research has been done into the loss of toughness characteristics of vinylester fibre-glass laminate plates expose to high temperature enviroment. A damped exponential correlation has been obtained in the strain energy release rate (G_{IIC}) against versus exposure time. The hand contact method has been used. The fibre was an E-glass plain bidirectional multiaxial 2D cloth. The reinforcement configuration was composed with 8 plies $(0-90^\circ/\pm 45^\circ)_4$, four $0-90^\circ$ with four $\pm 45^\circ$ alternatively ordered one to one. Two temperatures, 20 °C and 50 °C, were selected to study the effect of cure treatement on mode II interlaminar fracture toughness. An strongly dependence was met between G_{IIC} values and cure conditions.

1. INTRODUCCION

Los polímeros reforzados con fibra de vidrio, GFRP, se constituyen como material base para la construcción de equipos e instalaciones resistentes a la corrosión, compitiendo seriamente con los metales. En ocasiones, las condiciones de servicio de los equipos son a temperatura superior a la ambiental.

En los últimos años se ha publicado abundante literatura sobre los efectos que el ambiente ejerce sobre los materiales compuestos, tanto en el comportamiento estático [1-3], a impacto [4,5] y a fatiga [6-8]. Algunos estudios han incidido en el efecto de distintos tipos de líquidos sobre la tenacidad a fractura interlaminar [9-13].

En el grupo de los poliésteres insaturados, destacan las resinas de viniléster-bisfenol A por su alta resistencia química, buenas características resistentes y alta tenacidad. Desde hace muchos años, se conoce el efecto térmico en las características mecánicas de compuestos en resina de poliéster insaturado [14]. Pero no se disponen de datos referidos a la pérdida de tenacidad a fractura en resinas de viniléster-bisfenol A por

envejecimiento térmico. Tampoco se presentan modelizaciones sobre el fenómeno de envejecimiento térmico. El propósito del presente trabajo es establecer el modelo de degradación de la tenacidad a fractura interlaminar frente al tiempo de exposición a alta temperatura, y determinar la influencia del tratamiento de curado en su durabilidad.

2. MATERIALES

Se han elaborado laminados reforzados por fibra de vidrio E, con 8 capas de tejido equilibrado multiaxial 2D de 440 g/m². La configuración del refuerzo en el compuesto es $(0-90^\circ/\pm 45^\circ)_4$. Las capas vienen alternadas una a una, la de $0-90^\circ$ con la de $\pm 45^\circ$.

Tabla 1. Características de la resina de viniléster VE/BA.

%A	6	E_F (MPa)	4000
RM (MPa)	83	R_F (MPa)	150
T_G (°C)	130	ρ (J/cm ²)	4

Como matriz se ha utilizado la resina viniléster-bisfenol

ANALES DE MECANICA DE LA FRACTURA VOL. 16 (1999)

A (BASF A430 VE/BA). La tabla 1 indica sus principales características a tracción, flexión, impacto y térmica. Los laminados se han curado 24 horas a temperatura ambiente, 20°C, y en estufa a 50°C. Se utilizó una lámina de PTFE de 50 µm, inserta entre la cuarta y quinta capa de tejido, como pregrieta. El tipo de probeta es la denominada ENF (end notched fracture).

3. PROCESO EXPERIMENTAL

3.1. Envejecimiento del polímero

El envejecimiento del material compuesto se ha realizado introduciendo las probetas en una estufa cuya temperatura fue 100°C, próxima a la de distorsión térmica (HDT, 107 °C) y algo inferior a la de transición vítrea (T_G , 130 °C).

3.2. Ensayo de fractura interlaminar en modo II

Se ha seguido el procedimiento referido por Davis [15]. Las probetas se cortan a 25 mm de anchura, por 150 mm de largo. La longitud total del inserto es 50 mm, de los que 25 mm constituyen la pregrieta inicial (a). Los apoyos están separados por una distancia (2L) de 100 mm, con lo que la relación a/L toma el valor 0.5. Se ejecuta el ensayo a 2 mm/minuto en máquina universal de ensayos Instron 4202.

Para determinar la tenacidad a fractura interlaminar G_{IIC} se obtiene primeramente la relación de flexibilidad C respecto de diferentes valores de a para cada probeta, obteniéndose la ecuación 1:

$$C = C_o + m a^3 \quad (1)$$

siendo C la flexibilidad: cociente entre la deflexión δ y la carga P , a la longitud de grieta y m constante de ajuste. Se procede al cálculo de la tasa de energía relajada por deformación G_{IIC} de acuerdo a:

$$G_{IIC} = \frac{3mP^2 a^2}{2w} \quad (2)$$

donde w el ancho de la probeta y P la carga bajo los siguientes criterios: I) punto donde la curva P - δ deja de ser lineal (NL), y II) para una pendiente 5% menor que la inicial en la curva P - δ (C5%).

4. RESULTADOS Y DISCUSION

Las características a flexión indican una fuerte disminución de la resistencia (R_F) y el módulo (E_F) con el tiempo, tabla 2. Con el curado a 20 °C, las pérdidas son del 25% en módulo y 15% en resistencia. Para el curado a 50 °C, se tasan en un 22% en ambas características.

Tabla 2. Características resistentes a flexión.

T (°C)	t (h)	E_F (GPa)	R_F (MPa)
20	0	13.0	357
	5260	9.7	304
50	0	13.9	368
	5260	10.8	325

La temperatura de curado aumenta las características. Las muestras curadas a 50 °C presentan mayor módulo (7%) y resistencia 3%. Después de 5260 horas, las diferencias se amplían por efecto del curado hasta un 11% en módulo y 7% en resistencia.

Ello nos ha hecho investigar sobre la evolución de la tenacidad a fractura interlaminar durante la exposición prolongada al calor. En la figura 1 se representa la tasa de energía relajada por deformación G_{IIC} frente al tiempo bajo el criterio no lineal (NL). En la figura 2, obtenemos la misma representación pero bajo el criterio C5%.

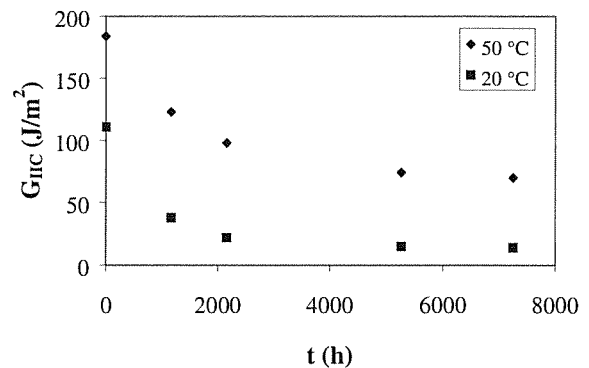


Figura 1. G_{IIC} frente al tiempo. Criterio NL.

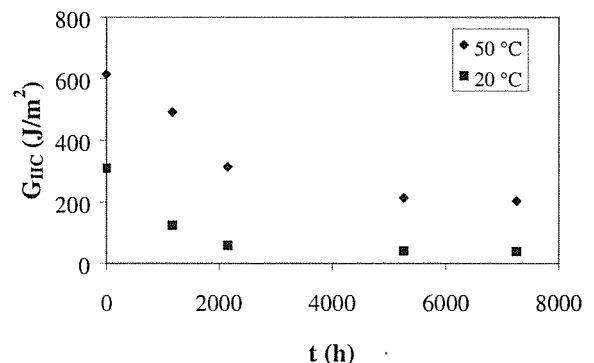


Figura 2. G_{IIC} frente al tiempo. Criterio C5%.

La tasa de energía relajada por deformación sigue un modelo exponencial decreciente amortiguado frente al tiempo de envejecimiento. Dicho modelo obedece a una expresión del tipo:

$$G_{IIC} = A + B e^{-kt} \quad (3)$$

en la que A representa la asíntota, B la diferencia entre el valor inicial y el asíntótico, k la constante de extinción y t el tiempo de exposición. Los coeficientes de ajuste del modelo de envejecimiento térmico se presentan en la tabla 3.

Tabla 3. Parámetros de ajuste del modelo.

NL	20 °C	50 °C
A (J/m ²)	14	70
B (J/m ²)	77	132
A+B (J/m ²)	91	202
k (10 ⁻⁴ h ⁻¹)	9	8
R ²	0.98	0.98
C5%	20 °C	50 °C
A (J/m ²)	39	210
B (J/m ²)	241	425
A+B (J/m ²)	280	635
k (10 ⁻⁴ h ⁻¹)	10	6
R ²	0.99	0.95

Cualquiera de los dos criterios elegidos para la determinación de G_{IIC} (NL o C5%) nos permite observar los efectos de la degradación de características. En la actualidad, este segundo criterio es ampliamente aceptado internacionalmente. Hay varias razones para ello. Situar el punto de pérdida de la linealidad es difícil de definir y sujeto a error. Por otro lado, definir visualmente el inicio de la delaminación también es difícil en este tipo de ensayo. Como indican otros autores [16], este criterio es más apropiado.

Tabla 4. Retención porcentual de G_{IIC} .

NL	A/(A+B) (%)
20 °C	15
50 °C	35
C5%	A/(A+B) (%)
20 °C	14
50 °C	33

La tabla 4 nos permite observar la degradación de la tenacidad del material. Con el cociente $A/A+B$ queremos significar la pérdida acumulada a partir del valor asíntótico A , que sería el correspondiente a un

tiempo de 7000 horas, y el valor $A+B$, que es el que predice el modelo para un tiempo de 0 horas.

Se aprecia un fuerte descenso de la tenacidad por efectos térmicos. Independientemente del criterio seguido, la tenacidad residual en las muestras curadas a 20 °C es un 15%-14% del valor inicial. En las curadas a 50 °C, la residual llega hasta el 33%-35% aproximadamente. Al aumentar la temperatura de curado de 20 °C a 50 °C, la degradabilidad del material disminuye en un factor de 2.

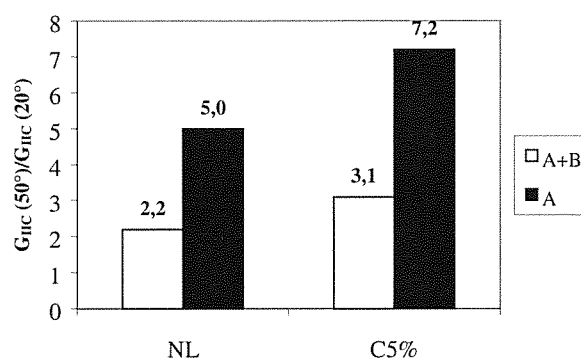


Figura 3. Efecto relativo de la temperatura de curado.

La temperatura de curado juega un papel muy importante en este tipo de resinas. En la figura 3 se representa el factor de comparación entre la tenacidad a las temperaturas de curado establecidas.

A 0 horas ($A+B$), las muestras curadas a 50 °C son de 2 a 3 veces superiores. Para largos tiempos de exposición consideramos los valores asíntóticos (A). En este caso, el factor de mejora es de 5 a 7 veces. Se confirma la bondad del curado en las características previas y a lo largo del envejecimiento. Al observar las figuras 1 y 2, apreciamos que las muestras curadas a 20 °C sufren la mayor parte del envejecimiento durante las primeras 2160 horas. Para las curadas a 50 °C, el envejecimiento se completa prácticamente a las 5260 horas.

Para completar el trabajo, se han obtenido micrografías de la superficie de rotura de diferentes muestras, que nos ayuden a perfilar algunos aspectos de las características y del envejecimiento térmico sufrido. Las figuras 4 y 5 indican que la morfología del plano de fractura es diferente según la temperatura de curado. La fractura de los especímenes curados a 20 °C, implica a la capa reforzante de orientación 0-90°. La debilidad de la lámina a 90° hace que el frente se propague entre ésta y la orientada a 0°. Cuando consideramos el material curado a 50 °C, el plano de fractura implica a las capas 0-90° y a las orientadas a ±45°. Ello explica porque el aumento en la temperatura de curado aumenta en sobremanera la tenacidad a fractura del compuesto.

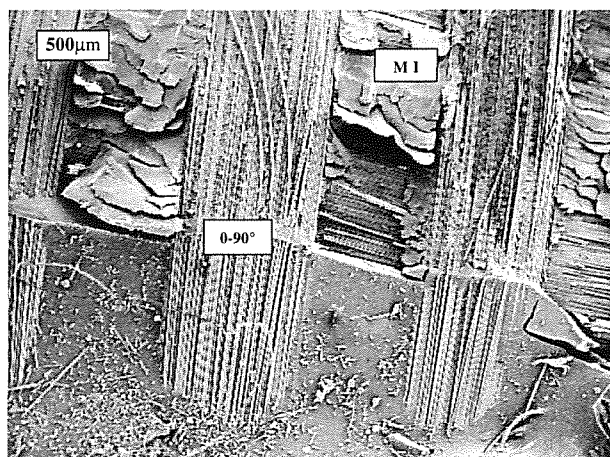


Figura 4. Muestra no envejecida curada a 20 °C. x30.

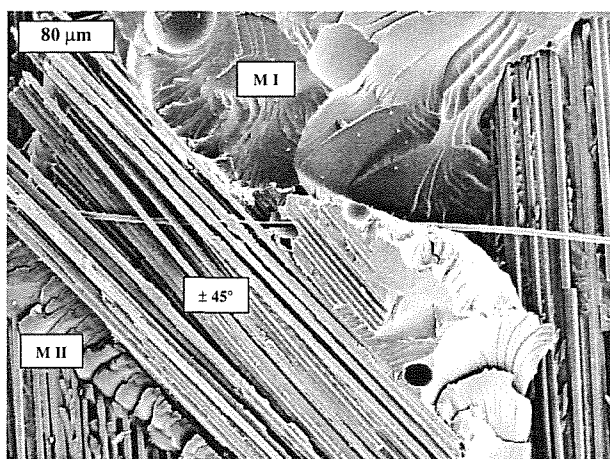


Figura 5. Muestra no envejecida curada a 50 °C. X100.

Otra circunstancia interesante es que el modo de fractura no es a cortadura pura, cuyo rasgo característico son las lengüetas (M II). También aparecen rasgos de clivado o de cuenca fluvial (M I) por apertura a tracción o modo I. La confluencia de un tejido bidireccional equilibrado y una resina tenaz implican que el modo de fractura no es enteramente puro, sino mixto.

Por último señalar el rasgo del envejecimiento térmico. Las lengüetas del material en su estado inicial aparecen en gran densidad y con rasgos superficiales sinuosos, con marcas o con relieve, figura 6 Una vez envejecido, las lengüetas disminuyen en densidad y los contornos de éstas aparecen facetados y tallados, sin apenas relieve, figura 7.

5. CONCLUSIONES

La exposición prolongada a altas temperaturas (100 °C) produce fuertes pérdidas en la tenacidad a fractura interlaminar.

La evolución de la tasa de energía relajada por deformación (G_{IIc}) sigue un modelo de envejecimiento exponencial decreciente y amortiguado con el tiempo.

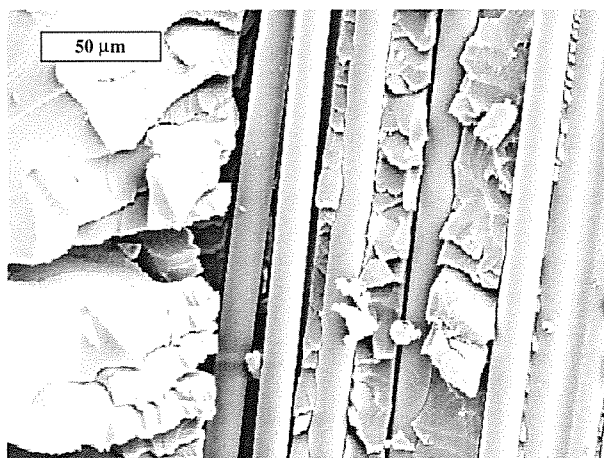


Figura 6. Muestra no envejecida curada a 20 °C. X500.

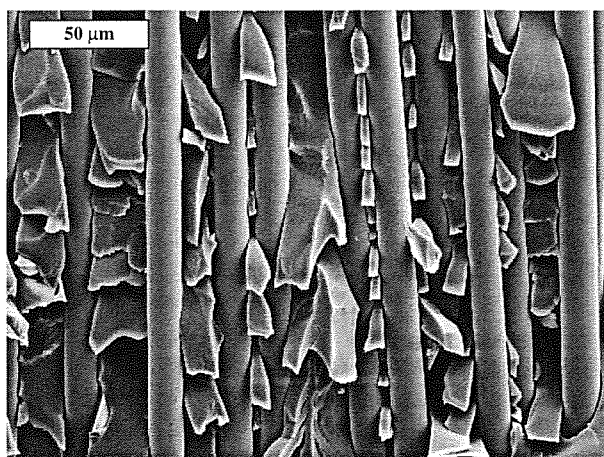


Figura 7. Muestra curada a 20 °C, expuesta 2160 h. X500

La temperatura de curado ejerce una influencia decisiva en las características tenaces del material. Mayor temperatura de curado, mayor valor inicial de tenacidad.

La degradabilidad del material es más intensa cuanto menor es la temperatura de curado. Los parámetros de ajuste del modelo dependen de la temperatura de curado.

La fractura interlaminar implica a capas 0-90° y ±45° en el material curado a 50 °C. Para el curado a 20 °C, la fractura atañe a las capas 0-90° exclusivamente. Las superficies de fractura presentan rasgos característicos diferenciales según la temperatura de curado.

El modo de fractura es fundamentalmente en modo II (cortadura), pero también se detectan zonas de fallo en modo I.

6. REFERENCIAS

[1] Karama M., Touratier M. y Pegorariol M. "Test of accelerated aging composites material in shipbuilding". 9th ICCM proceedings vol 5 pp 585-592, Madrid (1993).

- [2] Manrique F., Bonhome J. y Belzunce F.J. "Influence of environmental aging on mechanical properties of single lap joints". *Progress in Durability Analysis of Composite Systems*, pp 311-316 Balkema Editors, Rotterdam (1996).
- [3] Evans D., y Crook M.A. "Irradiation of plastics: damage and gas evolution". *MRS Bulletin*, 22 (4), pp 36-40 (1997).
- [4] Boukhili R., Champoux L. Y Martin S. "Effect of water absorption on the low energy repeated impact of carbon/epoxy laminates". *Durability Analysis of Composite Systems*, pp 259-264, Balkema Editors, Rotterdam (1996).
- [5] Kasamori M., Funada Y., Awazu K., Watanabe Y., Nakada M. y Miyano Y. "Accelerated evaluation of mechanical degradation behavior of GFRP in hot water". *Durability Analysis of Composite Systems*, pp 273-277, Balkema Editors, Rotterdam (1996).
- [6] Chateauminois A. y Vauthier E. "Fatigue behaviour of aged glass-epoxy composites". *Progress in Durability Analysis of Composite Systems*, pp 159-165, Balkema Editors, Rotterdam (1996).
- [7] Smith L.V. y Weitsman Y.J. "Sea water effects on the fatigue response of polymeric composite". *Durability Analysis of Composite Systems*, pp 217-223, Balkema Editors, Rotterdam (1996).
- [8] Lesko J.J., Hayes M.D., García K., McBagonluri D. y Verghese N. "Environmental-mechanical durability of glass/vinyl ester composites". *DURACOSYS 97 proceedings*, pp 4.10-4.13, Blackburg, Virginia (1997).
- [9] R. Selzer, K. Friedrich. "Effects of water up-take on interlaminar fracture properties of various carbon fiber/epoxy composites". 9th ICCM proceedings vol 5 pp 875-881, Madrid (1993).
- [10] G.S. Springer, B.A. Sanders, R.W. Tung. "Environmental effects on glass fiber reinforced polyester and vinylester composites". *Journal of Composite Materials*, vol. 14, pp 213-233 (1980).
- [11] A.J. Russell, K.N. Street. "Moisture and temperature effects on the mixed-mode delamination fracture of unidirectional graphite/epoxy". *Delamination and Debonding of Materials*. ASTM STP 876, pp 349-370 (1985).
- [12] T.K. O'Brien, I.S. Raju, D.P. Garber. "Residual thermal and moisture influences on the strain energy release rate analysis of edge delamination". *Journal of Composites Technology and Research*, vol. 8, (2) pp 37-47 (1986).
- [13] S.J. Hooper, R. Subramanian. "Effects of water and Jet fuel absorption on mode I and mode II delamination of graphite/epoxy". *Composite Materials: Fatigue and Fracture*, vol. IV. ASTM STP 1156, pp 318-340 (1991).
- [14] T.J. Reinhart. *Composites. Engineered materials Handbook*, vol. 1. ASM International, Metals Park, Oh (1988).
- [15] Davis P. "Protocols for interlaminar fracture testing of composites", *European Structural Integrity Society, Polymers & Composites Task Group* (1993).
- [16] O'Brien T.K. y Martin R.H. "Round robin testing for mode I interlaminar fracture toughness of composites materials", *J. Composite Tech. & Res.*, 15, 4, 269-281 (1993).

EFFECTO DEL CONTENIDO DE HUMEDAD EN LA FLUENCIA BAJO CARGAS ELEVADAS DE LA POLIAMIDA 6 REFORZADA CON FIBRA DE VIDRIO

I. Carrascal, J.A. Casado, J.A. Polanco y F. Gutiérrez-Solana

Departamento de Ciencia e Ingeniería del Terreno y de los Materiales
Universidad de Cantabria

E.T.S. Ing. Caminos, Canales y Puertos. Avda. Los Castros s/n, 39005. Santander

Resumen. Los materiales viscoelásticos, como la Poliamida 6 reforzada con fibra de vidrio, cuando son sometidos a un determinado nivel tensional constante, incluso por debajo de su límite elástico, experimentan una deformación creciente con el tiempo hasta un determinado valor para el que se producirá el fallo o rotura. La naturaleza higroscópica del material en estudio afecta de modo importante a sus propiedades mecánicas, entre ellas al comportamiento en fluencia. Un cambio en el contenido de humedad en un elemento estructural puede variar las condiciones de diseño originales, por ejemplo, trasladando la zona de trabajo, situada por debajo del límite elástico convencional, a una nueva zona situada por encima del mismo. Se ha realizado un estudio de la evolución de la deformación bajo la aplicación de diferentes estados tensionales constantes, superiores a la carga de plastificación al 0.2%, en función de la humedad contenida por el material y del tiempo transcurrido hasta rotura empleando la metodología de las redes neuronales. Por otra parte, se ha diseñado el diagrama de fallo para la obtención del tiempo de rotura en función de la tensión aplicada y del contenido de humedad. Por último, se realizó un estudio de las superficies de fractura empleando técnicas de microscopía electrónica de barrido.

Abstract. Viscoelastic materials, such as Polyamide 6 reinforced with fibre-glass, when subjected to a specific constant stress level, even one below their elastic limit, undergo a deformation which increases with time up to a certain value at which failure or cracking will result. The hygroscopic nature of the material under study has a great influence on its mechanical properties, including its creep behaviour. A change in the humidity content of a structural element can alter the original design conditions by, for example, shifting the work area, located below the conventional elastic limit, to a new area situated above it. A study has been made of the evolution of the deformation resulting from the application of several constant stress states, greater than the plastification load at 0.2%, as a function of the humidity contained by the material and the time elapsed until cracking, using the neuronal networks methodology. Moreover, the fault diagram has been designed to obtain the crack time as a function of the stress applied and the humidity content. Finally, a study was made of the crack surfaces used scanning electron microscopy techniques.

1. INTRODUCCIÓN Y OBJETIVO

El carácter higroscópico de la PA 6 puede provocar la absorción o pérdida de agua en función de las condiciones ambientales afectando a las propiedades mecánicas de componentes inyectados con dicho material [1]. Por tanto, será necesario conocer cuál será la respuesta del material, con el que se inyectan elementos estructurales de alta responsabilidad, como pueden ser, entre otros, las piezas aislantes de sujeción de vía de ferrocarril, solicitados por esfuerzos de diferente naturaleza y entre los que se encuentra la aplicación de una tensión o de una deformación constante (fluencia o relajación, respectivamente).

En la Figura 1, se representa la variación de la carga de rotura (CR) y de la carga de plastificación al 0.2% de deformación (CP) con el contenido de humedad. También se puede observar en la misma figura como pueden desplazarse las condiciones de diseño de un componente estructural al variar en el mismo el contenido de agua. Por ejemplo, un componente que soporta una tensión constante de 70 MPa estaría por debajo de su límite elástico siempre que no se sobrepase

el 2% de humedad (equilibrio), mas si por cualquier circunstancia el componente absorbe agua pasaría a trabajar en condiciones totalmente diferentes a las de diseño.

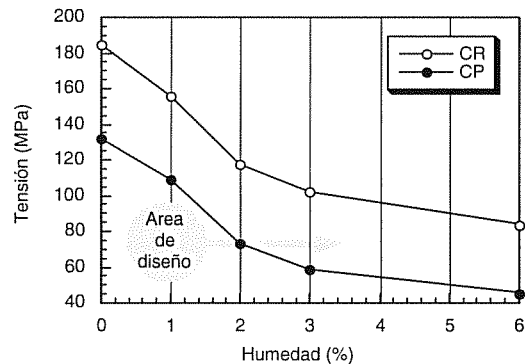


Fig 1.- Variación de las condiciones de diseño

La caracterización del comportamiento de materiales poliméricos y compuestos en fluencia por debajo de su límite elástico se encuentra descrita ampliamente en la bibliografía, empleando los modelos simplificados a

base de deformaciones elásticas (muelles) y/o deformaciones viscosas (amortiguadores) [2-6].

El diagrama clásico de fluencia [7] en el que se representan la tensión (σ), la deformación (ϵ) y el tiempo (t), se ve modificado por la incorporación de una nueva variable, el contenido de humedad (H), según puede observarse en la Figura 2.

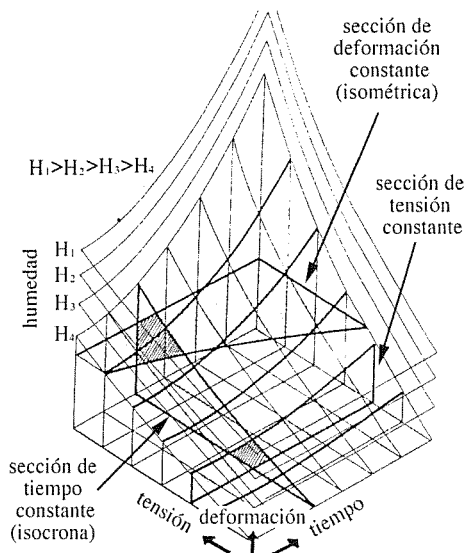


Fig 2.- Relación de la σ , ϵ , t y H en fluencia.

El objetivo de este trabajo es caracterizar el comportamiento de la PA 6 reforzada con fibra de vidrio en fluencia bajo niveles tensionales superiores a su límite elástico, determinando cual será el nivel de deformación en función del resto de variables, incluido el contenido de humedad, así como el tiempo previsto para el fallo del componente.

2. MATERIAL ENSAYADO

Para el desarrollo del presente estudio se empleó PA 6 reforzada con un 35% en peso de fibra corta de vidrio con diferentes contenidos de humedad, 0, 1, 2, 3 y 6%. El material se inyectó en probetas de tracción normalizadas (halteras) de 40.4 mm² de sección, con la geometría establecida según norma UNE 53.280-79, de forma que la fibra corta de vidrio se orientó paralelamente al eje longitudinal de las mismas. Para dotar a las probetas del grado de humedad necesario, previamente se sometieron a un tratamiento de secado en estufa a 90°C durante 9 días y, posteriormente, se introdujeron en un baño de agua a 50°C del que se extrajeron a medida que adquirían el contenido de humedad deseado.

3. TÉCNICAS EXPERIMENTALES Y ANALÍTICAS

3.1.- Ensayos mecánicos

El principal problema que plantean los ensayos de fluencia es la larga duración de los mismos para poder disponer de datos fiables de tiempos de rotura. En este

trabajo este problema se ha evitado al trabajar en todos los casos con cargas elevadas, superiores al límite elástico.

Para la realización de los ensayos se empleó una máquina universal de ensayo servohidráulica INSTRON 8501, de 100 kN de capacidad y un equipo de extensometría del mismo fabricante de 12.5 mm de base nominal y ± 5 mm de recorrido. Las condiciones ambientales de temperatura y humedad relativa se mantuvieron entre los intervalos de $20 \pm 2^\circ\text{C}$ y $65 \pm 5\%$, respectivamente, durante la totalidad de los ensayos.

3.2. Redes Neuronales

Ante la imposibilidad de poder modelizar el comportamiento del material trabajando con cargas constantes elevadas e introduciendo una nueva variable, H , por los medios tradicionales, se optó por el empleo de la metodología de las redes neuronales artificiales (ANN, Artificial Neural Network).

Desde la aparición de las ANN todas las ciencias y tecnologías han hecho uso de ellas obteniendo ventajas sorprendentes. Entre ellas la Ciencia y Tecnología de Materiales [9] se ha aprovechado de la potencia y flexibilidad que ofrecen en un amplio conjunto de problemas. Concretamente en este trabajo se han aplicado al modelizado del comportamiento mecánico.

Las ANN se basan en la organización de muchos elementos de proceso de una forma semejante a la anatomía del cerebro. Además de estas semejanzas estructurales muestran unas propiedades funcionales muy interesantes como son la capacidad de aprender de la experiencia, capacidad de generalización a partir de determinados ejemplos, permitiendo discernir entre características, aun cuando existan datos equívocos o irrelevantes [10].

Su ventaja más importante está en solucionar problemas que son demasiado complejos para las técnicas convencionales: problemas que no tienen un algoritmo específico para su solución, o cuyo algoritmo es demasiado complejo para ser encontrado. En cambio, existen tareas para las que las ANN no son adecuadas, como pueden ser las tareas de cálculo y en general tareas repetitivas. Otro punto negativo es que las ANN son incapaces de explicar el razonamiento que ha conducido a la resolución de determinado problema, la red se comporta como una caja negra.

Los puntos claves de las ANN se encuentran en sus componentes estructurales así como en sus propiedades funcionales. El conjunto de modelo de estructura y funcionamiento de una ANN se denomina paradigma. El paradigma consiste en la especificación de:

- los elementos de proceso: neuronas, función de activación, tipo de normalización, etc

- la arquitectura de la red: n° de capas, forma de conexiones, número de neuronas por capa, etc.
- y el método de aprendizaje.

El desarrollo de una ANN consistirá básicamente en seleccionar el paradigma o paradigmas a utilizar, ajustar los parámetros de la red y conseguir efectuar un entrenamiento con el conjunto de datos adecuado.

El elemento básico que forma una ANN es la neurona, cuyo esquema se representa en la Figura 3.

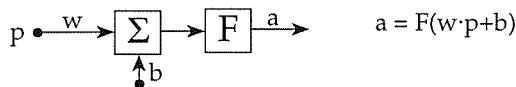


Fig 3.- Esquema de una neurona

La neurona está formada por una entrada, p (que puede ser múltiple), dos parámetros ajustables como son el peso, w, y el sesgo, b, la función de activación, F, y la salida, a. En el problema que se plantea las entradas serán tres, H, σ y t y la salida será única: ϵ .

La función de activación puede tomar diferentes formas: lineal, escalón, rampa, tangente o sigmoide, ésta última es la empleada en este trabajo y su ecuación viene dada por la expresión (1):

$$f(x) = \frac{1}{1 + e^{-\lambda x}} \quad (1)$$

La arquitectura se refiere a la configuración de las neuronas, es decir a la distribución de las mismas, así como a la forma de realizar la interconexión entre ellas. Las neuronas se distribuyen en capas (en serie) y dentro de cada capa las neuronas se colocan en paralelo. En este trabajo se ha empleado una red de 2 capas con 12 neuronas en la capa de entrada y una en la de salida según se indica en la Figura 4.

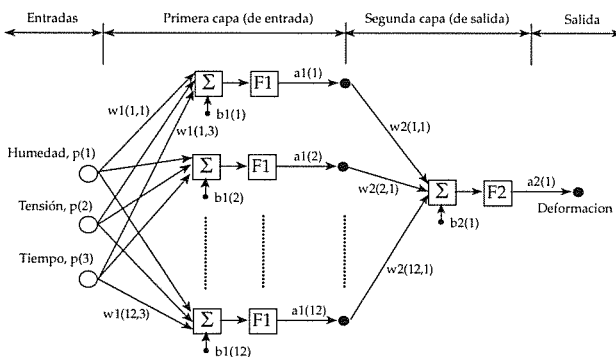


Fig 4.- Arquitectura de la red empleada en este trabajo

Usando los datos disponibles, una ANN “aprende” las relaciones esenciales entre entradas y salidas dadas por el almacenamiento de la información en una distribución de pesos de conexión. Un algoritmo de aprendizaje proporciona las reglas o ecuaciones dinámicas que cambian la distribución de los pesos. Una vez aprendida la relación fundamental entre entradas y salidas, la red neuronal debe entonces ser capaz de producir salidas razonables para entradas

desconocidas. Este proceso se denomina *generalización*.

El algoritmo de *backpropagation* es el más importante que emplean las ANN. La base del aprendizaje que emplea el *backpropagation* es bastante simple. Puesto que en cada presentación de un conjunto de entrenamiento se conoce la diferencia entre la salida deseada y la realmente conseguida, se puede calcular el valor del error cuadrático cometido. El objetivo es minimizar dicho error. Para ello se ha de modificar los pesos de cada uno de los elementos de dicha capa en el sentido de disminución de éste, lo cual se consigue modificándolos en la dirección de su derivada (gradiente).

El problema que existe para las capas que no son de salida, donde no se conoce la salida deseada de los elementos de dicha capa, se resuelve estimando el valor que hubiera tenido la salida deseada en función de los errores cometidos en la capa posterior, es decir el ajuste de los pesos de una capa se realiza en función de la variación del error de la capa posterior (propagación del gradiente del error). Esto se realiza de forma iterativa para cada una de las capas empezando por el final.

Para el desarrollo de las redes neuronales se ha utilizado el módulo “*Neural Network Toolbox*” para Matlab [10].

Los datos obtenidos en los ensayos serán normalizados y se dispondrán en dos matrices, la de datos de entrada, [P], de dimensiones (3xm) formada por m vectores de dimensión (3x1), y la de datos de salida, [T], de dimensiones (1xm), siendo “m” el n° de datos.

Una vez definidos los elementos de proceso y la arquitectura, se comienza el proceso de entrenamiento según se indica en el esquema de la Figura 5.

En la misma se ha representado la iteración “i” realizada por el algoritmo, el proceso repetido para todos los datos se denomina “época”. Al final de cada época los parámetros, w(i,j) y b(i) variarán en función de la suma del error cuadrático acumulado a lo largo de la totalidad de las iteraciones (SSE), es decir, tantas como datos se dispone para entrenar la red.

La red desarrollada realizó 4604 épocas hasta conseguir que la suma del error cuadrático estuviese por debajo de 0.1, valor fijado al diseñar la red.

Una vez definidas las matrices de pesos definitivas se podrán generalizar los datos para entradas de las que se desconoce su correspondiente salida. Es decir, se podrá modelizar el comportamiento (obtener la deformación) del material en estudio introduciendo en la red las variables de entrada (H, σ , y t).

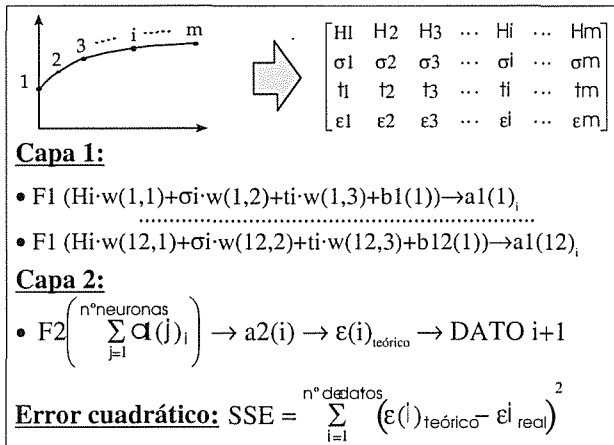


Fig 5.- Proceso de aprendizaje

3.3.- Microscopía Electrónica

Sobre la superficie de rotura de las probetas ensayadas se realizó un análisis fractográfico por medio de técnicas de microscopía electrónica de barrido (MEB) después de haber sufrido éstas un tratamiento de metalizado.

4. RESULTADOS Y ANÁLISIS

4.1. Ensayos de Fluencia

En las gráficas de las Figuras 6, 7, 8, 9 y 10 se representan la deformación y el módulo de fluencia obtenidos en los ensayos realizados en función del tiempo, la humedad y la tensión aplicada. El módulo de fluencia, $E(t)$, viene definido por la expresión (2).

$$E(t) = \frac{\sigma_p}{\epsilon(t)} \quad (2)$$

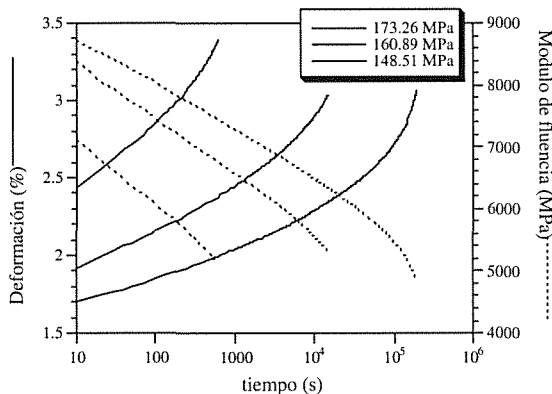


Fig. 6.- Ensayos de fluencia para una humedad del 0%

El análisis de los resultados obtenidos nos permite asegurar la existencia de un fallo por deformación. En todos los casos estudiados, salvo en el caso de saturación y para cargas muy elevadas (superiores a 70 MPa) la rotura se produce en un nivel de deformación situado entre 3 y 3.5%. Sin embargo el módulo de fluencia en rotura es variable, disminuyendo al aumentar el grado de humedad, y se mantiene

prácticamente constante para las probetas con el mismo contenido de humedad.

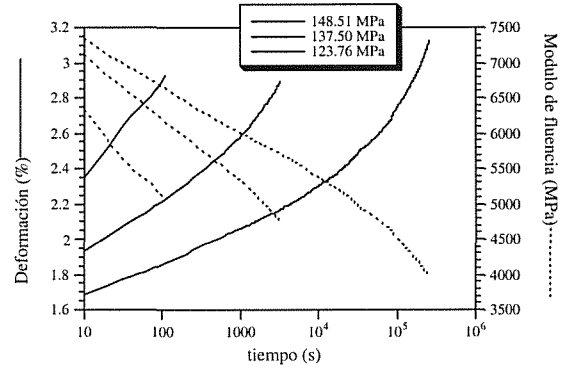


Fig. 7.- Ensayos de fluencia para una humedad del 1%

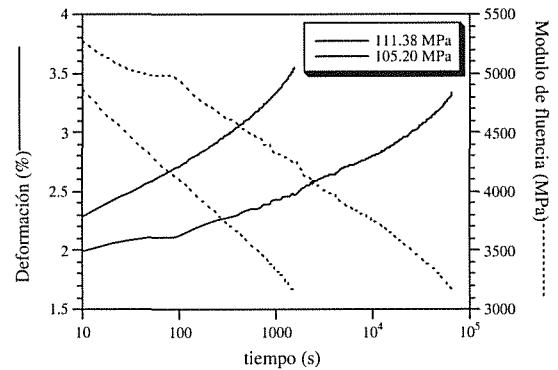


Fig. 8.- Ensayos de fluencia para una humedad del 2%

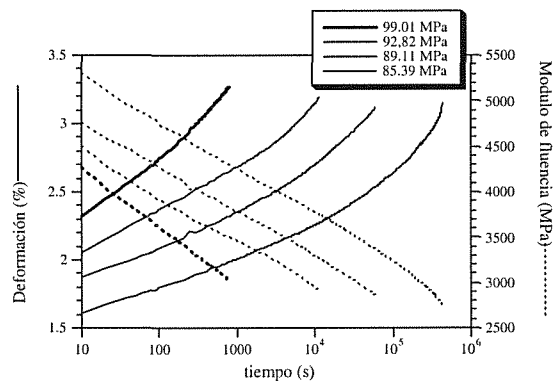


Fig. 9.- Ensayos de fluencia para una humedad del 3%

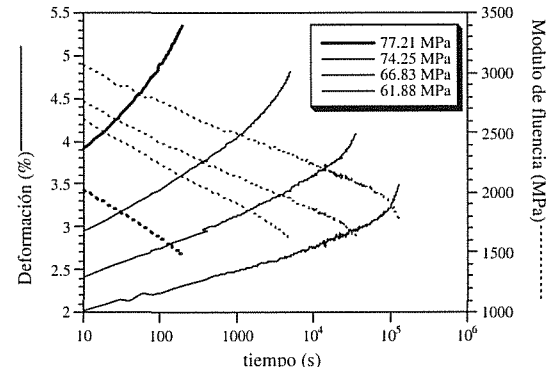


Fig. 10.- Ensayos de fluencia para una humedad del 6%

4.2. Redes Neuronales

Los datos empleados para el entrenamiento de la ANN son los que se reflejan en la tabla 1.

Tabla 1.- Datos empleados en el entrenamiento

Humedad (%)	Tensión (MPa)		
	0	173.26	160.89
1	148.51	137.50	123.76
2	111.38	105.20	---
3	99.01	89.11	85.39
6	77.21	66.83	61.88

Una vez diseñada la red se trató de modelar dos situaciones no utilizadas en el entrenamiento:

- humedad = 3 % y carga = 92.82 MPa.
- humedad = 6 % y carga = 74.25 Mpa.

Los resultados se representan en la Figura 11.

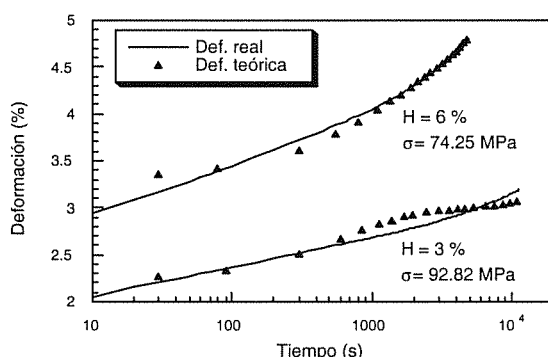


Fig. 11.- Resultados obtenidos por la red neuronal.

Como se puede observar los resultados obtenidos por la red en todos los casos difieren menos de un 5% del valor real obtenido en los ensayos.

4.3. Diagrama de Fallo

Al aplicar cargas altas se han podido obtener tiempos de rotura relativamente pequeños, inferiores en todos los casos a 500.000 segundos, es decir, 6 días aproximadamente, lo que permitirá relacionarlos con la tensión aplicada y con la humedad contenida en las probetas y así poder definir los diagramas de fallo a cargas elevadas.

En el gráfico de la Figura 12 se representa cada uno de los ensayos llevados hasta rotura en función de la tensión aplicada y del tiempo medido en la rotura (t_r).

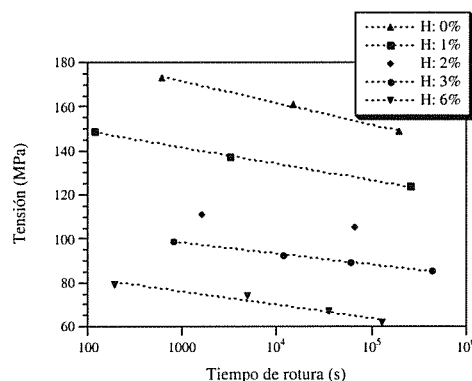


Fig 12.- Ajuste logarítmico sobre las curvas $\sigma-t_r$

Como puede observarse en el gráfico es posible realizar un ajuste de tipo logarítmico sobre los ensayos realizados con el mismo contenido de humedad. No se incluye en el ajuste los ensayos realizados para el 2% por no disponer más que de dos ensayos válidos, pero servirán los ensayos realizados con esta humedad para contrastar la bondad del modelo obtenido.

$$H = 0\% \rightarrow \sigma = 201.05 - 9.8343 \cdot \log(t); \quad R = 0.998$$

$$H = 1\% \rightarrow \sigma = 163.78 - 7.4162 \cdot \log(t); \quad R = 0.999$$

$$H = 3\% \rightarrow \sigma = 113.36 - 5.0114 \cdot \log(t); \quad R = 0.999$$

$$H = 6\% \rightarrow \sigma = 91.95 - 5.2787 \cdot \log(t); \quad R = 0.968$$

Es decir se pueden relacionar la tensión y el tiempo de rotura mediante una expresión de la forma:

$$\sigma = A - B \cdot \log(t) \quad (3)$$

Si se consigue incluir la humedad en la anterior expresión se tendrían las tres variables en estudio relacionadas entre sí. Para ello se busca relacionar los coeficientes A y B con el contenido de humedad y se observa que ambos disminuyen logarítmicamente con el aumento de la humedad. Para buscar la relación que ligue los coeficientes a la humedad, ésta se expresará como H' , siendo:

$$H' = \frac{H(\%) + 1}{100} \quad (4)$$

Así se evita el problema que se plantea en el caso de que el contenido de humedad sea 0%. En el gráfico de la Figura 13 se muestra la evolución de ambos coeficientes con la variación del contenido de la variable H' , (4)

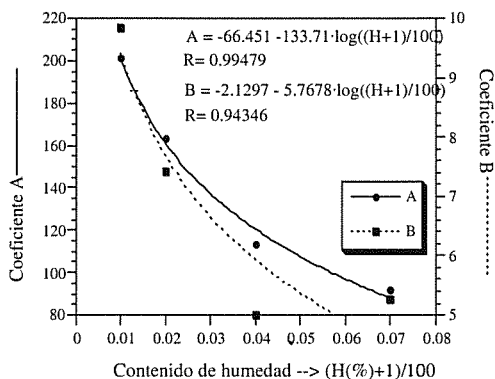


Fig 13.- Coeficientes A y B en función de H'

Sustituyendo los valores hallados para A y B en la expresión (3) se obtiene:

$$\sigma = -66.451 - 133.7 \cdot \log\left(\frac{H+1}{100}\right) + \left(2.1297 + 5.7678 \cdot \log\left(\frac{H+1}{100}\right)\right) \cdot \log(\dot{t}_r) \quad (5)$$

Generalmente lo que interesa es conocer el tiempo de fallo de un componente en función del nivel tensional aplicado y de su contenido de humedad, por lo que invirtiendo la expresión se obtiene:

$$\dot{t}_r = 10^{\frac{A(H)-\sigma}{B(H)}} \quad (6)$$

Si se representan estas curvas teóricas sobre un diagrama σ - $\log(\dot{t}_r)$ para diferentes contenidos de humedad se tienen los diagramas de fallo para cada una de esas humedades. En el gráfico de la Figura 14 aparecen las curvas teóricas que se pueden comparar con los datos reales obtenidos en los ensayos. Se observa una buena correlación entre el modelo planteado y los ensayos reales, incluso para el caso del 2% no empleado en la definición del modelo.

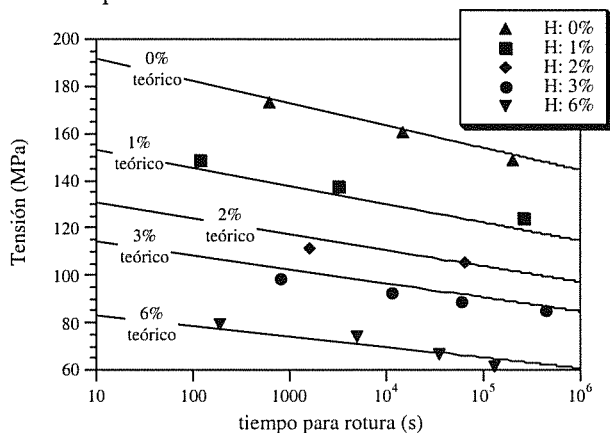


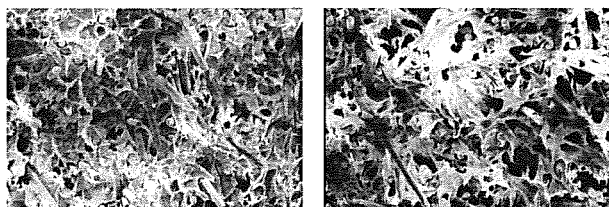
Fig 14.- Comparación entre el diagrama de fallo teórico y los datos experimentales reales

4.4. Fractografía

De la observación de las superficies de fractura se concluye la existencia de dos zonas claramente

diferenciadas: una de aspecto dúctil generada a partir de crazes y otra de aspecto frágil.

Con el incremento en el contenido de humedad se observa una mayor deformación de la matriz polimérica, tanto a nivel macroscópico, aumentando el tamaño de la zona dúctil de rotura, como a nivel microscópico, incrementando el tamaño de los crazes en la zona dúctil, como puede observarse en la Figura 15.



H=0%, $\sigma=160.89$ MPa 50 μ m H=6%, $\sigma=61.88$ MPa

Fig 15.- Detalle de la zona de rotura dúctil

Este aumento de la deformación puede justificarse a partir de dos sucesos que tienen lugar en el seno del material como consecuencia de la absorción de agua, por un lado, el debilitamiento de los enlaces transversales por puentes de hidrógeno de las cadenas de moléculas de la matriz [1], y por otro, el efecto negativo que ejercen las moléculas de agua sobre la interfase fibra-matriz [11]. Estos dos fenómenos provocan un incremento en la flexibilidad y en la velocidad de deformación del material. El crecimiento de la flexibilidad se refleja en la disminución sufrida por el modulo de fluencia en las Figuras 6 a 10 al aumentar la humedad. El crecimiento en la velocidad de deformación puede observarse en la Figura 16, en la que se representan dos ensayos bajo el mismo nivel tensional.

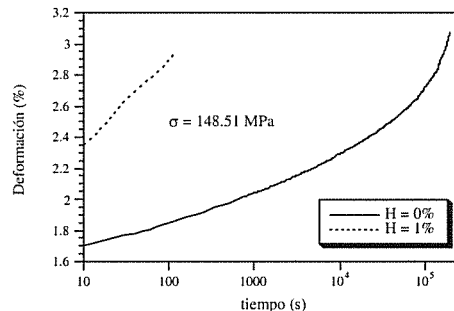


Fig 16.- Ensayos con $\sigma = cte$ y $H = variable$

Un ligero incremento en el contenido de humedad (de 0 a 1%) provocará un aumento de tres ordenes de magnitud en la velocidad de deformación.

5. CONCLUSIONES

El desarrollo del estudio realizado sobre el material de PA 6 reforzado con fibra de vidrio permite establecer las siguientes consideraciones:

- Su carácter higroscópico puede variar las condiciones de diseño trasladando la zona de trabajo segura a otra superior a su límite elástico.
- Un incremento en el contenido de humedad, manteniendo constante la carga aplicada, podría provocar un fallo prematuro del componente ensayado.
- La presencia de una nueva variable, el contenido de humedad, dificulta la posibilidad de modelizar el comportamiento de la PA 6 reforzada en fluencia. Sin embargo, la metodología de las redes neuronales artificiales se ha mostrado como un buen método para modelizar este comportamiento mecánico, como ha sido el caso del comportamiento en fluencia para cargas elevadas.
- Salvo para la humedad de saturación (6%) con cargas superiores a 70 MPa, se produce el fallo para deformaciones en torno al 3%.
- Los diagramas de fallo en fluencia siguen una ley logarítmica que relaciona entre sí la tensión aplicada, el tiempo de rotura y el contenido de humedad.
- La superficie de fractura en fluencia ofrece dos zonas claramente diferenciadas, una de aspecto frágil y otra dúctil. La zona dúctil, es macroscópicamente creciente con el contenido de humedad además de mostrar microscópicamente un incremento en la deformación de la matriz, es decir, unos *crazes* de mayor tamaño.

6. AGRADECIMIENTOS

Los autores del presente trabajo desean expresar su más sincera gratitud a la CICYT (Comisión Interministerial de Ciencia y Tecnología) por la subvención del proyecto MAT 96-0568 "Criterios de selección de polímeros, con y sin refuerzo de fibras, resistentes a fatiga e impacto".

Asimismo, se hace extensivo el agradecimiento a las empresas D.S.M., RENFE y TIFSA.

7. REFERENCIAS

- [1] Carrascal, I; Casado, J.A.; Polanco, J.A.; Gutiérrez-Solana, F. y Sanchez, L. "Efecto del contenido de humedad en el comportamiento en fatiga de la poliamida 6 reforzada con fibra de vidrio". *Anales de Mecánica de la Fractura*, Vol 15. 1998, pg. 319-324
- [2] Jansson, J. F.; Sundström, H. . "Creep and fracture initiation in fiber reinforced plastics". *Failure of plastics*. Ed. by Witold Brostow. Hanser publishers. Munich. 1986.
- [3] Ward, Y. M.; Hadley, D. W. "Mechanical properties of solid polymers". John Wiley & Sons Ltd. Chichester, England. 1993.
- [4] Hunter, S.C., "Mechanics of continuous media". Ellis Horwood Limited. 2nd edition, Great Britain. 1983
- [5] Throne, J.L., Progelhof, R.C., "Creep and Stress Relaxation". *Engineering Plastics*. Vol 2. *Engineered Materials Handbook*. ASM International Ohio, 1988.
- [6] Crawford, R.J., "Plastics Engineering". Butterworth-Heinemann. Third Edition. Oxford. 1998
- [7] ASTM Standard. Vol 08.02 "Plastics (II)". D 2990-92 "Standard Test Methods for Tensile, Compressive, and Flexural Creep and Creep-Rupture of Plastics". Philadelphia. 1992
- [8] Sumpter, B. G.; Noid, D. W. "On the design, analysis, and characterization of materials using computational neural networks". *Annu. Rev. Mater. Sci.* 26: pg 223-277. 1996.
- [9] Tuya, J. "Redes Neuronales Artificiales". E.T.S. Ingenieros Industriales. Gijón. 1990
- [10] Denuth, H., Beale, M.; "Neural Network Toolbox User's Guide for use with Matlab". The Math Works Inc. Marde, 1996.
- [11] Hull, D.: "Materiales Compuestos". Barcelona, 1987.

PARÁMETROS CRÍTICOS DEL COMPORTAMIENTO EN FATIGA DE LA POLIAMIDA 66 REFORZADA CON FIBRA CORTA DE VIDRIO

J. A. Casado, J. A. Polanco, F. Gutiérrez-Solana, I. Carrascal y J. Setién

Departamento de Ciencia e Ingeniería del Terreno y de los Materiales
Universidad de Cantabria

E.T.S. Ing. Caminos, Canales y Puertos. Avda. Los Castros s/n, 39005. Santander

Resumen. En este trabajo se establecen los criterios de iniciación de daño y de rotura en el material de poliamida (PA) 66 reforzada con un 35% de fibra corta de vidrio ensayado a fatiga con ondas de naturaleza senoidal a la frecuencia de 5 Hz y a la temperatura ambiente del laboratorio. Los parámetros estudiados y analizados son la temperatura superficial del material a lo largo de su vida en fatiga, la deformación experimentada por el mismo y la evolución de su estado de rugosidad superficial.

La evolución de estos parámetros permite justificar el establecimiento de un nivel de deformación crítico previo a la rotura del material que, para elevados estados tensionales, es rápidamente alcanzado, siendo en este caso, el mecanismo de fluencia el factor dominante. El desfase obtenido entre las señales de la tensión aplicada sobre el material y las de la deformación originada en el mismo, se emplea para establecer la interacción de los mecanismos de fatiga-fluencia que experimenta el material de carácter viscoelástico ensayado.

Abstract. This paper establishes the criteria for the initiation of damage and cracking in the polyamide (PA) 66 reinforced with 35% short fibre glass tested in fatigue with sinusoidal waves at a frequency of 5 Hz at laboratory room temperature. The parameters studied and analysed are the surface temperature of the material throughout its life in fatigue, the deformation undergone by the material and the evolution of its surface roughness.

The evolution of these parameters enables a critical level of deformation to be established previous to the cracking of the material. This level is rapidly obtained for high stress states, the creep mechanism being the dominant factor in this case. The disphase obtained between the stress signals applied to the material and the deformation produced in it is used to establish the interaction of the creep-fatigue mechanisms experienced by the viscoelastic material tested.

1. INTRODUCCIÓN Y OBJETIVO

Un motivo de la degradación producida en piezas estructurales de elevada responsabilidad conformadas con poliamida (PA) 66 reforzada con fibra de vidrio corta es la acción continua o periódica de esfuerzos mecánicos dinámicos de fatiga e impacto a los que están sometidas en servicio. Varios estudios [1-4] han puesto de manifiesto el daño producido por las citadas sollicitaciones y acusado por las piezas de carácter aislante empleadas para sujetar mecánicamente los carriles de la red ferroviaria por la que circulan transportes pesados.

En este artículo se recoge parte del estudio realizado para caracterizar el comportamiento macroscópico global en fatiga de la poliamida 66 reforzada con fibra corta de vidrio. En concreto, se presentan los resultados de los ensayos de distinta naturaleza realizados sobre el material compuesto de matriz termoplástica y refuerzo inorgánico, analizando los mismos al objeto de determinar la efectividad de la PA reforzada frente a las condiciones mecánicas dinámicas a las que se encuentra sometida cuando conforma las piezas aislantes arriba mencionadas.

2. MATERIAL ENSAYADO

En este trabajo se estudia el comportamiento frente a la fatiga en tracción del material utilizado habitualmente en la inyección de piezas aislantes de sujeción de vía de ferrocarril, perteneciente a la familia de las poliamidas (PA 66) reforzada con un 35% en peso de fibra corta de vidrio y designada por PR35.

En la Figura 1 se presenta un esquema de las probetas de tracción normalizadas, de 4 mm de espesor y de longitud de fuste calibrada de 50 ± 5 mm, que fueron empleadas en el trabajo y cuya geometría se establece en la Norma UNE 53.280-79. Las probetas fueron producidas mediante moldeo por inyección, de tal modo que las fibras cortas de vidrio se encuentran orientadas paralelamente a su eje longitudinal.

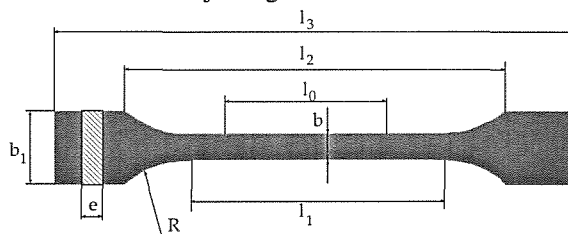


Fig. 1. Probetas empleadas en el estudio.

3. TECNICAS EXPERIMENTALES

Algunas de las roturas mostradas por piezas aislantes en servicio son debidas a solicitaciones de impacto, lo cual pudo ser comprobado por Casado et al [5], mediante la reproducción de dichas roturas haciendo uso de técnicas experimentales de laboratorio. Por ello, como valor de partida, se determinó la tensión de rotura del material (σ_r) en condiciones dinámicas, aplicando un impacto de carga en tracción sobre la probeta, con la velocidad que proporciona la generación de un ciclo de onda cuadrada, a diferentes temperaturas.

Para determinar el efecto de la temperatura en el comportamiento dinámico del material, nuevas probetas fueron también ensayadas a tracción en el interior de una cámara ambiental marca INSTRON, modelo 5880R.

Previamente a la aplicación del esfuerzo, las probetas del material se atemperaron en el interior de la cámara durante 45 minutos a las temperaturas de ensayo consideradas, esto es, 23°C (temperatura ambiente), 28, 33, 38, 43 y 60 °C. Para determinar las deformaciones en el material se hizo empleo de un extensómetro dinámico, marca Instron, modelo 2620-601, que presenta una base de medida de 12.5 mm y una disponibilidad de carrera de ± 5 mm.

Los ensayos de fatiga se realizaron en una máquina universal de ensayos mecánicos en control de carga y a la temperatura ambiente del laboratorio. Los niveles de tensión aplicados están comprendidos entre un valor máximo (σ_{max}), variable de uno a otro ensayo, y uno mínimo (σ_{min}) fijado en $0.05\sigma_r$ para evitar compresiones y el posible pandeo de las probetas. El nivel tensional superior inicial fue el $0.90\sigma_r$. Los ensayos se ejecutaron hasta la rotura de cada probeta. El valor de σ_{max} se fue reduciendo de un ensayo a otro con intervalos de $0.10\sigma_r$, hasta que el material soportó 10^6 ciclos sin romper. La variación de tensión más alta que alcanza dicha secuencia se denominó $\Delta\sigma_f$. Los ensayos se realizaron con ondas de carga senoidal a la frecuencia de 5 Hz.

Al objeto de establecer el efecto del tiempo de espera, considerado por motivos de seguridad varía entre pasos consecutivos de trenes por la misma vía, se aplicaron 3 regímenes de carga senoidal que diferían en la cuantía de los tiempos de reposo (t_r) establecidos entre cada tren de 300 ciclos de variación de carga: 0, 30 y 180 segundos. En la Figura 2, se presenta un esquema del patrón de cargas aplicado.

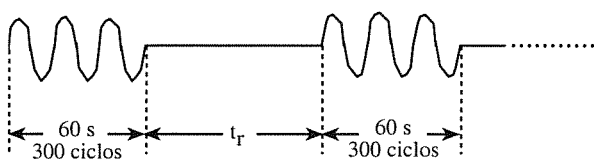


Fig. 2. Patrón de cargas aplicado.

Durante los ensayos se registró la variación de tensión aplicada, la temperatura de cada probeta por medio de

una resistencia sensitiva ubicada en la superficie de su zona calibrada, la variación de la longitud en dicha zona empleando un extensómetro y el número de ciclos soportado hasta rotura.

Asimismo, se analizó la superficie de rotura de las probetas por técnicas de microscopía electrónica de barrido (MEB), determinando el porcentaje de área fisurada en fatiga, previa a su rotura, A_F , con respecto de la superficie total de la sección recta.

En la observación fractográfica de la superficie exterior de las probetas fatigadas, próxima al plano de su rotura se pudo comprobar la existencia de una rugosidad notoria, provocada por la pseudo-fisuración o crazing del material. En la fotografía mostrada en la Figura 3a se presenta un ejemplo ilustrativo de las observaciones anteriormente citadas y en la fotografía de la Figura 3b se aprecia un detalle a mayor escala.

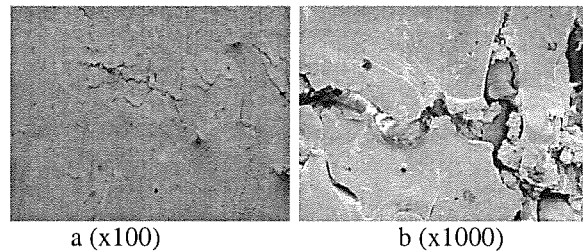


Fig. 3. Agrietamiento superficial

Por este motivo se realizaron mediciones de rugosidad, empleando un rugosímetro marca Pherthen, modelo Pherthometer S3P, sobre la superficie del material con el fin de correlacionar el grado de deterioro con su vida en fatiga. Para ello se empleó el parámetro de rugosidad promedio, RA (*Average Roughness*) [6]. En la Figura 4 se puede apreciar un perfil de rugosidad típico, a partir del cual el valor de RA se determina como la desviación media del perfil de rugosidad medido sobre una superficie con respecto de la línea media a lo largo de la longitud de la muestra evaluada.

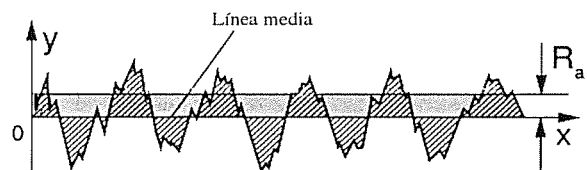


Fig. 4. Perfil de rugosidad típico.

El parámetro RA se define como la media aritmética de las áreas de los perfiles de rugosidad medidos a lo largo de la longitud de la muestra evaluada.

Con el objeto de realizar un análisis comparativo del grado de rugosidad en las probetas se tomó como patrón de referencia la rugosidad superficial de una probeta homóloga a las anteriores, que no había sufrido manipulación alguna tras su fabricación por inyección.

En la Figura 5 se indica la línea de muestreo que fue barrida en las probetas, pudiéndose apreciar que las mediciones se realizaron en la zona adyacente a la superficie de rotura y en la dirección perpendicular a la del desarrollo de las pseudo-grietas, es decir, a lo largo del eje del fuste de las probetas.

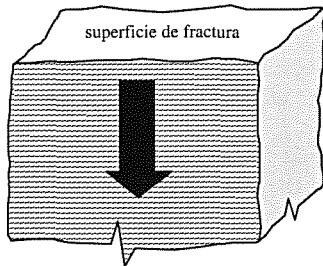


Fig 5. Zona de muestreo de la rugosidad.

Por último, a partir de los ensayos de fatiga continua, se efectuaron los cálculos correspondientes al análisis viscoelástico dinámico, estableciendo un módulo de elasticidad imaginario para el material que contempla la energía de deformación almacenada (recuperable) y la disipada (irrecuperable) por el mismo, en función del ángulo de desfase, δ , obtenido entre las señales senoidales de tensión y de deformación.

4. RESULTADOS Y ANÁLISIS

4.1 Efecto de la temperatura

En la Figura 6 se presentan los registros tensión-deformación del material en función de la temperatura, pudiéndose comprobar la influencia de dicho parámetro en la capacidad resistente de la poliamida.

En la Figura 7 se representan las tensiones de rotura y los alargamientos máximos experimentados por el material para las temperaturas fijadas. Se aprecia que las tensiones de rotura decrecen con el aumento de la temperatura, mientras que las deformaciones sufren un importante aumento.

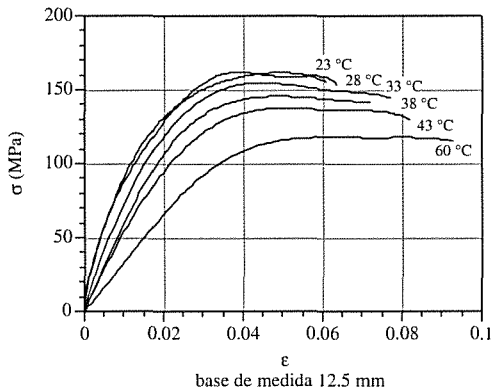


Fig 6. Curvas σ - ϵ bajo impacto en tracción.

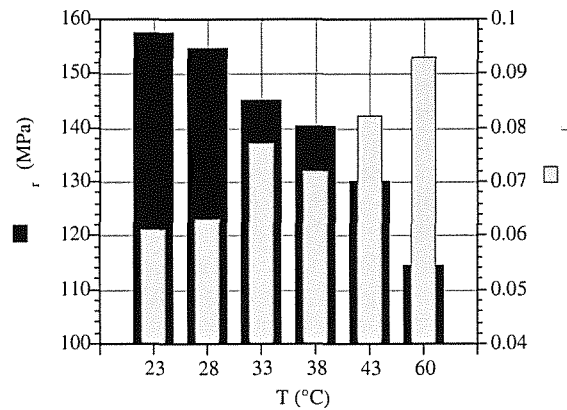


Fig 7. Valores de σ_r y ϵ_r para cada temperatura.

Para comparar los resultados obtenidos en condiciones de impacto con los de fatiga sin tiempos de espera, en la Figura 8 se ha representado, por un lado, la temperatura alcanzada por el material en el momento de su rotura por fatiga para las diferentes cargas máximas aplicadas considerando la sección neta final, en puntos llenos y, por el otro, las tensiones de rotura obtenidas por impacto en tracción para cada una de las temperaturas consideradas, en puntos huecos.

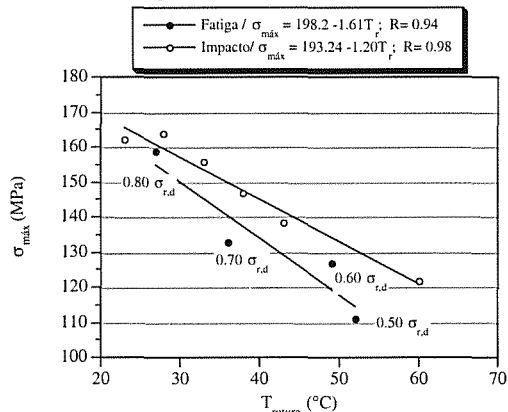


Fig 8. σ_{\max} -T en condiciones dinámicas.

En ambos casos se puede apreciar que el material presenta una tendencia al ablandamiento con el aumento de temperatura.

4.2. Medición de deformaciones

4.2.1. Fatiga continua

En los ensayos de fatiga se determinó el nivel máximo de las ondas de deformación experimentadas por el material, obtenidas a través del extensómetro, en función de N. En la Figura 9 se representa la evolución de la deformación máxima del material a lo largo de su vida en fatiga, como señal de respuesta a las ondas de tensión impuestas durante la prueba, así como el correspondiente aumento de su temperatura.

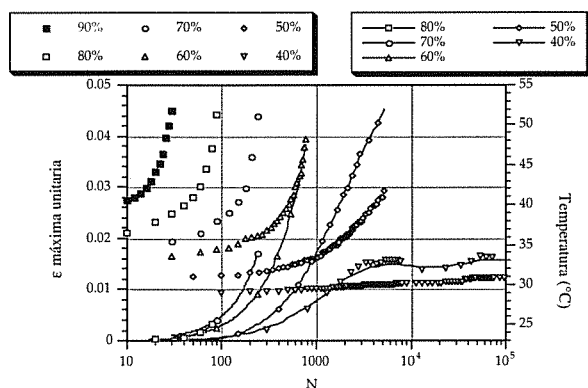


Fig 9. Evolución de ϵ_{\max} y de T en función de N.

En la Figura 10 se muestra la variación de la velocidad de deformación respecto al número de ciclos aplicado, para todas las tensiones analizadas.

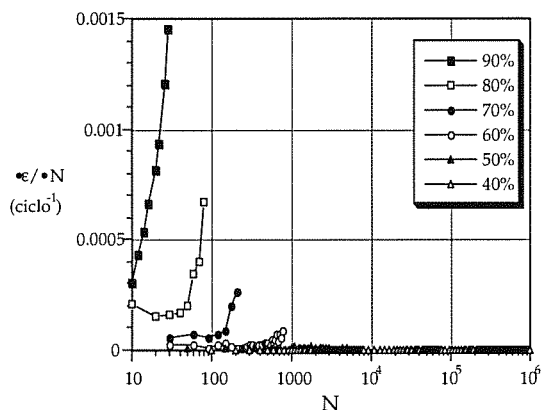


Fig 10. Variación de velocidad de deformación con N

Para valores máximos de carga igual o superiores al 60%, la deformación se encuentra acelerada hasta que el material rompe. Para valores de carga aplicados en torno al 50% la velocidad de deformación permanece estable hasta momentos previos a su rotura, instante en el que la velocidad de deformación aumenta (no apreciable a la escala representada). Sin embargo, para valores de carga igual o inferiores al 40% la velocidad de deformación permanece constante a lo largo de toda la prueba. Por tanto, es posible establecer una deformación crítica a partir de la cual los mecanismos que conducen a la rotura del material comienzan a desencadenarse. En la Figura 11 se muestra la evolución de la temperatura del material con la correspondiente del valor de deformación máxima experimentado. Se indica en puntos de mayor tamaño el valor de la deformación máxima a partir de la que se produce la inestabilidad del sistema para cada uno de los niveles de esfuerzo. El punto de inicio de dicha inestabilidad se determinó a partir de la Figura 10 como el instante en el que la velocidad de deformación progresa de modo rápido e inestable.

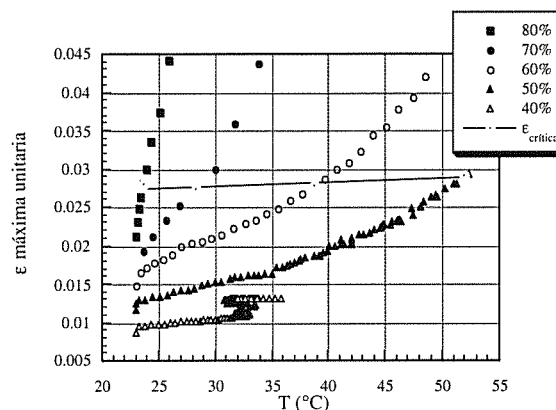


Fig 11. Evolución de ϵ_{\max} y T en fatiga continua.

La variación de temperatura acusada por el material ensayado al 40% de su tensión de rotura, oscila dentro de un pequeño intervalo como consecuencia de las variaciones térmicas día-noche producidas en el laboratorio debidas a la prolongada duración del ensayo.

En el diagrama anterior, la unión de los puntos considerados críticos conduce a la obtención de una línea prácticamente recta correspondiente a una deformación levemente inferior al 3%, que acota el valor máximo de deformación crítica del material para todos los niveles de carga. Estos resultados son consistentes con el hecho de que el material ensayado con una carga máxima del 40% de la tensión de rotura dinámica no rompiera tras la aplicación del millón de ciclos impuesto, puesto que su deformación máxima, a lo largo de toda la prueba, siempre se mantuvo a un nivel inferior del considerado crítico.

4.2.2. Fatiga discontinua

Bajo los niveles de esfuerzo del 60 y 50% de la tensión de rotura, con tiempos de espera variables, se determinó el nivel máximo de la deformación experimentada por el material en función de N, de igual forma a como se hizo en el caso de la fatiga continua. En la Figura 12 se indica la temperatura del material para cada valor de su deformación máxima, bajo una carga del 60%, para tiempos de espera de 30 y 180 s, estableciéndose con una línea horizontal el valor de la deformación crítico a partir del cual se produce la inestabilidad. La representación análoga, para una carga del 50%, se muestra en la Figura 13. En ella se observa cómo las probetas ensayadas con tiempo de espera rompen bajo condiciones de deformación inferiores a las del resto de las probetas, sin desarrollar tanto incremento térmico.

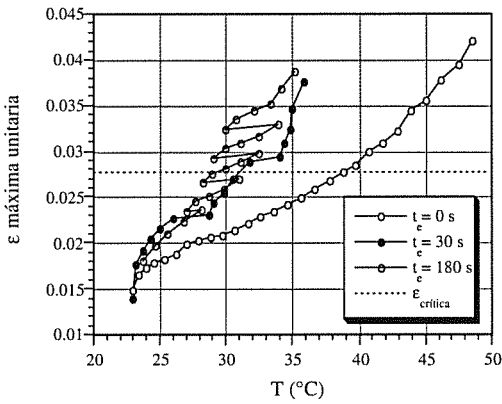


Fig 12. Evolución de $\epsilon_{m\acute{a}x}$ y T con $\sigma_{m\acute{a}x}$ del 60%.

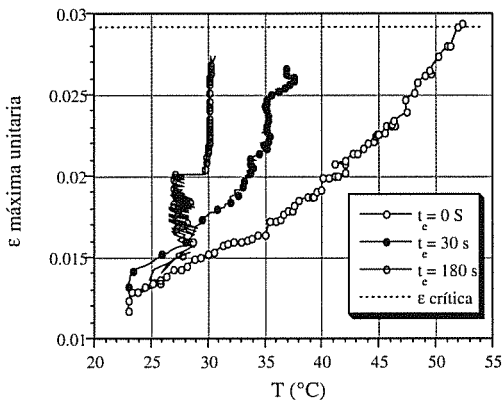


Fig 13 Evolución de $\epsilon_{m\acute{a}x}$ y T con $\sigma_{m\acute{a}x}$ del 50%.

Cuando se analizan todos los resultados obtenidos, se aprecia que, independientemente de las condiciones de carga y del grado térmico acusado por el material, variable en función de los tiempos de espera con que se le permita disipar el calor internamente generado, el mecanismo de inestabilidad se produce cuando se alcanzan valores de deformación ligeramente inferiores al 3%.

4.3. Medición de rugosidades

La Figura 14 representa la rugosidad promedio de todas las probetas ensayadas a fatiga. Cada uno de los valores presentados es la media aritmética de 5 mediciones realizadas sobre cada probeta. En general, a medida que aumenta N, hasta que se produce la rotura del material, RA se incrementa debido a la mayor abundancia de crazes manifestados superficialmente en las probetas.

Para altos valores tensionales el material rompe muy rápido sin manifestar grandes calentamientos ni un nivel de crazes relevante, ya que su rugosidad difiere poco de la existente en la probeta patrón. Sin embargo, para valores de esfuerzos aplicados más bajos el material prolonga su vida en fatiga, permitiendo que la formación de crazes aumente de un modo acusado.

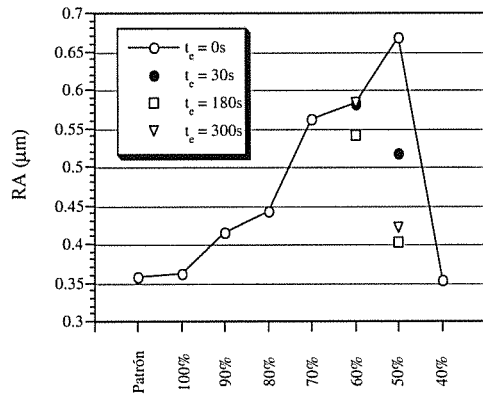


Fig 14. Evolución de RA con la tensión aplicada.

La probeta ensayada con un esfuerzo del 40% de la tensión de rotura, y que no rompió tras la aplicación del millón de ciclos, no presentó una rugosidad superior a la de la muestra patrón, debido a que los esfuerzos alternos aplicados se encontraban por debajo de su límite de endurencia, de tal forma que las grietas o defectos propios del material, establecidos a partir de la probeta patrón, no evolucionaron. También se observa que, al aplicar tiempos de espera, RA disminuye más acusadamente para las cargas más bajas, probablemente debido a que la generación de crazes no se encuentra potenciada al no existir gran calentamiento.

Para correlacionar la rugosidad de las probetas con el nivel de fisuración medido en las mismas, en el gráfico de la Figura 15 se ha representado A_F , en función de los niveles tensionales, superponiéndolos con los valores de RA correspondientes.

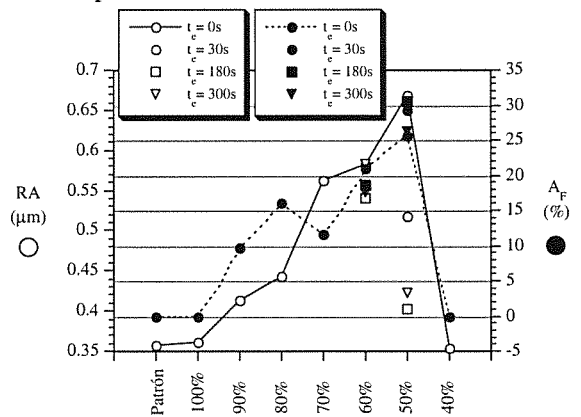


Fig 15. Evolución de RA y A_F con la tensión aplicada

En las probetas ensayadas sin tiempos de espera se aprecia una clara tendencia al aumento de A_F conforme disminuye el nivel máximo de las cargas aplicadas y aumenta el número de sollicitaciones hasta el momento en que se produce la rotura del material.

Cuando la temperatura alcanzada supera la de transición vítrea del material ($\geq 35^\circ\text{C}$), se produce una fluidez global de la probeta, lo cual supone que se obtengan mayores deformaciones (máximas) en rotura. Sin embargo, si se aplican tiempos de espera prolongados,

no se rebasa la citada temperatura de transición vítrea y el proceso de la fractura puede producirse en un plano localizado, de entre todos los planos existentes a lo largo del fuste de la probeta. Ello conlleva a que no se produzca tanta deformación generalizada de la probeta en rotura (denotado, por otro lado, por una rugosidad más baja) y, sin embargo, se consiga mayor propagación de la fisura a través de mecanismos convencionales de fatiga, manifestado por un mayor valor de A_F en el plano último de la rotura.

4.4. Medidas de viscoelasticidad dinámica

En la Figura 16 se muestra la evolución del ángulo de desfase, δ , obtenido entre las señales senoidales de tensión y de deformación, en función del número de ciclos, N , aplicado sobre el material, bajo los diferentes esfuerzos tensionales originados en fatiga continua.

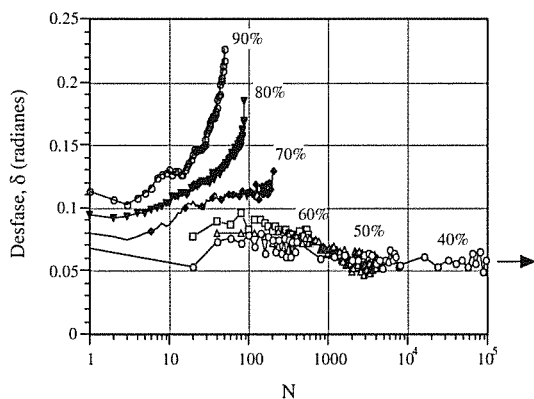


Fig 16. Evolución de δ con el número de ciclos.

Cuando se aplican valores de tensiones sobre el material inferiores al 70% del valor del esfuerzo dinámico de rotura, el ángulo de desfase, δ , permanece prácticamente invariable hasta que se produce la rotura del material, o bien, supera la secuencia del millón de ciclos a que es sometido.

Para valores de tensión iguales o superiores al 70%, se produce un crecimiento progresivo del valor de δ , como consecuencia de encontrarse el material solicitado por encima de su límite elástico que, a su vez, se reduce conforme aumenta la temperatura. Se genera como consecuencia directa de ello, un importante flujo plástico en el material, cuyo efecto predomina sobre el producido por la aplicación cíclica de las cargas. Nótese la semejanza de comportamiento entre el desfase, Figura 16 y la velocidad de deformación, Figura 10.

A partir del valor de δ se define el módulo de elasticidad complejo, E^* , el factor de pérdidas, $\text{tg}\delta$, y la velocidad de disipación de calor por ciclo, dQ/dN [7]:

$$E^* = E'(\omega) + i E''(\omega) = \frac{\sigma_0}{\epsilon_0} \cdot \cos \delta + i \frac{\sigma_0}{\epsilon_0} \cdot \text{sen} \delta \quad (1)$$

$$\text{tg} \delta = \frac{E''(\omega)}{E'(\omega)} \quad (2)$$

$$\dot{Q} = \pi \cdot f \cdot \frac{E''}{E'^2} \cdot \sigma_{\text{máx}}^2 \quad (3)$$

E' es proporcional a la energía que el material almacena como consecuencia de su deformación, de forma reversible y recuperable. E'' es proporcional a la energía que el material disipa irreversiblemente. La deformación en el material compuesto implica movimientos de segmentos de las cadenas moleculares de la matriz de PA, que modifican su conformación para adaptarse a la perturbación impuesta. Estos movimientos provocan un calentamiento por fricción, por lo que parte de la energía entregada se disipa irreversiblemente. La escasa conductividad térmica del material polimérico provoca que invierta parte de la energía producida en forma de calor, en incrementar su temperatura.

E'' , adopta un valor de un orden de magnitud más pequeño del correspondiente a la energía de deformación recuperable, E' .

En la Figura 17 se aprecia cómo a partir de un número de ciclos, variable con el nivel de esfuerzos, la velocidad de generación calor en el material se acelera, incrementa su temperatura acusadamente (Figura 9), acelera su velocidad de deformación (Figura 10) y rompe. Para el nivel de esfuerzos aplicado más bajo no se alcanza esta secuencia.

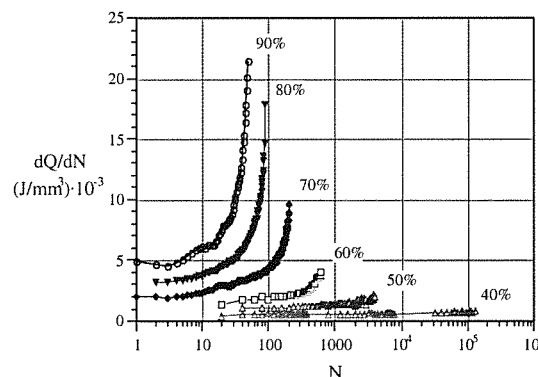


Fig 17. Evolución de dQ/dN para todos los esfuerzos.

5. CONCLUSIONES

A partir del trabajo experimental realizado sobre el material, se pueden extraer las siguientes conclusiones:

- La tensión de rotura y el límite elástico decrecen con el aumento de temperatura, mientras que su deformación en rotura aumenta.

- A partir de los ensayos de fatiga realizados se confirma la existencia de un nivel de deformación crítico, a partir del cual se generan las condiciones de

inestabilidad mecánica. Las condiciones de rotura se desencadenan cuando se obtienen deformaciones ligeramente inferiores al 3%, ya que se alcanza el valor del límite elástico, como se comprobó a través de los ensayos de impacto, independientemente del nivel térmico, transformándose toda la deformación en flujo plástico.

- La rugosidad determinada a partir de la textura superficial ha sido correlacionada adecuadamente con el grado de fisuración producido en el material y con la temperatura alcanzada en el momento de la rotura.

- La evolución del ángulo de desfase, δ , entre tensiones y deformaciones o de los correspondientes factor de pérdida, $\text{tg}\delta$, y calor disipado por ciclo dQ/dN , justifica el incremento de temperatura que adquiere el material, lo que le lleva a un cambio de velocidad de deformación al llegar a ciertas condiciones críticas, de temperatura o deformación, que le conducen a la rotura final.

6. AGRADECIMIENTOS

Los autores del trabajo desean expresar su gratitud a la CICYT (Comisión Interministerial de Ciencia y Tecnología) por la subvención del proyecto MAT 96-0568 "Criterios de selección de polímeros, con y sin refuerzo de fibras, resistentes a fatiga e impacto". Asimismo, se hace extensivo el agradecimiento a las empresas Rhône-Poulenc, RENFE y TIFSA.

En particular, los autores agradecen los valiosos comentarios del profesor D. Andrés Valiente Cancho de la Universidad Politécnica de Madrid.

7. BIBLIOGRAFÍA

- [1] TIFSA: Informe de Instrumentación. Sujeciones de carril P2 y Nabla. Línea de Madrid a Alicante, P. K. 391/330. Madrid. Septiembre, 1992.
- [2] Casado, J., Gutiérrez-Solana, F., Polanco, J. and Kerkhofs, F., "Efecto del tipo de onda en el comportamiento en fatiga de poliamidas reforzadas y de acetales". Actas I Congreso Nal. de Mat. Comp. Sevilla-95.
- [3] Casado, J.A., Polanco, J.A., Gutiérrez-Solana, F., Guerra, R. y Ruiz Ocejo, J. "Efecto de la velocidad de sollicitación en el comportamiento mecánico de poliamidas reforzadas y acetales". Actas I Congreso Nal. de Mat. Comp. Sevilla,-95.
- [4] Casado, J.A., Gutiérrez-Solana, F. and Polanco, J.A. "Waveform and waiting time effects on the fatigue behaviour of reinforced polyamides and acetals". ECF 11. Mechanics of Damage and Failure (1996). Vol III., pp.1809-1814.
- [5] Casado, J.; Polanco, J.; Gutiérrez-Solana, F. and Guerra, R. "The characterization of the resistance to lateral impact of the insulating part of the P2 rial fastening". Third International Conference: "Structures Under Shock and Impact-94". Madrid, Junio 1994. Proceedings of the Third International Conference: 8 págs. 183-190.
- [6] Surface texture analysis. The Handbook. Leigh Mummery B. Eng. Hommelwerke GmbH. West Germany 1992.
- [7] S. Suresh. Fatigue of Materials. Cambridge Solid State Science Series. Cambridge University Press, 1991.

FRACTURA DINÁMICA DE MATERIALES COMPUESTOS AVANZADOS

Juan de Oña López, Sidney Chocron, Vicente Sánchez Gálvez
 Departamento de Ciencia de Materiales. ETSI Caminos, Canales y Puertos.
 Universidad Politécnica de Madrid. Ciudad Universitaria s/n. 28040 Madrid

Resumen. Las aplicaciones de materiales compuestos en elementos estructurales son cada vez más importantes, sobre todo en el campo de la aviación y de la defensa. Las amenazas a las que se enfrentan este tipo de materiales son de muy diversa índole, desde impactos balísticos, hasta caídas de herramientas, pasando por impactos de pájaros, tormentas de granizo, etc. La determinación del daño sufrido es fundamental para evaluar la capacidad resistente residual de estos materiales. En este trabajo se presentan los resultados obtenidos al someter a cargas de impacto, mediante un cañón de gas materiales compuestos con fibra de Polietileno. Esto se ha acompañado con una modelización numérica, mediante un código comercial de diferencias finitas, Autodyn 3D, mostrando como se ajustan los resultados obtenidos experimentalmente a los que suministra el código de elementos finitos. Un modelo analítico, previamente desarrollado, permite una mayor comprensión de la física del problema, a la vez que obtiene unas predicciones razonables para un modelo tan sencillo.

Abstract: Composite materials are now widely used in structural applications, mostly in aviation, and lightweight armors for military applications. The threats for the composite materials are very diverse: ballistic impact, tools impact, bird impact, hail storms, etc. It is essential in those cases to assess and, if possible, predict the damage suffered by the composite material in order to evaluate afterwards its residual strength. In this work results of composite materials shot with a gas gun are presented. The target used was a composite material made of Polyethylene fiber. A numerical calculation with Autodyn 3-D, a commercial hydrocode, completes the study of impact in composites, showing that numerical and experimental results match reasonably well. A previously developed analytical model is also summarized in order to give some insight in the physical problem, and to show that simple models can give reasonable results.

1. INTRODUCCIÓN

Los materiales compuestos son un elemento esencial en el diseño de blindajes ligeros. Los más utilizados, si la amenaza es de pequeño tamaño, suelen ser fibras de Aramida (Kevlar) o de Polietileno en matriz polimérica. Para amenazas grandes o de tipo penetrante (núcleo duro) es necesario disponer una loseta cerámica delante del laminado para romper el proyectil y repartir la carga sobre un área mayor. Este artículo se centra en amenazas pequeñas, el lector puede encontrar información al respecto de amenazas grandes en, por ejemplo, Zaera [1] o Chocron [2].

El gran problema en la investigación del impacto balístico sobre materiales compuestos es la escasez de modelos de comportamiento hasta rotura, así como los datos y parámetros que los modelos requieren, sobre todo cuando se trata de los materiales anteriormente mencionados. La mayoría de los ensayos balísticos

suelen estar clasificados así como los modelos utilizados en el cálculo. El lector puede encontrar un buen resumen del estado del arte en Abrate [3] y existen modelos analíticos sencillos en Prosser [4], Parga [5], Morrison [6], Navarro [7], Van Gorp [8] y Zhu [9].

En este artículo se utiliza un modelo analítico de impacto sobre materiales compuestos desarrollado previamente por los autores (Chocron y Sánchez Gálvez [2]) para simular impactos de fragmentos sobre materiales compuestos y se compara con resultados experimentales y numéricos. La simulación numérica se ha realizado con el hidrocódigo Autodyn 3-D, considerando al material compuesto homogéneo y ortótropo. Los ensayos balísticos se realizaron en el marco del proyecto Euclid-RTP 3.2, cuyo objetivo era el diseño de un blindaje ligero para vehículos de infantería.

2. DESCRIPCIÓN DEL PROBLEMA Y MODELO ANALÍTICO

El proyectil es un fragmento cilíndrico que impacta sobre un panel de material compuesto (hilo de polietileno tejido en matriz de polietileno), ver Figura 1. El modelo analítico puede encontrarse descrito al detalle en Chocron [10, 11] aunque en este artículo se resume brevemente.

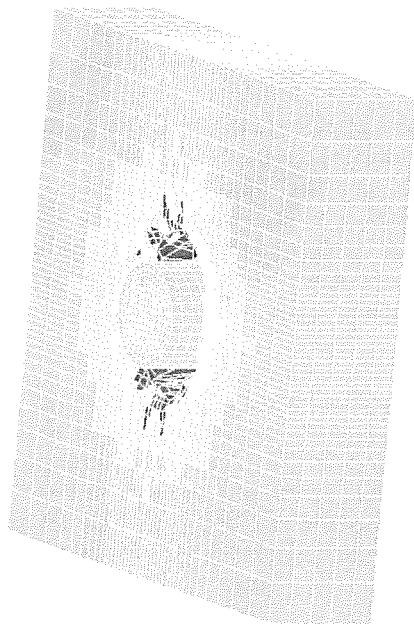


Figura 1: Imagen del fragmento penetrando en el tejido

El modelo se basa en el estudio del impacto sobre un hilo realizado por Smith [12]. Smith encontró una solución analítica para el impacto puntual en un hilo: cuando un hilo elástico lineal es impactado transversalmente por un proyectil puntual dos ondas, una longitudinal y otra transversal, empiezan a propagarse por el hilo. La deformación ε en el hilo viene dada por:

$$V = c\sqrt{\varepsilon(2\sqrt{\varepsilon(1+\varepsilon)} - \varepsilon)}$$

donde V es la velocidad de impacto, c la velocidad del sonido en el hilo y ε la deformación, que es constante a lo largo del hilo hasta donde ha llegado la onda longitudinal. La comprobación experimental de este hecho se puede apreciar en ensayos en hilos fotografiados como el de Jameson [13].

Las velocidades, respecto del laboratorio, de las ondas longitudinal y transversal son respectivamente la del sonido en el material y U , dada por:

$$U = c(\sqrt{\varepsilon(1+\varepsilon)} - \varepsilon)$$

Por tanto en lo que concierne a un hilo elástico el comportamiento a impacto es bien conocido y ha sido contrastado tanto numérica como analíticamente.

Cuando se trata de un material compuesto, que es una colección de hilos formando un tejido y todo ello embebido en una matriz polimérica, el problema es mucho más complejo y necesita de grandes simplificaciones. Para el modelo analítico desarrollado las simplificaciones fueron: 1) No se tiene en cuenta el trenzado del tejido, 2) La deformación es constante a lo largo del espesor del compuesto, 3) Los únicos hilos que frenan el proyectil son los que este se encuentra en su recorrido durante la penetración.

Sólo falta un criterio de rotura para detener los cálculos en el momento en que esta se produzca. El criterio de rotura utilizado en este modelo es energético: se supone que el tejido es capaz de absorber una cantidad de energía constante (por hilo) antes de la rotura. Esta energía se determina mediante al menos un ensayo balístico penetrante. Una vez conocida el modelo calcula analíticamente la energía que se propaga por los hilos, que romperán cuando esa energía alcance el valor experimental. Es importante hacer énfasis en que, aunque los criterios energéticos son profusamente utilizados (Prosser [4]) rara vez se les da el enfoque de este trabajo: la energía medida experimentalmente permite predecir analíticamente el momento de la rotura mediante la ecuación:

$$\int_{t=0}^{t_{rotura}} \varepsilon^2 dt = cte$$

Con las consideraciones anteriores se pueden escribir las ecuaciones del movimiento del proyectil (ver Chocron [14]) para el impacto sobre un tejido, que resulta ser un sistema de ecuaciones diferenciales ordinarias de primer orden fácil de resolver con un programa escrito por los autores.

Para el modelo de se utilizó el del tejido pero reescribiendo la ecuación de cantidad de movimiento del proyectil como una ecuación de la energía, e incluyendo en esta la energía absorbida por la deslaminación del compuesto.

3. SIMULACIÓN NUMÉRICA

El modelo numérico se ha realizado con Autodyn 3-D, un programa comercial de diferencias finitas especialmente adecuado para los problemas en los que las velocidades de deformación son muy altas. Se ha elegido la versión en 3-D porque la versión 2-D obliga a

una simetría radial, que no existe en el problema estudiado, por estar los hilos del blanco dispuestos a 0 y 90 grados.

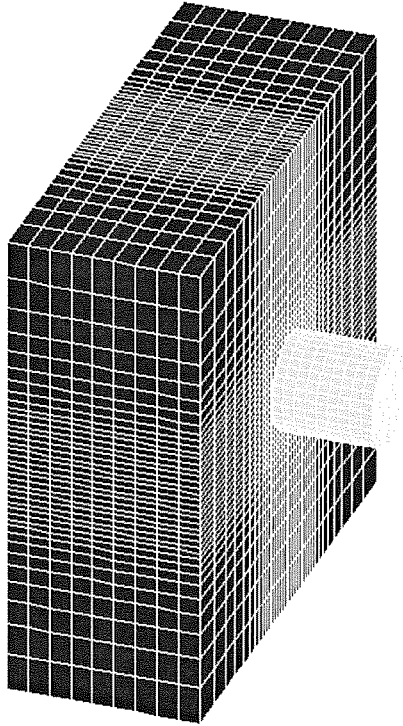


Figura 2: Configuración inicial en el cálculo numérico

Se ha considerado por lo tanto un blanco ortótropo, con un criterio de plastificación de Von Mises, y un criterio de rotura de deformación máxima en tracción. Se supone que “z” es la dirección en la que se produce el impacto y “x” e “y” dos direcciones perpendiculares, una según la trama del tejido y la otra según la urdimbre. Se ha realizado un barrido de los módulos elásticos E_x y E_y entre 100 y 30 GPa, para E_z entre 10 y 3 GPa, la tensión de cedencia se ha variado entre 500 y 300 MPa, y las deformaciones de rotura ϵ_x y ϵ_y entre un 5 y 50%. El proyectil es de acero con una masa de 2.79 gramos y un diámetro de 7.62 mm y simula el impacto de un fragmento (FSP). El acero se considera isótropo, elastoplástico con un criterio de plastificación de Von Mises y se ha variado su tensión de cedencia entre 1 GPa y 0,6 GPa. Los valores para los materiales compuestos han sido tomados de ensayos dinámicos de caracterización de los materiales (ver Chocron [15])

La configuración inicial puede verse en la Figura 2. El mallado se ha realizado más fino en la zona cercana al impacto ya que las deformaciones en esa zona son muy grandes. El compuesto tiene 78 capas. Se han realizado impactos sobre placas de 10 centímetros de lado, y las velocidades de impacto estudiadas van desde 650 hasta 1020 m/s de acuerdo con los datos experimentales existentes.

4. ANÁLISIS DE LOS RESULTADOS OBTENIDOS

Con el modelo analítico presentado con anterioridad se ha obtenido la ley de velocidades residuales en función de la velocidad inicial del proyectil (Figura 3).

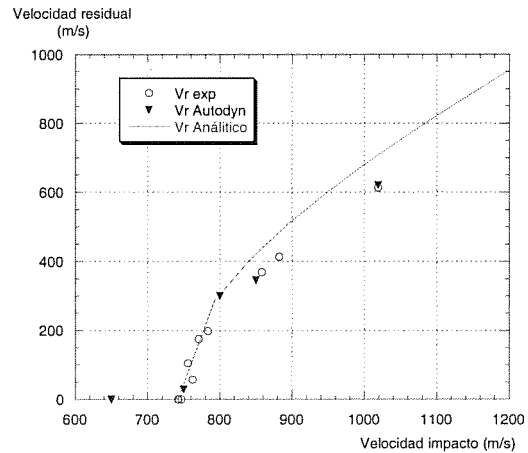


Figura 3: Resultados analíticos, numéricos y experimentales para distintas velocidades de impacto.

Mediante la simulación numérica se ha obtenido, para los distintos casos estudiados, las velocidades residuales (Figura 3) así como el estado final de deformación y daño del material (Figura 4 y Figura 5).

De todas las posibles combinaciones de propiedades que se han estudiado para el Dyneema, la que mejor reproduce los datos experimentales es aquella con las siguientes características: $E_x=E_y= 30$ GPa, $E_z= 3$ GPa, la tensión de cedencia $\sigma_y= 300$ MPa y las deformaciones a rotura $\epsilon_x=\epsilon_y= 50\%$. Para el proyectil hemos tomado una tensión de cedencia de 0,6 GPa.

Como se puede observar (Figura 3) el modelo analítico predice bastante bien las velocidades residuales, quedando siempre del lado de la seguridad.

El modelo numérico, una vez ajustados todos los parámetros necesarios, también reproduce con bastante exactitud la realidad, en cuanto a la velocidades residuales que se obtienen. En la Figura 4 se puede apreciar la deformación de la placa (abultamiento en la parte posterior) cuando esta es impactada por el proyectil a una velocidad de 650 m/s y este se para sin llegar a perforarla. En esta Figura 4 y en la Figura 5 también se pueden observar como se comporta un material ortótropo de este tipo, en el que las tensiones se transmiten en las direcciones de ortotropía, 0 y 90°, y estas son las que plastifican en primer lugar.

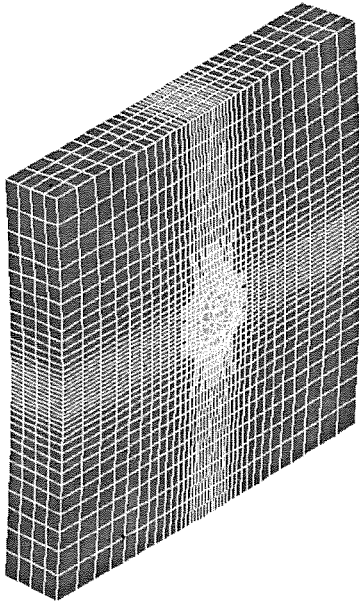


Figura 4: Estado de deformación del panel debido a un impacto a 650 m/s.

5. DISCUSIÓN Y CONCLUSIONES

Las deformaciones de rotura tan altas utilizadas en la simulación numérica para resultados comparables a los datos experimentales son sorprendentes y muy posiblemente irreales como demuestran los ensayos estáticos y dinámicos realizados previamente sobre los materiales para caracterizarlos.

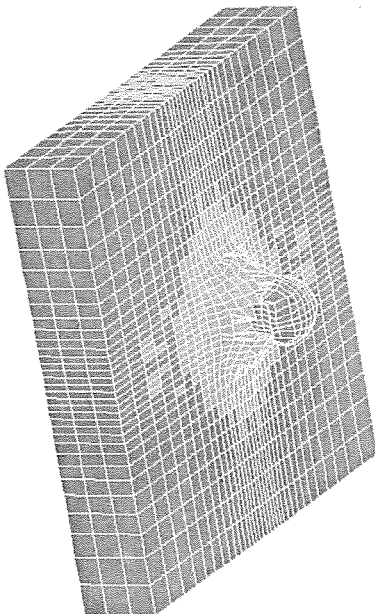


Figura 5: Estado de deformación del panel y perforación del proyectil debido a un impacto a 1020 m/s.

No obstante es necesario hacer dos consideraciones. La Figura 6 muestra un panel de Polietileno antes y después de recibir un impacto balístico. Se ha medido la deformación media en la zona de la fotografía resultando ser cercana a un 20%. Por lo tanto quizás no sea tan descabellado pensar que justo en la zona bajo el proyectil la rotura se produzca con un 50% de deformación. De cualquier forma, por supuesto, este punto tiene que ser objeto de mayor investigación, tanto experimental como numérica.

Otra posible explicación es que la deformación a rotura incluya la necesaria para que los hilos, que están ondulados al principio, por ser un tejido, se estiren y pongan rectos. Una vez rectos es cuando empiezan a deformarse y a ser traccionados.

También cabe la posibilidad de que el Polietileno se funda durante el impacto (Prosser [4]), ya que es un material con un punto de fusión muy bajo, dando por tanto lugar a deformaciones mucho mayores de lo esperado. Este efecto es muy difícil de tener en cuenta tanto en los modelos analíticos como en los modelos numéricos, y en este trabajo no se ha considerado.

Los autores quieren significar que el gran reto en este campo es encontrar el criterio de rotura adecuado, los criterios sencillos como máximas deformaciones o tensiones, son claramente insuficientes y son las únicas posibilidades que ofrecen prácticamente todos los programas numéricos comerciales. En cambio, en los modelos analíticos, aunque deban ser sencillos, para no "convertirse" en numéricos, y a la vez traten de transmitir una idea física de lo que está ocurriendo durante el impacto, la libertad en la selección del criterio de rotura es mayor. Un ejemplo es el criterio de rotura seleccionado en el modelo analítico resumido en este trabajo.

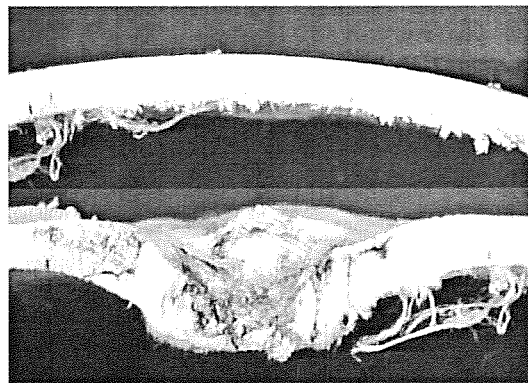


Figura 6: Un panel de material compuesto antes y después de recibir el impacto.

REFERENCIAS

- [1] R. Zaera & V. Sánchez Gálvez. (1998) International Journal of Impact Engineering. Vol. 21, No. 3, pp. 133-148.
- [2] I. S. Chocron Benloulo & V. Sánchez Gálvez. (1998) International Journal of Impact Engineering. Vol. 21, No. 6, pp. 461-471.
- [3] S. Abrate. (1994) Applied Mechanics Review. Vol. 47, No. 11, pp. 517-544.
- [4] R.A. Prosser. (1988) Textile Research Journal.
- [5] B. Parga-Landa & F. Hernández Olivares. (1995) International Journal of Impact Engineering. Vol. 13, No. 3, pp. 455-466.
- [6] C.E. Morrison. (1984) Tesis Doctoral. Universidad de Surrey.
- [7] C. Navarro, J. Rodríguez & R. Cortés. (1994) Journal de Physique IV, Colloque C8, supplément au Journal de Physique III. Vol. 4, pp. 515-520.
- [8] E.H.M. van Gorp, L.L.H. van der Loo & J.L.J. van Dingenen. (1993) 14th International Symposium on Ballistics.
- [9] Guoqi Zhu, Werner Goldsmith & C. K. Dharan. (1992) Int. J. Solids Structures. Vol. 29, No. 4, pp. 399-436.
- [10] Isaias Sidney Chocron Benloulo, J. Rodríguez & V. Sánchez Gálvez. (1997) Textile Research Journal. Vol. 67, No. 7, pp. 520-528.
- [11] I. S. Chocron Benloulo, J. Rodríguez & V. Sánchez Gálvez. (1997) Journal de Physique IV. Colloque C.
- [12] Jack C. Smith, Frank L. McCrackin & Herbert F. Schiefer. (1958) Textile Research Journal.
- [13] J.W. Jameson, G. M. Stewart, D. R. Petterson & F.A. Odell. (1962) Textile Research Journal.
- [14] I.S. Chocron. (1996) Tesis Doctoral. Universidad Politécnica de Madrid.
- [15] I.S. Chocron Benloulo, J. Rodríguez, M.A. Martínez & V. Sánchez Gálvez. (1997) International Journal of Impact Engineering. Vol. 19, No. 2, pp. 135-146.

ANÁLISIS MEDIANTE ELEMENTOS DE CONTORNO DE PROBLEMAS AXISIMÉTRICOS CON CIERRE DE GRIETAS

E. Graciani, V. Mantic, F. París.

Grupo de Elasticidad y Resistencia de Materiales.

Dpto. de Mecánica de Medios Continuos, Teoría de Estructuras e Ingeniería del Terreno.

E.S.I. de Sevilla, Avda. de los Descubrimientos s/n, 41092 SEVILLA.

Resumen. En el presente artículo se presenta una herramienta numérica de cálculo basada en el método de los elementos de contorno (MEC) para la solución del problema elástico con presencia de contacto entre sólidos en condiciones de simetría axial. Las condiciones de contacto entre los sólidos se imponen de forma débil mediante un algoritmo que permite la posibilidad de usar discretizaciones no conformes. Como ejemplo de aplicación del algoritmo se ha realizado un estudio del estado tensional en el entorno de una grieta circular en la interfase de dos materiales no homogéneos, la precisión del método permite observar claramente cómo existe una zona de contacto de tipo Comninou en el vértice de la grieta, a pesar de que las dimensiones de la misma sean microscópicas.

Abstract. In this paper a numerical tool for solving contact axi-symmetrical elastic problems, based on the application of the boundary element method, is presented. Contact boundary conditions are imposed in a weak manner allowing the use of non-conforming discretizations. In order to prove the validity of the algorithm, an analysis of the stress singularities appearing at the tip of a penny-shape crack at the interface of two non-homogeneous materials have been carried out, showing the presence of a Comninou contact zone in the vicinity of the crack tip, this contact zone being of micromechanical level.

1. INTRODUCCIÓN

En los ensayos micromecánicos de caracterización de las propiedades de la interfase fibra-matriz en materiales compuestos, tales como el "pull-out", "push-out" o el ensayo de fragmentación, el mecanismo de fallo de las probetas viene controlado por la aparición de una grieta de geometría cuasi-axisimétrica que se propaga a lo largo de la matriz o de la interfase.

Cuando la grieta se genera en la interfase, debido a la gran diferencia entre las propiedades elásticas de la fibra y la matriz es de esperar la aparición de grandes desplazamientos relativos en el entorno del vértice de la grieta y será por tanto recomendable en estos casos la utilización de un algoritmo de contacto no conforme con aplicación débil de las condiciones de contacto en la zona de cierre de la grieta para el cálculo del estado tensional en el entorno de la fisura. Un estudio análogo fue realizado por París et al. [1] para el caso de una grieta circular en deformación plana.

En este artículo se presenta una herramienta de cálculo basada en el MEC que nos permite resolver problemas de elasticidad axisimétrica con presencia de contacto entre varios cuerpos. Para comprobar la bondad del algoritmo utilizado se ha realizado un estudio del estado

tensional en una grieta circular en la interfase de dos materiales no homogéneos.

2. APLICACIÓN DEL MEC A PROBLEMAS AXISIMÉTRICOS

En ausencia de fuerzas de volumen, la representación integral de contorno en forma incremental de los desplazamientos Δu_{β}^K ($\beta = r, z$) de un punto 'y' de coordenadas (r,z), perteneciente a un sólido D_K , tiene la forma:

$$C_{\alpha\beta}(y)\Delta u_{\beta}^K(y) + \int_{\partial D_K} T_{\alpha\beta}^*(y, \eta)\Delta u_{\beta}^K(\eta)ds = \int_{\partial D_K} U_{\alpha\beta}^*(y, \eta)\Delta t_{\beta}^K(\eta)ds \quad (1)$$

siendo ∂D_K el contorno del sólido D_K , $\eta \in \partial D_K$. Los núcleos $T_{\alpha\beta}(y, \eta)$ y $U_{\alpha\beta}(y, \eta)$ y el término libre $C_{\alpha\beta}(y)$ pueden obtenerse por dos caminos, bien integrando las ecuaciones tridimensionales en la coordenada θ , o bien obteniéndolos directamente a partir de un planteamiento axisimétrico del problema elástico de forma análoga a como se obtuvieron en el caso tridimensional [2]-[3].

Para obtener la solución numérica de un problema determinado, es necesario realizar una discretización del contorno de cada sólido. Mediante el uso de unas determinadas funciones de forma los desplazamientos Δu_{β}^K y las tensiones Δt_{β}^K en cada elemento pueden ser expresados en función de las variables nodales:

$$\begin{aligned}\Delta u_{\beta}^{\partial D_K^k}(\xi) &= N^{kK}(\xi) \Delta u^{kK} \\ \Delta t_{\beta}^{\partial D_K^k}(\xi) &= N^{kK}(\xi) \Delta t^{kK}\end{aligned}\quad (2)$$

donde $\Delta u_{\beta}^{\partial D_K^k}(\xi)$ y $\Delta t_{\beta}^{\partial D_K^k}(\xi)$ son los desplazamientos y el vector tensión a lo largo del elemento ∂D_K^k , expresados en función de la coordenada local ξ . $N^{kK}(\xi)$ es una matriz que contiene las funciones de forma definidas en el elemento y Δu^{kK} y Δt^{kK} son vectores que contienen los desplazamientos y las tensiones de los nodos del elemento ∂D_K^k .

Introduciendo (2) en (1) y colocando ésta expresión integral en tantos puntos como sea necesario, se obtiene un sistema de ecuaciones de la forma:

$$H^K \Delta u^K = G^K \Delta t^K \quad (3)$$

donde las matrices H y G contienen las integrales de los productos de los núcleos y las funciones de forma a lo largo de los elementos de la discretización. Una explicación detallada de cómo imponer en estas ecuaciones las condiciones de contorno directas en las zonas del contorno de los sólidos que no son de contacto puede encontrarse en [4].

3. APLICACIÓN DE LAS CONDICIONES DE CONTACTO

Para imponer las condiciones de contacto en la superficie de contacto entre dos sólidos se ha seguido un procedimiento análogo al descrito en [5]-[6] para tensión y deformación plana.

Para aplicar las relaciones de compatibilidad se definen dos campos de desplazamientos sobre el sólido A:

$$\Delta u_{\beta}^A(x) \rightarrow \forall x \in D_A \quad (4)$$

$$\Delta u_{\beta}^{\partial A}(y) \rightarrow \begin{cases} \Delta u_{\beta}^A(y) & \forall y \in \partial D_{A1} \\ -\Delta u_{\beta}^B(y) + \delta_{\beta}(y) & \forall y \in \partial D_{Ac} \end{cases} \quad (5)$$

siendo Δu_{β}^A y Δu_{β}^B la solución de los desplazamientos en los sólidos A y B, δ_{β} son los desplazamientos

relativos de los puntos de la zona de contacto y ∂D_{A1} y ∂D_{Ac} son la zona libre y de contacto, respectivamente, del contorno del sólido A.

Aplicando el principio de los trabajos virtuales se llega a la ecuación:

$$\int_{\partial D_{Ac}} t_{\beta}^{A\Psi}(\eta) (\Delta u_{\beta}^A(\eta) + \Delta u_{\beta}^B(\eta) - \delta_{\beta}(\eta)) ds = 0 \quad (6)$$

que debe cumplirse para cualquier campo de tensiones $t_{\beta}^{A\Psi}$ en equilibrio. Discretizando (6) se obtienen las ecuaciones:

$$H_c^{kA} \Delta u_{\beta}^{kA} + H_c^{kB} \Delta u_{\beta}^{kB} - H_c^{k\delta} \delta_{\beta}^k = 0 \quad (7)$$

donde las matrices H_c^{kA} , H_c^{kB} y $H_c^{k\delta}$ se obtienen mediante integración de los productos de las funciones de forma [6].

Para aplicar las relaciones de equilibrio se definen dos campos de tensiones sobre el sólido B:

$$\Delta t_{\beta}^B(x, n) \rightarrow \forall x \in D_B \quad (8)$$

$$\Delta t_{\beta}^{\partial B}(y, n) \rightarrow \begin{cases} \Delta t_{\beta}^B(y, n^B) & \forall y \in \partial D_{B1} \\ \Delta t_{\beta}^A(y, n^A) & \forall y \in \partial D_{Bc} \end{cases} \quad (9)$$

siendo Δt_{β}^A y Δt_{β}^B el campo de tensiones solución de los sólidos A y B, n un vector unitario cualquiera y n^K el vector normal unitario exterior al contorno del sólido K y ∂D_{B1} y ∂D_{Bc} son la zona libre y de contacto, respectivamente, del contorno del sólido B.

Aplicando el principio de los desplazamientos virtuales se llega a la ecuación:

$$\int_{\partial D_{Bc}} (\Delta t_{\beta}^B(\eta) - \Delta t_{\beta}^A(\eta)) u_{\beta}^{B\Psi} ds = 0 \quad (10)$$

que debe cumplirse para cualquier campo de desplazamientos $u_{\beta}^{B\Psi}$. Discretizando (10) se obtienen las ecuaciones:

$$G_c^{kB} \Delta t_{\beta}^{kB} - G_c^{kA} \Delta t_{\beta}^{kA} = 0 \quad (11)$$

donde las matrices G_c^{kA} y G_c^{kB} se obtienen nuevamente mediante integración de los productos de las funciones de forma [6].

Las condiciones de fricción se aplican, siguiendo el modelo de Coulomb, sobre los nodos del sólido A.

Según este modelo, la zona de contacto se puede dividir en tres subzonas: zona libre, zona de adhesión y zona de deslizamiento. Para una exposición más detallada sobre las ecuaciones a imponer en cada una de estas situaciones véase [6].

4. ALGORITMO DE SOLUCIÓN

Debido a la existencia de condiciones de contacto entre los sólidos, se precisa de un algoritmo incremental para la resolución del sistema de ecuaciones. Partiendo de una primera suposición sobre las subzonas libre, de adhesión y de deslizamiento en el contorno del sólido A, se resuelve el sistema formado por (3), una vez impuestas las condiciones de contorno directas, (7), (11) y las condiciones de fricción.

En general, la solución obtenida no cumplirá las condiciones de contacto supuestas durante todo el incremento de carga. El límite de aplicación de las condiciones supuestas vendrá dado por la mínima fracción del incremento que suponga el incumplimiento de una de las condiciones de contacto. Cambiando las condiciones de contorno violadas se obtiene una nueva estimación de las subzonas que se utiliza como punto de partida para la aplicación del resto de la carga.

Este proceso se repetirá tantas veces como sea necesario hasta que se aplique completamente la carga. Es posible que en alguno de los intervalos se violen varias condiciones de contorno simultáneamente, siendo necesario un proceso iterativo hasta encontrar una estimación válida de las subzonas de contacto.

5. APLICACIÓN

El problema a estudiar es el mostrado en la figura 1, consistente en una grieta circular, situada en la interfase de dos semiespacios con diferentes propiedades elásticas, sometida a una tensión perpendicular al plano de la grieta aplicada en el infinito.

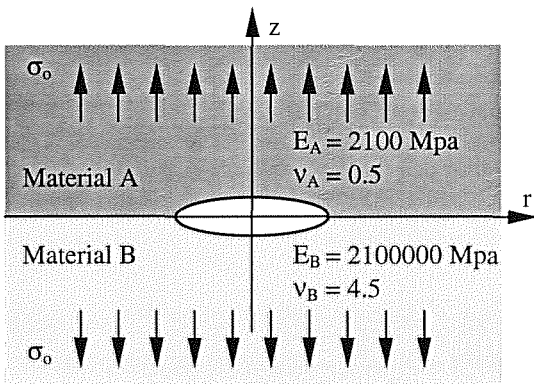


Fig. 1. Grieta circular en la interfase de dos materiales.

El problema de las grietas de interfase ha sido estudiado históricamente por diferentes autores y existen diversas expresiones que nos permiten conocer el estado tensional en el entorno del vértice de la grieta dependiendo de las hipótesis que se consideren sobre las condiciones de contorno en los labios de la grieta.

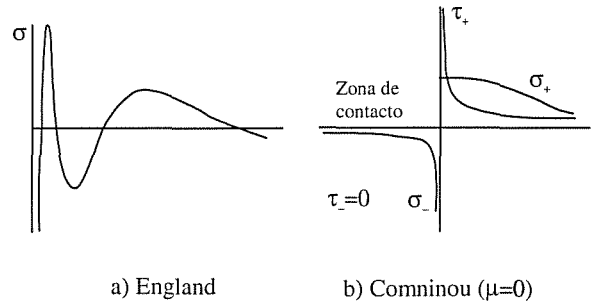


Fig. 2. Estado tensional en el entorno del vértice de la grieta.

Si se considera que los labios de la grieta están libres de tensiones, England [7], las componentes del tensor de tensiones en el fondo de grieta tienen un comportamiento singular oscilante como el mostrado en la figura 2.a y la solución de los desplazamientos en el vértice de la grieta provoca interpenetraciones entre sus labios superior e inferior.

Comninou eliminó la inconsistencia de la solución de los desplazamientos considerando el posible contacto entre los labios de la grieta. En este caso, la solución obtenida no presenta incompatibilidades y tiene un comportamiento como el mostrado en la figura 2.b.

Si se considera contacto sin fricción, [8], la tensión tangencial en el fondo de la grieta (τ_+) y la tensión de compresión en la zona de contacto (σ_-) tienen un comportamiento singular (de orden 0.5), mientras que la tensión normal en el fondo de la grieta (σ_+) permanece acotada.

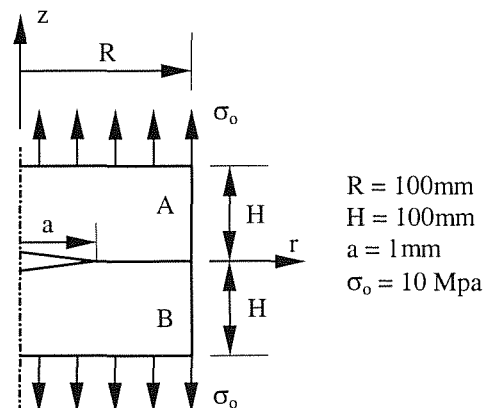


Fig. 3. Problema resuelto.

Para el estudio numérico se ha considerado una grieta circular en la interfase de dos cilindros concéntricos con la misma, con las dimensiones mostradas en la figura 3.

Para los materiales considerados, la zona en la que se producen interpenetraciones según la solución de England y la zona de cierre de grieta ofrecida por la solución de Comninou es del orden de 10^{-5} mm [9].

En la figura 4 se presenta la solución de las tensiones en el fondo de grieta obtenida con una discretización tal que la longitud de los elementos en el entorno del vértice de la grieta son del orden de 10^{-4} mm.

Como la discretización no es lo suficientemente fina como para permitir apreciar la presencia de la zona de cierre de grieta, se obtiene una solución clásica de grieta trabajando en modo mixto, donde las componentes normal y tangencial de las tensiones son nulas en los labios de la grieta y singulares en el fondo de grieta.

Nótese que al haberse utilizado solamente elementos lineales, la solución en los nodos contiguos al vértice de la grieta está incorrectamente evaluada y, por tanto, estos puntos no están reflejados en la figura, como se pone de manifiesto claramente en el detalle.

Para poder modelar correctamente la zona de cierre de grieta se realizó una nueva discretización del problema utilizando una malla tal que la longitud de los elementos en el entorno del vértice de la grieta tiene una dimensión

del orden de 10^{-8} mm. La solución obtenida en este caso se puede observar en las figuras 5, 6 y 7.

En la figura 5 se muestra la posición deformada de la grieta con un detalle del entorno del vértice de la grieta, donde se puede observar con claridad la presencia de una zona de contacto en el borde de la grieta, comprobándose que tiene un tamaño dentro del orden de magnitud que predice la teoría.

En el fondo de grieta, figura 6, se observa como efectivamente la tensión tangencial (τ_+) es singular, mientras que la tensión normal (σ_+) es acotada.

Por otra parte, en la figura 7 se observa la singularidad de compresión que se produce en la tensión normal de contacto (σ_-). Al haberse considerado el contacto sin fricción las tensiones tangenciales en los labios de la grieta (τ_-) son nulas.

En la figura 8 se muestran las dos tensiones singulares en escala log-log en el entorno del vértice de la grieta. Puede comprobarse como efectivamente el orden de singularidad obtenido es del orden de 0.5.

En las figuras 6, 7 y 8 están excluidos nuevamente los nodos contiguos al vértice de la grieta. El uso de elementos con funciones de forma específicas para la representación de tensiones singulares [4] nos permitiría obtener una solución válida también en estos elementos.

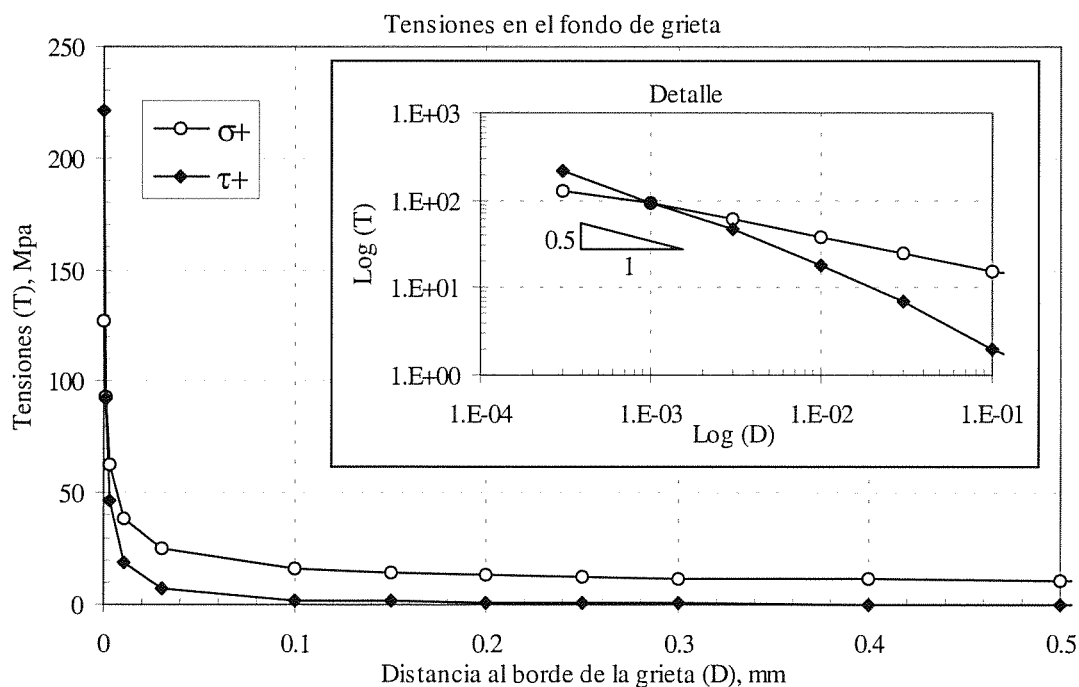


Fig. 4. Tensiones en el fondo de grieta sin presencia de contacto y ampliación en escala log-log de las tensiones en el entorno del vértice de la grieta.

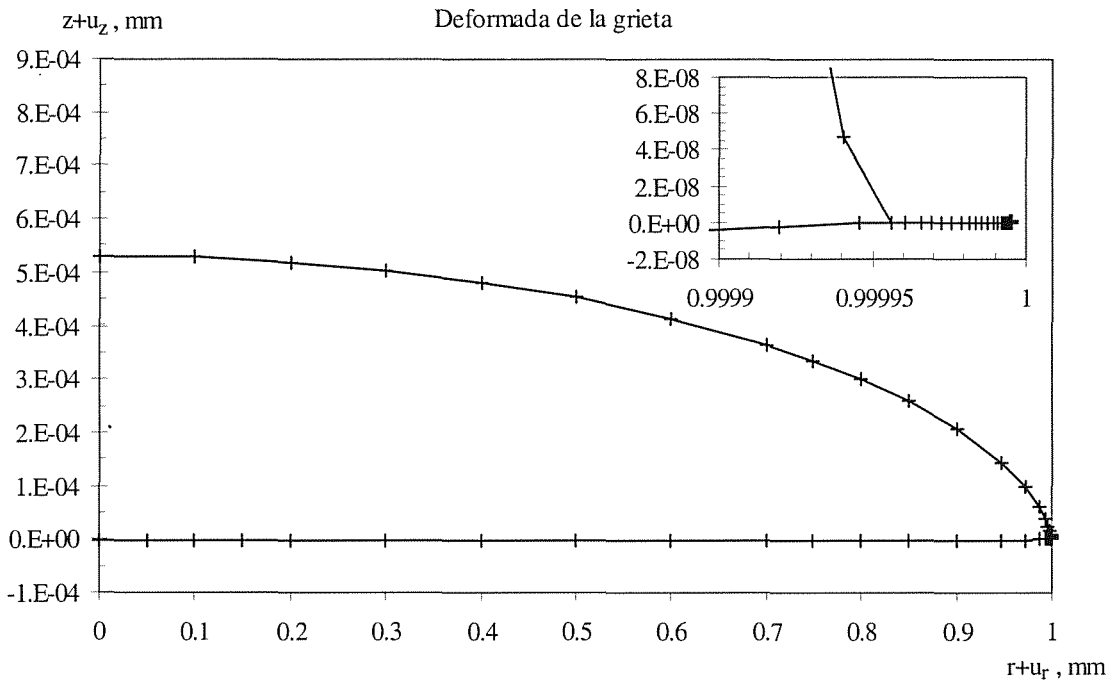


Fig. 5. Apertura de la grieta y detalle de la zona de contacto.

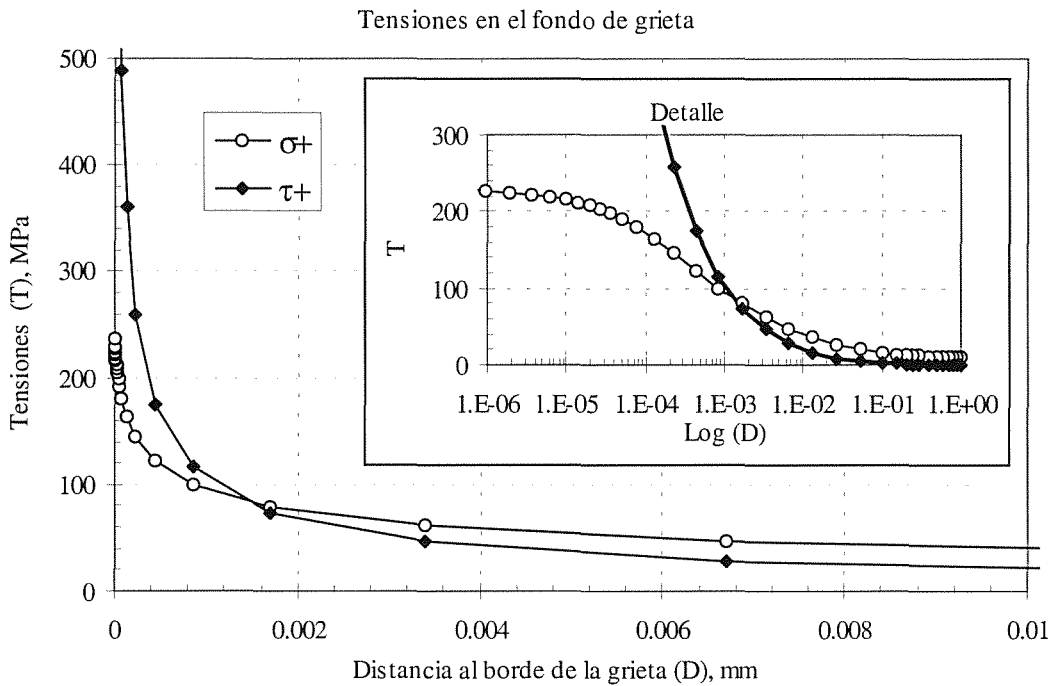


Fig. 6. Tensiones en el fondo de grieta cuando hay zona de contacto. Comportamiento singular de las tensiones tangenciales y acotado de las tensiones normales.

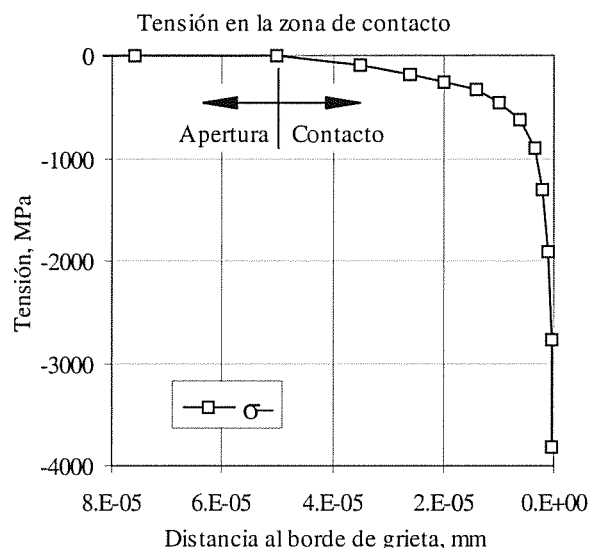


Fig. 7. Compresiones en la zona de contacto.

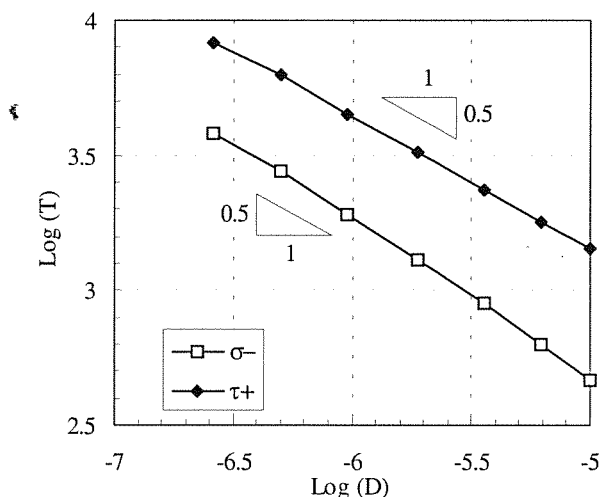


Fig. 8. Tensiones (escala log-log) a ambos lados del fondo de grieta cuando hay zona de contacto.

Para calcular los factores de intensificación de tensiones pueden utilizarse las expresiones, [10]:

$$K_I = - \lim_{r \rightarrow a^-} \frac{\sigma_-}{\sigma_0} \sqrt{1 - \left(\frac{r}{a}\right)^2} \quad (12)$$

$$K_{II} = \lim_{r \rightarrow a^+} \frac{\tau_+}{\sigma_0} \sqrt{\left(\frac{r}{a}\right)^2 - 1}$$

debiendo cumplirse:

$$K_{II} = \frac{K_I}{\beta} \quad (13)$$

donde β es el segundo parámetro de Dundurs (para los materiales que estamos utilizando $\beta=0.47$).

Calculando los límites de (12) con la solución numérica de (τ_+) y (σ_-) se obtiene: $K_I = 0.28$ y $K_{II} = 0.62$. Estos valores satisfacen: $K_I/K_{II} = 0.45$ que se ajusta con bastante exactitud a lo predicho en (13).

6. CONCLUSIONES

Se ha desarrollado un algoritmo de contacto para tratar problemas axisimétricos con grietas mediante el método de los elementos de contorno. La aplicación del algoritmo a un problema con zona de contacto submicroscópica ha puesto de manifiesto el elevado nivel de precisión del método y del algoritmo.

En la actualidad la herramienta desarrollada es adecuada para tratar los ensayos de fragmentación para el caso de fibra y matriz isótropa. El tratamiento de la fibra de carbono, de comportamiento ortótropo, en el plano de modelización requerirá disponer de la solución fundamental en medios ortótropos axisimétricos, siendo de validez el algoritmo de contacto desarrollado.

7. BIBLIOGRAFÍA

- [1] París F., del Caño J.C. y Varna J. "The fiber-matrix interface crack - A numerical analysis using Boundary Elements", Int. J. of Fracture, 82, 11-29 (1996).
- [2] Bakr A. A. "The boundary integral equation method in axisymmetric stress analysis problems", Ed. Springer-Verlag (1986).
- [3] Balas J., Sládek J. y Sládek V. "Stress analysis by boundary element methods", Ed. Elsevier (1989).
- [4] París F. y Cañas J. "Boundary element method. Fundamentals and applications", Ed. Oxford University Press (1997).
- [5] París F., Blázquez A. y Cañas J. "Contact problems with non-conforming discretizations using boundary element method", Comput. & Struct. 57, 829-839 (1995).
- [6] Blázquez A., París F. y Mantic V. "BEM solution of two-dimensional contact problems by weak application of contact conditions with non-conforming discretizations", Int. J. of Solids & Struct. 35-24, 3259-3278 (1998).
- [7] England A. H. "A crack between dissimilar media", J. of Appl. Mech., 32, 400-402 (1965).
- [8] Comninou M. "The interface crack", J. of Appl. Mech., 44, 631-636 (1977).
- [9] Comninou M. "An overview of interface cracks", Eng. Fract. Mech., 37-1, 197-208 (1990).
- [10] Martin-Moran C.J., Barber J.R. y Comninou M. "The penny shaped interface crack with heat flow. Part 1: perfect contact", J. of Appl. Mech., 50, 29-36 (1983).

CAMPO TENSO-DEFORMACIONAL EN EL EXTREMO DE UNA FISURA BAJO CARGA CICLICA: MODELIZACION ANALITICA Y NUMERICA

J. Toribio y V. Kharin

Departamento de Ciencia de Materiales, Universidad de La Coruña
E.T.S. Ingenieros de Caminos, Campus de Elviña s/n, 15192 La Coruña

Resumen. Este artículo analiza el papel de la pre-fisuración por fatiga en la corrosión bajo tensión de acero perlítico de alta resistencia sometido a disolución anódica localizada y fisuración asistida por hidrógeno. Se estudian los efectos de la deformación plástica y de las tensiones residuales compresivas generadas a consecuencia de la sollicitación de fatiga. Para ello se utiliza una estimación teórica simple y una modelización numérica de alta resolución del campo tenso-deformacional próximo al extremo de la fisura durante la sollicitación cíclica previa y el proceso monótono de carga posterior. Se observa que la plasticidad de origen cíclico en el extremo de la fisura mejora el comportamiento frente a la corrosión bajo tensión del acero en los dos regímenes de fisuración. En los casos respectivos, los efectos se atribuyen a la disolución anódica acelerada de la zona plástica cíclica (región de daño acumulado) produciendo redondeo químico del extremo de la fisura o al retardo en la entrada de hidrógeno en el metal causado por las tensiones residuales compresivas, incrementando en ambos casos la carga de fractura en ambiente agresivo.

Abstract. This paper analyzes the role of fatigue pre-cracking in the stress corrosion behaviour of high strength pearlitic steel subjected to localised anodic dissolution and hydrogen assisted cracking. The effects of crack-tip plastic straining and crack-tip residual stresses of a compressive nature, generated by fatigue loading, are elucidated by using both a simple theoretical estimation and a high-resolution numerical modelling of the near-tip stress-strain field during the previous cyclic loading and the posterior monotonic loading. It is shown that cyclic crack tip plasticity improves the stress corrosion behaviour of the steel in the two regimes of cracking. In the respective cases, the effects are supposed to be due to accelerated local anodic dissolution of the cyclic plastic zone (cumulative damage region) producing chemical crack blunting or to the delay of hydrogen entry into the metal caused by compressive residual stresses, thus increasing in both cases the fracture load in aggressive environment.

1. INTRODUCCION

El conocimiento del campo tenso-deformacional en las proximidades del extremo de una fisura previamente sometida a carga cíclica resulta de gran importancia en el estudio de los procesos de fractura en ambiente agresivo, pues la realización de ensayos de fisuración por corrosión bajo tensión (CBT) requiere la generación de una fisura en el material, para lo cual se realiza, antes del ensayo propiamente dicho, una pre-fisuración por fatiga con sollicitación de naturaleza cíclica bajo control muy estricto del valor máximo del factor de intensidad de tensiones (K_{max}) durante la etapa final del programa de fatiga [1]. Esta pre-fisuración altera, inevitablemente, el estado tenso-deformacional junto al extremo de la fisura, lo que condiciona sobremanera el desarrollo posterior del proceso de fisuración por CBT. Se hace necesario, pues, el estudio detallado de la evolución de los campos tenso-deformacionales a consecuencia de la sollicitación cíclica sobre la fisura, así como de la influencia del nivel de sollicitación máximo de fatiga (K_{max}) en el posterior comportamiento durante la fractura en ambiente agresivo [2]. La pre-fisuración a valores altos de $\Delta K = K_{max} - K_{min}$ (donde K_{max} y K_{min} son respectivamente los valores máximo y mínimo del factor de intensidad de

tensiones K durante el proceso de fatiga), produce un efecto de retardo en la CBT [2-4]. Esto se ha explicado normalmente como consecuencia de la acción de las tensiones residuales de compresión producidas en las descargas cerca del extremo de la fisura debido a la deformación plástica acumulada.

La principal dificultad del análisis radica en la naturaleza intrínsecamente variable de los campos de tensiones y deformaciones próximos al fondo de la fisura al variar cíclicamente la carga exterior, por lo cual es conveniente estudiar los instantes de mayor interés. A tal efecto, y con vistas al estudio posterior del proceso de CBT, es conveniente analizar los campos de tensiones y deformaciones *residuales* al final de la sollicitación por fatiga, es decir, bajo sollicitación exterior nula y tras varios ciclos de carga y descarga, justo antes del proceso de fractura en ambiente agresivo o CBT, instante en el cual la distribución de tensiones residuales es de naturaleza compresiva, produciendo una suerte de *pretensado negativo* (pre-compresión) del extremo de la fisura. También es de gran interés el seguimiento de la evolución temporal de las tensiones y deformaciones (en el entorno próximo al fondo de la fisura) a medida que la sollicitación exterior aumenta durante el ensayo de CBT.

En este artículo se plantea un doble enfoque del problema, de índole analítica y numérica. En primer lugar, y con el fin de disponer de un método analítico sencillo y eficaz, se propone una estimación de la distribución de tensiones cerca del extremo de la fisura mediante el *modelo de Rice*, aplicable a un material elastoplástico perfecto *sin* endurecimiento por deformación. A continuación, para tener un cálculo más preciso y fiable de los campos de tensiones y deformaciones próximos al fondo de la fisura, así como tener en cuenta el endurecimiento por deformación del material, se realiza una modelización numérica de alta resolución, mediante el método de los elementos finitos en régimen elastoplástico, con grandes deformaciones y grandes cambios de geometría, para reproducir fielmente la evolución mecánica y geométrica del extremo de la fisura. Las predicciones de ambos modelos (analítico y numérico) se comparan por medio de resultados experimentales de ensayos de CBT.

2. RESULTADOS EXPERIMENTALES

Con el fin de analizar los efectos de la pre-fisuración por fatiga en el posterior comportamiento frente a la CBT, se utilizan los resultados de un amplio estudio llevado a cabo sobre acero de alta resistencia [2], en el que se utilizaron diferentes programas de fatiga, con un nivel mínimo cercano a cero ($K_{\min} = 0$) en todos los ensayos, y siendo la variable clave el nivel máximo del factor de intensidad de tensiones durante la *última* fase de la pre-fisuración por fatiga (K_{\max}). Se utilizaron cuatro programas distintos de fatiga, con valores $K_{\max}/K_{IC} = 0.28, 0.45, 0.60$ y 0.80 , donde K_{IC} es la tenacidad de fractura del acero en ausencia de ambiente agresivo.

Las propiedades mecánicas del acero de alta resistencia utilizado se dan en la Tabla 1. Los ensayos de CBT sobre las muestras previamente fisuradas se realizaron a velocidad de deformación constante [5] en solución acuosa, tal como se describe en [2]. Se utilizaron potenciales anódicos y catódicos para evaluar los dos mecanismos principales de CBT en estos aceros: *disolución anódica localizada* (DAL) y *fisuración asistida por hidrógeno* (FAH). La Fig. 1 muestra los resultados experimentales en términos de carga de fractura en ambiente agresivo F_{CBT} (dividida por su valor de referencia en aire F_C) en función del cociente K_{\max}/K_{IC} . Para ambos regímenes de fisuración, el efecto mecánico de la pre-carga de fatiga es beneficioso desde el punto de vista de la CBT, puesto que la carga de fractura en ambiente agresivo es función creciente de K_{\max} .

Tabla 1. Propiedades mecánicas del acero.

E (GPa)	σ_Y (MPa)	K_{IC} (MPa $m^{1/2}$)	Ramberg-Osgood			
			$\epsilon = \epsilon^e + \epsilon^p = \sigma/E + (\sigma/P)^n$			
			I ($\epsilon^p \leq 1.07$)		II ($\epsilon^p > 1.07$)	
			P_I (MPa)	n_I	P_{II} (MPa)	n_{II}
195	725	53	2120	5.8	2160	17

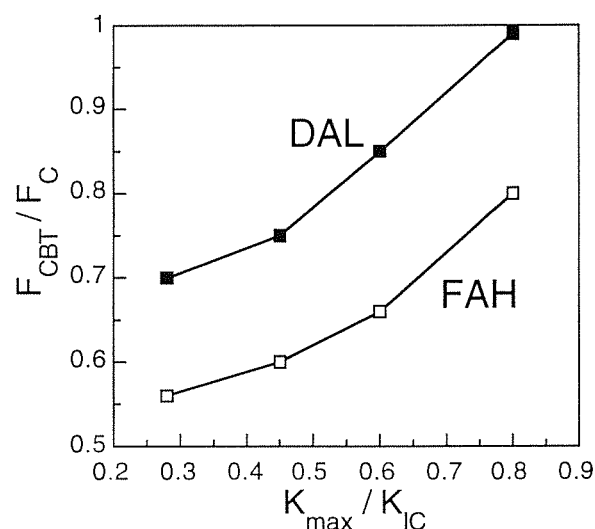


Fig. 1. Resultados de los ensayos de CBT en términos de cargas de fractura en ambiente agresivo (F_{CBT}) y en aire (F_C) para los regímenes anódico (-400 mV ECS: DAL) y catódico (-1200 mV ECS: FAH).

Estos fenómenos pueden deberse al desarrollo de la zona plástica y a la presencia de tensiones residuales cíclicas de naturaleza compresiva en el extremo de la fisura, que se encuentra pre-deformada (pre-tensada negativamente, es decir, pre-comprimida) a consecuencia de la fatiga: a mayor carga de fatiga (K_{\max}), más pronunciado es el efecto de pretensado que retrasa la fractura en ambiente agresivo (disolución del metal en el caso de DAL o entrada de hidrógeno en el caso de FAH), mejorando así las prestaciones del material.

Para elucidar los efectos mecánicos de la pre-fisuración por fatiga en CBT, debe estudiarse la evolución de las variables mecánicas principales durante el proceso: la zona plástica (Fig. 2) y la distribución de tensiones próxima al extremo de la fisura. En particular, la tensión hidrostática σ juega un papel fundamental en FAH causada por la difusión de hidrógeno asistida por la tensión [6]. Para representar los resultados teóricos y numéricos se utilizarán los dos sistemas de coordenadas habituales (cartesiano y polar) con origen común en el extremo de la fisura, tal como se muestra en la Fig. 2.

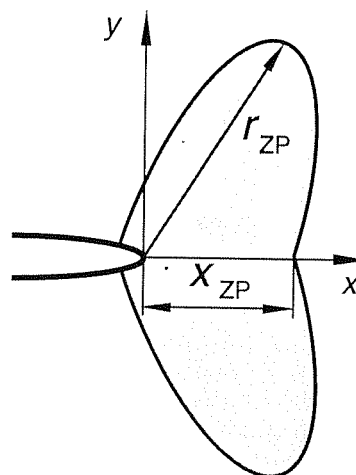


Fig. 2. Sistemas de coordenadas y zona plástica.

3. MODELO ANALITICO DEL CAMPO TENSO-DEFORMACIONAL PROXIMO AL FONDO DE LA FISURA

En trabajos anteriores [4,7] se ha utilizado el método de superposición de Rice [8] para obtener una estimación analítica del campo tenso-deformacional bajo carga cíclica. Sin embargo, debido a las importantes hipótesis restrictivas de dicho modelo, éste sólo es capaz de predecir la tendencia general, pero no permite un análisis fino de la evolución tenso-deformacional, por lo que se utilizará como primera aproximación para obtener una estimación fácil y rápida, dedicándose la siguiente sección del artículo al análisis numérico detallado de la evolución de los campos de tensión y deformación.

La Fig. 3 ofrece una representación esquemática de la distribución *monótona* (para $K=K_{\max}$) y *cíclica* (para $K=K_{\min}$) de tensiones en el frente de una fisura que ha sido previamente sometida a carga cíclica a tracción con $K_{\min}=0$, de acuerdo con la superposición de Rice para un material elastoplástico ideal *sin* endurecimiento por deformación y en un estado de tensión plana [8].

Tras adaptar dicho modelo a la situación de deformación plana utilizando un *límite elástico efectivo (constreñido)* σ_Y^* , modificado por la triaxialidad tensional de acuerdo con la estimación de Irwin del factor de constreñimiento plástico junto al extremo de la fisura (cf. [8,9]), es posible obtener las profundidades $x_{ZP}^{(R)}$ y $\Delta x_{ZP}^{(R)}$ de, respectivamente, las zonas plásticas monótona y cíclica del modo siguiente:

$$x_{ZP}^{(R)}(K_{\max}) = \frac{1}{3\pi} \left(\frac{K_{\max}}{\sigma_Y} \right)^2 \quad (1)$$

$$\Delta x_{ZP}^{(R)}(\Delta K) = \frac{1}{3\pi} \left(\frac{\Delta K}{2\sigma_Y} \right)^2 = \frac{1}{4} x_{ZP}^{(R)}(\Delta K) \quad (2)$$

donde σ_Y es el límite elástico del material, y el superíndice (R) se refiere a la estimación de Rice.

En los ensayos analizados en este trabajo, $K_{\min} \approx 0$, y por tanto $\Delta K = K_{\max}$. De acuerdo con el citado factor de constreñimiento plástico de Irwin, los extremos de tensión uniaxial σ_{yy} oscilan entre $\pm\sigma_Y^*$, es decir, su máximo valor absoluto es el límite elástico efectivo (constreñido) $\sigma_Y^* = \sqrt{3}\sigma_Y$ (cf. [9]), como se muestra en la Fig. 3.

La tensión hidrostática oscila entre $\pm\sigma^*$, donde $\sigma^* = 8/(3\sqrt{3})\sigma_Y = 1.54\sigma_Y$ (ver Fig. 3). La propia zona plástica varía desde $\Delta x_{ZP}^{(R)}$ para K_{\min} hasta $x_{ZP}^{(R)}$ para K_{\max} . Además, la Fig. 3 muestra claramente que $\Delta x_{ZP}^{(R)}$ representa la profundidad de la máxima compresión cerca del fondo de la grieta para K_{\min} , mientras que $x_{ZP}^{(R)}$ da la profundidad (medida desde el extremo de la fisura) del punto de máxima tensión hidrostática, tanto para carga monótona (K_{\max}) como para carga cíclica (K_{\min}).

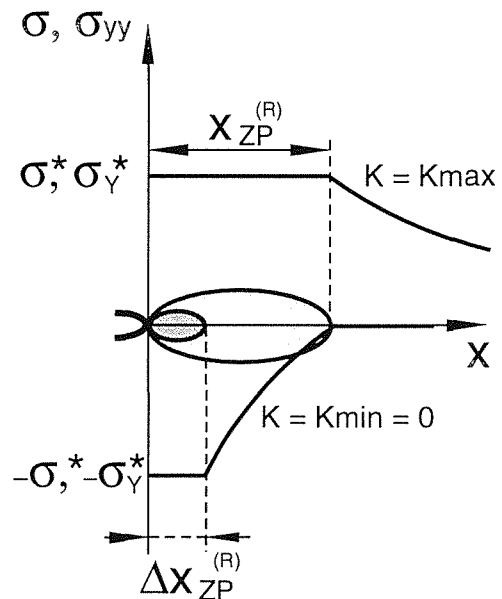


Fig. 3. Distribuciones de tensión monótona ($K=K_{\max}$) y cíclica ($K=K_{\min}=0$) frente al fondo de una fisura que ha sido sometida a carga cíclica, según el modelo de Rice para un material elastoplástico ideal *sin* endurecimiento por deformación [8]. El esquema muestra las distribuciones tanto de tensión hidrostática σ como uniaxial σ_{yy} (normal al plano de la fisura) y su valor máximo. Las zonas plásticas monótona y cíclica están ligera y densamente sombreadas, respectivamente.

4. CALCULO NUMERICO DEL CAMPO TENSO-DEFORMACIONAL PROXIMO AL FONDO DE LA FISURA

Un enfoque más preciso del problema de la pre-fisuración por fatiga en materiales estructurales reales requiere considerar el endurecimiento por deformación del material y modelizar en detalle el área próxima al extremo de la fisura. En esta sección se realiza una modelización numérica del campo tenso-deformacional próximo al fondo de grieta en un material elastoplástico *con* endurecimiento por deformación y lugar de cedencia de tipo Von Mises. Se utiliza un modelo mixto de endurecimiento isótropo-cinemático capaz de reproducir la estabilización del lazo de histéresis correspondiente al comportamiento tenso-deformacional cíclico [10]. Las características mecánicas del material corresponden al acero utilizado en el programa experimental (cf. Tabla 1). El cálculo se hizo en grandes deformaciones y con grandes cambios de geometría.

El campo tensión-deformación en las proximidades del fondo de la fisura depende fuertemente del redondeo de la punta de fisura [11,12]. Para obtenerlo se realizó un análisis en deformaciones finitas de una fisura en deformación plana bajo sollicitación en modo I, restringiendo el estudio a la situación de plasticidad en pequeña escala, que permite así considerar al factor de intensidad de tensiones K como la única variable que gobierna la situación mecánica cerca del fondo de la fisura, con independencia de la geometría particular del

sólido fisurado y de la carga aplicada (cf. [9,11]). La fisura se modelizó como una hendidura de lados paralelos y fondo redondeado con altura inicial (el doble del radio) $b_0 = 5 \mu\text{m}$, de acuerdo con datos experimentales sobre fisuras de fatiga en aceros [13]. La historia de carga aplicada consistió en varios (hasta diez) ciclos de tracción con $K_{\min}=0$ y $K_{\max}/K_{IC} = 0.45, 0.60$ y 0.80 , seguido de sollicitación creciente para simular el ensayo de CBT. Los cálculos se realizaron con el programa MARC [14], utilizando una formulación lagrangiana actualizada. Tras refinar la malla, el tamaño mínimo de elemento finito junto al fondo de la fisura fue $0.02b_0$.

En todos los casos los límites de oscilación de la tensión hidrostática σ fueron superiores a $\pm 3.8\sigma_Y$, muy, por encima de la estimación de Rice ($\pm 1.54\sigma_Y$). Se analiza sobre todo la componente hidrostática al ser la de mayor interés en FAH gobernada por la difusión asistida por la tensión [6]. La Fig. 4 muestra la evolución, durante la sollicitación monótona del ensayo CBT tras la pre-fisuración por fatiga, de la tensión hidrostática en el plano de la fisura, $\sigma = \sigma(x)$, donde x es la distancia en la configuración *deformada* del sólido.

Las zonas plásticas durante el proceso de fatiga, definidas como regiones donde la tensión equivalente de Von Mises supera el límite elástico del material ($\sigma_{eq} \geq \sigma_Y$) para $K=K_{\max}$ y $K=K_{\min}=0$ se estabilizan a partir de un escaso número de ciclos. El tamaño de la zona plástica monótona (para K_{\max}) resulta ser:

$$x_{ZP}(K_{\max}) = 0.034 \left(\frac{K_{\max}}{\sigma_Y} \right)^2 \quad (3)$$

La zona plástica cíclica para $K_{\min} \approx 0$ también depende del nivel K_{\max} (o, en otras palabras, del intervalo ΔK). En materiales con capacidad de endurecimiento por deformación, el criterio $\sigma_{eq} \geq \sigma_Y$ es válido para definir la zona de *flujo plástico real* sólo en la rama de carga creciente. Para carga cíclica, es natural definir la zona de flujo plástico a partir de la condición de incremento positivo de la deformación plástica equivalente ($d\epsilon_{eq}^p > 0$), es decir, considerar la zona plástica *activa* (la realmente cíclica). Análogamente a la zona plástica definida a partir de la tensión, estas zonas de flujo plástico cíclico se mantienen prácticamente constantes a partir de unos pocos ciclos de carga. La profundidad de la zona plástica cíclica (activa) en las descargas ($K=K_{\min}$) es:

$$\Delta x_{ZP}(K_{\max}) = 0.01 \left(\frac{K_{\max}}{\sigma_Y} \right)^2 \quad (4)$$

donde obviamente la zona plástica cíclica para K_{\min} (instante de descarga) depende del nivel de carga previo representado por K_{\max} .

El hecho de que los tamaños de zonas plásticas (monótona y cíclica) sean prácticamente independientes del ciclo de carga (se estabilizan en un par de ciclos), a pesar de la capacidad de endurecimiento por deformación del material, es un resultado original e inesperado, y permite establecer una semejanza entre el modelo de Rice (teórico) y los resultados numéricos por elementos

finitos. Las ecuaciones (1) y (2) del modelo de Rice tienen el mismo factor de escala $(K_{\max}/\sigma_Y)^2$ que las relaciones (4) y (5) a partir del cálculo numérico. Sin embargo, el modelo teórico de Rice sobrestima los tamaños de zona plástica.

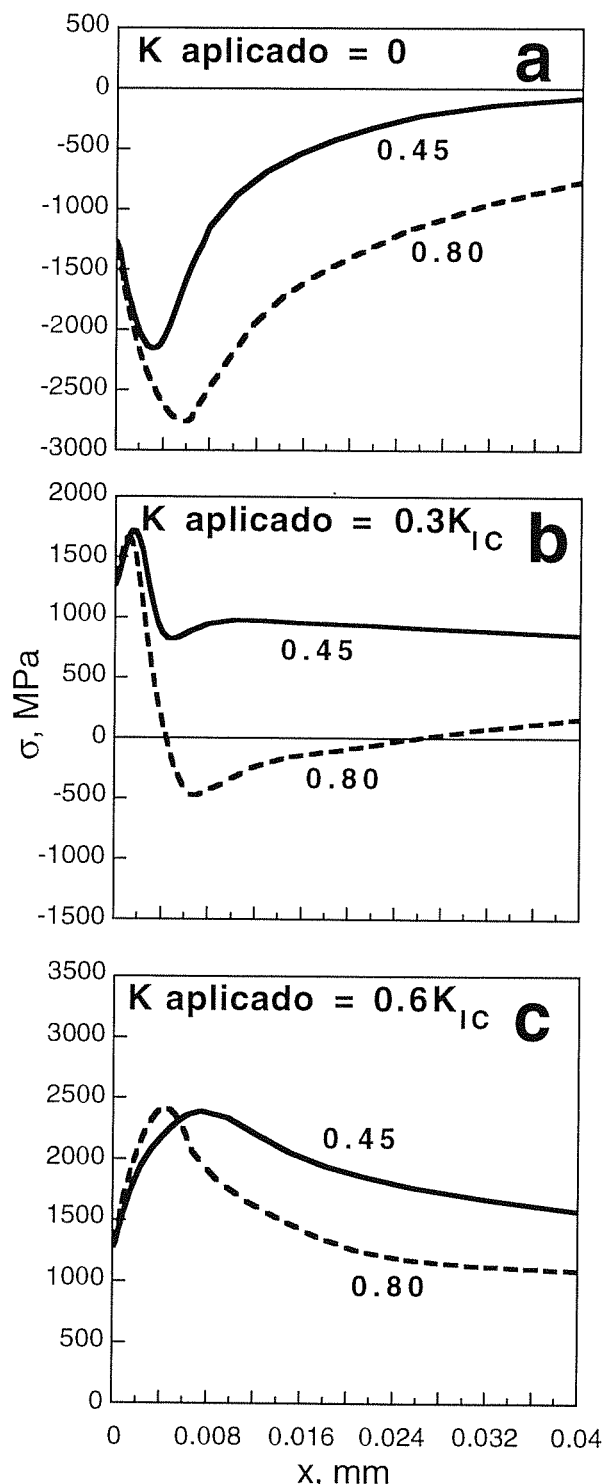


Fig. 4. Distribuciones de tensión hidrostática cerca del fondo de la fisura durante la carga monótona del ensayo de CBT tras la pre-fisuración por fatiga con $K_{\max}/K_{IC} = 0.45$ (línea continua) y 0.8 (línea a trazos) para distintos niveles de K aplicado. La distancia x al extremo de la fisura se ha medido en la configuración *deformada*.

5. DISCUSION

El valor crítico del factor de intensidad de tensiones para que la CBT se produzca, K_{QCBT} , puede obtenerse a partir del cociente entre la carga de fractura en ambiente agresivo F_{CBT} y la carga de fractura en aire F_C (Fig. 1):

$$K_{QCBT} = \frac{F_{CBT}}{F_C} K_{IC}(\text{aire}) \quad (5)$$

Despreciando el crecimiento subcrítico de la fisura, K_{QCBT} puede considerarse una cota superior del factor de intensidad de tensiones umbral de corrosión bajo tensión, y los dos valores característicos K_{QDAL} y K_{QFAH} se utilizarán el función del régimen de fisuración.

5.1. Disolución anódica localizada (DAL)

Las Figs. 5 y 6 muestran los tamaños de zona plástica según Rice (Fig. 5) y calculado numéricamente (Fig. 6). La similitud entre ambas Figs. es evidente, de modo que el modelo de Rice proporciona una primera estimación que predice razonablemente la tendencia, a pesar de no considerar el endurecimiento por deformación del material. La razón de la similitud puede ser la estabilización cíclica de las zonas plásticas en la modelización numérica. No obstante, el modelo de Rice sobrestima claramente los tamaños de zona plástica.

Para el caso de DAL, la pre-fisuración por fatiga produce un fuerte efecto protector caracterizado por F_{CBT}/F_C (Fig. 1), y así la zona plástica al final del ensayo de DAL sobrepasa claramente las zonas plásticas monótona y cíclica de fatiga (cf. Figs. 5 y 6). Considerando los factores mecánicos, la tensión en el fondo de la fisura debería ser el factor clave en un proceso de DAL. Si se comparan las tensiones de fondo de fisura ($x=0$) tras la pre-fisuración a diferentes valores de K_{max}/K_{IC} (Fig. 4), sus niveles durante el ensayo de CBT son prácticamente insensibles a K_{max} considerando la tensión hidrostática $\sigma(x=0)$ de la Fig. 4 o bien $\sigma_{yy}(x=0)$. Además, las tensiones en el interior ($x>0$) deben ser irrelevantes a tal efecto, puesto que la DAL es un proceso superficial.

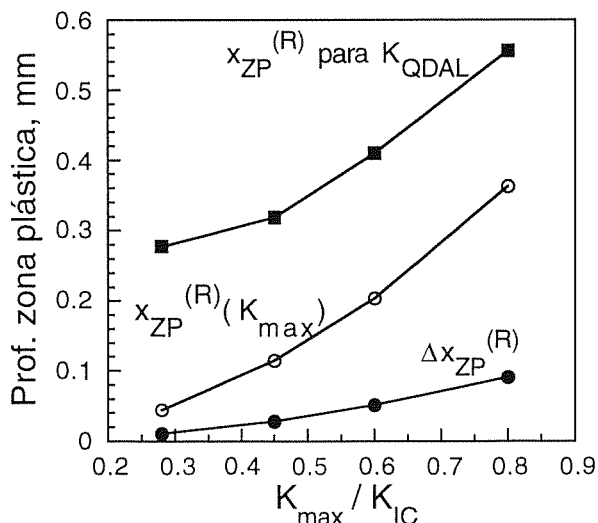


Fig. 5. Tamaños de zona plástica según el modelo de Rice [8]: durante la pre-fisuración por fatiga (monótona para $K=K_{max}$ y cíclica para $K=K_{min}$) y al final de los ensayos de DAL (para $K=K_{QDAL}$).

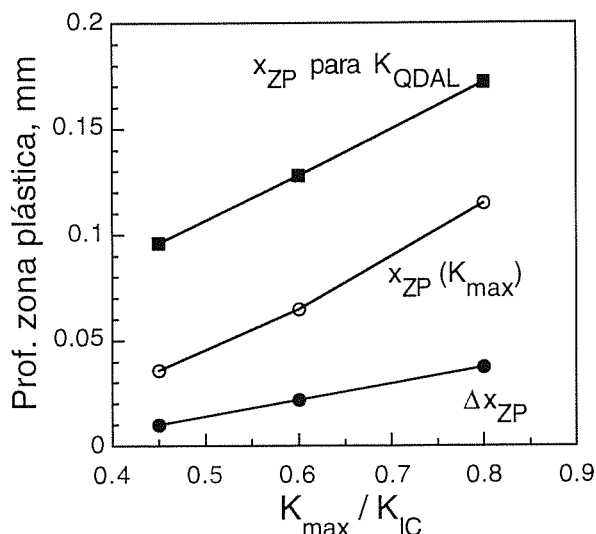


Fig. 6. Tamaños de zona plástica calculados numéricamente: durante la pre-fisuración por fatiga (monótona para $K=K_{max}$ y cíclica para $K=K_{min}$) y al final de los ensayos de DAL (para $K=K_{QDAL}$).

Así pues, las diferencias de comportamiento en DAL en función del régimen de fatiga no pueden atribuirse a las tensiones residuales, y habría que pensar en la influencia de la deformación plástica en este caso. El efecto beneficioso de K_{max} puede atribuirse a la disolución acelerada de la zona de flujo plástico cíclico debido a la mayor actividad química inherente a la estructura cristalina desordenada en esta zona dañada por fatiga [15], produciendo redondeo de la punta de fisura. Así pues, el tamaño creciente de la zona plástica cíclica con el nivel K_{max} (predicho por los modelos analítico y numérico, ver Figs. 5 y 6) podría explicar el efecto beneficioso de la fatiga en el comportamiento posterior en CBT: a mayor nivel K_{max} , mayor zona plástica cíclica y más pronunciado el efecto beneficioso del redondeo.

5.2. Fisuración asistida por hidrógeno (FAH)

Las Figs. 7 y 8 muestran los tamaños de zona plástica según Rice (Fig. 7) y calculado numéricamente (Fig. 8). Como antes, la similitud entre ambas representaciones gráficas es evidente, aunque el modelo de Rice sobrestima claramente los tamaños de zona plástica.

Para los niveles más bajos de K_{max} , los valores críticos correspondientes son $K_{QFAH} > K_{max}$, y la zona plástica activa en el instante de fractura es la monótona x_{ZP} , mientras que para $K_{max} = 0.80 K_{IC}$, K_{QFAH} no supera K_{max} y el avance de la deformación plástica se encuentra confinado a la zona plástica cíclica Δx_{ZP} (zona de flujo plástico). Cuando el nivel de K aplicado en el ensayo de FAH sobrepasa el nivel de pre-fisuración por fatiga ($K > K_{max}$), la zona plástica activa pasa de cíclica (a partir de la deformación) a monótona (Von Mises), produciendo un súbito aumento de tamaño: una "explosión" de zona plástica no predicha por el modelo de Rice (ver Fig. 8).

En procesos de FAH el efecto protector de la pre-fisuración por fatiga es más débil que en el caso de DAL (ver Fig. 1), pero la tendencia es la misma, es decir,

cargas de fractura en ambiente de hidrógeno mayores a medida que aumenta K_{max} . La Fig. 4 permite clarificar este punto: para un nivel intermedio de carga durante el ensayo de FAH (K aplicado = $0.30 K_{IC}$), existen claras diferencias entre las distribuciones de tensión hidrostática correspondientes a $K_{max} = 0.45$ y $0.80 K_{IC}$, sobre todo en el entorno más próximo al extremo de la fisura, lo que implica una tasa diferente de transporte de hidrógeno mediante un mecanismo de difusión asistida por la tensión, según el cual el hidrógeno es conducido por el gradiente de tensión hidrostática $d\sigma/dx$ [6]. En el caso del programa de fatiga más severo ($K_{max} = 0.80 K_{IC}$) se ve en la Fig. 4b que las tensiones residuales se mantienen compresivas en una zona amplia frente al extremo de la fisura y, lo que es más importante, existe un gradiente negativo de tensión hidrostática $d\sigma/dx < 0$ que retarda la difusión de hidrógeno hacia el interior, previene la degradación del material e incrementa la carga de fractura.

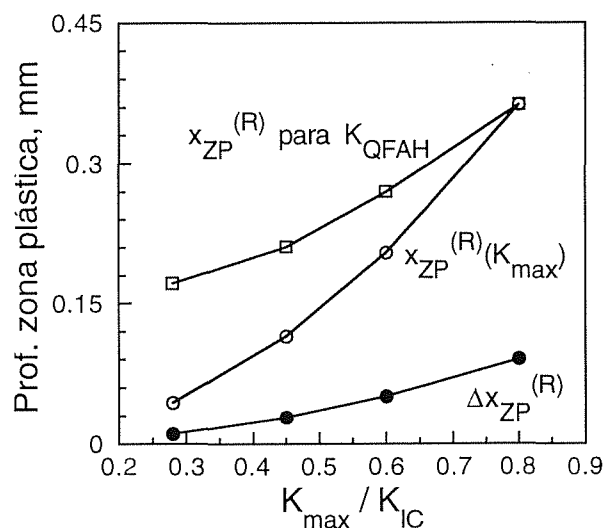


Fig. 7. Tamaños de zona plástica según el modelo de Rice [8]: durante la pre-fisuración por fatiga (monótona para $K=K_{max}$ y cíclica para $K=K_{min}$) y al final de los ensayos de FAH (para $K = K_{QFAH}$).

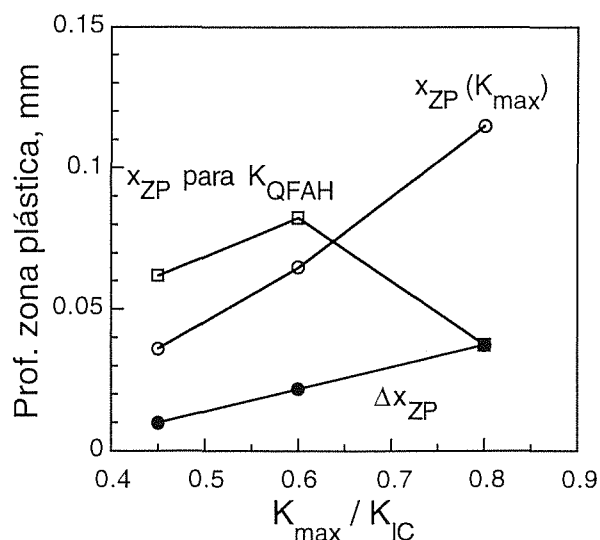


Fig. 8. Tamaños de zona plástica calculados numéricamente: durante la pre-fisuración por fatiga (monótona para $K=K_{max}$ y cíclica para $K=K_{min}$) y al final de los ensayos de FAH para $K = K_{QFAH}$.

6. CONCLUSIONES

La CBT de acero de alta resistencia depende sobremanera del procedimiento de pre-fisuración por fatiga, puesto que el régimen de carga cíclica afecta al desarrollo de la zona plástica y controla la evolución de los campos tensión-deformación cerca del extremo de la fisura.

Se han propuesto dos modelos para obtener los campos tenso-deformationales próximos al fondo de la fisura y el desarrollo de la zona plástica para los diferentes programas de pre-fisuración por fatiga, así como su evolución durante la fisuración posterior por CBT.

El modelo de Rice proporciona una estimación rápida y simple de los campos de tensiones y de la zona plástica. Sin embargo, si se necesita un cálculo más preciso y fiable, o si el material tiene capacidad de endurecimiento por deformación, el cálculo numérico es necesario.

Tanto la zona plástica monótona como la cíclica durante la fatiga (calculadas numéricamente) se estabilizan tras unos pocos ciclos y permanecen cuasi-constantes, a pesar de la ecuación constitutiva del material incluyendo endurecimiento por deformación.

La acumulación cíclica de la deformación plástica y la creación de un dominio de tensiones residuales compresivas mejoran el comportamiento en CBT mediante redondeo químico de la punta de la fisura (DAL) o retardando la difusión de hidrógeno (FAH).

Agradecimientos

Este trabajo ha sido financiado por la CICYT (MAT97-0442) y la Xunta de Galicia (XUGA 11801B95, 11802B97).

REFERENCIAS

- ISO 7539-6, *Preparation and use of pre-cracked specimens* (1989).
- Lancha, A.M, Tesis Doctoral, Univ. Complutense de Madrid (1987).
- Nikiforchin, G.N., Tsyurulnik, A.T., Timofeev, B.T., Kvasnitsa, R.B. and Fedorova, V.A. *Soviet Mater. Sci.*, 22(6), 63-68 (1986).
- Hirose, Y. and Tanaka, K. *J. Soc. Mater. Sci. Japan*, 80(29), 822-828 (1980)
- ISO 7539-7, *Slow strain rate testing* (1989).
- Van Leeuwen, H.-P. *Engng. Fracture Mech.* 6, 141-161 (1974)
- Toribio, J. and Lancha, A.M. *Mater. Structures*, 26, 30-37 (1993).
- Rice, J.R. ASTM STP 415, 247-309 (1967).
- Kanninen, M.F., Popelar, C.H. *Advanced Fracture Mechanics*, Oxford Univ. Press, New York (1985).
- Suresh, S., *Fatigue of Materials*, Cambridge University Press (1991).
- McMeeking, R.M., *J. Mech. Phys. Solids*, 25, 357-381 (1977).
- Kharin, V. and Toribio; *J. An. Mec. Fractura* 15, 355-360 (1998).
- Handerhan, K.J. and Garrison, W.M., Jr., *Acta Metall. Mater.*, 40, 1337-1355 (1992).
- MARC User Information, Palo Alto (1994).
- Ford, F.P. *Treatise on Materials Science and Technology*, Vol. 25, pp.235-274, Academic Press, New York (1983).

ESTABLECIMIENTO DE LAS CONDICIONES DE FISURACION CRITICA EN PROCESOS DE FISURACION INDUCIDA POR HIDROGENO DE ACEROS ESTRUCTURALES MICROALEADOS

J.A. Alvarez, F. Gutiérrez-Solana y J.M. Varona

**Departamento de Ciencia e Ingeniería del Terreno y de los Materiales
 Universidad de Cantabria. E.T.S.I de Caminos, C y P.
 Av. de los Castros s/n, 39005, Santander.**

Resumen. Las condiciones ambientales de trabajo de aceros estructurales y su aplicación en instalaciones energéticas y petrolíferas han puesto en evidencia la necesidad de encontrar una metodología de caracterización de su resistencia a la fisuración. Una metodología, ya definida en trabajos anteriores, permite definir la cinética de fisuración en función de los parámetros que controlan la misma, con carácter universal, es decir, tanto en régimen de dominio elástico como elasto-plástico. La propagación que tiene lugar bajo estas condiciones puede considerarse como subcrítica al ser controlada por algún parámetro conocido. Estos parámetros permiten modelizar a escala microestructural los micromecanismos dominantes en la propagación de grietas, tanto sea intergranular como transgranular. En este trabajo se recoge la definición de esta modelización, basada en la aplicación de un modelo previo, que permite el establecimiento de unas condiciones límites de sollicitación local que dan paso a procesos de propagación críticos asociados a desgarros notables y/o a la presencia de microhuecos.

Abstract. The environmental in service working conditions of structural steels in energy and oil installations have brought to light the need to find methodologies for characterising resistance to cracking. A methodology, already defined in previous papers, enables the kinetics of cracking to be defined as a function of the parameters which control this process, in a universal sense, that is, both in elastic and elasto-plastic domains. The propagation which takes place under these conditions may be considered as subcritical, since it is controlled by some known parameter. These parameters enable the micromechanisms dominant in the crack propagation to be modelled on a microstructural scale, whether it be intergranular or transgranular. This paper defines this modelling process, based on the modification of a previous model. The new modelling process enables the establishment of the limit local conditions that provoke the pass to critical processes associated to substantial tearing or to the microvoid coalescence.

1. INTRODUCCION

Los aceros utilizados en la fabricación de elementos estructurales relacionados con la industria del petróleo, como plataformas off-shore o sistemas de transporte por tuberías, han sufrido una demanda creciente en las últimas décadas. Su respuesta ha venido acompañada de mejora en sus características generales, resistencia mecánica, tenacidad, soldabilidad, y resistencia a la corrosión bajo tensión, entre otras [1].

De los diferentes tipos de aceros de alta resistencia desarrollados, los microaleados estructurales o de alto límite elástico son los de mayor incidencia en sus aplicaciones actuales, alcanzando a cubrir un 70% de los componentes estructurales de las plataformas marinas [2]. Un gran número de trabajos recopilan el control del comportamiento mecánico de estos aceros a través de los elementos de aleación y el tratamiento termomecánico de su proceso para alcanzar las microestructuras óptimas a sus compromisos de comportamiento [3-5].

En las plataformas estos aceros se encuentran también sometidos a problemas de corrosión bajo tensión en

medio marino en asociación con condiciones de protección catódica o de fisuración en presencia de sulfuros causados por bacterias [6]. En ambos casos el hidrógeno juega un papel predominante en los mecanismos de fisuración por lo que estos aceros deben mostrarse como resistentes a la fisuración inducida por hidrógeno. Por ello su desarrollo avanza en paralelo al de los aceros para conducciones [7-9].

2. MATERIALES Y CARACTERIZACION CONVENCIONAL

Dentro de los materiales utilizados, como parte de un trabajo de investigación más amplio [10], se han elegido dos como representativo de un comportamiento general. El primero, un microaleado del tipo E690, es un acero de alto límite elástico, empleado en la fabricación de cremalleras autoelevatrices para plataformas petrolíferas, presenta una microestructura de bainita revenida con un tamaño de grano de 44 μm . El segundo, un acero microaleado del tipo E500, es un acero de medio límite elástico que se emplea en elementos rigidizadores de las estructuras petrolíferas. Presenta también una microestructura bainítica con un tamaño de grano de 22 μm .

La caracterización mecánica realizada sobre ambos aceros dio como resultado límites elásticos de 840 y 550 MPa, tensiones de rotura de 915 y 820 MPa y alargamiento bajo carga máxima del 6.5% y del 9%, respectivamente. Ambos materiales fueron caracterizados en fractura mediante la determinación de la curva R de la integral J según el método propuesto por el Grupo Europeo de Fractura ESIS P1-92, alcanzando el parámetro $J_{0.2/BL}$ el valor de 260 kJ/m² para el acero E690 y 950 kJ/m² para el E500.

3. COMPORTEAMIENTO EN CONDICIONES DE FISURACION INDUCIDA POR HIDROGENO

La caracterización de los procesos de fisuración inducida por hidrógeno (FIH) se realizó mediante ensayos sobre probeta compacta de espesor 25 mm en el ambiente agresivo correspondiente y con velocidad de desplazamiento constante. El ambiente agresivo se obtuvo por polarización catódica con diferentes niveles de densidad de corriente, 1 a 10 mA/cm², en una solución 1N de SO₄H₂. Las muestras fueron sometidas a un proceso de polarización durante 40 h en cuyo instante se aplicó una carga mecánica mediante desplazamiento a velocidad constante, sin interrumpir el proceso de polarización, produciéndose la propagación de la fisura en la muestra, llevándose finalmente hasta rotura. Finalizado el ensayo se realizó sobre la superficie de propagación de la probeta un estudio fractográfico por microscopía electrónica, permitiendo conocer en cada punto el aspecto de la superficie de la fisura generada.

La aplicación de la metodología expuesta junto con la aplicación de unos procesos analíticos adecuados [11] permite conocer en cada instante los valores de longitud de fisura, a , velocidad de propagación, da/dt , e integral J , este último evaluado a través del factor de intensidad de tensiones equivalente, K_J , y correlacionarlos con micromecanismos de propagación observados. De esta manera se definen las condiciones umbrales de iniciación, K_{Ji} ; la velocidad de propagación subcrítica, da/dt_{sc} ; el valor de iniciación de condiciones de rotura críticas, K_{Jc} y la velocidad de propagación crítica, da/dt_c .

4. INFLUENCIA DEL AMBIENTE EN EL COMPORTEAMIENTO ANTE PROCESOS DE FIH

El análisis de resultados se realiza en base a la representación de los parámetros que definen el comportamiento de los procesos de fisuración, tanto subcríticos como críticos, para cada condición ambiental estudiada, en función de la velocidad de sollicitación del ensayo. En los gráficos de esta representación se incluyen las zonas de cada tipo de micromecanismo involucrado en el proceso de propagación, de acuerdo con las observaciones efectuadas por SEM sobre cada probeta: intergranulares

(IG), transgranulares (TG), sean éstos por clivaje o por coalescencia de microhuecos [12].

Como muestra del análisis realizado se presenta el estudio del comportamiento de cada material tomando la condición ambiental intermedia como patrón de comparación.

Estudios más amplios centrados en el comportamiento ya han sido previamente presentados [13].

a) Comportamiento del acero E690 con densidad de corriente de 5 mA/cm²

Las Figuras 1 y 2 muestran las gráficas de evolución de los parámetros de comportamiento elegidos para definir los procesos de fisuración inducida por hidrógeno para estas condiciones intermedias de densidad de corriente de 5 mA/cm², en función de la velocidad de desplazamiento utilizada en los ensayos. También aparece como referencia el comportamiento de los procesos de fisuración al aire.

Como se muestra en la primera de ellas, Figura 1, se ha supuesto que el efecto puramente mecánico sobre los procesos de fisuración establece que la velocidad de propagación varía con la velocidad de sollicitación de forma lineal, así da/dt resulta proporcional a v_d . De esta forma se observa que las velocidades de rotura de procesos críticos por formación de microhuecos, deducidas a partir del valor obtenido a la velocidad de sollicitación más elevada, muestran el efecto de fragilización del ambiente de estos ensayos. En presencia del ambiente la velocidad de propagación es más de cien veces superior a la observada en el aire. También se observa que los valores extrapolados hacia velocidades de sollicitación lenta son próximos, aunque ligeramente superiores, a los observados para la velocidad de $4.1 \cdot 10^{-8}$ m/s, para la que la fisuración observada en la zona de supuesta inestabilidad presenta mecanismos de clivaje junto con microhuecos. Es decir, se encuentra, como indica la figura, en la transición de la zona subcrítica de clivajes a la crítica de microhuecos. Asimismo se observa cómo los mecanismos subcríticos de las probetas más lentas son de por sí más rápidos que los valores supuestos a la rotura crítica por formación de huecos, por lo que éstos no se desarrollarían nunca bajo estas condiciones, ya que supondría una desaceleración en el avance de la fisura asociado a la inestabilidad.

La Figura 1 también muestra que la velocidad de fisuración de clivajes subcríticos no es función de la velocidad de sollicitación, aunque se ha visto en las curvas de comportamiento K_J-da/dt de cada caso ensayado que depende de las condiciones de sollicitación local. Los efectos de la intergranularidad presente en la probeta ensayada a velocidad más lenta también se observan en la Figura manifestándose con un crecimiento en la velocidad de fisuración subcrítica.

Por comparación con las otras condiciones de densidad de corriente utilizadas en este mismo material [12] se observa un aumento del efecto fragilizante en función de la mayor presencia del hidrógeno. En concreto aumenta la velocidad de fisuración en procesos debidos a roturas por formación de microhuecos, asociado a un descenso en la capacidad de deformación de los mismos. Asimismo, el mayor efecto fragilizante asociado a la mayor presencia de hidrógeno también afecta a la velocidad de propagación subcrítica debida a los clivajes, que siendo para 5 mA/cm² un orden de magnitud superior a la observada en el ambiente de 1 mA/cm², aunque superior que para el ambiente más agresivo (10 mA/cm²).

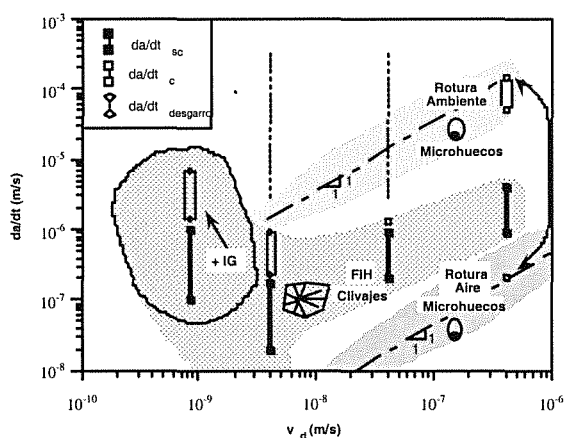


Figura 1. Mapa de micromecanismos de rotura en función de la velocidad de fisuración y de la velocidad de sollicitación del acero E690 ensayado a 5 mA/cm².

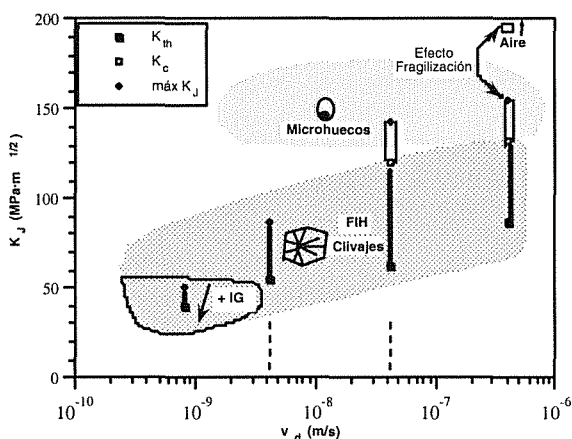


Figura 2. Mapa de micromecanismos de rotura en función de la sollicitación local y de la velocidad de sollicitación del acero E690 ensayado a 5 mA/cm².

La Figura 2 muestra la estratificación de los factores de intensidad de tensiones necesarios para el establecimiento de los procesos de fisuración bajo mecanismos diferentes. Al ir creciendo K_J aparecen los mecanismos con intergranularidad, luego clivajes puros y, finalmente, microhuecos, todo ello de forma semejante a lo observado para los ensayos a 1 y 10 mA/cm². La comparación entre los diferentes niveles de agresividad del medio evidencia que el efecto

fragilizante del hidrógeno reduce las necesidades críticas locales para activar cada uno de estos micromecanismos [14]

b) Comportamiento del acero E500 con densidad de corriente de 5 mA/cm²

Las Figuras 3 y 4 muestran la evolución de los parámetros que caracterizan el comportamiento de este acero para las condiciones ambientales utilizadas junto con los mapas de zona de micromecanismos presentes en los procesos de fisuración producidos. De ambas se deduce que la presencia del ambiente impide que la rotura final sea por coalescencia de microhuecos, lo cual es debido a que, por un lado, no se alcanza el estado necesario local para ello y, por otro, la propagación subcrítica lleva una cinética superior a la esperada para los microhuecos, teniendo en cuenta un pequeño efecto fragilizante de medio para este acero, y la cinética observada para los mismos en la propagación en el aire.

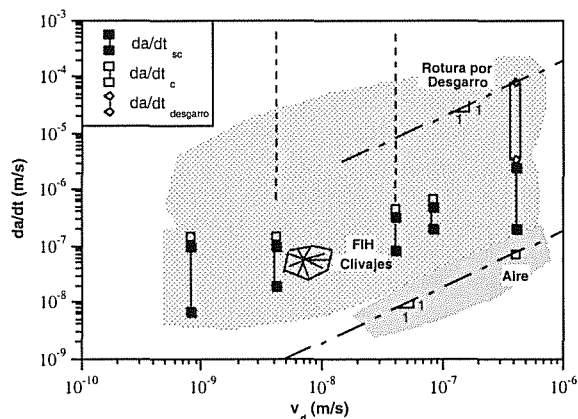


Figura 3. Mapa de micromecanismos de rotura en función de la velocidad de fisuración y de la velocidad de sollicitación del acero E500 ensayado a 5 mA/cm².

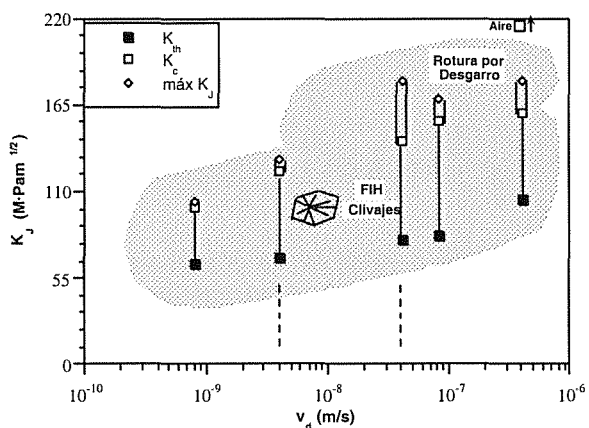


Figura 4. Mapa de micromecanismos de rotura en función de la sollicitación local y de la velocidad de sollicitación del acero E500 ensayado a 5 mA/cm².

ANALES DE MECANICA DE LA FRACTURA VOL. 16 (1999)

Asimismo se observa el pequeño efecto de la velocidad de sollicitación en la velocidad de propagación cuando los mecanismos de rotura generan clivajes. La no existencia de roturas intergranulares justifica la tendencia a la estabilidad en el comportamiento al disminuir la velocidad de sollicitación, tanto en los niveles umbrales, a partir de los que se produce la propagación, como en la velocidad de ésta.

5. MODELIZACION

Un modelo general desarrollado [15] trata de explicar tanto el modo de rotura, sea IG o TG, como los parámetros de comportamiento mecánico en CBT de aceros de baja aleación y alto límite elástico en ambientes agresivos acuosos, comparables a los aquí presentados, en los que la presencia de hidrógeno en el frente de fisuración juega un papel fundamental [16-25].

En dicho supuesto, el modelo establece que la propagación de fisuras en CBT tiene lugar como una sucesión de roturas locales aisladas, nucleadas y desarrolladas dentro de la zona plástica de fondo de fisura. Dichas roturas locales se nuclean cuando la deformación plástica aplicada alcanza los valores críticos determinados por la fragilización producida en dicha zona plástica por la presencia del hidrógeno absorbido por el material, al ser la solubilidad del hidrógeno superior en esta zona a la del resto de la red metálica. Por lo tanto, el modelo establece que la propagación de las fisuras está controlada por la cinética del hidrógeno durante su entrada y su difusión a través de la red cristalina.

Este modelo plantea que la nucleación de las roturas locales, que originan la propagación de fisuras, se lleva a cabo en defectos concretos de la red cristalina, como frontera de lajas martensíticas o bainíticas, precipitados próximos al borde de grano o en ocasiones inclusiones no metálicas, constituidos en trampas en las cuales la concentración de hidrógeno es muy alta y, en consecuencia, el valor de deformación crítica en su entorno presenta un nivel especialmente bajo.

El tipo de fractura producido durante la propagación, IG o TG, está directamente asociado al proceso de nucleación descrito. Si la nucleación se produce en el borde de grano la fractura será intergranular, en tanto que si se produce en el interior del grano metálico la fractura será transgranular. Ello viene establecido a través de condiciones de relación tamaño de grano (d) - posición de nucleación (L^*) - tamaño de zona plástica (r_p) que finalmente conducen a expresiones limitativas de los valores umbrales de propagación para roturas IG y TG en función de parámetros microestructurales y mecánicos del material. Dichas condiciones traducidas a parámetros macroscópicos, como K_I o δ_I , llevan a las expresiones siguientes:

Condición IG:

$$\delta_{Isc} < \frac{d}{2.3} \quad \text{ó} \quad K_{Isc} < 0.85 \sqrt{\sigma_y E d} \quad (1)$$

Condición TG:

$$\delta_{Isc} > \frac{15 \sigma_y}{2.3E} d \quad \text{ó} \quad K_{Isc} > 3.3 \sigma_y \sqrt{d} \quad (2)$$

Estas condiciones pueden llevarse sobre representaciones carga-desplazamiento, P - COD , de una probeta dada con longitud de fisura constante, de un material con parámetros E , σ_y y d , conocidos, para definir los campos de roturas previsibles transgranulares o intergranulares.

En este sentido se trata de comprobar si las condiciones de fisuración observadas en los aceros estudiados, en los diferentes ambientes ensayados (1, 5 y 10 mA/cm²), se ajustan a la modelización presentada. Para ello las Figuras 5 y 6 presentan simultáneamente dos situaciones sobre las curvas teóricas P - COD de probetas CT de 25 mm de espesor de ambos materiales con longitudes de fisura variable de 32 a 40 mm:

- a) Las curvas reales de los ensayos realizados en el medio correspondiente a diferentes velocidades de sollicitación, superponiendo sobre las mismas las zonas de micromecanismos observados: clivajes más IG y clivajes solamente, ambas subcríticas, y microhuecos, crítica.
- b) La representación en cada caso de las condiciones del límite máximo de la intergranularidad (1) y del límite mínimo de la transgranularidad (2).

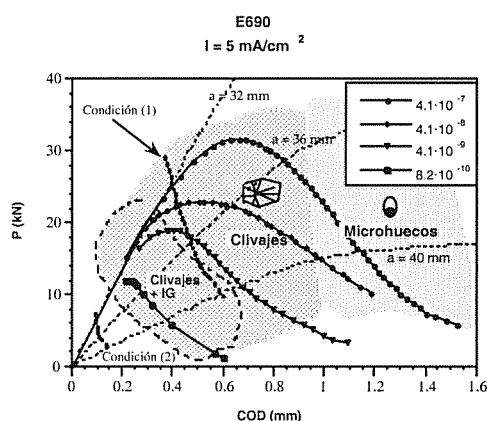


Figura 5. Curvas P - COD de los ensayos a 5 mA/cm² superpuestas a las teóricas para a constante con representación de las zonas de micromecanismos observados y las condiciones de IG y TG del modelo

Como puede apreciarse en la Figura 5, para el acero E690, en todos los casos los procesos subcríticos

iniciales mixtos de clivajes e intergranularidad se encuentran dentro del campo delimitado por las condiciones donde los procesos IG y TG pueden ser simultáneos. Asimismo no hay clivajes por debajo de la condición (2), ni intergranularidad por encima de la condición (1). Todo ello acorde con las previsiones del modelo. El mismo cumplimiento puede apreciarse en la Figura 6 para el acer E500.

De este modo las condiciones microestructurales y mecánicas que determinaban las condiciones de modelización siguen siendo válidas para este material y situación ambiental.

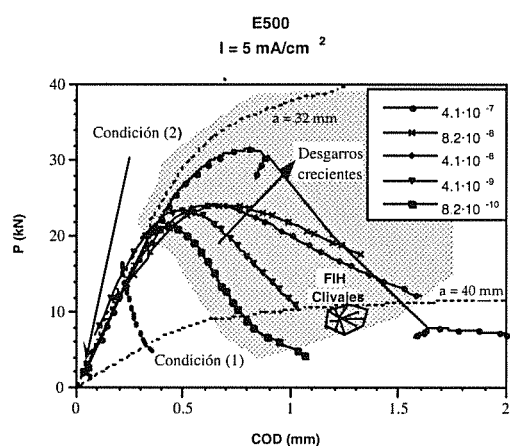


Figura 6. Curvas *P-COD* de los ensayos a 5 mA/cm² superpuestos a las teóricas para *a* constante, con representación de las zonas de micromecanismos observados y las condiciones de IG y TG del modelo.

6. AMPLIACION DEL MODELO DE COMPORTAMIENTO ANTE PROCESOS DE FIH CON LA DEFINICION DE LAS CONDICIONES LIMITES DE LOS PROCESOS SUBCRITICOS

Los amplios estudios realizados en el campo de la fisuración inducida por hidrógeno, [12], permiten sugerir una ampliación del modelo mediante el establecimiento de las condiciones límites de sollicitación local para que se produzcan procesos subcríticos bajo mecanismos sin deformación apreciable, intergranularidad o clivajes puros, distinguiendo las que dan paso a procesos de fisuración con fuerte desgarramiento, como prolongación de los anteriores, de las que lo dan a procesos de fisuración por formación y coalescencia de microhuecos. Estas condiciones se establecen al quedar los procesos subcríticos propios de situaciones de menor sollicitación asociados a condiciones locales controladas por valores de la integral *J* para los que es mayoritaria la componente elástica, *J_e*, y los subcríticos con desgarramiento o los críticos a valores de dicha integral en los que la componente plástica, *J_p*, resulta significativa.

En trabajos previos [12] se ha mostrado que la condición de abandono de la zona de dominio elástico, definida por la igualdad

$$J_e = 0.95 \cdot J \quad (3)$$

se produce para cada acero estudiado en un valor constante del desplazamiento, con independencia de la longitud de fisura que presente la probeta. Esto se aprecia en la Tabla 1, COD prácticamente constante para cada acero con independencia de la longitud de fisura, y en las Figuras 7 y 8 a través de la condición (3).

Tabla 1. Determinación de las condiciones de cumplimiento de la ec. (3) en los aceros E500 y E690.

a(mm)	E500		E690	
	COD (mm)	Je (kJ/m ²)	COD (mm)	Je (kJ/m ²)
32	0.50	38	0.95	140
36	0.48	27	0.92	100
40	0.52	18	0.94	70

El análisis de lo que representa a escala local la situación de un desplazamiento constante para el inicio de una plastificación local relevante se ha realizado para los dos aceros. En ambos casos la situación se ha analizado en función de la longitud de fisura, comprobándose que se puede asociar a un valor constante en el tamaño relativo de la zona plástica a la longitud del ligamento remanente, *r_y/W-a*. En el acero E690 este valor relativo es de 1/6, a partir del cual hay propagación crítica por formación y enlace de microhuecos, es decir, por un proceso de inestabilidad local, como los propios de una inestabilidad producida tras la plastificación generalizada. Por el contrario en el acero E500 este valor es sólo de 1/12, por lo que da paso a mecanismos que aportan cada vez un mayor grado de deformación plástica pero que ofrecen una continuidad con el proceso subcrítico elástico previo, es decir aparecen los clivajes con un desgarramiento creciente.

Teniendo en cuenta estas apreciaciones se han obtenido las condiciones de inestabilidad por plastificación del ligamento, estado límite, de cada probeta en condiciones de deformación plana, y se han representado en los gráficos de las Figuras 7 y 8, correspondientes al acero E690 y al E500, respectivamente, en los casos de menor agresividad en el ensayo.

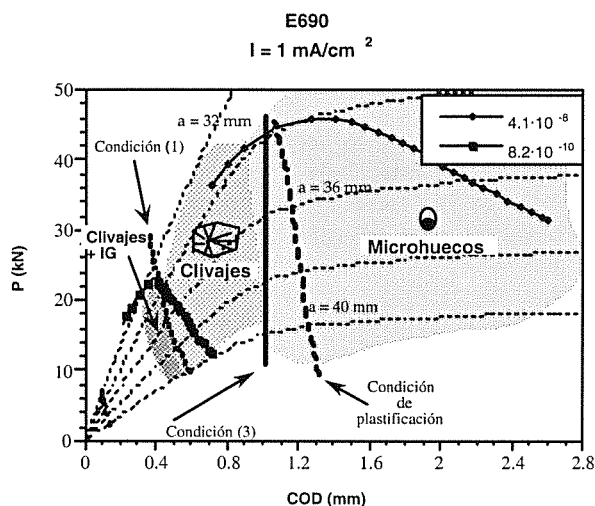


Figura 7. Curvas P-COD de los ensayos del acero E690 a 1 mA/cm^2 con representación de las zonas de micromecanismos observados y las condiciones de fin de dominio elástico y de plastificación

Como se aprecia en la primera de ellas, Figura 7, la pequeña capacidad de endurecimiento del acero E690 hace que la condición de inestabilidad plástica esté suficientemente próxima en el campo P -COD a la del inicio de las condiciones locales plásticas relevantes, estableciendo que del proceso subcrítico se pase prácticamente de forma directa a los procesos críticos de formación de huecos. Por el contrario el acero E500 presenta, por su mayor capacidad de endurecimiento, una separación importante entre ambos límites por lo que ofrece procesos subcríticos, e incluso críticos, con morfología de clivajes desgarrados. Únicamente en los ensayos al aire alcanza este acero las condiciones locales propias de las condiciones de formación de huecos, de forma consistente con su curva P-COD.

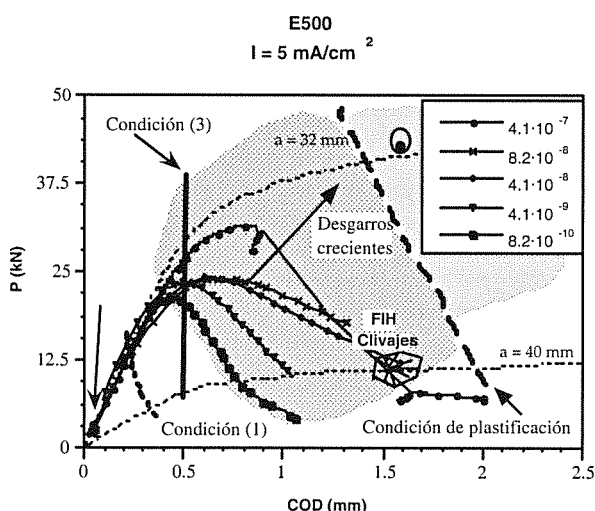


Figura 8. Curvas P-COD de los ensayos del acero E500 a 5 mA/cm^2 y en el aire con representación de las zonas de micromecanismos observados y las condiciones de fin de dominio elástico y de plastificación.

De esta manera a las condiciones límites de propagación subcrítica en régimen de intergranularidad y transgranularidad, $máxIG$ (1) y $mínTG$ (2) de cada material, deben añadirse las de inicio de los mecanismos con deformación plástica relevante, es decir de clivajes con desgarramiento para estos aceros, (3) y el límite global de los mecanismos subcríticos, caracterizado por la condición de plastificación total, propia del material y de la geometría de la muestra de ensayo, que justifica el inicio de los procesos de inestabilidad plástica local de formación y posterior coalescencia de microhuecos.

7. MODIFICACION DEL MODELO DE COMPORTAMIENTO ANTE PROCESOS DE FIH BASADO EN LA DEFORMACION LOCAL

El modelo aplicado establece unas condiciones límites para la intergranularidad, $máxIG$ (1), y para la transgranularidad, $mínTG$ (2), que dejan una zona amplia entre ellas de la que sólo se puede decir que en donde pueden coexistir mecanismos de rotura subcríticos tanto IG como TG.

Estas condiciones límites ya se ha dicho que provienen de aplicar las condiciones críticas de propagación en la posición L^* de los aspectos microestructurales que nuclean la fisura, con referencia al tamaño de faceta de grano a las situaciones límites en que se puede producir la nucleación:

$$\delta < L^* < r_Y \quad (4)$$

Es de esta última condición de donde proviene la amplitud de la zona sin definición, ya que deja la posibilidad de establecer las condiciones críticas de nucleación del siguiente salto de una fisura en una zona próxima al fondo de la misma que varía de δ a más de 10δ .

La pretensión de unas condiciones más limitativas exige un nuevo esfuerzo de análisis sobre las condiciones críticas de nucleación. Para que éstas se consigan, el perfil de deformación plástica ϵ^P debe alcanzar al de deformación crítica ϵ^H , y eso tiene lugar en aquellas zonas en las que los elementos microestructurales que actúan como trampas de hidrógeno hacen decrecer localmente el perfil de la deformación crítica, que de otra manera está condicionado por el perfil del estado triaxial de tensiones.

Todo ello se aprecia en la Figura 9. En ella se observa que la distancia entre los perfiles de la deformación crítica debido sólo al efecto triaxial y de la deformación aplicada varía fuertemente con la posición relativa X/δ , con respecto a la cual ambos perfiles son invariables. Por tanto, siempre que la distribución de los efectos microestructurales lo permita, resulta más fácil que la

nucleación se produzca en aquellas zonas que ofrecen una mínima distancia entre los citados perfiles, porque se necesitará un efecto menor del ambiente, o un menor aumento de carga, sobre la trampa que inicia el nuevo salto de fisura.

Considerando la deformación crítica en una trampa como:

$$\epsilon_H \left(\frac{L}{\delta} \right) = \epsilon_H^{triax.} \left(\frac{L}{\delta} \right) - \epsilon_H^{trampa} \left(\frac{L}{\delta} \right) \quad (5)$$

la condición crítica en una trampa situada a una distancia L^* se puede escribir como:

$$\epsilon^P \left(\frac{L^*}{\delta} \right) = \epsilon_H^{triax.} \left(\frac{L^*}{\delta} \right) - \epsilon_H^{trampa} \left(\frac{L^*}{\delta} \right) \quad (6)$$

es decir:

$$\epsilon_H^{trampa} \left(\frac{L^*}{\delta} \right) = \epsilon_H^{triax.} \left(\frac{L^*}{\delta} \right) - \epsilon^P \left(\frac{L^*}{\delta} \right) \quad (7)$$

En consecuencia, cuanto menor sea la diferencia entre los perfiles mencionados, $\epsilon_H^{triax.}$ y ϵ^P , menor será la necesidad de efecto del medio agresivo para iniciar la nucleación del siguiente salto de una fisura. La Figura 10 representa la función diferencia entre ambos perfiles:

$$dif \epsilon = \epsilon_H^{triax.} - \epsilon^P$$

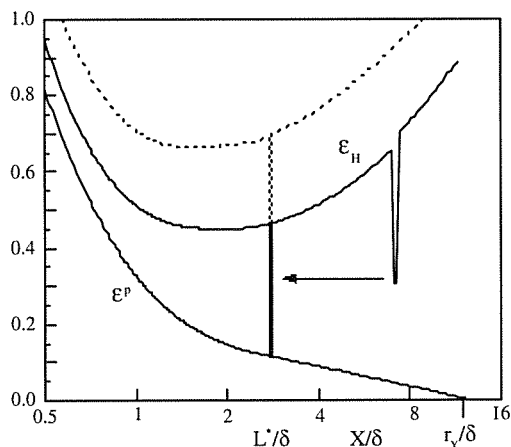


Figura 9. Representación de las funciones ϵ^H y ϵ^P

Si se elimina la zona de grandes deformaciones próxima al frente de fisura, hipótesis ya contenida en el modelo previo, se puede considerar a partir de la Figura 10 que la zona más probable de nucleación se pueda limitar de la forma:

$$\delta < L^* < 4\delta \Leftrightarrow 1 < \frac{L^*}{\delta} < 4 \quad (8)$$

El desechar el campo más alejado de $4 \cdot \delta$, donde se produce un cambio en la pendiente de crecimiento de la función $dif \epsilon$, tiene sentido ya que:

- Para materiales muy tenaces o altamente resistentes a la fisuración inducida el valor de $4 \cdot \delta$ significa una distancia suficientemente grande para cubrir la distancia de distribución de los elementos microestructurales nucleantes o trampas.
- Para materiales frágiles, el valor de $4 \cdot \delta$ puede ser pequeño, pero suficiente para cubrir las discontinuidades en las microestructuras muy refinadas de estos materiales.
- Las observaciones fractográficas realizadas muestran como las distancias de nucleación se encuentran en el intervalo previstos por el modelo [12].

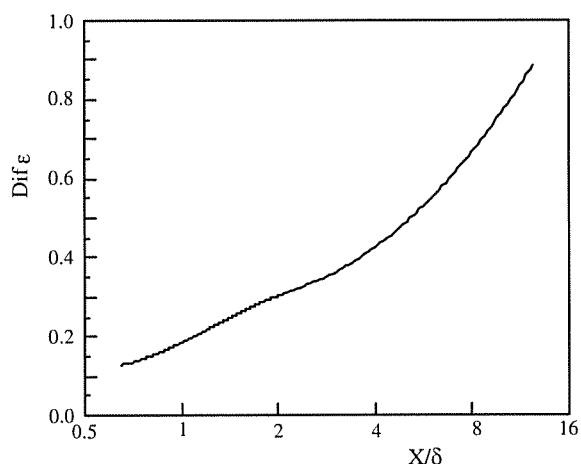


Figura 10. Representación de la función $dif \epsilon$ entre los perfiles de $\epsilon_H^{triax.}$ y ϵ^P

Aplicando ahora las condiciones de nucleación IG y TG, (1) y (2), a la zona de máxima probabilidad de nucleación dada por la condición (9) se tiene como condición de nucleación intergranular IG la misma condición del modelo (1).

Sin embargo, para la nucleación transgranular TG se tiene una nueva condición:

$$\frac{d}{2.3} < 4\delta_1 \Leftrightarrow \delta_1 > \frac{d}{9.2} \quad \text{ó} \quad (9)$$

$$K_{Isc} > 0.42 \sqrt{\sigma E d}$$

De esta manera siguen existiendo unas condiciones de sollicitación local límites para la intergranularidad, *máxIG* (1), y para la transgranularidad, *mínTG* (9), que aún dejan una zona entre ellas donde pueden coexistir los mecanismos IG y TG. El cuadro de la Tabla 2

muestra el efecto de este análisis en los valores límites para los aceros en estudio.

Tabla 2. Valores extremos de K_{Isc} para las condiciones de intergranularidad y de transgranularidad, del modelo y de este trabajo, de los aceros microaleados E690 y E500

Acero	E500	E690
Condición IG (1) máx K_{Isc} (MPam ^{1/2})	42	74
Condición TG (9) mín K_{Isc} (MPam ^{1/2})	20	36
Condición TG(2) mín K_{Isc} (MPam ^{1/2})	8.2	18,5

Las Figuras 10 y 11 muestran los nuevos valores límites de *mínTG* y *máxIG* para ambos aceros se representados en unas nuevas curvas en los diagramas *P-COD*. Como en ellas se aprecia, las curvas *mínTG* quedan por debajo de las zonas de propagación en las que siempre han aparecido clivajes transgranulares. Debe considerarse que estas gráficas representan el caso más desfavorable para este análisis al ser las correspondientes a los ensayos de máxima agresividad para ambos aceros. Al satisfacer las condiciones los resultados en ellas obtenidas, se puede afirmar que se satisfacen también los resultados de los ensayos realizados en los otros ambientes con menor densidad de corriente en el proceso de polarización.

Debe considerarse para completar el análisis que si la sollicitación local que mantiene o inicia el proceso de fisuración es inferior a la condición (9), *mínTG*, la fisuración será 100% intergranular. Esta situación no se ha dado en ninguno de los aceros en estudio bajo ninguna condición ambiental o de velocidad de ensayo, con un total acuerdo entre la modelización aquí desarrollada y los resultados experimentales.

Como segunda opción, si la sollicitación local está comprendida entre las condiciones de *mínTG* (9) y *máxIG* (1) la fisuración puede ser mixta IG-TG con mayor presencia de transgranularidad a medida que aumenta la sollicitación. En estas condiciones se encuentra el acero E690 cuando se ensaya a velocidades suficientemente lentas para cada tipo de ambiente ensayado. Sin embargo en ninguna situación de ensayo el acero E500 ha quedado expuesto a esta posibilidad, lo que concuerda con su comportamiento siempre transgranular

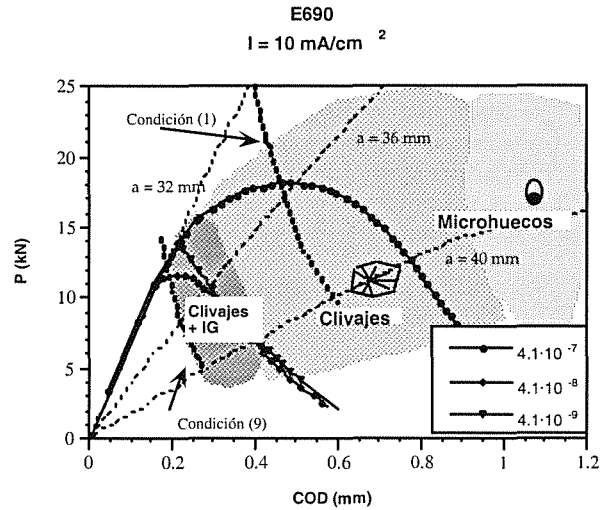


Figura 11. Curvas *P-COD* de los ensayos del acero E690 a 10 mA/cm² con representación de las zonas de micromecanismos observados y las condiciones de IG y TG.

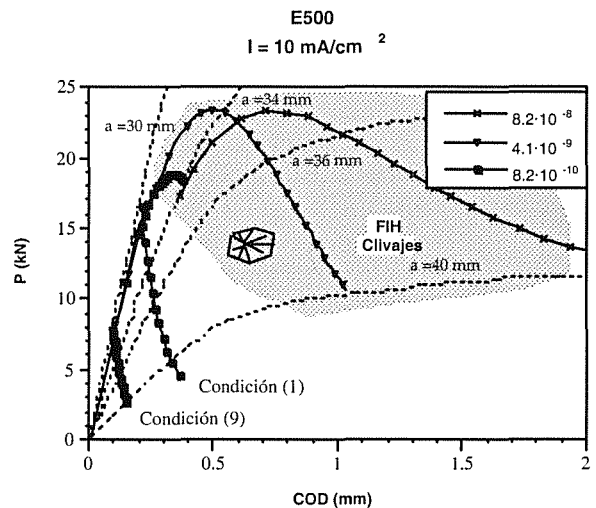


Figura 12. Curvas *P-COD* de los ensayos del acero E500 a 10 mA/cm² con representación de las zonas de micromecanismos observados y las condiciones de IG y TG.

Finalmente, cuando la sollicitación local supera las condiciones de *máxIG* (1), la fisuración será 100% transgranular. Esta ha sido la condición para todos los procesos de fisuración del acero E500 y para todos los del acero E690 por encima de una determinada velocidad de ensayo para cada tipo de ambiente ensayado. Por debajo de esta velocidad este acero inicia procesos mixtos que posteriormente derivan, al crecer la sollicitación local, a transgranulares puros.

8. CONCLUSIONES

Los aceros microaleados de estructura bainítica ensayados se han mostrado susceptibles de presentar

procesos de fisuración inducida por hidrógeno. Esta susceptibilidad sigue las pautas de dependencia clásica:

- De la agresividad del medio: en este caso marcada por la concentración de hidrógeno presente en el material, al crecer con la densidad de corriente aplicada aumenta la susceptibilidad a la fisuración y ésta se produce bajo mecanismos más frágiles.
- De la velocidad de sollicitación: que afecta a la susceptibilidad del material en unas condiciones ambientales dadas, no a través de variaciones en los micromecanismos de rotura sino mediante los parámetros que definen las condiciones propias de fisuración y la cinética de ésta, variable con dichas condiciones.

Para adentrarse más en el conocimiento de la evolución de comportamiento de un material en un ambiente dado y el efecto de la velocidad de sollicitación en ello, dicho comportamiento debe ser estudiado primero bajo el prisma de los parámetros macroscópicos que lo caracterizan y su relación con los micromecanismos que establece el proceso de fisuración.

El análisis efectuado, destinado a la modelización del comportamiento en procesos de fisuración inducida por hidrógeno de los aceros en estudio, permite obtener en este ámbito una serie de consideraciones que resume los avances logrados.

- a) Se ha encontrado que la validez de la modelización de la propagación de fisuras bajo procesos de FIH tiene lugar como una sucesión de roturas locales aisladas, nucleadas y desarrolladas dentro de la zona plástica del fondo de fisura. Dichas roturas se nuclean cuando la deformación plástica aplicada alcanza unos valores críticos determinados por la fragilización producida en dicha zona plástica por la presencia de hidrógeno absorbido por el material. Las roturas son nucleadas en unas posiciones particulares, propias de cada tipo de microestructura dentro de la zona plástica, que son especialmente afectadas por la presencia de hidrógeno.
- b) El modelo desarrollado originalmente en el campo de la Mecánica de Fractura Elástica Lineal justifica el tipo de micromecanismos de fisuración en función de la relación entre los valores umbrales de sollicitación local, K_{ISCC} , y parámetros de comportamiento mecánico, s_y , E , y microestructurales, d , del material en ensayo. Las condiciones de fisuración IG y TG del modelo han sido aplicadas a la metodología de caracterización desarrollada en este trabajo, con la introducción en los diagramas de carga-desplazamiento, $P-COD$, de las curvas $máxIG$ y $mínTG$, existiendo una total identidad entre las previsiones y el comportamiento de la fisuración, cuando ésta se desarrolla bajo dominio elástico.

- c) A pesar de la identidad encontrada entre previsiones y realidades de los mecanismos de fisuración, se ha cuestionado la amplitud de la zona entre las condiciones $máxIG$ y $mínTG$ que proviene de una falta de precisión en el establecimiento de la zona de nucleación del nuevo avance de una fisura. El análisis realizado sobre los perfiles de la deformación debida a la sollicitación existente y de la deformación crítica permite disminuir la zona con incertidumbre de propagación mixta, intergranular-transgranular, manteniéndose una identidad total entre resultados y previsiones del modelo.
- d) El comportamiento de los aceros microaleados en estudio, con alta resistencia a la fisuración hace que, en función de la agresividad del ambiente y de la velocidad de sollicitación, estos aceros presenten mecanismos de propagación de gran deformación, establecidos bajo dominio de sollicitaciones locales de régimen elastoplástico. Estas situaciones no quedaban recogidas por el modelo usado como referencia de análisis, por lo que ha sido ampliado para cubrirlas. Así se ha definido la condición de abandono de la zona de dominio elástico, a partir de la cual se producen procesos de propagación con fuerte desarrollo plástico, es decir presencia de desgarramiento creciente en los clivajes.
- e) Finalmente se define la condición de plastificación total, dependiente de las características mecánicas y de la geometría, que condiciona el abandono de la propagación subcrítica, dando inicio a mecanismos de inestabilidad locales en el frente de fisura.
- f) De esta forma se tiene un modelo general que define el comportamiento de estos aceros, una vez caracterizados, ante procesos de fisuración inducida por hidrógeno siguiendo la metodología desarrollada para ello en este trabajo.

Sobre las curvas teóricas representadas en el campo de caracterización $P-COD$, propias de cada tipo de probeta y longitud de fisura, se pueden definir una serie de curvas que delimitan las diferentes regiones de comportamiento, o de micromecanismos de fisuración, que tendrá el material si en las condiciones de ensayo reales pasa por ellas. Estas curvas son:

- La curva $mínTG$, condición (9), que separa la zona de comportamiento intergranular seguro, zona IG, de la de posible comportamiento tanto intergranular como transgranular, en este caso por clivajes, zona mixta IG/TG.
- La curva $máxIG$, condición (1), que separa la zona mixta IG/TG de la de comportamiento transgranular seguro, zona TG, en este caso por clivajes puros.
- La curva *de fin de dominio elástico*, condición (3), que separa la zona de comportamiento

ANALES DE MECANICA DE LA FRACTURA VOL. 16 (1999)

transgranular, zona TG, de la zona de dominio elastoplástico en régimen subcrítico.

- La curva de *plastificación total*, que separa la zona de comportamiento subcrítico de la zona de procesos críticos de la rotura final, con predominio de la componente plástica.

Las Figuras 13 y 14 representan la modelización realizada sobre el acero E500 y E690 respectivamente. En ellas se aprecian las diferentes zonas de comportamiento previstas para cada acero. Los comportamientos obtenidos para ambos aceros en las diferentes condiciones de velocidad de sollicitación y con los distintos niveles de agresividad del medio, encajan perfectamente con lo previsto por la modelización.

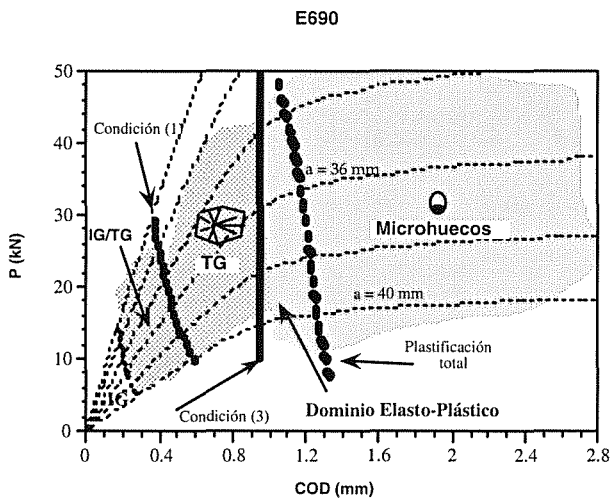


Figura 13. Modelización de las diferentes zonas de comportamiento en procesos de FIH para el acero E690

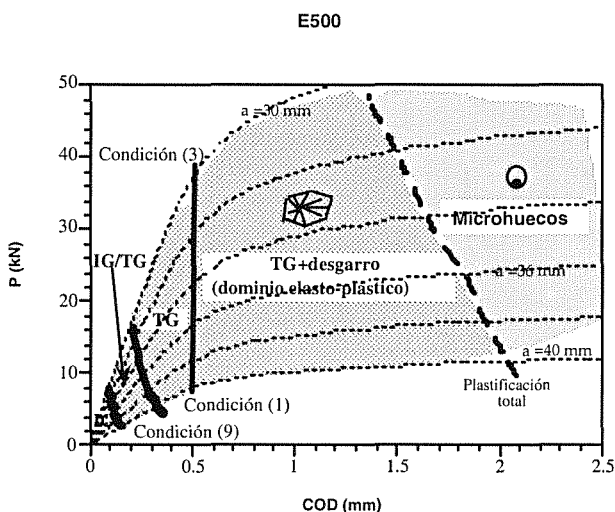


Figura 14. Modelización de las diferentes zonas de comportamiento en procesos de FIH para el acero E500

9. AGRADECIMIENTOS

Este trabajo se ha desarrollado en el seno de un proyecto de investigación de la Unión Europea (CECA 7210-KB/934) y del proyecto CICYT MAT 93-0970-CE.

10. BIBLIOGRAFIA

- [1] Chino, H., Abe, M., Katayama, K., Takemiro, H. and Akazaki, H.: in Pipeline Technology Conference, Oostende, Belgium, (1990), Part A, pp. P.4.1.
- [2] "High-Strength Structural and High-Strength Low-Alloy Steels", ASM. Metals Handbook, Vol. 1, Tenth Edition, (1990), pp. 388.
- [3] "Metals and their weldability", Welding Handbook, Vol. 4, 7th Edition. American Welding Society, (1982), pp. 24.
- [4] Repas, P.E.: "Metallurgical Fundamentals for HSLA steels in Microalloyed" HSLA steels, ASTM International, (1988), pp. 5.
- [5] Fletcher, E.E.: "High-Strength-Low-Alloy Steels: Status, Solution and Physical Metallurgy", Batelle Press, (1979).
- [6] Gabetta, G. and Cole, I.: Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct., Vol. 16, No. 6, (1993), pp. 603.
- [7] Charles, J., Coudreuse, R., Blondeau, R. and Cadiou, L., Corrosion 90, paper n° 202, Las Vegas, pp. 23-27 (1990).
- [8] Terreur, F., Montfort C. and Defourny, Int Conf on "Interaction of Steels with Hydrogen in Petroleum Industry Pressure Vessel Service", Paris (1989).
- [9] Kobayashi, Y. et all, Corrosion Science, Vol 27, n° 10/11, pp. 1117-1135 (1985).
- [10] "Stress Corrosion Cracking on Weldable Microalloyed Steels", ECSC Contract n° 92.F2 11a 7210, Final Report (1996).
- [11] Gutiérrez-Solana, F. y Alvarez, J.A., "Caracterización universal de procesos de fisuración y su aplicación a fenómenos inducidos por el ambiente", Anales de Mecánica de la Fractura, Vol. 14, pp. 50-68 (1997).
- [12] Alvarez, J.A., "Fisuración Inducida por Hidrógeno de Aceros Soldables Microaleados: Caracterización y Modelo de Comportamiento", Tesis Doctoral, Universidad de Cantabria, 1998.
- [13] Alvarez, J.A., Gutiérrez-Solana, F. y Varona, J. M., "Modelo de comportamiento ante procesos de fisuración inducida por hidrógeno de aceros estructurales microaleados", Anales de Mecánica de la Fractura, Vol. 15, pp. 108-114 (1998).
- [14] Alvarez, J.A., Gutiérrez-Solana, F. and González, J., "The influence of loading rate on hydrogen induced

cracking of microalloyed steels", *Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct.*, Vol 20, Nº 5, pp. 717-727 (1997).

- [15] Gutiérrez-Solana, F., Valiente, A., González, J. and Varona J.M., "A Strain-Based Fracture Model for Stress Corrosion Cracking of Low-Alloy Steels", *Metallurgical and Materials Transaction A*, Vol. 27A, pp. 291-304 (1996).
- [16] Thompson, A.J. and Bernstein, I.M.; *Advances in Corrosion Science and Technology*, Fontana and Stachle, eds. vol. 7, Plenum, NY, 1980, p. 53.
- [17] Kennedy, J.W. and Whittaker, J.A.; *Corrosion Science*, 1968, vol. 8, p. 359.
- [18] Beachem, C.D.; *Met. Trans.*, 1972, vol. 3, p. 437.
- [19] Louthan, M.R.; Donovan, J.A. and Rawl, D.E.; *Corrosion*, 1973, vol. 29, p. 108.
- [20] Gerberich, W.W.; *Hydrogen in metals*, Bernstein and Thompson, eds., ASM, Metals Park, Ohio, 1974, p. 115.
- [21] Speidel, M.O.; *Hydrogen in metals*, Bernstein and Thompson, eds., ASM, Metals Park, Ohio, 1974, p. 575.
- [22] Thompson, A.W. and Bernstein, I.M.; *Rev. Coating Corrosion*, 1975, vol. 2, p. 3.
- [23] Williams, D.P. and Nelson, H.W.; *Met. Trans.*, 1972, vol. 3, p. 2107.
- [24] Speidel, M.O.; "Theory of Stress Corrosion Cracking in Alloys", J.C. Scully, eds., NATO, Bruselas, 1971, p. 289.
- [25] Marsh, P.G. and Gerberich, W.W.; *ISCC, Materials performance and evaluation*, Jones, R.H. de., ASM, Materials Park, 1992, p. 63.

INFLUENCIA DE LOS CRITERIOS DE FRACTURA EN LA PROPAGACIÓN CUASISTÁTICA DE GRIETAS

R. Gallego*, J. Beltrán, J. J. Granados*

* Depto. Mecánica de Estructuras, Universidad de Granada

Colegio Máximo de Cartuja, 18.071 GRANADA

Escuela Superior de Ingenieros, Universidad de Sevilla

Avda. de los Descubrimientos s/n, SEVILLA

Resumen. El presente trabajo es una aplicación del Método de los Elementos de Contorno (formulación mixta), para el estudio de la propagación cuasi-estática de grietas en materiales elásticos lineales en deformación plana, con el fin de comparar la influencia en la trayectoria de la grieta de distintos criterios de propagación, de la longitud del paso de propagación y de utilizar o no métodos correctivos de la dirección en la propagación. Se comparan los siguientes criterios de fisuración: criterio de Griffith generalizado (que depende de la tasa de liberación de energía), criterio de la máxima tensión circunferencial, criterio de la mínima densidad de energía de deformación y criterio de la mínima distancia al contorno elastoplástico del vértice de la grieta, estos tres últimos criterios dependen de magnitudes medidas alrededor del vértice de la grieta, mientras que el primero lo hacia de la magnitud global de liberación de energía. Una vez que se llega a la conclusión de que la grieta se va a propagar se añaden nuevos elementos de contorno al modelo (reduciendo al mínimo el coste de remallado) de longitud constante. Se muestran resultados en los que se comprueba como el efecto del algoritmo de corrección de la trayectoria, así como la reducción del paso de propagación tienen el efecto esperado de hacer converger la solución.. Sorprendentemente, esta convergencia se produce independientemente del criterio de propagación empleado.

Abstract. In this paper a Boundary Elements Method application (mixed formulation) for the study of the quasi-static crack propagation in linear elastic materials under plain strain is presented. The aim of the communication is the assessment of the influence on the crack path of the propagation criteria, and two parameters of the numerical algorithm: crack step length and path correction algorithm.. The following criteria are compared: generalised Griffith criterion (energy release rate function), maximum hoop stress criterion, minimum strain energy density criterion and finally minimum distance from the crack tip to the yield boundary. The last three depends on the measures around the crack tip, whereas the first one is a global criterion.. To simulate the growth of the crack, a new straight boundary elements is added to the model from the crack tip (reducing to a minimum the remeshing effort). Numerical applications show that the reduction of the crack step and the use of the path correction algorithm produce convergent trajectories. Surprisingly, this effect is attained regardless the crack propagation criteria that one uses..

1. INTRODUCCIÓN

La existencia de grietas en los elementos estructurales es algo inevitable, pues el material tiene pequeños defectos de fabricación que hace posible la génesis de grietas, tras la actuación, o no, de tensiones de trabajo. Como bien es sabido estas grietas son puntos débiles del elemento en cuestión, ya que pueden producir el agotamiento del mismo para unas sollicitaciones muy inferiores a las cargas últimas que producirían la rotura en ausencia de grietas. El estado de daño producido en el elemento vendrá determinado básicamente, por posición y longitud de las grietas, y el estado de carga del mismo.

Para el estudio de dichos factores se utiliza la Mecánica

de la Fractura Elástica Lineal, que caracteriza el estado tensional en el entorno del vértice de la grieta por el Factor de Intensidad de Tensiones (F.I.T.). Dicho parámetro controlará el proceso de crecimiento de la grieta en función del criterio de propagación elegido (ya sea de tipo energético, tensional, etc.). El crecimiento de la fisura se estudia de forma cuasi-estática, o sea, que se desprecian los efectos dinámicos provocados por la propagación de ésta.

Se ha empleado el Método de los Elementos de Contorno [1] hipersingular, para la resolución de las aplicaciones mostradas. Este método es ventajoso frente a otras alternativas [2,3,4] pues reduce al mínimo el trabajo de modelización ya que sólo es necesario discretizar el contorno de la pieza y la grieta [5,6].

2. CRITERIOS DE PROPAGACIÓN

Al aplicar un criterio de propagación se responde a:

- ¿Cuándo crecerá la grieta?
- ¿En qué dirección se propagará la grieta?
- ¿Hasta dónde se propagará?

Básicamente existen dos grupos de criterios de propagación: los que se basan en la tasa de liberación de energía, y los que se fundamentan en el campo elástico de tensiones alrededor del vértice de la grieta (caracterizado con el factor de intensidad de tensiones F.I.T.), con los que se responden las dos primeras preguntas, sin embargo para responder la tercera se tienen que realizar aproximaciones en el balance energético del proceso de propagación. En general la segunda pregunta se responde estudiando un determinado valor $f(\theta)$ (energía, tensión, etc.) alrededor del vértice de la grieta, de modo que la dirección de propagación vendrá dada por el valor del ángulo para el cual se alcance un máximo, o mínimo. Por otro lado si la condición de propagación viene dada por el valor g , bastará comparar dicha función con el valor de g para el caso en que la grieta empieza a propagarse en modo I puro (g_{IC}), por tanto la propagación se producirá siempre que $g \geq g_{IC}$.

Se estudian cuatro criterios basados en distintos ratios, usando la siguiente nomenclatura: K_I , es el F.I.T. en modo I, K_{II} en el II, μ es el módulo de deformación transversal, ν es el coeficiente de Poisson y las constantes:

$$\beta = 3 - 4\nu$$

$$\kappa = \frac{2(1 - 2\nu)^2}{3} \quad (1)$$

Criterio G: Griffith Generalizado.

El primer criterio fue propuesto por Griffith, postulando que la propagación se produce cuando la energía elástica disponible es la suficiente como para permitir el crecimiento de la grieta. Esto nos da la condición de propagación, pero para obtener la dirección es necesario recurrir a la generalización del criterio (según Erdogan y Sih [15]), diciendo que la dirección de propagación será aquella en la que la tasa de liberación de energía sea máxima. Por tanto tenemos que la dirección de propagación coincide con la dirección del máximo valor del factor de liberación de energía (G) alrededor de la punta de la grieta, siendo según el modelo de Nuismer [11].

$$G = \frac{(1 + \beta)}{8\mu} \left\{ \left(\frac{1}{2} \cos \frac{\theta}{2} \left[K_I (1 + \cos \theta) - 3K_{II} \sin \theta \right] \right)^2 + \left(\frac{1}{2} \cos \frac{\theta}{2} \left[K_I \sin \theta + K_{II} (3 \cos \theta - 1) \right] \right)^2 \right\} \quad (2)$$

La propagación comenzará cuando el máximo dado por la ecuación [2] alcance un valor crítico.

Criterio Sigma: Máxima Tensión Circunferencial.

Fue uno de los primeros criterios presentados, propuesto por Erdogan y Sih [12]. Este criterio considera que la componente circunferencial del campo de tensiones en el vértice de la grieta es la única responsable de la fractura.

La propagación de la grieta tendrá lugar en la dirección θ en la que σ_θ es máxima, y la fractura tendrá lugar cuando la máxima tensión circunferencial alcance el valor de la tensión de la fractura uniaxial. La expresión de σ_θ es:

$$\sigma_\theta = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \left(\frac{3}{4} \cos \frac{\theta}{2} + \frac{1}{4} \cos \frac{3\theta}{2} \right) - \frac{K_{II}}{\sqrt{2\pi r}} \left(\frac{3}{4} \sin \frac{\theta}{2} + \frac{3}{4} \sin \frac{3\theta}{2} \right) \quad (3)$$

Criterio S: Mín. Densidad de Energía de Deformación.

Este criterio supone que el parámetro que controla el proceso de propagación y fractura es la densidad de energía de deformación total (S) en la vecindad del vértice de la grieta. Este criterio aplicable a materiales frágiles, fue inicialmente propuesto por Sih [10].

La propagación viene condicionada por la función:

$$S = \frac{1}{16\mu\pi} \left\{ K_I^2 [(1 + \cos \theta)(3 - 4\nu + \cos \theta)] + 2K_I K_{II} [\sin \theta (-2 + 4\nu + 2 \cos \theta)] + K_{II}^2 [(4 - 4\nu)(1 - \cos \theta) + (1 + \cos \theta)(-1 + 3 \cos \theta)] \right\} \quad (4)$$

Criterio Z: Zhao.

En este caso la dirección de propagación nos la da el punto más cercano de la zona plástica al vértice de la grieta, pues será el punto con más tensiones y por tanto el crítico. La condición de propagación se obtiene mediante al energía de deformación total almacenada en la región elastoplástica (U); con este razonamiento Zhao Yishu presenta este criterio de propagación [13, 14].

Utilizando el criterio de plastificación de Von-Mises obtenemos las siguientes expresiones de r_b (distancia del vértice de la grieta al contorno elastoplástico) y de U (energía de deformación).

$$r_b = \frac{3}{8\pi\sigma_y^2} \left\{ K_I^2 [(\kappa + 1) + \kappa \cos \theta - \cos^2 \theta] + 2K_I K_{II} \cdot [\sin 2\theta - \kappa \sin \theta] + K_{II}^2 [(\kappa + 4) - \kappa \cos \theta - 3 \sin^2 \theta] \right\} \quad (5)$$

$$U = \frac{3}{512\pi\mu\sigma_y^2} \left\{ K_I^4 (4\beta - 8\kappa + 12\beta\kappa - 1) + 2K_I^2 K_{II}^2 \cdot (3 + 12\beta + 12\beta\kappa) + K_{II}^4 (39 + 20\beta + 8\kappa + 12\beta\kappa) \right\} \quad (6)$$

3. COMPARACIÓN ENTRE CRITERIOS

A continuación se estudian distintos factores relacionados con la fractura en función del criterio elegido, nótese que los resultados obtenidos con el criterio de la máxima tasa de liberación de energía (Crit. G) coinciden con los de la máxima tensión circunferencial (Crit. Sigma).

Se muestran, comparativamente, los resultados en cuanto a dirección de propagación (fig. 1) y condición de propagación (fig. 2), en modo II puro, para distintos valores de ν .

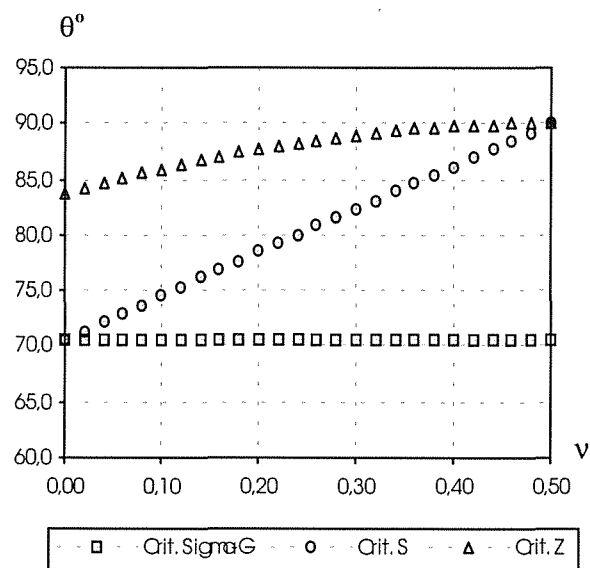


Fig. 1. Dirección de propagación en Modo II en función del coeficiente de Poisson.

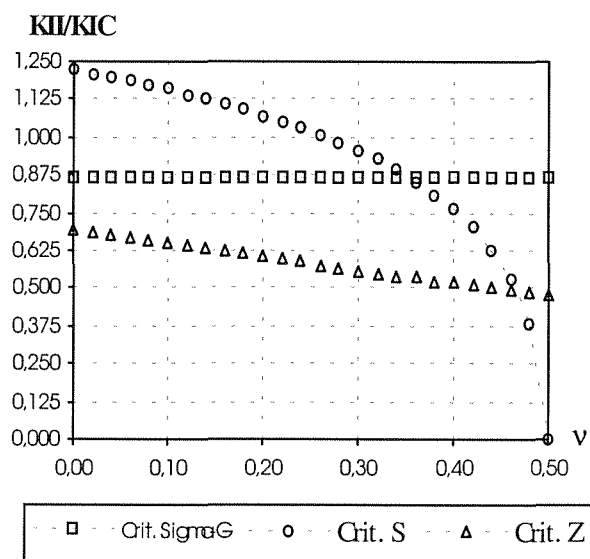


Fig. 2. Condición de propagación en Modo II en función del coeficiente de Poisson.

En la fig. 3 se representan los diagramas de interacción, de la condición de fractura en modo mixto para los distintos criterios, como se observa el criterio S es el menos conservativo, luego el Sigma-G seguido del Z.

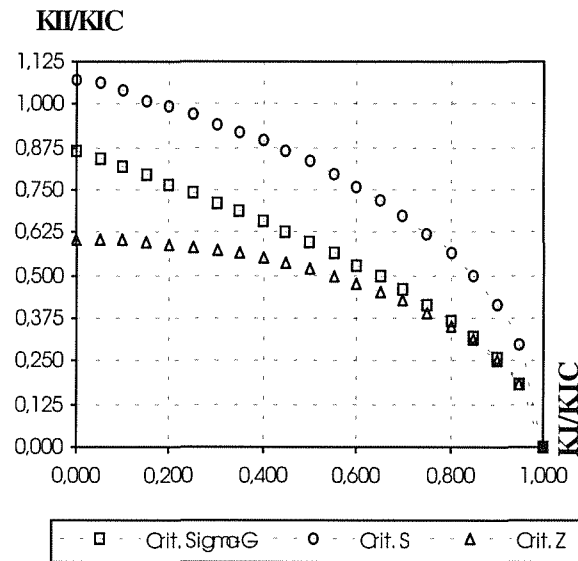


Fig. 3. Diagramas de interacción de fractura ($\nu=0,20$).

4. EL MÉTODO DE ELEMENTOS DE CONTORNO PARA CASOS CON GRIETAS

La formulación mixta del MEC se basa en la ecuación integral de contorno en desplazamientos (d-EIC) y en la ecuación integral de contorno en tensiones (t-EIC). En el caso de fuerzas másicas nulas la primera viene dada por:

$$c_{ik} u_k(y) + \int_{\Gamma} p_{ik}^*(x, y) u_k(x) d\Gamma = \int_{\Gamma} u_{ik}^*(x, y) p_k(x) d\Gamma \quad (7)$$

En donde la primera integral existe en el sentido de valor principal de Cauchy. La segunda ecuación (t-EIC) es hipersingular [6]:

$$c_{ik} p_k(y) + \int_{\Gamma} d_{ik}^*(x, y) p_k(x) d\Gamma = \int_{\Gamma} s_{ik}^*(x, y) u_k(x) d\Gamma \quad (8)$$

En (8) la primera integral existe en el sentido de valor principal de Cauchy y la segunda como Parte Finita de Hadamard.

Para la formulación mixta del MEC planteamos la t-EIC en una cara de la grieta y la d-EIC en la otra así como en el resto del contorno. La primera se discretiza con elementos cuadráticos discontinuos en los cuales los nodos extremos está colocados una cierta cantidad hacia adentro en el elemento, y la segunda con elementos cuadráticos normales. Por otro lado los elementos adyacentes al vértice de la grieta son elementos cuadráticos discontinuos rectos cuyo nodo central está a

$L/4$ del vértice de la grieta; son los elementos denominados a $1/4$.

Finalmente se obtiene un sistema de ecuaciones algebraicas, cuya resolución, tras aplicar las condiciones de contorno proporciona las incógnitas en el contorno exterior y en ambas caras de la grieta, a partir de los cuales pueden calcularse los F.I.T.'s.

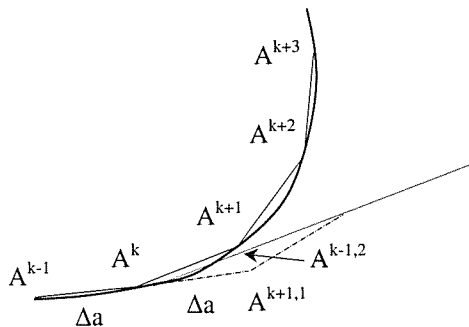


Fig. 4. Proceso corrector de la dirección de la grieta.

Analicemos ahora el proceso de propagación de la grieta. Cuando se producen las condiciones necesarias para la propagación de la misma se añaden nuevos elementos rectos ($1/4$) de longitud fija. Por tanto para un mismo criterio de propagación obtenemos distintas trayectorias dependiendo del tamaño elegido del incremento. El hecho de tener que ir añadiendo elementos hace que vaya cambiando el sistema de ecuaciones, no sólo porque aumente el número de éstas, sino porque el que antes de la propagación era elemento a $1/4$ ahora pasa a ser elemento cuadrático discontinuo. En cuanto a la dirección de crecimiento de la grieta se ha estudiado el proceso iterativo propuesto por Portela *et al.* [5] (ver fig. 4) que corrige la trayectoria inicial, que sería la tangente de la trayectoria real, acercándola a su secante, de forma que la grieta real se intenta aproximar por una serie de elementos de longitud constante secantes a la misma.

5. APLICACIONES CON LOS DIFERENTES CRITERIOS DE PROPAGACIÓN

Placa cuadrada

Se trata de una placa cuadrada (según la figura 5) con una grieta de longitud $a=h/3$, en modo II. En este ejemplo vamos a comprobar el efecto del proceso iterativo en la trayectoria y dirección de propagación de la grieta.

En las figuras 6 y 7 se reflejan las trayectorias de la grieta en el caso de que no utilicemos el proceso de corrección iterativo de la dirección de propagación o de que si lo utilicemos, respectivamente. Obsérvese la

discrepancia en el primer caso, aunque la forma sea muy similar.

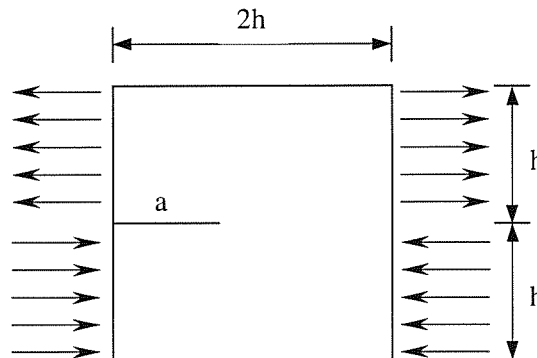


Fig. 5. Placa cuadrada, geometría y cargas.

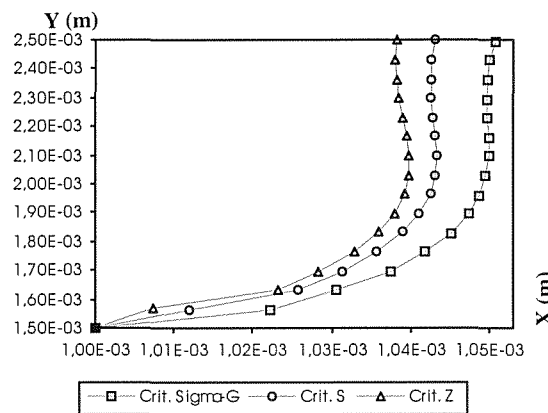


Fig. 6. Trayectorias sin procedimiento iterativo.

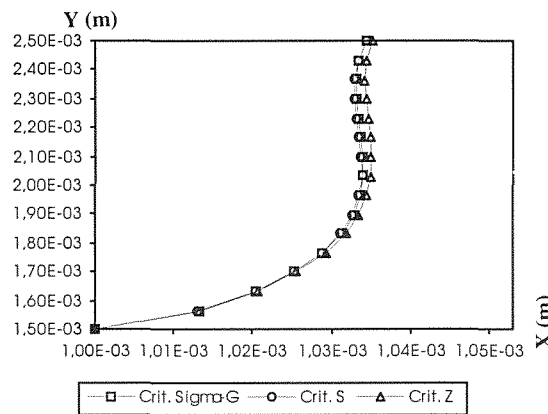


Fig. 7. Trayectorias con procedimiento iterativo.

Para mejor interpretación de las anteriores gráficas, veamos las figuras, en las que se representa la dirección

de propagación (B , que es θ pero en radianes), en el caso de no utilizar la corrección (fig. 8) o si (fig. 9). Como se observa las discrepancias se encuentran sólo

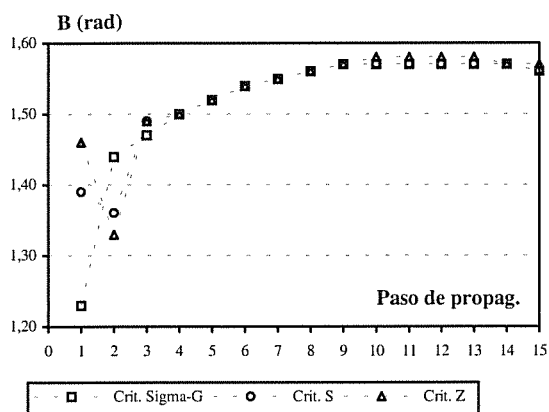


Fig. 8. Evolución de la dirección de propagación sin proceso iterativo.

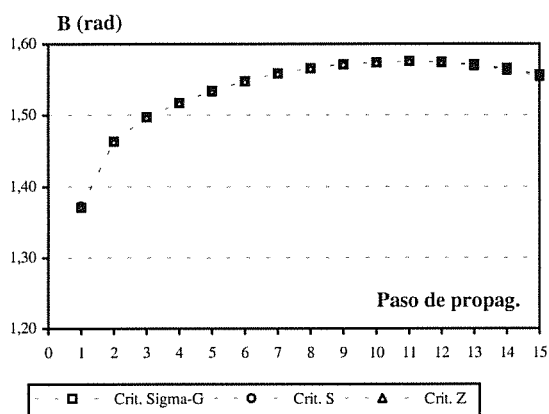


Fig. 9. Evolución de la dirección de propagación con proceso iterativo.

en los primeros pasos de propagación, concretamente el uno y dos, de ahí que las trayectorias tengan formas parecidas aún sin hacer corrección. Por otro lado estas diferencias son totalmente regularizadas con el proceso de corrección.

Placa cruciforme

Se trata de una placa en forma de cruz con las cargas que se indican en la figura 10. La grieta tiene una longitud $a=h/4$. Aquí analizaremos el efecto del tamaño del incremento.

De las figuras 11 y 12 se deduce que la disminución del tamaño del incremento hace converger los criterios, pero esta convergencia no es tan fuerte como en el caso de utilizar el proceso de corrección, como se observa en las figuras 13 y 14.

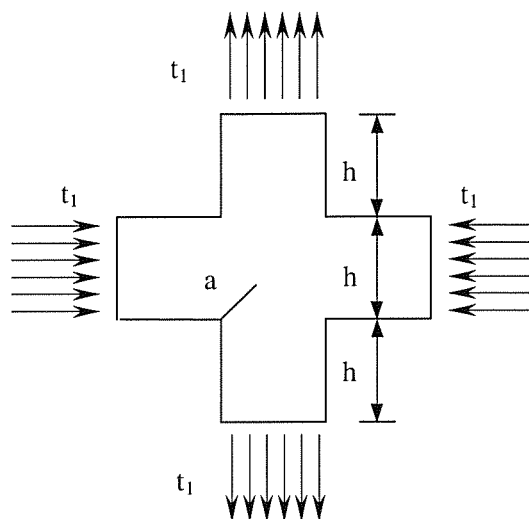


Fig. 10. Placa cruciforme.

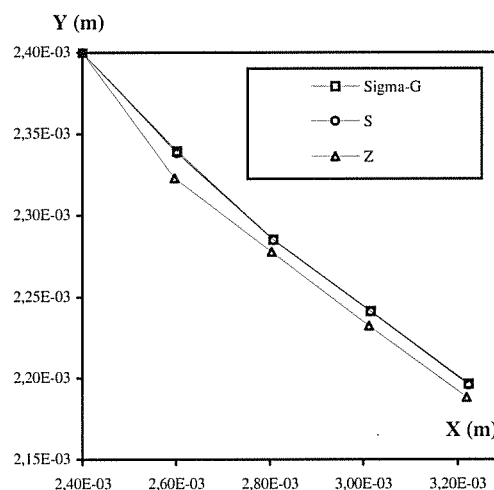


Fig. 11. Trayectorias en 4 pasos. Sin corrección.

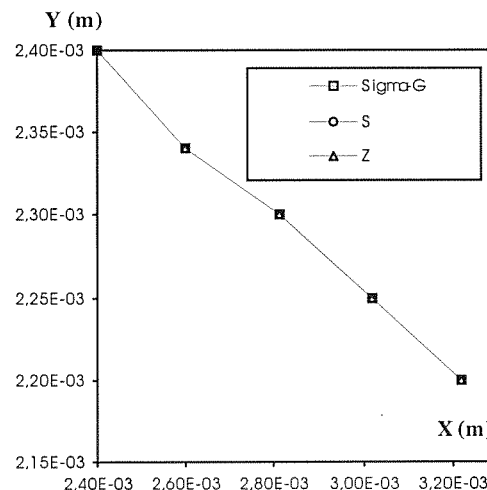


Fig. 12. Trayectorias en 4 pasos. Con corrección.

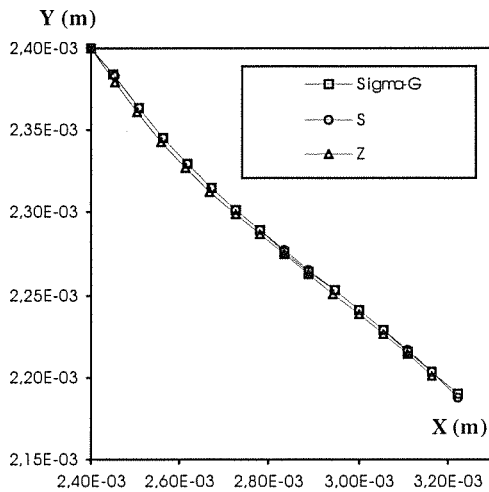


Fig. 13. Trayectorias en 15 pasos. Sin corrección.

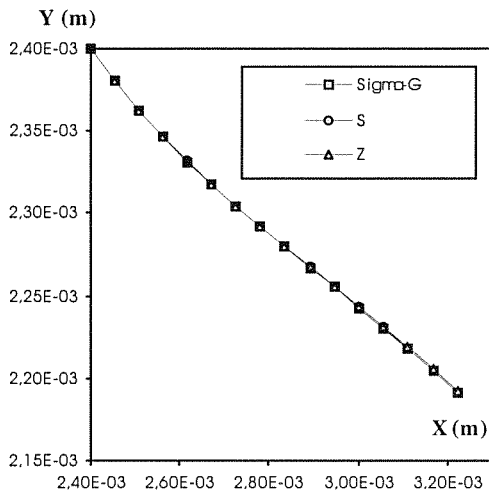


Fig. 14. Trayectorias en 15 pasos. Con corrección.

6. CONCLUSIONES

En esta comunicación se presentan distintos criterios de fractura, analizando en primer lugar las diferencias principales que tenemos entre unos y otros, como son la dirección de propagación en modo II, o las curvas de fractura en modo mixto. Posteriormente se comparan estos criterios entre sí, implementándolos en ejemplos numéricos, utilizando el método de los elementos de contorno (con ecuaciones en tensiones, para una cara de la grieta y en desplazamientos para el resto), y empleando un método para la corrección de la dirección de la grieta, pudiendo obtener las siguientes conclusiones: en cuanto al tamaño del incremento, el disminuir el paso de la propagación hace que converjan los distintos criterios de forma lenta, por el contrario en cuanto al proceso iterativo, si se usa, la convergencia entre criterios se alcanza con elevado paso de propagación, siendo por tanto esta última condición más

determinante para la convergencia que el número de pasos de propagación. Sin embargo este algoritmo de resolución, podemos decir que no es totalmente satisfactorio pues, según los resultados obtenidos, da lugar a que el camino predicho para una grieta es independiente del criterio de propagación escogido, por lo que habría que profundizar en la validez de la corrección utilizada.

7. REFERENCIAS

- [1] Brebbia, C.A. y Domínguez, J. "Boundary Elements: An Introductory Course", Computational Mechanics Publications, Southampton, UK (1989).
- [2] Snyder, M.D. y Cruse, T.A. "Boundary integral equation analysis of cracked anisotropic plates", Int. J. Fracture, 11, 315-328 (1975).
- [3] Crouch, S. L. "Solution of plane elasticity problems by the displacement discontinuity method", Int. J. Numer. Engng., 10, 301-342 (1976).
- [4] Blandford, G.E.; Ingraffea, A.R. y Liggett, J.A. "Two-dimensional stress intensity factor computations using the boundary element method", Int. J. Numer. Meth. Engng., 17, 387-404 (1981).
- [5] Portela, A.; Aliabadi, M.H. y Rooke, D.P. "Dual boundary element analysis of fatigue crack growth, in Advances in BEM for Fracture Mechanics", Computational Mechanics Publicat., Southampton, UK (1993).
- [6] Sáez, A.; Gallego, R.; y Domínguez, J. "Hypersingular quarter-point boundary elements for crack problems", Int. J. Numer. Meth. Engng., 38, 1681-1701 (1995).
- [7] Guiggiani, M.; Krishnasamy, G.; Rudolph, T.J. y Rizzo, F.J. "A general algorithm for the numerical solution of hypersingular boundary integral equations", J. Appl. Mecha., 59, 604-614 (1992).
- [8] Gallego, R. y Domínguez, J. "Hypersingular BEM for Transient Elastodynamics", Int. J. Numer. Meth. Engng., 39, 1681-1705 (1996).
- [9] Erdogan, F. y Sih, G.C. "On the crack extension in plates under plane loading and transverse shear", J. Basic Engng., 85, 519-527 (1963).
- [10] Sih, G.C. "Some basic problems in fracture mechanics and new concepts, Engng. Fract. Mech., 5, 365-377 (1973).
- [11] Nuismer, R.J. Int. J. Fracture, 11, 245-255 (1975).
- [12] Erdogan, F. y Sih, G.C. J. Basic Engng. ASME 85, 519-527 (1963).
- [13] Zhao Yishu. "A strain energy Criterion for mixed mode Crack propagation", Engng. Fract. Mechanics, 26, 533-539 (1987).
- [14] Zhao Yishu. "Behaviour and criterion of quasi-brittle fracture of metals", Engng. Fract. Mechanics, 39, 683-686 (1991).
- [15] Erdogan, F. y Sih, G.C. J. Trans. Basic Engng. ASME 4, 519-525 (1963).

DESPLAZAMIENTO DE LA ZONA NO DESLIZANTE DEL CONTACTO EN FRETTING FATIGA CON CONTACTO ESFÉRICO Y CARGA AXIAL

Carlos Navarro, Jaime Domínguez
 Dpto. de Ingeniería Mecánica y de los Materiales
 E.S.I de Sevilla, Avda. Descubrimientos s/n, 41092 SEVILLA

Resumen. Este artículo analiza las condiciones de contacto y las tensiones producidas durante un ensayo de fretting fatiga con carga axial utilizando un puente de fretting y elementos de contacto esférico. Este análisis tiene en cuenta el desplazamiento de la zona no deslizante producido por la tensión axial a la que se somete la probeta. Describe una aproximación analítica para calcular el tensor de tensiones bajo la zona de contacto incluyendo el efecto de este desplazamiento. Finalmente, se hace una comparación entre las tensiones que se obtienen con esta aproximación y las calculadas con la aproximación de Mindlin-Cattaneo que no tiene en cuenta el efecto de la tensión axial.

Abstract. This paper analyses the contact conditions and stresses induced during fretting fatigue tests of uniaxial specimens using fretting bridges with spherical-tip contact pads. This analysis considers the displacement of the stick zone induced by the variable bulk stress applied to the specimen. It describes an approach to, analitically, calculate the stress tensor under the contact zone including this stick zone displacement. Finally, the analitically calculated stresses are compared to those obtained using the classical Mindlin-Cattaneo approach which does not consider the bulk stress.

1. INTRODUCCIÓN

El fenómeno llamado fretting es un tipo especial de fatiga en el que las principales tensiones son debidas a que hay dos piezas en contacto que tienden a deslizar una sobre la otra. Si además de las tensiones generadas en el contacto, se le añade una carga cíclica a una de las dos piezas, se le llama fretting fatiga. Este tipo de fatiga es más perjudicial al unirse los dos efectos. En la zona de contacto entre los dos cuerpos se generan una serie de grietas que pueden crecer hasta provocar la rotura del material o simplemente deteriorar la superficie por desprendimiento de lascas y desgaste. El fenómeno del fretting puede ser observado en servicio en piezas tales como uniones atornilladas y roblonadas, acoplamientos con ajuste en caliente, cadenas, etc.[1].

El primer paso a la hora de estudiar el fretting es entender cómo se transmiten las cargas de una pieza a otra y cómo es la zona de contacto. La distribución de estas cargas y la zona de contacto pueden ser muy diversas y dependen del tipo de material, de las fuerzas normal y tangencial, de la geometría del contacto y otros.

Hertz fue el primero en desarrollar, en 1882, una teoría sobre las tensiones normales en el contacto entre dos sólidos cuando no hay rozamiento. Más adelante otros investigadores se han dedicado a analizar las tensiones en el contacto, sin embargo todavía queda camino por recorrer en este campo.

El problema del contacto se complica cuando se aplican cargas tangenciales pero no lo suficientemente grandes como para que se produzca el deslizamiento total de los dos cuerpos. Cattaneo y Mindlin [2-4] por separado fueron los primeros en proponer una solución a este problema en el caso del contacto de una esfera y un plano. Hills y Nowell [5] resolvieron el problema cilíndrico cuando además se aplica una tensión axial a una de las piezas.

En este artículo se desarrolla una solución a este problema, calcular las tensiones en el contacto, cuando se tiene una esfera y un plano en contacto y se aplica una tensión axial.

2. CONTACTO ESFERA-PLANO SIN TENSIÓN AXIAL

El radio, a , de la zona de contacto entre una esfera y un plano para una fuerza normal, N , y un radio de la esfera, R , se obtiene de la teoría de Hertz

$$a = \left(\frac{3NR}{4E^*} \right)^{1/3} \quad (1)$$

donde

$$\frac{1}{E^*} = \frac{1-\nu_1^2}{E_1} + \frac{1-\nu_2^2}{E_2} \quad (2)$$

Si las dos piezas en contacto son del mismo material, no se produce deslizamiento entre las dos superficies y por lo tanto no aparece una carga tangencial. La presión de contacto, $p(r)$, se obtiene igualmente de la teoría de Hertz

$$p(r) = \frac{3N}{2\pi a^2} \sqrt{1 - \frac{r^2}{a^2}} = p_0 \sqrt{1 - \frac{r^2}{a^2}} \quad (3)$$

donde p_0 es la máxima tensión normal en la zona de contacto. Si se aplica una fuerza tangencial $Q < \mu N$, dentro de la zona de contacto aparece un anillo exterior concéntrico donde se produce el deslizamiento y una zona central de radio c donde no lo hay (fig. 1).

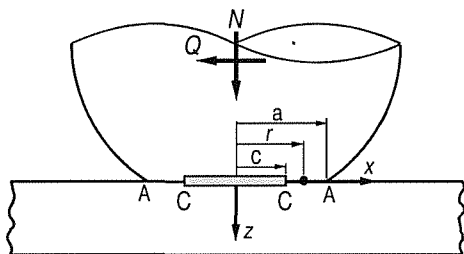


Fig. 1. Esquema de la zona de contacto en $y=0$.

Al ser $Q < \mu N$ no se produce el deslizamiento total. Si los dos materiales son iguales, los problemas normal y tangencial no están acoplados y se pueden resolver por separado. La distribución de presión normal sigue siendo la de Hertz, ecuación (3), y la distribución de la tensión tangencial en la superficie se supone que es toda paralela a la dirección de Q . Para hallar estas tensiones, Mindlin superpone el efecto de dos distribuciones

$$q'_x(r) = \frac{3\mu N}{2\pi a^2} \sqrt{1 - \frac{r^2}{a^2}} \quad 0 \leq r \leq a \quad (4)$$

que correspondería al caso en que hubiera deslizamiento en todos los puntos más

$$q''_x(r) = -\frac{c}{a} \frac{3\mu N}{2\pi a^2} \sqrt{1 - \frac{r^2}{c^2}} \quad 0 \leq r \leq c \quad (5)$$

donde c es el radio de la zona de no deslizamiento. Imponiendo que la integral de las tensiones tiene que ser igual a la fuerza tangencial aplicada Q , se obtiene el tamaño de la zona de no deslizamiento

$$\frac{c}{a} = \left(1 - \frac{Q}{\mu N}\right)^{1/3} \quad (6)$$

Una vez conocidas las tensiones normales y tangenciales en la superficie se pueden calcular las

tensiones en cualquier punto de los sólidos en contacto utilizando la solución de Hamilton y Goodman [6]. Las expresiones explícitas fueron obtenidas más tarde por Hamilton [7] y por Sackfield y Hills [8], las cuales son más sencillas de manejar.

3. CONTACTO CILINDRO-PLANO CON TENSIÓN AXIAL

Si además se aplica una fuerza P sobre el espécimen, se tiene un sistema como el de la figura 2, donde la zona de contacto está sometida a las tensiones que producen N , Q y P . Esta última fuerza provoca una tensión axial sobre el espécimen o probeta que hace que la zona de no deslizamiento se desplace sobre el eje x una cantidad e .

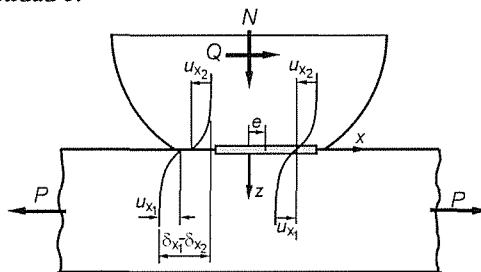


Fig. 2. Esquema de la zona de contacto con carga axial.

Para analizar el efecto de esta tensión axial en contactos cilíndricos, Hills y Nowell consideraron el problema como una perturbación del problema de Mindlin. Consideraron que el tamaño de la zona de no deslizamiento era el mismo que sin carga axial, pero que estaba desplazada una cantidad e . La relación entre el semiancho de la zona de no deslizamiento y el semiancho de la zona de contacto resulta ser

$$\frac{b}{a} = \left(1 - \frac{Q}{\mu N}\right)^{1/2} \quad (7)$$

La tensión tangencial en la zona de deslizamiento es

$$q(x) = \mu p_0 \sqrt{1 - \frac{x^2}{a^2}} \quad (8)$$

y la distribución de tensiones tangenciales dentro de la zona de no deslizamiento es

$$q(x) = \mu p_0 \sqrt{1 - \frac{x^2}{a^2}} - \frac{b}{a} \mu p_0 \sqrt{1 - \frac{(x-e)^2}{b^2}} \quad |x-e| \leq b \quad (9)$$

Y el valor que se obtiene de este desplazamiento es

$$e = \frac{\sigma_{ax} a}{4\mu p_0} \quad (10)$$

donde σ_{ax} es la tensión debida a la fuerza axial P .

4. CONTACTO ESFERA-PLANO CON TENSIÓN AXIAL

Si en vez de un cilindro se tiene una esfera, se puede hacer un desarrollo parecido al caso anterior. La distribución de tensiones tangenciales será, al igual que hizo Mindlin, la superposición de dos efectos

$$q'_x = \frac{3\mu N}{2\pi a^3} (a^2 - r^2)^{\frac{1}{2}} = \mu p(r) \quad r \leq a \quad (11)$$

y

$$q''_x = -\frac{c}{a} \frac{3\mu N}{2\pi a^2} \sqrt{1 - \frac{r_e^2}{c^2}} \quad r_e \leq c \quad (12)$$

donde

$$r_e = \sqrt{(x-e)^2 + y^2} \quad (13)$$

Los ejes x y z son los mismos que los que aparecen en la figura 2, y el eje y es perpendicular a ellos dos. La diferencia con Mindlin es que la segunda ecuación, (12), se aplica sobre un círculo que está desplazado con respecto al centro de la zona de contacto una distancia e .

De ahora en adelante el subíndice 1 hará referencia al plano y el 2 a la esfera. La distribución de tensiones dada por la ecuación (11) provoca unos desplazamientos en la pieza esférica en la dirección x de

$$u'_{x2} = -\frac{\pi\mu p_0}{32Ga} [4(2-\nu)a^2 - (4-3\nu)x^2 - (4-\nu)y^2] \quad (14)$$

Las tensiones de la ecuación (12) produce unos desplazamientos en la pieza esférica en la zona de no deslizamiento según la dirección x de

$$u''_{x2} = \frac{c}{a} \frac{\pi\mu p_0}{32Gc} [4(2-\nu)c^2 - (4-3\nu)(x-e)^2 - (4-\nu)y^2] \quad (15)$$

Estas expresiones se pueden encontrar en [9]. En la superficie plana las tensiones tangenciales son las

mismas pero cambiadas de signo, por lo tanto los desplazamientos referidos a los mismos ejes son

$$u'_{x1} = -u'_{x2} \quad (16)$$

$$u''_{x1} = -u''_{x2} \quad (17)$$

Sin embargo, en este caso aparece un desplazamiento adicional debido a la tensión axial, σ_a , que se aplica a la probeta. Suponiendo deformación plana, es decir, $\varepsilon_y^a = 0$, la deformación según x debido a σ_a es

$$\varepsilon_x^a = \frac{\sigma_a}{E} (1-\nu^2) \quad (18)$$

Tomando como referencia el centro de la zona de contacto e integrando la ecuación (18) se obtiene que el desplazamiento en la probeta debido a la tensión axial es

$$u_{x1}^a = \frac{\sigma_a}{E} (1-\nu^2)x = \frac{\sigma_a}{2G} (1-\nu)x \quad (19)$$

Sumando las expresiones (16), (17) y (19) se obtiene el desplazamiento total en la pieza plana para la zona de no deslizamiento

$$u_{x1} = \frac{\pi\mu p_0}{32Ga} [4(2-\nu)(a^2 - c^2) - (4-3\nu) \cdot (2ex - e^2)] + \frac{\sigma_a}{2G} (1-\nu)x \quad (20)$$

y sumando las expresiones (14) y (15) se obtiene el desplazamiento de los puntos que están en la esfera

$$u_{x2} = -\frac{\pi\mu p_0}{32Ga} [4(2-\nu)(a^2 - c^2) - (4-3\nu) \cdot (2ex - e^2)] \quad (21)$$

Por definición, en la zona de no deslizamiento, el deslizamiento es igual a cero. Esta condición según el eje x se traduce en

$$s_x = u_{x1} - u_{x2} - \delta_x = 0 \quad \forall x, y \quad (22)$$

donde δ_x es una constante que representa el desplazamiento en la dirección x entre dos puntos que se encuentran cada uno en un sólido y muy distantes uno del otro. Introduciendo (20) y (21) en (22) se obtiene que el desplazamiento de la zona de no deslizamiento en el caso de deformación plana es igual a

$$e = \frac{4\sigma_a a}{\pi\mu p_0} \frac{1-\nu}{4-3\nu} \quad (23)$$

Se ha utilizado sólo una de las dos condiciones de no deslizamiento para obtener e . La otra condición es la siguiente

$$s_y = u_{y1} - u_{y2} = 0 \quad \forall x, y \quad (24)$$

Ahora hay que comprobar si esta condición se cumple o no. Los desplazamientos en la pieza plana dentro de la zona de no deslizamiento y según el eje y son

$$u'_{y1} = \frac{\pi\mu p_0}{32Ga} 2vxy \quad (25)$$

$$u''_{y1} = -\frac{c}{a} \frac{\pi\mu p_0}{32Gc} 2v(x-e)y \quad (26)$$

$$u^a_{y1} = 0 \quad (27)$$

La última ecuación es nula porque estamos en el caso de deformación plana, $\varepsilon_y = 0$. El desplazamiento total es

$$u_{y1} = \frac{\pi\mu p_0}{32Ga} 2vey = -u_{y2} \quad (28)$$

Si ahora sustituimos e por su valor y restamos uno del otro debería dar cero

$$u_{y1} - u_{y2} = \frac{\sigma_a}{2G} v \frac{1-v}{4-3v} y \neq 0 \quad (29)$$

Esto quiere decir que las superficies tienden a deslizar una respecto a la otra en la dirección y . Para evitar este deslizamiento aparecerá una componente de las tensiones según el eje y , q_y , que en un principio se había supuesto cero. Esta nueva componente hace que varíen no sólo la dirección de las tensiones sino su distribución.

El deslizamiento que se produce es simétrico respecto al eje x y se hace nulo en $y=0$. Este hecho hace que sobre el eje x se cumplan las dos condiciones de deslizamiento, como consecuencia, el tamaño de la zona no deslizante sobre este eje no variará. Muy cerca de este eje tendería a producirse ya el deslizamiento según la ecuación (29), pero al ser tan pequeño éste, la tensión q_y que se genera más la ya existente q_x no son suficientes para que se produzca el deslizamiento. A medida que nos alejamos del eje x tiende a producirse un deslizamiento mayor; llegará un momento, cerca del borde de esta zona, en el que realmente se produzca el deslizamiento. Debido a este efecto, la zona de no deslizamiento ve reducido su tamaño y deja de ser un círculo.

Para saber si esta distribución de tensiones, q_y , que aparece es importante o no, se va a comparar el máximo deslizamiento relativo según y (s_y) con el deslizamiento relativo que se produciría en la dirección x si el plano y la esfera estuvieran deslizando en todos los puntos salvo uno en el centro y si no hubiera tensión axial (s'_x). La razón de utilizar este criterio es la siguiente, se está haciendo la suposición de que hay una proporcionalidad entre deslizamiento relativo y las tensiones que se originarían para anular este deslizamiento en el límite de la zona de no deslizamiento. Según la nomenclatura utilizada hasta ahora sería

$$\begin{aligned} \frac{s_{y(x=0, y=c)}}{s'_{x(x=c, y=0)}} &= \frac{u_{y1} - u_{y2}}{u'_{x1} - u'_{x2} - \delta'_x} = \\ &= \frac{\frac{\sigma_a}{2G} v \frac{1-v}{4-3v} c}{-2 \frac{\pi\mu p_0}{32Ga} (4-3v)c^2} = \frac{2v}{4-3v} \frac{e}{c} \end{aligned} \quad (30)$$

Para un valor de $v = 0.33$ (Aluminio) y valores pequeños de la tensión axial, esta relación es igual a

$$\frac{s_y}{s'_x} = 0.219 \frac{e}{c} = 0.219 \cdot 0.1 = 0.0219 \quad (31)$$

Por lo tanto, una aproximación a la relación entre las tensiones en el borde de la zona de no deslizamiento sería

$$\frac{q_y}{q_x} \approx \frac{0.0219 \frac{c}{a} \mu p(x, y)}{\mu p(x, y)} \approx 0.02 \quad (32)$$

Esto quiere decir que el error que se está cometiendo al suponer una distribución de tensiones tangenciales paralela al eje x en la superficie es muy pequeño.

El desarrollo anterior se ha hecho para el caso de deformación plana, si en lugar de esto, se supone tensión plana, las ecuaciones varían ligeramente. En este caso los desplazamientos debidos a la tensión axial son

$$u^a_{x1} = \frac{\sigma_a}{E} x \quad (33)$$

$$u^a_{y1} = -\frac{v}{E} \sigma_a x \quad (34)$$

De la misma forma que se hizo antes se llega a la expresión del desplazamiento de la zona no deslizante en tensión plana

$$e = \frac{4\sigma_a a}{\pi\mu p_0} \frac{1}{(1+\nu)(4-3\nu)} \quad (35)$$

La diferencia entre los dos casos es pequeña, para un material como el Aluminio con $\nu=0.33$ la relación entre ambas es

$$\frac{e_{\epsilon_y^a=0}}{e_{\sigma_y^a=0}} = 1 - \nu^2 = 0.89 \quad (36)$$

En tensión plana el deslizamiento que se produce en la dirección del eje y es mayor que en deformación plana.

$$\begin{aligned} u_{y1} - u_{y2} &= 2 \frac{\pi\mu p_0}{32Ga} 2\nu e y - \nu \frac{\sigma_a}{2(1+\nu)G} y = \\ &= -\frac{\sigma_a}{2G} \frac{\nu}{1+\nu} 3 \frac{1-\nu}{4-3\nu} y \end{aligned} \quad (37)$$

La relación entre ambas es

$$\frac{s_{y(\epsilon_y^a=0)}}{s_{y(\sigma_y^a=0)}} = -\frac{1+\nu}{3} = (\nu = 0.33) = -0.44 \quad (38)$$

La expresión equivalente a la ecuación (30) en tensión plana es

$$\begin{aligned} \frac{s_{y(x=0, y=c)}}{s'_{x(x=c, y=0)}} &= \frac{-\frac{\sigma_a}{2G} \frac{\nu}{1+\nu} 3 \frac{1-\nu}{4-3\nu} c}{-2 \frac{\pi\mu p_0}{32Ga} (4-3\nu) c^2} = \\ &= 6\nu \frac{1-\nu}{4-3\nu} \frac{e}{c} = 0.44 \frac{e}{c} = 0.044 \end{aligned} \quad (39)$$

Esta vez la relación entre las tensiones tangenciales en el borde de la zona de no deslizamiento es aproximadamente

$$\frac{q_y}{q_x} \approx \frac{0.044 \frac{c}{a} \mu p(x, y)}{\mu p(x, y)} \approx 0.04 \quad (40)$$

Tanto en un caso como en el otro q_y es de un orden de magnitud menor que q_x , y los errores que se cometen al suponer $q_y=0$ son pequeños.

En la figura 3 se muestra una foto de la huella dejada en una probeta de Aluminio en un ensayo de fretting

fatiga donde se puede apreciar la zona de contacto (círculo exterior) y la zona de no deslizamiento (círculo interior).

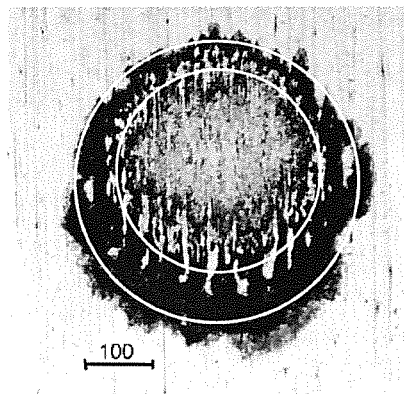


Fig 3. Huella producida en un ensayo de fretting.

5. COMPARACIÓN CON EL MÉTODO MINDLIN-CATTANEO

No tener en cuenta el desplazamiento de la zona de no deslizamiento (Mindlin-Cattaneo) supone subestimar las tensiones que se producen en la zona de contacto.

A continuación se analizan las tensiones para un caso concreto donde se tienen en contacto una esfera de radio $R = 25.4$ mm y un plano, los dos de Aluminio. Las fuerzas en el contacto son $N = 12$ N y $Q = \pm 9$ N, y la tensión axial $\sigma_a = \pm 83$ MPa.

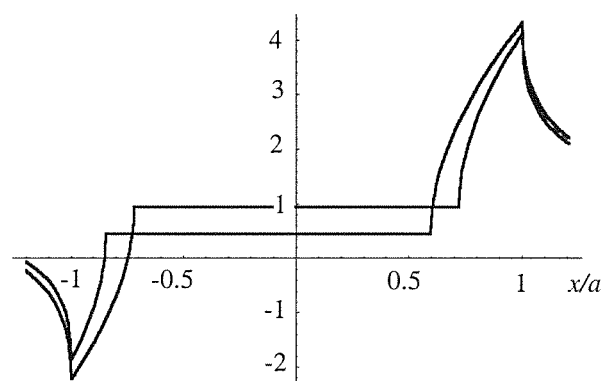


Fig 4. $\Delta\sigma_x$ normalizado con p_0 en $y=0, z=0$.

En la figura 4 se muestra el rango de variación de la tensión σ_x a lo largo de la línea $y=0, z=0$. El eje de abscisas se ha adimensionalizado con el radio a de la zona de contacto y el eje de ordenadas con la máxima presión de contacto p_0 . Se observa que cuando se tiene en cuenta el desplazamiento e , el rango máximo aumenta en un 6%. Sin embargo, este aumento es mayor si lo que se está analizando es el incremento de la tensión equivalente de Von Mises, que sufre un incremento del 8% como se puede ver en la figura 5.

Se puede hacer un análisis parecido a una profundidad de $z = 0.1 a$. Los incrementos de tensiones son menores en este caso que en la superficie, aunque se aprecia que al tener en cuenta el desplazamiento de la zona no deslizante, el incremento en la tensión máxima es mayor. En la figura 6 se muestra $\Delta\sigma_x$, el incremento de la misma es de un 9%. En el caso de la tensión de Von Mises este incremento llega hasta el 12%, figura 7.

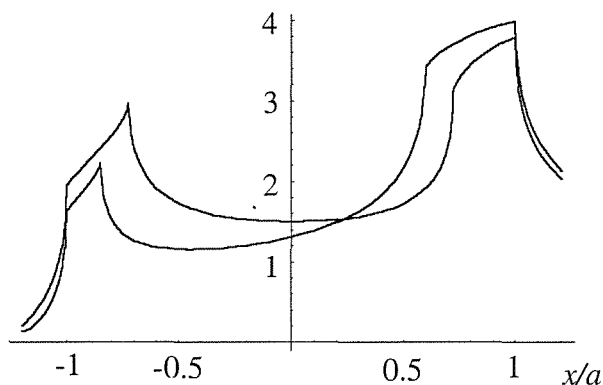


Fig 5. Incremento de la tensión de Von Mises normalizado con p_0 en $y=0, z=0$.

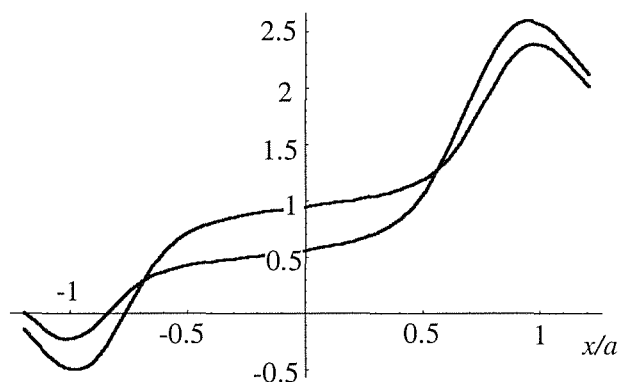


Fig 6. $\Delta\sigma_x$ normalizado con p_0 en $y=0, z=0.1a$.

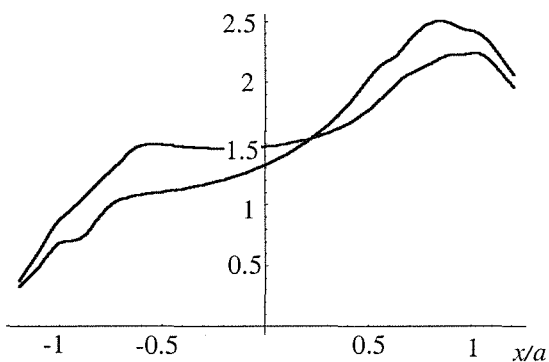


Fig 7. Incremento de la tensión de Von Mises normalizado con p_0 en $y=0, z=0.1a$.

En el caso que se ha analizado aquí se obtiene un valor de e pequeño; en situaciones donde la tensión axial sea mayor, y por lo tanto e también sea mayor, el error que

se comete en las tensiones al despreciar este desplazamiento será mayor del 10%.

6. CONCLUSIONES

Se ha obtenido una expresión analítica para el desplazamiento de la zona no deslizante cuando, en un ensayo de fretting con contacto esférico, se aplica una carga axial. Se han distinguido dos situaciones para su cálculo, tensión y deformación plana.

Esta expresión es una aproximación al caso real, puesto que se está suponiendo que la distribución de tensiones tangenciales sobre la superficie es paralela a la fuerza Q . Sin embargo, la relación entre las tensiones que se están despreciando, q_y , y las que se están usando, q_x , es pequeña, por lo que se puede decir que la desviación respecto al caso real va a ser despreciable.

Se ha comprobado analíticamente que si se calculan las tensiones sin tener en cuenta este desplazamiento se está cometiendo un error que puede ser importante, más de un 10%.

7. REFERENCIAS

- [1] Waterhouse, R. B. and Lindley, T. C., *Fretting Fatigue*,ESIS Publication No 18, European Structural Integrity Society. Mechanical Engineering Publications Limited, London, 1994.
- [2] Cattaneo, C., "Sul Contatto di Due Corpi Elastici: Distribuzione Locale degli Sforzi," *Reconditi dell Accademia Nazionale dei Lincei*, Vol. 27, 1938, pp. 342–348, 434–436, 474–478.
- [3] Mindlin, R. D., "Compliance of Elastic Bodies in Contact," *Journal of Applied Mechanics*, Vol. 16, 1949, pp. 259–268.
- [4] Mindlin, R. D. and Deresiewicz, H., "Elastic Spheres in Contact Under Varying Oblique Forces," *Journal of Applied Mechanics*, Vol. 20, 1953, pp. 327–344.
- [5] Nowell D., Hills D.A., "Mechanics of Fretting Tests", *Int. J. Mech. Sci.*, 29 (1987) 5, 355–365.
- [6] Hamilton, G. M. and Goodman, L. E., "The Stress Field Created by a Circular Sliding Contact," *Journal of Applied Mechanics*, Vol. 33, 1966, pp. 371–376.
- [7] Hamilton, G. M., "Explicit Equations for the Stresses Beneath a Sliding Spherical Contact," *Proc. of the Institution of Mechanical Engineering*, Vol. 197C, 1983, pp. 53–59.
- [8] Sackfield, A. and Hills, D., "A Note on the Hertz Contact Problem: a Correlation of Standard Formulae," *Journal of Strain Analysis*, Vol. 18, 1983, pp. 195–197.
- [9] Johnson K.L., *Contact Mechanics*, Cambridge University Press, 1985.

ANÁLISIS SIMPLIFICADO DEL COMPORTAMIENTO DINÁMICO DE PROBETAS DE FLEXIÓN EN TRES PUNTOS.

L. Rubio, J. Fernández-Sáez y C. Navarro

Departamento de Ingeniería Mecánica.
Universidad Carlos III de Madrid
Avda de la Universidad, 30. 28911 Leganés. (Madrid)

Resumen. En este trabajo se ha realizado un análisis simplificado del comportamiento de probetas de flexión en tres puntos sometidas a ensayos dinámicos a alta velocidad de deformación en un dispositivo de barra Hopkinson modificado al efecto. El análisis está basado en la teoría de vigas de Timoshenko, en las que se considera el efecto del esfuerzo cortante en la deformación de la viga, el cual es importante en las probetas normalizadas cuya relación canto-luz es de 0,25. Los resultados se aplican específicamente para evaluar el factor de intensidad de tensiones dinámico a partir del conocimiento de la carga aplicada sobre la probeta. Estos resultados aproximados se comparan con los obtenidos mediante una simulación numérica del problema por el método de los Elementos Finitos.

Abstract. In this work a simplified analysis of the behaviour of three point bending specimens subjected to bending tests at high strain rate has been carried out. To this end a modified Hopkinson Pressure Bar device is used. The analysis is based on the theory of Timoshenko beams in which the shear and rotary inertia effects in the deformation of the beam are also considered, which is important in the normalised specimens whose ratio height-span is 0.25. The results are applied to evaluate the Dynamic Stress Intensity Factor from the knowledge of the load applied to the specimen. These approximate results are compared with those obtained by means of the Finite Element Method.

1. INTRODUCCIÓN

La investigación sobre el comportamiento de sólidos fisurados sometidos a cargas impulsivas es un tema de indudable interés desde la perspectiva del diseño mecánico. Cuando las condiciones del problema son tales que el comportamiento elástico y lineal es predominante en el material, el criterio de fractura normalmente utilizado establece que una fisura se propaga inestablemente cuando el factor de intensidad de tensiones dinámico (FITD) alcanza un valor crítico (tenacidad de fractura dinámica del material). Cuando se desea determinar la tenacidad de fractura dinámica a altas velocidades de deformación se suele recurrir a ensayos de flexión en tres puntos sobre probetas fisuradas por fatiga realizados en dispositivos de barra Hopkinson modificados [1,2]. La cuestión que se plantea es la determinación precisa del FITD en este tipo de ensayos. Nash [3] trató el problema general de

probetas fisuradas sometidas a flexión dinámica en tres puntos, simulando éstas como vigas de Euler-Bernoulli simplemente apoyadas y aplicando la técnica de superposición de modos propios de vibración. A partir de estos resultados, Kishimoto *et al.* [4], propusieron la siguiente expresión simplificada del FITD:

$$\frac{K_I^{\text{din}}(t)}{K_I^{\text{est}}} = \frac{\omega_1}{P(t)} \int_0^t P(\eta) \sin(\omega_1(t-\eta)) d\eta \quad (1)$$

donde $K_I^{\text{din}}(t)$ es el factor de intensidad de tensiones dinámico en el instante t , K_I^{est} es el factor de intensidad de tensiones cuasiestático, ω_1 es la primera frecuencia propia, o frecuencia fundamental, de la probeta y $P(t)$ es la carga aplicada, variable con el tiempo t .

Esta ecuación está obtenida en la hipótesis de que sólo utilizando el primer modo de vibración se puede predecir adecuadamente el comportamiento de la

probeta. Marur [5] ha puesto de manifiesto que, según el tipo de carga que actúe sobre la probeta, puede ser necesario el uso de modos de vibración más altos para obtener soluciones más precisas. Se ha demostrado numéricamente [6] que, a partir de la medida de desplazamientos de puntos de la probeta, por ejemplo el del punto de carga, se pueden obtener estimaciones muy precisas del FITD. No obstante, la determinación directa de estos desplazamientos constituye una tarea experimental indudablemente compleja, por lo que resulta de interés analizar la aplicabilidad de los métodos basados en el conocimiento de la carga aplicada y de las frecuencias propias de la probeta fisurada, utilizando formulaciones sencillas como la de la ecuación (1).

En este trabajo se presenta un método analítico para la determinación de la frecuencia fundamental de probetas de flexión en tres puntos prefisuradas por fatiga y, a partir de esta frecuencia, se calcula el FITD aplicando la ecuación 1. Los resultados se comparan posteriormente con los obtenidos mediante el Método de los Elementos Finitos.

2. CÁLCULO DE LA PRIMERA FRECUENCIA DE LA PROBETA FISURADA.

Los modelos simplificados para calcular las frecuencias propias de las probetas fisuradas de flexión en tres puntos se basan en la consideración de éstas como vigas simplemente apoyadas. La geometría de dichas probetas y la nomenclatura utilizada aparece en la figura 1.

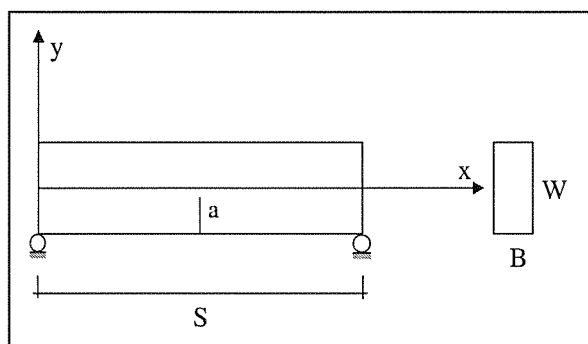


Figura 1. Geometría de las probetas de flexión en tres puntos.

Nash [3] obtuvo las frecuencias propias, y sus correspondientes deformadas modales, de una viga de Euler-Bernoulli simplemente apoyada, con una fisura situada en la sección central de la misma, utilizando un principio variacional propuesto por Gurtin [7]. Este análisis fue extendido por Kishimoto *et al.* [8] a vigas de Timoshenko, es decir, considerando el efecto del esfuerzo cortante en los desplazamientos de la viga y la

energía cinética debida a la rotación de las secciones. Se han propuesto otros modelos simplificados para calcular las frecuencias propias de vigas fisuradas [9-13] que se basan, esencialmente, en simular la presencia de la fisura, y la correspondiente pérdida de rigidez de la viga, considerando que la sección fisurada la divide en dos partes independientes, conectadas entre sí mediante muelles. Esto da lugar a la discontinuidad de los desplazamientos y giros en la sección que contiene a la fisura. La amplitud de estas discontinuidades es proporcional a los esfuerzos transmitidos a través de dicha sección [9,10]. Las ideas anteriores son la base de modelos analíticos que han sido aplicados a vigas de Euler-Bernoulli, con diferentes condiciones de apoyo, como el caso de vigas simplemente apoyadas con fisura centrada o descentrada [11], o el caso de viga en voladizo [12], y de modelos numéricos como el de Haisty y Springer [13], quienes desarrollaron un elemento viga para ser usado en programas de elementos finitos y abordar así problemas de estructuras lineales fisuradas.

En este trabajo, al igual que en otros modelos previamente mencionados, se considera la presencia de la fisura introduciendo discontinuidades en los desplazamientos verticales y giros en la sección que contiene al plano de la fisura. Si u y Θ representan la flecha y el giro, respectivamente, a lo largo de la viga, las amplitudes de las discontinuidades citadas, Δu y $\Delta \Theta$, son proporcionales a los esfuerzos transmitidos a través de dicha sección, es decir:

$$\Delta u = C_q \cdot Q \quad (2)$$

$$\Delta \Theta = C_m \cdot M \quad (3)$$

donde Q y M son, respectivamente, el esfuerzo cortante y el momento flector en dicha sección. Los valores de las constantes de proporcionalidad C_q y C_m se pueden evaluar utilizando el método propuesto por Valiente *et al.* [14], quienes, aplicando el principio de superposición, aíslan los efectos de la fisura, además de separarlos según el modo de sollicitación. Las funciones de flexibilidad, C_q y C_m , obedecen a expresiones del tipo [14]:

$$C_q = \frac{W}{EA} q(\alpha) \quad (4)$$

$$C_m = \frac{W}{EI} m(\alpha) \quad (5)$$

donde $\alpha = a/W$. Las funciones $q(\alpha)$ y $m(\alpha)$ dependen, a su vez, de la profundidad de la fisura, a , y de la geometría de la sección. En este caso no es necesario el

conocimiento de la función C_q puesto que, debido a la simetría del primer modo de vibración, no se produce discontinuidad en el desplazamiento vertical de la viga en la sección fisurada. Para una sección rectangular, la función $m(\alpha)$ se puede calcular mediante la expresión [15]:

$$m(\alpha) = 2 \cdot \left(\frac{\alpha}{1-\alpha} \right)^2 \cdot g(\alpha) \quad (6)$$

donde $g(\alpha)$ tiene la expresión:

$$g(\alpha) = 5,93 - 19,69 \cdot \alpha + 37,14 \cdot \alpha^2 - 35,84 \cdot \alpha^3 + 13,12 \cdot \alpha^4$$

La idea básica del modelo que aquí se propone consiste en considerar que la deformada modal de la probeta fisurada asociada a la primera frecuencia propia, es la misma que la de la viga sin fisura más unos sumandos que recogen la influencia de ésta. Esta nueva deformada modal debe cumplir las condiciones de contorno e incluir las discontinuidades expresadas por las ecuaciones (2) y (3). A partir de ella se puede calcular la frecuencia fundamental aplicando el método de Rayleigh (véase, por ejemplo, la referencia [16]).

Suponiendo la siguiente deformada temporal de la viga:

$$y(x, t) = \tilde{u}(x) \cdot \cos \omega t \quad (7)$$

la primera deformada modal de la probeta fisurada se puede escribir como:

$$\tilde{u}_1(x) = A \cdot \sin\left(\frac{\pi x}{S}\right) + B_1 \cdot x + B_2 \quad 0 \leq x \leq L/2 \quad (8)$$

$$\tilde{u}_2(x) = A \cdot \sin\left(\frac{\pi x}{S}\right) + C_1 \cdot x + C_2 \quad L/2 \leq x \leq L \quad (9)$$

donde el término sinusoidal representa la deformada modal de la viga sin fisura. A es una constante arbitraria mientras que B_1 , B_2 , C_1 y C_2 son constantes que se calculan aplicando las condiciones en los extremos de la probeta ($\tilde{u}_1(0) = 0$ y $\tilde{u}_2(S) = 0$), así como la condición de discontinuidad del giro y de la continuidad del desplazamiento vertical en la sección que contiene a la fisura, dada la simetría del primer modo de vibración en este caso. Para obtener la primera frecuencia propia asociada a dicha deformada modal se ha aplicado el método de Rayleigh, para lo cual es necesario calcular las energías de deformación y cinética de la probeta. En el cálculo de la primera energía se tiene en cuenta el efecto del momento flector y del esfuerzo cortante. Para calcular la energía cinética se considera, tanto la debida al desplazamiento vertical de las secciones, como la

correspondiente a la rotación de las mismas. La frecuencia fundamental, ω_1 , se calcula entonces igualando los máximos de las energías cinéticas y de deformación. La expresión final que se obtiene es:

$$\frac{\omega_1}{\omega_1^*} = \left[\frac{1 + \gamma_1 + 2 \cdot \beta \cdot m}{k_1 + k_2 \cdot \beta \cdot m + k_3 \beta^2 m^2} \right]^{\frac{1}{2}} \quad (10)$$

donde:

$\omega_1^* = \left(\frac{\pi}{S} \right)^2 \sqrt{\frac{EI}{\rho A}}$ es la frecuencia fundamental de una viga de Euler-Bernoulli simplemente apoyada sin fisura y de las mismas dimensiones, y β es la relación W/S . Las constantes k_1 , k_2 y k_3 tienen las siguientes expresiones:

$$\begin{aligned} k_1 &= (1 + \gamma_1)^2 + \gamma_2 \\ k_2 &= 4 \cdot (1 + \gamma_1 + \gamma_2) \\ k_3 &= \frac{\pi^4}{24} + \frac{\pi^2}{2} \gamma_2 \end{aligned}$$

donde $\gamma_1 = \frac{1}{K} \frac{E}{G} \frac{I}{A} \left(\frac{\pi}{S} \right)^2$ es el término asociado al

efecto del esfuerzo cortante y $\gamma_2 = \frac{I}{A} \left(\frac{\pi}{S} \right)^2$ es el término

asociado al efecto de la rotación de las secciones. K es un coeficiente corrector para obtener el área efectiva a cortante de la sección, cuyo valor para una sección rectangular es 5/6.

En el caso en que no se considere más que el efecto del momento flector y la energía cinética debida a los desplazamientos de la viga (formulación de Euler-Bernoulli), la ecuación 10 toma la forma:

$$\frac{\omega_1}{\omega_1^*} = \left[\frac{1 + 2 \cdot \beta \cdot m}{1 + 4 \cdot \beta \cdot m + \frac{\pi^2}{24} \beta^2 \cdot m^2} \right]^{\frac{1}{2}} \quad (11)$$

3. CONTRASTE NUMÉRICO.

Con objeto de comprobar la bondad del modelo propuesto se han calculado las frecuencias propias de una probeta de flexión en tres puntos fisurada utilizando el método de los elementos finitos. Para ello se ha usado el programa ABAQUS [17].

Las dimensiones de la probeta que se ha utilizado para el análisis y las características del material de la misma son las siguientes:

$$\begin{aligned} W &= 10 \text{ mm} \\ B &= 10 \text{ mm} \\ S &= 40 \text{ mm} \end{aligned}$$

$$\begin{aligned} E \text{ (Módulo de elasticidad)} &: 200 \text{ GPa} \\ \nu \text{ (Coeficiente de Poisson)} &: 0,3 \\ \rho &= 7850 \text{ kg/m}^3 \end{aligned}$$

Para la modelización se ha utilizado una malla compuesta por 270 elementos isoparamétricos de 8 nudos (885 nudos). Se ha realizado el análisis para diez casos diferentes, correspondientes a valores de α que varían desde 0 a 0,9, considerando condiciones de deformación plana. En la figura 2 aparecen los valores de la frecuencia fundamental (adimensionalizada con la de una viga de Euler-Bernoulli sin fisura de las mismas dimensiones) correspondientes al análisis por elementos finitos y a los del modelo aquí propuesto, considerando todos los efectos (ecuación 10), y el efecto del momento flector únicamente (ecuación 11). Como puede observarse los resultados obtenidos con la ecuación 11 concuerdan perfectamente con los resultados numéricos en todos los casos analizados. Sin embargo, cuando sólo se considera el efecto del momento flector hay diferencias notables cuando α es menor de 0,5.

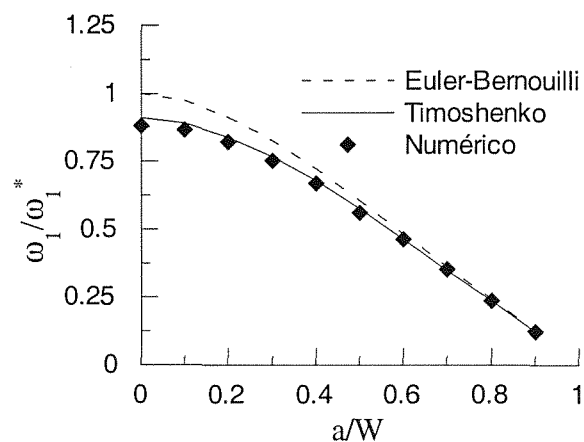


Figura 2. Variación de la frecuencia fundamental con la longitud de la fisura.

Para analizar la influencia que tiene el valor de la frecuencia fundamental en el cálculo del factor de intensidad de tensiones dinámico, cuando se utiliza el método de Kishimoto *et al.* [4], se ha estudiado el comportamiento de una probeta de dimensiones $W=10$ mm, $B=10$ mm y $S=40$ mm y $a=5$ mm ($\alpha = 0.5$)

sometida a un ensayo dinámico de flexión en tres puntos con la carga que se muestran en la figura 3 y que se puede considerar típica en ensayos realizados en un dispositivo de barra Hopkinson modificado [1].

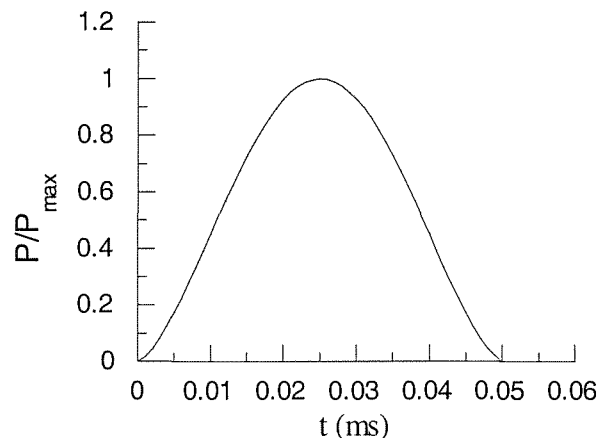


Figura 3. Carga variable con el tiempo utilizada en el análisis.

Se ha calculado el factor de intensidad de tensiones dinámico aplicando la expresión (1), utilizando la frecuencia fundamental ω_1 obtenida mediante el modelo propuesto en sus dos variantes (ecuaciones 10 y 11). Se ha tomado como valor del factor de intensidad de tensiones cuasiestático el siguiente [15]:

$$K_1^{\text{est}} = \frac{3 \cdot S \cdot P(t)}{2 \cdot B \cdot W^{\frac{3}{2}}} \cdot f(\alpha) \quad (12)$$

con

$$f(\alpha) = \frac{\alpha^{\frac{1}{2}} [1,99 - \alpha(1 - \alpha) \cdot (2,15 - 8,20 \cdot \alpha + 2,7 \cdot \alpha^2)]}{1 + 2 \cdot \alpha \cdot (1 - \alpha)^{\frac{3}{2}}}$$

Numéricamente, el factor de intensidad de tensiones dinámico se ha calculado a partir de la tasa de liberación de energía G . Dado que en este análisis no se ha considerado crecimiento de la fisura, el valor de G coincide con el de la integral J de Rice [18], que el programa ABAQUS [17] calcula directamente. En estas condiciones, el factor de intensidad de tensiones dinámico, para un caso de deformación plana, es [18]:

$$K_1^{\text{din}} = \sqrt{\frac{E \cdot J}{1 - \nu^2}} \quad (13)$$

Se realizó una malla compuesta por 464 elementos isoparamétricos de 8 nudos (1479 nudos). También en este análisis se ha considerado un estado de deformación plana y se han tomado para las constantes elásticas del material, en este caso, $E = 72$ GPa y $\nu = 0.33$ y una densidad de $\rho = 2800$ kg/m³ que

corresponden a una aleación de Aluminio (Al 7075-T651)

En la figura 4 se compara la variación temporal del FITD, correspondientes al caso de carga mostrado en la figura 3, obtenida de tres maneras diferentes: a) utilizando la ecuación (1) y la frecuencia fundamental calculada con la ecuación (11) (viga de Euler-Bernouilli); b) utilizando la ecuación (1) y la frecuencia fundamental que proporciona la ecuación (10) (viga de Timoshenko) y c) utilizando el análisis numérico por elementos finitos. Se puede comprobar que, con la utilización de la primera frecuencia propia de la probeta, se pueden obtener resultados muy aproximados del FITD, sobre todo cuando se modeliza la probeta como una viga de Timoshenko. A pesar de la pequeña diferencia que existe entre los valores de la frecuencia fundamental obtenida en las dos formulaciones citadas para $\alpha = 0,5$, se aprecian diferencias en la evaluación del FITD. Estas diferencias serán más acusadas para valores de $\alpha < 0,5$, puesto que en esos casos la formulación de Euler-Bernouilli sobrestima el valor de la frecuencia fundamental de la probeta

Estas mismas conclusiones se pueden aplicar a los desplazamientos del punto de carga, dado que existe una relación de proporcionalidad entre este desplazamiento y el FITD. La constante de proporcionalidad es la misma que en condiciones cuasiestáticas [6].

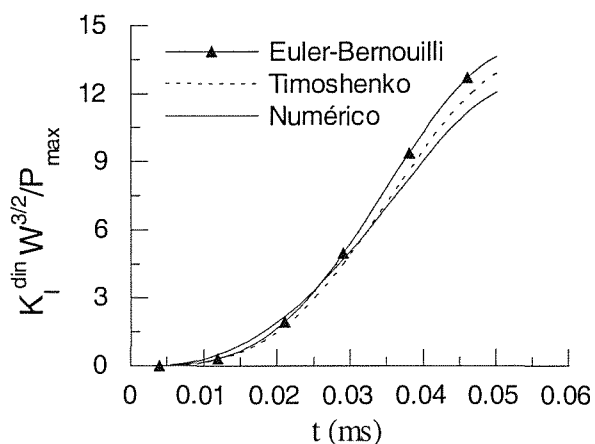


Figura 4. Variación temporal del Factor de Intensidad de Tensiones dinámico.

4 CONCLUSIONES.

Se ha desarrollado un método simplificado para calcular la frecuencia fundamental de una probeta de flexión en tres puntos fisurada. Para ello se ha simulado dicha probeta como una viga de Timoshenko teniendo en

cuenta en el comportamiento de la probeta los efectos del momento flector, del esfuerzo cortante y de la energía cinética debida a la rotación de las secciones. El método propuesto proporciona una expresión analítica para dicha frecuencia. Con la frecuencia así calculada, y utilizando la ecuación (1), se ha obtenido el factor de intensidad de tensiones dinámico en un ensayo de flexión en tres puntos para un caso de carga típico en ensayos realizados en un dispositivo de barra Hopkinson modificado. Los resultados de los análisis simplificados se han comparado con los numéricos obtenidos por el método de los Elementos Finitos. La concordancia entre ambos análisis es muy buena, lo que pone de manifiesto que la utilización de la frecuencia fundamental puede ser suficiente para un estudio simplificado de los ensayos de flexión entre puntos en condiciones dinámicas. Para las dimensiones de las probetas que se utilizan en estos ensayos ($b = 0,25$), la primera frecuencia propia debe calcularse considerando los efectos del esfuerzo cortante y de la energía cinética debida al giro de las secciones, sobre todo para aquellos casos en que α sea menor de 0,5.

5. REFERENCIAS.

- [1] Yokoyama, T., "Determination of dynamic fracture-initiation toughness using a novel impact bend test procedure", *Journal of Pressure Vessel Technology*, 115, 389-397 (1993).
- [2] Bacon, C., Färm, J., y Lataillade, J.L., "Dynamic fracture toughness determined from load point displacement", *Experimental Mechanics*, 9, 217223 (1994).
- [3] Nash, G.E., "An analysis of the forces and bending moments generated during the notched beam impact test", *International Journal of Fracture Mechanics*, 5, 269-286 (1969).
- [4] Kishimoto, K., Aoki, S. y Sakata, M. "Simple formula for dynamic stress intensity factor of pre-cracked charpy specimen", *Engineering Fracture Mechanics*, 13, 501-508 (1980).
- [5] Marur, P.R. "On the effects of higher vibration in the analysis of three point bend test", *International Journal of Fracture*, 77, 367-379 (1996).
- [6] Rubio, L., Fernández-Sáez, J. y Navarro C., "Factor de intensidad de tensiones dinámico en probetas de flexión en tres puntos y de flexión en un punto sometidas a pulsos de carga de corta duración.", *Anales de Mecánica de la Ractura*, 15, 97-101 (1998).

- [7] Gurtin, M.E., "Variational principles of linear elastodynamics", *Archive for Rational Mechanics and Analysis*, 16 34-50 (1964).
- [8] Kishimoto, K., Kuroda, M., Aoki, S. y Sakata, M. "Simple formulas for dynamic fracture mechanics parameters of elastic and viscoelastic three-point bend specimens based on Timoshenko's beam theory". *Proceedings ICF6, Vol 5*, 3177-3184 (1984)
- [9] Adams, R.D., Cawley, P., Pye, C.J. and Stone, B.J., "A vibration technique for non-destructive assessing the integrity of structures", *Journal of Mechanical Engineering Science*, 20, 93-100 (1978).
- [10] Ju, F.D., Akgun, M., Paez, T.L., y Woung, E.T., "Diagnosis of fracture damage in simple structures", *Bureau of Engineering Research, Report No. CE-62(82) AFOSR-993-1*, University of New Mexico, Albuquerque, NM.
- [11] Narkis, Y., "Identification of crack location in vibrating simply supported beams", *Journal of Sound and Vibrations*, 172, 549-558 (1994)
- [12] Lee, H.P., y Ng, T.Y., "Natural frequencies and modes for the flexural vibrations", *Applied Acoustic*, 43, 151-163 (1994).
- [13] Haisty, B.S y Springer, W.T., "A general beam element for use in damage assesment of complex structures", *Journal of Vibrations, Acoustic, Stress and Reliability in Design*. 110, 389-394 (1984).
- [14] Valiente, A., Elices, M., y Ustáriz, F., "Determinación de esfuerzos y movimientos en estructuras lineales con secciones fisuradas.", *Anales de Mecánica de la Fractura*. 7, 272-277 (1990).
- [15] Tada, H., Paris, P. y Irwin, G., "The stress analysis of cracks handbook", *Del Research Corporation*, 2ª Ed, St Louis, Missouri, (1985).
- [16] Rao, S.S., "Mechanical Vibrations", Second Edition, Addison-Wesley, 1990.
- [17] Hibbitt, H.D., Karlson, B.I. y Sorensen, E.P. *ABAQUS User's Manual. Version 5.6* (1996).
- [18] Kanninen, M.F. y Popelar, C.H. "Advanced Fracture Mechanics", *Oxford University Press* (1985).

ESTUDIO DE LA INFLUENCIA DE LA VELOCIDAD DE DEFORMACIÓN EN LA TENACIDAD DE FRACTURA DINÁMICA MEDIANTE SIMULACIÓN NUMÉRICA DE ENSAYOS DE IMPACTO.

S. de Luna, J. L. Pérez-Castellanos, J. Fernández-Sáez y C. Navarro.

Departamento de Ingeniería Mecánica

Universidad Carlos III de Madrid

Avda. de la Universidad, 30. 28911 Leganés. (Madrid)

Resumen. Para evaluar la tenacidad de fractura dinámica de materiales dúctiles en condiciones dinámicas se recurre a ensayos de impacto de baja velocidad utilizando el método de varias probetas, o bien, a un ensayo de fractura dinámica con el método de una única probeta en sus distintas variantes. Estos ensayos se llevan a cabo en un péndulo Charpy instrumentado o en una Torre de caída de peso. En materiales cuyas propiedades se ven afectadas por la velocidad de deformación, y dado que la velocidad inicial determina el campo de velocidades de deformación en el extremo de la fisura, los métodos antes mencionados pueden conducir a diferentes valores de tenacidad. En este trabajo se ha realizado un análisis numérico, mediante el método de los Elementos Finitos, de ensayos de impacto sobre probetas Charpy fisuradas por fatiga. Se ha modelizado tanto la probeta como el martillo impactador y se han analizado ensayos con diferentes velocidades iniciales de impacto. En cada caso se ha obtenido la integral J y un valor del daño dúctil según un modelo micromecánico desarrollado por Rice y Tracey. Haciendo la hipótesis de que el daño crítico es independiente de la velocidad de deformación se ha evaluado la influencia de esta variable en la tenacidad de fractura del material.

Abstract. The dynamic fracture toughness in ductil materials is usually evaluated by impact test on three point bend specimens tests using the multi-specimen method or of the single specimen techniques. These tests can be carried out either in a instrumented Charpy pendulum or in a Drop Weight Tower. These methods can lead to different values of dynamic fracture toughness, due to the effect of strain rate on the mechanical properties of the material. In this work, numerical analysis of impact tests on precracking Charpy specimens has been carried out, using the Finite Element Method. Both the specimen and the Charpy pendulum hammer were modelled to simulate impact tests with different initial velocities. In each case, the J integral and a ductil damage value based on the micromechanical model developed by Rice and Tracey were calculated. The influence of the strain rate in dynamic fracture toughness is evaluated with the hypothesis that the critical damage is not dependent on the strain rate.

1. INTRODUCCIÓN

La influencia de la velocidad de deformación en el comportamiento mecánico de los materiales abre una serie de interrogantes sobre la validez y el campo de aplicación de determinados métodos de ensayo para la obtención de la tenacidad de fractura dinámica. En particular, para obtener la tenacidad de fractura dinámica de un material que exhibe un comportamiento dúctil, se han venido utilizando ensayos de impacto sobre probetas de flexión en tres puntos, previamente fisuradas por fatiga. Los ensayos de impacto se suelen realizar con un péndulo Charpy instrumentado y pueden clasificarse en dos grupos. En el primero de ellos se encuentran aquellos en los que se provoca un cierto crecimiento estable de la fisura

impactando la probeta con una velocidad inicial que puede variar entre 0,5 m/s y 2,5 m/s. En estos casos, para distintas velocidades iniciales de impacto, se producen diferentes crecimientos estables de fisura, sin que se llegue a producir la rotura total de la probeta. Para la determinación de la tenacidad de fractura de iniciación es necesario, por tanto, realizar ensayos sobre varias probetas [1]. El segundo grupo de ensayos comprende aquellos en los que se produce la rotura total de la probeta; éstos se realizan con una velocidad inicial de impacto cuyo valor suele estar alrededor de los 5 m/s. En estos ensayos, utilizando diferentes técnicas, se obtiene un valor de la tenacidad de fractura de iniciación a partir de una única probeta [2,3]. Es lógico pensar que las diferencias en la velocidad de impacto provocan distintas distribuciones de velocidad

de deformación en el fondo de la fisura, y si las propiedades del material ensayado se ven afectadas por dicha variable, podrían conducir a la obtención de valores de tenacidad de iniciación diferentes. Por otra parte, diferentes autores han puesto de manifiesto el hecho de que, para materiales y condiciones en los que el mecanismo de rotura es predominantemente dúctil, la tenacidad de fractura aumenta con la velocidad de deformación [4,5].

Una posibilidad de analizar el efecto de la velocidad de deformación sobre los valores de tenacidad de fractura consiste en la utilización de modelos micromecánicos aplicables a un modo de rotura bien definido. En el caso de un material con comportamiento dúctil, el proceso de fractura tiene lugar como consecuencia de la nucleación, crecimiento y coalescencia de microvacíos, los cuales se generan en zonas del material sometidas a fuertes tensiones y deformaciones. Cuando se considera la presencia de una fisura en el interior del material, estas zonas se localizan alrededor del extremo de la misma. Probablemente, el modelo micromecánico más simple aplicable a problemas de fractura dúctil es el desarrollado por Rice y Tracey [6] quienes estudiaron el cambio de tamaño de una cavidad inicialmente esférica contenida en un material elastoplástico y sometida a un campo de tensiones triaxial. En estas condiciones, la evolución del radio de la citada cavidad viene dado por la expresión:

$$\ln\left(\frac{R}{R_0}\right) = \int_0^{\epsilon_p} 0,283 \cdot \exp\left(\frac{3 \cdot \sigma_m}{2 \cdot \sigma_e}\right) d\epsilon_p \quad (1)$$

donde R es el radio actual de la cavidad, R_0 es el radio inicial de ésta, σ_m es la tensión hidrostática, σ_e es la tensión de Von Mises y ϵ_p es la deformación plástica equivalente. Este modelo, a pesar de la sencillez de su aplicación, recoge los aspectos fundamentales presentes en el proceso de fractura del tipo citado, que son: la influencia de la deformación plástica y la de la triaxialidad del campo de tensiones, evaluada ésta como el cociente entre la tensión hidrostática y la tensión de Von Mises. Introduciendo una variable de daño asociada a este modelo y representada por la relación:

$$D = \ln\left(\frac{R}{R_0}\right) \quad (2)$$

se puede establecer un criterio local de fractura: la rotura se producirá en el instante en que la variable de daño D alcance un valor crítico. En un sólido fisurado,

este instante se corresponde con el momento en que un parámetro de fractura macroscópico, la integral J en caso de materiales dúctiles, alcanza el valor para el que comienza la propagación estable de la fisura.

En este trabajo se ha evaluado, mediante análisis numérico, la influencia de la velocidad de deformación en la tenacidad de fractura de materiales cuyo mecanismo de rotura sea predominantemente dúctil. El sistema seguido ha sido el cálculo, mediante el Método de los Elementos Finitos, de valores (simultáneos en el tiempo) de la integral J y del daño producido en una probeta Charpy fisurada por fatiga y que es impactada con diferentes velocidades iniciales. Para ello se ha desarrollado un modelo detallado de la probeta y del martillo impactador. Fijado un valor de daño crítico que se ha considerado independiente de la velocidad de deformación, se han obtenido los valores de J crítica para diferentes velocidades iniciales de impacto.

2. MODELO NUMÉRICO

En este trabajo se ha modelizado tanto la probeta Charpy fisurada por fatiga como la cabeza del martillo del péndulo que actúa como impactador. El análisis numérico de este modelo físico se lleva a cabo mediante la técnica de los elementos finitos. Dada la simetría del problema, respecto a un plano perpendicular a la probeta en su punto medio, se considera en el modelo solamente media probeta y medio martillo con las correspondientes condiciones de contorno que consisten en asignar únicamente grado de libertad de traslación en la dirección de la fuerza aplicada, a los puntos del eje de simetría. La condición de apoyo de la probeta se ha simulado impidiendo el desplazamiento, en la dirección de aplicación de la carga, del punto de la probeta en contacto con dicho apoyo.

Las condiciones iniciales se impusieron, en todos los casos, asignando la correspondiente velocidad de impacto a los puntos que constituyen el modelo del martillo impactador. La probeta frena progresivamente el martillo hasta detenerlo, siendo la duración real del proceso de unos pocos milisegundos.

A efectos de modelización, y para que el modelo no resulte excesivamente grande, el martillo se divide en dos partes, una constituida por la cuchilla con sus dimensiones reales y otra constituida por el resto del martillo, a la cual se le asignan unas dimensiones y unas características másicas y elásticas ficticias. Estos valores ficticios se fijan con los siguientes criterios: a) la energía total entregada por el modelo del martillo (cuchilla real y resto ficticio) debe coincidir con la

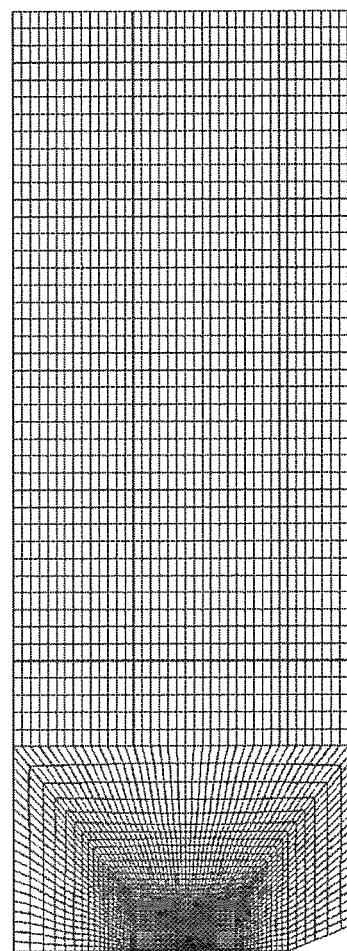
energía real, b) el tiempo que invierte la onda de compresión producida por el impacto en viajar desde el contacto probeta-martillo hasta el final del modelo del martillo no ha de ser menor que el tiempo de ensayo no introduciéndose con ello en el comportamiento del modelo ondas reflejadas espurias e irreales.

La malla de elementos finitos consta de 4203 nudos y de 4039 elementos de los cuales 3960 corresponden a la probeta y el resto al martillo. La red se ha refinado especialmente en el extremo de la fisura. En la figura 1(a) se muestra la malla utilizada para modelizar la probeta y en la 1(b) un detalle de la misma malla alrededor del fondo de fisura. Para el análisis se ha utilizado el programa ABAQUS [7] instalado en una estación SUN Sparc

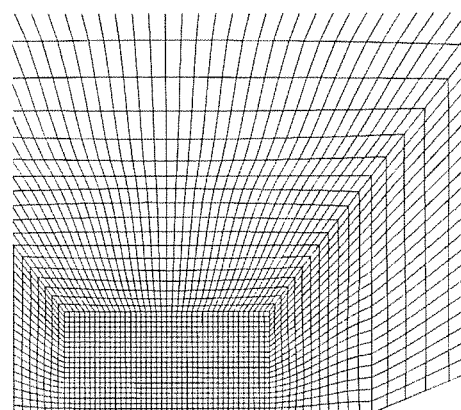
El elemento finito utilizado (CPE4 de ABAQUS) es un elemento sólido de 4 nodos con interpolación lineal de primer orden, que trabaja en deformación plana y que está constituido por un único material homogéneo. La geometría establecida para la red posibilita que los diferentes elementos del modelo tengan formas sustancialmente rectangulares con lo cual se garantiza la precisión alcanzada, dado que estos elementos son sensibles a su forma inicial.

El contacto martillo-probeta se ha modelizado con una opción específica de ABAQUS que incluye la consideración de la fricción entre las dos superficies en contacto [7]

Las velocidades de impacto consideradas han sido 0,5, 1,0, 1,5, 2,0 y 2,5 m/s obteniéndose, en cada caso para diferentes puntos del ligamento de la probeta, la tensión equivalente de Von-Mises, la deformación equivalente y la tensión hidrostática. También se ha simulado un ensayo cuasiestático; en este caso se ha impuesto como condición de contorno una velocidad a los puntos del martillo de 5×10^{-7} m/s. Mediante un postproceso de los valores anteriores obtenidos como resultado de los análisis se puede calcular la variable de daño asociada al modelo de Rice y Tracey utilizando la ecuación (1). Este método de cálculo no tiene en cuenta las posibles interacciones entre el progresivo daño dúctil que se va originando en el extremo de la fisura y el campo tenso-deformacional en la zona. Sin embargo puede servir para evaluar de una manera aproximada los efectos de las diferentes variables en la determinación de la tenacidad de fractura dinámica, como, por ejemplo, el de la velocidad de deformación.



a)



b)

Figura 1. Malla de elementos finitos utilizada en el análisis. (a) General, (b) Detalle del extremo de fisura

También se obtiene, en cada caso, la integral J a lo largo de diferentes caminos de integración situados alrededor del extremo de la fisura.

La ley constitutiva del material de la probeta obedece a las siguientes expresiones.

$$\sigma_e = E \cdot \epsilon_e \quad \sigma \leq \sigma_0$$

$$\sigma_e = \left(\frac{\epsilon_e}{\epsilon_0} \right)^m \cdot \sigma_0 \cdot \epsilon_e^n \quad (3)$$

Las constantes del material que aparecen en la ecuación (3) son la siguientes:

- E = 210 GPa
- v = 0,3
- $\sigma_0 = 748$ MPa
- $\epsilon_0 = 0,02$
- m = 0,05
- n = 0,134

3. RESULTADOS

En la figura 2 se muestra la evolución de la integral J con la variable de daño definida por las ecuaciones (1) y (2) para ensayos con diferentes velocidades de impacto: 1, 2,5 y 5 m/s correspondiente, esta última, a un ensayo con rotura total de la probeta. En esta gráfica también se incluye el resultado de un ensayo cuasiestático.

En todos los casos, para un mismo valor del daño, el valor de J aumenta con la velocidad inicial de impacto, siendo el incremento ligeramente menor para velocidades de impacto mayores. Si se considera que en todos los casos la fisura empieza a progresar cuando el valor de la variable de daño alcanza un cierto valor crítico, independiente de la velocidad de deformación, se puede evaluar para cada caso el valor de la integral J asociada a dicho valor de daño.

En la figura 3 se da el valor de Jc correspondiente a un valor de daño crítico de D = 0,56 para los diferentes casos analizados. En el caso de velocidad de impacto de 0,5 m/s , no se alcanza el valor de daño crítico durante el ensayo, lo que indica que con esta velocidad inicial no se consigue iniciar la propagación de la

figura. Este valor de daño es compatible con resultados experimentales presentados por los autores [8].

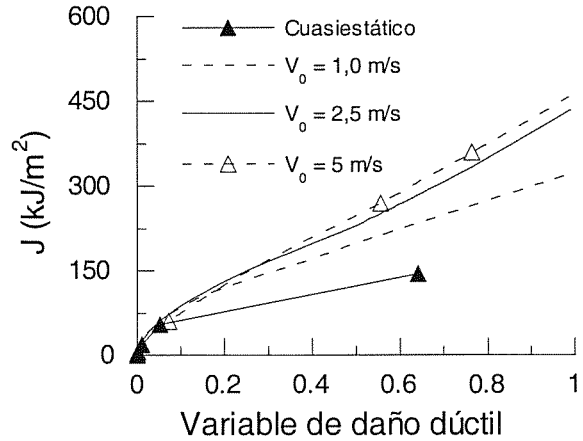


Figura 2. Curva de Integral J frente a variable de daño dúctil.

En esta figura se observa que existe influencia de la velocidad de deformación en la tenacidad de fractura de un material dúctil. Esta influencia se pone de manifiesto, especialmente, por la diferencia entre la integral J crítica evaluada en condiciones cuasiestáticas y la que se obtendría mediante ensayos a velocidades entre 1 y 2,5 m/s. A medida que se aumenta la velocidad de impacto, el aumento de tenacidad debido a la velocidad de deformación va disminuyendo, de tal manera que la tenacidad de iniciación que se predice con un ensayo que implique rotura total de la probeta, es sólo ligeramente mayor que la que se predice con ensayos a velocidades de impacto intermedias.

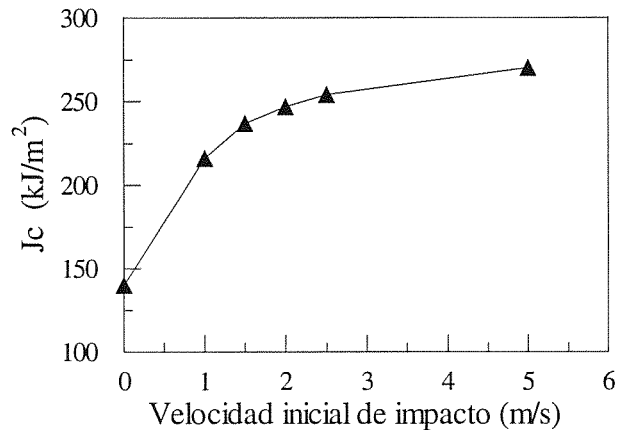


Figura 3. Variación de la Integral J crítica en función de la velocidad de impacto

4. CONCLUSIONES

En este trabajo se ha realizado un análisis numérico, mediante el método de los Elementos Finitos, de ensayos de impacto sobre probetas Charpy fisuradas por fatiga. Se ha modelizado tanto la probeta como el martillo impactador y se han analizado ensayos con diferentes velocidades iniciales de impacto, incluyendo también el caso cuasiestático. En cada caso, se ha obtenido la integral J y un valor del daño dúctil según un modelo micromecánico desarrollado por Rice y Tracey. Se han obtenido las conclusiones que se exponen a continuación.

El modelo micromecánico empleado predice un aumento de la tenacidad de fractura con velocidad de deformación en materiales cuyo mecanismo de rotura es predominantemente dúctil. Este aumento decae, progresivamente, a medida que crece la velocidad de impacto inicial.

Los ensayos de impacto empleados normalmente para la determinación de la tenacidad de fractura pueden conducir a valores ligeramente diferentes de la misma debido precisamente a la influencia de la velocidad de deformación.

5. REFERENCIAS

[1] Böhme, W., "Fracture Resistance of a Pressure Vessel Steel Under Impact Loading Conditions", ASTM STP 1130, 92-103 (1990).

[2] Kobayashi, T., Yamamoto, I., "Evaluation of Dynamic Fracture Toughness Parameters by Instrumented Charpy Impact Test", Engineering Fracture Mechanics, 24, 773-782 (1986).

[3] Brüninghaus, K., Falk, J., Twickler, M. y Dahl, W. "Determination of Crack Resistance Curves under Static and Dynamic Loading Conditions by Analysis of Load Displacement Relationship", Engineering Fracture Mechanics, 34, 989-1000 (1989).

[4] Mines, R.A.W., y McParland, S. "The effects of strain rate, temperature and constraint on the large scale yielding fracture initiation behaviour of a mining steel", Journal de Physique IV, C8-753/C8-758 (1994).

[5] Roudier, P. y Francois, D. "Dynamic fracture toughness measurements and local approach modelling of Titanium alloys", Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures,

19,1317-1327 (1996).

[6] Rice, J.R. y Tracey, D.M., "On the ductile enlargement of voids in triaxial stress fields", Journal of the Mechanics and Physics of Solids, 17, 201-217 (1969)

[7] Hibbitt, H.D., Karlson, B.I. y Sorensen, E.P. ABAQUS User's Manual. Version 5.6 (1996).

[8] de Luna, S., Fernández-Sáez, J., Pérez-Castellanos, J.L. y C. Navarro. "Determinación de la tenacidad de fractura dinámica de un acero dúctil mediante ensayos de impacto de baja velocidad". Anales de Mecánica de la fractura, 15, 175-179 (1998).

EFECTOS DE LA FISURACION DIFUSA ALREDEDOR DE UNA FISURA COHESIVA

I. Arbilla, J. Planas, G.V. Guinea y M. Elices

Departamento de Ciencia de Materiales
 Universidad Politecnica de Madrid
 ETS Ingenieros de Caminos
 Ciudad Universitaria, 28040 MADRID

Resumen. Los modelos de fisura cohesiva describen de manera relativamente simple la fractura del hormigón y otros materiales cuasifrágiles. Sin embargo, existen casos en los que un análisis numérico detallado indica que se sobrepasa la resistencia a tracción fuera de la fisura cohesiva principal. Debe haber entonces una fisuración secundaria. El objetivo de este artículo es presentar y discutir los primeros resultados de un modelo continuo que resuelve el problema de la fisuración secundaria simulándola como una distribución difusa de fisuras cohesivas. El modelo deriva directamente del modelo de fisura cohesiva y resulta formalmente idéntico a un modelo plástico de tipo Rankine con regla de flujo asociada. Este modelo ha sido implementado en un código de elementos finitos comercial para analizar el proceso de fisuración en probetas de flexión en tres puntos.

Abstract. Cohesive crack models describe in a relatively simple way fracture processes occurring in concrete and other quasibrittle materials. In some cases, however, a detailed numerical analysis shows that the tensile strength is exceeded at points outside the main cohesive crack. Secondary cracking must then occur. The purpose of this paper is to present and discuss the first results of a continuum model that solves the problem by describing the secondary cracking as a diffuse distribution of cohesive cracks. The model follows directly from the cohesive crack model and turns out to be formally identical to a Rankine's plasticity model with associated flow rule. Such a model has been implemented into a commercial finite element code to analyze the cracking process of three-point bend specimens.

1 INTRODUCCIÓN

El modelo de fisura cohesiva se ha usado con éxito para explicar los aspectos fundamentales de la fractura del hormigón y de otros materiales cuasifrágiles, al menos en aquellos casos en que la fractura se produce por crecimiento de una grieta única. Sin embargo, un análisis más fino del proceso indica que en la mayoría de los casos la solución supuesta (grieta única en un medio elástico) no es consistente con las hipótesis iniciales del problema.

La fuente de la inconsistencia radica en que, si se hace un análisis detallado de la solución, se encuentran siempre regiones en las que la tensión principal máxima excede la resistencia a tracción supuesta para el material, f_t [1, 2]. Como las hipótesis en que se basa el modelo de la fisura cohesiva requieren que el material se fisure al alcanzarse la resistencia a tracción, en dichas zonas debe existir fisuración secundaria.

Uno de los ensayos en los que se sabe desde antiguo (aunque sólo cualitativamente, véase por ejemplo [3]) que debe existir fisuración secundaria es el ensayo de flexión en tres puntos sobre vigas sin entalla. Los estudios

numéricos de Olsen [2] muestran cuantitativamente que la zona sobre la que se excede la resistencia a tracción es realmente amplia cuando se supone que sólo se desarrolla una fisura en la sección central de la viga.

En este artículo se describe someramente un modelo que, basándose sólo en los principios de la fisura cohesiva, puede describir la fisuración secundaria como fisuración difusa o parcialmente localizada. Se describen también los principales aspectos de la implementación numérica del modelo y se presentan algunos resultados que permiten concluir que, aunque existe fisuración secundaria, su efecto en un ensayo de flexión en tres puntos es realmente de segundo orden.

2 MODELO DE FISURACIÓN DIFUSA

El modelo teórico que más adelante se presenta es una generalización a tres dimensiones del modelo uniaxial propuesto en [3], cuyas bases repasamos brevemente en esta sección. La idea fundamental es que si en una cierta zona del material sometida a un estado uniaxial aparecen muchas fisuras cohesivas paralelas espaciadas una distan-

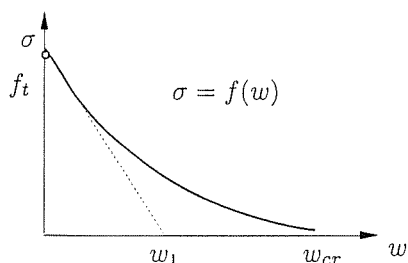


Figura 1: Curva de ablandamiento genérica

cia s , relativamente pequeña, se puede aproximar el efecto del campo de fisuras por una deformación inelástica media ε^p dada por

$$\varepsilon^p = \frac{w}{s} \quad (1)$$

donde w es la apertura de cada fisura (tomada en valor medio).

Si conocemos la curva de ablandamiento de la fisura cohesiva, que da la relación entre la tensión σ transmitida entre las caras de la fisura y la apertura de la fisura w :

$$\sigma = f(w) \quad (2)$$

es inmediato obtener la relación entre la tensión y la deformación inelástica como

$$\sigma = f(s\varepsilon^p) = f_s(\varepsilon^p) \quad (3)$$

Si s es suficientemente pequeño y la curva de ablandamiento tiene la forma de la Fig. 1, con un tramo inicial aproximadamente lineal cuya abscisa en el origen es w_1 , el "ablandamiento" o caída de tensión $\Delta\sigma$ debido a una deformación no muy grande ε^p es

$$\Delta\sigma = f_t \frac{s}{w_1} \varepsilon^p \quad (4)$$

En el límite de fisuras infinitamente juntas, s tiende a cero y también $\Delta\sigma$, por lo que el modelo se transforma, en términos σ - ε^p , en un modelo rígido-perfectamente plástico, al menos para carga monótona. Como, a medida que se propaga la grieta cohesiva principal, ciertas partes de la estructura se descargan, es preciso hacer una hipótesis sobre el comportamiento de las fisuras difusas en descarga. En [3] se justificó que para pequeñas aperturas de las grietas, es bastante aproximado suponer que las grietas no pueden cerrarse durante la descarga, lo que, desde el punto de vista tensión-deformación, implica que el modelo resultante es un modelo elástico-perfectamente plástico gobernado por un criterio de Rankine (de tensión principal mayor).

En el presente trabajo vamos a considerar las hipótesis anteriores, pero extendemos el tratamiento a casos en que $s \neq 0$, con lo que consideramos la posibilidad de describir la fisuración difusa como un modelo elástico-plástico con ablandamiento por deformación.

3 GENERALIZACIÓN A TRES DIMENSIONES

La generalización a tres dimensiones más sencilla (aunque no la única) es la de un modelo elastoplástico de Rankine con regla de flujo completamente asociada. La relación tensión-deformación (tensorial), el criterio de plastificación (escalar) y regla de flujo (tensorial) son, respectivamente,

$$\sigma = \mathbf{E}(\varepsilon - \varepsilon^p) \quad (5)$$

$$\sigma_1 - f_s(\bar{\varepsilon}^p) = 0 \quad (6)$$

$$d\varepsilon^p = \mathbf{P}_1 d\bar{\varepsilon}^p \quad (7)$$

donde σ es el tensor de tensiones, \mathbf{E} el tensor de cuarto orden de módulos elásticos, ε el tensor de deformaciones, ε^p el tensor de deformaciones plásticas, σ_1 la tensión principal mayor, $\bar{\varepsilon}^p$ la deformación plástica equivalente y \mathbf{P}_1 el proyector del tensor de tensiones sobre su dirección principal asociada al valor principal mayor (es decir, que si denominamos \mathbf{p}_1 a un autovector unitario asociado a la tensión principal mayor, entonces $\mathbf{P}_1 = \mathbf{p}_1 \otimes \mathbf{p}_1$ y $\mathbf{P}_1 \cdot \sigma = \sigma_1$, donde el punto indica producto escalar de dos tensores de segundo orden).

Nótese que la función $f_s(\bar{\varepsilon}^p)$ es la misma definida en la ecuación (3) para el caso unidimensional, y que, por tanto, dada la curva de ablandamiento de la fisura cohesiva, y el valor de s , el modelo está completo.

4 IMPLEMENTACIÓN NUMÉRICA

Para implementar numéricamente el desarrollo simultáneo de una fisura principal y zonas de fisuración difusa se ha utilizado el programa comercial ABAQUS. La fisura principal se modeliza mediante elementos tipo muelle con ablandamiento por deformación perpendiculares al camino de la fisura. El comportamiento de los muelles se define mediante una relación fuerza-elongación de tipo poligonal que reproduzca lo mejor posible la curva de ablandamiento supuesta para la fisura cohesiva (ya que la apertura de fisura está directamente relacionada con la elongación del muelle).

En cuanto a la fisuración difusa, se introduce definiendo un comportamiento elastoplástico tal como se ha definido en la Sección 3. Debido a que ABAQUS (igual que los otros programas comerciales accesibles a los autores), no incorpora un modelo de Rankine con regla de flujo asociada, ha sido necesario escribir una rutina de usuario (UMAT) para definir este comportamiento. Dicha rutina se ha desarrollado para el caso bidimensional y admite una función de ablandamiento $f_s(\bar{\varepsilon}^p)$ de tipo poligonal que, según se indicó en la Sección 3, se define a partir de la función de ablandamiento de la fisura cohesiva, sin más que definir s , el espaciamiento supuesto para las fisuras difusas.

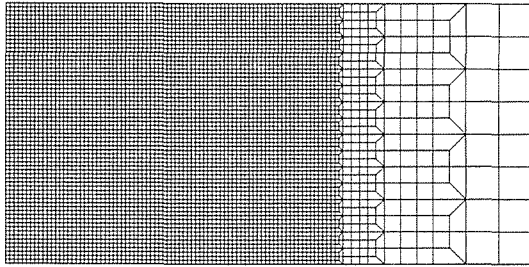


Figura 2: Malla de elementos finitos: media probeta de flexión en tres puntos.

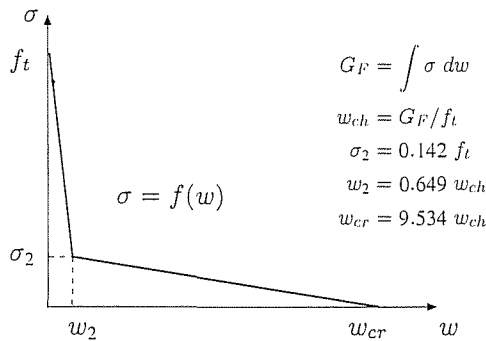


Figura 3: Curva de ablandamiento utilizada en los cálculos.

5 CÁLCULOS NUMÉRICOS

La tipología de ensayo elegida para realizar el estudio corresponde a flexión en tres puntos sobre probetas sin entalla inicial, con una relación luz-canto de 4. Sólo se ha modelizado la mitad de la probeta (Fig. 2).

Se desarrollaron los cálculos correspondientes a cinco tamaños distintos (cinco cantos). Para cada tamaño se realizaron tres cálculos, uno por cada tipo de modelo del material fuera de la zona de fractura: (1) elástico; (2) perfectamente plástico ($s = 0$); y (3) con ablandamiento, basado en suponer que sólo puede formarse una fisura en cada elemento finito ($s = h = D/64$ donde h es el lado del elemento cuadrado y D el canto de la viga). Nótese que el tercer tipo de modelo conduce a una formulación esencialmente equivalente a la de los modelos clásicos de fisuración en banda (véase, por ejemplo, [4], Cap. 8).

La curva de ablandamiento utilizada corresponde a la aproximación bilineal para un microhormigón ensayado en el laboratorio de los autores y se ha representado en la Fig. 3, donde se definen también los parámetros más característicos de la curva de ablandamiento, en particular la energía de fractura G_F y la apertura característica w_{ch} .

En el resumen que se presenta a continuación, los resultados se presentan de forma adimensional, de manera que son válidos no sólo para el microhormigón en el que se basaron los datos, sino para cualquier material cuya curva

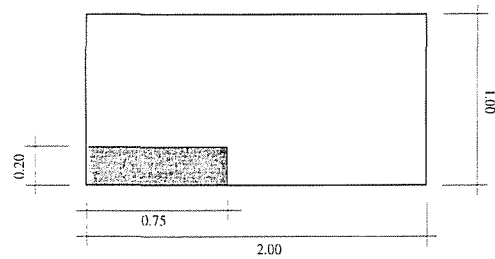


Figura 4: Zona magnificada, en color oscuro, para la representación de los perfiles de deformación plástica equivalente. Todas las dimensiones están referidas al canto de la viga.

de ablandamiento tenga la misma forma (es decir, las mismas proporciones geométricas) que la curva de la Fig. 3. En particular, el canto D de la viga se escala convenientemente utilizando la longitud característica l_{ch} definida como

$$l_{ch} = \frac{EG_F}{f_t^2} \quad (8)$$

donde E es el módulo de elasticidad. Para el microhormigón utilizado $l_{ch} = 122$ mm, y para un hormigón ordinario $l_{ch} \approx 300$ mm.

6 DISTRIBUCIÓN DE FISURACIÓN DIFUSA

En todos los casos, la mayor parte de la fisuración difusa se localiza en dos zonas en forma de ala a ambos lados de la fisura principal, localizada en la zona rectangular oscura mostrada en la Fig. 4, por lo que se presentarán los perfiles ampliados para dicha zona.

El primer resultado a notar es que la extensión relativa de la zona de fisuración difusa, así como su intensidad y efecto, es mayor cuanto menor es el tamaño de la probeta. También es mucho más espectacular (visualmente hablando) la diferencia entre suponer plasticidad perfecta (modelo 2 definido en la sección anterior) y admitir ablandamiento (modelo 3 definido en la sección anterior).

Como ilustración, la Fig. 5 muestra los perfiles de deformación plástica equivalente para el modelo de plasticidad perfecta correspondientes a dos tamaños de probeta en relación 1:8. Se aprecia claramente que la extensión relativa e intensidad de la fisuración difusa es muy superior en la probeta pequeña. El valor máximo $\bar{\epsilon}_{\max}^p$ de la deformación plástica equivalente es siempre una fracción de la deformación elástica para la resistencia a tracción (f_t/E) y decrece muy rápidamente con el canto de la viga, tal como puede verse en la Tabla 1

Pasando ahora al modelo plástico con ablandamiento, la Fig. 6 muestra los perfiles de deformación plástica equivalente para los dos tamaños antes examinados. De nuevo se aprecia claramente que la extensión relativa e intensi-

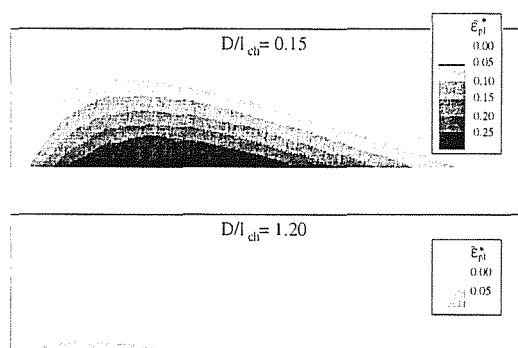


Figura 5: Perfiles de deformación plástica equivalente para comportamiento perfectamente plástico (fisuras infinitamente juntas, $s = 0$; modelo 2 de la Sección 5). La figura superior corresponde a una viga de pequeño canto (del orden de 5 cm para hormigón ordinario) y la figura inferior a una de canto 8 veces mayor. El parámetro $\bar{\epsilon}_{pl}^* = \bar{\epsilon}^p E / f_t$ es la deformación plástica equivalente referida a la deformación uniaxial elástica al alcanzarse la resistencia a tracción.

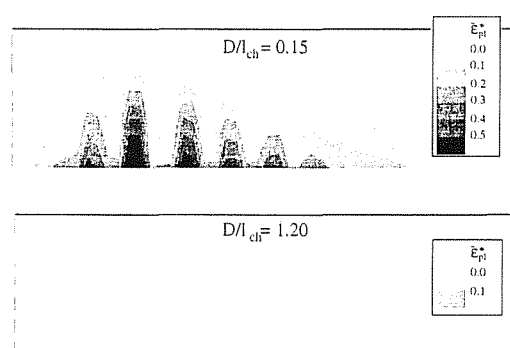


Figura 6: Perfiles de deformación plástica equivalente para comportamiento plástico con ablandamiento (una fisura por elemento, $s = h$; modelo 3 de la Sección 5). La figura superior corresponde a una viga de pequeño canto (del orden de 5 cm para hormigón ordinario) y la figura inferior a una de canto 8 veces mayor. El parámetro $\bar{\epsilon}_{pl}^* = \bar{\epsilon}^p E / f_t$ es la deformación plástica equivalente referida a la deformación uniaxial elástica al alcanzarse la resistencia a tracción.

Tabla 1: Valores máximos de la deformación plástica equivalente en la parte inferior de las probetas de flexión en tres puntos. Material elástico-perfectamente plástico.

D/l_{ch}	0.15	0.30	0.60	1.20	2.40
$\bar{\epsilon}_{max}^p E / f_t$	0.390	0.247	0.150	0.085	0.049

dad de la fisuración difusa es muy superior en la probeta pequeña.

En contraste con el caso anterior de plasticidad perfecta, cuando se permite ablandamiento se producen bandas de localización, muy claramente definidas en la probeta más pequeña (imagen superior de la Fig. 6), por lo que la deformación plástica equivalente máxima se multiplica por 5, aproximadamente, aunque sigue siendo del orden de f_t/E , la deformación elástica uniaxial al alcanzar la resistencia a tracción, tal como puede observarse en la Tabla 2. En la misma tabla se incluye el ablandamiento $\Delta\sigma$ (pérdida de resistencia) expresado como fracción de la resistencia a tracción. Como puede verse el ablandamiento experimentado por el material no supera el 0.4% de la resistencia inicial en ninguno de los casos y es casi independiente del tamaño.

Tabla 2: Desarrollo de la fisuración secundaria para el caso de material con ablandamiento.

D/l_{ch}	0.15	0.30	0.60	1.20
$\bar{\epsilon}_{max}^p E / f_t$	1.256	0.486	0.286	0.152
σ / f_t	0.996	0.997	0.996	0.996

A la vista de este último resultado puede presumirse que estas localizaciones, numéricamente bien definidas, tienen poca repercusión, tanto desde el punto de vista de respuesta mecánica —que analizaremos en la siguiente sección—, como desde el punto de vista de observabilidad. Centrándonos en este último aspecto, la Fig. 7 muestra la distribución de incremento de corrimiento horizontal en cada elemento, δu_e comparado con la apertura crítica de fisura w_{cr} (véase la Fig. 3). Como puede observarse, hay una distribución regular de fondo (que corresponde a la deformación elástica más la plástica distribuida) con unos picos superpuestos que corresponden a las fisuras localizadas (recuérdese que en este modelo se admite un máximo de una fisura por elemento). La altura de los picos respecto de la distribución regular de fondo da, aproximadamente, la apertura de la grieta en el elemento correspondiente. Como puede verse la apertura máxima corresponde al segundo pico de la probeta pequeña (curva superior) y no alcanza las 3 diezmilésimas de w_{cr} . Esto, para un hormigón normal con $w_{cr} \approx 300 \mu\text{m}$, corresponde a una apertura de $0.1 \mu\text{m}$, aproximadamente, totalmente invisible a simple vista y difícilmente resoluble incluso con las técnicas más sofisticadas, máxime en un material tan heterogéneo como el hormigón.

7 RESPUESTA MECÁNICA

Aunque, como ya se ha visto, en este tipo de ensayo existe necesariamente fisuración difusa que relaja las tensiones de forma que en ningún punto se supera la resistencia a tracción, el efecto sobre la respuesta mecánica es mínimo, incluso para las probetas de menor canto, que son, como se ha visto, aquellas en que la extensión e intensidad de la fisuración difusa es máxima.

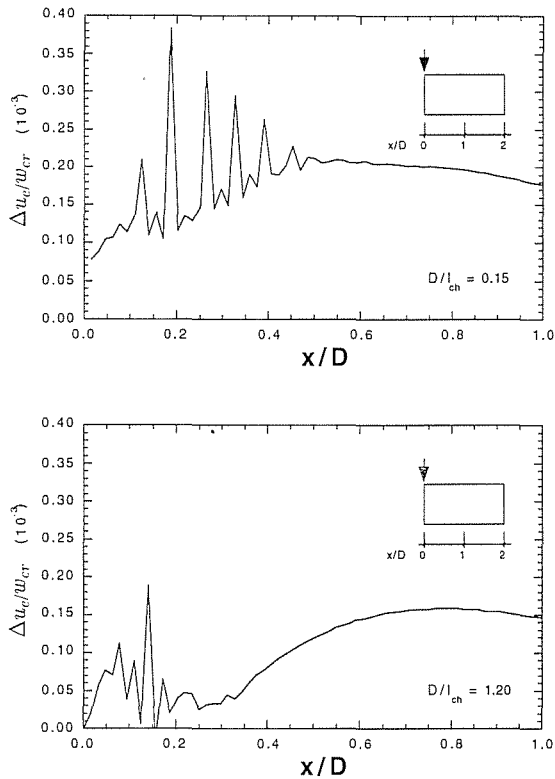


Figura 7: Aumento de la separación entre nodos de la cara inferior comparada con la apertura de fisura crítica para dos valores de D/l_{ch} .

La Fig. 8a presenta, para la viga de menor tamaño, la curva de carga P frente al desplazamiento δ del punto de aplicación de la carga. Como puede verse, la inclusión de la fisuración difusa (símbolos) aumenta el desplazamiento para una carga dada para la zona post-pico y aumenta ligeramente la resistencia, cuando se toma como referencia la aproximación clásica en que se supone el material fuera de la fisura cohesiva principal elástico. Por otra parte, las diferencias entre considerar un modelo perfectamente plástico (círculos) o un modelo con ablandamiento (triángulos), son inapreciables a la escala del dibujo.

La Fig. 8b muestra las curvas de carga P frente a la apertura de la boca de la fisura principal w_M para el mismo caso anterior. Como puede apreciarse, para un nivel dado de carga, w_M es menor para los modelos que incluyen fisuración difusa que para el modelo de referencia en el que se fuerza el comportamiento elástico. Este desplazamiento hacia la izquierda de las curvas carga-apertura de fisura es razonable a la luz de los resultados de la sección anterior: cuando el material se supone elástico, toda la deformación inelástica de la fibra inferior se concentra en la fisura cohesiva, mientras que en los modelos con fisuración difusa parte de la deformación inelástica es absorbida por las zonas de fisuración difusa situadas a ambos lados de la fisura principal.

Como ya se ha indicado, el efecto de la fisuración difusa

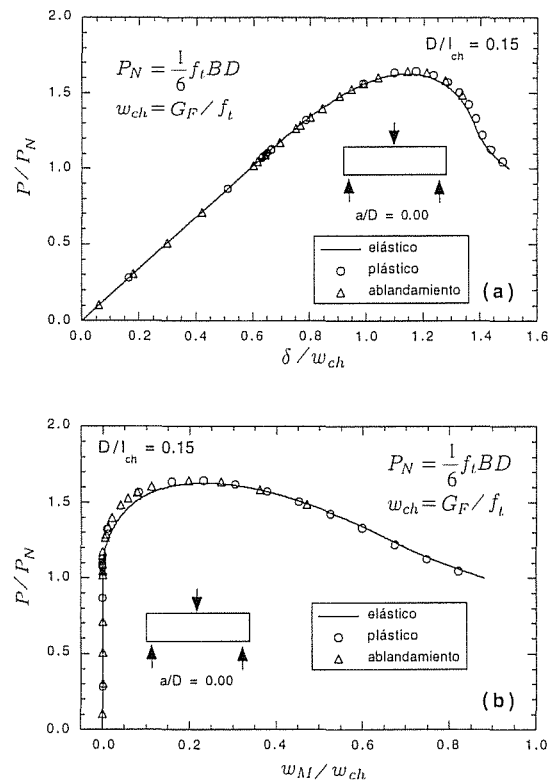


Figura 8: Comparación de resultados para probetas con relación $D/l_{ch} = 0.15$, sin entalla inicial y diferente comportamiento tras alcanzar la resistencia a tracción: (a) curvas $P - \delta$ y (b) curvas $P - w_M$ adimensionalizadas.

disminuye con el tamaño de la probeta y, para tamaños relativamente grandes, las curvas para los tres modelos son prácticamente indistinguibles, como puede verse en la Fig. 9 para una probeta 8 veces mayor que la que se acaba de presentar. Para poder comparar cuantitativamente los distintos modelos es preciso utilizar los resultados con tres decimales. La comparación de las cargas máximas, recogidas en la Tabla 3, indica que la influencia de la fisuración difusa es, a lo sumo, de un 1.1% y que la diferencia entre usar un modelo elástico-perfectamente plástico o un modelo que incluya ablandamiento es totalmente despreciable en la práctica. Resultados parecidos, aunque menos drásticos, se obtienen cuando se comparan las posiciones de los máximos en las curvas $P - w_M$ (Tabla 4). En este caso, el desplazamiento hacia la izquierda del máximo debido a la fisuración difusa alcanza el 10% para el modelo elástico-perfectamente plástico y el 13% para el modelo que incluye ablandamiento.

8 CONCLUSIONES

1. El modelo propuesto, tanto en su versión de comportamiento perfectamente plástico como en su versión de comportamiento plástico con ablandamiento, permite describir la fisuración difusa que debe producirse necesariamente en las probetas y estructuras

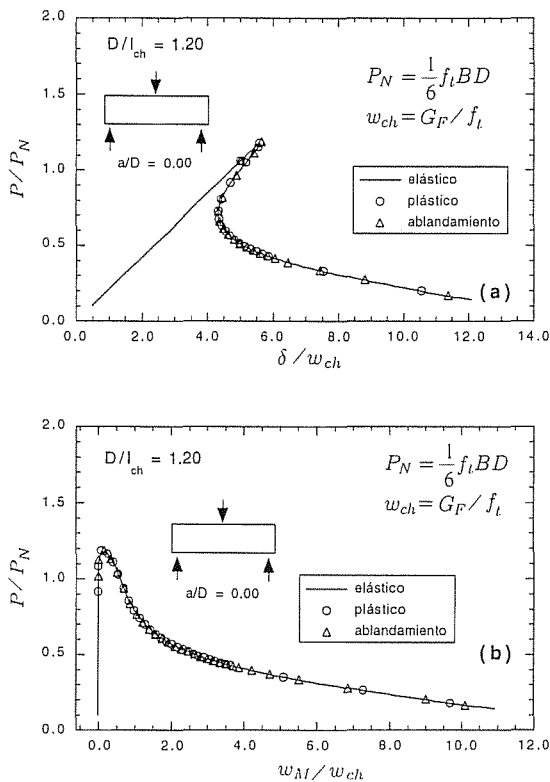


Figura 9: Comparación de resultados para probetas con relación $D/l_{ch} = 1.20$, sin entalla inicial y diferente comportamiento tras alcanzar la resistencia a tracción: (a) curvas $P - \delta$ y (b) curvas $P - w_M$ adimensionalizadas.

que rompen a través de una única fisura principal.

- Aunque el modelo con ablandamiento presenta fenómenos de localización, su efecto mecánico es despreciable y las localizaciones son virtualmente imposibles de detectar experimentalmente debido a que representan discontinuidades en desplazamientos inferiores a la décima de micra.
- En virtud de lo anterior, y debido a que hay una cierta arbitrariedad intrínseca en el modelo con ablandamiento (se supone que se genera una grieta por elemento finito, como mucho, y el tamaño del elemento

Tabla 3: Valores de la carga máxima adimensionalizada P/P_N para diferentes comportamientos del material tras alcanzarse la resistencia a tracción

D/l_{ch}	P/P_N		
	elástico	plástico	ablandamiento
0.15	1.628	1.645	1.645
0.30	1.443	1.456	1.458
0.60	1.287	1.300	1.302
1.20	1.180	1.188	1.190
2.40	1.114	1.120	—

Tabla 4: Valores de la apertura de fisura adimensionalizada w_M/w_{ch} en el instante de carga máxima para diferentes comportamientos del material.

D/l_{ch}	w_M/w_{ch}		
	elástico	plástico	ablandamiento
0.15	0.229	0.207	0.198
0.30	0.238	0.204	0.219
0.60	0.227	0.182	0.189
1.20	0.142	0.133	0.123
2.40	0.090	0.060	—

finito es arbitrario), se sugiere que se utilice el modelo de plasticidad perfecta (fisuras infinitamente juntas) salvo en casos debidamente justificados.

- En el caso estudiado, flexión en tres puntos, la fisuración difusa resuelve la inconsistencia del modelo aproximado, pero no modifica sustancialmente la respuesta mecánica. Ello justifica la utilización a nivel ingenieril del modelo simplificado, por su mayor sencillez y rapidez de cálculo, y extiende otros resultados en el mismo sentido, aunque distinto contexto [5, 6].

Agradecimientos. Los autores agradecen la ayuda económica proporcionada por la CICYT a través de los proyectos MAT97-1007-C02-2 y MAT97-1022.

9 REFERENCIAS

- Guinea G.V., *Medida de la Energía de Fractura del Hormigón*, Tesis Doctoral, Dpto. Ciencia de Materiales, U.P.M., E.T.S.I. de Caminos (1990).
- Olsen P.C., "Some comments on the bending strength of concrete beams", *Magazine of Concrete Research*, 46(168), pp 209-214 (1994).
- Planas J. y Elices M., "Drying shrinkage effect on the modulus of rupture", *Creep and Shrinkage of Concrete*, Z.P. Bazant e I. Carol, eds., E & FN Spon, Londres, pp 357-368 (1993b).
- Bazant Z.P. y Planas J., *Fracture and Size Effect in Concrete and Other Quasibrittle Materials*, W.F. Chen, ed., CRC Press LLC, Boca Ratón, Florida (1998).
- Bolander J.E. y Kobashi Y., "Size effect mechanisms in numerical concrete fracture", *Fracture Mechanics of Concrete Structures*, F.H. Wittmann, ed., Aedificatio Publishers, Friburgo, Alemania, Vol. I, pp 535-542 (1995).
- Nirmalendran S. y Horii H., "Analytical modelling of microcracking and bridging in fracture of quasi-brittle materials", *Journal of Mechanics and Physics in Solids*, 40, pp 863-886 (1992).

MODELIZACIÓN DE LA FRACTURA DEL HORMIGÓN EN MODO MIXTO

D.A. Cendón, J.C. Gálvez, J. Planas y M. Elices
 Departamento de Ciencia de Materiales
 E.T.S. Ingenieros de Caminos, Canales y Puertos
 Universidad Politécnica de Madrid, 28040 MADRID.

Resumen. En este trabajo se presenta un modelo de fractura de materiales cuasi frágiles bajo sollicitaciones de tracción y cortante (modo mixto I y II). Se trata de un modelo no lineal, basado en las hipótesis del modelo de fisura cohesiva, desarrollado para fractura en modo I. Se presenta la formulación del modelo y el procedimiento para incorporarlo en un programa de elementos finitos mediante un elemento de interface en una grieta discreta. El modelo se ha contrastado experimentalmente. Se presentan las predicciones hechas con el modelo de los ensayos de fractura en modo mixto de vigas de hormigón de varios tamaños, bajo carga proporcional y no proporcional, obteniéndose un buen ajuste y una adecuada convergencia numérica.

Abstract. This paper presents a model for normal/shear fracture of quasibrittle materials. The model is non-linear and is based on the hypothesis of the cohesive crack, developed for mode I fracture. The formulation of the model and the procedure to implement it on a finite element code by means of an interface element are shown. The experimental validation is also shown. Mixed mode fracture tests of several sizes concrete beams under proportional and non proportional loading are simulated by the model; adequate fit and numerical converge are reached.

1. INTRODUCCIÓN

La modelización numérica de la fractura en modo mixto de materiales cuasi frágiles es un problema complicado al que se han dedicado importantes esfuerzos durante los últimos años. Tradicionalmente los modelos de fractura basados en el método de los elementos finitos se clasifican en dos grupos: modelos de fisura distribuida y modelos de fisura discreta.

En los modelos de fisura distribuida la fractura es representada mediante infinitas grietas paralelas, distribuidas dentro del elemento finito, que se abren infinitesimalmente. Se emplea una malla fija de elementos finitos en la que la propagación de las grietas es simulada mediante la reducción de la rigidez y de la resistencia del material. Las leyes constitutivas, definidas mediante relaciones tensión-deformación, son no lineales y presentan ablandamiento, lo que introduce dificultades en el cálculo [1-2].

El modelo de fisura discreta es preferido cuando hay una o varias fisuras en la estructura. El modelo de la fisura cohesiva, desarrollado por Hillerborg [3], es muy adecuado para modelizar la fractura en modo I de materiales cuasi frágiles [2]. Se ha extendido a la fractura en modo mixto (modos I y II) e incorporado a códigos de elementos finitos [4-6] y de elementos de

contorno [7]. Estos códigos tienen un ámbito de usuarios reducido, generalmente relacionado con los autores y muy especializado.

Este trabajo presenta un procedimiento de cálculo para reproducir el proceso de fractura en modo mixto de materiales cuasi frágiles incorporable a códigos de elementos finitos comerciales. Extiende el modelo de la fisura cohesiva a la fractura en modo mixto. Además, se contrastan las predicciones hechas por el modelo con los resultados experimentales de un conjunto de vigas de hormigón ensayadas bajo carga en modo mixto [8-10].

2. FISURA COHESIVA EN MODO MIXTO

2.1. Superficie de rotura en modo mixto y su evolución

El ingrediente fundamental de la fisura cohesiva en modo I es la ley de ablandamiento del material, expresada como una relación entre la tensión normal a los labios de la grieta y la apertura de la grieta. Cuando la grieta progresa en modo mixto (I y II) es necesario tener en cuenta la interacción entre la tensión normal, σ y la tensión tangencial, τ , a los labios de la grieta. Se asume que la grieta progresa cuando la combinación de las tensiones normal al plano de la grieta, σ , y la tensión

ANALES DE MECANICA DE LA FRACTURA VOL. 16 (1999)

tangente, τ alcanza la superficie de rotura $F(\sigma, \tau) = 0$, que juega un papel similar a la superficie de plastificación en plasticidad clásica. En este trabajo se ha adoptado el modelo desarrollado en [1]:

$$F = \tau^2 - 2c \tan \phi_f (\sigma_t - \sigma) + \tan^2 \phi_f (\sigma^2 - \sigma_t^2) \quad (1)$$

donde: c es la cohesión, ϕ_f es el ángulo de fricción y σ_t la resistencia normal a los labios de la grieta.

De acuerdo con el planteamiento de la fisura cohesiva [3], la superficie de rotura debe evolucionar a medida que la grieta se abre. Esto se hace a través de las funciones de ablandamiento de la cohesión y de la resistencia normal entre los labios de la grieta. Se define el vector de desplazamientos inelásticos relativos entre los labios de la grieta, \mathbf{u}^i . Se adopta como variable para definir las funciones de ablandamiento la norma de este vector, u^{ieff} . El vector \mathbf{u}^i se obtiene por descomposición del vector de desplazamiento relativo entre los labios de la grieta, \mathbf{u} , en una parte elástica, \mathbf{u}^e , y una parte inelástica, \mathbf{u}^i . La parte inelástica, \mathbf{u}^i , se compone de los desplazamientos plásticos, \mathbf{u}^p , y de los desplazamientos debidos a la fractura (apertura de la grieta), \mathbf{u}^f . Todo ello se expresa:

$$\mathbf{u} = \mathbf{u}^e + \mathbf{u}^i \quad (2)$$

$$\mathbf{u}^i = \mathbf{u}^p + \mathbf{u}^f \quad (3)$$

$$u^{ieff} = \|\mathbf{u}^i\| = (u_x^i{}^2 + u_y^i{}^2)^{1/2} \quad (4)$$

y la superficie de rotura: $F = F(c, \sigma_t, \phi_f)$

donde: $c = c(u^{ieff})$ y $\sigma_t = \sigma_t(u^{ieff})$.

En este trabajo se adoptan las siguientes leyes bilineales para las funciones $c(u^{ieff})$:

$$\left. \begin{aligned} c(u^{ieff}) &= c_0 + u^{ieff} \frac{s_{1c} - c_0}{\omega_{1c}} \dots \forall u^{ieff} < \omega_{1c} \\ c(u^{ieff}) &= s_{1c} \left(1 - \frac{u^{ieff} - \omega_{1c}}{\omega_c - \omega_{1c}} \right) \dots \forall u^{ieff} \in \langle \omega_{1c}, \omega_c \rangle \\ c(u^{ieff}) &= 0 \dots \forall u^{ieff} > \omega_c \end{aligned} \right\} \quad (5)$$

donde:
$$\omega_c = \frac{2G_F^{IIa} - (s_{1c} + c_0)\omega_{1c}}{s_{1c}}$$

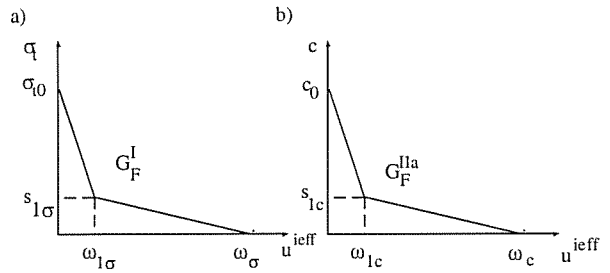


Figura 1. Leyes de ablandamiento bilineal: a) tensiones normales, b) cohesión.

y para $\sigma_t(u^{ieff})$:

$$\left. \begin{aligned} \sigma_t(u^{ieff}) &= \sigma_{t0} + u^{ieff} \frac{s_{1\sigma} - \sigma_{t0}}{\omega_{1\sigma}} \dots \forall u^{ieff} < \omega_{1\sigma} \\ \sigma_t(u^{ieff}) &= s_{1\sigma} \left(1 - \frac{u^{ieff} - \omega_{1\sigma}}{\omega_c - \omega_{1\sigma}} \right) \dots \forall u^{ieff} \in \langle \omega_{1\sigma}, \omega_c \rangle \\ \sigma_t(u^{ieff}) &= 0 \dots \forall u^{ieff} > \omega_c \end{aligned} \right\} \quad (6)$$

donde:
$$\omega_{\sigma} = \frac{2G_F^I - (s_{1\sigma} + \sigma_{t0})\omega_{1\sigma}}{s_{1\sigma}}$$

y G_F^I y G_F^{IIa} son la energía de fractura en modo I y modo IIa (medida mediante un ensayo de cortante con elevado confinamiento); s_{1c} , ω_{1c} , $s_{1\sigma}$ y $\omega_{1\sigma}$, son las coordenadas del codo de la ley de ablandamiento de la cohesión y la tensión normal, respectivamente.

La figura 1 representa las leyes de ablandamiento correspondientes a la tensión normal y a la cohesión, y la figura 2 presenta la superficie de rotura y su evolución.

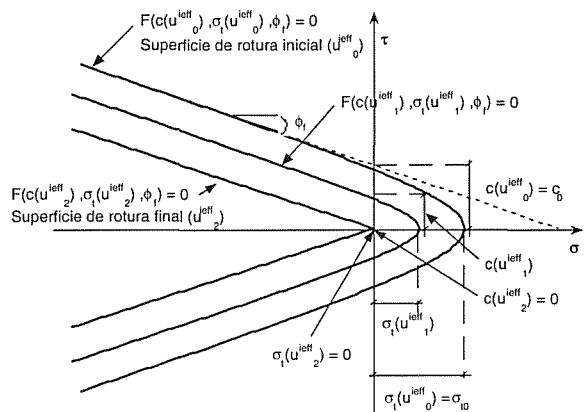


Figura 2. Superficie de rotura y su evolución.

2.2. Dilatancia

Las tensiones tangentes a los labios de la grieta, además de provocar el deslizamiento relativo entre los labios de la grieta, inducen la apertura normal de la grieta. Este fenómeno se denomina *dilatancia* y se debe a que las irregularidades de la superficie de rotura impiden el deslizamiento relativo de los labios de la grieta si ésta no se abre a la vez. La dilatancia puede ser representada en el mismo gráfico de la superficie de rotura a partir de la dirección del vector de deformaciones inelásticas en la grieta. El ángulo formado por este vector con el eje vertical (tensiones tangenciales) es interpretado como ángulo de dilatancia del modelo. De este modo, la dirección paralela al eje vertical (tensiones tangenciales) corresponde a dilatancia nula, y la dirección paralela al eje horizontal (tensiones normales) corresponde a la apertura de la grieta normal a sus labios sin deslizamiento relativo. En plasticidad tradicional, la expresión que establece la dirección de las deformaciones inelásticas se denomina *regla de flujo* y es normal en cada punto al *potencial plástico* ($Q=cte$). Si no hay dilatancia el potencial plástico coincide con la expresión de la superficie de rotura, denominándose *flujo asociativo*. Si hay dilatancia esto no es así, las funciones son distintas y se denomina *flujo no asociativo*. En este trabajo se considera que el ángulo de dilatancia decrece a medida que se abre la grieta, adoptándose la siguiente función lineal [4]:

$$\left. \begin{aligned} \phi &= \phi_{0d} \left(1 - \frac{u^{ieff}}{\omega_{c\phi}} \right) \dots \forall u^{ieff} < \omega_{c\phi} \\ \phi &= 0 \dots \dots \dots \forall u^{ieff} > \omega_{c\phi} \end{aligned} \right\} \quad (7)$$

donde ϕ_{0d} es la dilatancia inicial y $\omega_{c\phi}$ la apertura crítica para la cual se anula el ángulo de dilatancia.

3. INCORPORACIÓN EN UN CÓDIGO DE ELEMENTOS FINITOS

El modelo de la fisura cohesiva descrito en el apartado anterior se ha incorporado como la ecuación constitutiva de un modelo de plasticidad en un elemento de interface dentro de un código de elementos finitos. Este procedimiento permite representar el proceso de fractura del material cuasi frágil en una grieta discreta mediante un modelo de fractura no lineal de acuerdo con las hipótesis de la fisura cohesiva [3]. Se trata en definitiva de la extensión del modelo de Hillerborg [3] a la fractura en modo mixto (I y II).

Se ha empleado el código comercial de elementos finitos ABAQUS®. Se ha desarrollado, mediante una subrutina de usuario, un elemento de interface de espesor nulo constituido por 4 nodos, enfrentados dos a dos y situados en caras opuestas de la grieta.

Inicialmente, cuando el desplazamiento relativo de los labios es nulo, los nodos son coincidentes dos a dos.

De acuerdo con la teoría de la plasticidad, el procedimiento de propagación de la grieta se establece, de forma incremental, del siguiente modo. Sea el paso n en el que se conoce el estado de tensiones σ_n y el parámetro que controla el ablandamiento, u_n^{ieff} , en el que la grieta se propaga y, por tanto se cumple la ecuación de la superficie de rotura: $F_n(\sigma_n, u_n^{ieff}) = 0$. Se establece un incremento de desplazamientos relativos entre los labios de la grieta, Δu_n . En el nuevo estado $n+1$ se debe cumplir de nuevo el criterio de rotura: $F_{n+1}(\sigma_{n+1}, u_{n+1}^{ieff}) = 0$. Para ello se establece un predictor elástico de tensiones:

$$\sigma_e = \sigma_n + E \Delta u_n \quad (8)$$

donde σ_e es el nuevo estado de tensiones, exterior a la superficie de rotura y E la matriz de rigidez de la grieta. Para retornar a la superficie de rotura se establece un corrector inelástico:

$$\sigma_{n+1} = \sigma_e - \Delta \lambda E m \quad (9)$$

donde $\Delta \lambda$ es el multiplicador plástico y m es el vector de desplazamientos inelásticos, normal al potencial plástico ($Q=cte$). El valor de $\Delta \lambda$ se obtiene de la condición de rotura para el paso $n+1$:

$$F_{n+1}(\sigma_e - \Delta \lambda E m, u_{n+1}^{ieff}) = 0 \quad (10)$$

donde: $u_{n+1}^{ieff} = u_n^{ieff} + \|\Delta \lambda m\|$

En los puntos donde no es posible construir la normal al potencial plástico, el vector m se obtiene mediante el retorno al vértice del potencial (figura 3).

El modelo de interface expuesto conduce a un sistema de ecuaciones no lineal. En este trabajo se ha empleado el método de la longitud de arco [13], calculando en cada iteración la matriz tangente.

Los elementos de interface han sido incorporados en la trayectoria de la grieta, calculada previamente mediante un cálculo elástico lineal del modo recogido en [9-10]. Para este trabajo se han dispuesto 100 elementos de interface a lo largo de la trayectoria de la grieta.

4. VERIFICACIÓN EXPERIMENTAL

El modelo desarrollado se ha contrastado con los resultados experimentales correspondientes a un conjunto de vigas de hormigón ensayadas en fractura en modo mixto bajo carga proporcional y no proporcional [8-10]. La figura 4 presenta la geometría, esquema de

ANALES DE MECANICA DE LA FRACTURA VOL. 16 (1999)

carga y condiciones de contorno de los ensayos. La tabla 1 detalla las dimensiones y número de probetas ensayadas de cada tipo.

Las propiedades mecánicas del hormigón, medidas de acuerdo con RILEM 50-FMC, ASTM C39, ASTM C469 y ASTM C496 fueron, respectivamente: $G_F = 70$ N/m, $f_c = 57$ Mpa, $E = 39$ GPa y $f_t = 3.0$ Mpa. De acuerdo con [4] se han estimado los otros valores necesarios para el modelo: $c = 5.0$ Mpa, $\phi_f = 50^\circ$, $\phi_d = 45^\circ$ y $G^{IIa}_F = 70$ N/m.

Las figuras 5 a 7 muestran la envolvente experimental y la predicción del modelo de las curvas carga frente a CMOD y carga frente al desplazamiento del punto de aplicación de la carga para los ensayos de tipo 1 para las vigas de los tres tamaños, respectivamente. Se puede observar que las predicciones hechas para las vigas pequeñas ($D = 75$ mm) y medianas ($D = 150$ mm) son ajustadas, que el método converge correctamente en la rama post-pico de las curvas hasta valores bajos de la carga y que el *snap-back* de las curvas carga-desplazamiento es correctamente captado por el modelo. La predicción de los resultados correspondientes a las vigas grandes ($D = 300$ mm) no es tan bueno, lo que sugiere que la energía de fractura en modo mixto para este tamaño es mayor que la medida en modo I para las vigas pequeñas.

Las figuras 8 y 9 muestran la envolvente experimental y la predicción del modelo de las curvas carga frente a CMOD y carga frente al desplazamiento del punto de aplicación de la carga para los ensayos de tipo 2 para las vigas de tamaño pequeño ($D = 75$ mm) y mediano ($D = 150$ mm), respectivamente. En todos los casos las predicciones hechas por el modelo son ajustadas, el método converge correctamente en la rama post-pico de las curvas hasta valores bajos de la carga y el *snap-back* de las curvas carga-desplazamiento es correctamente captado por el modelo.

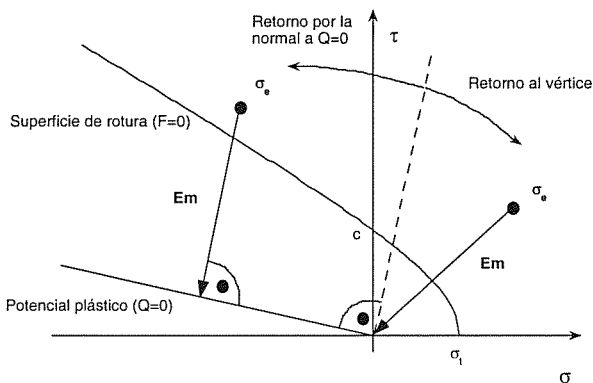


Figura 3. Dirección del corrector inelástico para retornar a la superficie de rotura.

Tabla 1. Dimensiones y número de probetas ensayadas

	Canto (mm)	Longitud (mm)	Espesor (mm)	Nº Probetas	
				Tipo 1	Tipo 2
D1	75	340	50	6	4
D2	150	675	50	6	6
D3	300	1350	50	4	5

5. COMENTARIOS FINALES

Se ha presentado un modelo de fractura en modo mixto I y II (tensiones normales y tangenciales) de materiales cuasi frágiles. El modelo constituye una extensión del modelo de fisura cohesiva, desarrollado para fractura en modo I, mediante una formulación análoga a la empleada para materiales elastoplásticos. Se ha incorporado a un programa comercial de elementos finitos mediante un elemento de interface y se ha contrastado experimentalmente obteniéndose un buen ajuste. Además, en las predicciones realizadas de las curvas carga-desplazamiento y carga-CMOD el método converge satisfactoriamente en la rama post-pico hasta valores bajos de la carga. Por último, es importante destacar que la predicción del modelo ha sido satisfactoria para los tres tamaños de viga y los dos tipos de ensayo.

6. AGRADECIMIENTOS

Los autores agradecen al Ministerio de Educación y Cultura la concesión de las ayudas PB97-0579 y MAT 97-1022, así como al Universidad Politécnica de Madrid la concesión de la ayuda I+D 14989, para la realización de este trabajo.

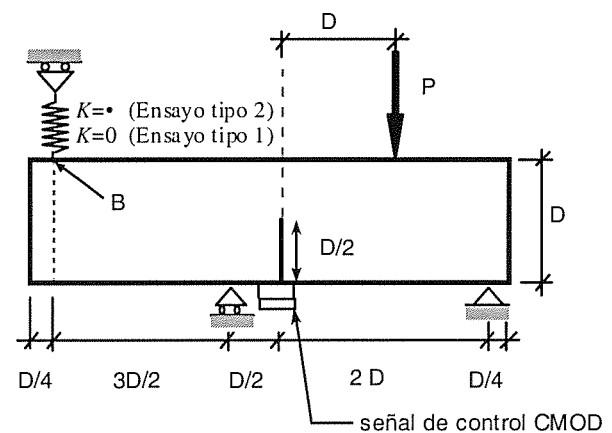


Figura 4. Geometría, condiciones de contorno y esquema de cargas de los ensayos [8-10].

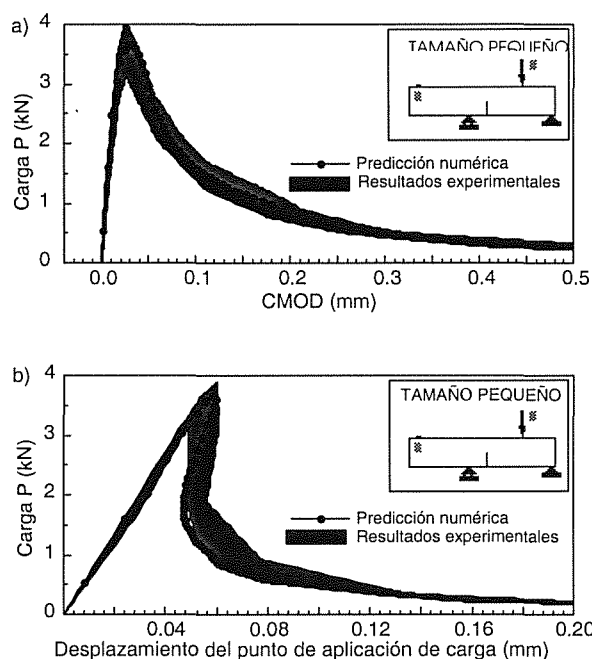


Figura 5. Envoltente experimental y predicción numérica de los ensayos *tipo 1* en probetas pequeñas ($D=75$ mm): a) Curvas carga-CMOD, b) curvas carga-desplazamiento del punto de aplicación de la carga.

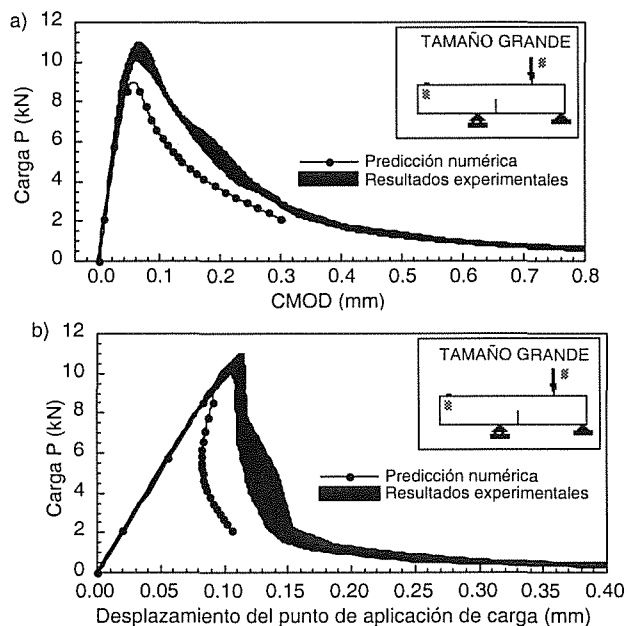


Figura 7. Envoltente experimental y predicción numérica de los ensayos *tipo 1* en probetas grandes ($D=300$ mm): a) Curvas carga-CMOD, b) curvas carga-desplazamiento del punto de aplicación de la carga.

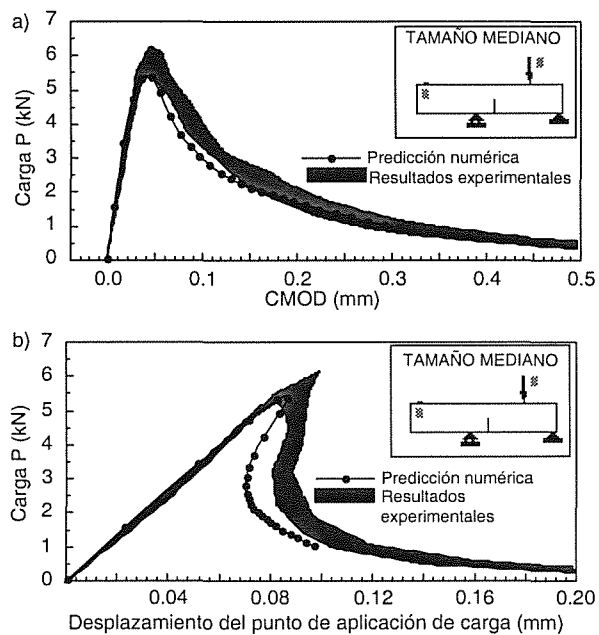


Figura 6. Envoltente experimental y predicción numérica de los ensayos *tipo 1* en probetas medianas ($D=150$ mm): a) Curvas carga-CMOD, b) curvas carga-desplazamiento del punto de aplicación de la carga.

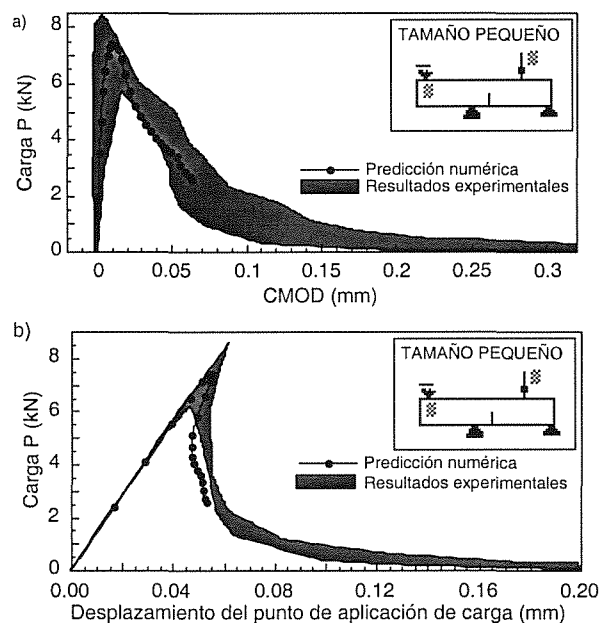


Figura 8. Envoltente experimental y predicción numérica de los ensayos *tipo 2* en probetas pequeñas ($D=75$ mm): a) Curvas carga-CMOD, b) curvas carga-desplazamiento del punto de aplicación de la carga.

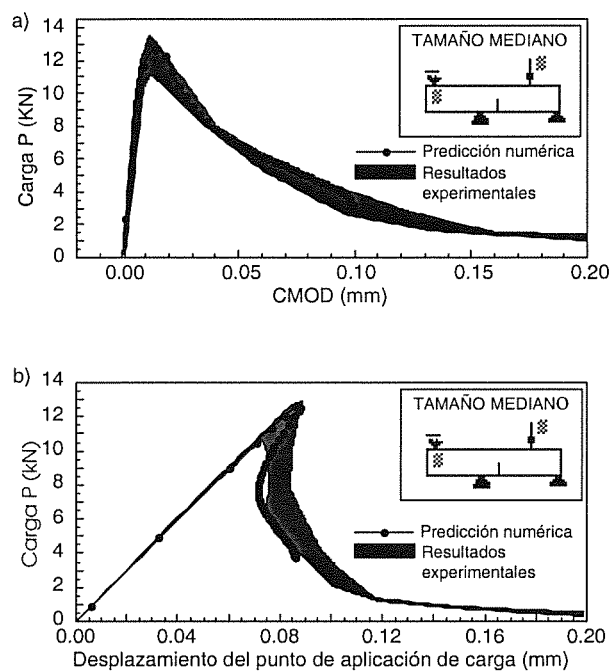


Figura 9. Envolvente experimental y predicción numérica de los ensayos *tipo 2* en probetas medianas ($D=150$ mm): a) Curvas carga-CMOD, b) curvas carga-desplazamiento del punto de aplicación de la carga.

7. REFERENCIAS

- [1] Carol I., Prat P. y López C. "Normal/shear cracking model: Application to discrete crack analysis", *J. of Engineering Mechanics*, 123, 765-773 (1997).
- [2] Bazant Z. y Planas J. "Fracture and size effect in concrete and other quasibrittle materials", CRC Press, 616 pág. (1997).
- [3] Hillerborg A., Modéer M. y Petersson P. "Analysis of crack formation and crack growth in concrete by means of fracture mechanics and finite elements", *Cement and Concrete Research*, 6, 773-782 (1976).
- [4] Cervenka J. "Discrete crack modelling in concrete structures", Ph. D. Thesis, University of Colorado (1994).
- [5] Valente, S. "On the cohesive crack model in mixed-mode conditions", *Concrete, Rock and Ceramics*, E & FN Spon, 66-80 (1995).
- [6] Xie M. y Gerstle W. "Energy-based cohesive crack propagation modelling", *J. of Engineering Mechanics*, 121, 1349-1358 (1995).
- [7] Saleh A. y Aliabadi M. "Crack growth analysis in concrete using boundary element method", *Engineering Fracture Mechanics*, 51, 533-545 (1995).
- [8] Gálvez J.C., Cendón D.A., Planas J., Guinea, G.V. y Elices, M. "Fracture of concrete under mixed loading. Experimental results and numerical prediction", *Fracture Mechanics of Concrete Structures*, AEDIFICATIO Pub, 729-738 (1998).
- [9] Cendón D.A., Gálvez J.C., Planas J. y Elices M. "Fractura del hormigón en modo mixto: resultados experimentales y predicción numérica", *Anales de Mecánica de la Fractura*, 15, 169-174 (1998).
- [10] Gálvez J.C., Planas J., Guinea, G.V. y Elices, M. "Mixed mode fracture of concrete under proportional and non proportional loading", *Int. Journal of Fracture*, aceptado para publicar (1999).
- [11] Carol I., Prat P. y Bazant Z. "New explicit microplane model for concrete: theoretical aspects and numerical implementation", *Int. J. of Solids and Structures*, 29, 1173-1191 (1992).
- [12] Ortiz M. y Martin J. "Symmetry-preserving return mapping algorithms and incrementally extremal paths: a unification of concepts", *Int. J. for Numerical Methods in Engineering*, 28, 1839-1853 (1989).

THREE-DIMENSIONAL SIMULATION OF DYNAMIC DIAMETRAL
COMPRESSION TESTS ON CONCRETE CYLINDERS

G. Ruiz ⁽¹⁾, M. Ortiz ⁽²⁾ and A. Pandolfi ⁽³⁾

⁽¹⁾ Departamento de Ciencia de Materiales, ETSI Caminos, UPM, 28040 Madrid, Spain

⁽²⁾ Graduate Aeronautical Laboratories, California Institute of Technology, Pasadena, CA 91125, USA

⁽³⁾ Dipartimento di Ingegneria Strutturale, Politecnico di Milano, 20133 Milano, Italy

Resumen. Este artículo presenta una simulación del comportamiento dinámico del hormigón en tracción. Se trata de una modelización por elementos finitos que permite la aparición de una fisura donde y cuando se alcanza la resistencia a tracción del material. Esto se consigue abriendo la fisura entre los elementos de la malla original y recubriendo la nueva superficie con elementos cohesivos, que son planos y transmiten tensión entre los labios de la fisura en función del valor de su apertura. Este modelo se emplea para reproducir resultados de ensayos de compresión diametral en régimen dinámico obtenidos por medio de una barra Hopkinson. La simulación ajusta bien las cargas transmitidas por la probeta a distintas velocidades de deformación, y reproduce por si misma el patrón de fisuración: predice una serie de fisuras lenticulares paralelas al plano de carga, las cuales se originan en el centro de la cara circular de la probeta y crecen hacia el interior del cilindro y hacia las zonas de carga, y también una multi-fisuración radial secundaria cerca de los apoyos. Estos resultados confirman la validez de esta técnica numérica para el estudio de procesos de fisuración distribuida en modo mixto en materiales cohesivos, en tres dimensiones y a cualquier velocidad de deformación.

Abstract. This paper presents a simulation of the dynamic response of concrete in tension. It consists of a finite-element modelization that allows the fragmentation of the bulk when and where the static tensile strength of the material is reached. This is done by allowing the opening of a crack between the elements existing in the initial mesh, and tiling the new surface with cohesive elements, i. e. with plane elements able to transmit tension between the crack lips as a function of the crack opening. This model is checked using some detailed results of dynamic brazilian tests obtained by means of a Hopkinson bar. The simulation gives accurate transmitted loads for different strain rates, and accounts by itself for the crack pattern: it predicts a series of main principal lens-shaped cracks parallel to the load plane, that initiate in the center of the circular surface and grow towards the interior of the cylinder and the bearing strips, as well as a secondary radial multi-cracking near the supports. These results validate this numerical procedure for studying mixed-mode multi-cracking processes in cohesive materials in 3-D at any strain-rate.

1 INTRODUCTION

In this paper we investigate the feasibility of using cohesive theories of fracture, in conjunction with the direct simulation of fracture and fragmentation, in order to describe processes of tensile damage and compressive crushing in concrete specimens subjected to dynamic loading. We account explicitly for microcracking, the development of macroscopic cracks and inertia, and the effective dynamic behavior of the material is *predicted* as an outcome of the calculations. Indeed, the cohesive properties of the material are assumed to be rate-independent, and are therefore determined by static properties such as the static tensile strength. The ability of model to predict key aspects of the dynamic behavior of concrete, such as the strain-rate sensitivity of strength may be traced to the fact that cohesive theories, in addition to building a charac-

teristic length into the material description, they endow the material with an intrinsic *time scale* as well [1]. This intrinsic time scale permits the material to discriminate between slow and fast loading rates and ultimately allows for the accurate prediction of the dynamic strength of the material as a function of strain rate and other rate effects.

The particular configuration contemplated in this study is the brazilian cylinder test performed in a split-Hopkinson pressure bar (SHPB). Our simulations give accurate transmitted loads over a range of strain rates, which attests to the fidelity of the model where rate effects are concerned. The model also predicts key features of the fracture pattern such as the primary lens-shaped cracks parallel to the load plane, as well as the secondary profuse cracking near the supports. The primary cracks are predicted to be nucleated at the center of the circular bases of the cylinder

and to subsequently propagate towards the interior, in accordance with experimental observations. These results validate the theory as it bears on mixed-mode fracture and fragmentation processes in concrete over a range of strain rates.

Next section briefly describes the fundamentals of the cohesive elements and its implementation into a general FE code, and section 3 explains the basic features of the experimental set-up, that is intended to get the tensile strength of concrete at high strain-rates (§3.1). Next follows a description of the simulation, comprising the specimen geometry and material parameters (§3.2), the load and boundary conditions (§3.3), the mesh used throughout the runs (§3.4) and the numerical results compared to the experimental ones (§3.5). Finally section 4 draws some conclusions.

2 FINITE ELEMENT MODEL

We start by considering a deformable body undergoing a motion described by a deformation mapping $\bar{\varphi}$ and containing a collection of cohesive cracks. The locus of these cracks on the undeformed configuration is denoted S_0 , and its unit normal \bar{n} . The jump of $\bar{\varphi}$ across S_0 defines the opening displacement $\bar{\delta}$.

Following Camacho and Ortiz [1] and others [2, 3], we consider a simple class of mixed-mode cohesive laws accounting for tension-shear coupling obtained by the introduction of an effective opening displacement:

$$\delta = \sqrt{\beta^2 \delta_S^2 + \delta_n^2} \quad (1)$$

where

$$\delta_n = \bar{\delta} \cdot \bar{n} \quad (2)$$

is the normal opening displacement and

$$\delta_S = |\bar{\delta}_S| = |\bar{\delta} - \delta_n \bar{n}| \quad (3)$$

is the magnitude of the sliding displacement. The parameter β assigns different weights to the sliding and normal opening displacements. The cohesive law relates δ to a scalar effective traction, which expression is:

$$t = \sqrt{\beta^{-2} |\bar{t}_S|^2 + t_n^2} \quad (4)$$

where \bar{t}_S and t_n are the shear and the normal traction respectively. From this relation, we observe that β defines the ratio between the shear and the normal critical tractions.

Upon closure, the cohesive surfaces are subjected to the contact unilateral constraint, including friction. We regard contact and friction as independent phenomena to be modelled outside the cohesive law. Friction may significantly increase the sliding resistance in closed cohesive

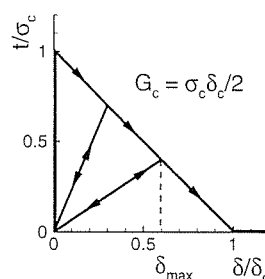


Figure 1: Linear irreversible cohesive law.

surfaces. In particular, the presence of friction may result in a steady –or even increasing– frictional resistance while the normal cohesive strength simultaneously weakens.

We assume the existence of a loading envelop defining a relation between t and δ under conditions of loading. A simple and convenient relation is furnished by the linearly decreasing envelop shown in Fig. 1. Following Camacho and Ortiz [1] we shall assume unloading to the origin, Fig. 1, giving

$$t = \frac{t_{\max}}{\delta_{\max}} \delta, \quad \text{if} \quad \delta < \delta_{\max} \text{ or } \dot{\delta} < 0 \quad (5)$$

It is a well-known fact [4] that cohesive theories introduce a well-defined length scale into the material description and, in consequence, are sensitive to the size of the specimen. Camacho and Ortiz [1] have noted that in conjunction with inertia cohesive models introduce a *characteristic time* as well. Owing to this intrinsic time scale, the material behaves differently when subjected to fast and slow loading rates. The calculations presented subsequently demonstrate the ability of cohesive theories to account for the dynamic strength of brittle solids, i. e., the dependence of the dynamic strength on strain rate.

An appealing aspect of cohesive laws as models of fracture is that they fit naturally within the conventional framework of finite element analysis. We follow Camacho and Ortiz [1] and adaptively create new surfaces as required by the cohesive model by duplicating nodes along previously coherent element boundaries. The nodes are subsequently released in accordance with a tension-shear cohesive law. The particular class of cohesive elements used in calculations has been developed by Ortiz and Pandolfi [3] and consists of two six-node triangles endowed with quadratic displacement interpolation, Fig. 2.

Formulating the virtual work principle for the body and inserting the displacement interpolation into it leads to a system of semi-discrete equations of motion of the form:

$$\bar{M} \ddot{\bar{x}} + \bar{f}^{\text{int}}(\bar{x}) = \bar{f}^{\text{ext}}(t) \quad (6)$$

where \bar{x} is the array of nodal coordinates, \bar{M} is the mass matrix, \bar{f}^{ext} is the external force array, and \bar{f}^{int} is the internal force array. In calculations we use the second-order

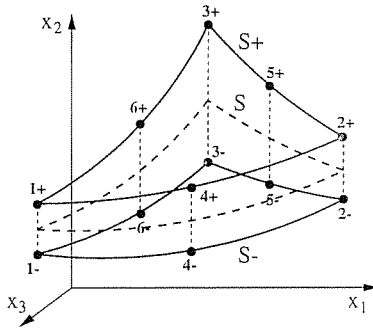


Figure 2: Geometry of cohesive element. The surfaces S^- and S^+ coincide in the reference configuration of the solid.

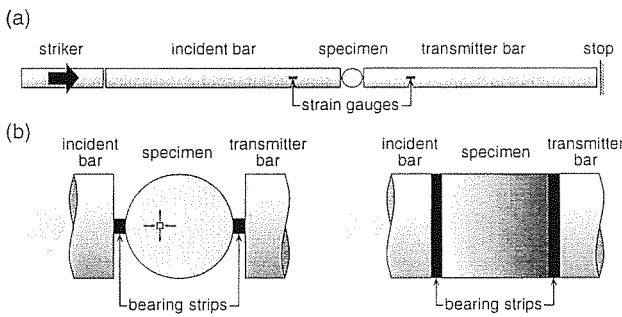


Figure 3: Experimental set-up (a), and detail of the specimen (b).

accurate central difference algorithm to discretize (6) in time [5].

3 SIMULATION OF THE DYNAMIC BEHAVIOR OF CONCRETE

3.1 Experimental set-up

The SHPB consists of an incident bar and a transmitter bar, with a short specimen placed between them, and a striker bar that impacts the incident bar to produce a longitudinal compressive pulse that propagates toward the specimen (Fig. 3a). The pulse is partially reflected in the border of the incident bar, and partially transmitted through the specimen. In this case the diametral loading generates tension perpendicular to the load plane (Fig. 3b), which eventually causes the specimen to split.

The strain records corresponding to the incident, reflected and transmitted pulses are used to calculate the corresponding stress pulses and the dynamic splitting tensile stress, f'_{td} , which derives from the following equation:

$$f'_{td} = \frac{2P_T}{\pi W D} \quad (7)$$

where P_T is the maximum load transmitted through the cylinder and W and D are respectively the width and diameter of the cylinder. P_T is calculated from the maxi-

Density, ρ	=	2405	kg/m ³
Elastic modulus, E	=	37.9	GPa
Static direct tensile strength, f_{ts}	=	4.53	MPa
Fracture energy, G_c	=	66.2	N/m
Characteristic length, EG_c/f_{ts}^2	=	122	mm
Characteristic time, $\rho c \delta_c / 2f_{ts}$	=	31	μ s

Table 1: Concrete parameters

imum transmitted stress, σ_T , as:

$$P_T = \pi R^2 \sigma_T \quad (8)$$

The strain rate can be determined from the next equation:

$$\dot{\epsilon} = \frac{f'_{td}}{E\tau} \quad (9)$$

where E is the concrete elastic modulus and τ is the time delay between the start and the peak of the transmitted pulse.

3.2 Specimen geometry and material parameters

The simulations in this paper refer to experiments reported by Hughes, Tedesco and Ross [7], Tedesco, Ross and Kuennen [6] and Ross, Tedesco and Kuennen [8]. The specimens are concrete cylinders of 50.8 mm diameter and height obtained by coring from a concrete block. The maximum aggregate size is 8.5 mm, and the material parameters are listed in Table 1. All of them were obtained by independent tests except the fracture energy, that is estimated here following the recommendation established in the Model Code [9]. The cohesive law is supposed to be linear-irreversible and is depicted in Fig. 1.

There is experimental evidence [10, 11] which suggests that the intrinsic fracture toughness of concrete, i. e., the critical stress intensity factor required to advance a semi-infinite crack within its plane in the absence of kinking, is much larger in pure mode II than in pure mode I owing to the interlocking of aggregate particles. This in turn suggests adopting a large value of the coupling parameter β in (1), since, as remarked earlier, β gives the ratio of mode II to mode I fracture toughness. Based on a suggestion by Gustafsson and Hillerborg [12] on the relative strengths of concrete in tension and shear, in calculations we take $\beta = 10$. Under the assumptions just stated, a semi-infinite crack subjected to mixed-mode loading will tend to kink at an angle roughly corresponding to the maximum circumferential stress in its K -field. Indeed, the maximum circumferential stress criterion is known to lead to accurate predictions of crack paths in concrete [13].

3.3 Load and boundary conditions

The tests were performed at different load levels leading to several strain rates. The loading pulse can be simplified

Load case No.	Rise time t_r (μs)	Stress level σ_i (MPa)	Related velocity v (m/s)
1	66	60.2	1.5
2	72	72.8	1.8
3	80	79.4	2.0
4	85	122.5	3.1
5	41	184.5	4.7
6	48	264.3	6.7

Table 2: Parameters for the incident load pulses

to a linear rise followed by a plateau and the rise time and stress level corresponding to each one of the load cases are given in Table 2. The incident stress σ_i can be directly related to the velocity of the incident bar cross section, v , by simplifying the impact with the striker to that of a moving rigid body impacting a stationary bar [14], which gives $v = \sigma/\rho c$, where ρ and c are the density and the one-dimensional wave velocity of the incident bar.

3.4 Mesh used in the simulation

The mesh used in the simulation comprises 8378 nodes and 5669 10-node quadratic tetrahedra, and is designed so as to be fine and nearly uniform on and in the vicinity of the load plane, and to gradually coarsen away from the load plane. The mesh size roughly ranges from 1/15 to 1/30 of the characteristic cohesive length (Table 1) of the material and may, therefore, be expected to yield objective and mesh-size insensitive results [1].

3.5 Simulation results

Selected results of the calculations and comparisons with experimental data are shown in Figs. 4, and 5. The main features of these results, as regards load histories, dynamic strength and crack patterns, are next discussed in turn.

Dynamic strength and rate sensitivity

Fig. 4 compares the predicted and observed ratio of static to dynamic strengths for all loading cases under consideration, and the dependence of the dynamic strength on strain rate. In addition, the curve inset in Fig. 4a represents a linear fit to the experimentally observed strain-rate dependence of the dynamic strength. As may be seen from Fig. 4a, the calculations capture well the overall rate-sensitivity of the material, which takes the form of a steady rise in dynamic strength with increasing strain rate. It is interesting to note that the simulations corresponding to loading cases 1, 2 and 3 yield comparable results, Fig. 4a, which may be due to the compensating effect of a simultaneous increase in rise time and impact velocity in the load pulse (cf Table 2). The accuracy in the calculation of the peak transmitted load and, by extension, of the dynamic strength, Eq. (7), is equally satisfactory, with the exception of loading case 1, Fig. 4b. Note that the

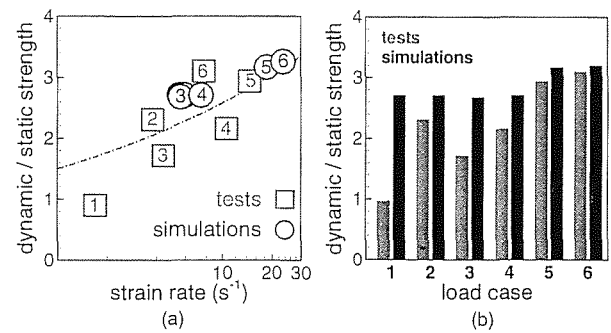


Figure 4: Comparison of experimental and numerical rate-sensitivity curves and dynamic strength of concrete.

dynamic strength reported for this case is below the static strength, which constitutes a clear experimental anomaly.

Load and energy history curves

A comparison between computed and experimental load-histories for loading case 2 is shown in Fig. 5. The two histories match nearly exactly during the early stages of loading. The discrepancy in the peak loads, of the order of 17%, and in the slope of the ramp portion of the record are well within the experimental scatter. The horizontal dash line inset in Fig. 5a represents the maximum load attained during the static Brazilian test and is shown for reference. As may be seen from the figure, the dynamic peak load is of the order of 3 times the static maximum load, which attests to the importance of the dynamic effects under the conditions of the test.

Fig. 5 also depicts the consumption of cohesive energy and the kinetic energy as a function of time for the same loading case. The horizontal dash line shown for reference represents the fracture energy expended in the formation of a single planar crack cutting through the midplane of the specimen. As may be observed, the actual fracture energy expended is greatly in excess of that value, which is indicative of a far more complex and intricate crack pattern. On the other hand, the increase in kinetic energy that accompanies the loss of load-carrying capacity points out that a widespread dynamic fragmentation takes place after the load peak.

Crack pattern

The predicted sequence of crack patterns also follows closely the experimental patterns observed by means of a high speed camera [6] (see inset in Fig. 5). Fig. 5 also depicts a sequence of snapshots of the deformed specimens at intervals of 10 μs , showing the distribution of cracks. It should be carefully noted that, in this plots, displacements have been magnified by a factor of 100 in order to aid visualization. It may also be recalled that the peak load occurs roughly at 70 μs , corresponding to snapshot Fig. 5f. Also shown in the figures are level contours of damage, defined as the fraction of expended fracture energy to total fracture energy per unit surface, or critical energy release rate. Thus, a damage density of zero de-

notes an uncracked surface, whereas a damage density of one is indicative of a fully cracked or free surface. It bears emphasis that this damage field is defined on any internal surface of the body, i. e., it represents a density per unit area—as opposed to a density per unit volume. In Fig. 5 we have chosen to represent the extent of damage on the midplane, or load plane, of the specimen.

Remarkably, both the experimental observations and the numerical solution clearly exhibit a main crack on the midplane of the specimen which initiates near the center of the cylinder and subsequently propagates towards the bearing strips, eventually causing the specimen to split into two main fragments. The observed initiation time is roughly $30 \mu\text{s}$, which is in fair agreement with the results of the calculations, Figs. 5b and c. Furthermore, the simulation also captures some early localized cracking in the loading area, Fig. 5b. The initiation and growth of the main crack is far from being uniform through the width of the specimen. Indeed, our simulations suggest that lenticular cracks initiate from the surface of the specimen, i. e., the ends of the cylinder, Figs. 5c and d, and subsequently propagate inward within the midplane with increasing load. Eventually, the surface cracks coalesce and form a single through-crack, Figs. 5d-f.

4 SUMMARY AND CONCLUSIONS

We have investigated the feasibility of using cohesive theories of fracture, in conjunction with the direct simulation of fracture and fragmentation, in order to describe processes of tensile damage and compressive crushing in concrete specimens subjected to dynamic loading. The particular configuration contemplated in this study is the brazilian cylinder test performed in a Hopkinson bar, which furnishes a demanding validation test of the theory. Our approach accounts explicitly for microcracking, the development of macroscopic cracks and inertia. The effective dynamic behavior of the material is *predicted* as an outcome of the calculations. In particular, our simulations capture closely the experimentally observed rate-sensitivity of the dynamic strength of concrete, i. e., the nearly linear increase in dynamic strength with strain-rate. More generally, our simulations give accurate transmitted loads over a range of strain rates, which attests to the fidelity of the model where rate effects are concerned. The model also predicts key features of the fracture pattern such as the primary lens-shaped cracks parallel to the load plane, as well as the secondary profuse cracking near the supports. These results validate the theory as it bears on mixed-mode fracture and fragmentation processes in concrete over a range of strain rates.

We have assumed that the cohesive properties of the material are rate-independent and therefore determined by static properties such as the static tensile strength. However, we have noted that cohesive theories, in addition to

building a characteristic length into the material description, endow the material with an intrinsic *time scale* as well. This intrinsic time scale accounts for the ability of model to predict key aspects of the dynamic behavior of concrete, such as the strain-rate sensitivity of strength. Our results suggest, therefore, that most of the strain rate-sensitivity of concrete is attributable to the microinertia attendant to dynamic microcracking and fracture. We have also found that the cohesive energy expenditure is considerably larger in the dynamic test than in the static case, which reflects the dissipation due to microcracking.

5 ACKNOWLEDGEMENTS

Gonzalo Ruiz gratefully acknowledges the financial support for his stay at the *California Institute of Technology* provided by the *Dirección General de Enseñanza Superior, Ministerio de Educación y Cultura*, Spain. Anna Pandolfi and Michael Ortiz are grateful for support from the Department of Energy through Caltech's ASCI Center of Excellence for Simulating Dynamic Response of Materials. Michael Ortiz also wishes to gratefully acknowledge the support of the Army Research Office through grant DAAH04-96-1-0056. We are indebted to Dr. Raúl A. Radovitzky for his assistance in the development of the meshes used throughout this research.

References

- [1] Camacho, G. T. and Ortiz, M., "Computational Modelling of Impact Damage in Brittle Materials", *International Journal of Solids and Structures*, Vol. 33 (20-22), pp. 2899–2938, (1996).
- [2] De-Andrés, A., Pérez, J. L. and Ortiz, M., "Elasto-plastic Finite Element Analysis of Three-Dimensional Fatigue Crack Growth in Aluminum Shafts Subjected to Axial Loading", *International Journal of Solids and Structures*, in press.
- [3] Ortiz, M. and Pandolfi, A., "A Class of Cohesive Elements for the Simulation of Three-Dimensional Crack Propagation", *International Journal for Numerical Methods in Engineering*, (1998).
- [4] Bažant Z. P. and Planas J., "Fracture and Size Effect in Concrete and other Quasibrittle Materials", CRC Press, Boca Raton, Florida (1998).
- [5] Hughes, T. J. R., "Analysis of Transient Algorithms with Particular Reference to Stability Behavior", in *Computational Methods for Transient Analysis*, T. Belytschko and T. J. R. Hughes Eds., North-Holland, pp. 67–155 (1983).
- [6] Tedesco, J. W., Ross, C. A. and Kuennen, S. T., "Experimental and Numerical Analysis of High-Strain

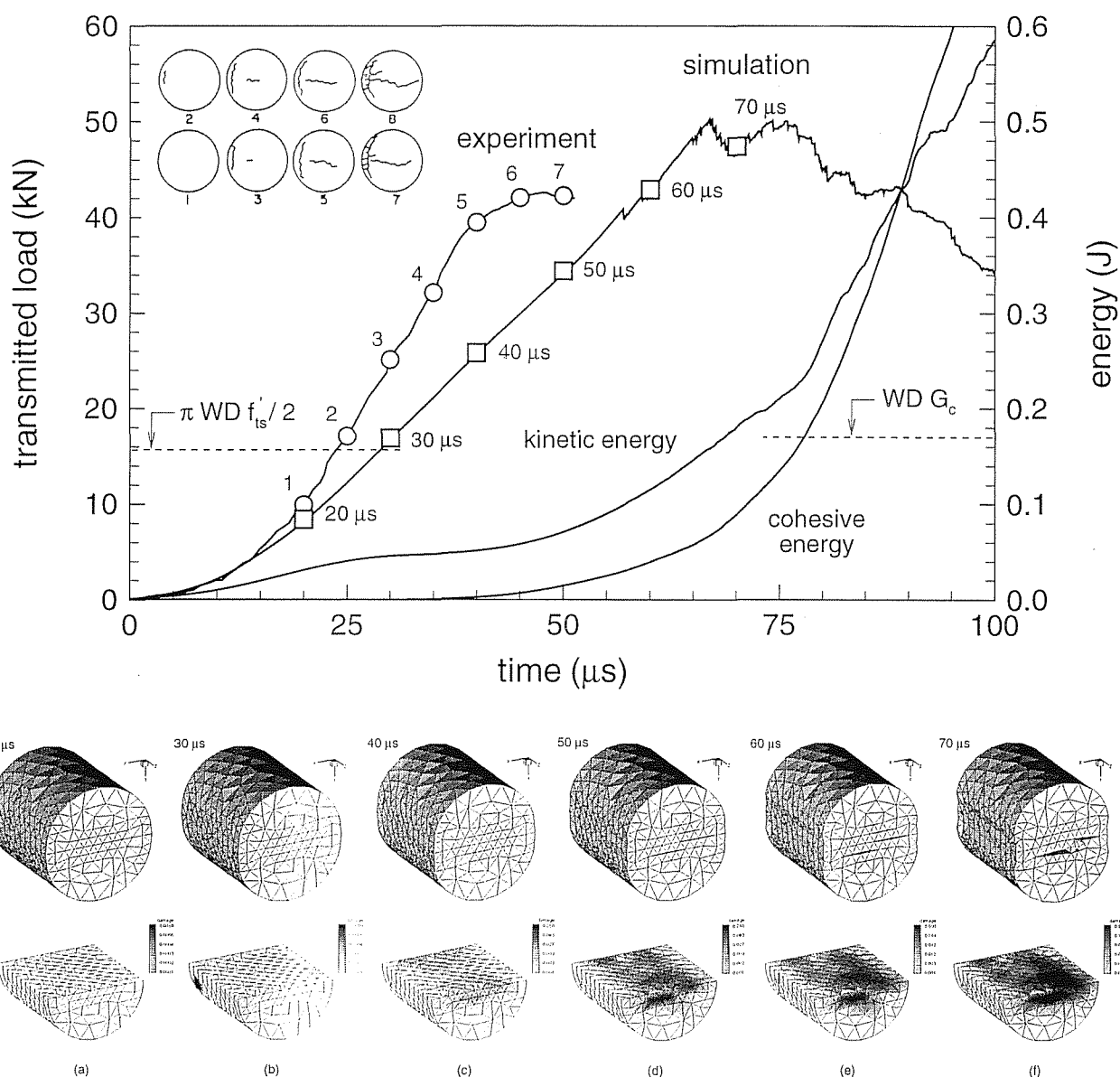


Figure 5: Comparison of experimental and numerical results for loading case 2.

- Rate Splitting Tensile Tests", *ACI Materials Journal*, Vol. 90 N. 2, pp. 162–169, (1993).
- [7] Hughes, M. L., Tedesco, J. W. and Ross, A., "Numerical Analysis of High Strain Rate Splitting-Tensile Tests", *Computers and Structures*, Vol. 47, pp. 653–671(1993).
- [8] Ross, A., Tedesco, J. W. and Kuennen, S. T., "Effects of Strain Rate on Concrete Strength" *ACI Materials Journal*, Vol. 92, pp. 37–47, (1995).
- [9] CEB-FIP Model Code 1990, Final Draft, CEB-FIP, *Bulletin D'Information N. 203, 204 and 205*, EFP Lausanne, (1991).
- [10] Jia, Z., Castro-Montero, A. and Shah, S. P., "Observation of Mixed Mode Fracture with Center Notched Disk Specimens", *Concrete and Cement Research*, Vol. 26, pp. 125–137, (1996).
- [11] Subramaniam, K.V., Popovics, J.S. and Shah, S.P., "Testing Concrete in Torsion: Instability Analysis and Experiments", *Journal of Engineering Mechanics, ASCE*, Vol. 124 N. 11, pp. 1258–1268, (1998).
- [12] Gustafsson, P.J. and Hillerborg, A., "Sensitivity in the Shear Strength of Longitudinally Reinforced Beams to Fracture Energy of Concrete", *ACI Structural Journal*, Vol. 85 N. 3, pp. 286–294, (1988).
- [13] Gálvez, J. C., Cendón, D., Planas, J., Guinea, G. V. and Elices, M., "Fracture of Concrete Under Mixed Loading. Experimental Results and Numerical Prediction", in *Fracture Mechanics of Concrete Structures*, Proceedings Framcos-3, Aedificatio Publishers, D-79104, Freiburg, Germany, (1998).
- [14] Nicholas, T. and Recht, R. F., "Introduction to Impact Phenomena", in *High Velocity Impact Dynamics*, Zukas, J. A. Ed., John Wiley and Sons, pp. 1–63 (1990).

APLICACIÓN DEL ENSAYO BRASILEÑO A LA DETERMINACIÓN DEL COMPORTAMIENTO A FRACTURA DE COMPACTOS PULVIMETALÚRGICOS

A. Larsson, M.D. Riera, J.M. Prado

Departamento de Ciencia de Materiales e Ingeniería Metalúrgica
E.T.S.E.I. de Barcelona, Avda. Diagonal, 647, Edificio E, 08028 BARCELONA

Resumen. El ensayo brasileño ha sido ampliamente utilizado para determinar, de forma indirecta, la resistencia a la fractura en tracción de materiales para la construcción, tales como hormigón, rocas, Más recientemente, su uso se ha extendido a la caracterización de cerámicas tecnológicas. En este trabajo se analiza su aplicación al estudio del comportamiento a fractura de compactos pulvimetalúrgicos. Para ello, se han compactado discos de 20 mm de diámetro y 5 mm de espesor, hasta distintos niveles de densidad, y se han sometido a compresión diametral hasta fallo. El estado tensional desarrollado durante el ensayo revela, también, información de interés para la construcción de la superficie de cedencia plástica de este tipo de materiales.

Abstract. The brazilian test has been widely used to determine, in a indirect way, the tensile fracture resistance of materials such as concrete, rocks, ... More recently, its use has been extended to characterize advanced ceramics. In this work, its application to the study of the fracture behaviour of metal powder compacts is analyzed. Disks of 20 mm diameter and 5 mm thick have been compacted to different density levels and compressed along a diameter until failure occurs. The state of stress developed during the test gives, also, information in order to construct the plastic yield surface of this type of materials.

1. INTRODUCCIÓN

La tensión nominal de rotura, σ_{nom}^r , en materiales pulvimetalúrgicos no sinterizados, conocida como *resistencia en verde*, ha sido tradicionalmente determinada mediante un ensayo de flexión en tres puntos (MPI Standard 15-51). La necesidad de matrices especiales para la elaboración de las probetas, de sección rectangular, y de utillajes de flexión, hacen que este ensayo sea raramente utilizado por los fabricantes de piezas sinterizadas.

El *ensayo brasileño* [1-3], en cambio, ampliamente utilizado en materiales frágiles (hormigón, cerámicos, ...), reúne las condiciones de simplicidad tanto en el tipo de muestra como en la propia ejecución del ensayo.

El estado tensional (esfuerzo plano) de la probeta durante dicho ensayo, permite determinar las componentes hidrostática, p , y de cizalladura, q , de fallo, correspondientes al *locus* de cedencia del polvo metálico compactado hasta determinado nivel de densidad [4].

En este trabajo se presentan los resultados de resistencia en verde, obtenidos mediante el ensayo brasileño, de dos tipos de polvos metálicos; así mismo,

se discute la validez de esta técnica experimental en la caracterización mecánica de los compactos pulvimetalúrgicos.

2. TÉCNICAS EXPERIMENTALES

Se han estudiado dos tipos de polvos comerciales, suministrados por la firma *Höganäs*: a) un polvo de hierro, atomizado, *ASC 100.29*, y b) *DISTALOY AE*, un polvo prealeado, que consiste en añadir a un hierro base (*ASC 100.29*) 1.5% de cobre, 4% de níquel y 0.5% de molibdeno; contiene, además, 0.5% de grafito. Ambos polvos llevan un 0.8% de *Kenolube*, como lubricante, con el fin de facilitar la preparación de los compactos.

Se han preparado 9 discos de diferentes niveles de densidad con cada tipo de polvo metálico; sus dimensiones y densidades se muestran en las Tablas 1 y 2. Se han ensayado mecánicamente mediante una máquina universal, marca INSTRON, modelo 4507. La deformación axial se ha controlado midiendo el desplazamiento del cabezal móvil.

El ensayo brasileño consiste en aplicar una carga compresiva diametral. A lo largo del plano que se extiende entre los puntos de contacto, se desarrolla un

estado de tensiones biaxial [5]. Una de las componentes es de tracción, normal al plano, uniformemente distribuida e igual a:

$$\sigma_x = -\frac{w}{\pi R b} \tag{1}$$

en la que w es la carga aplicada; b , el espesor del disco, y R , su radio.

La otra componente, compresiva, es tal como se expresa en la siguiente ecuación:

$$\sigma_y = \frac{w(3R^2 + y^2)}{\pi R b (R^2 - y^2)} \tag{2}$$

en la que y es la distancia al centro del disco. σ_y varía muy poco en las proximidades del centro de la probeta, donde presenta el valor de $\sigma_y = -3\sigma_x$.

En estas condiciones, el fallo característico de los discos consiste en la fractura, en dos mitades, de la probeta a lo largo del plano de aplicación de las cargas, tal como muestra el esquema de la figura 1.

Tabla 1. Dimensiones y densidades de los compactos de polvo tipo ASC 100.29.

Probeta, nº	Diámetro, mm	Altura, mm	Densidad, Mg/m ³
1	20.038	4.750	5.464
2	20.038	4.796	5.882
3	20.042	5.069	6.200
4	20.035	5.099	6.334
5	20.039	5.078	6.576
6	20.048	4.998	6.761
7	20.048	5.048	6.834
8	20.055	5.007	6.958
9	20.059	5.039	7.031

Tabla 2. Dimensiones y densidades de los compactos de polvo tipo DISTALOY AE.

Probeta, nº	Diámetro, mm	Altura, mm	Densidad, Mg/m ³
1	20.031	4.752	5.535
2	20.032	4.772	5.953
3	20.037	5.068	6.239
4	20.036	4.961	6.389
5	20.042	5.072	6.594
6	20.047	5.049	6.746
7	20.048	5.100	6.819
8	20.052	5.063	6.922
9	20.058	5.093	7.029

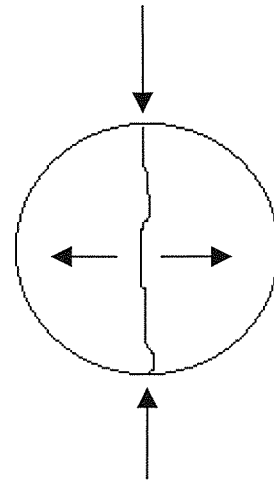


Fig. 1. Esquema de la fractura en el ensayo brasileño.

3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

3.1. Tensión nominal de rotura

La figura 2 muestra el tipo de curva *carga-deformación diametral* obtenida durante el ensayo brasileño de las probetas definidas. Se presenta, como ejemplo, la correspondiente al DISTALOY AE con densidad 6.59 Mg/m³.

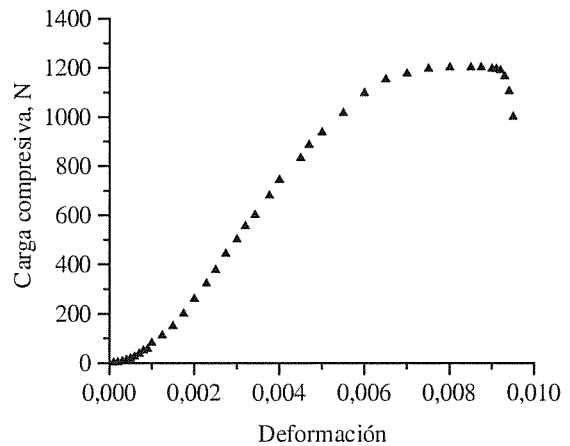


Fig. 2. Relación *carga-deformación diametral*. DISTALOY AE. Densidad= 6.594 Mg/m³.

Como se observa, al inicio de la compresión, la tasa de deformación es relativamente elevada; este comportamiento ha sido ya observado en ensayos de compresión uniaxial [6] y parece debido a fenómenos de fricción interna, tensiones residuales disipadas, *re-amentamiento* de partículas, ...

Tras esta etapa inicial, la deformación evoluciona linealmente y puede considerarse básicamente elástica.

Poco después de desviarse de este comportamiento, se produce la rápida fractura de la muestra, por lo que se considerará siempre dentro de un régimen elástico, o *casi-elástico*.

Otro aspecto a tener en cuenta con respecto de la validez del ensayo, es el hecho de que el área plásticamente deformada del contacto probeta-punzón durante el ensayo, no supere el 10% del diámetro de la probeta. Este criterio se ha cumplido, en todos los casos.

En la figura 3 se aprecia cómo las grietas aparecidas en la rotura del compacto se propagan a través del plano diametral definido por las líneas de aplicación de la carga; ni se desvían ni se forman grietas secundarias.

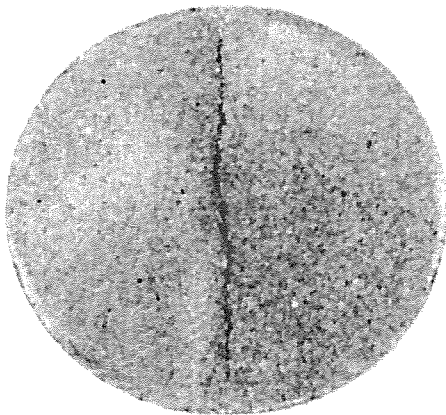


Fig. 3. Aspecto de la fractura durante el ensayo de compresión diametral.

Todos estos aspectos permiten considerar, *a priori*, el ensayo brasileño como un medio válido para la determinación de la tensión nominal de rotura de compactos pulvimetalúrgicos.

En la figura 4 se presentan las curvas de tensión nominal a fractura, en función de la densidad, para los dos tipos de polvos estudiados.

En los dos casos, σ_{nom}^r aumenta con la densidad; la resistencia del *ASC 100.29*, como puede observarse en la figura, es siempre superior a la del polvo tipo *DISTALLOY AE*. Las siguientes ecuaciones representan matemáticamente estas evoluciones:

$$\text{ASC 100.29: } \sigma_{nom}^r = 7 * 10^{-6} \rho^{7.40} \quad (3)$$

$$\text{DISTALLOY AE: } \sigma_{nom}^r = 7.30 * 10^{-6} \rho^{7.32} \quad (4)$$

En la misma figura, se muestran tres valores de σ_{nom}^r para cada tipo de material, extraídos de los catálogos comerciales del fabricante (Höganäs) y obtenidos mediante ensayo de flexión por tres puntos. El acuerdo con los resultados obtenidos en este trabajo es excelente, indicando que el ensayo brasileño puede considerarse como una alternativa válida para la determinación de la resistencia en verde de los compactos pulvimetalúrgicos.

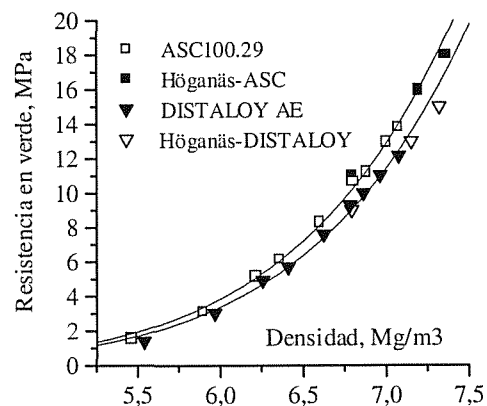


Fig.4. Relación entre la tensión de fractura, σ_{nom}^r , y la densidad del compacto para los dos tipos de polvos metálicos estudiados.

3.2. Aplicación a la determinación del *locus* de cedencia.

El comportamiento plástico de los polvos metálicos durante la compactación es, todavía, objeto de estudio y controversia [7]. Uno de los problemas más importantes y difíciles de analizar experimentalmente es la determinación de las *superficies de cedencia* del polvo metálico en sus diferentes estados de compactación.

Un planteamiento detallado de este aspecto se aleja de los objetivos de este texto, pero merece destacarse el hecho de que el ensayo brasileño aporta dos datos del comportamiento mecánico del material en el espacio presión hidrostática, p -tensión desviadora, q (Fig. 5): uno de ellos, correspondiente a los valores de σ_{nom}^r , sobre la recta de pendiente -3 (recta que representa el estado tensional de tracción en el espacio definido); el segundo, el del estado de tensiones en el centro de la probeta, $\sigma_y = -3\sigma_x$, sobre una recta de pendiente 6.

En las figuras 6 y 7, se presentan estos valores para dos densidades de cada uno de los dos tipos de polvos estudiados. Además, se incluyen los resultados de fluencia plástica determinados por los mismos autores [6] a partir de ensayos de compresión uniaxial.

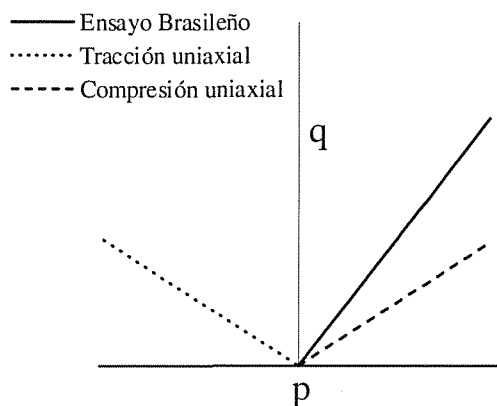


Fig. 5. Espacio tensión hidrostática, p-tensión desviadora, q (suponiendo que la tensión compresiva es positiva). Se incluyen las trayectorias correspondientes a los ensayos de tracción, compresión y brasileño.

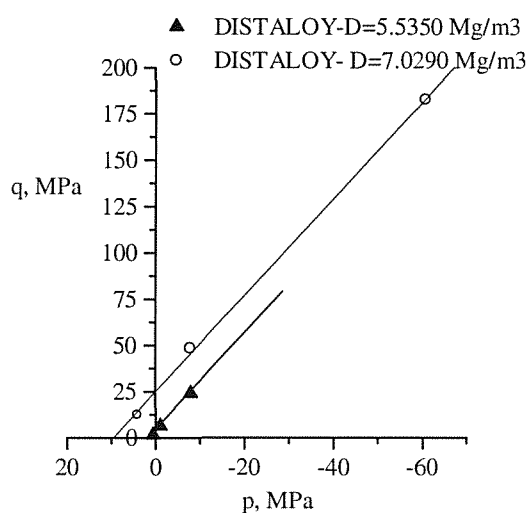


Fig. 6. Locus de cedencia para dos densidades distintas del polvo metálico tipo *DISTALOY AE*.

Como puede apreciarse en estos dos últimos gráficos, los tres valores se sitúan, en todos los casos, sobre una única línea recta; esta situación está de acuerdo con una superficie de cedencia del tipo de la del modelo Drucker-Prager.

4. CONCLUSIONES

Los resultados presentados permiten deducir, básicamente, dos conclusiones:

1. El ensayo brasileño puede utilizarse para la determinación sencilla de la tensión nominal de rotura, σ_{nom}^r (resistencia en verde).

2. Este ensayo contribuye, también, a la determinación de la superficie de cedencia de los compactos pulvimetalúrgicos.

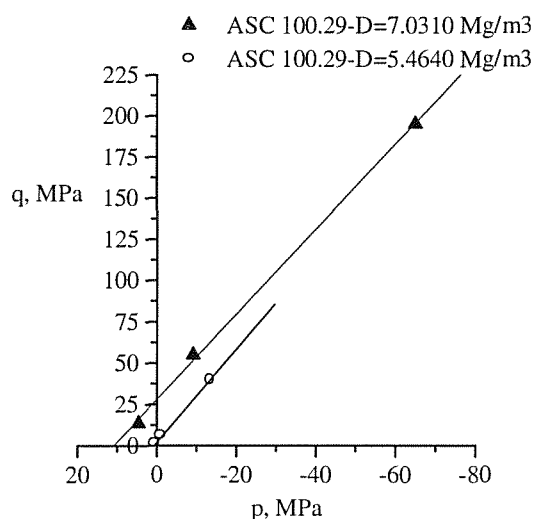


Fig. 7. Locus de cedencia para dos compactos de distinta densidad del polvo metálico tipo *ASC 100.29*.

5. REFERENCIAS

- [1] Carneiro F.L., Barcellos A. "Résistance à la traction des bétons". Instituto Nacional de Tecnologia. Rio de Janeiro (1949).
- [2] Brückner-Foit A., Fett T., Munz D., Schirmer K. "Discrimination of Multiaxiality criteria with the Brazilian Disc Test". *J. European Ceramic Society*, 17, 689-696 (1997).
- [3] Rocco C., Guinea G.V., Planas J., Elices M. "Estudio experimental sobre los mecanismos de rotura del ensayo de compresión diametral". *Anales de Mecánica de la Fractura*, 14, 170-175 (1997).
- [4] Coube O., "Modelling and numerical simulation of Powder die Compaction with consideration of cracking". Ph.D. Thesis. University Pierre et Marie Curie. Paris VI (1998).
- [5] Jaeger J.C., Cook N.G.W. "Fundamentals of rock mechanics". Ed. Chapman and Hall (1969).
- [6] Riera M.D., Prado J.M. "Uniaxial Compression tests of metal powders compacts". *PM'98 World Congress Proceedings*. Vol. 2, 81 (1998).
- [7] "International Workshop on Modelling of Metal Powder Forming Processes". *Proceedings*. Grenoble (1997).

DEPENDENCIA DEL TRABAJO ESENCIAL ESPECIFICO DE FRACTURA CON EL ESPESOR EN ACEROS DE BAJO CARBONO

A.Monsalve ⁽¹⁾, F. Alcorta ⁽²⁾, A. Galarza ⁽³⁾, B. Schulz ⁽²⁾

(1) Dirección de Investigación, UNAB y Departamento de Ingeniería Metalúrgica, Facultad de Ingeniería, Casilla 10233, USACH, Chile.

(2) Departamento de Ingeniería Metalúrgica, Facultad de Ingeniería, Casilla 10233, USACH, Chile.

(3) Compañía Auxiliar de Ferrocarriles CAF, Beasain, Guipúzcoa

Resumen. En la fractura de materiales dúctiles dejan de tener validez los parámetros clásicos de tenacidad a la fractura, tales como el factor crítico de intensidad de tensiones. Sólo bajo ciertas restricciones, puede tener validez la integral J. Por esta razón es preciso definir una nueva cantidad, el trabajo esencial específico de fractura, w_e , cuyo valor es posible demostrar que es función del espesor del material. No está clara esta dependencia que es importante de conocer no sólo por el interés científico que supone, sino por la importancia industrial de determinar el valor de este parámetro de manera rápida y confiable. En el presente trabajo se describen los resultados obtenidos para el trabajo esencial específico de fractura medido sobre chapas de acero de bajo contenido de carbono de espesores desde 180 a 300 micras, destinado a la producción de hojalata de fácil apertura por la industria siderúrgica. Para la determinación del trabajo esencial específico de fractura se han seguido en lo posible las indicaciones del Protocolo ESIS 1995. Se ha logrado mejorar la aproximación a la relación entre trabajo específico de fractura y espesor del material, concluyéndose que parece existir una relación no lineal entre ambos parámetros, al menos en el rango de espesores estudiados en el presente trabajo. Asimismo, frente al laborioso proceso del cálculo de J, el trabajo esencial específico de fractura sigue siendo el parámetro ideal para caracterizar la respuesta a fractura de materiales dúctiles.

Abstract. In the fracture of ductile materials, the classical parameters of fracture toughness such as the critical intensity stress factor have not validity. Only under special restrictions, the parameter J may have validity. For this reason, it is necessary to define a new quantity, the essential specific work of fracture w_e , whose value, is possible to demonstrate that depends of the thickness of the material. This dependence is not clear in spite of it is important to know not only by the scientific concern but also by the industrial importance to determine this parameter in a fast and secure manner. In the present work, the results of the essential specific work of fracture measured for a steel sheet of thickness from 180 to 300 μm produced by the local industry are showed. The recommendation of the ESIS 1995 Protocol has been used for the determination of the essential specific work of fracture. An enhancement in the approximation of the relation between essential specific work of fracture and the material thickness has been done, concluding that a non-linear relation between both parameters it seems to exist at least in the range of thickness studied. Furthermore, in spite of the experimental complexity that supposes to compute J, the essential specific work of fracture is the most appropriate parameter in the fast evaluation of the response to fracture of ductile materials.

1.- INTRODUCCION

El material conocido comercialmente como hojalata corresponde a acero de bajo contenido en carbono ($\cong 0.05\%$), normalmente recubierto con una fina capa de estaño ($\cong 10 \text{ g/m}^2$) que le otorga resistencia a la corrosión y mejora los aspectos estéticos. El acero de bajo contenido de carbono también se usa en la industria automotriz en la fabricación de carrocerías y en arquitectura en las superficies de techos y galpones. En la industria de los envases de alimentos, destaca el denominado bote de fácil apertura (EOE), en el que una de las propiedades determinantes de la calidad del

producto final consiste en la facilidad de rasgadura. Por esta razón es importante caracterizar la resistencia a la fractura de estos materiales con miras a la fabricación de un producto mecánicamente resistente (para asegurar la estanqueidad) y a la vez con baja resistencia a la fractura.

En aquellas situaciones de materiales muy dúctiles en que la fractura ocurre con grandes deformaciones plásticas (plasticidad generalizada) y en condiciones de tensión plana, la tenacidad depende del espesor de la probeta ensayada [1-2].

El trabajo esencial específico de fractura, concepto normalmente aplicado a polímeros, ha resultado ser apropiado también para caracterizar la rotura en condiciones de tensión plana, de chapas metálicas de bajo espesor y resulta ser la extrapolación a ligamento cero de la energía necesaria para la rotura de probetas de ligamento finito [3]. De forma experimental, la determinación de este parámetro es sencilla y rápida, resultando apropiado para ser aplicado industrialmente donde es importante la rapidez de los ensayos. Por otro lado el cálculo de la integral J por el método propuesto por Begley y Landes [4], resulta laborioso y largo, dado que es preciso en su determinación el seguimiento del crecimiento de la grieta y correlacionar éste con la energía absorbida por el material en cada momento.

En el presente trabajo se ha medido el trabajo esencial específico de fractura en Modo I, lo que constituye una primera aproximación a la caracterización del material, ya que el modo de fractura que opera en el proceso de rasgadura de tapas de botes EOE, es el denominado Modo III. Además se ha medido la integral J, que constituye el otro parámetro capaz de caracterizar materiales con la alta ductilidad que posee el acero estudiado en el presente trabajo.

2.- EXPERIMENTAL

Se ensayó el acero que se indica en la Tabla 1.

Tabla 1. Composición del acero estudiado.

%C	%Mn	%P	N (ppm)	%Al
0.06-0.08	0.4-0.05	0.011	80-100	0.016

Para la evaluación del trabajo esencial específico de fractura en modo I se utilizaron probetas DENT (Double-Edge Notched Tension), tal como se ilustra en la Figura 1.

Las entallas fueron fabricadas efectuando una perforación con una broca de 1 mm de diámetro en la punta de la entalla y cortando el material desde el borde utilizando tijeras. Se diseñó un montaje especial para la sujeción de las probetas, dado su bajo espesor, cuidando en todo momento de introducir la mínima cantidad de deformación posible.

Se traccionó a una velocidad de 0.05 mm/min, en una máquina electromecánica Instron modelo 4486 realizándose un seguimiento fotográfico del avance de la grieta, lo que permitió correlacionar el desplazamiento con el avance de la misma.

Las propiedades mecánicas del acero estudiado se resumen en la Tabla 2.

Tabla 2. Propiedades mecánicas del acero estudiado.

Límite Elástico	UTS (MPa)	%Elongación a rotura
480	495	12

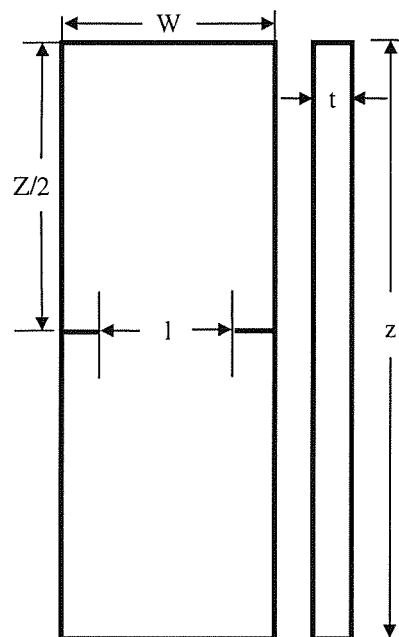


Figura 1. Esquema de las probetas DENT utilizadas para la determinación de parámetros en Modo I.

Se consideró que si a_0 es la longitud inicial de la grieta y a es la longitud de la grieta en cualquier instante, el incremento de grieta viene dado por:

$$\Delta a = a - a_0 \quad (1)$$

Evidentemente, la longitud inicial de grieta a_0 viene dada por

$$a_0 = W - l \quad (2)$$

en que W es el ancho de la probeta (36 mm en el presente trabajo) y l es la longitud del ligamento.

La longitud de la grieta en todo momento se tomó como la suma de los avances producidos en ambas entallas.

La determinación de las dimensiones de las probetas se hizo sobre la base de las tres consideraciones siguientes [5,6], en que l es la longitud del ligamento, w el ancho y t el espesor de la probeta:

a) para asegurar condiciones de tensión plana, debe cumplirse que:

$$3t \leq l \quad (3)$$

b) para asegurar que la deformación en el ligamento no se vea afectada por fenómenos de borde, debe cumplirse que

$$l \leq w/3 \quad (4)$$

c) para lograr fluencia plástica en toda la extensión del ligamento antes que ocurra la fractura debe cumplirse que:

$$l \leq 2r_p \quad (5)$$

El valor de r_p se obtiene como resultado de la aplicación de la mecánica lineal de la fractura como:

$$r_p = \frac{1}{2\pi} \left(\frac{K_{IC}}{\sigma_y} \right)^2 \quad (6)$$

en que K_{IC} es una primera estimación de la tenacidad a la fractura y σ_y corresponde al límite elástico. Las tres condiciones anteriores se pueden resumir en:

$$3t \leq l \leq \min(w/3, 2r_p) \quad (7)$$

Tras las consideraciones anteriores se ensayaron probetas de 36 mm de ancho y longitudes de ligamento de 4,6,8, 10, 12 y 14 mm. Los espesores estudiados corresponden a 260 y 280 μm .

Puede demostrarse que, en este caso, la expresión para el trabajo esencial específico de fractura es [7]:

$$w_f = \frac{W_f}{lt} = w_e + \beta w_p l \quad (8)$$

en que W_f es el trabajo total de fractura, w_f es el trabajo específico de fractura, w_p es el trabajo plástico de fractura, β es un factor geométrico y w_e es el trabajo esencial específico de fractura. Como se sabe, [5,7,8], w_p está relacionado con el trabajo plástico realizado lejos de la zona de proceso en tanto que w_e corresponde al trabajo realizado en la zona de proceso y que está directamente relacionado con la fractura.

El procedimiento experimental seguido en el caso de las probetas DENT, de acuerdo a [9] consistió en:

a) Obtención del registro carga-desplazamiento, a partir de un ensayo de tracción realizado sobre estas probetas;

b) Cálculo de la energía total absorbida en la fractura a partir del registro anterior (área bajo la curva);

c) Representación de la energía específica absorbida en la fractura frente a la longitud de ligamento;

d) Obtención del trabajo esencial específico de fractura en Modo I a partir del intercepto con el eje vertical de la recta anterior.

Para la evaluación de J se siguió el procedimiento de acuerdo a la definición de J dada por Begley y Landes [3,4]:

a) Obtención de la energía absorbida por cada probeta para distintos incrementos de grieta;

b) Representación de la energía absorbida frente a la longitud de grieta a distintos desplazamientos,

c) Obtención de J como el valor de la pendiente de la curva anterior, de acuerdo a [3,4]:

$$J = - \frac{1}{t} \left(\frac{\partial W}{\partial \Delta a} \right)_{u = cte} \quad (9)$$

en que W representa la energía absorbida para cada longitud de grieta a , u es el desplazamiento y t es el espesor de la probeta.

3. RESULTADOS Y DISCUSION.

3.1. Cálculo del trabajo esencial específico de fractura.

En la Figura 2 se muestran las curvas de carga frente a desplazamiento obtenidas para algunas de las probetas ensayadas de 0.26 mm de espesor.

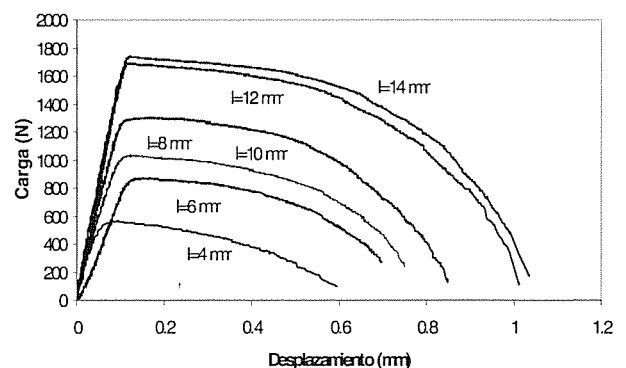


Figura 2.- Curvas carga-desplazamiento para algunas de las probetas ensayadas. (0.26 mm)

En la Figura 3 se muestran las curvas correspondientes al trabajo realizado sobre las probetas frente al desplazamiento, para distintas longitudes de ligamento, para el caso de 0.26 mm de espesor. Como se aprecia, a medida que aumenta el tamaño del ligamento, aumenta la energía absorbida por la probeta, es decir, el área bajo la curva, en la Figura 2.

En la Figura 4 se muestran los resultados del trabajo específico de fractura frente a la longitud del ligamento, para los espesores ensayados.

De la lectura del intercepto con el eje vertical, se obtiene, de acuerdo a la ecuación [8], el valor del trabajo esencial específico de fractura. En este caso este valor corresponde a 147.2 KJ/m² para el espesor de 0.26 mm y de 150 KJ/m² para 0.28 mm.

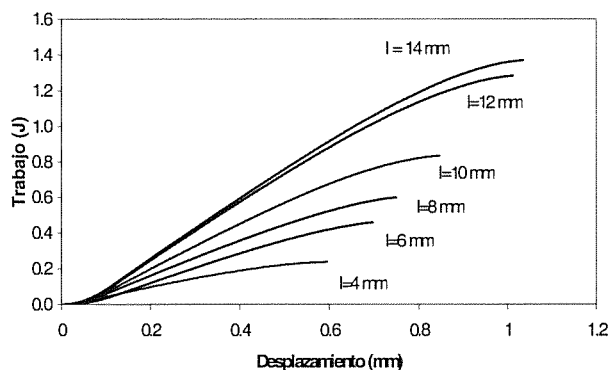


Figura 3.- Curva de energía absorbida por la probeta frente a desplazamiento, para distintos tamaños de ligamento. (0.26 mm)

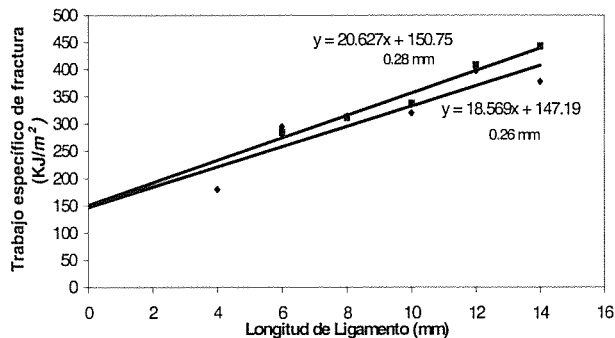


Figura 4.- Trabajo Específico de Fractura frente a Longitud de Ligamento.

3.2. Cálculo de J_{IC}

A partir del registro fotográfico efectuado sobre las probetas, fue posible medir el incremento de grieta en cada momento y calcular la energía absorbida por la muestra. En la Figura 5 se representa la curva de Trabajo frente a Incremento de grieta para algunas de las probetas ensayadas.

A partir de la Figura 2 se han seleccionado diversos desplazamientos ($u=0.2$ a 1.0) y se ha correlacionado el trabajo absorbido por la probeta con la longitud de la grieta a través de los datos de la Figura 5. Los resultados se muestran en la Figura 6.

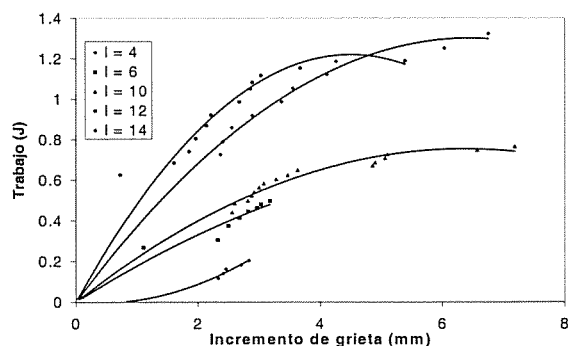


Figura 5.- Trabajo frente a Incremento de Grieta. Cada curva corresponde a una probeta.

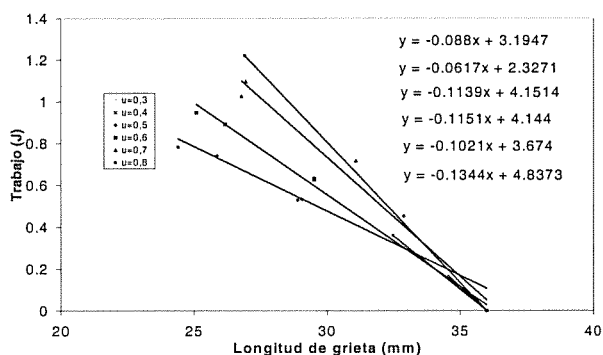


Figura 6.- Curva Trabajo absorbido frente a longitud de Grieta. Cada recta corresponde a un desplazamiento constante.

Esta curva ha sido trazada a desplazamientos constantes, por lo que, de acuerdo a la ecuación (9), el valor de J corresponderá a la pendiente de las rectas anteriores con signo cambiado, dividido entre el espesor de la probeta.

Los valores de J obtenidos para los distintos desplazamientos, en el caso del material de 0.26 mm de espesor, se muestran en la tabla 3. Estos valores pueden ser graficados en función del incremento de grieta con el fin de obtener el valor de J_{IC} , si embargo, en el presente trabajo no se observó una convergencia clara para pequeños incrementos de grieta, por lo que el valor de J_{IC} resulta difícil de extrapolar.

Los valores de J para longitudes de ligamento de 4 y 6 mm no son confiables debido a que las curvas trabajo v/s incremento de grieta a desplazamiento constante, figura 6, tienen poca resolución para los desplazamientos asociados a estos dos largos de ligamento. Para estimar el valor de J para $\Delta a \rightarrow 0$, es necesario contar con valores de J para pequeños incrementos de grieta. Este rango de valores es particularmente difícil de medir debido a que está asociado al inicio de propagación de la grieta. Debe tenerse presente que las medidas de longitud de grieta

se realizan a partir del registro fotográfico de cada ensayo, por lo que debe agregarse a la dificultad del método los problemas de resolución de las fotografías aparte de la detección exacta del inicio de la grieta.

Tabla 3.- Valores de J obtenidos para distintos desplazamientos.

	u=0.5	u=0.6	u=0.7	u=0.8
J (KJ/m ²)	237.3	338.5	438.1	516.9

3.3. Comparación entre los distintos valores de w_c .

En la Figura 7 se resumen los valores de trabajo esencial específico de fractura encontrados en este trabajo y en anteriores publicaciones de los autores [9-12]. Al comparar los valores de trabajo esencial específico de fractura con aquellos, se obtiene una correlación tal como la mostrada.

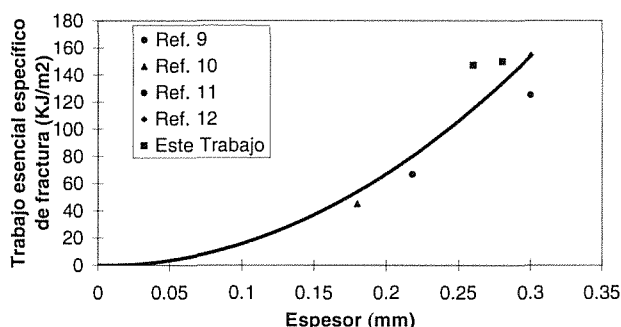


Figura 7.- Comparación entre los valores del trabajo esencial específico de fractura obtenidos por los autores.

Como se deduce de esta figura, los valores de trabajo esencial específico de fractura se ajustarían en principio según una línea curva. Esto estaría de acuerdo con la observación de que el trabajo esencial específico de fractura es función del espesor del material [13,14] y da un indicio de cómo podría ser esta relación.

4. CONCLUSIONES

Pese a la complejidad experimental de trabajar con materiales muy delgados, se concluye que el trabajo esencial específico de fractura es el parámetro de más rápida evaluación a la hora de caracterizar la resistencia a la fractura de materiales de bajo espesor que rompen en tensión plana, lo que resulta útil en un proceso industrial.

La dependencia entre trabajo esencial específico de fractura y espesor del material, parece ser no lineal, como se demuestra en el presente trabajo.

Con el fin de mejorar la estimación de J_{IC} debe ponerse especial cuidado en las medidas realizadas para

pequeños incrementos de grieta, esto es, en los momentos de iniciación de la misma.

Con el fin de aclarar de manera definitiva la relación entre trabajo esencial específico de fractura y el espesor del material, debe continuarse realizando mediciones a diversos espesores.

5. AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer a la Dirección de Investigaciones Científicas y Tecnológicas (DICYT) de la Universidad de Santiago de Chile y a la Dirección de Investigación de la Universidad Nacional Andrés Bello por el apoyo prestado a la realización del presente trabajo, así como también a la empresa siderúrgica Huachipato, filial CAP y a la empresa INDURA S.A.

6. REFERENCIAS

- [1] Broeck D., Elementary Engineering Fracture Mechanics, 3rd Ed. M.N. Pub, 1982.
- [2] Knott J.F., Fundamentals of Fracture Mechanics, London, Butterworths, 1973.
- [3] A. Galarza, A. Martín Meizoso, J.M. Martínez Esnaola y J. Gil Sevillano, Caracterización de la Fractura de Chapas Metálicas en Tensión Plana, Anales del XIV Encuentro del Grupo Español de Fractura, Ribadesella, España, pp. 147-152. Abril, 1997.
- [4] Hodkinson J.M. y Williams J.G., "J and G_c analysis of the tearing of a highly ductile polymer", J. Mater. Science, 12, pp. 50-56, 1981.
- [5] Hashemi S., Plane-stress fracture of polycarbonate films, J. of Materials Science, 1993, pp. 6178-6184.
- [6] Testing Protocol for Essential Work of Fracture, Version 3, July, 1995.
- [7] Mai Y.W., On the plane-stress essential Fracture Work in plastic failure of ductile materials, Int. J. Mech.Sci., N°12, 1993, p.995-1005.
- [8] Mai Y.W., Cotterell B., On the essential work of ductile fracture polymers, Int. J. of Fracture, Vol. 32, 1986, p. 105-125.
- [9] Monsalve A., Galarza A., Gutiérrez I., Urcola J.J. "Parámetros que caracterizan la fractura dúctil de aceros de bajo contenido de carbono", Anales del XIV Encuentro del Grupo Español de Fractura, Ribadesella, España, pp. 153-158. Abril, 1997.
- [10] Monsalve A., Alcorta F., Galarza A., "Determinación del trabajo esencial específico de fractura en aceros de muy bajo espesor", Anales del XV

Encuentro del Grupo Español de Fractura, Zamora, España, pp. 144-149. Abril, 1998.

[11] Monsalve A., Schulz B., Alcorta F., Determinación de parámetros de fractura en Modo I de chapas delgadas de acero de bajo contenido de carbono. Conamet X, Copiapó, 13-16, octubre, 1998, Chile

[12] Monsalve A., Schulz B., Alcorta F., Determinación del trabajo esencial específico de fractura en aceros de muy bajo espesor. Iberomet V, Rosario, 1998, Argentina.

[13] J.P. Keustermans, Y. Marchal, F. Delannay, "On the testing of the Elastoplastic Cracking resistance of thin Plates", 10th European Conference on Fracture,-Structural Integrity, Berlín, 1994, EMAS, Vol 1, pp. 261-267.

[14] Mai Y.W., Cotterell B., The essential work of fracture for tearing of ductile metals, Int. J. of Fracture, Vol. 24, 1984, p. 229-236.

FISURACIÓN DE VIGUETAS PRETENSADAS

B. Tork, J.C. Gálvez, J. Planas y M. Elices
 Departamento de Ciencia de Materiales
 E.T.S. Ingenieros de Caminos, Canales y Puertos
 Universidad Politécnica de Madrid, 28040 MADRID.

Resumen. Durante el proceso de transferencia de la fuerza de pretensado en viguetas pretensadas con cuantía de armadura activa elevada, constituida por alambres grafilados, puede producirse la fisuración longitudinal del hormigón en la *zona de transmisión*. Este trabajo presenta un ensayo que permite medir las variables que gobiernan la adherencia entre el hormigón y el alambre pretensado y relacionarlas con el proceso de rotura del hormigón al realizar la transferencia de la fuerza de pretensado. Se han ensayado 27 probetas, combinando 3 profundidades de grafila y 3 recubrimientos. Los resultados muestran que una mayor profundidad de grafila mejora la adherencia siempre que no se produzca la fisuración longitudinal del recubrimiento. Sin embargo, en las probetas en las que se produce el agrietamiento longitudinal, la carga crítica que provoca este agrietamiento longitudinal es menor cuanto mayor es la profundidad de grafila. Además, una mayor profundidad de grafila aumenta la apertura de la grieta, con lo que disminuye la adherencia y aumenta la longitud de transmisión.

Abstract. The transmission length in prestressed beams depends on the concrete-steel bond and on the splitting action of the indented wire. This paper shows a novel testing procedure to evaluate the concrete-steel bond and its relation with the splitting action of the pretensioned indented wire. 27 specimens, combining 3 covers and 3 indentation depths, have been tested. The deeper the indentation the best the concrete-steel bond, if no cracking occurs. However, if indentation splitting cracks appear, deeper indentations require a lower splitting load. Moreover, deeper indentations lead to wider crack opening, minor bond stress and longer transmission length.

1. INTRODUCCIÓN

La adherencia entre la armadura activa y el hormigón es indispensable para transmitir la fuerza de pretensado al hormigón. Las viguetas se suelen fabricar en mesas sobre las que pretensan los alambres, hormigonando a continuación. Con el hormigón endurecido, se procede a transferir la fuerza de pretensado mediante el corte de los alambres [1]. Se denomina *longitud de transmisión* a la distancia entre el extremo libre y la sección en la que la armadura ha transmitido completamente, por adherencia, la fuerza de pretensado al hormigón. La longitud de transmisión es difícil de evaluar: actualmente se calcula con fórmulas empíricas [1-3], basadas en ensayos realizados hace años [4-6]. Además, en piezas con cuantía de armadura activa elevada, son frecuentes los problemas de fisuración longitudinal debidos al efecto de cuña que provoca la armadura en el hormigón (Figura 1). Este problema es aún más peligroso cuando la grieta existe y no se aprecia a simple vista.

La adherencia es favorecida por un doble fenómeno: 1) al transferir la fuerza de pretensado, el alambre aumenta

su diámetro por efecto Poisson y 2) al intentar deslizar el alambre, la grafila provoca la compresión del hormigón en la dirección radial [7]. Este efecto combinado, beneficioso para la adherencia, provoca un anillo de tracciones circunferenciales en el hormigón que aumenta el efecto de cuña de la armadura, pudiendo rasgar el hormigón longitudinalmente, en la dirección de la armadura (Figura 2).

En el estudio de la longitud de transmisión debe contemplarse el posible agrietamiento longitudinal del hormigón y su influencia en la adherencia entre el alambre y el hormigón. En este trabajo se presenta un ensayo que permite medir las variables que gobiernan la

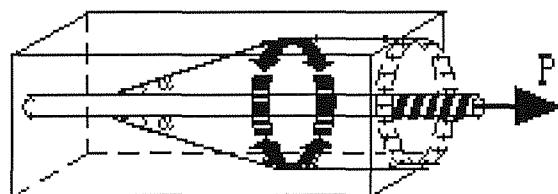


Figura 1. Anillo de tracción creado por el alambre [7].

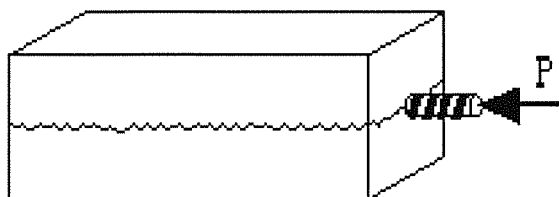


Figura 2. Agrietamiento longitudinal del hormigón.

adherencia entre el hormigón y el alambre pretensado y relacionarlas con el proceso de agrietamiento del hormigón al realizar la transferencia de la fuerza de pretensado. Los ensayos se han realizado con tres profundidades de grafila y tres recubrimientos distintos. A nuestro entender, los resultados son novedosos y aportan datos experimentales inexistentes que permiten relacionar el proceso de rotura del hormigón con la adherencia entre el alambre y el hormigón.

2. DESCRIPCIÓN DEL MATERIAL Y DE LAS PROBETAS

Se confeccionaron 27 probetas prismáticas de hormigón con el alambre pretensado coincidente con el eje longitudinal de la probeta. Todas ellas de 400 mm de longitud y 60 mm de anchura, pero de tres recubrimientos distintos (1.25ϕ , 2.25ϕ y 3.25ϕ). Se empleó alambre de pretensar de 4 mm de diámetro, con tres profundidades de grafila (Tabla 1). La geometría y las dimensiones de las probetas se detallan en la Figura 3 y las propiedades mecánicas del acero y del hormigón en la Tabla 2.

El alambre fue pretensado con una carga de 17 kN en un bastidor de acero en posición vertical. Para pretensar el alambre se empleó una máquina de ensayos servocontrolada. El alambre se unió al bastidor mediante dos anclajes de casquillo y cuña. El anclaje inferior estaba fijado al bastidor, mientras que el superior quedaba anclado a una pieza roscada exteriormente desplazable paralelamente al eje del bastidor (Figura 4). La fuerza de pretensado se aplicó de forma monótona creciente mediante el desplazamiento hacia abajo del pistón de la máquina. El control de la carga aplicada se hizo con la célula de carga. Una vez alcanzada la carga de pretensado se fijó el anclaje superior. A continuación se descargó la máquina, transfiriendo la fuerza de pretensado al bastidor, y se

Tabla 1. Profundidad de la grafila

Denominación	Profundidad de la grafila (mm)
Grafila ligera	0.01-0.02
Grafila mediana	0.04-0.06
Grafila profunda	0.10-0.11

Tabla 2. Propiedades mecánicas de los materiales

Hormigón	Acero de pretensar
$E = 24 \text{ GPa}$	$E = 226 \text{ GPa}$
$f_{ck} = 29 \text{ MPa}$	$\sigma_{0.2} = 1755 \text{ Mpa}$
$f_{ct} = 2.5 \text{ MPa}$	$\sigma_u = 1935 \text{ Mpa}$
$G_F = 96 \text{ N/m}$	$\epsilon_u = 5.25 \%$

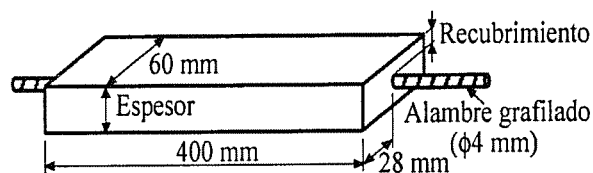


Figura 3. Geometría y dimensiones de las probetas.

retiró el bastidor de la máquina de ensayos. La tensión final de pretensado en el alambre fue conocida y controlada mediante un extensómetro resistivo unido a la zona central del alambre pretensado.

Una vez pretensado el alambre se hormigonaron las probetas en moldes metálicos con las caras interiores rectificadas. Los moldes se unieron al bastidor mediante un dispositivo con tornillos que permitía alinear y centrar el alambre pretensado con el molde, y mantener el fondo del molde en posición horizontal durante todo el proceso de hormigonado, vibrado y curado de las probetas.

La Ref^a [8] presenta los detalles sobre el bastidor y el procedimiento de confección de las probetas.

3. PROCEDIMIENTO DE ENSAYO

El ensayo de las probetas se realizó en dos fases consecutivas. La primera consistió en transmitir la fuerza de pretensado del bastidor a la máquina de ensayos. La segunda en transferir, de forma controlada, la fuerza de pretensado de la máquina de ensayos al hormigón.

Al iniciarse la primera fase el alambre estaba pretensado, el bastidor comprimido y el prisma de hormigón sin tensiones. Se colocó el bastidor en la máquina de ensayos, se atornilló la placa inferior del bastidor al pistón de la máquina y el anclaje superior del mismo modo que al tesar el alambre. La Figura 4 muestra un esquema del dispositivo con la probeta durante el ensayo. Se desplazó el pistón de la máquina de ensayos a razón de 0.1 mm/min hasta alcanzar la carga de pretensado (17 kN). En este instante toda la carga había sido transferida a la máquina de ensayos, y la tensión en el prisma de hormigón y en el bastidor era nula.

A partir de ese momento se inició la transferencia de la fuerza de pretensado al prisma de hormigón. Para ello se desplazó el pistón de la máquina de ensayos hacia arriba, a una velocidad de 0.3 mm/min. A medida que el pistón subía se descargaban los extremos del alambre pretensado, transmitiendo su fuerza al prisma de hormigón. El ensayo finalizó una vez que los extremos libres del alambre quedaron descargados.

Las variables registradas durante el ensayo fueron:

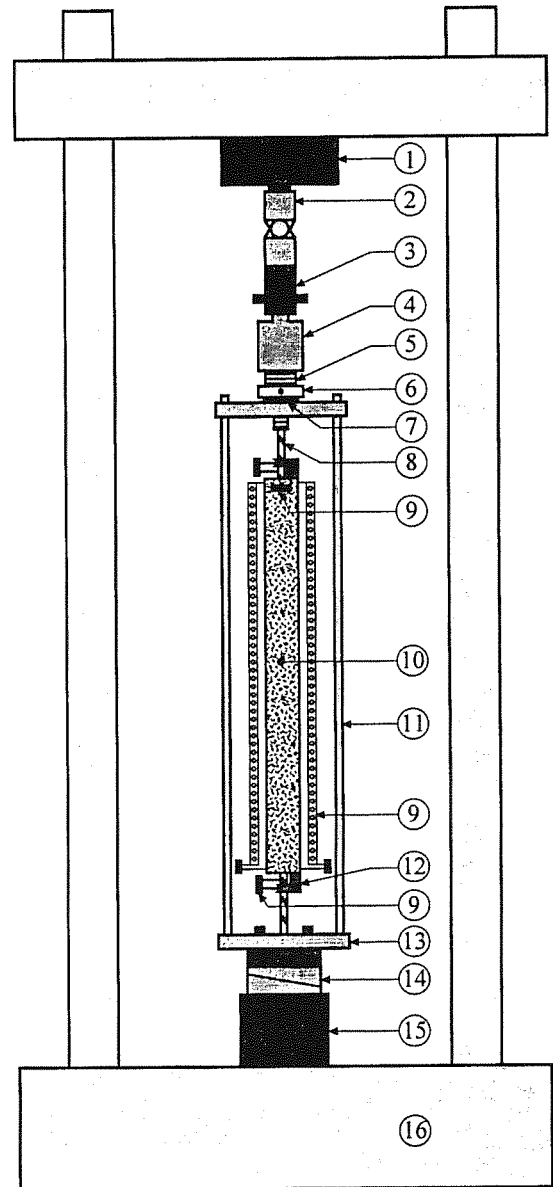
- Carga P aplicada por la máquina de ensayos.
- Desplazamiento del pistón de la máquina.
- Acortamiento longitudinal del prisma de hormigón, con una base de medida de 387.5 mm. Se midió en dos caras opuestas, obteniéndose el promedio.
- Deslizamiento relativo del alambre pretensado respecto a las caras superior e inferior del prisma de hormigón. Se midió el movimiento relativo de la sección del alambre situado inicialmente en el plano de la cara.
- Apertura de la grieta longitudinal en la cara superior del prisma de hormigón. Se midió en los dos lados opuestos, correspondientes al menor recubrimiento del alambre pretensado.

4. RESULTADOS EXPERIMENTALES Y DISCUSIÓN

Las Figuras 5a, 5b y 5c muestran los registros experimentales de la carga transferida al hormigón frente al acortamiento longitudinal de la probeta, para los alambres de grafila ligera, mediana y profunda respectivamente, y las probetas con recubrimiento 5, 9 y 13 mm. En las probetas de menor recubrimiento, 5 mm, se aprecia claramente un punto a partir del cual disminuye el acortamiento longitudinal de la probeta al destesar el alambre pretensado. Este punto corresponde a la iniciación de la grieta longitudinal en el prisma de hormigón. La propagación de la grieta longitudinal disminuye la transmisión de tensiones de rozamiento entre el alambre y el hormigón, por lo que se libera parte de la compresión del hormigón y disminuye su acortamiento longitudinal, como se observa en los registros experimentales. En las probetas con recubrimientos mayores, 9 y 13 mm, no se aprecia este fenómeno.

La Figura 6 compara los registros experimentales de la carga transferida al hormigón frente al acortamiento longitudinal de la probeta, en las probetas con el menor recubrimiento, 5 mm, para las tres profundidades de grafila. Se observa que cuanto más profunda es la grafila menor es la carga que corresponde al agrietamiento longitudinal de la probeta. Este resultado sugiere que una mayor profundidad de grafila provoca un anillo de tensiones radiales más intenso debido al

apoyo de la grafila sobre el hormigón. Los valores experimentales medios de la carga de rotura son aproximadamente 15, 13 y 12.5 kN para las grafilas ligera, mediana y profunda, respectivamente. Además, se puede observar que, antes de producirse la grieta longitudinal, a igualdad de carga transferida, cuanto mayor es la profundidad de la grafila mayor es el



- | | |
|----------------------|------------------------|
| 1. Célula de carga | 9. Extensómetro |
| 2. Rótula | 10. Probeta |
| 3. Unión con pasador | 11. Bastidor de tesar |
| 4. Copa roscada | 12. Soporte de extens. |
| 5. Anclaje superior | 13. Base del bastidor |
| 6. Tuerca | 14. Cuñas |
| 7. Separador en "U" | 15. Pistón de máquina |
| 8. Alambre grafilado | 16. Marco de máquina |

Figura 4. Esquema del dispositivo de ensayo con la probeta de hormigón pretensado en el bastidor unido a la máquina de ensayos.

acortamiento longitudinal del prisma de hormigón. Este resultado está en consonancia con que una mayor profundidad de grafila conduce a una mejor adherencia entre el alambre y el hormigón, disminuye la longitud de transferencia y aumenta el acortamiento longitudinal de la probeta.

La Figura 7 muestra los registros experimentales de la carga transferida al hormigón frente a la apertura de la grieta longitudinal del prisma de hormigón, medida en la cara superior de la probeta, en las probetas con recubrimiento de 5 mm, para las tres profundidades de grafila. Se puede observar como en cada curva hay un claro punto de quiebro que corresponde a la apertura de la grieta longitudinal, manifestado en un rápido crecimiento de la lectura del extensómetro. La carga correspondiente a la iniciación de la grieta coincide, lógicamente, con el punto de quiebro observado en las Figuras 5a, 5b, 5c y 6 y confirma la interpretación hecha al comentar dichas figuras.

Las Figuras 8a, 8b y 8c muestran los registros experimentales de la carga transferida al hormigón frente a la penetración del alambre medida en la cara superior de la probeta, correspondientes a las probetas con alambres de grafila ligera, mediana y profunda, respectivamente, y recubrimientos 5, 9 y 13 mm. En las probetas con recubrimiento 5 mm y alambres de grafila mediana y profunda se observa un cambio brusco de la pendiente de las curvas, que corresponde a la carga de propagación de la grieta longitudinal. Este resultado complementa los comentados hasta ahora para esas probetas, pues la iniciación de la grieta longitudinal provoca un aumento del deslizamiento relativo entre el alambre y el hormigón, produciéndose una mayor penetración del alambre en las caras superior e inferior de la probeta. El cambio de pendiente no es tan brusco en las probetas con recubrimiento 5 mm y alambre de grafila ligera debido a que la apertura de la grieta longitudinal es menor en estas probetas, como puede observarse en la Figura 7.

A igualdad de profundidad de grafila, un mayor recubrimiento conduce a una penetración mayor del alambre. Este fenómeno, aparentemente extraño, se ha verificado con un nuevo conjunto de ensayos, no incluido en esta publicación, que ha confirmado los resultados aquí presentados. Puede deberse a que las probetas con menor recubrimiento tienen un mayor estado de compresión y confinan más el alambre por efecto Poisson.

La Figura 9 muestra los registros experimentales de la carga transferida al hormigón frente a la penetración del alambre medido en la cara superior de la probeta, correspondientes a las probetas con recubrimiento de 13 mm y alambres de grafila ligera, mediana y profunda. Se observa como una mayor profundidad de grafila conduce a una menor penetración del alambre, lo que

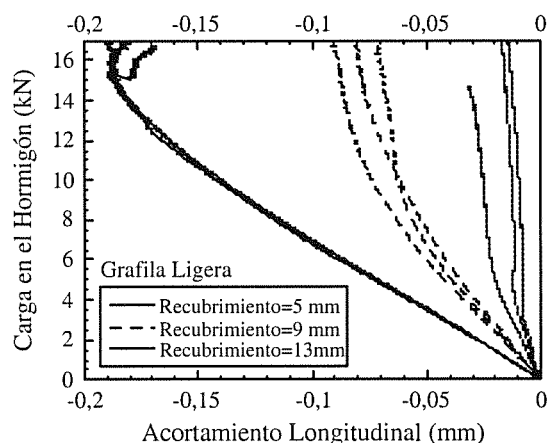


Figura 5a. Curvas experimentales de la carga transferida al hormigón frente al acortamiento longitudinal de la probeta, en probetas con alambre de grafila ligera.

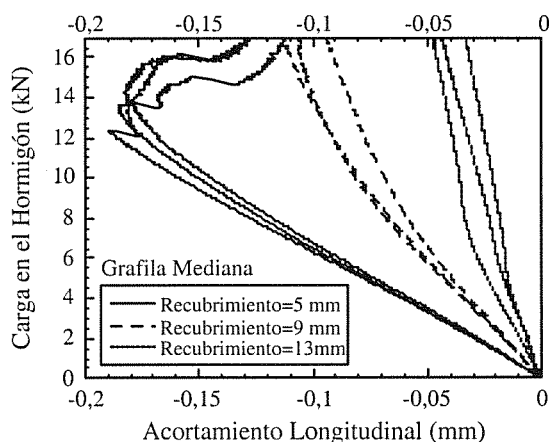


Figura 5b. Curvas experimentales de la carga transferida al hormigón frente al acortamiento longitudinal de la probeta, en probetas con alambre de grafila mediana.

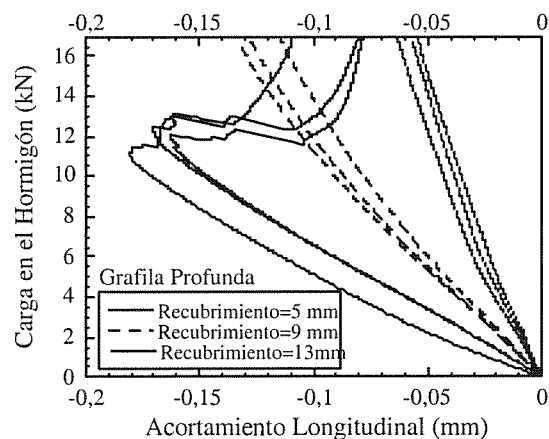


Figura 5c. Curvas experimentales de la carga transferida al hormigón frente al acortamiento longitudinal de la probeta, en probetas con alambre de grafila profunda.

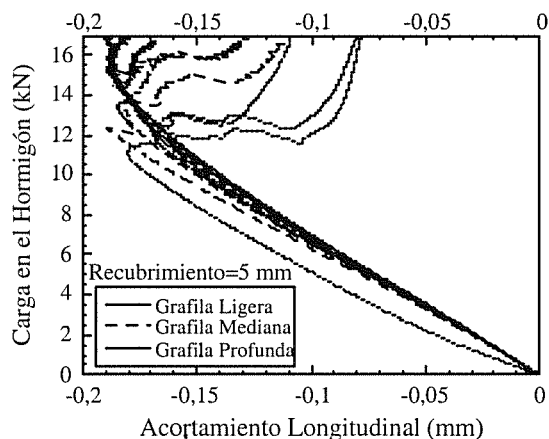


Figura 6. Curvas experimentales de la carga transferida al hormigón frente al acortamiento longitudinal de la probeta, en probetas con recubrimiento de 5 mm.

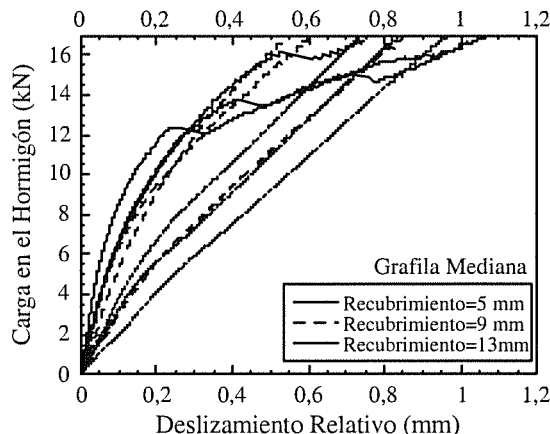


Figura 8b. Curvas experimentales de la carga transferida al hormigón frente al deslizamiento del alambre en la cara superior de la probeta, en probetas con alambre de grafila mediana.

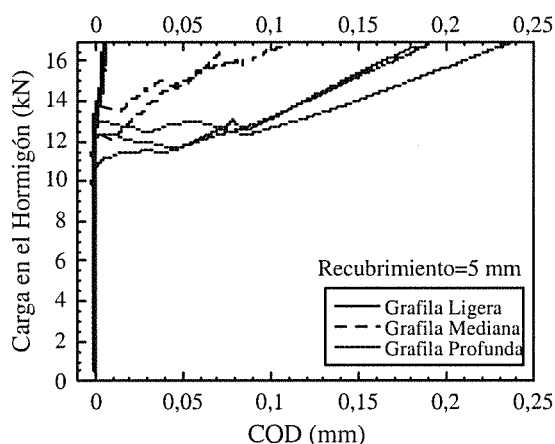


Figura 7. Curvas experimentales de la carga transferida al hormigón frente a la apertura de las grietas longitudinales; medidas en la cara superior del prisma de hormigón, en probetas con recubrimiento de 5 mm.

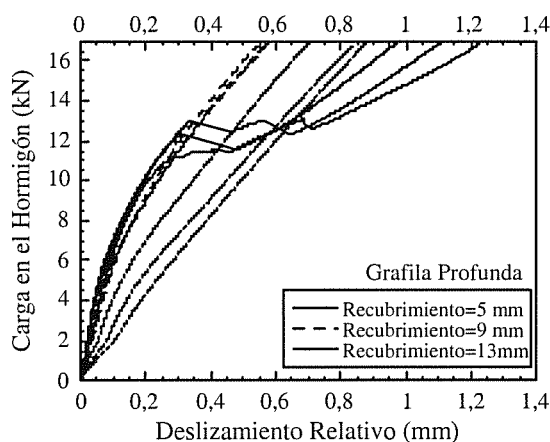


Figura 8c. Curvas experimentales de la carga transferida al hormigón frente al deslizamiento del alambre en la cara superior de la probeta, en probetas con alambre de grafila profunda.

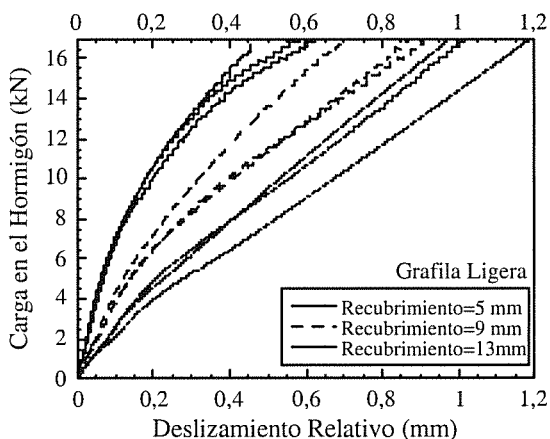


Figura 8a. Curvas experimentales de la carga transferida al hormigón frente al deslizamiento del alambre en la cara superior de la probeta, en probetas con alambre de grafila ligera.

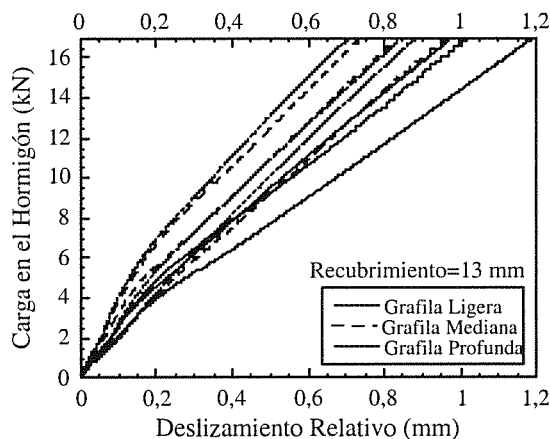


Figura 9. Curvas experimentales de la carga transferida al hormigón frente al deslizamiento del alambre en la cara superior de la probeta, en probetas con recubrimiento de 13 mm.

confirma de nuevo una mejor adherencia entre el alambre y el hormigón, siempre y cuando no aparezca una grieta longitudinal, como es el caso de las probetas con el menor recubrimiento. Además, en todas las curvas se aprecia un cambio de pendiente, aproximadamente para 0.10 a 0.15 mm de deslizamiento relativo, puede ser debido a la rotura de la adhesión entre el acero y el hormigón.

Los registros experimentales de la carga transferida al hormigón frente a la penetración del alambre en la cara inferior de las probetas son prácticamente iguales a las presentadas de la cara superior.

5. COMENTARIOS FINALES

Se ha presentado un ensayo que permite estudiar el agrietamiento longitudinal del hormigón durante la transferencia de la fuerza de pretensado en viguetas pretensadas. De los ensayos realizados en 27 probetas pretensadas con 3 recubrimientos y 3 profundidades de grafila, se pueden hacer los siguientes comentarios:

- a) El agrietamiento longitudinal del hormigón se manifiesta claramente en las probetas con menor recubrimiento por una disminución del acortamiento longitudinal de la probeta a partir de una cierta fuerza de pretensado transferida. Esta fuerza de pretensado crítica es menor cuanto mayor es la profundidad de la grafila en el alambre de pretensado.
- b) La medida de la apertura de la grieta longitudinal ha permitido confirmar la aparición de dicha grieta durante el proceso de transferencia de la fuerza de pretensado y medir exactamente la fuerza de pretensado transferida que agrieta el hormigón. Además, se ha comprobado experimentalmente que cuanto mayor es la profundidad de grafila mayor es la apertura de la grieta longitudinal.
- c) Una mayor profundidad de grafila conduce a una mejor adherencia entre el hormigón y el acero, manifestada en un menor deslizamiento relativo y en un mayor acortamiento del prisma de hormigón para una misma fuerza de pretensado transferida. Sin embargo, debe tenerse presente que la mayor profundidad de grafila favorece el agrietamiento longitudinal del hormigón y aumenta la apertura de las grietas longitudinales.
- d) Los resultados experimentales presentados permiten verificar los modelos analíticos y numéricos que se desarrollen para modelizar la interacción entre el hormigón y el acero, contemplando el agrietamiento longitudinal del hormigón durante el proceso de transferencia de la fuerza de pretensado.

6. REFERENCIAS

- [1] Calavera J. "Cálculo, construcción y patología de forjados de edificación", 4ª Ed., INTEMAC (1989).
- [2] Páez A. "El hormigón pretensado", Ed. Bellisco (1989).
- [3] A.C.I. Committee 318 "Building code requirements for reinforced concrete" (ACI 318/89) and "Commentary" (ACI 318R-89), American Concrete Institute, Detroit (1989).
- [4] Holmberg A. y Lindgren S. "Anchorage and prestress in pretensioned concrete", National Swedish Building Research. Document D1/1970 (1970).
- [5] Base G.D. "An investigation of transmission length in pretensioned concrete", Research Report 5, Cement and Concrete Association (1958).
- [6] Hanson H. y Kaar P.H. "Flexural bond tests of pretensioned prestressed concrete". ACI Journal 55, 783-803 (1959).
- [7] Tepfers R. "A theory of bond applied to overlapped tensile reinforcement splices for deformed bars", Chalmers University of Technology, Division of Concrete Structures 73:2, Goteborg, Sweden, (1973).
- [8] Tork B., Gálvez J.C., Planas J. y Elices M. "Fisuración longitudinal de elementos pretensados durante la transferencia de la fuerza de pretensado: I. Parte experimental", Hormigón y Acero (en prensa) (1999).

7. AGRADECIMIENTOS

Los autores agradecen a la empresa EMESA-TREFILERÍA S.A. la financiación de este trabajo y el suministro de los alambres de pretensado, y en especial a su Director de Calidad, D. Luis del Pozo, las acertadas indicaciones y comentarios realizadas durante el desarrollo de este trabajo. También agradecen a las empresas Portland-Valderribas y FETASA el suministro de cemento y de la pintura de sellado, respectivamente. Además agradecen al Ministerio de Educación y Cultura y a la Universidad Politécnica de Madrid las ayudas PB97-0579, MAT97-1022 e I+D 14.989.

INFLUENCIA DE LAS VARIABLES GEOMÉTRICAS CARACTERÍSTICAS SOBRE EL COMPORTAMIENTO A FRACTURA DEL ACERO AE-460

C. Rodríguez*, L. Tosal*, C. Betegón*, F. J. Belzunce**

*Dpto. Construcción e Ingeniería de Fabricación (Universidad de Oviedo)

** Dpto. de Ciencia de Materiales (Universidad de Oviedo)

E.T.S.I.I. e I.I. Campus Universitario, 33203 GIJON.

Resumen. Este trabajo analiza la influencia ejercida por las diferentes variables geométricas que definen una probeta de flexión SENB sobre el comportamiento a fractura del acero estructural AE-460. La geometría considerada como de referencia mostraba un espesor igual al espesor de la chapa de partida ($B=30\text{mm}$), ancho igual al espesor ($W=B$) y un tamaño de grieta inicial tal que $a/W=0,6$ (grieta larga). Posteriormente, con el fin de evaluar el efecto del tamaño de la probeta, se han ensayado probetas que diferían tan sólo en el espesor ($B=W/2=15\text{mm}$, $a/W=0,6$), en el ancho ($W=B/2=15\text{mm}$, $a/W=0,6$), o en el tamaño global de la probeta ($B=W=10\text{mm}$, $a/W=0,6$). Para evaluar la influencia del defecto inicial de partida se realizaron ensayos sobre probetas de dimensiones iguales a las de la geometría de referencia ($B=W=30\text{mm}$) con una longitud de grieta tal que $a/W=0,1$ (grieta corta). Los resultados obtenidos aplicando el método uniprobeta propuesto en la norma ASTM junto con una nueva metodología de ensayo basada en el tintado progresivo del frente de grieta realizado en el curso del ensayo, reflejan que, al menos en el rango estudiado, la única variable que influye sobre el comportamiento a fractura del acero es el tamaño del defecto de partida.

Abstract. A broad experimental study on SENB specimens has been carried out in order to determine the influence of different geometrical parameters on the fracture behaviour of a structural steel AE-460. The standard geometry tested in this work had the same thickness as the initial plate ($B=30\text{mm}$) and a width equal to the thickness ($W=B$). The size of the initial defect which promotes fracture was chosen so that $a/W=0,6$ (long crack). By means of varying either the thickness of the specimen ($B=W/2=15\text{mm}$, $a/W=0,6$), the width ($W=B/2=15\text{mm}$, $a/W=0,6$) or the global size of the specimen ($B=W=10\text{mm}$, $a/W=0,6$) the effect of the specimen geometrical parameters was evaluated. Specimens with the same dimensions as the standard geometry ($B=W=30\text{mm}$) but with a different crack ratio $a/W=0,1$ (short crack) were tested in order to determine the influence of the crack length. The results obtained using the single specimen method proposed in the ASTM standard together with a new experimental methodology based on the progressive tinting of the crack front show that, at least between the studied limits, only the crack length has an influence on the fracture behaviour of the steel.

1. INTRODUCCION

La realización de ensayos estáticos para la determinación de las curvas J-R constituye una herramienta básica para la caracterización del comportamiento a fractura de los materiales elasto-plásticos. En muchos casos las condiciones de diseño de los elementos estructurales, bien por limitaciones de material o de tipo técnico, no pueden ser reproducidas con total exactitud en el laboratorio. Por ello resulta de gran importancia a la hora de utilizar los resultados obtenidos en laboratorio para el análisis de las estructuras reales conocer la influencia que pueden tener las variaciones en los distintos parámetros geométricos de la probeta de ensayo en los resultados obtenidos.

A la hora de determinar las curvas J-R existen dos procedimientos: el método uniprobeta y el método multiprobeta [1]. El primero de ellos exige la utilización

de un mínimo de 6 probetas (preagrietadas hasta una misma relación a/W), lo que complica, alarga y encarece el ensayo. Por el contrario, el método uniprobeta permite obtener los mismos resultados a partir de una sola probeta, utilizando para ello medidas indirectas del crecimiento de la grieta durante el proceso de carga (método de caída de potencial y método de la flexibilidad). No obstante estos procedimientos indirectos están sujetos a un cierto error, por lo que la propia norma recomienda repetir el ensayo sobre varias probetas idénticas.

Por otra parte, la norma ASTM para la determinación de las curvas J-R es muy estricta en cuanto a las dimensiones de las probetas de ensayo, al exigir el uso de un espesor suficiente para asegurar una fractura controlada únicamente por el parámetro J ($B > 20J_{\max}/\sigma_0$). Además, recomienda utilizar un ancho de probeta igual a dos veces el espesor ($W=2B$), una separación entre apoyos igual a cuatro veces el ancho

ANALES DE MECANICA DE LA FRACTURA VOL. 16 (1999)

($S=4W$) y un tamaño de grieta inicial comprendido entre $0,5W$ y $0,75W$, de tal manera que el ligamento resistente ($W-a$) cumpla igualmente las exigencias expuestas a propósito del espesor de la probeta ($W-a > 20J_{\max}/\sigma_0$).

De este modo, teniendo en cuenta que el comportamiento a fractura de los aceros estructurales depende de la temperatura y de la triaxialidad del estado tensional impuesto, se presentará en esta comunicación el trabajo experimental realizado con el fin de analizar la influencia de las variables geométricas de las probetas (ancho, espesor y longitud de grieta) en las curvas J-R de un acero estructural.

Por otro lado, es necesario añadir también que mientras los ensayos de fractura estáticos están normalizados desde hace ya muchos años, constantemente se incorporan pequeñas modificaciones [2] y se proponen nuevas expresiones o métodos de corrección de las existentes con el fin de determinar con fiabilidad mejorada las curvas J-R [3,4,5]. En este trabajo se ha utilizado una nueva metodología de ensayo [6,7] basada en el tintado del frente de grieta, que permite obtener en cada ensayo tres valores reales (medidos físicamente) del tamaño de la grieta. De esta forma se demostrará la posibilidad de obtener curvas J-R del tipo de las obtenidas por el método multiprobeta reduciendo drásticamente el número de probetas necesarias.

2. MATERIAL Y TÉCNICAS EXPERIMENTALES

El material utilizado en este trabajo ha sido un acero estructural AE-460, suministrado en forma de chapas de 30 mm de espesor. Se trata de un acero con una estructura ferrito-perlítica bandeada derivada del proceso de laminación en caliente utilizado en su conformado. La composición química y las propiedades mecánicas convencionales de este material a temperatura ambiente, se muestran en las tablas 1 y 2 respectivamente.

Tabla 1. Composición química del acero estudiado

%C	%Si	%Mn	%P	%S
0.18	0.41	1.54	0.015	0.002
%Al	%Ni	%Nb	%V	%Fe
0.071	0.47	0.057	0.143	resto

Tabla 2. Propiedades mecánicas convencionales

σ_{vs} (MPa)	σ_R (MPa)	E (GPa)	A (%)	Z (%)
480	655	202	22	57

El estudio del comportamiento a fractura del acero fue realizado mediante la determinación de las curvas J-R utilizando para ello probetas de flexión tipo SENB y siempre bajo condiciones estáticas de carga, de acuerdo

con la norma ASTM E1152.

Con objeto de estudiar la influencia que sobre el comportamiento a fractura del acero pudieran ejercer las diferentes variables que caracterizan un cierto tipo de geometría (ancho y espesor de la probeta y longitud de la grieta), se obtuvieron las curvas J-R correspondientes a diferentes grupos de probetas que compartiendo la misma geometría (SENB) diferían en cuanto a sus dimensiones características.

El primer grupo de probetas, que fue considerado como referencia, mostraba un espesor igual al de la chapa de partida ($B=30\text{mm}$), un ancho igual al espesor ($W=B$) y una longitud de grieta tal que $a/W=0.6$ (grieta larga). Los otros grupos estaban constituidos por probetas que diferían de las de partida bien únicamente en el espesor (15×30), en el ancho (30×15), en ambos parámetros (10×10), o bien en la longitud del defecto de partida, que en este caso mostraba una relación $a/W=0.1$ (GC: grieta corta). La tabla 3 muestra las variables geométricas características de cada uno de los grupos de probetas estudiados.

Tabla 3. Variables geométricas características de cada grupo de probetas estudiado.

Probetas	B (mm)	W(mm)	a/W
30x30	30	30	0.6
15x30	15	30	0.6
30x15	30	15	0.6
10x10	10	10	0.6
GC	30	30	0.1

Todas las probetas fueron agrietadas por fatiga en una máquina de ensayos MTS 810 de 250 kN de capacidad máxima de carga hasta alcanzar la relación a/W deseada. En el caso de las probetas con grieta corta, las dimensiones de partida eran de $30 \times 37\text{mm}$, y tras generar una grieta de 10 mm de longitud se rebajó el ancho de las mismas hasta conseguir una sección de 30×30 con un tamaño de grieta de 3 mm ($a/W=0.1$). Tras el agrietamiento por fatiga todas las probetas fueron entalladas lateralmente hasta conseguir una reducción del espesor igual al 20% del inicial según recomienda la norma ASTM E1152, garantizando de este modo un estado de tensiones fuertemente triaxial (deformación plana) a lo largo de todo el frente de grieta.

Los ensayos de fractura estáticos han sido realizados a temperatura ambiente y a -15°C en la misma máquina en la que se realizó la prefatiga, equipada con una cámara ambiental INSTRON mod. 311900, que utiliza nitrógeno líquido como medio refrigerante. Para la determinación de las curvas J-R se ha utilizado el método uniprobeta propuesto en la norma ASTM E1152, con la ayuda de un extensómetro tipo COD, que

colocado en la boca de la entalla permite obtener el crecimiento estable de la grieta a partir de las variaciones de flexibilidad experimentadas por la probeta en el curso del ensayo.

En este trabajo se ha utilizado a su vez una nueva metodología de ensayo que ha permitido obtener en cada ensayo tres valores reales (medidos físicamente) del tamaño de la grieta en estados de carga intermedios. Para ello, a un cierto nivel de carga se ha detenido el ensayo y se ha marcado el frente de grieta correspondiente pulverizando pintura (en el primer nivel de carga) y laca transparente (en el segundo). Estos dos valores junto con el correspondiente al final del ensayo permiten, en el análisis posterior de los datos obtenidos en el ensayo, la corrección, por interpolación entre los puntos reales de medida de los valores de tamaño grieta obtenidos indirectamente utilizando la fórmula de la flexibilidad.

Las probetas ensayadas que mostraron un crecimiento estable de grieta hasta el final del ensayo tuvieron que ser sometidas a fatiga hasta su rotura final para poder medir los sucesivos frentes de grieta sobre la superficie fracturada. Este proceso de fatiga se llevó a cabo utilizando una carga igual al 70% de la carga alcanzada en la última descarga del ensayo con una relación de carga de $P_{\min}/P_{\max} = 0,5$. Los distintos frentes de grieta se han medido en un proyector de perfiles Nikon mod. V-12 a 20x. El valor del tamaño de la grieta se ha calculado como media ponderada de 9 valores medidos a lo largo del espesor de la probeta, según exige la norma ASTM E1152.

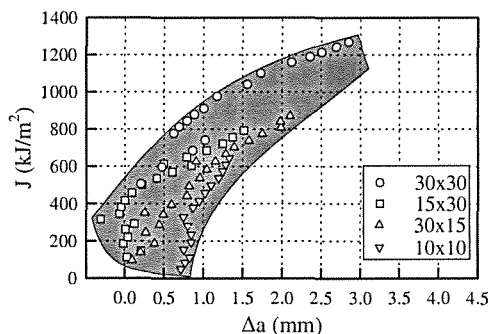


Fig 1. Curvas J-R obtenidas por el método de la flexibilidad para todas las geometrías de grieta larga a temperatura ambiente

3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

La Figura 1 muestra las curvas J-R obtenidas utilizando el método de la flexibilidad de los diferentes grupos de probetas con tamaño de grieta inicial $a/W=0,6$ ensayadas a temperatura ambiente. Las curvas

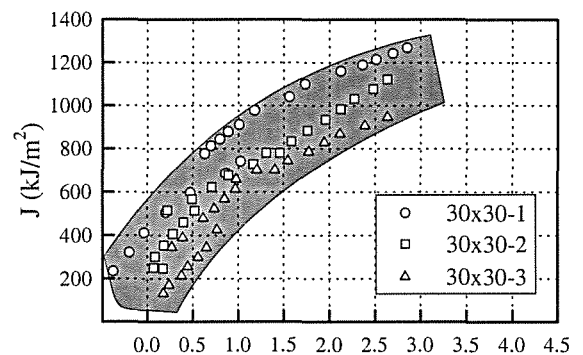


Fig 2. Curvas J-R obtenidas por el método de la flexibilidad a temperatura ambiente para probetas de geometría estándar

correspondientes a las distintas geometrías, representadas por diferentes símbolos, se encuentran situadas en una banda relativamente ancha que podría interpretarse como una cierta dependencia del comportamiento a fractura con las variables geométricas consideradas (ancho y espesor de la probeta). Sin embargo, si se observa la Figura 2, en la que se han representado las curvas J-R obtenidas a temperatura ambiente para tres probetas diferentes con una misma geometría ($W=B=30\text{mm}$) utilizando, como en el caso anterior, el método de la flexibilidad, se puede constatar que la franja de dispersión que refleja la figura 2, es similar a la que presentaban las diferentes geometrías en la Figura 1. Esto parece indicar que el diferente comportamiento a fractura presentado por las distintas geometrías pudiera deberse más a imprecisiones de la metodología de ensayo, basada en medidas indirectas del tamaño de grieta, que a la influencia de las variables geométricas estudiadas.

Parece lógico entonces plantear la necesidad de obtener medidas físicas reales del tamaño de grieta durante el transcurso del ensayo que servirían de referencia con el objetivo de hacer una corrección de los resultados obtenidos por el método de las flexibilidad. Así la Figura 3 representa las curvas J-R obtenidas con las probetas de geometría estándar una vez realizada la interpolación lineal de los valores obtenidos por el método de la flexibilidad, entre cada dos puntos de medida reales determinados mediante el tintado progresivo del frente de grieta. Los símbolos vacíos

corresponden en esta figura a los crecimientos de grieta corregidos por interpolación entre cada dos medidas físicas de tamaño de grieta, estando estas últimas representados por los símbolos llenos. Se puede comprobar en esta figura que las curvas que anteriormente (Figura 2) se encontraban situadas en una banda de dispersión relativamente ancha, convergen a una única curva representativa de la geometría ensayada

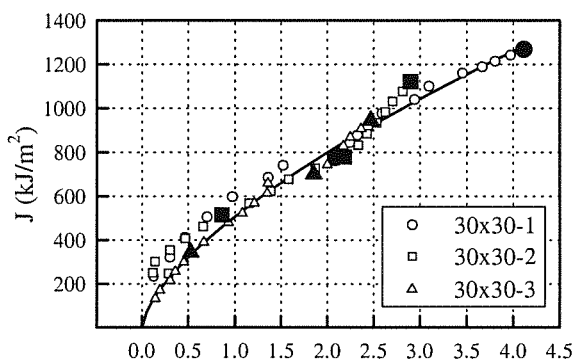


Fig 3 Curvas J-R a temperatura ambiente de las probetas de geometría estándar

(30x30), que queda perfectamente definida con tan sólo tres probetas de ensayo.

Utilizando este nuevo procedimiento de ensayo se han calculado las curvas correspondientes a diferentes geometrías de ensayo (30x30, 15x30, 30x15 y 10x10) a temperatura ambiente, que se muestran en la Figura 4. Los símbolos corresponden en este caso a los valores del tamaño de grieta reales medidos en cada una de las probetas utilizando el tintado progresivo del frente de grieta durante la ejecución del ensayo. Las curvas obtenidas para las distintas geometrías por ajuste por mínimos cuadrados son prácticamente coincidentes. Esto es debido a que las variaciones de espesor ($B=30\text{mm}$ en la geometría estándar y $B=15\text{mm}$ o $B=10\text{mm}$ en las otras) no afectan al comportamiento a fractura del material, al haber mecanizado entallas laterales que aseguran un estado de deformación plana, mientras que la variación del ancho de la probeta ($W=30\text{mm}$, $W=15\text{mm}$ o $W=10\text{mm}$), por lo menos en el rango analizado, tampoco ejerce ninguna influencia en las curvas J-R del acero estudiado. Este resultado, que concuerda con lo que cabría esperar, no se aprecia de manera clara si sólo se hubieran considerado las curvas obtenidas por el método de la flexibilidad (Figura 1) puesto que la dispersión de resultados era demasiado elevada.

Las curvas J-R obtenidas utilizando tres probetas diferentes, ahora con la geometría de grieta corta ($a/W=0,1$, $W=B=30\text{mm}$) a temperatura ambiente, se han representado en la Figura 5. Los símbolos vacíos corresponden a los crecimientos de grieta calculados por el método de la flexibilidad mientras que los símbolos llenos representan los mismos valores corregidos por interpolación lineal entre cada dos medidas físicas del frente de grieta, que a su vez se han representado por los símbolos vacíos de mayor tamaño. En este caso, la interpolación no supone una mejora aparente en cuanto a la dispersión de resultados se refiere, sin embargo utilizando los puntos reales

obtenidos por el método del tintado progresivo del frente de grieta se puede definir, al igual que con las probetas de grieta larga (Figura 4), la curva J-R que caracteriza el comportamiento a fractura de esta geometría con tan solo tres probetas de ensayo.

El elevado grado de dispersión que muestran los valores del tamaño de grieta calculados a partir del método de la flexibilidad se puede explicar analizando la fórmula que propone la norma ASTM para dicho cálculo. Este tamaño de grieta es una función polinómica de un cierto parámetro U , que está relacionado con la flexibilidad de la probeta, para probetas de flexión en tres puntos, a través de la expresión (1):

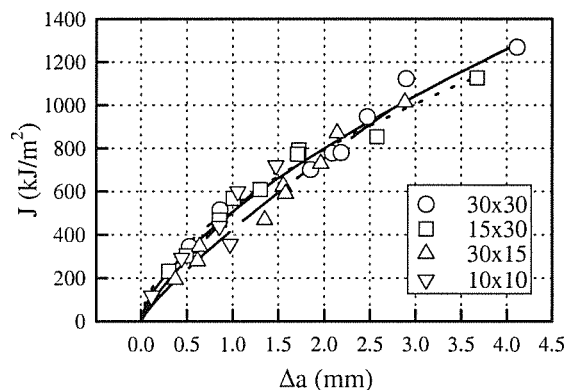


Fig 4. Curvas J-R reales de todas las geometrías de grieta larga ($a/W=0.6$) a temperatura ambiente

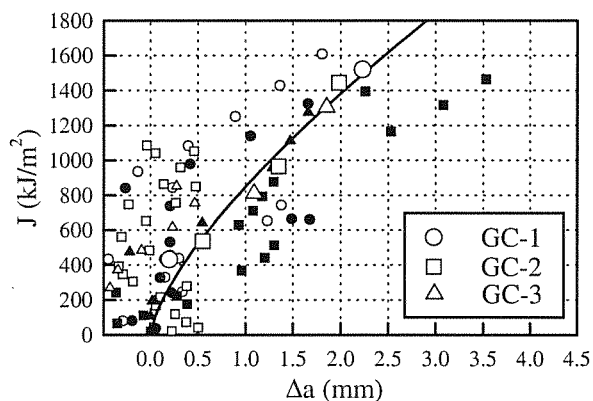


Fig 5. Curvas J-R de las probetas de grieta corta ensayadas a temperatura ambiente

$$U = \frac{1}{\sqrt{E \cdot B \cdot C + 1}} \quad (1)$$

Donde E es el módulo elástico del material, B el espesor de la probeta y C la flexibilidad de la probeta, es decir la relación entre la abertura del extensómetro y la carga aplicada ($\Delta COD/\Delta P$) en una secuencia descarga/carga del ensayo.

En la Figura 6 se ha representado de forma gráfica la función que utiliza la norma ASTM para calcular el tamaño de grieta relativo a/W a partir de la flexibilidad adimensionalizada ($E \cdot B \cdot C$). Se puede observar en esta figura, que la sensibilidad de dicha función para grietas cortas ($a/W < 0,4$) es extremadamente pequeña. Por otra parte, en esta figura se ha representado también la franja correspondiente a los valores de tamaño de grieta inicial que contempla la norma ASTM ($0,5 < a_0/W < 0,75$). Estos valores se sitúan en una zona de la curva donde pequeñas variaciones en la flexibilidad, debidas a

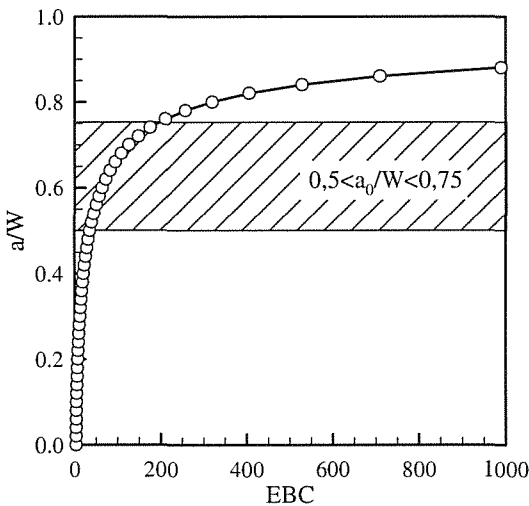


Fig 6. Tamaño de grieta en función de la flexibilidad adimensionalizada

imprecisiones en el sistema de medida difíciles de evitar, no darían lugar a errores en la medida del tamaño de la grieta tan grandes como los que se originan en el caso de las probetas con grieta corta, pero aún así la dispersión de resultados puede llegar a ser apreciable, tal y como queda reflejado en las Figuras 1 y 2.

En la Figura 7 se han representado las curvas J-R finales obtenidas como ajuste por mínimos cuadrados a los valores del tamaño de grieta real de todas las geometrías ensayadas a temperatura ambiente. La curva correspondiente a la geometría con grieta corta se encuentra claramente situada por encima de las

correspondientes a las de grieta larga ($a/W=0,6$). La menor triaxialidad del estado tensional impuesto en el caso de la geometría de grieta corta permite explicar este hecho [8,9]. En las probetas con grietas cortas ensayadas a flexión la zona plástica se extiende hacia atrás, hacia la superficie libre de tensión de la probeta.

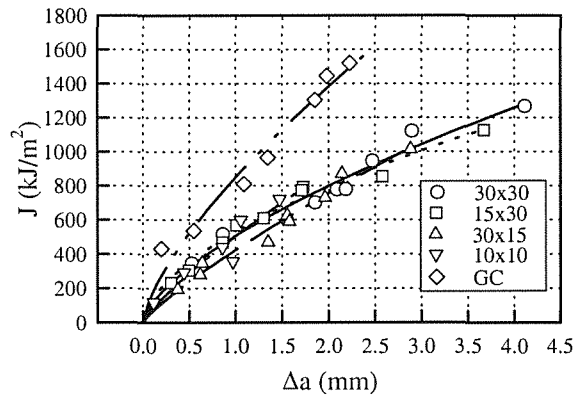


Fig 7. Curvas J-R de todas las geometrías ensayadas a temperatura ambiente

El gran tamaño de la zona plástica generada con $a/W=0,1$ redistribuye el estado tensional del frente de grieta reduciendo drásticamente su triaxialidad por lo que son necesarias mayores deformaciones (mayor enroscamiento del frente de grieta y CTOD y por lo tanto mayores valores de J) para alcanzar en dicha geometría un estado tensional equivalente al de las probetas con grieta larga [10].

El comportamiento mostrado a temperatura ambiente se mantiene al variar la temperatura, como puede observarse en la Figura 8, donde se han representado las curvas J-R de las distintas geometrías ensayadas ahora a -15°C . La única diferencia observada es que las curvas se acortan, debido a que las probetas rompen de forma inestable tras un determinado crecimiento estable de grieta. Los símbolos vacíos corresponden en esta figura a los valores reales del tamaño de grieta que ocasiona en cada caso la rotura inestable. Es preciso destacar que las probetas de menor sección $B=W=10\text{mm}$, mostraron siempre crecimientos de grieta apreciablemente superiores a las demás, e incluso una de las probetas ensayadas mostró un crecimiento de grieta estable ($\Delta a \approx 1,8\text{mm}$) hasta el final del ensayo (símbolo lleno en la Figura 8). Este comportamiento se justifica teniendo en cuenta que cuando el ligamento resistente es muy pequeño ($W-a=2-3\text{mm}$) la tensión normal disminuye más rápidamente para distancias del frente de grieta superiores a la correspondiente al máximo de tensión, lo que exigirá

aplicar una carga mayor (mayor J) para el desencadenamiento de la fractura por clivaje (implica alcanzar una tensión definida en una distancia característica) [10]

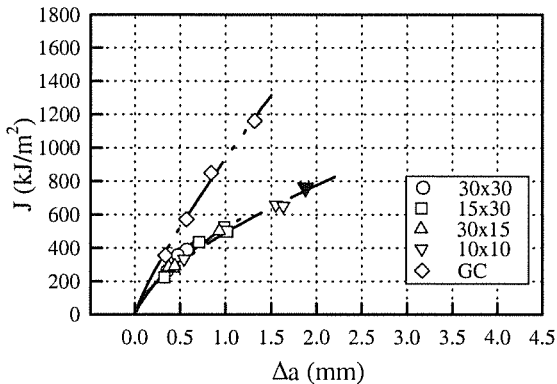


Fig 8. Curvas J-R de todas las geometrías ensayadas a -15°C

4. CONCLUSIONES

Se destacan las conclusiones siguientes:

El uso de la técnica del tintado progresivo del frente de grieta ha permitido acotar la variabilidad de los resultados de los ensayos para la determinación de curvas J-R y obtener una precisión suficiente disminuyendo considerablemente el número de ensayos necesarios.

Al realizar ensayos de fractura sobre probetas con grieta corta, el uso de las técnicas de medida indirecta del tamaño de la grieta a partir de las variaciones de la flexibilidad que experimenta la probeta en el curso del ensayo no es apropiado, siendo necesario realizar medidas directas de la situación del frente de grieta. En estos casos el tintado progresivo del frente de grieta vuelve a revelarse como una técnica muy útil.

Ni el ancho ni el espesor de la probeta influyen en la forma y posición de las curvas J-R de los aceros. Sin embargo, al disminuir el tamaño de la grieta se produce una pérdida de triaxialidad que eleva considerablemente los valores de J necesarios para el crecimiento de las grietas. Por otro lado, cuando el ligamento resistente es muy pequeño, la forma y posición de las curvas J-R no se altera pero la rotura por clivaje tiene lugar ahora para crecimientos estables de grieta apreciablemente mayores.

5. REFERENCIAS

- [1] ASTM E1152, ASTM Annual Book of Standards, Vol. 03.01.
- [2] Joyce J.A., ASTM Manual Series: MNL 27 (1996)
- [3] Wu S.X., International J. of Fracture, 24, R33-R35 (1984)
- [4] Jablonski D.A., Journet B., Vecchio R.S. y Hertzberg R., Engineering Fracture Mechanics, Vol.22, No 5, 819-827 (1985)
- [5] Bakker A.D., International J. of Fracture, 71, 333-343 (1995)
- [6] Shehu S. y Milsson F., Fatigue and Fracture Engng. Mater. Structures, Vol.19, No 9, 1059-1080 (1996)
- [7] Tosal L., Rodríguez C., Betegón C. y Belzunce F.J., VI Congreso Nacional de Propiedades Mecánicas de Sólidos (Badajoz), 403-408 (1998)
- [8] Sorem W.A., Dodds R.H. y Rolfe S.T., International J. of Fracture, 47, 105-126 (1991)
- [9] Anderson T.L., Vanaparthi N.M.R. y Dodds R.H., Constraint Effects in Fracture, ASTM STP 1171, 473-491 (1993)
- [10] Betegón C., Rodríguez C. y Belzunce F.J., Fatigue and Fracture Engng. Mater. Structures, Vol. 20, No.5, 633-644 (1997)

AGRADECIMIENTOS

Agradecemos a la DGICYT la ayuda prestada para la realización de este trabajo, que se enmarca en el proyecto PB94-1268. Asimismo, Lucía Tosal Martínez agradece a la Universidad de Oviedo la beca que le ha concedido para la realización de su Tesis Doctoral.

PROCEDIMIENTO PARA LA DETECCIÓN DE GRIETAS EN EJES DE PALA DE AEROGENERADORES

M. Polo, J. Domínguez, J. García-Lomas
 Dpto. de Ingeniería Mecánica y de los Materiales
 E.T.S.I.I. de Sevilla, Camino de los Descubrimientos s/n, 41092, SEVILLA

Resumen. Se presenta un procedimiento para detectar la existencia de una grieta en los ejes de pala de un aerogenerador, sin que sea necesario desmontar la maquina para el proceso de inspección. El procedimiento es sencillo de aplicar y con costes de inspección bastante reducidos. El método se basa en la variación de las tensiones en la superficie del eje, en una zona cercana a la de inicio de la grieta, al ir creciendo esta. Se analiza numéricamente mediante elementos finitos un modelo del eje y posteriormente se realizan dos ensayos con ejes de pala instrumentados mediante bandas extensométricas, analizando la evolución de las tensiones con la longitud de grieta y la influencia de las condiciones de contorno.

Abstract. A procedure is presented to detect the existence of a crack in the blade shaft of wind power turbine, without it is necessary to dismount the it schemes for the inspection process. The procedure is simple of applying and with quite reduced inspection costs. The method is based on the variation of the stress in the surface of the shaft, in a near area to that of beginning of the crack, when going growing this. It is analysed numerically by means of finite elements. They are carried out tests with two shafts with strain gauges, analysing the evolution of the stress with the crack dimension and the influence of the boundary conditions.

1. INTRODUCCION

El funcionamiento de un aerogenerador esta basado en la variación de la cantidad de movimiento de la masa de aire al atravesar un perfil aerodinámico. Este fenómeno produce en el perfil la aparición de una fuerza resultante, cuya componente en el plano de rotación (fuerza útil) es la que produce el movimiento del rotor de la maquina. Todos los componentes de los aerogeneradores se encuentran sometidos simultáneamente a las acciones del viento y a las derivadas de su propio funcionamiento.

Los esfuerzos resultantes en las palas de los aerogeneradores y a sus ejes son principalmente de tres tipos: peso propio, fuerzas de inercia debidas al movimiento de rotación y las carga de viento. Con respecto a las cargas debidas al viento, las palas se encuentran sometidas a una tensión media debido a la acción de este, y a una tensión alterna debida a la variabilidad en el espacio y el tiempo de la velocidad del viento, además de otros factores como pueden ser el efecto sombra de la torre, la orientación de la maquina con respecto a la dirección del viento y en definitiva todas las faltas de homogeneidad que hay en cualquier proceso real.

También contribuye a la variabilidad de los esfuerzos a los que se encuentran sometidos las palas y sus ejes, el funcionamiento del aerogenerador, ya que este trabaja a potencia constante, por lo que va regulando la posición de las palas en función de la velocidad de viento con la consiguiente variación de los esfuerzos a los que se

encuentran sometidas. Debido al carácter fluctuante de estos esfuerzos sobre los ejes de pala aparecen los problemas asociados a la fatiga. Existen zonas donde los efectos de la fatiga se ven acentuados por la existencia de concentraciones de tensiones debidas a cambio de diámetro del eje, posibles pozos de corrosión que por su efecto entalla pueden ser puntos de inicio de grietas. Estos problemas pueden dar lugar a la nucleación y crecimiento de una grieta por fatiga y conducir al fallo del elemento.

La rotura no prevista de un eje de pala supone un alto coste en reparación de los elementos dañados y un grave riesgo para los operarios que trabajan en el mantenimiento de la planta, por lo que la detección de fallos permite la sustitución del elemento fisurado antes de la fractura, con el consiguiente ahorro en reparación de materiales y de coste de horas no productivas por la falta de previsión del fallo.

El procedimiento desarrollado debe detectar la existencia de una grieta sin que sea necesario desmontar la maquina para el proceso de inspección. Debe ser sencillo de aplicar y con el mínimo coste posible. El método se basa en la variación de las tensiones en la superficie del eje, en una zona cercana a la de inicio de la grieta, al ir creciendo esta.

El problema principal para la detección de dichas grietas es su lugar de inicio, ya que se encuentra en una zona inaccesible (Fig. 1), por lo que es inviable el uso de métodos tradicionales como la inspección visual, líquidos penetrantes, ultrasonidos, etc. El objetivo

fundamental es desarrollar un procedimiento para detectar los ejes de pala que están agrietados con tiempo suficiente para su sustitución antes de la fractura.

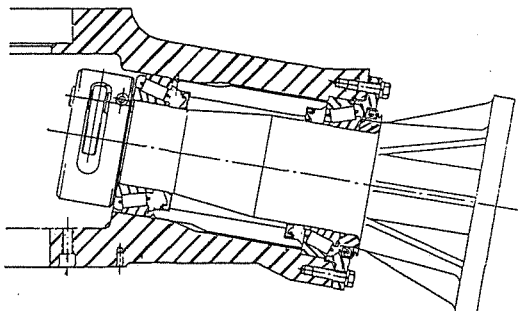


Fig. 1. Eje de pala montado en su alojamiento

2. DESCRIPCIÓN DEL MÉTODO.

El procedimiento para la detección de grietas desarrollado se basa en la reducción de tensiones en los puntos cercanos a los de inicio de grieta al ir creciendo esta. El método para la detección de grietas en el eje de pala consiste en la instrumentación de dicho eje mediante galgas extensométricas situadas en su superficie, en las proximidades de los puntos en los cuales pueden aparecer grietas, y medida de las tensiones en las galgas ante una carga dinámica. La existencia de una grieta hará que la tensión en las bandas disminuya respecto a la producida cuando no existe grieta.

Los aspectos principales a determinar de este método son los puntos que se tomaran como referencia para medida de las tensiones, el número de bandas que será necesario instalar para cubrir la zona de posible inicio de grietas y los puntos de aplicación de la carga.

2.1 Fundamentos del método

La configuración del eje de pala instrumentado ha quedado fijada en tres bandas situadas a 30mm del radio de acuerdo y con la disposición de la Fig. 2.

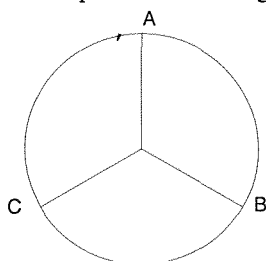


Fig. 2. Disposición final de las bandas.

El criterio que determine la existencia o no de una grieta debe ser independiente de los esfuerzos aplicados sobre el eje de pala, debido a que no se conocen las acciones resultantes en el momento de la inspección. Para que el criterio elegido sea independiente de los esfuerzos sobre

el eje, debe depender exclusivamente de la geometría del eje y de la disposición de las galgas para que sea constante mientras no exista grieta, y en cambio varíe con la variación de la geometría que se produce al aparecer una grieta.

Para expresar las medidas de las bandas se ha tenido en cuenta que cualquier momento M aplicado sobre el eje de pala se puede descomponer según dos ejes perpendiculares, en M_x y M_y de esta forma las tensiones medidas en las bandas se pueden expresar como:

$$\sigma_A = a_1 \cdot M_x + a_2 \cdot M_y \quad (1)$$

$$\sigma_B = b_1 \cdot M_x + b_2 \cdot M_y \quad (2)$$

$$\sigma_C = c_1 \cdot M_x + c_2 \cdot M_y \quad (3)$$

Donde los coeficientes a_i , b_i y c_i dependen de las características geométricas de la sección y de la posición de las bandas

Una vez fijadas las bandas, los coeficientes correctores tienen unos valores que vendrán dados en función de la precisión en el posicionado de dichas bandas, y son desconocidos.

A la hora de elegir el criterio óptimo se ha buscado más de una expresión para aumentar la fiabilidad del procedimiento. Se han obtenido tres relaciones entre las medidas de las bandas que dan lugar a las tres condiciones que se deben cumplir en el procedimiento de detección del fallo.

Para obtener dichas relaciones se han considerado tres sistemas de referencia y se han expresado las tensiones medidas en las bandas, debidas a un momento M , en cada uno de estos sistemas, obteniéndose tres expresiones que dependen únicamente de parámetros geométricos. Las expresiones obtenidas han sido las siguientes: Caso 1

La galga A está orientada longitudinalmente con el eje Y. Las ecuaciones (1), (2) y (3) se pueden escribir como:

$$\sigma_A = a_{11} \cdot M_{x1} \quad (4)$$

$$\sigma_B = b_{12} \cdot M_{x1} + b_{21} \cdot M_{y1} \quad (5)$$

$$\sigma_C = c_{12} \cdot M_{x1} + c_{21} \cdot M_{y1} \quad (6)$$

Eliminando M_{x1} y M_{y1} en las ecuaciones (4), (5) y (6) se obtiene:

$$\frac{\sigma_B}{\sigma_A} - S_A \cdot \frac{\sigma_C}{\sigma_A} = t_A \quad (7)$$

donde :

$$S_A = \frac{b_{21}}{c_{21}} \quad \text{y} \quad t_A = \frac{c_{21} \cdot b_{12} - b_{21} \cdot c_{12}}{a_{11} \cdot c_{21}} \quad (8)$$

En los otros dos casos, los ejes se definen de forma que el eje Y este orientado longitudinalmente con las bandas B y C respectivamente. Operando de forma semejante al primer caso se obtienen las expresiones siguientes:

$$\frac{\sigma_A}{\sigma_B} - S_B \cdot \frac{\sigma_C}{\sigma_B} = t_B \quad (9)$$

$$\frac{\sigma_A}{\sigma_C} - S_B \cdot \frac{\sigma_B}{\sigma_C} = t_C \quad (10)$$

Las ecuaciones (7), (9) y (10) relacionan las tensiones medidas en las galgas con datos geométricos, por tanto se tienen unas relaciones entre las galgas, de valor constante. Se dispone de un sistema de 3 ecuaciones con 6 incógnitas $\mathbf{X} = \{S_A, t_A, S_B, t_B, S_C, t_C\}^T$. Estas ecuaciones son las que definen el criterio para predecir la existencia de grieta.

Todos los datos que intervienen en las ecuaciones son conocidos excepto los correspondientes a los coeficientes introducidos para tener en cuenta los posibles errores en la posición de las galgas. Para determinar estos coeficientes ha sido necesario desarrollar un programa de optimización que calcule los coeficientes una vez colocadas las bandas. A partir de las señales de estas.

2.2 Análisis Numérico

Las posiciones teóricas son las correspondientes a una distancia de 30mm desde el radio de acuerdo y centradas entre dos nervios. Para la determinación de esta posición se realizó un análisis numérico mediante elementos finitos. El modelo reproducido numéricamente, corresponde a la geometría simplificada de un eje de pala Fig. 3. Las simplificaciones realizadas reducen la complejidad del modelo y el tiempo de procesado sin afectar a los resultados. Se modela solo la mitad del eje aprovechando la simetría en la geometría y en las cargas.

Para la obtención de las tensiones en función de la longitud de la grieta ha sido necesaria la elaboración de modelos con distintas longitudes de grieta. La profundidad en cada uno de los casos es aproximadamente 10mm mayor que el anterior hasta alcanzar el espesor del eje.

El último modelo representa una grieta que ha sobrepasado el espesor del eje. La parte fundamental del modelo es la zona del concentrador de tensiones, en el radio de acuerdo del eje, donde además se han modelado las grietas de distintos tamaños.

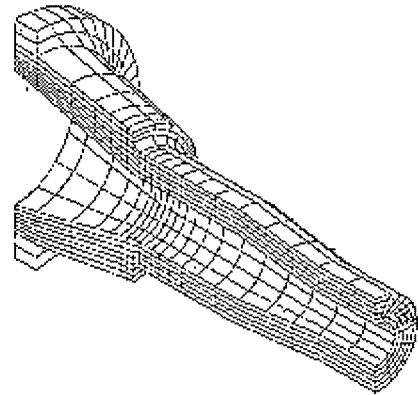


Fig. 3. Modelo numérico del eje de pala.

Se emplea el programa ABAQUS con elementos 3D con 20 nodos, situados en los vértices del elemento y en los puntos intermedios de las aristas y 3 grados de libertad por nodo. La solución adoptada para el modelado de la grieta ha sido el uso de elementos *singulares*. Éstos son una degeneración de los elementos isoparamétricos regulares, presentando la ventaja de contener en sus funciones de forma el comportamiento singular en tensiones con $1/\sqrt{r}$. Para obtener la singularidad deseada a partir de un elemento isoparamétrico cuadrático se desplazan sus nodos intermedios hacia la posición de 1/4 en las caras perpendiculares al frente de grieta.[1],[2],[3].

En función de los resultados obtenidos en el análisis numérico se ha definido como posición más sensible a la reducción de las tensiones, los puntos situados a una distancia aproximada de 30 mm desde el radio de acuerdo, ya que es el punto donde mayores variaciones se observan en todas las posiciones.

2.3 Optimización

Las ecuaciones (7), (9) y (10) se cumplen solo en el caso en el que la posición de las galgas este perfectamente definida. En cualquier caso se pueden expresar de la forma siguiente:

$$f_1(\mathbf{X}) \equiv \frac{\sigma_B}{\sigma_A} - S_A \cdot \frac{\sigma_C}{\sigma_A} - t_A = 0 \quad (11)$$

$$f_2(\mathbf{X}) \equiv \frac{\sigma_A}{\sigma_B} - S_B \cdot \frac{\sigma_C}{\sigma_B} - t_B = 0 \quad (12)$$

$$f_3(\mathbf{X}) \equiv \frac{\sigma_A}{\sigma_C} - S_B \cdot \frac{\sigma_B}{\sigma_C} - t_C = 0 \quad (13)$$

Para calcular los coeficientes correctores es necesario resolver un problema de optimización debido a que el sistema es indeterminado. Dicha optimización debe minimizar los errores en las ecuaciones. Para ello y teniendo en cuenta que en la lectura de las galgas también influyen los errores propios de medición de

ANALES DE MECANICA DE LA FRACTURA VOL. 16 (1999)

estas y del sistema de adquisición, y por ello no todas las medidas darían los mismos coeficientes, se han tomado 10 valores de amplitudes de las señales de las bandas, y se han sustituido en las ecuaciones, para que los coeficientes obtenidos sean unos valores promedios entre distintas medidas de las bandas.

Para que los coeficientes hagan mínimas f_1 , f_2 y f_3 a la vez y para que el signo de los valores de las funciones en cada caso no influya, se ha minimizado la suma de las funciones al cuadrado. La función objetivo a minimizar quedaría de la forma siguiente:

$$\sum_{i=1}^{i=10} [f_1(\mathbf{X})^2 + f_2(\mathbf{X})^2 + f_3(\mathbf{X})^2] \quad (14)$$

donde el subíndice i indica el conjunto de valores de las galgas tomado como medida. El problema a optimizar sería el siguiente:

Determinar el \mathbf{X} que hace

$$\text{Min} \left(\sum_{i=1}^{i=10} [f_1(\mathbf{X})^2 + f_2(\mathbf{X})^2 + f_3(\mathbf{X})^2] \right) \quad (15)$$

Una vez obtenidos los coeficientes se introducen en las ecuaciones de las relaciones entre galgas (11), (12) y (13). Se obtienen los valores $f_1(\mathbf{X})$, $f_2(\mathbf{X})$ y $f_3(\mathbf{X})$ y a partir de ellos se puede determinar la existencia de una grieta. Los valores exactos de $f_1(\mathbf{X})$, $f_2(\mathbf{X})$ y $f_3(\mathbf{X})$ son iguales a 0, luego las diferencias con este valor ideal determinarían la existencia de una grieta.

3. COMPROBACIÓN EXPERIMENTAL

Los métodos experimentales empleados han consistido en la realización de dos ensayos con ejes de pala instrumentados mediante bandas extensométricas, analizando la evolución de las tensiones con la longitud de grieta y la influencia de las condiciones de contorno.

En ambos ensayos se ha generado y crecido una grieta simulando el proceso de agrietado que sufren los ejes en su funcionamiento real. El ensayo del primer eje de pala tiene como objetivos, estimar la velocidad de crecimiento de la grieta, comparar los resultados obtenidos con los del análisis numérico y analizar la evolución de las tensiones en las bandas al ir creciendo la grieta, determinando así la sensibilidad del método, en las condiciones del ensayo en el laboratorio.

El segundo ensayo se ha realizado con el objeto de confirmar y mejorar los resultados obtenidos en el primer ensayo y contrastar la sensibilidad del procedimiento de detección de grietas.

Los ensayos han consistido en la generación y propagación de una grieta en el eje de pala mediante

flexión cíclica a partir de una entalla realizada en la superficie del eje. La carga aplicada con forma de onda senoidal se ha estimado mediante la curva S-N del material del eje de pala.

La historia de carga de este tipo de ensayo ha consistido en la aplicación de una carga dinámica durante un determinado número de ciclos y parada para la realización del ensayo estático. Este ensayo estático ha consistido en aplicar al eje de pala una carga puntual a una distancia de 300 mm de la brida, de forma que se produjera un momento flector en la zona de la entalla, y medir las tensiones en todas las bandas, al ir aplicando esta carga en distintas posiciones relativas a la entalla. De esta forma se ha ido controlando la evolución de las tensiones en todas las bandas.

A partir de la historia de carga del ensayo se ha representado la evolución de la grieta frente al número de ciclos en la siguiente curva de crecimiento Fig.4:

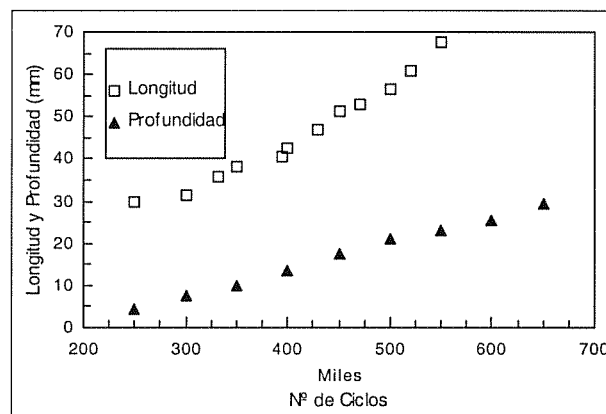


Fig. 4. Evolución de las dimensiones de la grieta con el número de ciclos

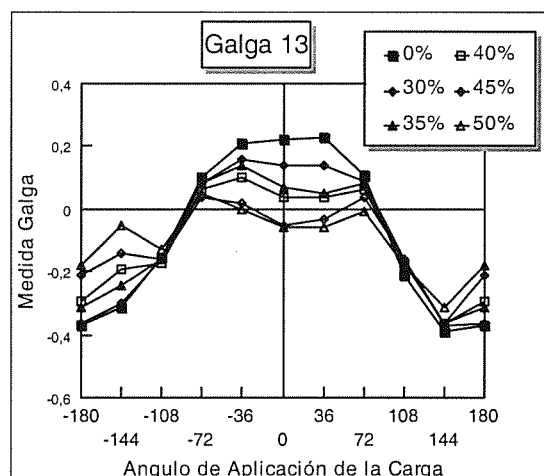


Fig.5. Evolución de la medida en una galga.

Los primeros datos representados en la Fig. 4 son para 210000 ciclos que se corresponden con los de la primera replica tomada. Los datos relativos a las dimensiones de

la grieta son los totales incluida la entalla, tanto en la longitud superficial como en la profundidad.

En la Fig. 5 se representa gráficamente la evolución de las medidas de una galga, en las distintas posiciones de aplicación de la carga, para las distintas longitudes de grieta. Los valores representados son los correspondientes a unas longitudes de grieta aproximadamente iguales al 30, 35, 40, 45 y 50% de la longitud de fractura. La longitud de fractura se ha definido como el valor medio de las longitudes finales de las grietas en los ejes fracturados ya estudiados.

En las gráficas se ha representado los valores de las bandas normalizados, es decir se han dividido los valores correspondientes a las bandas ϵ por un valor de referencia ϵ_0 que corresponde al valor máximo de todas las bandas, en función del punto de aplicación de la carga para las longitudes de grieta y la entalla. Como el estudio de los resultados se basa en la comparación de las medidas de las bandas para las distintas longitudes de grieta, la normalización de los valores no afecta a dicho análisis.

Con el fin de analizar el número mínimo de galgas necesarias, sus posiciones y los ángulos de aplicación de las cargas más eficaces se montó un conjunto de galgas como el señalado en la Fig. 6.

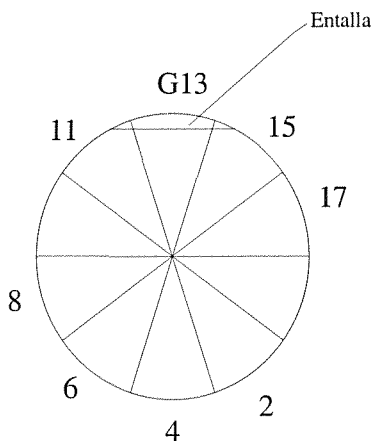


Fig.6. Distribución de las bandas con respecto a la entalla.

En la gráfica correspondiente a la galga 13, Fig. 5 que esta situada justo por encima de la entalla, se puede apreciar que en esta banda los resultados de la reducción de tensiones son apreciables desde una longitud de grieta muy pequeña, y que existe una gran diferencia de una medida a otra. Además existe disminución de las tensiones debida a la entalla comparando sus valores iniciales con los de las demás galgas.

Las bandas 11 y 15 son las adyacentes a la banda 13, y están situadas aproximadamente a 36° del centro de la entalla, son las siguientes en las cuales se empieza a

apreciar la reducción de las tensiones, esta reducción es perfectamente apreciable a partir de una grieta de aproximadamente el 25% de la longitud de fractura, llegando a ser bastante importante para grietas mayores.

También se observa que así como en las bandas que están situadas cercanas a la grieta van disminuyendo las tensiones, en las bandas opuestas a estas, bandas 2, 4 y 6 se produce un ligero aumento de las tensiones que ira incrementándose al ir creciendo la grieta. Esto es debido a una redistribución de las tensiones. Como consecuencia del crecimiento de la grieta la sección efectiva del eje se va reduciendo y la línea neutra se desplaza, dando lugar a una nueva distribución de las tensiones.

4. APLICACIÓN DEL MÉTODO

En primer lugar se ha realizado el ajuste de los coeficientes correctores. Para ello se han tomado 10 lecturas de las señales de las bandas agrupadas de 3 en 3 (aproximadamente a 120°) y se le ha aplicado el criterio de optimización. Una vez obtenidos los valores de los coeficientes se analiza la evolución de los parámetros del control del daño (f_1 , f_2 y f_3) con la longitud de la grieta. Es decir se analizan los valores de f_1 , f_2 y f_3 que al crecer la grieta tendrán valores diferentes de los teóricos.

Los resultados correspondientes se recogen en las gráficas de las figuras siguientes. En estas gráficas se representa un valor cuadrático medio de los parámetros de daño correspondiente a cada grupo de tres galgas, cuando la carga se aplica según el ángulo de posición de la galga indicada.

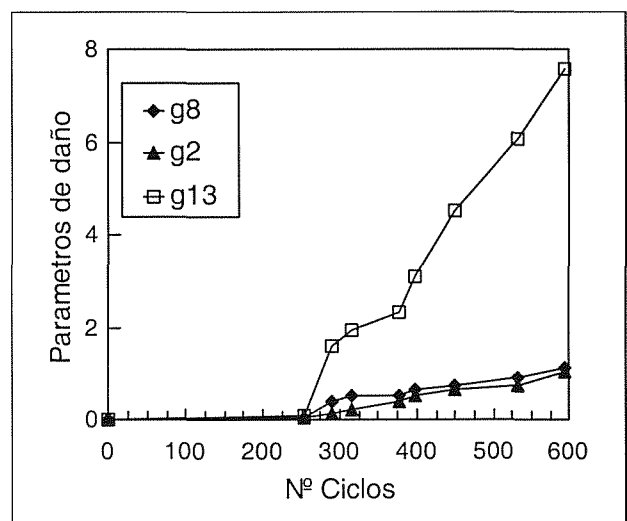


Fig. 7 Valor cuadrático medio de los parámetros de daño en las galgas 8, 4 y 13.

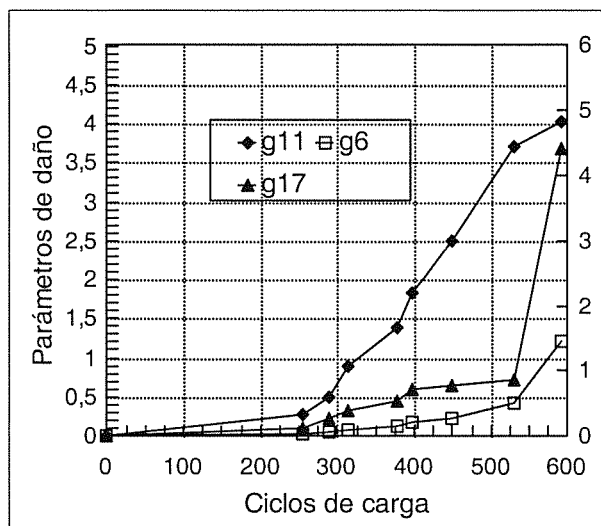


Fig.8 Valor cuadrático medio de los parámetros de daño en las galgas 11, 6 y 17

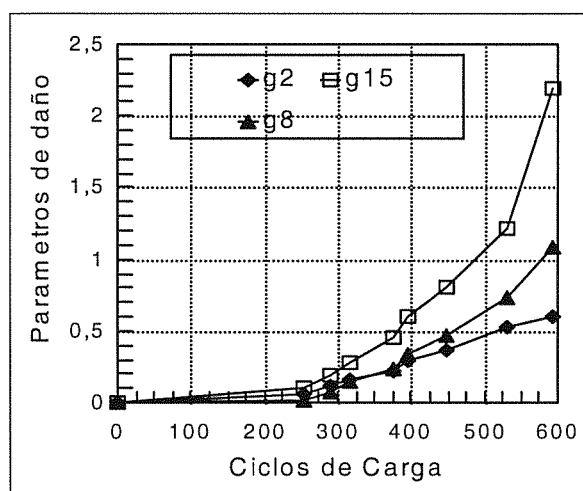


Fig.9 Valor cuadrático medio de los parámetros de daño en las galgas 8, 2 y 15.

5. CONCLUSIONES.

Como conclusiones de los resultados obtenidos, se puede afirmar que, empleando tres galgas extensométricas formando aproximadamente 120° , y empleando el valor cuadrático medio de los parámetros de daño se detecta perfectamente la aparición de una grieta. En cuanto al ángulo de aplicación de la carga en las inspecciones periódicas, debe de ser, el de la posición de cada una de las tres galgas. Además de dar buenos resultados, simplifica la operación de inspección, pues no es necesario medir ángulos. La posición longitudinal de las bandas sobre el eje de pala es a 30mm desde el cambio de diámetro del eje en

dirección a la brida. También se puede observar en las figuras 7, 8 y 9 que zona donde aparece la grieta es la comprendida entre las dos gráficas de mayor valor del parámetro de daño o coincide con la gráfica de mayor valor.

Con respecto a la longitud de grieta que sería detectable influye mucho el punto de inicio de la grieta con respecto a la localización de las bandas. La grieta sería detectable en el peor de los casos a partir de una longitud aproximadamente igual al 30% la longitud de fractura. En la mayoría de los casos se detecta cuando su longitud es aproximadamente igual al 25%.

A la hora de determinar el tiempo entre inspecciones es necesario determinar la vida a fatiga del eje de pala una vez detectada la grieta. Para ello es necesario conocer la curva de velocidad de crecimiento de grieta, y los esfuerzos a los que se encuentra sometido.[4]. A partir de la expresión de la velocidad de crecimiento y con los histogramas de momentos se calcula la vida a fatiga del eje. Una vez obtenido el incremento de longitud de grieta por hora de viento medio, se puede obtener el tiempo necesario para que la grieta crezca la longitud necesaria para que se produzca el fallo. En el caso de que se detectara con una longitud aproximada al 30% de la longitud de fractura el tiempo disponible para la sustitución del eje sería de 3 meses.

6. REFERENCIAS

- [1] Gerstle, W.H. and Abdalla, J.E. "Finite Element Meshing Criteria for Cracks Problems, Fracture Mechanics Twenty-first Symposium" ASTM STP 1074, pp 509-521 (1990).
- [2] Carpintieri, A. "Propagation of Surface Cracks Under Cycling Loading, Handbook of Fatigue Crack Propagation in Metallic Structures" Elsevier Science Publisher Ltd. (1994).
- [3] Banks-Stills, L. and Sherman, D. "On a Quarter-Point Three-Dimensional Finite Elements in Linear Elastic fracture Mechanics" Int. Journal of Fracture 41, pp 177-196. (1989).
- [4] Polo, M. "Procedimiento para la Detección de Grietas en Ejes de Pala de Aerogeneradores". Proyecto Fin de Carrera. 1996

CARACTERIZACIÓN DE LA TRANSFORMACIÓN MARTENSÍTICA INDUCIDA POR TENSIÓN DE LA ALEACIÓN Cu-Zn-Al EN UNA MÁQUINA DE ENSAYOS ACOPLADA EN UN MICROSCOPIO ELECTRÓNICO DE BARRIDO AMBIENTAL.

F. J. Gil, J. M. Manero, J. Peña, and J. A. Planell

CREB. Dept. Ciencia de los Materiales e Ingeniería Metalúrgica.
ETSEIB: Universidad Politécnica de Cataluña. Diagonal 647. 08028-Barcelona. Spain.

Resumen: En este trabajo se ha estudiado la transformación martensítica inducida por tensión (SIM) y el papel que juegan los límites de grano en dicha transformación, para la aleación Cu-Zn-Al que presenta efecto memoria de forma, al ser sometida a ensayos cíclicos de tracción. Se ha observado como los límites de grano son puntos donde tiene lugar la nucleación de la martensita inducida por tensión (SIM). Además también se ha observado como el comportamiento de la SIM posee memoria microestructural en oposición con lo que sucede con la martensita térmica. El estudio se ha realizado en una máquina de ensayos servohidráulica Instron acoplada a un microscopio electrónico de barrido ambiental Electroscan 2020 en el cual es posible la observación "in situ" de los cambios microestructurales que tienen lugar en la aleación durante los procesos de carga.

Abstract: In this paper, the stress induced martensitic transformation (SIM) and the role of the grain boundaries on this transformation have been studied. Observation of the evolution of stress induced martensitic transformation and the effect of grain boundaries on the transformation for Cu-Zn-Al shape memory alloys has been realized in a special chamber on a ESEM Electroscan 2020 coupled a Instron servohydraulic testing machine. We can do an "in situ" observation for the microstructural changes of the sample. Moreover we can observe how the stress induced martensitic transformation have microstructural memory in opposition with the thermic martensite.

1. INTRODUCCION

Las aleaciones con memoria de forma presentan la propiedad de la pseudoelasticidad cuando la fase presente es la fase β y la de memoria de forma cuando la fase es la martensita. La superelasticidad consiste en producir la transformación martensítica ($\beta \rightarrow M$) por la acción de una tensión externa. Al ser una transformación termoelástica, es reversible, es decir, si el material es descargado de su tensión, el material se recupera elásticamente a deformación nula y retorna a la fase β . Esta transformación se produce a temperaturas mayores que la M_s . En algunas aleaciones con memoria de forma base cobre, como la CuAlNi, se producen transformaciones martensita \rightarrow martensita a más elevados niveles de tensión y se obtienen niveles de deformación elástica de incluso el 22%. Cuando la fase es martensita y se aplica tensión mecánica, se deforma plásticamente; las placas se orientan en dirección a la tensión y crecen unas a expensas de otras. Si se descarga la tensión mecánica la deformación permanece, pero al calentar el material por encima de la temperatura A_f el material recupera su forma inicial. Cuando coexisten las dos fases, se produce la transformación martensítica inducida por tensión de la fase β y la deformación plástica de la martensita original. Al descargar mecánicamente tenemos un grado de deformación que desaparece al calentar por encima

de A_f . La formación de martensita es un proceso termoelástico, lo cual significa que una disminución de la temperatura entre M_s y M_f produce un pequeño crecimiento de las placas martensíticas existentes así como la nucleación de nuevas placas, de la misma manera que un incremento de la temperatura hace que las nuevas placas nucleadas desaparezcan y aquellas que habían crecido lentamente al enfriar, ahora al calentar se vayan haciendo más pequeñas. Hay una equivalencia entre temperatura y tensión: un descenso en la temperatura es equivalente a un incremento en la tensión, ambos estabilizando la martensita.

El comportamiento mecánico asociado con la memoria de forma y la pseudoelasticidad en aleaciones policristalinas de Cu-Zn-Al tanto en fase β como en fase $\beta + M$ como en fase martensítica está fuertemente influenciado por el tamaño y las orientaciones cristalográficas de los granos individuales que componen la aleación [1,2].

De cara a sus aplicaciones tecnológicas y previo a su uso industrial, es necesario el estudio y el conocimiento del efecto que tienen los límites de grano sobre los diferentes fenómenos, tanto físicos como mecánicos que caracterizan y condicionan el uso de estas aleaciones con memoria de forma, como es la caracterización de la martensita inducida por tensión, y la caracterización de los posibles mecanismos de deformación que se puedan

producir en estas aleaciones con memoria de forma, ya que un serio problema en la aplicación de estas aleaciones es que la tensión de fractura y la ductilidad de estas aleaciones es muy pequeña en el estado policristalino debido a su fractura intergranular.

En el presente trabajo se ha llevado a cabo la observación de la evolución de la transformación martensítica inducida por tensión, para aleaciones β y $\beta+M$. Se ha estudiado el efecto cíclico de la tensión mecánica, así como el efecto de los límites de grano en dicha transformación. El estudio se ha realizado en un microscopio electrónico de barrido ambiental Electroscan 2020 acoplado a una máquina de ensayos servohidráulica INSTRON.

2. MATERIAL Y MÉTODOS

Para la obtención de las diferentes aleaciones de Cu-Zn-Al, se pesaron diferentes proporciones de los metales puros que fueron encapsulados en ampollas de cuarzo al vacío llevándose a fusión a la temperatura de 1250°C. Las composiciones químicas de las diferentes aleaciones se muestra en la tabla 1.

Tabla 1. Composición de las aleaciones en porcentajes en peso.

	% Cu	% Zn	% Al	Fase
Al 1	73	20.85	6.15	β
Al 2	75.2	17.74	7.06	Mart
Al 3	77.2	14.65	8.15	β +Mart

Para la determinación de las temperaturas de transformación las muestras fueron cortadas con discos de diamante, con una longitud de 3 mm y un espesor de 2 mm. Se ha utilizado la calorimetría diferencial de barrido (DSC), empleando un equipo Mettler DSC-30. Todos los ensayos fueron realizados bajo flujo de nitrógeno gaseoso, con el objeto de evitar los procesos de oxidación que son exotérmicos y por tanto interfieren el ensayo al provocar un pico no deseado. Los ensayos se realizaron entre -50 y 150°C a una velocidad de enfriamiento/calentamiento de 10°C/min.

Los análisis microestructurales de las diferentes aleaciones han sido realizados mediante un microscopio electrónico de barrido ambiental, Electroscan 2020 acoplado con una máquina de ensayos servohidráulica Instron. Las probetas en fase β fueron sometidas a diferentes ciclos de carga a 250 MPa de modo que esta tensión aplicada es superior al nivel de tensión crítica de esta aleación produciéndose de este modo en cada ciclo la transformación y retransformación y posteriormente llevadas a rotura. Las probetas en fase β + Martensítica se llevaron hasta rotura observando la evolución de las placas martensíticas, así como de los mecanismos de deformación que se tienen lugar.

Para el estudio de las superficies de fractura se sometieron diferentes aleaciones en fase β , y martensita a tensión hasta rotura, observando posteriormente dicha superficie de fractura mediante un microscopio electrónico de barrido, JEOL/JM4.

3. RESULTADOS EXPERIMENTALES Y DISCUSIÓN

Las temperaturas de transformación se muestran en la Tabla 2 para cada una de las aleaciones estudiadas.

Tabla 2. Temperaturas de transformación.

	M_s	M_f	A_s	A_f	Fase
Al 1	13	-18	-5	23	β
Al 2	61	30	54	83	Mart
Al 3	40	0	25	49	β +Mart

Discos de la aleación 1 se trataron térmicamente a temperaturas entre 700°C y 900°C a diferentes tiempos produciéndose crecimientos de grano. Mediante análisis de imagen se determinaron los tamaños de grano y para cada uno se determinaron las temperaturas de inicio de la transformación directa e inversa. En la Figura 1 se puede observar el descenso lineal de las temperaturas M_s y A_s con el tamaño de grano para la aleación 1. La disminución de las temperaturas M_s y A_s con el tamaño de grano indica que los límites de grano favorecen la transformación $\beta \rightarrow M$ debido a que los límites de grano tienen acumuladas tensiones internas que favorecerán la formación de placas martensíticas. A mayor superficie de límites de grano mayor tensión interna y por tanto, menor temperatura M_s para producir el inicio de la transformación. El descenso de la temperatura A_s indica que los límites de grano producen un efecto de anclaje o de obstaculización a la retransformación. Por ello cuando la superficie de límites de grano es grande, se necesita calentar a temperaturas superiores con el fin de desbloquear las placas martensíticas y retornar a la fase β .

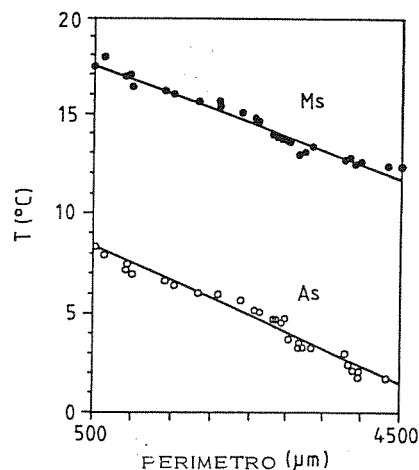


Fig 1. Temperaturas de transformación M_s y A_s frente al perímetro

El efecto del tamaño de grano en la tensión crítica para la formación de martensita está descrito en la Figura 2. Un incremento en el tamaño de grano produce un incremento lineal en la tensión requerida para la nucleación de martensita.

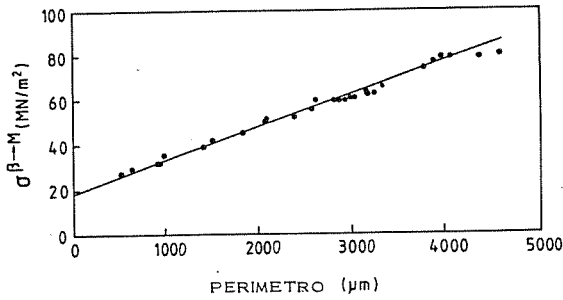


Fig 2. Tensión de transformación frente al tamaño de grano.

En las Figuras 3a, 3b, 3c y 3d se muestra una secuencia de micrografías en las cuales se puede observar en la microestructura de la aleación en fase β sometida a diferentes niveles de tensión que la nucleación y crecimiento de las placas de martensita inducida por tensión tiene lugar gradualmente, a diferentes niveles de tensión mecánica y no de una manera homogénea.

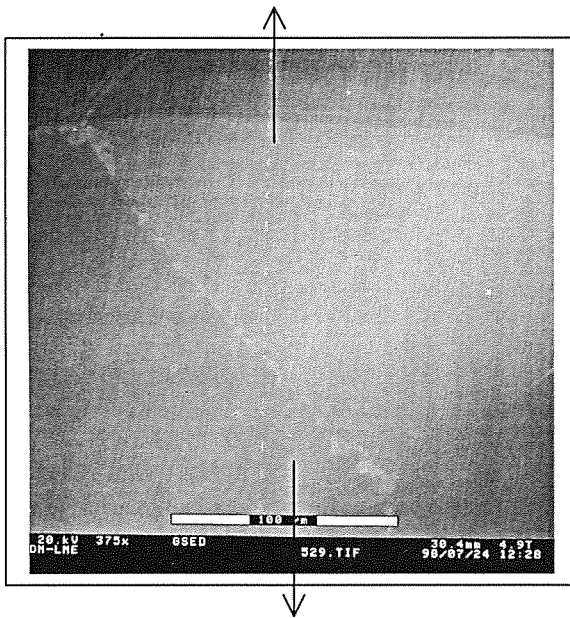


Fig 3a. Muestra sometida a 40 MPa. No se observan placas de martensita inducida por tensión. Las flechas indican la dirección de la tensión mecánica que será idéntica para todas.

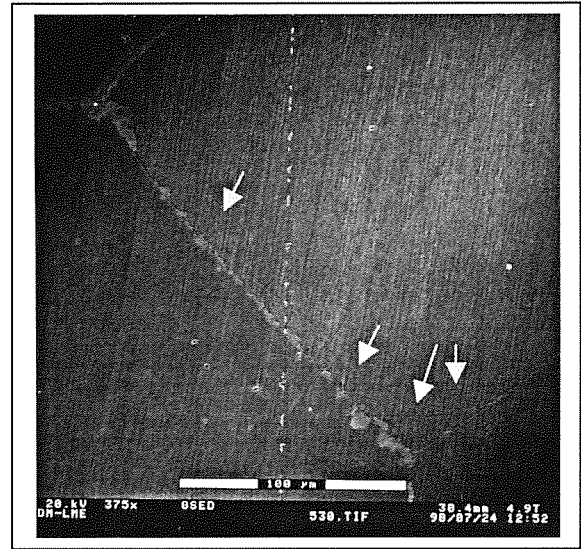


Fig 3b. Muestra sometida a 72 MPa. Podemos observar en esta imagen la aparición de las primeras placas de martensita inducida por tensión. Hay dos placas que aparecen al mismo tiempo en el límite de grano cercano al punto triple. Estas placas aparecen marcadas con flechas en la imagen.

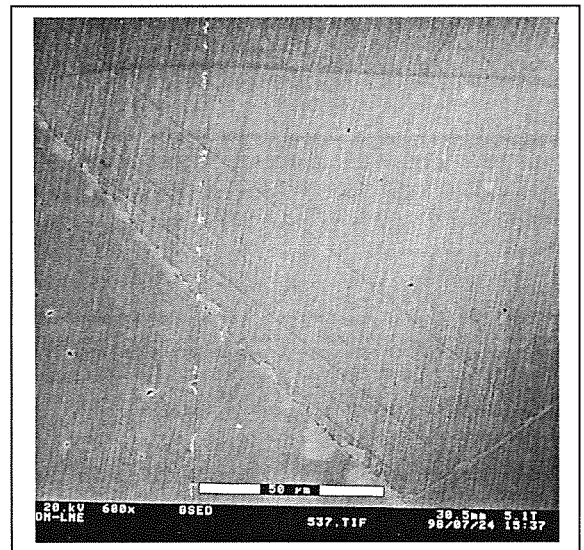


Fig 3c. Muestra sometida a 111 MPa. Se observa la aparición de nuevas placas en los límites de grano, teniendo una orientación preferencial.

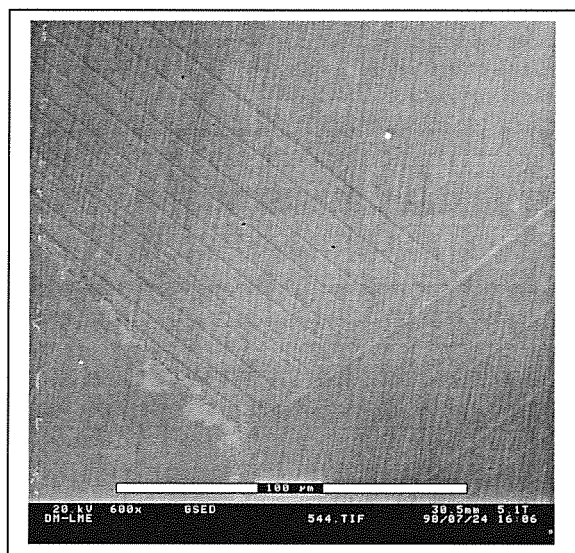


Fig 3d. Muestra sometida a 205 MPa. Se observa la existencia de una única variante de martensita inducida por tensión. Además también podemos observar como en los granos contiguos aparece también una única variante de martensita. En todos los casos la orientación de estas placas es de aproximadamente unos 45° respecto al eje de tensión.

A partir de estos datos podemos decir que la etapa de nucleación de las primeras placas martensíticas no es todo lo crítica que cabría esperar, puesto que no en todos los granos se produce al mismo tiempo esta nucleación, pudiendo decir que existe un intervalo amplio de tensiones desde la aparición de la primera placa de un grano hasta la aparición de la primera en otro grano, o las últimas de dichos granos. Además también se observa que el desarrollo de la martensita inducida por tensión no ocurre homogéneamente en todo el grano sino que esta nucleación está restringida a lugares específicos como son claramente los límites de grano y los puntos triples en los cuales hay una alta concentración de tensiones locales.

También se observa que en un grano únicamente se forma una variante de martensita inducida por tensión que es aquella que está más favorecida respecto a la tensión aplicada de modo que no en todos los granos aparecen las mismas variantes de martensita debido a la diferente orientación de las fases. En la transformación martensítica originada por descenso de temperatura, se aprecian hasta 24 posibles variantes denominadas "Self-Accommodation", pero no siguen ninguna orientación preferente. Así también se observa que estas placas están orientadas a aproximadamente 45° respecto al eje de tensión aplicada, lo cual nos indica que los puntos triples que están mejor orientados respecto al eje de tensión aplicada son aquellos en los cuales primero nuclea la martensita inducida por tensión. Este hecho se ve demostrado con la Figura 3 que nos muestra diferentes puntos triples, teniendo lugar la formación de

SIM únicamente en aquel que tiene la orientación más adecuada respecto al eje de tensión, quedando las placas paralelas al límite de grano y a aproximadamente 45° respecto al eje de tensión que quedó marcado en la Fig 3a.

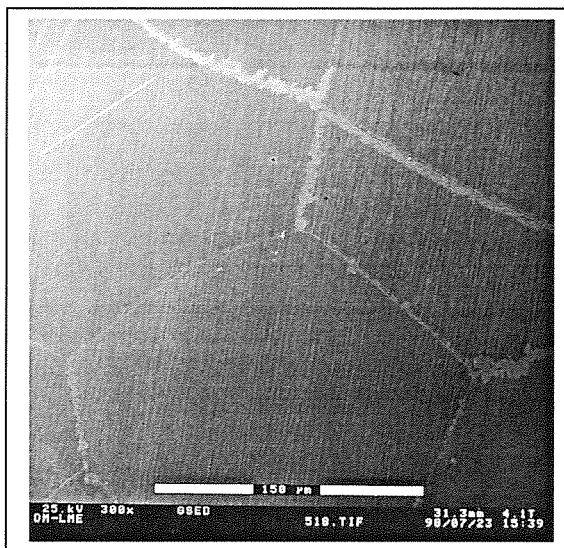


Fig. 4. Formación de placas martensíticas inducidas por tensión a aproximadamente 45° del eje de tensión. Estas direcciones vienen indicadas por las líneas blancas.

Cuando la muestra se somete a ciclos de tensión mecánica entre 0 y 250 MPa se provocan ciclos de transformación-retransformación, observándose que la primera placa que aparecía producto de la transformación era siempre la misma y coincidía con la última en desaparecer. En los 400 ciclos estudiados la placa no sufrió cambios de orientación o desplazamiento en su punto de nucleación. De la misma manera se comprueba también que la localización del resto de placas no sufre tampoco cambios apreciables. Por tanto el comportamiento superelástico de la aleación presenta memoria microestructural, en oposición con lo que sucede cuando la transformación martensítica se produce por vía térmica, donde se observa que la orientación y posición de las primeras placas que se forman es diferente en los sucesivos ciclos térmicos[4,5].

Cuando la muestra es descargada se observa la resistencia que oponen los límites de grano a la retransformación, debido a que es la interacción placa-límite de grano el último punto de retransformación. La pseudoelasticidad disminuye cuando los ciclos mecánicos aumentan debido al anclaje de las placas martensíticas en los límites de grano, dislocaciones, y a las interacciones plásticas entre diferentes placas martensíticas lo cual produce deformaciones no reversibles que impiden el completo desarrollo del efecto pseudoelástico. El grado de pseudoelasticidad depende de la orientación de los granos respecto al eje

de tensión [3]. Los estudios que se están realizando en el ESEM y en el TEM parecen indicar que son estas primeras placas en aparecer, cercanas a los límites de grano, las que debido a las tensiones que las rodean, por la presencia de los límites de grano y consecuentemente por la aparición de una red de dislocaciones las que primero quedan como placas de martensita estabilizada que no retransforman.

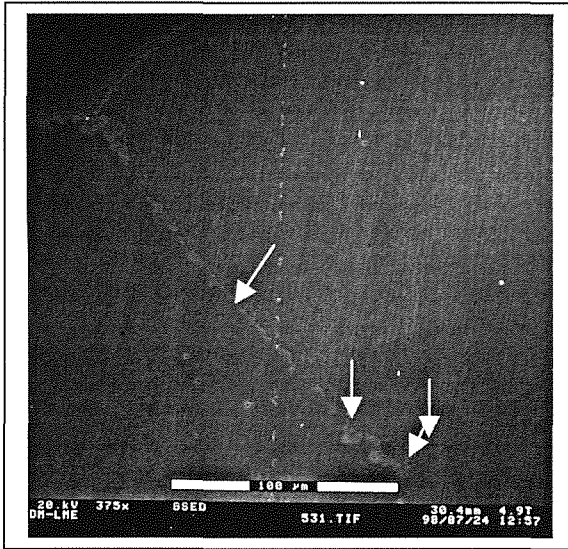


Fig 5. Misma zona que la Fig 2 después de 400 ciclos. Se observa la existencia de dos placas de martensita que corresponden a las dos primeras placas en aparecer.

En relación con los mecanismos de deformación de la martensita podemos referirnos a los siguientes mecanismos:

- Una variante de martensita crece a expensas de la otra. Normalmente la variante que crece a expensas de las demás es aquella que está más favorecida respecto al eje de tensión. Esta variante crece con un ángulo cercano a los 45° frente a las otras que forman ángulos mayores. [2].
- Formación de pequeñas bandas de deformación dentro de una variante de martensita. Este mecanismo usualmente está limitado a unas pocas y largas placas. [2].
- Deformación mediante el maclado de las placas martensíticas.
- El cuarto mecanismo viene fuertemente afectado por la compatibilidad de deformaciones en los límites de grano, de modo que si existe esta compatibilidad de deformaciones las placas de martensita al interaccionar con los límites de grano llamémosles compatibles lo que harán es producir un incremento en la energía elástica local la cual favorecerá la nucleación de nuevas placas en el grano contiguo, y la placa atravesará el límite de grano con una orientación en muchos casos idéntica y en otros muy similar. La Figura 6 muestran este

hecho. Este hecho además mejora las propiedades mecánicas del material [6,7].

Esto demuestra que el comportamiento de la transformación inducida por tensión está fuertemente afectada por la compatibilidad de deformaciones en los límites de grano. Esta misma compatibilidad de deformaciones en los límites de grano es la que provoca que la fractura del material tenga un cierto carácter transgranular, mejorando de esta manera las propiedades mecánicas del material.

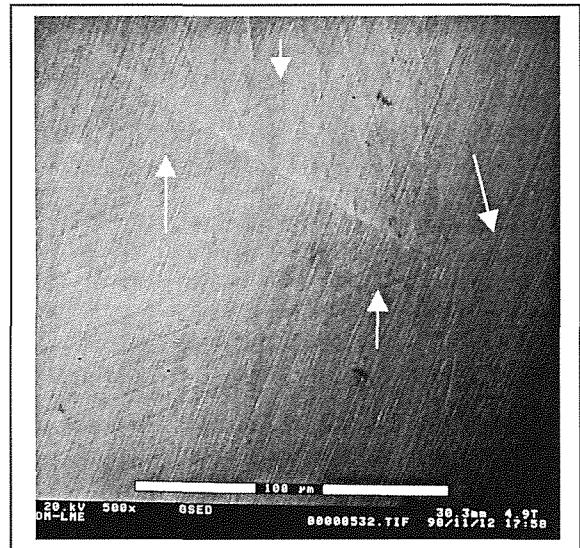


Fig 6. Las placas de SIM en la aleación $\beta+M$ además de reorientarse atraviesan los límites de grano, mostrando estos granos contiguos una coherencia de deformaciones. Las placas marcadas con flechas son las que atraviesan los límites de grano.

Al realizar el estudio fractográfico se han observado dos tipos de fractura dependiendo de las fases presentes en la microestructura.

Fase β . En la superficie de fractura se pueden apreciar zonas de fractura intergranular y transgranular Figura 7. La fractura transgranular pensamos que puede ser debida a la coherencia de los granos que facilita el crecimiento de placas martensíticas atravesando los granos y evitando así que la grieta se forme intercrystalinamente. Sin embargo en los granos que por sus orientaciones cristalinas no presentan esta compatibilidad la fractura es por los límites de grano debido a la gran anisotropía que muestra este tipo de aleaciones. Esta fractura intercrystalina es sensible a la microestructura como se puede apreciar en la Figura 8 donde se aprecian los contornos de las placas martensíticas como si hubiesen sido atacadas químicamente.

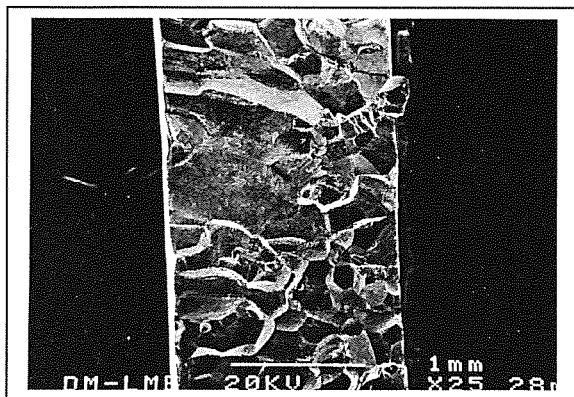


Fig 7 . Superficie de fractura con zonas que presentan fractura intergranular y zonas que presentan fractura trasgranular.

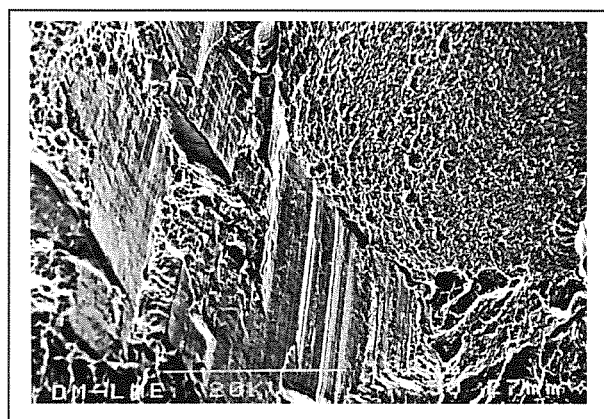


Fig 8. Detalle de la anterior en la que se observan los contornos de las placas martensíticas.

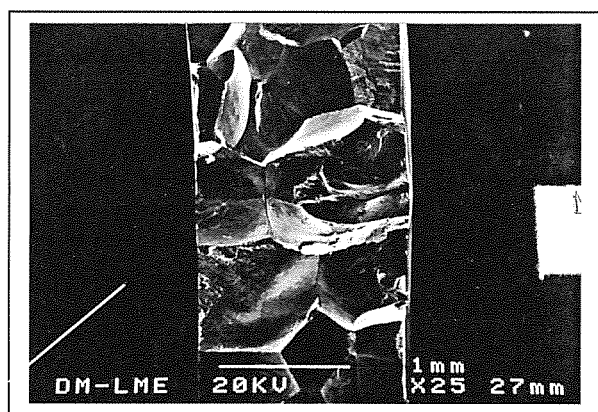


Fig 9. Fractura intercrystalina para la aleación martensítica

En las superficies de fractura observadas para las estructuras martensíticas de origen térmico sólo se ha observado fractura intergranular Fig 9. En este caso la tensión necesaria para orientar las placas según el eje de tensión, y el proceso de coalescencia entre placas

requiere un nivel de tensión superior a su resistencia máxima.

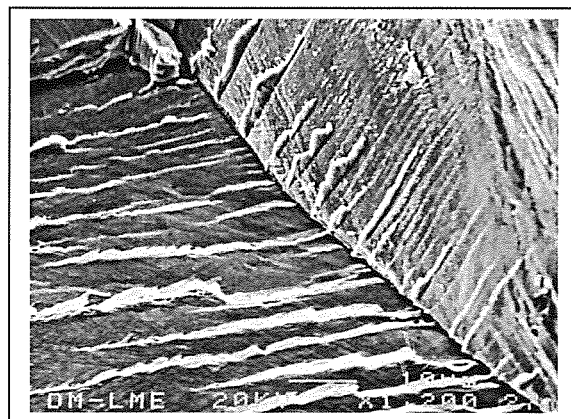


Fig 10. Zona de la superficie anterior en la que se observa claramente que se ha producido reorientación de las placas martensíticas justamente en el límite de grano para la aleación martensítica.

El mecanismo de compatibilidad o de “puenteo” de la martensita entre granos no se llega a conseguir debido al elevado nivel de tensión requerido. En la Fig 10 se aprecia a mayores aumentos la orientación de las placas y el mayor grosor de las mismas.

6. AGRADECIMIENTOS

Los presentes autores agradecen a la Sra Montserrat Marsal su colaboración y ayuda en la realización de los trabajos en los Microscopios SEM y ESEM.

6. REFERENCIAS

- [1] Dvorak I, and Hawbolt E.B, Met. Trans. 6A (1975) 95.
- [2]. Schroeder T.A, Cornelis I. and Wayman C.M., Met. Trans. 7A (1976) 535.
- [3]. D. V. Wield and E. Gilliam.. Acta Metallurgica, 25 (1976) 725.
- [4]. J.M. Guillemany, B. G. Mellor, J.R.Miguel y F. J. Gil. Revue de Metallurgie (1987) 9 pp. 9-942
- [5]. J.M. Guillemany, B. G. Mellor, J.R.Miguel y F. J. Gil. Journal of the American Society for Electron Microscopy. 4 (1987) 99-102.
- [6]. K. Takezawa, T. Izumi, H. Chiba and S. Sato. Journal de Physique. Coll C4 43, 1982. (819)
- [7]. S. Miyazaki, T. Kawai and K. Otsuka. Journal de Physique. Coll C4 43, 1982.

ENERGÍA ESENCIAL DE FRACTURA DEL PAPEL. UNA EXPERIENCIA DIDÁCTICA**J. Gil Sevillano, A. Martín Meizoso, B. Goes, J. M. Martínez Esnaola, M. Fuentes****Centro de Estudios e Investigaciones Técnicas de Gipuzkoa (CEIT)
Paseo de Manuel Lardizábal, 15, 20009 San Sebastián
y****Alumnos del curso 97/98 de Ciencia de Materiales 1****Escuela Superior de Ingenieros Industriales. Universidad de Navarra,
Apdo. 1674, 20008 San Sebastián.**

Resumen: Se presenta un trabajo práctico realizado por alumnos de Ingeniería Industrial en la asignatura de Ciencia de los Materiales. El trabajo consistía en medir la energía específica esencial de fractura de hojas o láminas (papel o “foil” de aluminio). El tipo de hojas y el método de medida quedaba a su libre arbitrio y sólo se les suministraron indicaciones sumarias sobre la propiedad a medir y posibles métodos a utilizar. Este trabajo presenta los resultados obtenidos al medir la energía esencial de fractura de un papel para fotocopidora, de 80 g/m^2 , el que la mayoría de los alumnos escogieron, utilizando el método de desgarradura con 2 grietas (probeta de 3 “patas”). Los métodos de medida de la carga empleados fueron aproximados y muy variados. Pese a todo, se obtienen unas medidas razonables y se pueden extraer algunas conclusiones sobre la resistencia a rasgadura del papel que concuerdan bien con datos disponibles en la bibliografía.

Abstract: Results of a practical work carried out by 2nd year engineering students are presented. The work consisted in measuring the specific essential work of fracture of sheet materials (paper, aluminium foil, etc.). Here we present measurements carried out on 80 g/m^2 copy paper using a shearing method (three-legs sample). The techniques used for measuring loads were approximate and indeed very varied. Anyway, a reasonable figure for the essential work of fracture of paper was obtained, in good agreement with available data from the literature.

1. INTRODUCCIÓN

Los métodos tipificados para la medida de la tenacidad a fractura consideran el caso de grandes espesores y condiciones de deformación plana. Los métodos disponibles para la medida de la tenacidad en condiciones de tensión plana son mucho más escasos. Pese a todo, el número de materiales que se fabrican en forma de láminas delgadas, hojas y películas es muy elevado. Uno de los métodos propuestos para la medida de la tenacidad en estas condiciones es el de la energía esencial de fractura, muy utilizado ya para la caracterización de polímeros (1,2).

Dentro del contexto de la asignatura de Ciencia de los Materiales, en la Escuela Superior de Ingenieros Industriales de San Sebastián, se propuso como ejercicio práctico a los alumnos de segundo curso (primer ciclo) que midieran la energía esencial de fractura de láminas de papel (de calidad copia o prensa) o “foil” de aluminio.

2. MATERIALES

El material y método exacto quedaban a su libre arbitrio, con indicación de que en el informe del trabajo (en forma de panel) detallaran las características experimentales necesarias. Se les orientó únicamente sobre el concepto de “trabajo específico esencial de fractura” y, genéricamente, sobre los métodos de medida en modo I y modo III. Los montajes y métodos de medición a usar debían ser “de cocina”, no de laboratorio. El objetivo de la práctica era, además de consolidar un concepto importante de fractura de materiales, enfrentarles por primera vez a las dificultades de medición de distintas magnitudes reales y a la solución de un problema experimental relativamente abierto. Se les animó a que trataran también de estimar la precisión de la medida y los errores cometidos.

Los alumnos escogieron papel y hojas de aluminio de distintos gramajes y marcas, o recortes de periódicos diferentes (Diario Vasco, La Vanguardia, ABC, El País,...), obviamente de gramajes variados. El papel más utilizado fue el que, en este momento, vendía el Servicio de Reprografía de la Escuela: papel Navigator Universal (Soporcel, Portugal) de 80 g/m² y espesor nominal de 0.1 mm.

3. TÉCNICAS EXPERIMENTALES

Con respecto a los métodos de medida empleados, éstos se pueden clasificar en ensayos de tracción de una probeta con dos entallas laterales (irrealizable correctamente sin algún tipo de "máquina de ensayo" con registro de la carga en función del desplazamiento) y ensayos de desgarradura (la opción más frecuente). Dentro de los ensayos de desgarradura los hay de dos tipos: con una sola grieta (2 patas) o dos grietas (3 patas), como muestra la Fig. 1. El estudio lo limitaremos a este último ensayo, del que se dispone de un mayor volumen de datos relativamente fiable.

Los métodos de medida de la carga al alcance de la imaginación de los alumnos son de lo más variados: se emplearon tornillos, canicas, arroz, arena,... como "unidades" de medida. Y los dispositivos experimentales (horizontales o verticales) se construyeron en su mayoría con hilo de pescar, papel "cello", poleas, palos de helados, platillos,... o cosas más sofisticadas: bobinas eléctricas, dinamómetros, balanzas,... No todo fue muy ortodoxo desde el punto de vista científico, pero tampoco hay que quitar mérito al ingenio de los alumnos.

4. RESULTADOS

Reducido el experimento al modo de desgarradura con 2 grietas (3 patas), la energía de fractura se obtiene como el cociente entre el trabajo realizado por la carga externa:

$$W_{ext} = F \cdot 2\Delta a \quad (1)$$

(en donde F es la fuerza para desgarrar el papel, Δa el incremento de longitud de las grietas, y el incremento de área de las grietas (2 en este caso):

$$\Delta S = 2 \cdot t \cdot \Delta a \quad (2)$$

luego, la energía de fractura valdrá:

$$w_S = \frac{2 \cdot F \cdot \Delta a}{2 \cdot t \cdot \Delta a} = \frac{F}{t} \quad (3)$$

en donde t es el espesor del papel.

En principio w_S es función de la anchura de las patas en el experimento y la energía esencial se define como:

$$w_e = \lim_{W \rightarrow 0} w_S \quad (4)$$

en donde W representa la anchura del ligamento de papel, véase la Fig.1.

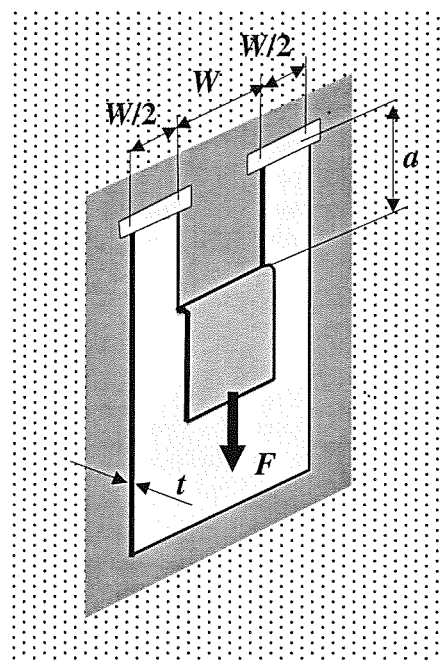


Fig. 1. Esquema del dispositivo experimental empleado en la realización de ensayos de rasgadura del papel.

El método para calcular este límite consiste en obtener el trabajo de fractura para diferentes valores de W y posteriormente, extrapolar a cero el valor del ligamento.

Las medidas de las cargas de desgarradura obtenidas para diferentes anchuras del ligamento se resumen en la Fig. 2. Como es evidente, la enorme dispersión se debe tanto a la heterogeneidad de los métodos empleados para la medida de la carga, como a las diferentes restricciones de desplazamiento impuestas por los distintos grupos y, en menor medida, a la propia dispersión del papel, diferencias de humedad y temperatura, etc. El tipo de grieta de iniciación también ha podido influir significativamente. Además, tampoco se ha documentado la dirección de la grieta respecto a la de fabricación del papel, cuya anisotropía puede ser muy importante (3).

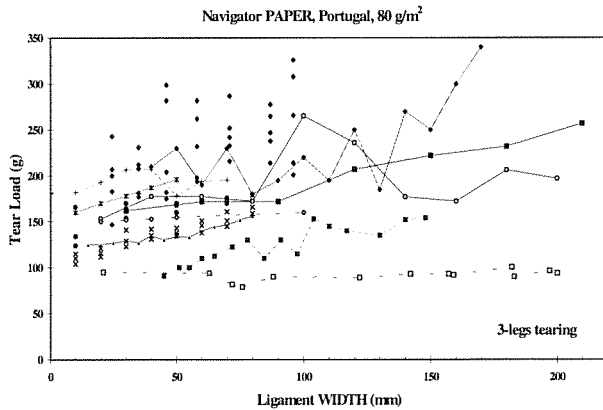


Fig. 2. Cargas de desgarro en función de la anchura del ligamento para el papel Navigator de 80 g/m². Los diferentes símbolos representan las medidas de 12 grupos diferentes de trabajo y, en consecuencia, con diferentes métodos de medida de la carga y arreglos experimentales.

A través de la Eq. (3), se calcula el trabajo de fractura, utilizando el espesor nominal del papel: $t = 100 \mu\text{m}$. Las medidas del trabajo de fractura en función de la anchura del ligamento se recogen en la Fig. 3.

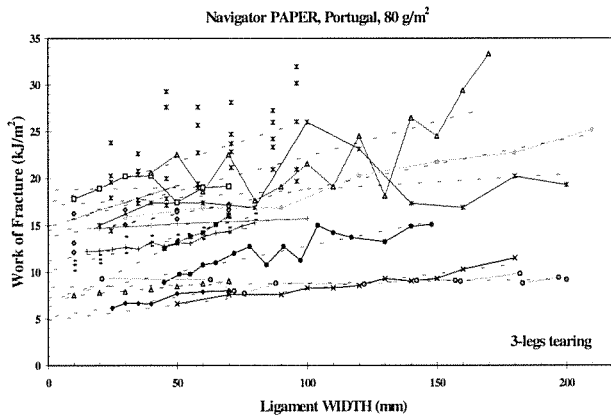


Fig. 3. Medidas del trabajo de desgarro del papel en función de la anchura del ligamento realizadas por los diferentes grupos.

Los diferentes grupos miden trabajos específicos esenciales de fractura comprendidos entre 4'8 y 18'8 kJ/m² y pendientes comprendidas entre 5 y 137 kJ/m³.

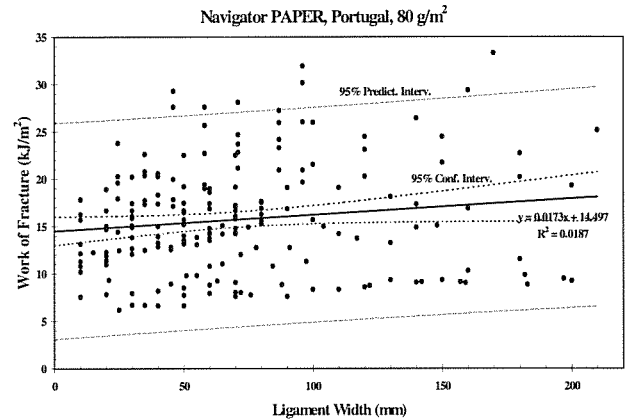


Fig. 4. Medidas del trabajo de desgarro del papel en función de la anchura del ligamento.

La Fig. 4 muestra la recta de regresión para el conjunto de los datos experimentales junto con los intervalos de confianza al 95% tanto para la población como para la recta de regresión. De su ordenada en el origen, se obtiene, para el trabajo esencial de fractura para el papel Navigator de 80 g/m²,

$$W_{es} = 14'5 \pm 1'5 \text{ kJ/m}^2 \text{ (i.c. 95\%)} \quad (5)$$

Resulta un valor razonable comparándolo con los datos que aparecen en la bibliografía, que sitúan este parámetro, en el modo I, entre 4'5 y 21'5 kJ/m², dependiendo del tipo de papel y de la dirección de ensayo (4-6), y entre 10 y 29 kJ/m² en modo III (7), con un valor, en este último caso, de 12'7 kJ/m² para un papel similar al aquí ensayado.

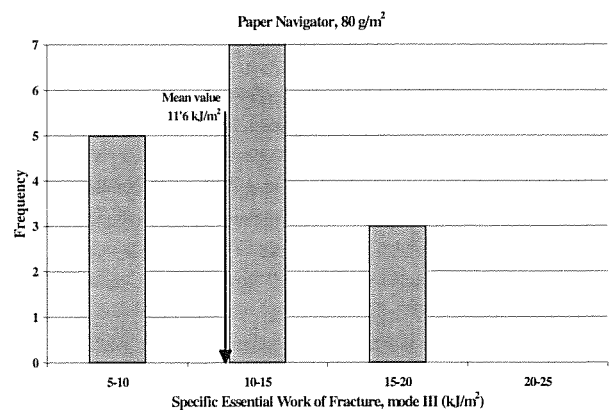


Fig. 5. Distribución de las energías específicas de fractura medidas por cada uno de los 16 grupos.

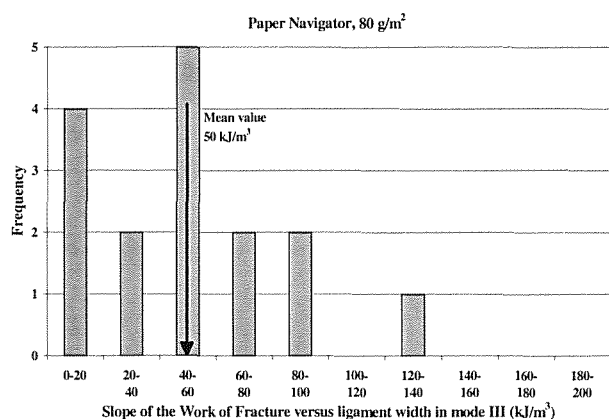


Fig. 6. Distribución de los valores de la pendiente del trabajo de fractura en función del espesor del ligamento, obtenidos por los 16 diferentes grupos.

El otro hecho relevante es la escasa pendiente de la recta media (17.3 kJ/m^3). La independencia del trabajo de fractura del espesor del ligamento entra cómodamente dentro del intervalo de confianza para este valor medio de la pendiente. Al promediar todos los valores indiscriminadamente, sin tener en cuenta que los resultados de cada grupo de trabajo cubrían intervalos muy diferentes de longitud del ligamento, se ha podido falsear el verdadero resultado. Si se tienen en cuenta los resultados de cada grupo de medida, se obtienen los histogramas de las Figs. 5 y 6, más acordes con los resultados de la bibliografía, con esta componente del trabajo de fractura, considerada en bibliografía como "trabajo específico no-esencial".

5. CONCLUSIONES

- Los métodos de bricolaje empleados por los alumnos para la medida de la carga son poco fiables, pero muestran que con muy pocos medios es posible experimentar y medir una magnitud fundamental de la Mecánica de la Fractura.

- En cualquier caso, el trabajo específico esencial de fractura del papel Navigator de 80 g/m^2 se sitúa en torno a los 14.5 kJ/m^2 .

6. AGRADECIMIENTOS

Los autores agradecen a los alumnos de 2º curso de Ingeniería Industrial (97/98) sus esfuerzos en la realización de estas medidas (compensados, eso sí, con una pequeña fracción de la calificación final).

7. REFERENCIAS

- (1) ESIS (European Structural Integrity Society). "Testing Protocol for Essential Work of Fracture". Version 3 (1995).
- (2) Ferrer, D., Maspoch, M. U., Santana, O. y Martínez, A. B. *Anales de Mecánica de la Fractura*, 15, 150 (1998).
- (3) Korteoja, M., Salminen, L. I., Nikanen, K. J. y Alava, M. J. *Mater Sci. Eng. A*, A248, 173 (1998).
- (4) Mai, Y.-W., *Int. J. Mech. Sci.*, 35, 995 (1993).
- (5) Mai, Y.-W., He, H., Leung, R. y Seth, R. S., "Fracture Mechanics: 26th Volume", ASTM STP 1256, W. Reuter, J. H. Underwood y J. C. Newman, Jr., eds., ASTM, Philadelphia (EEUU), 1995.
- (6) Yu, Y. y Kärenlampi, P., *J. Mater. Sci.*, 32, 6513 (1977).
- (7) Atkins, A. G. y Mai, Y. W., *J. Mater. Sci.*, 14, 2747 (1979).

ESTUDIO DEL COMPORTAMIENTO MECÁNICO DE UNA SUPERALEACIÓN DE BASE Ni

F. Longo(1) ; V. Quintanilla(1);P. Sebastián(1);J. Larrea(2); A. Sánchez(1)

- (1) INSTITUTRO NACIONAL DE TÉCNICA AEROSPACIAL (INTA)
División de Materiales y Estructuras
Área de Materiales Metálicos
Ctra. Torrejón –Ajalvir p.k. 4 – 28850 Torrejón de Ardoz (MADRID)
- (2) SENER INGENIERÍA Y SISTEMAS, S.A. (SENER)
Avda. Zugazarte, 56
48930 – Las Arenas (VIZCAYA)

RESUMEN: En este trabajo se presentan valores del comportamiento mecánico a altas temperaturas de una superaleación de base Ni. Los ensayos de tracción se han realizado a 650 °C y 870 °C en modo de control por desplazamiento. Los ensayos de fatiga a bajo número de ciclos se han realizado en tracción-compresión en control por deformación a 580 °C y 770 °C con R=-1.

Los resultados experimentales se han analizado y se han obtenido las curvas de tracción esfuerzo-deformación y las curvas de Coffin-Manson para cada temperatura. Los valores de los parámetros, de los modelos matemáticos expresados por las leyes de Hollomon y Coffin-Manson, se han calculado usando el método de mínimos cuadrados.

ABSTRACT: In this paper values of mechanical behaviour at high temperature of a Ni-base forging superalloys are presented. The tensile test have been carried out at 650 °C and 870 °C under stroke control. The low cycle fatigue test have been carried out in tension-compression and under strain control at 580 °C and 770 °C with R=-1.

The experimental results have been analyzed and the tensile stress-strain curves and Coffin-Manson curves have been obtained at each temperature. The parameter values of the Hollomon and Coffin-Manson laws have been evaluated using the least-square method.

1 INTRODUCCIÓN

La creciente necesidad de la industria, y en especial de la aeroespacial, de disponer de materiales que tengan un buen comportamiento a elevadas temperaturas para su utilización en elementos en la zona caliente de motores, tales como discos y álabes de turbina, y teniendo en cuenta la complejidad de las condiciones de utilización de estos materiales, hace necesario un buen conocimiento de su comportamiento para que la elección de estos materiales, sea la óptima a la hora de su utilización.

Para ello, debe realizarse de cada material la caracterización físico-química y microestructural, así como la realización de ensayos mecánicos en diferentes condiciones de carga y temperatura, para optimizar sus condiciones de utilización, poniendo un especial énfasis en el comportamiento de estos materiales sometidos a cargas repetidas, ya que el fenómeno de fatiga es una de las causas más comunes de las roturas en servicio de piezas y mecanismos.

Entre los materiales utilizados para aplicaciones estructurales a altas temperaturas están las aleaciones de base Ni o Co, de las que al buscar datos oficiales[1][2][3] recomendados para su utilización en la industria aeronáutica, se encuentra la dificultad de no disponer de valores concretos del comportamiento a fatiga a bajo número de ciclos y elevadas temperaturas.

El objetivo de este trabajo es obtener datos concretos del comportamiento mecánico a elevada temperatura, reflejar la tendencia de comportamiento que se infiere de los resultados que se han obtenido en los diferentes ensayos y su

concordancia con los modelos matemáticos de comportamiento dados por Hollomon y Coffin-Manson [4][5][6][7].

2 SÍMBOLOS:

b: Exponente de resistencia a fatiga
E : Módulo de elasticidad
e : Deformación en términos de ingeniería
k: Coeficiente de resistencia
k': Coeficiente de resistencia a fatiga
n: Exponente de endurecimiento
N_f : Ciclos a rotura
n': Exponente de ductilidad a fatiga
R : Razón de deformaciones (e_{máx.}/e_{mín.})
R_{máx.}: Resistencia a la tracción
R_{p0,2}: Límite elástico al 0,2%
S : Esfuerzo en términos de ingeniería
x_e: Componente elástica de la magnitud x
x_p: Componente plástica de la magnitud x
e : Deformación verdadera
e': Coeficiente de ductilidad a fatiga
s : Esfuerzos verdaderos
ρ : Coeficiente de correlación

3 ENSAYOS**3.1 Material y su caracterización:**

La composición química de la colada utilizada, expresada en % en peso, y las cantidades nominales según especificación AMS 5713F están indicadas en la **Tabla I**.

Designa.	Base	Cr	Mo	Ti	Al	Co	Fe	C
AMS5713F	Ni	18-20	9-10,5	3-3,3	1,4-1,8	10-12	<5	<0,12
Colada ensayos	Ni	19,57	11,26	3,73	1,27	11,50	1,10	0,090

TABLA I: Composición Química (% en peso)

Las diferencias en la composición de Al, Ti y Mo no se consideran significativas.

3.2 Estado del material

El material se recibió tratado y según el usuario su estado era el de solubilización (calentamiento a 1950°F durante 30 minutos y enfriamiento al aire) y maduración (calentamiento a 1400 °F durante 10 h y enfriamiento al aire) según especificación AMS 5713F.

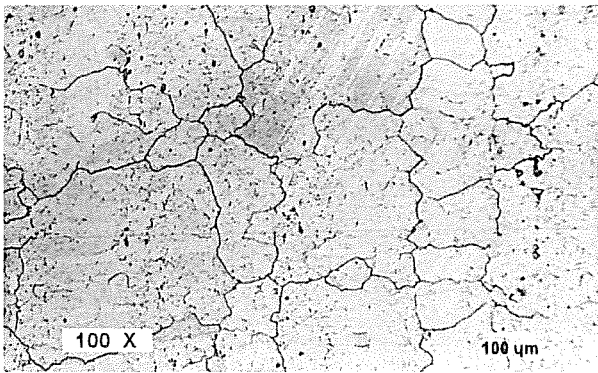


Figura 1

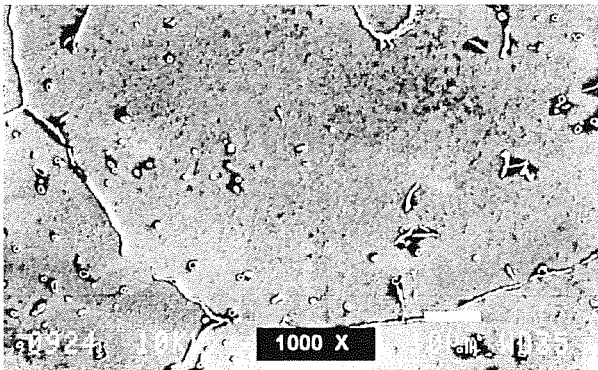


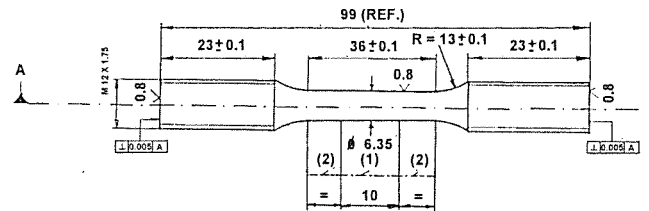
Figura 2

Muestra en estado de recepción: Ataque electrolítico: Ácido nítrico (205 ml) + Ácido sulfúrico (35 ml) + Ácido fosfórico. 5 V durante 5 minutos

El grano es de tipo duplex y tiene un tamaño entre 2 y 3 [8] y la microestructura está constituida por una matriz austenítica, γ , con precipitación homogénea de fase γ' y con existencia de carburos del tipo C_6Cr_{23} en límite de grano y del tipo CMO_6 en el interior del grano, como puede observarse en las figuras 1 y 2.

3.3 Probetas

Se utilizaron probetas de sección circular uniforme y la configuración de las mismas, con sus dimensiones nominales, se muestran en las figuras 3 y 4. Las probetas se recibieron totalmente mecanizadas.



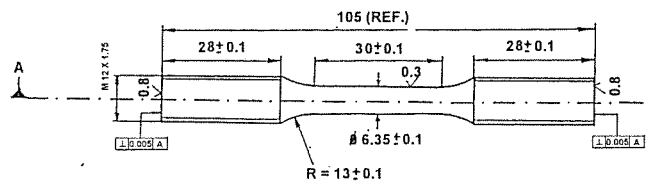
* Cotas en mm.

* La cota menor ha de darse en la zona (1), permitiéndose que la cota menor en el diámetro a lo largo de esta zona sea un 0.5% inferior al valor que tenga en la zona (2).

Figura 3.- Probeta de tracción S/N ASTM E - 8

3.4 Equipos y condiciones generales de ensayo.

Los ensayos de tracción se realizaron en máquinas servohidráulicas de 100 kN de capacidad máxima, utilizando la sensibilidad de escala de 50 kN. En estas condiciones las máquinas de ensayo están clasificadas como clase 1 S/N EN-10002-2 [9] de 1.991.



* Cotas en mm.

* La norma ASTM E-606 permite una longitud galgada de la probeta de cuatro veces el diámetro de la sección galgada. En este caso tomamos 30 mm. para una mejor colocación del extensómetro.

* La norma ASTM E-606 indica un diámetro en la cabeza de dos veces el diámetro de la cabeza. En este caso hemos tomado M12 por condicionamiento de amarre a las mordazas.

Figura 4.- Probeta de fatiga a bajo número de ciclos S/N ASTM E-606

Los ensayos de tracción se realizaron S/N ASTM E-21 [10], controlando el desplazamiento del pistón móvil a una velocidad de 0,25 mm/min hasta alcanzar una deformación del 0,8 %, continuando el ensayo a una velocidad de 2,5 mm/min hasta conseguir la rotura de la probeta.

Los ensayos de fatiga a bajo número de ciclos se realizaron S/N ASTM E-606 [11] en modo de control por deformación, utilizando una onda triangular de frecuencia 0,5 Hz.

El calentamiento de las probetas se hizo por radiación mediante hornos de resistencia de tipo libro, dotados de tres zonas con regulación independiente, con un gradiente de temperaturas a lo largo de la longitud calibrada de la probeta de 3°C. Una vez alcanzada la temperatura de ensayo, las probetas antes de iniciarse el ensayo se mantuvieron veinte minutos a esa temperatura.

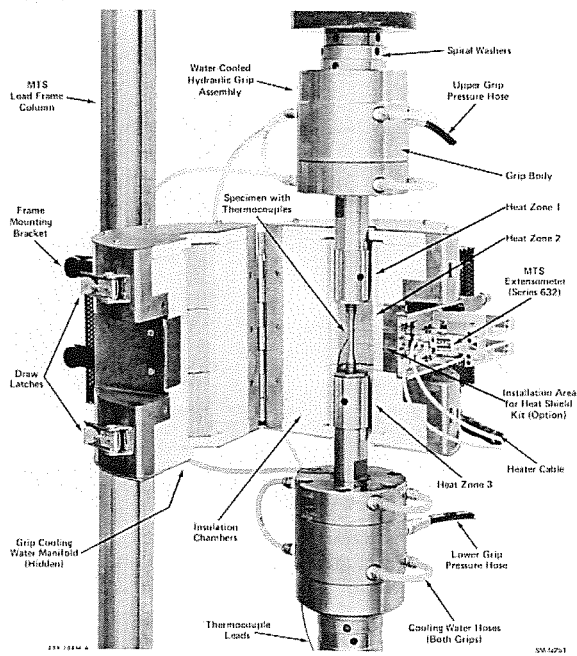


Figure 1. High-Temperature Furnace, Internal View

Figura 5.- Esquema de montaje de la probeta

La fijación de las probetas de ensayo a los equipos de ensayo se realizó mediante mordazas hidráulicas, refrigeradas por agua, que aseguran el alineamiento de la probeta y evitan que se produzcan holguras en los procesos de descarga en los ensayos de fatiga. Un esquema [12] del montaje de puede verse en la figura 5.

La captación de las deformaciones se realizó con extensómetros axiales provistos de varillas radiales de cuarzo de 25 mm de longitud base a temperatura ambiente y con la sensibilidad de escala de 2,5 mm., que se encuentra clasificado como B1 S/N ASTM E-83 [13].

3. 5 Condiciones específicas de ensayo.

La elección de las condiciones de ensayo (temperaturas, amplitudes y frecuencias) fueron fijadas por el usuario de las aleaciones, reflejando en este trabajo las siguientes condiciones indicadas en la Tabla II:

Ensayos	Temp. (°C)	R	Δε(%)	f (Hz)	Tipo de onda
LCF	650	-1	1'1;0'95;0'75	0'5	Triangular
	770		1;0'85;0,72		
TRACCIÓN	580 y 870				

Tabla II.- Condiciones de ensayo

4 Resultados obtenidos en los ensayos

4.1 Tracción

De los resultados obtenidos en los ensayos de tracción (esfuerzo y deformaciones referidos en términos de ingeniería) y teniendo en cuenta la definición de Ludwik para la deformación verdadera, se calcularon los esfuerzos y deformaciones verdaderas para cada uno de los ensayos, mediante las siguientes expresiones:

$$\sigma = S(1+e) \quad (1)$$

$$\epsilon = \ln(1+e) \quad (2)$$

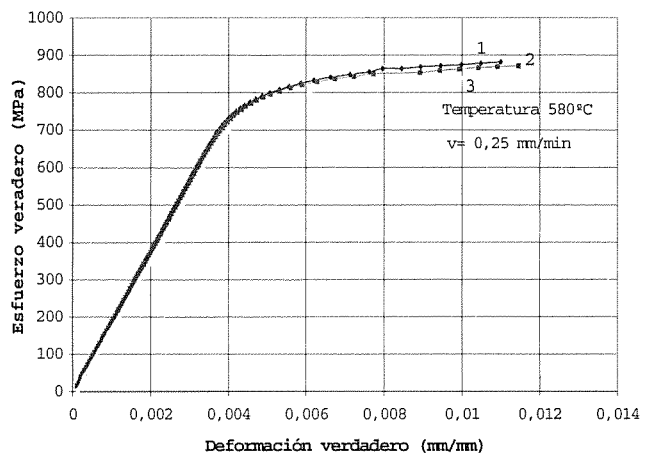


Figura 6.- Gráficos de ensayos de Tracción a 580 °C

En el tramo lineal de la curva y mediante análisis de regresión lineal, se calculó el valor del módulo de elasticidad. La deformación plástica se calculó mediante la ecuación 3 y, a partir de ella, nuevamente mediante análisis de regresión lineal de la expresión dada por Hollomon, ecuación 4, indicada en forma logarítmica, se calcularon los distintos parámetros [14] característicos de este material para estas temperaturas.

$$\epsilon_p = \epsilon - \sigma/E \quad (3)$$

$$\sigma = K(\epsilon_p)^n \quad (4)$$

$$\epsilon = \sigma/E + (\sigma/K)^{1/n} \quad (5)$$

En las figuras 6 y 7 pueden observarse la representación gráfica de los ensayos realizados en términos de esfuerzos y deformaciones verdaderas. En la Tabla III están reflejados los valores de los parámetros correspondientes a la expresión analítica dada por Hollomon y los valores del límite elástico al 0,2% y la resistencia a tracción.

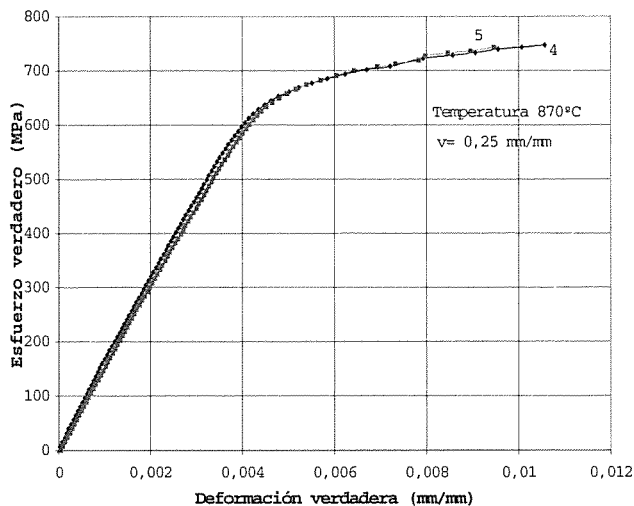


Figura 7.- Gráficos de ensayos de Tracción a 870 °C

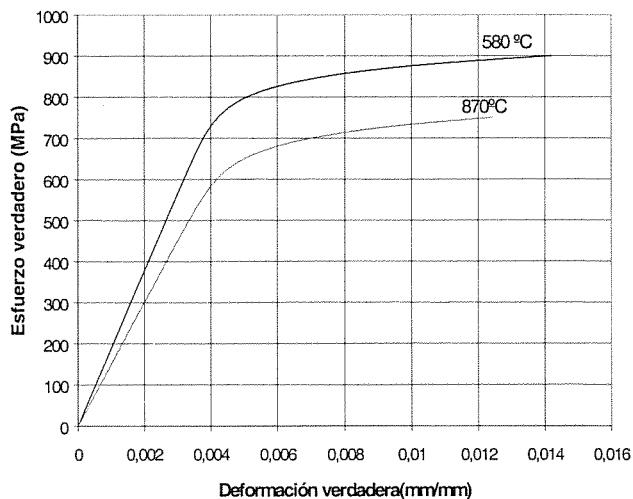


Figura 8.- Curvas teóricas de Tracción

T (°C)	Prob.	E (Mpa)	ρ^2	K(MPa)	n	ρ^2	$R_{p0.2}$ (MPa)	$R_{m\acute{a}x.}$ (MPa)
580	1	184811	0,9999	1095,09	0,04505	0,9982	805	1143
	2	189584	0,9999	1160,37	0,05207	0,9995	831	1131
	3	190578	0,9999	1152,19	0,05089	0,9959	830	1127
870	4	150990	0,9998	994,32	0,05972	0,9952	695	809
	5	149095	0,9997	1014,48	0,05891	0,9948	698	809

Tabla III.- Coeficientes de la ecuación de Hollomon para cada probeta ensayada

De los resultados de tracción en términos verdaderos, obtenemos como curvas típicas [15], para esta colada y estas temperaturas, las representadas en la figura 8. Siguiendo el mismo procedimiento que el mencionado para los diferentes ensayos, se calcularon los coeficientes de las expresiones analíticas indicadas en las ecuaciones (4) y (5) y sus valores se indican en la Tabla IV:

TEMPERATURA °C	E (MPa)	K (MPa)	n
580	188290	1130,28	0,0487
870	150035	1003,62	0,0594

Tabla IV.- Coeficientes de la ecuación de Hollomon para las curvas típicas

4.2 Fatiga a bajo número de ciclos.

En las figuras 9 y 10 se muestran gráficamente la variación, en términos de ingeniería, de los esfuerzos máximos y mínimos a lo largo del proceso de fatiga de dos probetas y que pueden considerarse como representativos de los obtenidos en el resto de las probetas.

Las figuras 11 y 12 representan tres ciclos de la parte inicial del ensayo, tres ciclos de la parte final y dos ciclos intermedios para una de las probetas ensayadas.

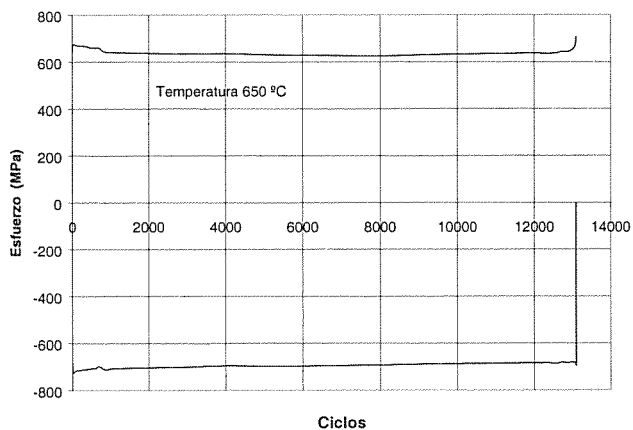


Figura 9.- Variación de $S_{m\acute{a}x.}$ y $S_{m\acute{m}n}$ (650°C, Δε= 0,75 %, R= -1)

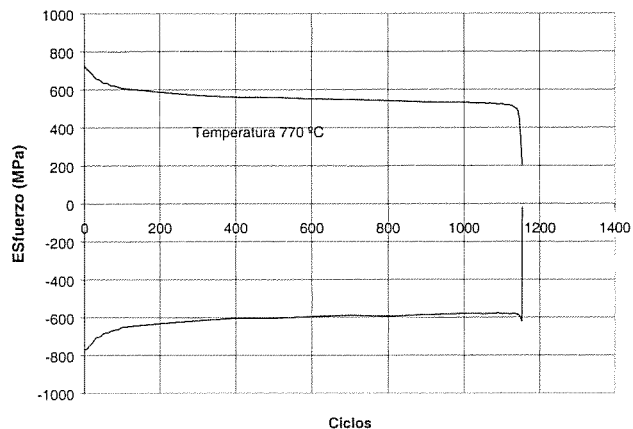


Figura 10.- Variación de $S_{m\acute{a}x.}$ y $S_{m\acute{m}n}$ (770°C, Δε= 1 %, R= -1)

Los resultados obtenidos durante los ensayos, al igual que en los ensayos de tracción, estaban referidos a términos de ingeniería por lo que mediante las ecuaciones (1) y (2) se calcularon los esfuerzos y deformaciones verdaderas para los ciclos a vida media de cada uno de los ensayos

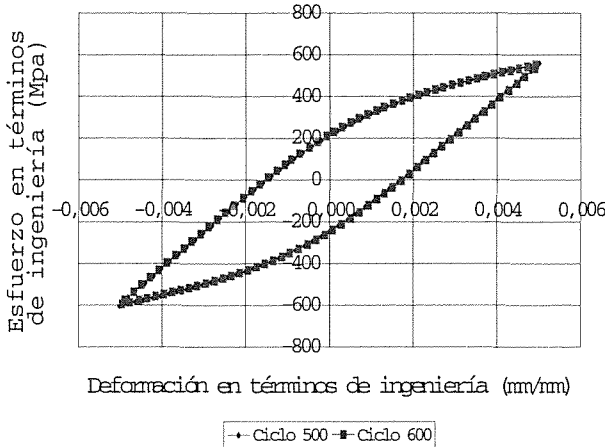


Figura 11.- Ciclos de histéresis a vida media (770°C, Δε= 1 %, R= -1)

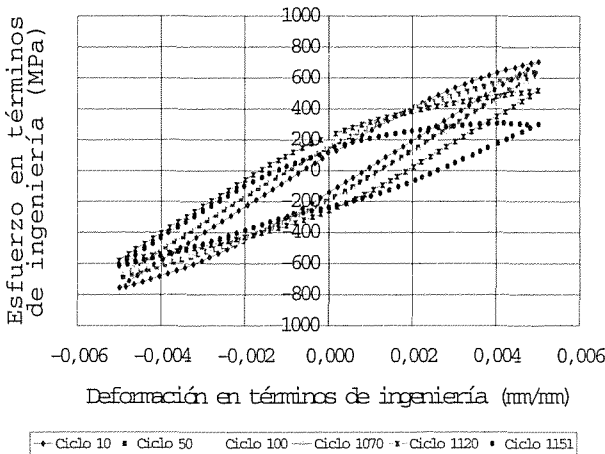


Figura 12.- Ciclos de histéresis a vida media (770°C, Δε= 1 %, R= -1)

El cálculo del módulo de elasticidad se ha obtenido, en los ensayos de fatiga, del ciclo de histéresis correspondiente al ciclo cuyo valor es la mitad del total obtenido para la rotura de la probeta, se realizó [16] entre los puntos s'_1 y s'_2 para el cálculo de E_d y entre los puntos s''_1 y s''_2 para el cálculo de E_a , tal y como puede observarse en la figura 13. La determinación de la deformación plástica en este ciclo se realizó a partir de los resultados obtenidos para E_a y E_d . Al no disponer del registro correspondiente a este ciclo, los cálculos se hicieron en los dos ciclos más próximos, uno por defecto y otro por exceso, y como valor de la deformación plástica se tomó la media de la obtenida para estos dos ciclos.

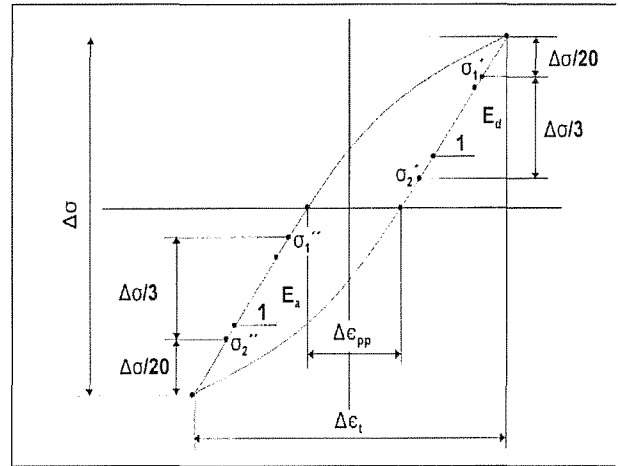


Figura 13.- Referencia para cálculos a vida media

La Tabla V refleja los resultados obtenidos para cada una de las probetas.

Mediante análisis por mínimos cuadrados se comprobó la concordancia de los valores obtenidos en los ensayos, TABLA V, con las expresiones dadas por Coffin y Manson, ecuaciones 6 y 7, indicadas en términos logarítmicos. Los resultados se pueden observar en la Tabla VI.

$$\Delta \epsilon_e / 2 = K' (2N_f)^b \tag{6}$$

$$\Delta \epsilon_p / 2 = \epsilon' (2N_f)^{n'} \tag{7}$$

$$\Delta \epsilon / 2 = K' (2N_f)^b + \epsilon' (2N_f)^{n'} \tag{8}$$

Temp. (°C)	Δε _T (mm/mm)	Δε _p (mm/mm)	Δε _e (mm/mm)	E _d (Mpa)	E _a (Mpa)	Ciclos
650	0,0110	0,0039	0,0071	185374	186613	1542
	0,0095	0,0019	0,0076	187557	191613	4014
	0,0095	0,0022	0,0073	183754	185991	2861
	0,0095	0,0026	0,0069	184728	186375	2212
	0,0075	0,0005	0,0070	186909	187828	13088
	0,0075	0,0009	0,0066	186946	189570	9945
	0,0075	0,0009	0,0066	185286	186543	8852
770	0,0100	0,0033	0,0067	168875	170752	1154
	0,0100	0,0033	0,0067	168811	172776	1128
	0,0085	0,0021	0,0064	168381	170877	2367
	0,0072	0,0012	0,0060	173852	175715	7335
	0,0072	0,0013	0,0059	171904	171512	9864

TablaV.- Resultados a vida media

T (°C)	e'	n'	ρ	K'	b	ρ
770	0,0623	-0,4740	0,9919	0,0053	-0,0592	0,9999
650	1,2598	-0,8076	0,9989	0,0060	-0,0607	0,8063

Tabla VI.- Coeficientes de la ecuación de Coffin-Manson

Las representaciones gráficas de estas expresiones se encuentran en las figuras 14 y 15

5 Conclusiones

5.1 Ensayos de tracción.

a) Se han obtenido, a las temperaturas que el usuario estima de particular interés, las curvas de comportamiento a tracción en caliente de la aleación RENE 41. La dispersión de los resultados obtenidos en estos ensayos (tres y dos probetas según temperaturas) ha sido muy pequeña como normalmente sucede en los ensayos estáticos, por lo que, aunque no pueden establecerse, dado el número de probetas utilizadas, valores concretos de fiabilidad, las curvas representativas son suficientes para utilizar en proyectos. Por otra parte los valores obtenidos superan los valores mínimos admisibles en esta aleación según MIL-HDBK-5F.

b) Se ha comprobado la validez de modelo matemático de comportamiento establecido por Hollomon, determinando los parámetros específicos del material ensayado a introducir en el modelo matemático de Hollomon

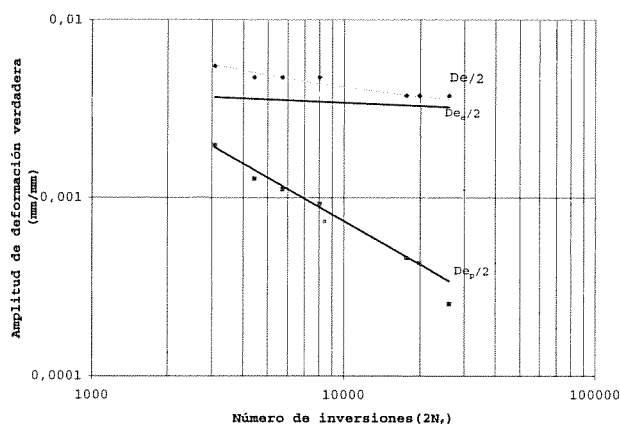


Figura 14.- Curvas representativas de fatiga a bajo número de ciclos (650 °C)

5.2 Ensayos de fatiga a bajo número de ciclos.

a) Se han obtenido, a las temperaturas definidas por el usuario, las curvas de comportamiento a fatiga en caliente a bajo número de ciclos de la aleación RENE 41. En este caso y debido al bajo número de probetas ensayadas y a la dispersión de resultados típica de los ensayos de fatiga, las curvas obtenidas deben interpretarse como una tendencia de comportamiento ya que no pueden asignárseles valores de supervivencia y fiabilidad superiores al 50/50, por lo que la utilización de estas curvas en proyectos debe hacerse con las debidas precauciones.

b) Se ha comprobado la validez de modelo matemático de comportamiento establecido por Coffin y Manson, determinando los parámetros específicos del material ensayado a introducir en el modelo matemático dado por ellos, con la salvedad del grado de fiabilidad de los mismos.

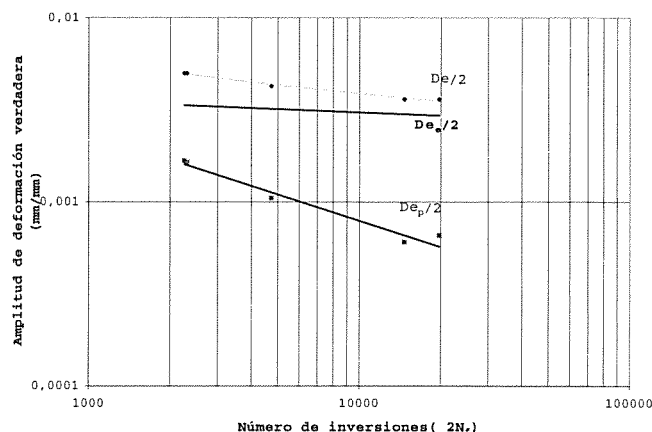


Figura 15.- Curvas representativas de fatiga a bajo número de ciclos (770 °C)

6. Agradecimientos

Los autores quieren dejar constancia de su agradecimiento a todos aquellos que han hecho posible este trabajo: a D. J. M^a Pintado Fe por el asesoramiento recibido durante el desarrollo del trabajo; a D. J.A. Cañas Olalla y D. C. Carballar Domínguez por su labor en la realización de los ensayos.

De la misma forma los autores quieren mostrar su agradecimiento a SENER e ITP que han financiado el programa de caracterización de la aleación RENE 41, que ha permitido la presentación de este trabajo.

7.- BIBLIOGRAFÍA

- 1.- Aerospace Structural Metals Handbook - August 1994 - Code 4205.
- 2.- MIL-HDBK-5F Vol. 2 - November 1990 - Pag. 6.77-6.83
- 3.- AMS Specification 5713F
- 4.- Fallos en Servicio de los Materiales Metálicos - José M^a Pintado Fe - INTA - Cap.6.
- 5.- Fatigue and Fracture - ASM Handbook - Vol 19 -Pág 695-699.
- 6.- Thermal Stress and Low-Cycle Fatigue - S.S. Manson - McGraw Hill - Cap. 4
- 7.- Metal Handbook Ninth Edition-Vol.8 Mechanical Testing- ASM
- 8.- ASTM E 19 - Determining Average Grain Size.
- 9.- EN 10002-2 - Materiales Metálicos. Ensayos de Tracción.
- 10.- ASTM E21 - Elevated Temperature Tension Test of Metallic Materials.
- 11.- ASTM E606 - Constant-Amplitude, Low cycle Fatigue Testing
- 12.- MTS Product Specification - Model 632.1. High Temperature Furnace.
- 13.- ASTM E83 - Practice for Verification and Classification of Extensometer
- 14.- ASTM E646 - Tensile Strain-Hardening Exponents (n-values) of Metallic Materials.
- 15.- MIL-HDBK-5F Vol. 2 - November 1990 - Pag. 9.56-9.60
- 16.- Enging Disc Cooperative Test Programme - AGARD Report N766.

ESTUDIO EXPERIMENTAL DE LA RESISTENCIA A FRETTING FATIGA CON CONTACTO ESFÉRICO EN LA ALEACIÓN DE ALUMINIO 7075-T6

Carlos Navarro, Bettina U. Wittkowsky, Jaime Domínguez
 Dpto. de Ingeniería Mecánica y de los Materiales
 E.S.I de Sevilla, Avda. Descubrimientos s/n, 41092 SEVILLA

Resumen. Se ha realizado una serie de ensayos de fretting fatiga en los que las superficies en contacto eran una esfera y un plano. Para ello se ha utilizado una nueva máquina que permite un continuo control y seguimiento de distintos parámetros del ensayo, carga normal, carga tangencial, desplazamientos y carga axial. El material usado en los ensayos ha sido la aleación de Aluminio 7075-T6. Se ha estudiado en estos experimentos la influencia sobre la vida a fatiga de los distintos parámetros que intervienen. Finalmente, se han utilizado cuatro criterios de fatiga multiaxial para analizar el lugar de iniciación de las grietas, tanto la principal como las secundarias, y su posterior evolución. Estos resultados se han comparado con los datos experimentales, para lo que se han estudiado mediante microscopía las probetas ensayadas.

Abstract. Systematic and controlled experiments have been carried out with a spherical-tip contact pad fretting against a flat surface. It has been used a new fretting fatigue loading system which facilitates continuous monitoring and control of such parameters as normal and tangential contact loads, and cyclic displacements in addition to the specimen fatigue loading parameters. The pad and specimen materials were both 7075-T6 aluminum alloy. The influence of a number of fretting parameters on the fatigue lifetime has been experimentally investigated. In addition, four different multiaxial fatigue criteria have been used to analyze the initiation site and evolution of the primary and secondary cracks; the experimental results have been used to validate the latter analysis. Metallographic and fractographic examinations have also been performed on the fretted specimens.

1. INTRODUCCIÓN

El término fretting fatiga hace referencia a un tipo de fatiga en la que, a las tensiones debidas a otras cargas variables, se suma el efecto perjudicial de dos superficies que están en contacto y deslizan una respecto a la otra. Además de las tensiones locales provocadas por el contacto, se puede añadir la tensión debida a las cargas cíclicas. Esta variación de tensiones genera una serie de grietas que pueden, bien simplemente deteriorar la superficie por desprendimiento de lascas o bien crecer hasta provocar la rotura del material. El fenómeno del fretting puede ser observado en servicio en piezas tales como uniones atornilladas y roblonadas, acoplamientos con ajuste en caliente, cadenas, etc.[1].

Muchos investigadores han llevado a cabo una serie de estudios experimentales, analíticos y numéricos sobre fretting fatiga desde que fue descrito por primera vez en 1911 [2], aunque todavía queda mucho por investigar.

El estudio de la iniciación y crecimiento de grietas por fretting fatiga es complejo y en él intervienen factores como la presión de contacto, la amplitud del deslizamiento relativo, las tensiones tangenciales en la superficie, el tipo de material, el coeficiente de

rozamiento, el estado y geometría de la superficie y las condiciones ambientales.

Hasta ahora se han utilizado diferentes geometrías de los elementos en contacto en los ensayos experimentales, cada una generando una distribución de tensiones muy diferente [3-10]. Los ensayos más utilizados son los que simulan las condiciones reales de trabajo [6,7] y los que emplean los denominados puentes de fretting [8-10].

Se acepta en general que el proceso de fretting fatiga debe ser estudiado considerando al menos dos fases [11-12]: (i) Iniciación de la grieta y crecimiento en las inmediaciones de las superficies de contacto, donde el campo de tensiones es multiaxial y está dominado por las presiones de contacto; en este caso las tensiones varían fuera de fase [13]. (ii) Propagación de grietas largas a través del grueso del espécimen donde las condiciones locales del contacto tienen un efecto despreciable. Esta segunda fase puede ser analizada usando los métodos usuales para grietas largas sometidas a cargas remotas (sin fretting). La fase primera, de iniciación de la grieta, es importante en fatiga a alto número de ciclos, mientras que cuando el número de ciclos hasta el fallo es pequeño, la influencia de esta fase disminuye. En este último caso la vida total

se ve poco afectada por el fretting, sin embargo, en fatiga a alto número de ciclos, el fretting cobra una importancia relevante [5], al igual que en especímenes con entalla sometidos a fatiga. Como caso extremo de fatiga a alto número de ciclos el fretting puede reducir el límite de fatiga por un factor de dos o tres [14,15].

Con objeto de estudiar los mecanismos de fretting fatiga, la primera fase mencionada anteriormente puede ser dividida a su vez en otras dos. La primera incluye el proceso inicial hasta que aparece la primera grieta o hasta que ésta avanza unos pocos granos. La segunda fase empieza cuando la grieta avanza los granos suficientes como para que el crecimiento de la grieta pueda ser considerado un problema de mecánica de medios continuos, pero todavía bajo la influencia de la variación del complejo campo de tensiones inducido por el contacto.

El propósito de este artículo es analizar algunos aspectos de la iniciación y primer crecimiento de grietas por fretting fatiga en la aleación de aluminio 7075-T6 y determinar el efecto de diferentes parámetros en la vida a fatiga. Para ello se van a analizar los resultados de unos ensayos realizados con este material donde las superficies de contacto son un plano y una esfera. Estas condiciones ideales permiten hacer un análisis tridimensional de los complejos campos de tensiones bajo el área de contacto sin que se produzcan singularidades en el borde de contacto.

2. DESCRIPCIÓN DEL MATERIAL Y LOS ENSAYOS

Como ya se ha dicho, el material ensayado fue Al 7075-T6. Las superficies esféricas y las probetas fueron fabricadas a partir de barras extruídas de diámetro 25.4 y 12.7 mm, respectivamente. Las probetas eran de sección rectangular de 5x8mm. El radio de las superficies esféricas era 25.4 mm. Las superficies de contacto fueron pulidas con polvo de alumina de 0.5µm y luego limpiadas ultrasónicamente en alcohol puro. Las principales propiedades mecánicas del Al 7075-T6 se muestran en la tabla 1. La microestructura del material era bastante irregular y los granos eran alargados debido a la extrusión. El tamaño medio de grano era de 100x60µm.

Tabla 1. Propiedades mecánicas del Al 7075-T6.

UTS (MPa)	$\sigma_{v0.2}$ (MPa)	ν	E (GPa)
572	503	0.33	72
Resistencia a fatiga (Carga axial; R=-1)			ΔK_{th} (R=-1)
10^6 ciclos	10^7 ciclos	10^8 ciclos	MPa m ^{-1/2}
214 MPa	175 MPa	140 MPa	2.2

El aparato de fretting (Fig. 1) usado fue diseñado y construido para acoplarlo a una máquina servohidráulica uniaxial de ensayo. La probeta se somete a una carga axial cíclica, P , mediante el actuador de la máquina servohidráulica de ensayo. El soporte de las piezas esféricas se monta sobre un sistema flexible que a su vez va unido a la máquina de ensayo. Esta flexibilidad, C_q , se puede ajustar para permitir la variación de la carga tangencial, Q , o el desplazamiento relativo entre la probeta y la esfera, δ , manteniendo los demás parámetros constantes. El sistema también permite aplicar y medir independientemente la carga normal, N , que es transmitida a la probeta a través de los elementos de contacto esféricos. Una descripción detallada de este sistema se puede encontrar en [16].

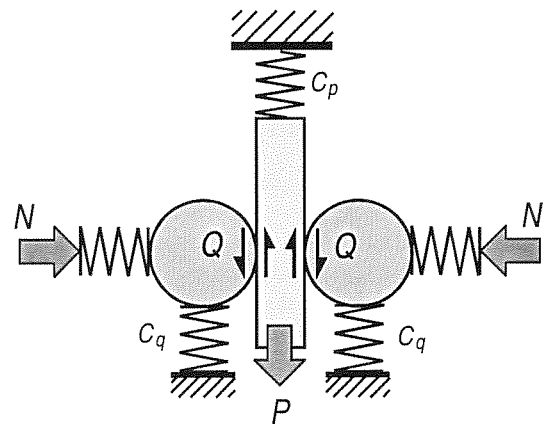


Fig 1. Esquema de la disposición del ensayo.

Las tensiones axiales aplicadas a la probeta estuvieron siempre muy por debajo del límite de fatiga. La máxima presión de contacto nunca superó el límite de fluencia del material. El coeficiente de fricción medio fue de $\mu=1.2$. Este valor muestra concordancia con los valores hallados por otros investigadores [4]. La determinación del coeficiente de fricción se explica con detalle en [16].

En todos los ensayos la frecuencia fue de 10 Hz y el coeficiente de asimetría $R=-1$. Se llevaron a cabo 2 series de ensayos, A y B, donde se analiza la influencia sobre la vida a fatiga de distintos parámetros. (1) En la serie A se estudió la influencia del cociente $Q/\mu N$ en la vida a fatiga. La amplitud de la carga tangencial y la tensión axial se mantuvieron constantes en todos los ensayos $Q = \pm 15$ N y $\sigma_{ax} = \pm 83$ MPa. En cada ensayo se variaba la carga normal, N . (2) En la serie B se analizó la influencia de los parámetros N y Q , manteniendo constante el cociente Q/N y σ_{ax} .

3. RESULTADOS

Las figuras 2 y 3 muestran la vida obtenida en los ensayos de las dos series. La figura 2 muestra los resultados de la serie A. Para el mismo valor de Q , la variación de la vida cuando varía N es muy pequeña. Un incremento de N desde 12.5 a 30 N, que hace decrecer

Q/N desde 1.2 hasta 0.5, produce un incremento en la vida a fatiga de sólo el 30%. Para estos ensayos se obtiene una buena correlación entre Q/N y la vida a fatiga usando una regresión lineal.

zona donde se iniciaron las grietas tiene aproximadamente 60 a 80 μm de largo, que es casi el ancho del anillo de deslizamiento a lo largo del eje $y = z = 0$.

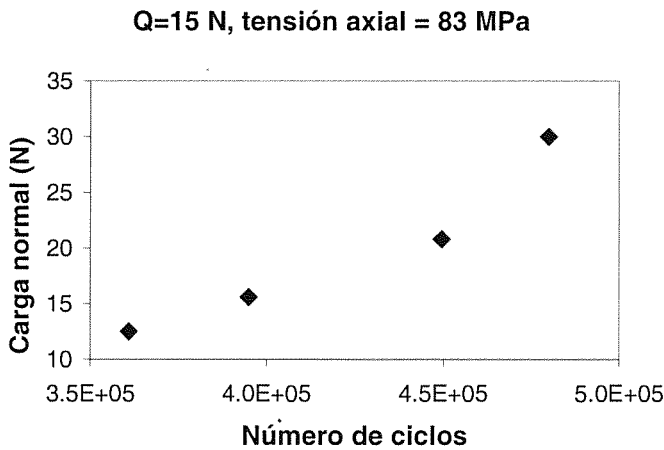


Fig 2. Resultado de ensayos. Serie A.

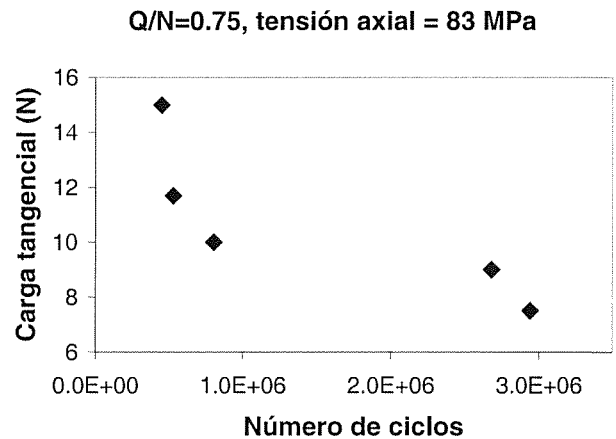


Fig 3. Resultado de ensayos. Serie B.

La figura 3 muestra los resultados de la serie B. En este caso, mientras que Q cambia su valor en la misma proporción que N , el efecto de la reducción de N será un incremento en la vida a fatiga. Aunque esta dependencia queda muy lejos de tener un comportamiento lineal. La reducción de N desde 20.8 hasta 16 (23%) hace que la vida a fatiga aumente por un factor de 1.18. Sin embargo, una reducción de 13.9 a 10.3 N (26%) incrementa la vida en un factor de 3.7. De estas dos series de ensayos se deduce que las tensiones tangenciales debidas al contacto tienen un efecto mucho mayor sobre la vida a fatiga que las tensiones normales (N). Así mismo, se observa que estas dos tensiones, tangenciales y normales, tienen un efecto contrario. En la serie A, a mayor N , mayor vida a fatiga del espécimen. Aunque este efecto es pequeño. En la serie B, a mayor Q , menor vida a fatiga, con una influencia mayor o menor dependiendo del nivel de Q .

La figura 4 muestra dos fotografías de las grietas iniciadas. La figura 4a se corresponde con la sección del eje de simetría de la zona de contacto y la 4b con una sección a 30 μm del mismo eje. La longitud de la grieta principal en la superficie es de 500 μm y su máxima profundidad es de 120 μm en el centro, siendo su forma casi semielíptica. En estas dos secciones se pueden ver otras grietas que se iniciaron cerca de la principal. Casi todas empiezan a crecer formando un ángulo pequeño con la superficie. Más tarde, algunas giran y crecen formando un ángulo recto con la dirección inicial de crecimiento (figura 4a) y otras formando 90° con la superficie. Algunas grietas convergen produciendo el desprendimiento de pequeñas partículas. Finalmente, la grieta principal, que en este caso es la única con más de 10 a 15 μm , gira y crece formando 70°-80° con la superficie después de haber crecido unos 20 μm . La

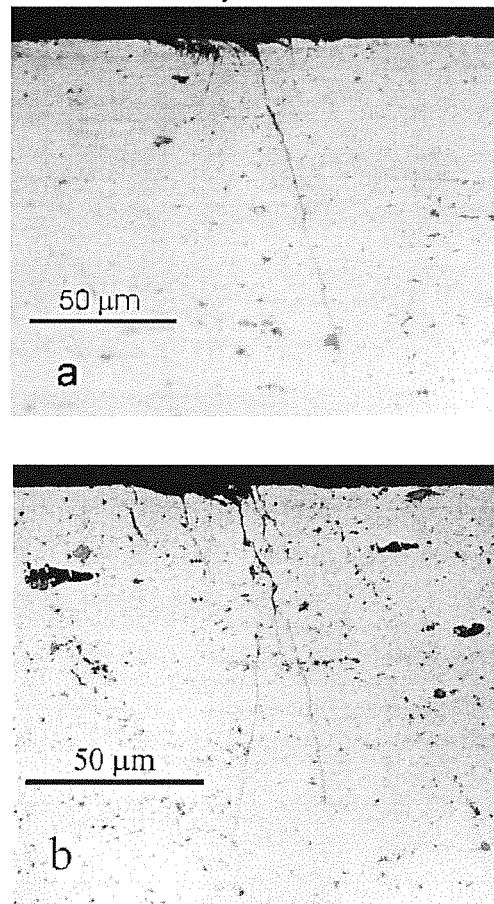


Fig 4. Grietas cercanas a la zona de iniciación.

Con el objeto de estudiar el proceso de iniciación y crecimiento, se ha realizado un análisis de las tensiones

producidas cerca de la zona de contacto durante un ensayo de fretting donde $N = 20 N$, $Q = \pm 15 N$ y $\sigma_{ax} = \pm 59 MPa$. Se han aplicado cuatro criterios de fatiga multiaxial: amplitud máxima de las tensiones tangenciales ($\Delta\tau_{max}/2$), donde $\Delta\tau_{max}$ es el valor de $\Delta\tau$ en el plano donde es máximo, la aproximación de Crossland [17], la aproximación de Crossland [18] y el parámetro de Smith, Watson y Topper [19]. Los tres primeros están relacionados con la iniciación de grietas dominada por las deformaciones tangenciales; el cuarto está relacionado con un proceso de iniciación controlado por la máxima amplitud de las tensiones normales. Para cada criterio se ha calculado su parámetro característico de tensión equivalente. Para comprobar la posible iniciación de una grieta, se ha comparado cada uno de estos parámetros con el valor del mismo parámetro que se obtiene utilizando las tensiones que se producen en el límite de fatiga. Las expresiones de estos parámetros se indican a continuación. En el caso del criterio de McDiarmid

$$\frac{\Delta\tau_{max}}{2} + \frac{t_1}{2\sigma_{TS}} \sigma_{max} \tag{1}$$

donde σ_{max} es el máximo valor que toma la tensión normal en el plano $\Delta\tau_{max}$, σ_{TS} es la tensión de rotura y t_1 el límite de fatiga a torsión. El parámetro de Crossland es

$$\sqrt{J_{2,a}} + \frac{J_{1,max}}{3} \cdot \left(\frac{3t_1}{b_1} - \sqrt{3} \right) \tag{2}$$

donde $J_{2,a}$ y $J_{1,max}$ son el segundo invariante del tensor desviador de la amplitud de las tensiones y el valor máximo del primer invariante respectivamente, b_1 es el límite de fatiga a flexión. El valor del parámetro en el límite de fatiga para los criterios anteriores es el límite de fatiga a torsión, $t_1=101 MPa$. El parámetro de Smith, Watson y Topper (SWT) es

$$SWT = \frac{\Delta\sigma_{max}}{2E} \cdot \sigma_{max1} \tag{3}$$

donde $\Delta\sigma_{max}$ es el máximo incremento de tensiones normales y σ_{max1} el valor máximo de las tensiones normales en el plano donde se produce $\Delta\sigma_{max}$. En el límite de fatiga el parámetro toma el valor

$$SWT = \frac{b_1^2}{2E} \tag{4}$$

En la figura 5 se muestran los parámetros de tensión equivalente, normalizados por sus valores en el límite de fatiga, en el plano $y=0$, y a dos profundidades: $z=0$ (figura 5a); y $z=20 \mu m$ (figura 5b), profundidad a la

cuál, la mayor parte de las grietas secundarias ya han girado. La figura 6 muestra para el mismo plano y distintas profundidades, los ángulos de los planos donde se obtienen las máximas amplitudes de las tensiones tangenciales ($\phi \rightarrow \Delta\tau_{max}$) y tensiones normales ($\phi \rightarrow \Delta\sigma_{max}$). Se puede observar que los tres primeros criterios dan resultados muy similares, prediciendo la iniciación de la grieta (parámetro $\approx 1.6-1.8 > 1$) en la zona de deslizamiento. Aunque el criterio de SWT da unos valores muy distintos, predice también la iniciación de la grieta en la misma zona, aunque en el borde. A la profundidad de $20 \mu m$, los valores máximos de algunos criterios siguen siendo mayores que la unidad y se producen bajo la zona central del anillo de deslizamiento.

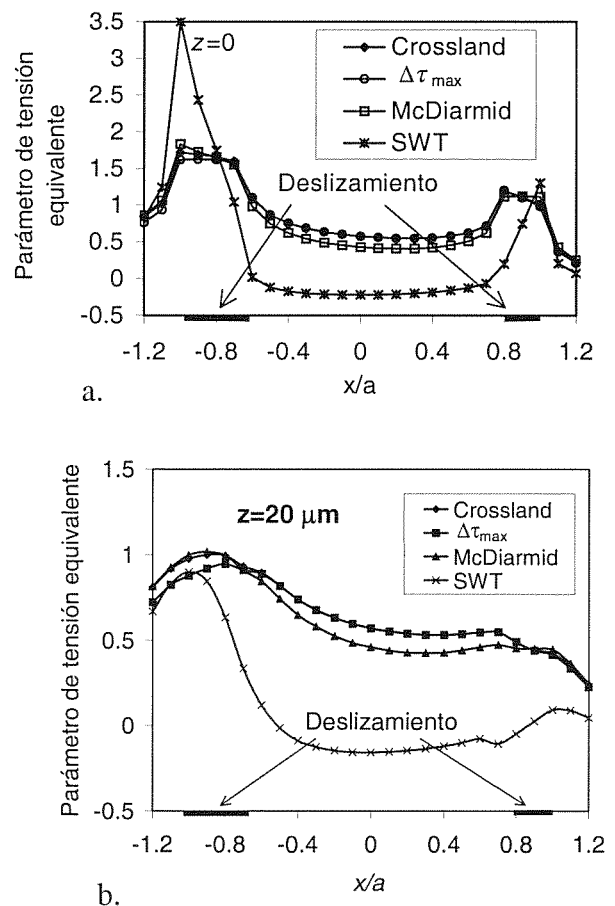


Fig 5. Criterios de fatiga multiaxial. a) en la superficie. b) a $z= 20 \mu m$.

Teniendo en cuenta el lugar de iniciación de la grieta, se diría que para este material, los tres criterios dominados por las deformaciones tangenciales dan mejores resultados que el criterio de SWT. Estos tres criterios dan resultados muy similares. Sería interesante comparar estos tres criterios con resultados experimentales usando otro material con un cociente t_1/b_1 suficientemente diferente de 0.58. Para un cociente

distinto de 0.58 se espera que los tres criterios produzcan distintos resultados a lo largo del eje x .

Se puede observar en la figura 4 que todas las grietas se inician con ángulos cercanos a los ángulos donde la amplitud de las tensiones tangenciales es máxima ($\varphi \rightarrow \Delta\tau_{\max}$ en la figura 6). Muchas de ellas se giran cerca de la superficie ($z > 10 \mu\text{m}$) y crecen en una dirección perpendicular a la anterior, que también es una dirección de máximo $\Delta\tau$. El giro de la grieta principal a partir de aproximadamente $20 \mu\text{m}$ es hacia la dirección que maximiza la amplitud de las tensiones normales ($\varphi \rightarrow \Delta\sigma_{\max}$ en la figura 6). Una explicación a este giro es que las grietas ya no pueden seguir creciendo por deformación tangencial porque el contacto con la esfera impide que las caras de la grieta se desplacen fuera de la superficie de la probeta [3]. Por lo tanto, el crecimiento sigue una dirección perpendicular a la máxima amplitud de tensiones normales porque en esta dirección el elemento de contacto esférico prácticamente no produce interferencia con el movimiento de las caras de la grieta.

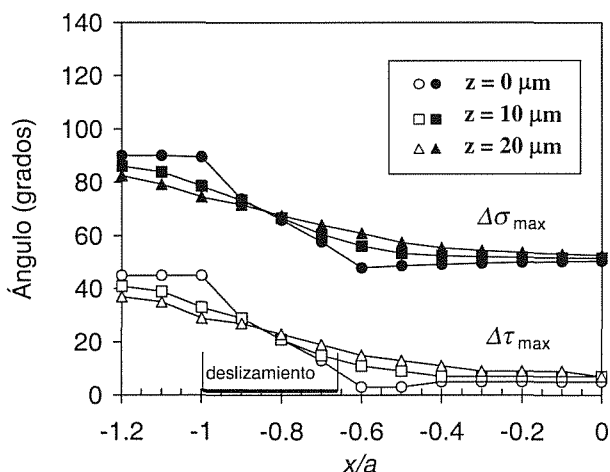


Fig 6. Ángulos críticos a distintas profundidades.

Los criterios de fatiga multiaxial también pueden ser empleados para analizar teóricamente la influencia de la carga normal y la tangencial sobre la iniciación de las grietas. En la figura 7 se muestra el valor máximo del parámetro de McDiarmid usando los valores de las cargas empleadas en la serie A de ensayos, donde sólo se modificaba la carga normal. En la figura 8 se representa el mismo parámetro de tensión equivalente pero en la serie B, en este caso se mantenía constante Q/N y se iba aumentando Q . Al igual que con los resultados experimentales se observa que en la serie A, cuando se aumenta N , disminuye el parámetro de McDiarmid, con lo que se espera que la vida sea mayor. En la serie B, cuando se aumenta Q , aumenta el parámetro de McDiarmid, es decir, la vida es más corta. También se observa que el efecto de las tensiones tangenciales sobre la vida a fatiga es mayor que el de las normales.

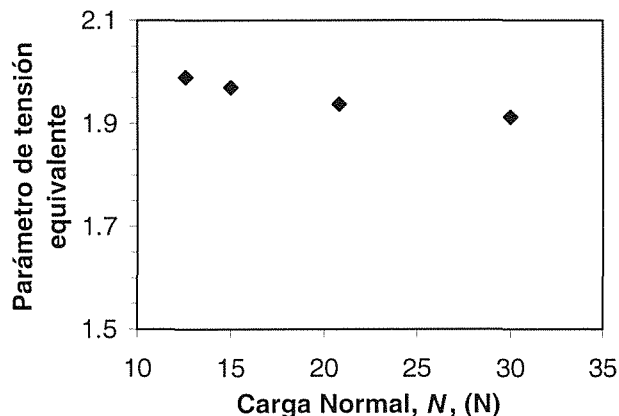


Fig 7. Parámetro de McDiarmid en la serie A.

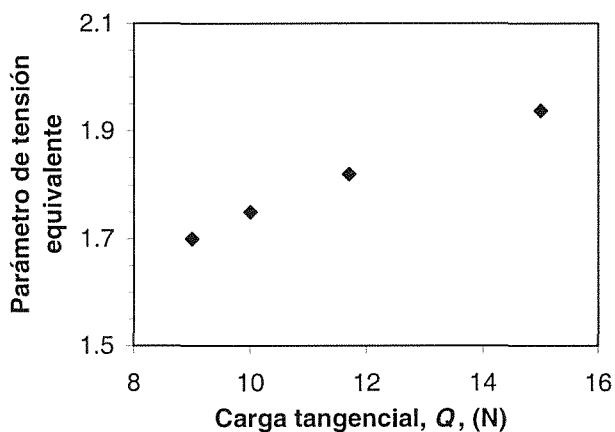


Fig 8. Parámetro de McDiarmid en la serie B.

4. CONCLUSIONES

Tres series de ensayos de fretting fatiga con contacto esférico se han llevado a cabo con el objeto de analizar el efecto de distintos parámetros sobre la vida a fatiga en la aleación de aluminio 7075-T6. Este proceso se ha correlacionado con la variación de las cargas tangenciales y normales aplicadas sobre la probeta. Los ensayos demostraron el fuerte efecto de la carga tangencial sobre la vida a fatiga, al aumentar aquella, disminuye la vida. Sin embargo, el efecto de la carga normal es muy pequeño cuando el resto de los parámetros se mantienen constantes. Una disminución de la carga normal produce una pequeña disminución en la vida a fatiga.

Del análisis de la evolución de la grietas en las primeras etapas, se observa que la mayoría se inician con ángulos cercanos al plano donde se produce el mayor incremento de tensiones tangenciales. Posteriormente, algunas de ellas giran 90° para crecer según el otro plano de máximo incremento de tensiones tangenciales. Muy cerca de la superficie, a una distancia menor que la dimensión característica microestructural, la grieta principal gira y continúa creciendo a lo largo de un plano próximo a aquél donde se produce el máximo incremento de tensiones normales.

Del análisis de los criterios de fatiga multiaxial aplicados a los casos estudiados puede verse que estos criterios permiten justificar, al menos en parte, las especiales características apreciadas en el comportamiento a fatiga de los metales ante condiciones de fretting.

5. REFERENCIAS

- [1] Waterhouse, R. B. and Lindley, T. C., *Fretting Fatigue*, ESIS Publication No 18, European Structural Integrity Society. Mechanical Engineering Publications Limited, London, 1994.
- [2] Eden, E. M., Rose, W. N. and Cunningham, F. L., "The endurance of metals," *Proc. of the Institution for Mechanical Engineers*, Vol. 4, 1911, pp. 839-974.
- [3] Yamashita, N. and Mura, T., "Contact Fatigue Crack Initiation under Repeated Oblique Force," *Wear*, Vol. 91, 1983, pp. 235-250.
- [4] Lamac, V., Dubourg, M. C. and Vincent, L., "A Theoretical Model for the Prediction of Initial Growth Angles and Sites of Fretting Fatigue Cracks," *Tribology International*, Vol. 30, 1997, pp. 391-400.
- [5] Antoniou, R. A. and Radtke, T. C., "Mechanisms of Fretting-Fatigue of Titanium Alloys," *Materials Science and Engineering*, Vol. A237, 1997, pp. 229-240.
- [6] Ruiz, C., Boddington, P.H.B. and Chen, K.C., "An Investigation of Fatigue and Fretting in a Dovetail Joint", *Experimental Mechanics*, Vol. 24, 1984, pp. 208-217.
- [7] Zhou, Z.R., Cardou, A., Fiset, M. and Vincent, L., "Single Wire Fretting Fatigue Test for Electrical Conductor Bending Fatigue Evaluation", *Wear*, Vol. 181-183, 1995, pp. 537-543.
- [8] Sato, K., "Damage Formation During Fretting Fatigue," *Wear*, Vol. 125, 1988, pp. 163-174.
- [9] Nix, K. J. and Lindley, T. C., "The Application of Fracture Mechanics to Fretting Fatigue," *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*, Vol 8, 1985, pp. 143-160.
- [10] Hills, D. A. and Nowell, D., "The Development of a Fretting Fatigue Experiment with Well-Defined Characteristics," *Standardization of Fretting Fatigue Tests Methods and Equipments*, ASTM STP 1159, H. M. Attia and R. B. Waterhouse, Eds., American Society for Testing and Materials, 1992, pp. 69-84.
- [11] Endo, K. and Goto, H., "Initiation and Propagation of Fretting Fatigue Cracks," *Wear*, Vol. 38, 1976, pp. 311-324.
- [12] Sato, K., Fuji, H. and Kodama, S., "Crack Propagation Behaviour in Fretting Fatigue," *Wear*, Vol. 107, 1986, pp. 245-262.
- [13] Domínguez, J., "Cyclic Variation in Friction Forces and Contact Stresses During Fretting Fatigue," *Wear*, vol. 218, 1998, pp.43-53.
- [14] Sato, K., Fuji, H. and Kodama, S., "Crack Propagation Behaviour in Fretting Fatigue of S45C Carbon Steel," *Bulletin of JSME*, Vol. 29, 1986, pp. 3253-3258.
- [15] Hattori, T., Nakamura, M., Sakata, H. and Watanabe, T., "Fretting Fatigue Analysis Using Fracture Mechanics", *JSME International*, Series 1, Vol. 31, 1988, pp. 100-107.
- [16] Wittkowsky, B. U., Birch, P. R., Domínguez, J. and Suresh, S., "An Apparatus for Quantitative Fretting-Fatigue Testing", para ser publicado en *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*, 1999
- [17] McDiarmid, D.L., "Mean Stress Effect in Biaxial Fatigue where the Stresses Are Out-of-phase and at Different frequencies," in *Fatigue under Biaxial and Multiaxial Loading*, K. Kussmaul, D. McDiarmid and D. Socie, Eds., ESIS 10, Mechanical Engineering Publications, 1991, pp. 321-335.
- [18] Crossland, B., "Effect of Large Hydrostatic Pressures on the Torsional Fatigue Strength of an Alloy Steel," *Proc. of the International Conference on Fatigue of Metals*, Institution of Mechanical Engineering, London, 1956, pp.138-149.
- [19] Smith, K. N., Watson, P. and Topper, T. H., "A Stress-Strain Function for Fatigue of Metals", *Journal of Materials*, *JMSLA*, Vol. 5, 1970, pp. 767-778.

COMPARACIÓN DE LA FRACTURA FRÁGIL EN ACEROS CON MICROESTRUCTURA BAINITICA Y MARTENSITICA

A. Echeverría, J.M. Rodríguez Ibabe

Centro de Estudios e Investigaciones Técnicas de Gipuzkoa (CEIT) y
Escuela Superior de Ingenieros Industriales (Universidad de Navarra)
Pº Manuel de Lardizabal, 13-15, 20009 San Sebastián (País Vasco)

Resumen. El presente trabajo es un estudio del comportamiento a fractura de un acero C-Mn-B, con diferentes microestructuras, bainita y martensita. El valor obtenido de σ_F , ha resultado más elevado para la martensita que para la bainita. Esta diferencia se ha atribuido a factores relacionados con la nucleación, cuantificado en términos de deformación necesaria para la rotura de partículas indeformables, en lugar de recurrir a conceptos relacionados con un mecanismo de fractura controlado por la tensión, como correspondería a considerar la propagación como etapa crítica para la fractura frágil.

Abstract. Brittle behaviour of a C-Mn-B steel has been analysed, with both bainitic and martensitic microstructures. The resultant value of the local cleavage fracture stress (σ_F) has been higher for martensite than for bainite. This difference has been attributed to nucleation related aspects, more precisely, to strain, rather than taking into account concepts related to stress, as it would be the case for considering propagation as the critical stage controlling brittle fracture.

1. INTRODUCCION

La fractura frágil de los aceros, es un aspecto a evitar haciendo que los aceros presenten un comportamiento de fractura dúctil a la temperatura de trabajo. Para ello es necesario entender bien como se produce esta fractura frágil:

- a) cuales son los elementos microestructurales nucleantes de la fractura.
- b) barreras/impedimentos/resistencia que opone la microestructura para que esas grietas no progresen.

En este trabajo se va a comparar el comportamiento a fractura frágil de un mismo acero con diferentes microestructuras. En concreto se trata de un acero C-Mn-B al Ti, que posee una distribución de partículas de TiN, que como se ha visto en trabajos anteriores [1-2] son los elementos microestructurales del tipo de los citados en el punto a).

Las microestructuras que se han estudiado son la de bainita y martensita. La martensita y la bainita son dos productos de la transformación subcrítica de la austenita, la primera a bajas temperaturas y la segunda a temperaturas intermedias. La bainita es un agregado formado por ferrita y cementita. La morfología de este agregado es la de paquetes formados por placas de ferrita paralelas nucleadas en junta de grano, con

precipitación de carburos entre ellos. Es una transformación "por deformación" y a la vez difusiva. Sin embargo la martensita se caracteriza por ser más dura, formada por una transformación totalmente "por deformación", obteniéndose una red tetragonal con mayor contenido de C atrapado en la red que en la ferrita.

En un trabajo anterior de Bowen, Druce y Knott [3], en el que se estudiaba la fractura frágil de la bainita y martensita, por medio de ensayos de flexión en 4 puntos, para calcular el parámetro σ_F^* (tensión crítica de fractura), se racionalizaba la diferencia de σ_F^* , entre martensita y bainita, 3500 frente a 2500 MPa usando una expresión de Griffith, válida para propagación de grietas:

$$\sigma = \left(\frac{4E\gamma}{\pi(1-\nu^2)a} \right)^{1/2} \quad (1)$$

Y acotando el tamaño de las microgrietas al mayor carburo presente en la microestructura, al ser $a_{\max}(\text{bainita}) \gg a_{\max}(\text{martens})$, esta diferencia en el tamaño de los defectos considerando γ parecidos es la que explicaba, según los autores anteriores una tensión crítica de fractura, σ_F^* mayor para la martensita.

En este trabajo sin embargo los elementos nucleadores de la fractura no son los carburos sino nitruros de titanio (TiN) y además en ambas microestructuras van a poseer el mismo tamaño.

2. TÉCNICAS EXPERIMENTALES

En el presente trabajo se ha estudiado un acero cuya composición química se detalla en la tabla 1. Se han obtenido dos tipos de microestructuras, martensita y bainita.

La microestructura martensítica se ha obtenido por austenización a 950°C (1 hora) y temple directo en agua, lo que ha dado lugar a una estructura de martensita en lajas. La estructura bainítica se ha logrado por austenización a 1050°C (30 min.) y temple isotérmico en baño de sales a 375°C (30min.). Se ha realizado una caracterización metalográfica de ambas microestructuras mediante microscopía óptica.

Tabla 1. Composición química del acero en % en peso.

C	Mn	Si	Ti	B ppm	N ppm	Ti/N
0.09	1.35	0.25	0.022	52	66	3.3

Este acero posee una fracción volumétrica de partículas de TiN (0.0136%) de tamaño mayor que 1µm. Dada la estabilidad química del TiN y su baja solubilidad en austenita, hasta 1200°C esta distribución de partículas no se ve alterada por los tratamientos realizados por lo que se mantiene constante para ambos casos. La solubilidad de Ti y N en austenita viene dada por [4]:

$$\log[Ti][N] = -8000/T + 0.32 \quad (2)$$

En lo referente a los ensayos mecánicos realizados para estudiar la fractura frágil de estas microestructuras, se han realizados ensayos de flexión en 4 puntos con entalla redonda a la temperatura de 77K. La velocidad de movimiento de la cruceta ha sido de 0.1mm/min. Este ensayo resulta idóneo para estudiar la fractura a nivel de micromecanismos. Los ensayos con entalla aguda presentan grandes variaciones de tensión y deformación en distancias microestructuralmente significativas como para poder estudiar la fractura frágil a este nivel, si bien resultan válidos para obtener parámetros de diseño como puede ser K_{IC} o J_{IC} .

Al mismo tiempo, se ha calculado el campo de tensiones y deformaciones en la probeta de flexión en 4 puntos en todo el desarrollo del ensayo hasta la rotura, utilizando el código de elementos finitos ABAQUS, en

condiciones de deformación plana e introduciendo la ecuación constitutiva de cada material.

3. ANALISIS FRACTOGRAFICO

Se han analizado las superficies de fractura de las probetas ensayadas en flexión en 4 puntos en un microscopio electrónico de barrido Philips.

En lo que respecta a la morfología de la superficie de fractura, se puede observar en la figura 1 que la bainita presenta facetas limpias de clivaje; sin embargo, en el caso de la martensita estas facetas no son tan limpias sino que tienen ligamentos, lo que se podría llamar más quasi-clivaje (figura 2). El tamaño de las facetas resulta mayor en el caso de la bainita que en la martensita.

De todas formas cuando se realiza un análisis fractográfico de una fractura frágil, lo más significativo es la identificación de los orígenes de fractura, que son únicos en este tipo de probetas como corresponde a una rotura de tipo "weakest link".

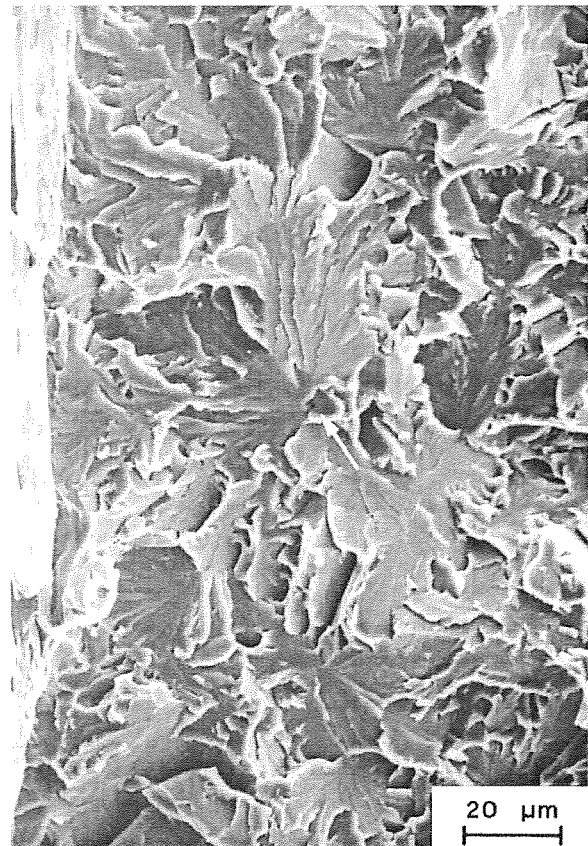


Figura 1. Origen de fractura de bainita. (probeta cuyo origen de fractura está a 64 µm de la entalla)
Hay tres aspectos básicos que se deben analizar en los orígenes de fractura, lo que luego ayudará a discernir el micromecanismo de fractura:

- 1) Identificación del elemento nucleante de la primera microgrieta o embrión de fractura (ya sea partícula, poro...)
- 2) Caracterización de la primera faceta asociada al origen, tanto en el tamaño, la orientación espacial, y posible relación con una entidad microestructural.
- 3) Distancia del inicio al borde de la entalla.

En este caso para ambas estructuras el origen estaba asociada a la rotura de una partícula de TiN. En la figura 2 se muestra uno. Por lo tanto en ambos casos si bien son estructuras con límite elástico diferente (1021 MPa para la bainita y 1342 MPa para la martensita) y morfología diferente, el defecto que ha activado la fractura es una microgrieta formada por la rotura de un TiN. Además se comprueba que los TiN se rompen con mayor facilidad que los carburos presentes en estas microestructuras, ya que se rompen con anterioridad dando origen a la fractura de la probeta.

4. RESULTADOS

En la tabla 2, se muestran los resultados del ensayo de flexión en 4 puntos. σ_F y ϵ_{11} son la tensión de fractura y la deformación calculados en el punto de inicio de la fractura para la carga de rotura, dist. entalla es la distancia del origen principal de fractura a la entalla y a_{min}/a_{max} son las dimensiones mínima y máxima de la partícula nucleadora de la primera microgrieta.

$$\sigma_{nom} = \frac{6M}{Ba^2} \quad (3)$$

σ_{nom} se calcula con la fórmula (3), siendo M, el momento flector aplicado, B la anchura de la probeta y a, la altura de la probeta en la sección de la entalla.

En la figura 3 se muestra la evolución de la tensión principal máxima en el punto de inicio de fractura que ha sido calculada por elementos finitos mediante el

código ABAQUS. En la figura 4 se muestra la correspondiente a la de la martensita.

Se puede ver como la rotura se produce en la zona en la que la tensión todavía podía haber crecido en ese punto, caso de no haberse producido la rotura y haber seguido cargando la probeta.



Figura 2. Fractura de martensita. (distancia entalla=184 μm)

Tabla 2. Resultados del ensayo de flexión en 4 puntos y magnitudes referentes a los inicios.

Microestructura	σ_{nom}/σ_o	σ_F MPa	a_{min} μm	a_{max} μm	ϵ_{11}	Dist.entalla μm
BAINITA	0.77	1650	1.4	2.1	1.68×10^{-2}	64
	0.89	1795	2.3	4.4	1.55×10^{-2}	119
	0.76	1793	-	-	0.933×10^{-2}	160
MARTENSITA	0.85	2405	1.7	2.7	1.849×10^{-2}	115
	0.84	2510	1.625	1.625	1.421×10^{-2}	165
	0.84	-	-	-	-	-
	0.85	2510	4	5	1.198×10^{-2}	184

5. DISCUSION

Como se puede ver en los resultados, la tensión σ_F de martensita es mayor que la de la bainita. Esta misma circunstancia se cumplía en el caso del trabajo de Bowen et al. [3]. La σ_F de la bainita se encontraba en torno a 1600-1800 MPa y la de la martensita alrededor de 3100-3800 MPa. En lo que respecta al tamaño del carburo mayor, en la martensita era de 40 nm y en contra en la bainita 1000 nm.

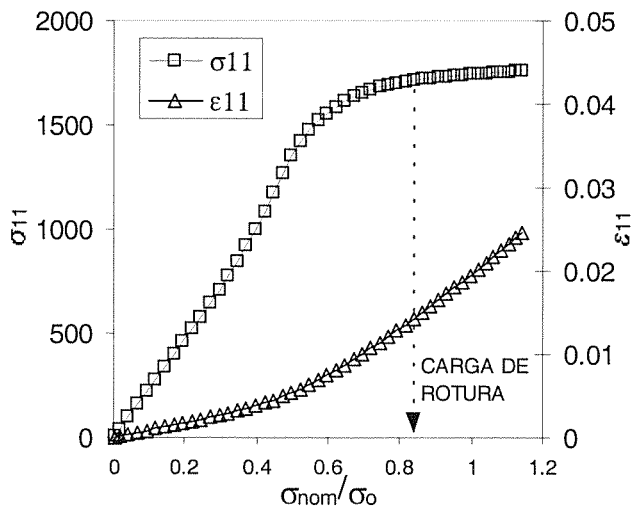


Figura 3. Evolución de σ y ε en el origen de fractura martensita. (dist. entalla=119 μm)

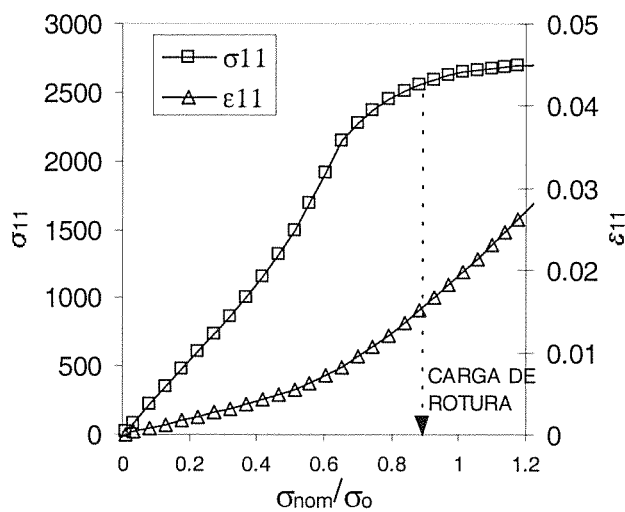


Figura 4. Evolución de la tensión en los orígenes de fractura de la bainita. (dist. entalla=165 μm)

De esta manera se explicaba el valor más elevado de la tensión crítica de fractura (σ_F) para la martensita, (si

bien consideraban que hasta para tamaños menores que 340nm σ_F es inalterable). Para esto, partían de la premisa que la fractura está controlada por la propagación (criterio de fractura controlado por la tensión), y utilizando la expresión de Griffith llegaban a esa conclusión.

Sin embargo en el presente caso, el tamaño de los núcleos potenciales de fractura es el mismo para la bainita y la martensita, ya que en ambos casos la fractura se inicia como consecuencia de la rotura de partículas de la misma naturaleza (TiN), las cuales se han mantenido invariables en los tratamientos térmicos realizados.

En un trabajo anterior [5] se sugirió que la diferencia en σ_F podría explicarse con el hecho de que en la martensita, las partículas grandes se rompan prematuramente a bajos niveles de tensión, no suficiente para la propagación y que en consecuencia se enroscan; al quedar únicamente disponibles las partículas pequeñas, (las cuales se rompen a niveles de carga mayores debido a un efecto Weibull) la tensión necesaria para su propagación fuese mayor. Resulta un razonamiento convincente, y para ello sería interesante encontrar evidencias de TiN grandes rotos en probetas ensayadas y descargadas previamente a la fractura macroscópica.

Ahora bien, se puede observar en las curvas de tensión frente a carga aplicada, que se produce una especie de saturación, por lo que en principio para las bainitas sería imposible alcanzar un nivel de tensión en la matriz del orden de la σ_F de la martensita.

Otro aspecto que hay que tener en cuenta es el de cómo se produce la rotura de los TiN en la matriz. Más que un proceso de rotura por tensión (la cual se puede calcular en cada instante y cada punto por elementos finitos si se considera que el material es un continuo), es un proceso de rotura por la deformación en la matriz, al igual que se produce en las fibras en los materiales compuestos. Según la teoría de "fiber loading" la fractura se produce en la sección media de la fibra ya que es donde la tensión normal es máxima. Además la magnitud de esta tensión máxima es proporcional a la deformación global, que es la de la matriz. [6]

Un ejemplo de como se rompen los TiN se muestra en la figura 5. Hay que decir que esta micrografía no se corresponde con los ensayos descritos anteriormente, sino que es una probeta de flexión en 4 puntos ensayada a temperatura más alta y descargada previa a la rotura.

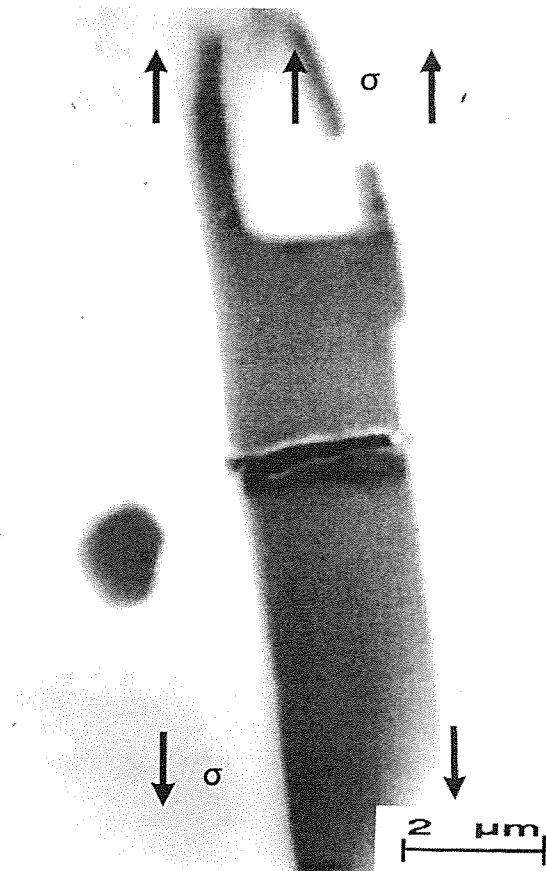


Figura 5. TiN roto.

Fijándonos en la tabla 2, se ve que el valor de la deformación ϵ_{11} es del mismo orden de magnitud en el momento de la rotura en ambos casos, mientras que ϵ_{11} en la martensita para la tensión de rotura de las bainitas ($\sigma_{11}=1795\text{MPa}$) es 0,0075.

La relación σ_{nom}/σ_0 también es similar para ambas microestructuras. Ya que es adimensional quiere decir que la posición flectada será análoga para los dos casos, lo que supone un estado de deformación muy parecido.

Además, como se ve en la tabla 2, el tamaño de los TiN que han sido orígenes de fractura, es parecido y no se ve una tendencia clara de que sean menores para la martensita que para la bainita, como correspondería a un efecto Weibull antes citado.

En consecuencia, analizando lo que ocurre en la martensita respecto a la bainita, la dificultad para la fractura en el caso de la martensita es la nucleación (control por nucleación), y la tensión para la propagación (superar la condición de Griffith) es más que suficiente en el momento de la rotura de los TiN.

6. CONCLUSIONES

El hecho de que la σ_F de la martensita sea mayor que la de la bainita no implica que γ (energía superficial de fractura) sea mayor.

Tampoco parece que sea un fenómeno asociado al menor tamaño de los defectos, bien sea carburos menores o TiN activos (no rotos) menores.

La diferencia entre ambas tensiones críticas de fractura (σ_F) se puede explicar por medio de la nucleación, que resulta más dificultosa en la martensita, ya que no se alcanza el valor requerido de ϵ para la formación de microgrietas en las partículas.

AGRADECIMIENTOS

Uno de los autores, A. E. agradece al Gobierno Vasco la concesión de una beca de "Formación de Investigadores". El material analizado ha sido amablemente suministrado por Sidenor.

REFERENCIAS

- [1] Linaza M.A., Romero J.L. Rodríguez-Ibabe J.M. y Urcola J.J., "Cleavage fracture of microalloyed forging steels", Scripta Met. et Mat. 32, 395-400 (1995)
- [2] Linaza M.A., Romero J.L. Rodríguez-Ibabe J.M. y Urcola J.J., "Influence of the microstructure on the fracture toughness and fracture mechanisms of forging steels microalloyed with titanium with ferrite-pearlite structures", Scripta Met. et Mat. ,29, 451-456 (1993).
- [3] Bowen P., Druce S.G. y Knott J.F., "Effects of microstructure on cleavage fracture in pressure vessel steel", Acta Metall. 6, 1121-1131 (1986)
- [4] Matsuda S. y Okumura N., Trans. Iron and Steel Inst. Japan, 18, 198 (1978)
- [5] Linaza M.A., Romero J.L. Rodríguez-Ibabe J.M. y Urcola J.J., "Determination of the energetic parameters controlling cleavage fracture initiation in steels", Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct. 20, 619-632 (1997)
- [6] Hull D. y Clyne T.W. "An introduction to composite materials", Second Ed., Cambridge Solid State Science Series, (1991)

ESTUDIO DE LA TRANSICION DUCTIL-FRAGIL DE UN ACERO ESTRUCTURAL

L. Tosal*, C. Rodríguez*, C. Betegón* y F. J. Belzunce**

* Departamento de Construcción e Ingeniería de Fabricación (Universidad de Oviedo)

**Departamento de Ciencia de Materiales e Ing. Metalúrgica (Universidad de Oviedo)
E.T.S.I. Industriales, Campus Universitario, 33203 Gijón

Resumen. Se han realizado ensayos de fractura estáticos a diferentes temperaturas sobre probetas tipo SENB con dos tamaños de grieta diferentes ($a/W=0.1$ y 0.6), extraídas de una chapa de 30 mm de espesor de un acero estructural tipo AE-460 con el fin de determinar sus curvas J-R, el valor crítico de la integral J para el que tiene lugar el inicio del crecimiento estable de la grieta, J_{Ic} y los valores de inestabilidad para los que se desencadena la fractura por clivaje, J_u y $CTOD_u$. La curva J-R obtenida es única, independiente de la temperatura y solo dependiente del tamaño de la grieta. También, utilizando la microscopía electrónica de barrido, se ha realizado un detallado estudio fractográfico de las probetas ensayadas y se ha medido el tamaño de la zona estirada (SZW) con el fin de determinar de forma experimental la curva de enromamiento característica del acero estudiado, observándose que el valor obtenido se acerca bastante más a la expresión propuesta por ESIS que a la de la norma ASTM.

Abstract. The whole J-R curves, the critical values for the initiation of crack growth J_{Ic} and the instability values of J and CTOD for the catastrophic clivage fracture have been determined in a 30 mm thickness structural steel sheet AE-460 by means of static fracture tests performed using SENB specimens with two different crack ratios ($a/W=0.1$ and 0.6). The J-R curve is independent from the temperature but only dependent on the specimen crack ratio. Scanning electron microscopy was used in order to carry out an extensive fractographic analysis of all the tested specimens and to obtain experimentally the characteristic blunting line of this steel. The obtained result is closer to the expression proposed by ESIS than to the one which is referred in the ASTM standard.

1. INTRODUCCION

Los ensayos para la determinación de las curvas J-R constituyen una herramienta básica a la hora de determinar el comportamiento a fractura de los materiales elasto-plásticos, lo que es especialmente interesante en el caso de los aceros de construcción, ya que estos materiales muestran una transición dúctil-frágil con la temperatura cuya localización resulta fundamental a la hora de utilizar elementos mecánicos fabricados con estos productos en aplicaciones estructurales. Por otro lado, con el fin de poder utilizar estos aceros con la mayor fiabilidad, es preciso conocer con el mayor grado de detalle el efecto de la temperatura no solo sobre la deformabilidad macroscópica del material sino también sobre los micromecanismos de fractura operativos que justifican el crecimiento estable de la grieta en el curso del ensayo y la inestabilidad final o propagación súbita y catastrófica de la misma.

Aunque estos ensayos se encuentran normalizados desde hace tiempo por distintas entidades (ASTM, ESIS, etc.), constantemente se encuentran sometidos a modificaciones con objeto de subsanar los distintos problemas técnicos y metodológicos que van apareciendo, a fin de poder caracterizar con la mayor precisión y fiabilidad los distintos parámetros de fractura característicos y la dependencia de los mismos de aquellas variables susceptibles de control [1].

En este sentido, se expondrá en este trabajo el estudio experimental que se ha realizado sobre el efecto que ejerce la temperatura sobre las curvas J-R, así como sobre el valor crítico correspondiente al inicio del crecimiento estable de la grieta J_{Ic} y el parámetro J_I en el momento de la inestabilidad, J_u , de un acero estructural AE-460.

2. FRACTURA ELASTOPLASTICA

La descripción del comportamiento a fractura de los materiales, cuando éste tiene naturaleza elastoplástica, se realiza a partir de sus curvas de resistencia, curvas R, que son la representación gráfica de la variación de un parámetro de fractura característico (J o CTOD) frente al avance estable de la grieta. Una vez conocidas las curvas de resistencia de un material, curvas J-R por ejemplo, es posible ya valorar otros parámetros de fractura característicos, tales como el valor crítico de J para el inicio del crecimiento de la grieta J_{Ic} o el correspondiente al punto de inestabilidad o de fractura catastrófica J_u .

La determinación del valor crítico a iniciación J_{Ic} se basa en la definición previa de la línea de enromamiento ("blunting line"), que caracteriza el avance aparente de la grieta que ocurre en virtud de la deformación del frente de la grieta, inicialmente agudo, durante el primer estadio del proceso de carga. El uso de este concepto fue ya introducido por Landes y Begley [2] a partir de la clásica relación existente entre los parámetros J y CTOD [3]:

$$J = m \sigma_Y CTOD \quad (1)$$

con $\sigma_Y = (\sigma_{Ys} + \sigma_U) / 2$,

Asumiendo que el frente de grieta adopta una forma semicircular, de tal manera que el avance aparente de la grieta, Δa_B , coincide con el radio de esa circunferencia

$$CTOD = 2 \Delta a_B \quad (2)$$

y tomando $m=1$, resulta la línea de enromamiento sugerida por la norma ASTM E813 [4]:

$$J = 2 \sigma_Y \Delta a_B \quad (3)$$

Sin embargo, por un lado, la asunción de un frente de grieta semicircular no es exacta, y por otro, el coeficiente m depende del comportamiento plástico del propio material, por lo que la constante "2" de la expresión (3) es incorrecta. Estudios posteriores han demostrado la existencia de una relación entre el coeficiente de la línea de enromamiento y propiedades del material tales como el límite elástico y el coeficiente de endurecimiento por deformación n [5, 6]:

$$J = d (\sigma_{Ys}, n) \sigma_u \Delta a_B \quad (4)$$

Expresada la ecuación (4) en función de la resistencia mecánica del material σ_u , resulta un coeficiente d prácticamente constante y aproximadamente igual a 3.75, que es el que ha adoptado finalmente la norma ESIS [7]:

$$J = 3.75 \sigma_u \Delta a_B \quad (5)$$

De cualquier manera, la discrepancia en cuanto a la definición del inicio del crecimiento de la grieta de las normativas ASTM y ESIS no es fácil de eludir ya que aunque se han realizado numerosos estudios sobre el modo como tiene lugar el crecimiento inicial estable de una grieta en los ensayos de fractura, se ha demostrado que este inicio de crecimiento no es un fenómeno que ocurre de manera súbita sino que tiene lugar de manera progresiva, existiendo una transición gradual desde el achatamiento del frente de la grieta hasta la separación definitiva del material en virtud de un mecanismo de rotura o rasgado dúctil [8].

En este sentido, un segundo método también utilizado para la evaluación correcta del crecimiento ficticio de la grieta en el inicio del ensayo de fractura se basa en la determinación directa del mismo a través de la medida del tamaño de la característica zona estirada (SZW) en un microscopio electrónico de barrido. Dado que el tamaño de la zona estirada experimenta una notable variación a lo largo del espesor de la probeta, se recomienda utilizar un valor medio calculado a partir de un mínimo de 5 medidas igualmente espaciadas a lo largo del frente [7,8].

Por otro lado, recientemente se ha demostrado que la relación existente entre los parámetros J y CTOD, es decir, los coeficientes m o d dependen de la triaxialidad [9,10], que a su vez se expresa en las diferentes geometrías recurriendo a los parámetros T o Q [9, 11].

3. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

El material utilizado en este trabajo ha sido el acero estructural AE-460 de 30mm de espesor. Se trata de un acero de estructura ferrito-perlítica bandeada obtenido mediante laminación en caliente. Las propiedades mecánicas convencionales y la composición química de este material a temperatura ambiente se muestran en las tablas 1 y 2 respectivamente.

Tabla 1. Propiedades mecánicas convencionales del acero AE-460 a temperatura ambiente

σ_c (MPa)	σ_R (MPa)	E (GPa)	Alarg. %	Estric. %
480	655	202	22	57

Tabla 2. Composición química del acero ensayado

	C	Si	Mn	P
%	0.18	0.41	1.54	0.015
S	Al	Ni	Nb	V
0.002	0.071	0.47	0.057	0.143

Los ensayos de fractura para la determinación de la curva J-R se realizaron sobre probetas de flexión en tres puntos (SENB) que habían sido entalladas lateralmente para garantizar un estado de tensiones fuertemente triaxial a lo largo de todo el espesor de las probetas. Partiendo de un tamaño de probetas estándar ($B=30\text{mm}$ y $W=30\text{mm}$) se han ensayado además probetas de diferente geometría ($B=15\text{mm}, W=30\text{mm}$ y $B=30\text{mm}, W=15\text{mm}$) y con diferente longitud inicial de grieta ($a/W=0,6$ en las probetas estándar y $a/W=0,1$ en las probetas que denominaremos de "grieta corta"), con el objeto de estudiar la posible influencia que ambas variables pudieran ejercer sobre el comportamiento a fractura del acero.

Las probetas fueron agrietadas por fatiga en una máquina de ensayos MTS 810 de 250kN de carga máxima hasta alcanzar la relación a/W deseada. En el caso de las probetas de grieta corta, la geometría de partida fue de $30 \times 37\text{mm}$ realizando por fatiga, una fisura de 10mm. Posteriormente, para obtener la relación $a/W=0,1$, se fresaron las probetas, rebajándolas 7mm de ancho con lo cual se consiguió una sección $30 \times 30\text{mm}$ con grieta de 3mm. Tras el agrietado por fatiga se mecanizaron, unas entallas laterales de una profundidad total igual al 20% del espesor de las mismas, según recomienda la norma ASTM E1152.

Los ensayos de fractura fueron realizados a temperatura ambiente, 0°C , -15°C , -30°C , -45°C y -60°C , en la misma máquina en la que se realizó la prefatiga, utilizando el método uniprobeta descrito en la norma ASTM E1152. Con el objeto de obtener medidas reales del tamaño de la grieta en dos estados de carga intermedios (diferentes para cada ensayo), se ha marcado el frente de grieta correspondiente a cada uno de ellos pulverizando éste con pintura (en el primer estado de carga) y laca transparente (en el segundo). En el análisis posterior de los datos obtenidos en el ensayo, los valores de crecimiento de grieta obtenidos utilizando la fórmula de la flexibilidad propuesta en la norma, han sido corregidos por interpolación entre los puntos reales de medida, marcados tanto por la pintura y laca así como con el tamaño de grieta final, obteniendo así una importante reducción en la dispersión de resultados.

Las probetas ensayadas que mostraron un crecimiento estable de grieta hasta el final del ensayo tuvieron que ser sometidas a fatiga hasta su rotura final para poder medir los sucesivos frentes de grieta sobre la superficie fracturada. Este proceso de fatiga se llevó a cabo utilizando una carga igual al 70% de la carga alcanzada en la última descarga del ensayo con una relación de carga de $P_{\text{mín}}/P_{\text{máx}}=0,5$. Los distintos frentes de grieta se han medido en un proyector de perfiles Nikon mod. V-12 a 20x. El valor del tamaño de la grieta se ha calculado como media ponderada de 9 valores medidos

a lo largo del espesor de la probeta, según exige la norma ASTM E1152.

Finalmente, las probetas una vez fracturadas han sido examinadas en un microscopio electrónico de barrido JEOL 6100, donde se han realizado medidas de la zona estirada -que normalmente aparece antes del crecimiento dúctil estable de la grieta-, del tamaño de la zona dúctil previa a la fractura catastrófica por clivaje y se ha valorado la variación con la temperatura de los micromecanismos de fractura operativos en todos los ensayos realizados.

4. RESULTADOS Y DISCUSION

La Figura 1 muestra conjuntamente todas las curvas J-R obtenidas con las diferentes probetas ensayadas a las diferentes temperaturas de ensayo. Cada símbolo corresponde a ensayos efectuados a temperaturas diferentes. Sobre la misma figura se han representado la recta de enrocamiento definida en la norma ESIS (expresión 5).

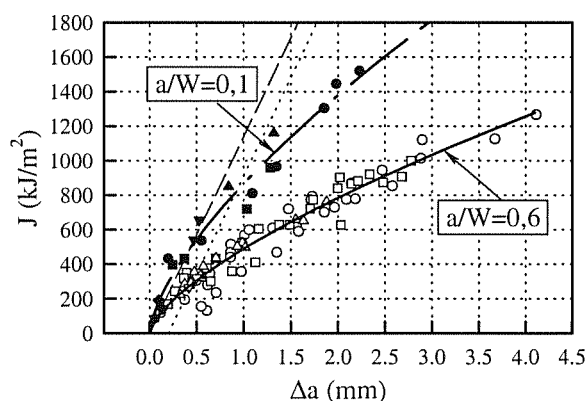


Fig 1. Curvas J-R ($T=20, 0, -15, -30, -45$ y -60°C). $a/W=0.1$ y 0.6

La Figura 2 muestra el aspecto típico de la fractura que se ha observado en la mayoría de estos ensayos: la grieta previa crece durante el periodo de carga mediante un mecanismo dúctil -nucleación, crecimiento y coalescencia de microcavidades-, y para un determinado nivel de J , dependiente de la temperatura, se desencadena finalmente un rotura frágil, por clivaje.

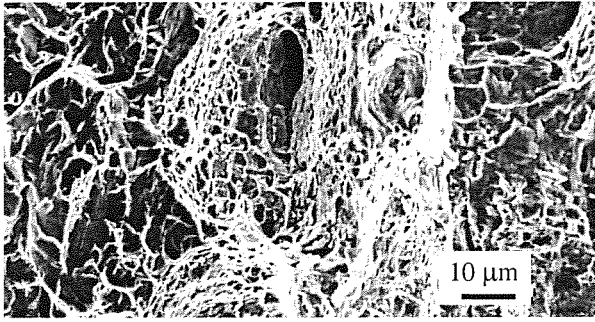


Fig 2. Aspecto de la superficie de fractura de la probeta con grieta larga ($a/W=0.6$) a -30°C

Queremos destacar que el ritmo de crecimiento estable de la grieta durante el proceso de carga es independiente de la temperatura ya que todos los datos coinciden en una única curva J-R, característica del comportamiento a fractura de este material, con la salvedad de que las probetas con grieta corta muestran siempre valores de J superiores, si bien en este último supuesto también se ha observado la independencia de la curva J-R de la temperatura de ensayo. A este respecto, otros investigadores también han obtenido recientemente resultados similares [12, 13]. Estos resultados se justifican si se tiene en cuenta que el proceso de fractura dúctil que caracteriza las curvas J-R es función de la deformabilidad del material, que a su vez depende de su capacidad de endurecimiento por deformación y de la deformación local necesaria para producir la coalescencia de las microcavidades generadas en su microestructura durante su deformación plástica, siendo ambos factores, muy poco dependientes de la temperatura en los aceros ferríticos, al menos en el rango de variación en el que nos hemos movido en nuestra experimentación.

De este modo el parámetro J_{Ic} representativo del inicio del crecimiento estable de la grieta es independiente de la temperatura, tal y como se pone de manifiesto en la Figura 3 (no se han incluido en esta figura los ensayos en los que la grieta previa no crecía de manera estable). Este hecho, que pudiera parecer sorprendente, se fundamenta en la unicidad de la curva R y en el rango de temperaturas representado en la figura, para las que siempre se ha constatado un cierto crecimiento dúctil de la grieta. Esta figura da cuenta igualmente de la importante variación de este parámetro según haya sido calculado a partir de la norma ESIS o la ASTM, en virtud de la diferente expresión de la línea de enromamiento que utilizan ambas normativas: los valores de J_{Ic} obtenidos aplicando la normativa ASTM

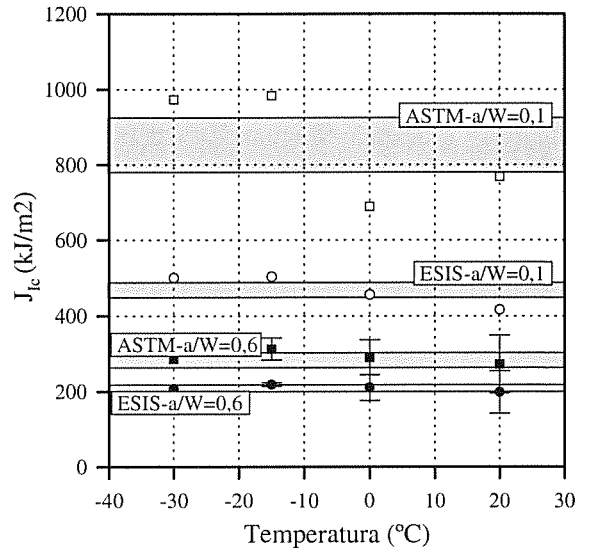


Fig 3. Variación de J_{Ic} con la temperatura según normas ASTM y ESIS ($a/W=0.1$ y 0.6)

son aproximadamente un 50% superiores a los calculados utilizando la normativa ESIS.

Sin embargo, la Figura 4 muestra ya la transición dúctil-frágil típica con la temperatura del parámetro J_u , o valor de J_I en el momento de la inestabilidad (rotura catastrófica), tanto en el caso de las probetas con grieta larga ($a/W=0.6$) como con grieta corta ($a/W=0.1$). Es decir, se observa con claridad como al disminuir la temperatura, la fractura por clivaje ocurre tras un crecimiento dúctil de la grieta más corto y, en consecuencia, los valores de J en el momento de la inestabilidad, J_u , disminuyen drásticamente.

Por otro lado, todas estas figuras ponen igualmente de manifiesto la notable influencia que ejerce el tamaño de la grieta (a/W) sobre las curvas J-R. Las probetas con la grieta corta ($a/W=0.1$) muestran valores de J mayores y una curva con pendiente más fuerte que las probetas con grieta larga ($a/W=0.6$), al mismo tiempo que tanto los valores de J para el inicio del crecimiento dúctil de la grieta como para su propagación inestable son apreciablemente mayores en el caso de las probetas con grieta corta. La justificación de estos resultados reside en la variación del estado tensional y en el menor grado de triaxialidad existente en las probetas con grieta corta [14].

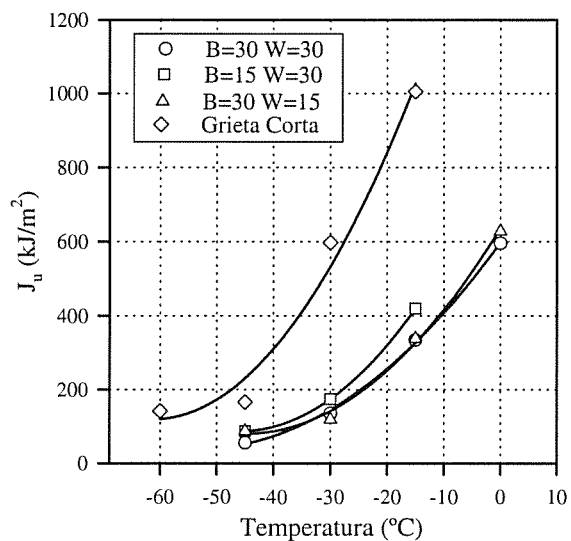


Fig 4. Variación de J_u en el momento de la inestabilidad en función de la temperatura de ensayo ($a/W=0.1$ y 0.6)

A continuación, la Figura 5 muestra la representación gráfica de los valores de la integral J y del CTOD en el momento de la rotura catastrófica por clivaje de las probetas ensayadas a las diferentes temperaturas. Solo en estos puntos es posible medir con exactitud el tamaño de la grieta para el que se desencadena el

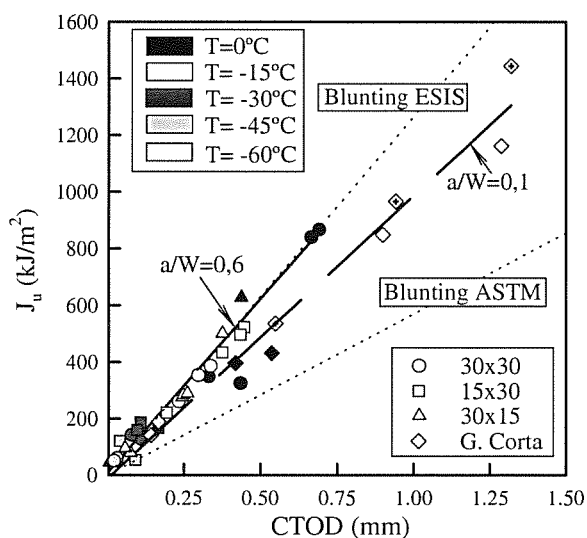


Fig 5. Relación entre J_1 y CTOD en el momento de la fractura catastrófica ($a/W = 0.1$ y 0.6)

proceso final de fractura y, en consecuencia, es posible determinar los referidos parámetros de fractura con una precisión suficiente. Se han representado también en la misma figura las líneas de enromamiento recomendadas por las normativas ASTM y ESIS (expresiones 3 y 5). Obsérvese como la línea de enromamiento de la normativa ESIS coincide perfectamente con la línea de regresión de los datos obtenidos en el caso de las probetas con grieta larga, mientras que el enromamiento que predice la norma ASTM es muy superior al real. Esta figura muestra igualmente que la línea de enromamiento depende de la triaxialidad, ya que la pendiente obtenida con las probetas con grieta corta (menor triaxialidad) es apreciablemente inferior. Estos resultados experimentales coinciden con los numéricos obtenidos por otros investigadores utilizando elementos finitos [10, 15].

Por último, las probetas que habían mostrado un comportamiento más frágil, en las que apenas se producía crecimiento dúctil alguno en el curso del ensayo de fractura, fueron examinadas en el microscopio electrónico de barrido con objeto de medir con la mayor exactitud posible el tamaño de la zona estirada.

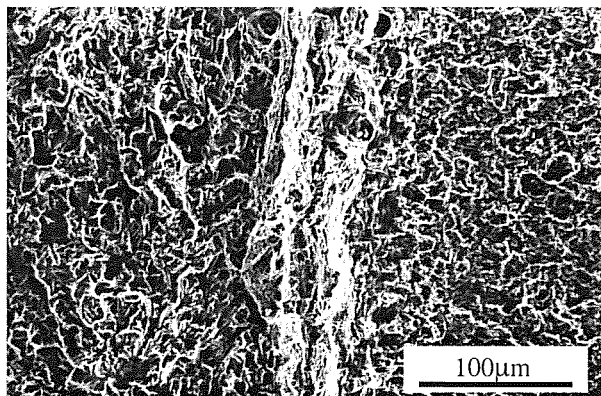


Fig 6. Zona estirada. Probeta con grieta corta ($a/W=0.1$) ensayada a -60°C .

La Figura 6 muestra nítidamente la zona estirada que se observa en una de estas probetas. Por otro lado, la Figura 7 muestra la representación de J frente al tamaño de la zona estirada (SZW) de los datos obtenidos de la manera indicada. Se muestran también las líneas de enromamiento ASTM y ESIS obtenidas a partir de la expresión (2), asumiendo que el tamaño de la zona estirada es asimilable al crecimiento ficticio de la grieta. Se obtiene ahora una relación entre J_u y SZW que se corresponde bien con la línea de enromamiento de la normativa ESIS para valores de la zona estirada superiores a $40\text{-}50\ \mu\text{m}$, mostrándose por otro lado, un valor umbral de J_u necesario para iniciar la formación de la denominada zona estirada.

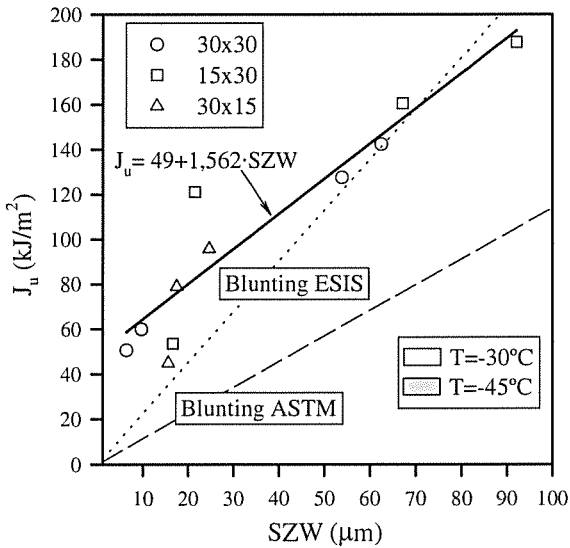


Fig 7. Relación entre J y el tamaño de la zona estirada en el momento de la inestabilidad.

5. CONCLUSIONES

Se destacan finalmente las conclusiones siguientes:

La curva J-R que define el comportamiento a fractura de un acero estructural y en consecuencia el valor de J_I en el momento del inicio del crecimiento de la grieta en virtud de un micromecanismo dúctil son propiedades independientes de la temperatura. La influencia de la temperatura solo se manifiesta en el valor del crecimiento dúctil de la grieta para el que sobreviene la rotura frágil por clivaje, es decir en el valor de J_I en el momento de la inestabilidad.

Al emplear probetas de flexión, tipo SENB, tanto la curva J-R como sus parámetros críticos representativos, J_{Ic} y J_{Iu} , aumentan claramente cuando se utilizan grietas cortas, con un tamaño efectivo $a/W=0.1$, en virtud del menor valor de triaxialidad que se introduce.

Finalmente, se ha demostrado que la línea de enromamiento que define la normativa ESIS se ajusta mucho mejor a las mediciones experimentales efectuadas a partir de la zona estirada que la definida por la normativa ASTM y que al disminuir la triaxialidad del estado de carga ($a/W=0.1$ en las probetas SENB) también lo hace la pendiente de la línea de enromamiento.

5. REFERENCIAS

- [1] Joyce J.A., ASTM Manual Series: MNL 27 (1996)
- [2] Landes J.D. y Begley J.A., ASTM 560, 170-186 (1974)
- [3] Anderson T.L., CRC Press (1991)
- [4] ASTM E 813, ASTM Annual Book of Standards, Vol. 03.01.
- [5] Cornec A., Heerens J. y Schwalbe K.H., GKSS Report 86/E615 (1986)
- [6] Landes J. D., Fatigue and Fracture Eng. Mater. and Structures, Vol. 18, No.11, 1289-1297 (1995)
- [7] ESIS P2-92, European Structural Integrity Society, Delft, Holanda (1992)
- [8] Schwalbe K.H. et al., Fatigue and Fracture Eng. Mater. and Structures, Vol. 16, No. 11, 1231-1284 (1993)
- [9] O'Dowd N.P. y Shih C.F., J. Mech. Phys. Solids, Vol. 39, 939-963 (1991)
- [10] Wang Y.Y. et al, Shallow Crack Fracture Mechanics, Toughness Tests and Applications, TWI, Cambridge, U.K. (1992)
- [11] Betegón C. y Hancock J.W., J. Applied Mechanics, Vol. 58, 104-110 (1991)
- [12] Koide M. et al., Mat. Scie. and Engineering, A176, 171-175 (1994)
- [13] Ma H., Zhu L. y Wang Z., Fatigue Frac. Engng. Mater. Structures, Vol. 19, No.12, 1459-1470 (1996)
- [14] Betegón, C., Rodríguez C. y Belzunce F.J., Fatigue Frac. Engng. Mater. Structures, Vol. 20, No.5, 633-644 (1997)
- [15] Kirk M.T. y Dodds R.H., J. Testing and Evaluation, Vol.21, No. 4, 228-238 (1993)

AGRADECIMIENTOS

Agradecemos a la DGICYT la ayuda prestada para la realización de este trabajo, que se enmarca en el proyecto PB94-1268. Asimismo, Lucía Tosal agradece a la Universidad de Oviedo la beca que le ha concedido para la realización de su Tesis Doctoral.

INFLUENCIA DE LA ORIENTACIÓN DE LOS PLANOS DE CLIVAJE EN EL AVANCE DE UNA GRIETA EN FRACTURA FRÁGIL POR CLIVAJE

A. Echeverría y J.M. Rodríguez-Ibabe

Centro de Estudios e Investigaciones Técnicas de Gipuzkoa (CEIT) y
Escuela Superior de Ingenieros Industriales
Universidad de Navarra
Pº Manuel de Lardizabal, 13-15, 20009 San Sebastián (País Vasco)

Resumen. En este trabajo se ha realizado un estudio teórico de la naturaleza de las barreras microestructurales contra el avance de una grieta en fractura frágil desde el punto de vista de orientación cristalográfica de los planos de clivaje. Se han contemplado dos aspectos, por un lado, la distribución estadística de las posibles orientaciones de los planos de clivaje, y por otro, la influencia que tiene su orientación en la propagación de grietas. Se ha llegado a la conclusión que la orientación del plano de clivaje determina el valor de la barrera energética ($\gamma_{efectiva}$) e incluso se ha cuantificado su rango de variación con la orientación.

Abstract. The paper describes a theoretical study made on the nature of the microstructural barriers hindering the extension of an advancing crack from the point of view of the crystallographic orientation of the cleavage planes. Two aspects have been considered; on the one hand, the statistical distribution of the possible orientations of the cleavage planes and on the other, the influence of their orientation in the propagation of the crack through them. It has been concluded that the value of the energetic barrier (γ_{eff}) is determined by the orientation of the cleavage crack. Quantification of the change of γ_{eff} with orientation has been done.

1. INTRODUCCIÓN

En el estudio de la fractura frágil de los aceros, se distinguen dos estadios, nucleación y propagación de la grieta. Generalmente se considera, que estos se deben dar dinámicamente [1], uno tras otro para que la fractura sea efectiva. En caso contrario, la microgrieta de la partícula podría enromarse por activación de procesos de deformación plástica.

La nucleación de la fractura frágil, se produce comúnmente, a consecuencia de la fisuración de partículas no deformables (carburos, inclusiones no metálicas, etc.) presentes en el acero.

Una vez formada la microgrieta, sigue propagándose en la matriz del acero, bien sea bainita, ferrita, perlita, martensita a través de unos elementos microestructurales. La fuerza impulsora de la

propagación es la tensión, que viene cuantificada por la expresión de Griffith:

$$\sigma = \left(\frac{4E\gamma}{\pi(1-\nu^2)l} \right)^{1/2} \quad (1)$$

El avance de la grieta a través de la matriz puede que sea más dificultoso porque γ_{matriz} sea mayor que γ_{part} . por lo que tenderá a detenerse la grieta.

Pero al mismo tiempo es importante, la consideración de que las posibles vías planas en las que se puede propagar la grieta no son continuas, sino discretas, la familia de planos {001} de la ferrita (que es BCC). Otra posible barrera, que a medida que la temperatura sube se hace más importante, es el tamaño de la zona plástica en la punta de avance de la grieta, ya que, $\gamma_{eff} = \gamma_s + \gamma_p$ y γ_p es proporcional a la zona plástica.

Al analizar las superficies de fractura es posible identificar grietas que no progresan, u otras que progresan y se paran [2]. En este trabajo se va a cuantificar el aspecto del cambio de la orientación de avance de una grieta, debido a que debe seguir unos planos cristalográficos concretos, como forma de detención de grietas.

Se estudiará la detención del avance de grietas tanto en lo que es la intercara de la microgrieta (con tamaño de partícula) y la matriz, y en la barrera matriz-matriz de las juntas de grano.

Para ello en primer lugar hay que considerar, la distribución de los ángulos posibles de los planos {001} respecto a un plano dado, en nuestro caso el perpendicular a la tensión principal máxima, ya que en este plano la propagación resulta más favorable.

A continuación se estudiará la propagación de la grieta a lo largo de ese plano de clivaje {001} mejor orientado. Para ello será necesario calcular cómo varía la fuerza impulsora para la propagación en función del cambio de ángulo de la grieta debido a que debe seguir un plano con una desorientación dada.

2. CÁLCULO DE LA ORIENTACION DEL PLANO DE CLIVAJE

En la ferrita se ha considerado que los planos de clivaje son los {001}. Para una orientación de la red cristalina de un grano, existen tres planos de clivaje análogos. Si se considera un plano perpendicular a la tensión principal máxima, se puede calcular el ángulo al que está el plano de clivaje más próximo (con el que forma ángulo mínimo) que es por donde una microgrieta tenderá a propagarse, y así obtener la función de distribución para todas las posibles orientaciones en el espacio.

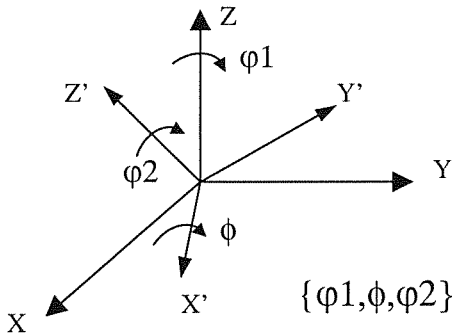


Figura 1. Representación del cambio de base en función de los ángulos de Euler.

Como es sabido trabajar en términos de direcciones es análogo a planos. Se parte de un triedro de referencia y

se gira según los ángulos de Euler para abarcar todas las posibles orientaciones de un cristal BCC respecto de un plano dado, tal como se indica en la figura 1. La matriz cambio de base es:

$$\begin{pmatrix} c\varphi_2c\varphi_1 - s\varphi_2c\phi s\varphi_1 & c\varphi_2s\varphi_1 + s\varphi_2c\phi c\varphi_1 & s\varphi_2s\phi \\ -s\varphi_2c\varphi_1 + c\varphi_2c\phi - s\varphi_1 & -s\varphi_2s\varphi_1 + c\varphi_2c\phi c\varphi_1 & c\varphi_2s\phi \\ s\varphi_1s\phi & -s\phi c\varphi_1 & c\phi \end{pmatrix}$$

X' Y' Z'

Tómese la dirección z, como de referencia, y por tanto el ángulo α , respecto a ese eje z de los tres ejes ortogonales del triedro girado serán:

$$\begin{aligned} \cos \alpha &= \text{sen} \varphi_1 \text{sen} \phi \\ \cos \alpha &= -\text{sen} \phi \cos \varphi_1 \\ \cos \alpha &= \cos \phi \end{aligned}$$

De estos tres, para un valor dado de ϕ y φ_1 se toma aquél que dé α menor. Así con todos las posibles parejas de ϕ y φ_1 . Además es necesario tener en cuenta que el espacio de Euler está distorsionado, es decir que la distribución aleatoria de orientaciones no está uniformemente distribuída, la diferencial de la orientación g viene dado por:

$$dg = 1/8\pi^2 \text{sen} \phi d\varphi_1 d\phi d\varphi_2 \quad (2)$$

Este cálculo se ha realizado numéricamente y la función de distribución del ángulo entre plano dado y el plano de clivaje más cercano es la representada en la figura 2.

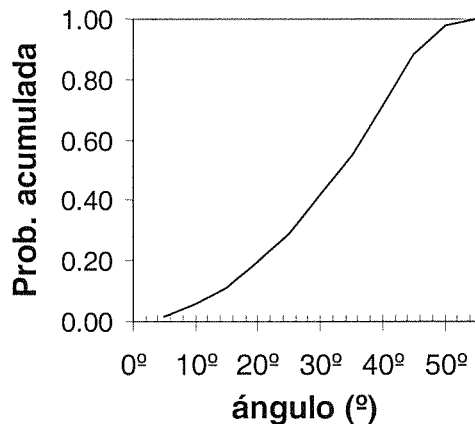


Figura 2. Función de distribución de la orientación de los posibles planos de clivaje {001}.

3. VARIACIÓN DE G CON LA INCLINACIÓN DEL PLANO DE PROPAGACIÓN

En la fractura frágil en primer lugar se forma una grieta o defecto que servirá de embrión para que la fractura progrese. Dependiendo de la orientación en la que progrese le resultará más fácil o difícil, es decir variará la velocidad de liberación de energía elástica (G).

Para estudiar la propagación de una grieta acodada, supongamos que se tiene una grieta plana orientada un ángulo β , respecto a la tensión normal aplicada como se indica en la figura 3 (se supondrá únicamente estado uniaxial). Para carga uniaxial, el factor de intensidad de tensiones para los Modos I y II viene dado por,

$$K_I = K_{I(0)} \cos^2 \beta$$

$$K_{II} = K_{I(0)} \cos \beta \operatorname{sen} \beta$$

donde $K_{I(0)}$ es el factor de intensidad de tensiones para $\beta = 0$.

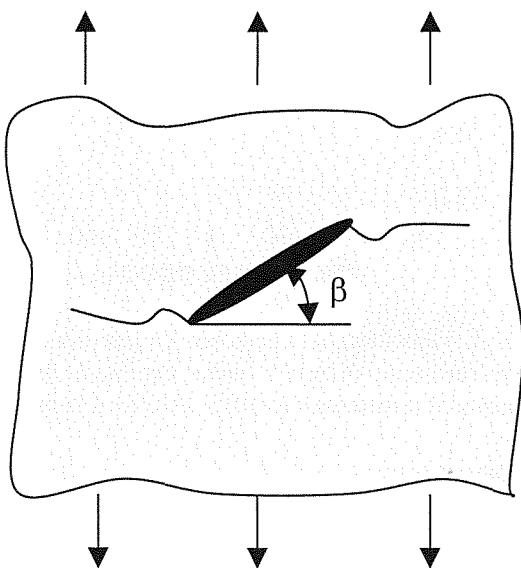


Figura 3. Propagación a partir de una grieta inicial que no es ortogonal a la tensión normal aplicada. La grieta con ángulo β está inicialmente bajo una combinación de Modo I y II de carga.

Los campos singulares del Modo I y II únicamente son válidos para $r \rightarrow 0$.

Supongamos que la grieta en cuestión forma un codo infinitesimal de ángulo α , (figura 4) con el plano de la grieta. Los factores de intensidad de tensiones en la punta del codo diferirán de aquellas en la grieta principal (K). Si se define un sistema de coordenadas

local x-y en la punta del codo y se asume que las ecuaciones del campo de tensiones singular en la punta de la entalla para los Modos I y II definen el campo de tensiones local, entonces los factores de intensidad locales en la punta (k_I y k_{II}) se obtienen sumando las tensiones normales y de cortadura, en α :

$$k_I(\alpha) = \sigma_{yy} \sqrt{2\pi r} = C_{11} K_I + C_{12} K_{II}$$

$$k_{II}(\alpha) = \tau_{xy} \sqrt{2\pi r} = C_{21} K_I + C_{22} K_{II}$$

siendo,

$$C_{11} = \frac{3}{4} \cos\left(\frac{\alpha}{2}\right) + \frac{1}{4} \cos\left(\frac{3\alpha}{2}\right)$$

$$C_{12} = -\frac{3}{4} \operatorname{sen}\left(\frac{\alpha}{2}\right) - \frac{3}{4} \operatorname{sen}\left(\frac{3\alpha}{2}\right)$$

$$C_{21} = \frac{1}{4} \operatorname{sen}\left(\frac{\alpha}{2}\right) + \frac{1}{4} \operatorname{sen}\left(\frac{3\alpha}{2}\right)$$

$$C_{22} = \frac{1}{4} \cos\left(\frac{\alpha}{2}\right) + \frac{3}{4} \cos\left(\frac{3\alpha}{2}\right)$$

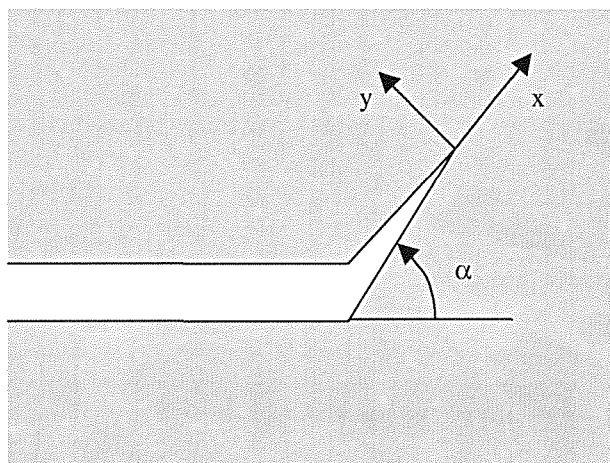


Figura 4. Codo infinitesimal en la punta de una grieta macroscópica.

La velocidad de liberación de energía G para la grieta acodada un ángulo α es,

$$G(\alpha) = \frac{k_I^2(\alpha) + k_{II}^2(\alpha)}{E'} \quad (3)$$

4.DISCUSION

En la figura 6 se muestra una fractografía del origen de una fractura. Esta fractura se inicia en una partícula y después se introduce en la matriz. Se considera que esta grieta para poder progresar ha tenido que superar la barrera part-matriz [3] cuya energía se puede cuantificar por γ_{pm} , y la barrera matriz-matriz con una energía, γ_{mm} .

Se consideran esas barreras ya que en trabajos anteriores [2] se han encontrado grietas que se han detenido en estos lugares, y por lo tanto no han sido capaces de producir la fractura frágil.

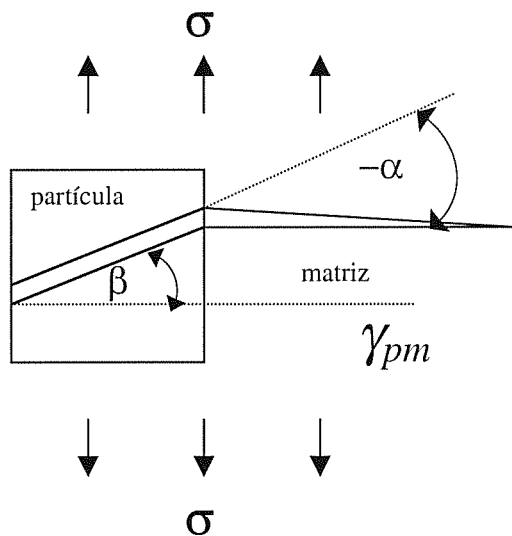


Figura 5. Esquema de la barrera partícula-matriz en el avance de una grieta.

4.1 Connotaciones del cambio de la dirección de propagación para la barrera partícula-matriz (γ_{pm})

Normalmente la rotura se produce inicialmente, en una partícula (TiN, carburo...) y a continuación esta grieta progresa a través de la matriz formando una faceta. La orientación de la faceta no tiene por qué coincidir con la orientación de la microgrieta nucleada en la partícula. En la figura 6 se puede ver un caso de rotura nucleada en un TiN. Por lo tanto esta situación se corresponde con tener una grieta de ángulo beta que hace un codo de ángulo alpha (figura 5). Para los cálculos se supondrá beta=0, lo cual es coherente con algunas observaciones de microgrietas de partícula.

Para que la grieta se propague, la magnitud G deberá superar la energía superficial de fractura, $2\gamma_{pm}$, la cual se considera en principio que no depende del ángulo alpha.

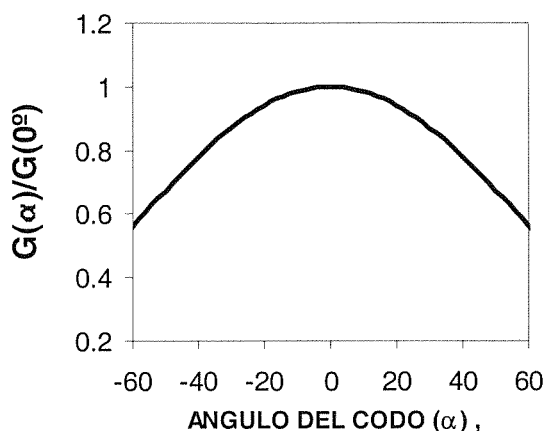
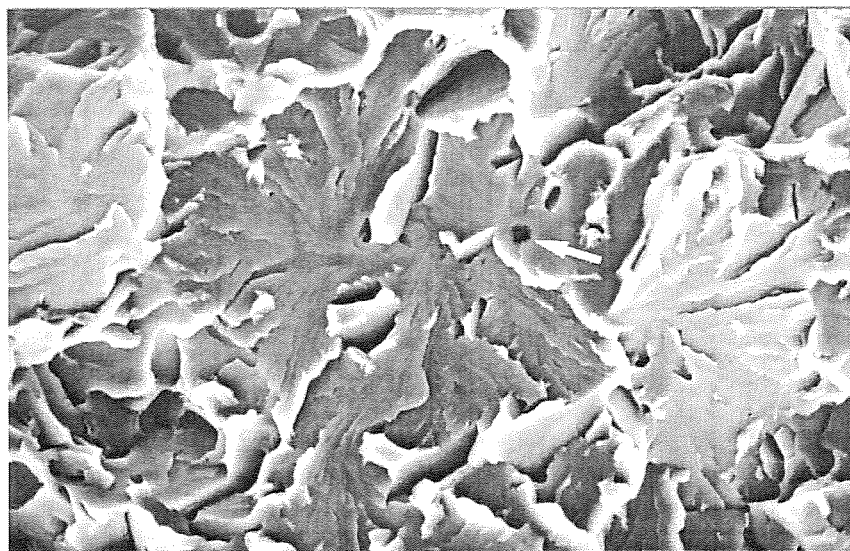


Figura 7. Velocidad de liberación de energía elástica (G) para un ángulo alpha de la 1ª faceta, expresado de forma adimensional respecto a G(alpha=0) y (beta=0 para la part.)



10 μm

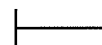


Figura 6. Origen de fractura. La flecha indica el TiN que ha sido origen de fractura.

Por lo tanto utilizando la expresión (3) se podría calcular la variación de G en función de α , tal como se indica en la figura 7.

Si nos fijamos en esta figura para ángulos mayores que 38° , G se reduce un 20%; como G es proporcional a σ^2 siendo σ la tensión, supondría una reducción del 10% en la tensión, ya que $\sigma^2 = 0.8\sigma_0^2$ (llamando σ_0 , a la tensión aparente para $\alpha=0$) y $\sigma = 0.89\sigma_0$, lo cual es apreciable.

4.2. Connotaciones del cambio de dirección de propagación para la barrera matriz-matriz (γ_{mm})

Sin embargo cuando ya se tiene una grieta que abarque lo que es una faceta, ya no influye la orientación de la partícula sino que lo que se tiene es una grieta con una inclinación β , pero del tamaño de una faceta que microestructuralmente se corresponderá a un grano de ferrita, una colonia de perlita, paquete de bainita, etc.

En este caso la variación de la G con la desorientación de las facetas será la que se muestra en la figura 8. En este caso β será la desorientación de la faceta inicial, y α será la desorientación de la segunda faceta respecto a la primera, como se puede ver en la figura 9.

En esta gráfica se observa que la G se distribuye de manera parecida en torno al pico para ángulos pequeños de β (de la primera faceta). Pero sin embargo para valores más elevados, la disminución de G es apreciable.

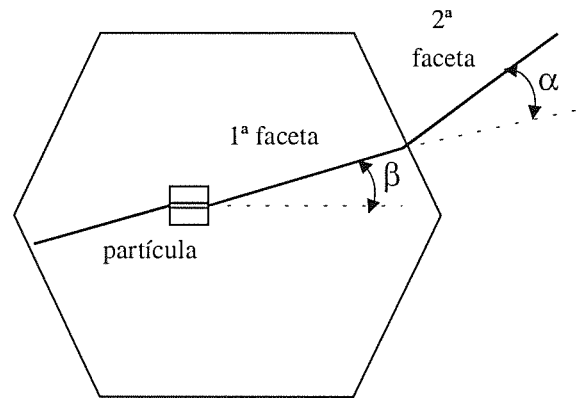


Figura 9. Esquema de propagación de microgrieta a través de la barrera matriz-matriz, cuya energía es γ_{mm} .

Normalmente se utiliza la expresión de Griffith con σ normal (equivalente a trabajar con G_0 , G para $\alpha+\beta=0$) y no se considera la posible desorientación α , del cambio de ángulo de la grieta, lo que a efectos prácticos es idéntico a que γ_{pm} o γ_{mm} aumenten por un factor $1/x$ siendo $x=G_{real}/G_0$ ($x < 1$). Por lo tanto esta desorientación es equivalente a aumentar la energía de la barrera. En la figura 10 se representa como varía cuantitativamente la energía de la barrera matriz-matriz con la orientación del plano de clivaje, para $\beta=0$, y ángulo de la 2ª faceta α .

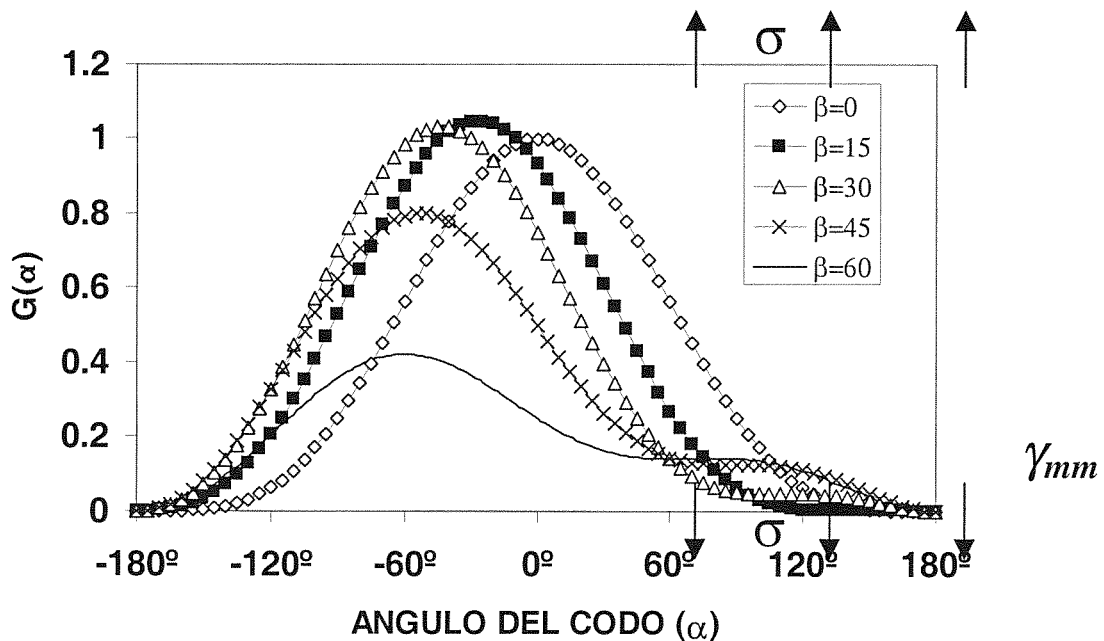


Figura 8. Variación de la velocidad de liberación de energía elástica con el ángulo α y β .

y ángulo de la 2ª faceta α . Estos valores son equivalentes a sustituir el ángulo $\alpha+\beta$ de la segunda faceta respecto a la normal a la tensión aplicada por el α que viene representado en la figura, para cualquier β .

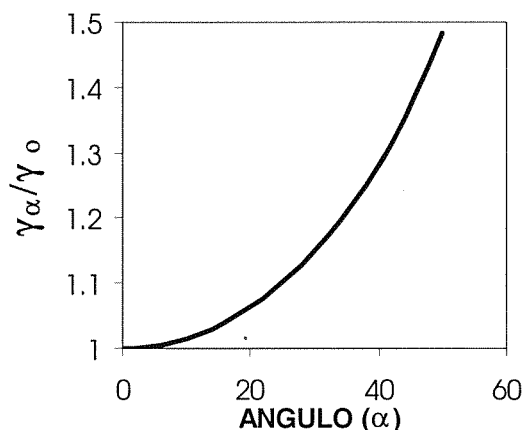


Figura 10. Cuantificación de la variación de la energía de la barrera debido a una desorientación α de la faceta, normalizada respecto a la energía de la barrera para $\alpha=0$, (para la cual es mínima).

Resumiendo, el hecho de que la propagación no sea ortogonal a la tensión aplicada, se puede modelizar utilizando la expresión de Griffith pero teniendo en cuenta el ángulo $\alpha+\beta$ de la 2ª faceta en el término de energía γ , de la barrera.

4.3 Probabilidad de encontrar una faceta con una desorientación dada.

Existen evidencias fractográficas de que la primera faceta presenta una baja desorientación con la normal a la tensión máxima, como corresponde a lo anteriormente señalado. Si se toma un ángulo de 25° como valor máximo admisible por ejemplo, se puede observar en la figura 2 que la probabilidad de tener un plano con esas condiciones es únicamente del 30%.

5. CONCLUSIONES

- Si la partícula no rompiera según la normal a la tensión máxima, la grieta buscaría aquellos planos de clivaje que hicieran G máximo (cerca de la normal a la tensión), y no le resultaría más fácil continuar coplanar, como pudiese parecer desde el punto de vista de mantener una continuidad a nivel de red cristalina con la grieta inicial.
- Esta desorientación $\beta+\alpha$ es equivalente, a efectos prácticos, a aumentar la energía de la barrera γ_{pm} o γ_{mm} por un factor $1/x$, siendo $x=G_{real}/G_0$ ($x<1$).

- Los modelos probabilísticos de fractura frágil basados en "weakest link" deberían tener en cuenta la distribución angular de posibles planos de clivaje, bien pudiera ser considerando $\gamma_{barreras}$ no constante, mediante una función de distribución acorde con los cálculos realizados en este trabajo. Al igual que se tiene en cuenta que en probetas entalladas la σ varía según la posición, la variación de la desorientación de los planos de clivaje no debe ser en absoluto despreciada.

6. AGRADECIMIENTOS

Uno de los autores, A. E. agradece al Gobierno Vasco (Eusko Jaurlaritza) la concesión de una beca de "Formación de Investigadores".

REFERENCIAS

- [1] Bowen P., Druce S.G. y Knott J.F., "Effects of microstructure on cleavage fracture in pressure vessel steel", Acta Metall. 6, 1121-1131 (1986)
- [2] Linaza M. A., Romero J.L., San Martín I., Rodríguez-Ibabe J.M. y Uircola J.J., "Improvement of toughness by stopping brittle processes nucleated in ceramic particles through thermomechanically optimised microstructures in engineering steels", Microalloyed Bar and Forging Steels, Ed. Van Tyne, Krauss and Matlock, 311-325, (1996)
- [3] Lin T., Evans A.G., y Ritchie R.O., "Stochastic modeling of the independent roles of particle size and grain in transgranular cleavage fracture", Metall. Trans A. 18, 641-651, (1987).

ROTURA DUCTIL DE ACERO ESTRUCTURAL PARA CONSTRUCCION

J. M. Flores, A. Valiente y M. Elices
 Departamento de Ciencia de Materiales
 E. T. S. Ingenieros de Caminos, Canales y Puertos
 Universidad Politécnica de Madrid.

Resumen. La rotura dúctil es el tipo de fallo deseable en los aceros estructurales de construcción, pero a pesar de ello las condiciones y mecanismos que rigen dicho proceso son poco conocidas. En este trabajo se establecen dichas condiciones para dos aceros estructurales de alta resistencia S460N-10113 y S460NL-10113 suministrados en chapas de distintos espesores (20 a 80 mm). Los datos experimentales necesarios se han obtenido realizando ensayos de rotura normalizados con probetas preagrietadas de las distintas chapas a dos temperaturas por encima del régimen de transición (20° C y 50° C). Los valores experimentales de la integral J que rigen el desgarramiento dúctil de estos aceros se comparan con valores teóricos basados en modelos de agotamiento plástico, comprobándose que hay coincidencia entre ambos.

Abstract. The mechanisms of ductile tearing of steels for steel structures are not well stated despite being ductility one of the basic requirements of these steels. In this work such mechanisms are examined for a S460N EN 10113 type and a S460NL EN 10113 type structural steels supplied in plate thicknesses ranging from 20 to 80 mm. Fatigue precracked specimens from all the plates were fracture tested at two temperatures above the transition range (20 and 50°C). The experimental integral J values provided by the tests are compared with the theoretical ones derived from a mechanism of plastic collapse and a good agreement is obtained.

1. INTRODUCCION

La gran ductilidad de los aceros estructurales empleados en la construcción les confiere una tolerancia al daño tal que durante mucho tiempo ha permitido proyectar estas estructuras sin tener en cuenta la posibilidad de defectos. Sin embargo, la mayor importancia recientemente adquirida por las estructuras metálicas ha obligado a modificar este planteamiento y a renovar los códigos de diseño incorporando en el cálculo de la estructura medidas que aseguren la integridad estructural frente a defectos tipificados [1]. El tipo de rotura a evitar con la adopción de estos criterios de integridad estructural es la rotura por clivaje (roturas frágiles y roturas de transición dúctil-frágil), ya que en los aceros estructurales de construcción el colapso por agotamiento plástico precede a la rotura dúctil debido al escalón de cedencia característico de estos aceros.

A consecuencia de ello son poco conocidas las condiciones bajo las cuales tiene lugar el desgarramiento dúctil de los aceros estructurales de construcción, y en particular las curvas R de estos materiales. Sin embargo, son datos de interés porque permiten predecir la estabilidad o inestabilidad de la rotura dúctil y por tanto proporcionan un instrumento de diseño útil para hipótesis extremas de carga, con las cuales el objetivo de la integridad estructural no es evitar la rotura sino

minimizar los daños. Por otra parte, la condición de agotamiento plástico adoptada por los códigos de diseño como límite de seguridad frente a la rotura dúctil se basa en el límite elástico convencional de los aceros y no tiene en cuenta su capacidad de endurecimiento por deformación. El margen de seguridad que este criterio implica tampoco es conocido.

En este trabajo se presentan y analizan los resultados de los ensayos de rotura dúctil llevados a cabo con dos aceros microaleados tipificados en la euronorma EN 10113 [2] como aceros estructurales de construcción de alta resistencia, uno de tenacidad media (S460N) y otro de alta tenacidad (S460NL). En ambos casos los ensayos se han llevado a cabo para espesores de chapa comprendidos entre 20 y 80 mm, a 20 y a 50°C. Estas dos temperaturas se encuentran por encima del régimen de transición de los dos aceros. El análisis de los resultados se ha dirigido a la determinación experimental de los valores de la integral J que rigen el desgarramiento dúctil y a su interpretación en términos del agotamiento plástico del material.

2. EXPERIMENTACION REALIZADA

Los aceros con los que se ha realizado la investigación son aceros estructurales de construcción fabricados comercialmente y pertenecientes a las familias S460NL-10113 y S460N-10113 [2], es decir, aceros estructurales

de alta resistencia y alta (NL) y media tenacidad (N). Los dos fueron suministrados en chapas de espesores 20, 30 y 50 mm y el de alta tenacidad también de 80 mm. La tabla 1 indica las composiciones químicas.

Tabla 1. Composición química de los aceros (% en peso)

S460NL					
C	Si	Mn	P	N	S
0,07	0,38	1,57	0,012	0,005	0,001
Al	Ni	Nb	Cu	Cr	Mo
0,043	0,42	0,02	0,16	0,025	0,14

S460N					
C	Si	Mn	P	N	S
0,18	0,41	1,54	0,015	---	0,002
Al	Ni	Nb	Cu	Cr	V
0,071	0,47	0,057	---	---	0,143

Las propiedades mecánicas convencionales de cada chapa a 20° C y a 50° C se han determinado mediante ensayos de tracción. Los resultados figuran en las tablas 2 y 3 donde E es el módulo de elasticidad, $R_{p0,2}$ el límite elástico al 0,2%, R_m la resistencia a tracción y ϵ_u la deformación bajo carga máxima.

Tabla 2. Propiedades mecánicas del acero S460NL

	Temperatura (°C)	Espesor de chapa (mm)			
		20	30	50	80
E (GPa)	20	200	205	210	190
	50	205	190	215	200
$R_{p0,2}$ (MPa)	20	450	490	455	430
	50	440	470	470	410
R_m (MPa)	20	545	595	555	540
	50	525	575	540	515
σ_u (%)	20	12,0	10,3	14,9	11,2
	50	13,6	12,0	14,5	13,0

Tabla 3. Propiedades mecánicas del acero S460N

	Temperatura (°C)	Espesor de chapa (mm)		
		20	30	50
E (GPa)	20	195	200	200
	50	185	185	195
$R_{p0,2}$ (MPa)	20	485	490	475
	50	460	470	460
R_m (MPa)	20	680	690	665
	50	640	660	640
σ_u (%)	20	16,5	9,0	16,0
	50	13,0	10,0	15,0

Los ensayos de tenacidad se llevaron a cabo conforme a la norma EFAM GTP94 [3] empleando probetas compactas prefisuradas con ranuras laterales. Todas las

roturas tuvieron lugar por desgarramiento dúctil. Las dimensiones de las probetas (espesor B y canto útil W), junto con el crecimiento de la fisura durante el ensayo ($\Delta a_{m\acute{a}x}$) se incluyen en la tabla 4. El tamaño inicial de fisura a_0 fue 0,6 veces W y el espesor neto tras mecanizar las ranuras laterales 0,8 veces B.

La carga P y el desplazamiento relativo u entre los puntos de aplicación se midieron con registro continuo, el desplazamiento mediante un extensómetro resistivo tipo COD. Periódicamente se efectuaron descargas parciales para medir la flexibilidad de la probeta y a través de ella el crecimiento de fisura. La característica más destacada de los resultados es la relación lineal existente entre la componente plástica u_p del desplazamiento y el trabajo plástico W_p realizado por la carga. La figura 1 confirma esta circunstancia y la tabla 4 indica el valor de la pendiente dW_p/du_p registrada en los distintos ensayos.

Tabla 4. Características de probetas CT

Acero	B (mm)	W (mm)	T (°C)	$\Delta a_{m\acute{a}x}$ (mm)	dW_p/du_p (kN)
S460N	15	60	20	4,0	30,2
	15	60	50	3,5	29,0
	30	60	50	3,5	64,4
	45	90	50	3,0	121,9
S460NL	20	60	20	2,0	36,7
	30	60	20	1,5	64,2
	45	90	20	2,0	126,7
	75	150	20	9,0	333,3
	75	150	50	4,5	313,9

3. FUNDAMENTO TEORICO

Carga límite de la probeta CT.

La figura 2 muestra uno de los campos de líneas de deslizamiento más apropiado para hallar la carga teórica de agotamiento plástico de una probeta CT fisurada [4]. El campo consta de una cuña triangular plástica a 45° sobre la cara posterior de la probeta y de dos líneas de deslizamiento simétricas formadas por la prolongación de los lados de la cuña y sendos arcos de circunferencia. Estas líneas dividen la probeta en tres partes rígidas y una cuña plástica, de manera que las dos partes rígidas exteriores giran sobre la central y empujan la cuña hacia afuera cuando la probeta se deforma.

El equilibrio entre fuerzas exteriores e interiores permite determinar el ángulo α :

$$\alpha = \frac{2\pi}{5} \quad (1)$$

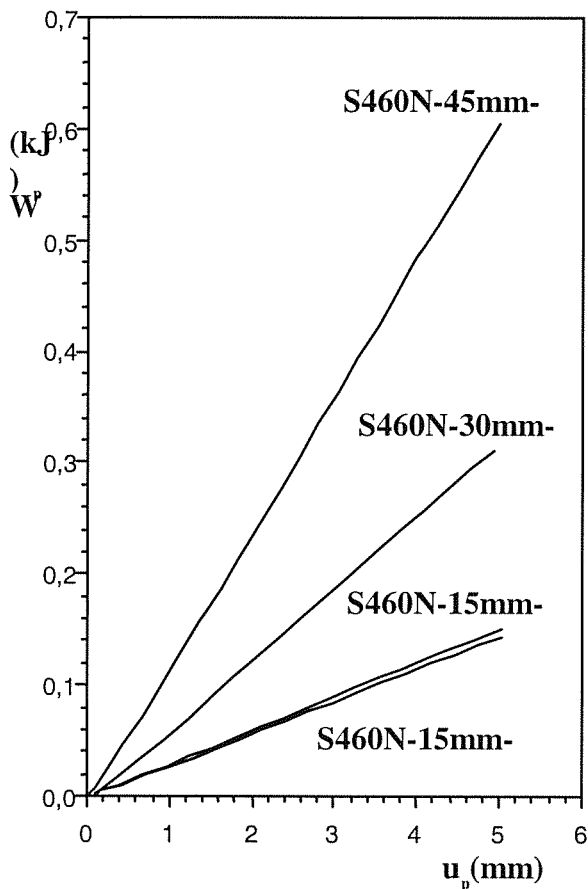


Fig 1a. Curvas W_p-u_p del acero S460N.

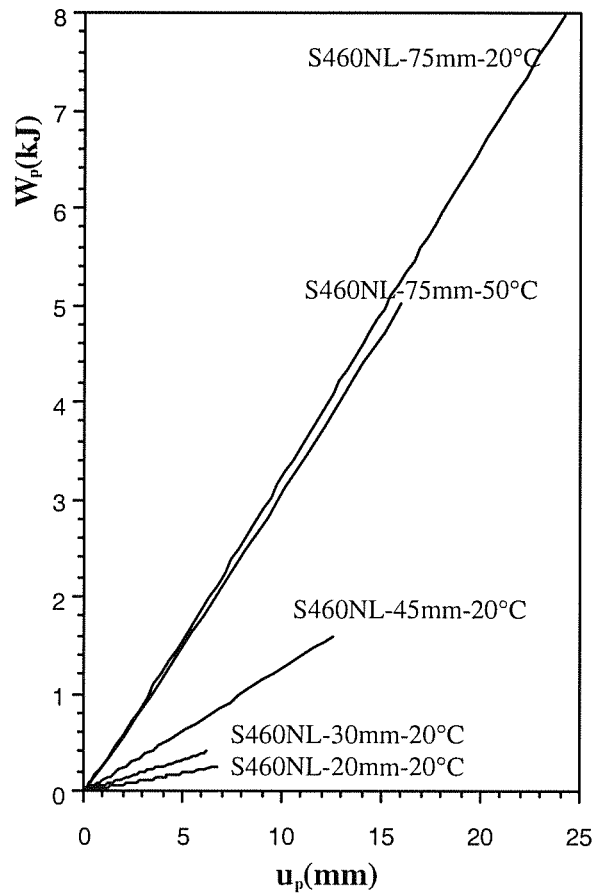


Fig 1b. Curvas W_p-u_p del acero S460NL.

el radio R de los arcos de circunferencia :

$$\begin{aligned} \frac{R}{W} &= \sqrt{\left(1,052 \frac{a}{W}\right)^2 + 0,409 \left(1 - \left(\frac{a}{W}\right)^2\right)} - 1,052 \frac{a}{W} = \\ &= \sqrt{0,6977 \left(\frac{a}{W}\right)^2 + 0,409} - 1,052 \frac{a}{W} \end{aligned} \quad (2)$$

y la carga de agotamiento plástico P_Y :

$$\begin{aligned} P_Y &= \sigma_Y W B \frac{2}{\sqrt{3}} \left(2,572 \frac{R}{W-a} - 1\right) \left(1 - \frac{a}{W}\right) = \\ &= \sigma_Y W B \left(2,481 \sqrt{\left(\frac{a}{W}\right)^2 + 0,586} - 1,970 \frac{a}{W} - 1,155\right) \end{aligned} \quad (3)$$

Para materiales metálicos, el valor de la tensión de cedencia σ_Y más comúnmente adoptado en normas como la ASTM E1152 [5] es el valor medio del límite elástico al 0,2% $R_{p0.2}$ y la resistencia a tracción R_m :

$$\sigma_Y = \frac{R_{p0.2} + R_m}{2} \quad (4)$$

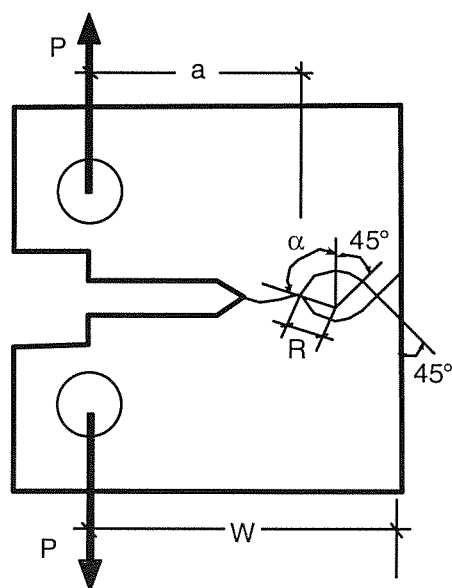


Fig 2. Líneas de deslizamiento para probetas CT

Componente plástica de la integral J

Si se admite que la deformación plástica de la probeta CT es debida a un mecanismo de agotamiento plástico como el de la figura 2, y la integral J se calcula derivando la energía de deformación respecto al área fisurada, la expresión que resulta para la componente plástica J_p de J es (véase, por ejemplo, la referencia 6) :

$$J_p^{teór} = -\frac{dP_Y}{da} \frac{u_p}{B} = -\sigma_Y u_p H' \left(\frac{a}{W} \right) = -\frac{H' \left(\frac{a}{W} \right) P_Y}{H \left(\frac{a}{W} \right) BW} u_p \quad (5)$$

donde u_p representa nuevamente el desplazamiento plástico y $H'(\cdot)$ es la derivada de la función $H(\cdot)$ introducida en la ecuación (3):

$$H(x) = 2,481 \sqrt{x^2 + 0,586} - 1,970x - 1,155 \quad (6)$$

4. INTERPRETACION DE RESULTADOS

Las curvas experimentales W_p-u_p de la figura 1 se pueden sustituir sin error apreciable por rectas que pasan por el origen. Así pues, denominando P_0 a la pendiente, como resultado experimental correspondiente a los dos

aceros investigados se tiene:

$$W_p = R_0 u_p \quad (7)$$

Ahora bien, el trabajo plástico W_p es el que realiza la fuerza aplicada a la probeta durante el desplazamiento u_p y por tanto dicha carga es la pendiente de la curva W_p-u_p . El hecho empírico de que su pendiente no varíe indica que la deformación plástica de la probeta y el desgarramiento dúctil que la acompaña se produce bajo un valor constante P_0 de la carga aplicada, el dado por la última columna de la tabla 4.

Por otra parte, la aplicación de las normas de ensayo [3, 5] a dichos resultados conduce a la siguiente expresión del valor experimental J_p de la componente plástica de la integral J:

$$J_p^{exp} = \frac{2,522 - 0,522 \frac{a_0}{W}}{B(W - a_0)} W_p = \frac{2,522 - 0,522 \frac{a_0}{W}}{1 - \frac{a_0}{W}} \frac{P_0}{BW} u_p \quad (8)$$

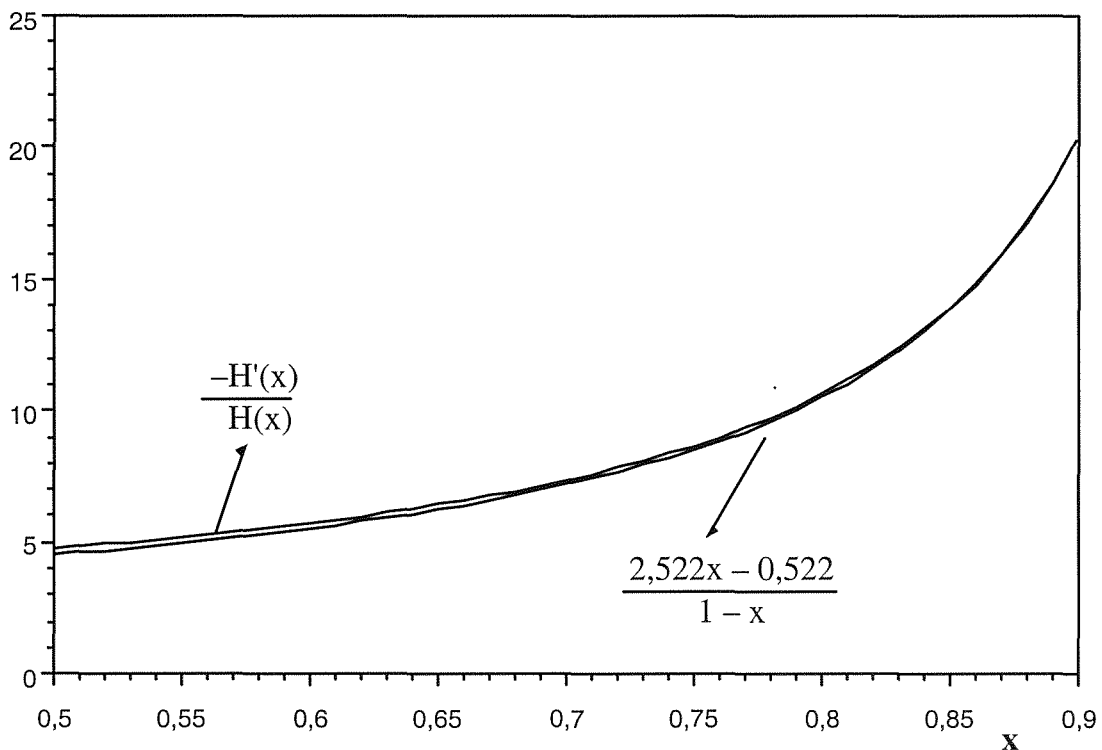


Fig. 3. Comparación de funciones para la obtención de J_p^{exp}

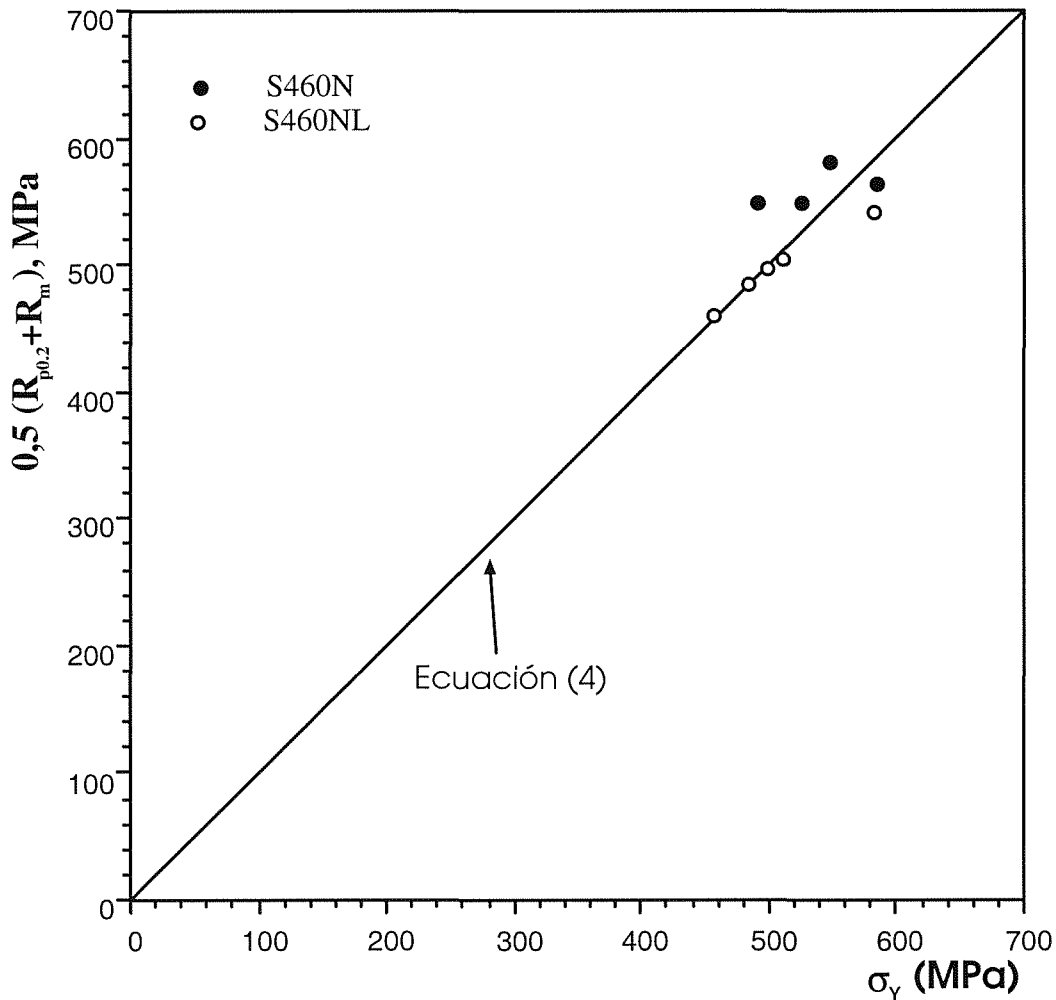


Fig 4. Correlación entre la tensión de cedencia σ_Y y la curva tensión-deformación

la cual no incluye corrección por variación del tamaño de fisura, y para un tamaño inicial $a_0 = 0,6W$ es válida hasta crecimientos de fisura de $0,04 W$ [5]. El paralelismo de las expresiones de J_p dadas por las ecuaciones (5) y (8) sugiere que el desgarramiento dúctil de las probetas se produce en régimen de agotamiento plástico.

Es posible confirmar esta interpretación comparando los valores de J_p que proporcionan las ecuaciones (5) y (8). Para ello hay que particularizar la primera de ellas en las mismas condiciones que la segunda, es decir, para el tamaño de fisura inicial, toda vez que las correcciones debidas a la variación de tamaño por desgarramiento dúctil son despreciable como se ha indicado anteriormente. De este modo la ecuación (5) se transforma en:

$$J_p^{teor} = -\frac{P_0}{WB} \frac{H' \left(\frac{a_0}{W} \right)}{H \left(\frac{a_0}{W} \right)} u_p \quad (9)$$

Las ecuaciones (8) y (9) coincidirán en la medida que lo hagan los factores dependientes de a_0/W que aparecen en los respectivos segundos miembros. En la figura 3 se han representado las dos funciones y como puede verse las diferencias son inferiores al 5%.

La tensión de cedencia σ_Y de la teoría de agotamiento plástico puede determinarse igualando la carga constante P_0 bajo la cual se produce el desgarramiento dúctil (última columna de la tabla 4) y la carga de agotamiento (3) particularizada para la fisura inicial. Los valores así obtenidos para las distintas chapas y las

dos temperaturas de ensayo se comparan en la figura 4 con el valor medio del límite elástico al 0,2% y la resistencia a tracción. Como puede verse la correlación es buena en ambos aceros y la estimación de σ_Y dada por (4) es muy acertada.

5. CONCLUSIONES

Los ensayos de rotura dúctil realizados a 20 y 50°C con chapas de distinto espesor de los aceros estructurales S460N y S460NL indican que el desgarramiento dúctil de estos aceros:

- comienza cuando la carga aplicada es igual a la carga de agotamiento plástico con una tensión de cedencia que puede aproximarse por el valor medio del límite elástico al 0,2% y la resistencia a tracción.
- progresa sin variación significativa de la carga aplicada.
- tiene lugar bajo los valores de la integral J que predice la condición de agotamiento plástico.

6 REFERENCIAS

[1] Comité Europeo de Normalización (CEN), Prenorma europea ENV 1993-1-1/A1: Eurocódigo3: "Diseño de Estructuras Metálicas" Comité Europeo de Normalización, Bruselas (1994).

[2] Comité Europeo de Normalización (CEN), "Euro-norma EN 10113: Productos laminados en caliente para construcciones metálicas. Acero soldable de grano fino" Comité Europeo de Normalización, Bruselas (1993).

[3] Schwalbe, K. H., Neale, B. K., y Heerens, J., "The GKSS test procedure for determining the fracture behaviour of materials: EFAM GTP 94", GKSS-Forschungszentrum, Geesthacht (1994).

[4] Ming Hu, J. y Albrecht, P., "Limit load solution and loading behaviour of CT fracture specimen", International Journal of Fracture, **52**, 19-45 (1991).

[5] American Society for Testing and Materials, "Standard Test Method for Determining J-R Curves", ASTM E 1152-87 (1987).

[6] Valiente, A., "Estabilidad de fisuras críticas en vigas hiperestáticas con rotura por desgarramiento dúctil", Anales de Mecánica de la Fractura, **14**, 20-29 (1997).

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean expresar su agradecimiento al Ministerio de Educación y Cultura (proyecto PB95-0238), al Ministerio de Fomento (proyecto 30.270/93),

y a la Comunidad de Madrid (Beca de Formación de Personal Investigador de D. José M. Flores) por la financiación recibida. Igualmente agradecen a los fabricantes ACERALIA y DILLINGER HÜTTE las facilidades concedidas en el suministro del material.

ROTURA POR CLIVAJE DE ACEROS CON INICIACION EN LA PERLITA

A. Valiente, J. Ruiz y M. Elices

Departamento de Ciencia de Materiales
E.T.S. de Ingenieros de Caminos. Universidad Politécnica de Madrid

Resumen. Las teorías probabilísticas de rotura de aceros basadas en los micromecanismos de clivaje que se desarrollan en la microestructura ferrítica se han aplicado con éxito a los ensayos de tenacidad, confirmando que en estos ensayos la rotura se rige por el principio del eslabón más débil. Sin embargo, la compatibilidad de este principio con los micromecanismos propuestos para explicar la iniciación del clivaje en la microestructura perlítica no es obvia. En este trabajo se presentan resultados de ensayos de tenacidad de un acero al carbono ferrítico-perlítico obtenidos para distintas temperaturas que producen rotura por clivaje. La dispersión de los valores experimentales no se corresponde con las predicciones teóricas basadas en el principio del eslabón más débil y se formula una teoría probabilística inspirada en el micromecanismo de Miller y Smith de iniciación del clivaje en la microestructura perlítica, cuyas predicciones de dispersión se ajustan a la de los valores experimentales.

Abstract. Often the scatter in toughness values of steels failing by cleavage are successfully explained by the probabilistic theories of failure based on the weakest link principle as suggested by the micromechanisms proposed for cleavage when it takes place in a ferritic microstructure. However, the cleavage failure produced by mechanisms that develop in pearlite might not be controlled by this principle and accordingly the probabilistic theories should be modified for this type of cleavage. The experimental toughness values of a ferritic-pearlitic plain steel failing in this way are presented as a function of temperature and their scatter is shown not to agree with the theoretical predictions derived from the weakest link principle. A probabilistic theory according to the mechanism of Miller and Smith for cleavage in pearlite is formulated whose predictions compare satisfactorily with the experimental results.

1. INTRODUCCION

La rotura por clivaje de los policristales es uno de los fenómenos concerniente a la resistencia mecánica de los materiales metálicos cuyo estudio ha sido abordado conforme al objetivo básico de la Ciencia de Materiales de relacionar microestructura y propiedades macroscópicas, especialmente en el caso de los aceros ferríticos. El proceso que tiene lugar es bien conocido y consiste en la formación de una microfisura (fase de iniciación) que se extiende velozmente a través de la matriz policristalina por rotura transgranular (fase de propagación).

Las teorías de clivaje en matrices ferríticas generalizan el mecanismo propuesto por Smith [1], según el cual el clivaje comienza con la rotura de un carburo de borde de grano causada por el apilamiento de dislocaciones en un grano ferrítico contiguo, y se propaga a través de granos vecinos por la acción del campo de tensiones con ayuda del efecto concentrador de tensiones del apilamiento, pero sobre todo del carburo dividido en dos, ya que a diferencia del primero, la concentración de tensiones que produce es debida a las componentes

hidrostática y desviadora del campo y no sólo a la desviadora. En la generalización de este mecanismo para formular teorías probabilísticas del clivaje se postula la existencia de debilidades microestructurales dispersas en la matriz ferrítica, las cuales se transforman en microfisuras (iniciadores) por efecto de la deformación plástica. El clivaje es la propagación transgranular de una de estas microfisuras a través de la matriz ferrítica y tiene lugar cuando su tamaño es crítico para el valor del campo de tensiones en la zona donde se encuentra.

El carácter probabilístico de las teorías es consecuencia de la naturaleza aleatoria de los iniciadores en cuanto a distribución espacial y a tamaño. Las hipótesis formuladas al respecto difieren [2, 3], pero en el paso al límite para aplicar la Mecánica de Medios Continuos equivalen a suponer que la distribución espacial de iniciadores es de tipo Poisson, en consonancia con algunos datos disponibles [4]. Para ensayos de tenacidad con dominio de la integral J , las teorías predicen que la probabilidad de rotura P_F por debajo de un valor dado J de la integral J (o de un valor dado d del COD) es la de una distribución de Weibull con

parámetro de forma 2, independientemente de la distribución de tamaños que tengan los iniciadores y de la función del estado tensional que se adopte como tamaño crítico:

$$P_F = 1 - e^{-\left(\frac{\delta}{\delta_T}\right)^2} \quad (1)$$

El parámetro de escala δ_T es inversamente proporcional a la raíz cuadrada del espesor de probeta, siendo el factor de proporcionalidad función de la temperatura.

Numerosos ensayos de tenacidad realizados con aceros ferríticos confirman la naturaleza probabilística de la rotura por clivaje y han dado lugar al desarrollo de normas de ensayo específicas para este tipo de rotura y estos aceros basadas en la distribución de Weibull con parámetro de forma 4 y umbral de probabilidad [5, 6]. La diferencia en el parámetro de forma respecto a la ecuación (1) se debe a que los valores críticos adoptados por las normas como variable aleatoria para medir la tenacidad son los de la integral J transformada en un factor de intensidad de tensiones efectivo mediante la relación entre ambas magnitudes para material hookeano. En cambio, la introducción de una tenacidad umbral por debajo de la cual no hay posibilidad de rotura es una corrección empírica [7]:

$$P_F = 1 - e^{-\left(\frac{K - K_U}{K_T - K_U}\right)^4} \quad (2)$$

toda vez que la ecuación (1) no predice umbral. La tenacidad umbral K_U es un valor universal de 20 MPam^{1/2} igual para todos los aceros, temperaturas y espesores de probeta [5, 6], mientras que el parámetro de escala $K_T - K_U$ depende de estas tres variables. Junto a la predicción teórica de que el parámetro de escala es inversamente proporcional a la raíz cuarta del espesor de probeta B, las normas admiten empíricamente que el factor de proporcionalidad varía con la temperatura T según una curva universal o curva master dependiente de un parámetro K_0 cuyo valor es propio de cada acero ferrítico:

$$K_T - K_U = (K_\infty + K_0 e^{\frac{T}{k}} - K_U) \left(\frac{B_0}{B}\right)^{1/4} \quad (3)$$

Los valores respectivos de las constantes B_0 , k y K_∞ son 1", 52,63°C y 31 MPam^{1/2}.

La aplicación de los procedimientos de ensayo derivados de estas teorías es apropiada en aceros ferríticos, si bien las propias normas admiten que su validez no está verificada con todos los aceros ferríticos [5]. En particular dejarían de ser válidos si se dan condiciones microestructurales capaces de alterar sustancialmente el mecanismo de iniciación del clivaje

en que se basan las teorías. Es sabido que la perlita propicia la rotura frágil [8], y por tanto la presencia de colonias perlíticas en la matriz ferrítica podría dar lugar a que el mecanismo de iniciación se trasladase de una microestructura a otra y el clivaje se rigiese por una ley de probabilidades distinta a la de la ecuación (2).

En el mecanismo de iniciación del clivaje en la perlita de Miller y Smith [9] los iniciadores son microfisuras formadas dentro de las colonias perlíticas como colofón de un proceso de crecimiento y coalescencia de huecos, los cuales se originan en las discontinuidades que forman las láminas de cementita partidas y crecen con la deformación plástica. En sus investigaciones sobre el papel de la microestructura perlítica en la rotura por clivaje, Park y Bernstein [10] han confirmado experimentalmente las distintas etapas del mecanismo de Miller y Smith examinando mediante microscopía electrónica la superficie de fractura y el interior del cuello de estricción de probetas de tracción. El examen fractográfico de probetas Charpy preagrietadas del mismo acero les permitió comprobar que la iniciación del clivaje tenía lugar muy cerca del frente de la fisura de fatiga y que con este tipo de concentración de tensiones la formación del iniciador por crecimiento y coalescencia de huecos requería un número extremadamente bajo de láminas de cementita rotas.

El objetivo de esta investigación es explicar la dispersión observada en los ensayos de tenacidad de un acero ferrítico-perlítico cuya rotura se produce por clivaje incluso a temperatura ambiente, sin indicaciones de que la iniciación tenga lugar en la microestructura ferrítica. El modelo probabilístico desarrollado con este fin se basa en el mecanismo de Miller y Smith y en las observaciones de Park y Bernstein y conduce a una función de probabilidad que se formula en los mismos términos que la ecuación (1) aunque difiere cuantitativamente de ella.

2. EXPERIMENTACION REALIZADA

El material con el que se ha llevado a cabo la experimentación es acero al carbono procedente de un tubo de 112 mm de radio y 16 mm de espesor. Su composición química es la de la tabla 1 y su estructura es ferrítico-perlítica, con un 25% de perlita en peso aproximadamente.

Tabla 1. Composición química del acero (% en peso).

C	Mn	Si	Cr	V	Ni	P	S
0,20	1,14	0,21	0,18	0,08	0,07	0,006	0,001

Las propiedades mecánicas convencionales correspondientes al intervalo de temperatura comprendido entre -150 y 20°C, se determinaron mediante ensayos de tracción realizados con probetas

de eje paralelo a las generatrices del tubo. La Figura 1 muestra el efecto de la temperatura sobre el límite elástico al 0,2% $R_{p0.2}$, sobre la resistencia a tracción R_m , y sobre las constantes s_0 y n de Ramberg-Osgood ($s = s_0 e^{1/n}$). Junto a los datos experimentales se han representado las rectas que resultan de efectuar un ajuste lineal por mínimos cuadrados. Como puede verse el exponente de endurecimiento por deformación n apenas se ve afectado por la temperatura. Lo mismo sucede con el módulo de elasticidad que conserva un

Las superficies de fractura de las probetas mostraban topografía de clivaje en su totalidad con excepción de una estrecha franja de fuerte crecimiento de cavidades por deformación plástica que separaba el frente de la fisura del área de clivaje. Esta franja, fuera de la cual no se detectaron puntos de iniciación del clivaje, resultó ser la zona de grandes deformaciones del frente de fisura [12].

Los resultados de los ensayos pueden verse en la Figura 2 expresados en términos del COD de rotura d , cuya

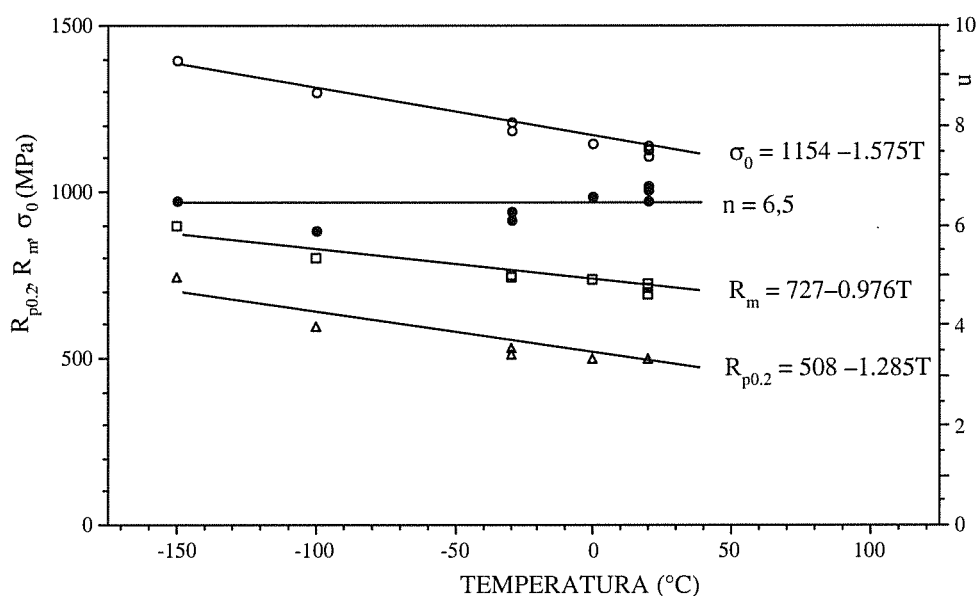


Figura 1.— Propiedades mecánicas convencionales en función de la temperatura.

valor aproximado de 200 GPa.

En los ensayos de tenacidad se emplearon probetas compactas normalizadas de 12,5 mm de espesor, con el frente de fisura paralelo al espesor del tubo y la línea de carga a las generatrices. Antes del ensayo las probetas fueron fisuradas por fatiga para reducir el ligamento resistente a 10 mm. El espesor también fue reducido a 10 mm mediante ranuras laterales. Todos los ensayos se realizaron conforme a la norma EFAM GTP 94 [6], con trolando la velocidad de apertura de la fisura a la altura de la línea de carga. La velocidad de apertura aplicada fue de 0,1 mm/min y se mantuvo constante hasta la rotura de la probeta. Se ensayaron 14 probetas a 20°C, 7 a 0°C, 7 a -30°C, 6 a -100°C y 6 a -150°C. En todos los casos la rotura se produjo por clivaje, sin desgarramiento dúctil previo y con niveles de plastificación muy dispares.

determinación se efectuó a partir del valor experimental de la integral J mediante la relación [13]:

$$\delta = d_n \frac{J}{\sigma_0} \quad (4)$$

donde d_n es una función del exponente de endurecimiento por deformación cuyo valor para el exponente 6,5 del acero ensayado es 1,017. Combinando la ecuación (4) con los límites de dominio de la integral J adoptado en [6] para una probeta con ligamente resistente b resulta:

$$J < b \frac{R_{p0.2} + R_m}{40} \Rightarrow \delta < b \frac{d_n}{40} \frac{R_{p0.2} + R_m}{\sigma_0} \quad (5)$$

Los límites de dominio de la integral J que establece la desigualdad (5) se han particularizado para las probetas

ensayadas utilizando los ajustes lineales de la Figura 1. El resultado se ha representado en la Figura 2 y pone de manifiesto que prácticamente todas las roturas se produjeron bajo dominio de la integral J.

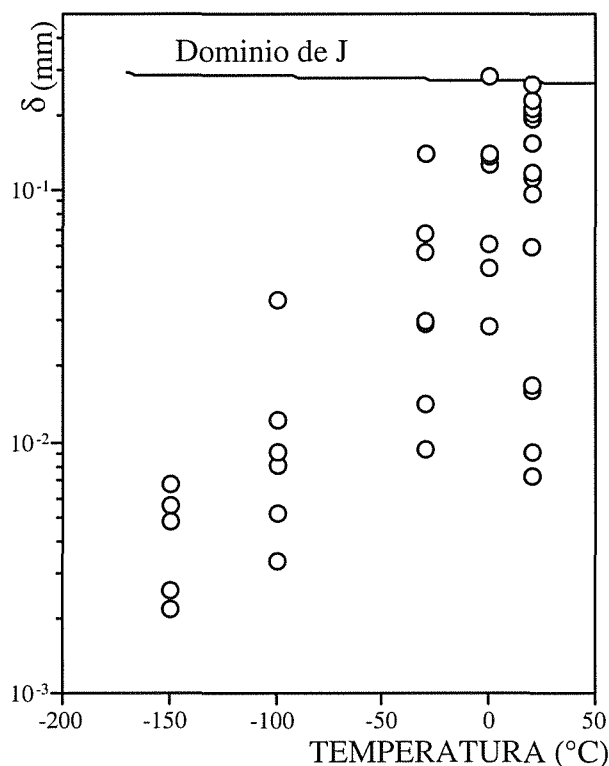


Figura 2.- Resultados de los ensayos de tenacidad.

3. FORMULACION DE LA TEORIA

La fractografía de las probetas ensayadas presenta como característica destacada la ausencia de puntos de iniciación en las áreas de clivaje, característica que ya había sido observada por Park y Bernstein en otros aceros con microestructura perlítica [10]. Esta ausencia indica que la primera etapa del clivaje ha tenido lugar en la zona fuertemente deformada del frente de fisura, y por tanto quedaría satisfactoriamente explicada si la iniciación del clivaje se hubiese producido en la microestructura perlítica mediante el mecanismo de Miller y Smith. En efecto, dicha zona proporciona el nivel de deformación plástica requerido por este mecanismo para la formación de los iniciadores del clivaje, ya que son microfisuras generadas en las colonias perlíticas por crecimiento y coalescencia de huecos, a partir de láminas de cementita partidas. Además, de acuerdo con el modelo de la zona de grandes deformaciones del frente de fisura de Rice y Johnson [13], en un proceso de carga con COD creciente el mecanismo operaría de manera automática al incorporarse a su interior las discontinuidades debidas a las láminas de cementita partidas (en lo sucesivo microfisuras cementíticas).

Estas consideraciones sugieren la hipótesis fundamental de la teoría: la condición de clivaje es la presencia de dos microfisuras cementíticas sobre el plano de fisura dentro de la zona de grandes deformaciones plásticas. La segunda hipótesis es que la distribución de microfisuras cementíticas en el plano de la fisura es de tipo Poisson, de modo que si N es el número medio de estas microfisuras por unidad de área la probabilidad $P_0(A)$ de no encontrar ninguna y la probabilidad $P_1(A)$ de encontrar una en un área A de dicho plano son:

$$P_0(A) = e^{-NA} \quad (6)$$

$$P_1(A) = NAe^{-NA} \quad (7)$$

En una probeta fisurada y cargada en modo I, la zona de grandes deformaciones plásticas se extiende delante del frente de la fisura hasta una distancia aproximadamente el doble del COD [13], ocupando un área $2Bd$ para un espesor de probeta B y un COD d . Por tanto el COD alcanzado sin producir clivaje será d siempre que el área $2Bd$ contenga menos de dos microfisuras cementíticas, es decir, una o ninguna. La probabilidad de que esto ocurra es $P_0(2Bd) + P_1(2Bd)$ y la probabilidad P_F de rotura para un COD inferior a d , es la complementaria:

$$P_F = 1 - P_0(2B\delta) - P_1(2B\delta) = 1 - e^{-NB\delta} (1 + NB\delta) \quad (8)$$

Las ecuaciones (1) y (8) son directamente comparables introduciendo el cambio de notación $d_T \equiv (2NB)^{-1}$ en esta última:

$$P_F = 1 - e^{-\frac{\delta}{d_T} \left(1 + \frac{\delta}{d_T} \right)} \quad (9)$$

pero ahora el parámetro de escala d_T es inversamente proporcional al espesor de probeta en lugar de serlo a su raíz cuadrada. En ninguno de los dos casos la dependencia del factor de proporcionalidad con la temperatura queda establecida por la teoría y ha de ser determinada empíricamente por ajuste de los datos experimentales.

4. ANALISIS DE RESULTADOS

La capacidad predictiva de las ecuaciones (1), (2) y (9) puede evaluarse por comparación entre probabilidad teórica y experimental considerando el conjunto de resultados de los ensayos de tenacidad como una muestra de 40 valores (el número total de ensayos) de una variable aleatoria reducida propia de cada ecuación: d/d_T para las ecuaciones (1) y (9) y $(K - K_U)/(K_T - K_U)$ para la ecuación (2). Los valores experimentales de d o de K obtenidos a partir de la integral J de rotura, junto con los del parámetro de escala aplicable, d_T ó $K_T - K_U$, proporcionan los valores de la muestra para cada

variable reducida. La probabilidad teórica se halla particularizando estos valores en la ecuación correspondiente (1), (2) ó (9), mientras que la probabilidad experimental se halla ordenándolos en orden creciente y aplicando a cada uno la fórmula:

$$P_F = \frac{i-0,3}{n+0,4} \quad (10)$$

donde i es el lugar que ocupa el valor en la ordenación y n es el tamaño de la muestra [5, 6].

Como ya se ha indicado, la dependencia del parámetro de escala con el espesor de probeta queda establecida por la teoría, pero la dependencia con la temperatura ha de ser determinada por ajuste de los datos experimentales. En el caso de la ecuación (2), la hipótesis empírica dada por la ecuación (3) reduce el ajuste al del parámetro K_0 , el cual puede efectuarse mediante estimación por máxima verosimilitud [14]. La aplicación de este método a una muestra de n valores K_i de la variable aleatoria K , cada uno de ellos procedente de una probeta de espesor B_i ensayada a temperatura T_i , conduce a la siguiente ecuación en K_0 :

$$\sum_{i=1}^{i=n} \left[\frac{(K_i - K_U)^4 \frac{B_i}{B_0}}{(K_\infty + K_0 e^{\frac{T_i}{k}} - K_U)^4} - 1 \right] \frac{\left(\frac{B_i}{B_0} \right)^{1/4} e^{\frac{T_i}{k}}}{K_\infty + K_0 e^{\frac{T_i}{k}} - K_U} = 0$$

cuya solución para el conjunto de ensayos de la investigación es $K_0 = 141 \text{ MPam}^{1/2}$.

El método de máxima verosimilitud también puede emplearse para ajustar el parámetro de escala de las ecuaciones (1) y (9) si su dependencia con la temperatura se expresa mediante una función multiparamétrica dada. Generalmente se adoptan curvas de forma exponencial, como la de la ecuación (3), y por ello se ha explorado esa solución para las ecuaciones (1) y (9). Los resultados obtenidos confirman la idoneidad de la función exponencial en ambos casos, por cuanto los valores medio y cuadrático medio del COD de rotura correspondientes a las cinco series isotermas de ensayos realizados varían exponencialmente con la temperatura. Esta comprobación se basa en que el estimador de máxima verosimilitud del parámetro de escala para series isotermas de ensayos es la media cuadrática en el caso de la ecuación (1) y la mitad de la media aritmética en el caso de la ecuación (9). De ahí que dichas ecuaciones se complementen con la hipótesis:

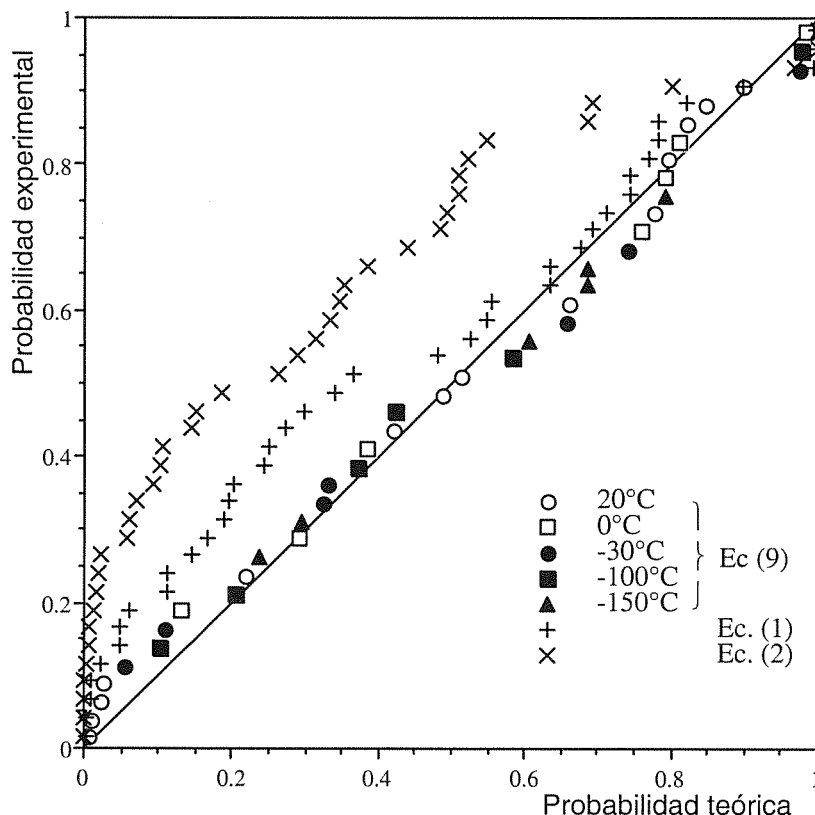


Figura 3.- Comparación de probabilidades teóricas y experimentales.

$$\delta_T = \delta_0 e^{\frac{T}{k}} \quad (11)$$

donde el parámetro d_0 es inversamente proporcional al espesor de probeta (ecuación 9) o a su raíz cuadrada (ecuación 1) y el parámetro k es una constante del material. Para determinarlos mediante el método máxima verosimilitud aplicado a una muestra de n valores d_j de la variable aleatoria d , cada uno de ellos obtenido en un ensayo a temperatura T_j , es necesario resolver el sistema de ecuaciones:

$$\sum_{i=1}^{i=n} \delta_i^2 (T_i - T_m) e^{-\frac{T_i}{k}} = 0 \quad \delta_0 = \sqrt{\frac{1}{n} \sum_{i=1}^{i=n} \delta_i^2 e^{-\frac{T_i}{k}}} \quad (12)$$

cuando se emplea la ecuación (1), y el sistema:

$$\sum_{i=1}^{i=n} \delta_i (T_i - T_m) e^{-\frac{T_i}{k}} = 0 \quad \delta_0 = \frac{1}{2n} \sum_{i=1}^{i=n} \delta_i e^{-\frac{T_i}{k}} \quad (13)$$

cuando se emplea la ecuación (9). En ambos casos T_m es la media aritmética de las temperaturas de ensayo. La Tabla 2 muestra la solución de estos dos sistemas para los datos experimentales de la investigación.

Tabla 2. Ajuste del parámetro de escala d_T .

	k	d_0
Ec (1)	49,4°C	116 mm
Ec (9)	50,4°C	46 mm

Estos valores y el ya indicado de K_0 permiten determinar las probabilidades experimentales (ecuación 10) y teóricas (ecuación 1, 2 ó 9) asignadas a los resultados de los ensayos por cada una de las teorías a comparar. Los valores de ambas probabilidades se han representado uno frente a otro en un mismo gráfico para las tres teorías (Figura 3). Como puede verse las diferencias son considerables con la ecuación (2), apreciables en la zona de baja probabilidad con la ecuación (1), y pequeñas en todo el intervalo con la ecuación (9). En este último caso la Figura 3 también pone de manifiesto que la temperatura no influye en las diferencias.

5. CONCLUSIONES

Los resultados experimentales de esta investigación indican que las teorías probabilísticas de rotura por clivaje para aceros basadas en mecanismos propios de la microestructura ferrítica no proporcionan predicciones cuantitativas satisfactorias cuando el mecanismo se desarrolla en la microestructura perlítica. La teoría presentada en este trabajo y formulada a partir del mecanismo de Miller y Smith difiere en sus predicciones de la de los aceros ferríticos y se ajusta mejor a los valores experimentales.

6. REFERENCIAS

- [1] Smith, E. "The Nucleation and Growth of Cleavage Microcracks in Mild Steel" Proceedings of the Conference of the Physical Basis of Fracture, Institute of Physics and Physics Society, 36-46, Oxford (1966).
- [2] Beremin, F. M. "A local Criterion for Cleavage Fracture of a Nuclear Pressure Vessel Steel" Metallurgical Transactions, **14A**, 2277-2287 (1983).
- [3] Wallin, K., Saario, T. y Törrönen, K. "Statistical Model for Carbide Induced Brittle Fracture in Steel" Metal Science, **18**, 13-16 (1984).
- [4] Wallin, K. "Macroscopic Nature of Brittle Fracture" Journal de Physique IV, **3**, 575-584 (1993).
- [5] ASTM Standard E1921-97 "Determination of Reference Temperature for Ferritic Steels in the Transition Range" American Society of Testing and Materials, Philadelphia (1998).
- [6] Schwalbe, K. H., Neale, B. K., y Heerens, J. "The GKSS test procedure for determining the fracture behaviour of materials: EFAM GTP 94", GKSS-Forschungszentrum, Geesthacht (1994).
- [7] Wallin, K. "The Scatter in K_{IC} -Results" Engineering Fracture Mechanics, **19**, 1085-1093 (1984).
- [8] Gil Sevillano, J. "Fractura de aceros perlíticos" Anales de Mecánica de la Fractura, **10**, 43-55 (1993).
- [9] Miller, L. E. y Smith, G. C. "Tensile Fracture in Carbon Steels" Journal of the Iron Steel Institute, **208**, 998-1005 (1970).
- [10] Park, Y. J. y Bernstein, I. M. "The Process of Crack Initiation and Effective Grain Size for Cleavage Fracture in Pearlitic Eutectoid Steel" Metallurgical Transactions, **10A**, 1653-1664 (1979).
- [11] Ruiz, J., Valiente, A. y Elices, M. "Determinación fractográfica del tamaño de la zona de grandes deformaciones plásticas del frente de fisura" Anales de Mecánica de la Fractura, **15**, 156-161 (1998).
- [12] Shih C.F., "Relationships between the J-integral and the crack opening displacement for stationary and extending cracks", J. Mech. Phys. Solids, **29**, 305-326 (1981).
- [13] Rice, J.R. y Johnson, M.A., "Inelastic Behavior of Solids". Eds. Kanninen M.F., Adler W.G., Rosenfield A.R. y Jaffee R.I., McGraw-Hill, Nueva York, 641-672 (1970).
- [14] Wallin, K. "Validity of Small Specimen Fracture Toughness Estimates Neglecting Constraint Corrections" ASTM STP 1244, 519-537 (1995).

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean expresar su agradecimiento a la Dirección General de Enseñanza Superior por la financiación recibida a través del proyecto PB95-0238.

COMPORTAMIENTO MECÁNICO DE UN ACERO SINTERIZADO AUTOTEMPLABLEH. D'Armas¹, L. Llanes¹, J. Peñafiel², J. Bas² y M. Anglada¹1.- Departamento de Ciencia de los Materiales e Ingeniería Metalúrgica,
ETSEIB., Universitat Politècnica de Catalunya, 08028 Barcelona

2.- Aplicaciones de Metales Sinterizados, S.A., Sant Vicenç dels Horts, 08620 Barcelona

Resumen. En este trabajo se estudia el comportamiento mecánico a tracción y la resistencia a fatiga (curvas S-N) de un acero sinterizado autotemplable sometido a diferentes tratamientos de revenido. Se observa que los cambios microestructurales inducidos por los distintos tratamientos evaluados afectan significativamente a la respuesta mecánica del material. Las relaciones determinadas experimentalmente son discutidas y racionalizadas teniendo en cuenta: 1) el hecho que los cuellos entre partículas representan las unidades estructurales de materiales sinterizados; 2) el papel que desempeñan las puntas agudas de los poros existentes en el material como microentallas en estos cuellos; y 3) el efecto de entalla a nivel local en las conexiones entre partículas, en términos tanto de resistencia mecánica, como de ductilidad y sensibilidad a fatiga, y su influencia en el comportamiento mecánico evaluado macroscópicamente para las distintas condiciones.

Abstract. The mechanical behavior of a sinterhardened steel heat-treated under different conditions has been studied in terms of hardness, tensile stress-strain response and high cycle fatigue resistance. Microstructural changes, as a consequence of the distinct post-sinterhardening treatments, are found to affect significantly the above mechanical characteristics. The experimentally determined relationships and material behavior grading have been discussed and rationalized by means of considering: 1) sintering necks as the load bearing units of sintered materials, 2) the role of pore tips as micronotchs on these connecting regions, and 3) notch effects (strength, ductility and fatigue sensitivity) at the local level of sintering necks, as critical parameters in determining the macroscopically evaluated mechanical characteristics.

1. INTRODUCCIÓN

El gran auge que está experimentando en las últimas décadas la aplicación de aceros sinterizados como componentes estructurales requiere la continua mejora de sus propiedades mecánicas. Desde este punto de vista, los materiales utilizados para las sollicitaciones más exigentes corresponden generalmente a aceros tratados térmicamente bajo operaciones convencionales tales como temple y revenido, cementación, etc. En un orden de ideas similar, aleaciones que puedan desarrollar una estructura martensítica sin la necesidad de un temple; es decir, directamente en el horno de sinterización, representan una interesante alternativa de aplicación. Éste es el caso de los llamados aceros sinterizados autotemplables, que aunque conocidos desde hace más de veinte años [1], sólo muy recientemente se han comenzado a producir a nivel industrial. Debido a la aleación relativamente alta que estos aceros contienen, su microestructura es predominantemente martensítica (al menos un 90% en la superficie) ya en condiciones de "sinterizado". Aunque para lograr la autotemplabilidad se requiere la

utilización de hornos equipados con unidades de enfriamiento acelerado, los costes implícitos a la producción de estos materiales, a nivel tanto económico como de control de calidad, mantenimiento, higiene y seguridad, son mucho más bajos que los resultantes del tradicional temple del material en aceite.

Considerando la posible aplicación estructural de los aceros sinterizados autotemplables, el hecho que estos materiales exhiban una microestructura mayoritariamente martensítica en el estado de "sinterizado", conlleva que sus propiedades mecánicas puedan, y deban, ser optimizadas mediante revenidos posteriores, según el tipo de sollicitación mecánica bajo el cual se pretendan utilizar. En este ámbito, la información existente en la literatura [2,3] se puede describir como escasa y en general se limita a la presentación de los resultados obtenidos con un análisis muy superficial de las relaciones existentes entre la microestructura y las propiedades evaluadas en estas aleaciones férricas. Es el objetivo de este estudio investigar y analizar la influencia de diferentes tratamientos térmicos de revenido sobre las características mecánicas (dureza,

parámetros de tracción y resistencia a fatiga) de un acero sinterizado autotemplable de uso comercial.

2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

El acero estudiado se fabricó mezclando polvo atomizado base-hierro semi-aleado (1.8% Ni, 0.5% Mo, 0.2% Mn), grafito en un 0.9% y cera de lubricante (Etilen-bisesteramida). La mezcla se compactó y sinterizó durante 20 minutos a una temperatura de 1120 °C y bajo una atmósfera protectora de 5% H₂ y 95% N₂. Una vez transcurrido este período, el material se enfrió de manera acelerada dentro del mismo horno de sinterización, con el fin de inducir la transformación martensítica de un volumen elevado del material. Este fenómeno es esperado, en concordancia con el carácter autotemplable del material en cuestión. La densidad final bajo estas condiciones de sinterización fue de 7.0 g/cm³. El acero en condiciones de "sinterizado" fue subsecuentemente revenido bajo tres condiciones distintas. Los tratamientos térmicos de revenido así como la notación que será utilizada en esta investigación para denotar los materiales resultantes de cada uno de ellos se indican en la **Tabla I**.

Tabla I. Tratamientos de revenido realizados en el acero estudiado en este trabajo.

Material	Tratamiento
A	1 h, 180 °C
B	1 h, 180 °C después de enfriamiento en N ₂ líquido (subcero)
C	1 h, 250 °C

Con la finalidad de caracterizar microestructuralmente los materiales, se prepararon muestras siguiendo procesos habituales de desbaste y pulido mecánico. Las superficies así obtenidas se examinaron por microscopía óptica (MO) y electrónica de barrido (MEB). Los poros observados son muy irregulares y de tamaño muy heterogéneo, aunque uniformemente distribuidos a lo largo de la superficie observada (**Figura 1**). Mediante un equipo de análisis de imagen, se determinó un valor de un 15% para la porosidad aparente. Las fases presentes como resultado de los tres tratamientos de revenido fueron reveladas mediante ataque químico con Nital. En todos los casos se identificó una mezcla de martensita revenida y austenita retenida (**Figura 2**). Aunque no se llevó a cabo un análisis cuantitativo de estas fases, una observación detallada permitió discernir que la cantidad de austenita retenida era menor en el

material B, como era de esperar, con respecto a la observada para los materiales A y C.

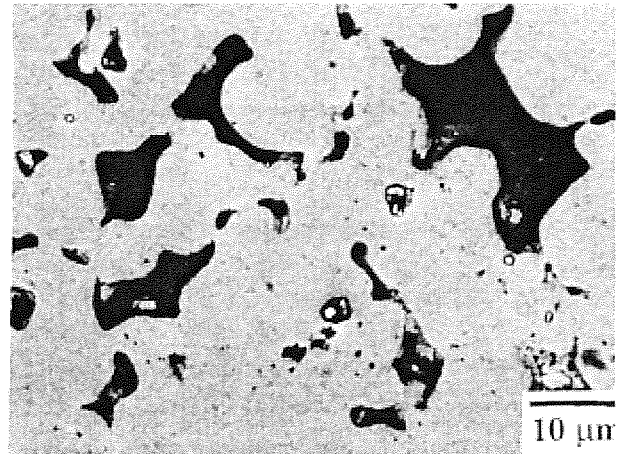


Fig. 1. Poros de tamaño variable y forma irregular en el material estudiado.

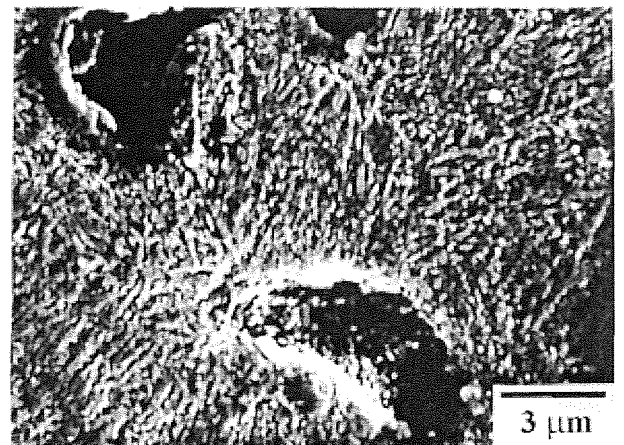


Fig. 2. Aspecto metalográfico del material C.

La caracterización mecánica de los materiales se llevó a cabo en términos de dureza (Rockwell C), parámetros de tracción y resistencia a fatiga. Los ensayos de tracción se efectuaron en una máquina electromecánica, con un extensómetro de 25 mm de apertura inicial, y a una velocidad de desplazamiento de pistón de 1 mm/min. Los ensayos de fatiga se realizaron en una máquina servohidráulica, en flexión por tres puntos, a una frecuencia de 20 Hz y con una razón de carga aplicada, R, de 0.1. Las probetas utilizadas fueron de sección rectangular (55 x 10 x 5 mm). El límite de fatiga se definió como la amplitud de esfuerzo aplicada para la cual no se produjo la rotura después de 2×10^6 ciclos. En la determinación de las curvas de amplitud de esfuerzo impuesta - número de ciclos a rotura (curvas S-N), se utilizaron un mínimo de cuatro probetas por nivel evaluado. Con la finalidad de comprender mejor la interrelación entre aspectos microestructurales y el

comportamiento mecánico de los materiales, las superficies de fractura correspondientes a los ensayos bajo cargas tanto monótonas como cíclicas fueron examinadas finalmente por MEB.

3. RESULTADOS EXPERIMENTALES

En la **Tabla II** se detallan los resultados obtenidos en los ensayos de dureza y tracción (límite elástico, σ_y ; resistencia máxima, σ_u ; y alargamiento a rotura, δ_r) para los tres materiales estudiados. Los valores indicados corresponden a la media de al menos diez ensayos por condición.

Tabla II. Características mecánicas de los materiales estudiados en esta investigación.

Material	Dureza (HRC)	σ_y (MPa)	σ_u (MPa)	δ_r (%)
A	41	---	790	0.82
B	46	---	650	0.57
C	36	880	950	1.42

Los altos valores de dureza determinados son consistentes con la idea de utilizar estos aceros autotemplables en aplicaciones que conllevan niveles significativos de contacto o fricción. Las diferencias en dureza apreciadas para los tres materiales son una consecuencia directa de los tratamientos térmicos realizados con posterioridad a su sinterización. Mientras mayor es la temperatura de revenido, menor es la dureza medida. El máximo valor de dureza obtenido para el material B es un fiel reflejo de los cambios mecánicos inducidos por la transformación de austenita retenida en martensita durante el enfriamiento subcero previo al revenido final.

Curvas de tracción genéricas para los materiales estudiados se muestran en la **Figura 3**. La respuesta esfuerzo-deformación para las condiciones A y B no permite definir un límite elástico (al 0.2% de deformación plástica) y se puede describir como frágil. Por su parte, el material C exhibe cierta ductilidad a nivel macroscópico. Los resultados obtenidos sugieren el tratamiento de 250 °C durante 1 hora como óptimo, para el acero sinterizado autotemplable en cuestión, en términos de resistencia mecánica y ductilidad.

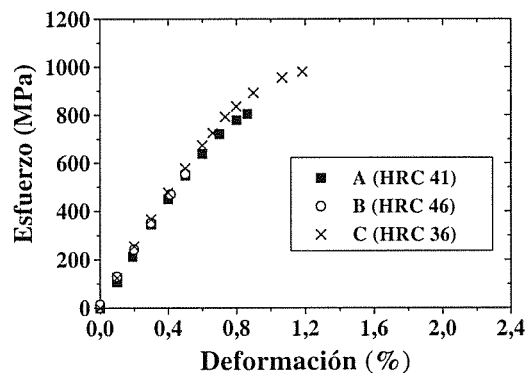


Fig. 3. Ejemplos de curvas esfuerzo-deformación para las distintas condiciones evaluadas.

Las curvas S-N determinadas experimentalmente se muestran en la **Figura 4**. Los valores de límite de fatiga (σ_f) y cociente de fatiga (σ_f/σ_u) obtenidos para los tres materiales se indican en la **Tabla III**.

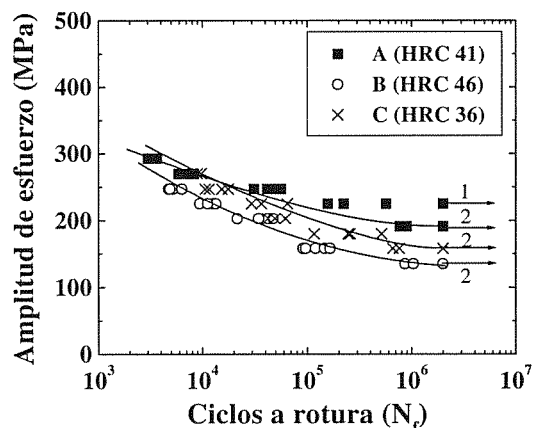


Fig. 4. Curvas S-N para los materiales investigados en este trabajo.

Se observa claramente que el material A exhibe no sólo el mayor límite de fatiga sino también la menor sensibilidad a fatiga. La condición B muestra el más bajo límite de fatiga, mientras la C es la que presenta el menor cociente de fatiga. La pronunciada sensibilidad a fatiga (cocientes de fatiga bajos) del material estudiado en este trabajo concuerda con la determinada previamente en otro acero autotemplable de diferente composición química por otros autores [3], y es similar a la que exhiben, bajo sollicitaciones mecánicas similares, otros aceros sinterizados endurecidos convencionalmente mediante temple y revenido [4,5].

Tabla III. Parámetros de fatiga de los distintos materiales estudiados.

Material	σ_f (MPa)	σ_f/σ_u
A	190	0.24
B	135	0.21
C	160	0.17

El análisis por MEB de las superficies de fractura de las probetas ensayadas permite discernir la rotura de los cuellos como el aspecto fractográfico dominante en todos los casos. Bajo condiciones de aplicación monótona de carga (ensayo de tracción) los tres materiales exhiben microcavidades en estas regiones de conexión entre partículas (**Figura 5a**); independientemente del carácter frágil de la respuesta mecánica a nivel macroscópico. Por otra parte, bajo sollicitaciones cíclicas se observa la existencia de estrías (**Figura 5b**), clara evidencia de la propagación subcrítica de grietas por fatiga ocurrida localmente a lo largo de la sección transversal de los cuellos.

4. DISCUSIÓN DE RESULTADOS

El compactado y posterior sinterización de materiales pulvimetalúrgicos resulta en la formación de poros en lugares intersticiales entre partículas. Así, las propiedades mecánicas de materiales sinterizados están determinadas básicamente por los enlaces entre partículas; es decir, los cuellos [6-8]. Tomando esto en consideración, la respuesta mecánica a nivel macroscópico del material debe venir dada por las características mecánicas a nivel local de estos cuellos.

Por otra parte, en el análisis del comportamiento mecánico de materiales sinterizados se debe tener muy en cuenta que las zonas agudas de los poros desempeñan el papel de microentallas en las regiones de conexión entre partículas. Desde este punto de vista, parece lógico pensar que un factor significativo en la respuesta mecánica de estos materiales sea la sensibilidad a la entalla de los cuellos. Esto es particularmente cierto en los aceros sinterizados autotemplables donde, debido a consideraciones económicas (temperatura baja y tiempo corto de sinterización) y técnicas (prensado difícil por los altos contenidos de carbono implícitos), las densidades finales no son elevadas y la estructura y forma de los poros existentes son bastante irregulares. En el marco de estas ideas, los resultados experimentales descritos en la sección anterior serán discutidos a continuación.

La dureza de un material representa la resistencia de

éste a ser deformado bajo la acción de un indentador, y se puede considerar como una característica mecánica que no es afectada por la presencia de entallas. Más aún, es un parámetro utilizado convencionalmente como una medida indirecta de la resistencia mecánica de aceros macizos templados y revenidos. Así, los valores de dureza indicados en la **Tabla II** se podrían asociar a la resistencia a tracción intrínseca del material en las zonas de conexión, aunque con la salvedad que la correlación resultante no es idéntica, en términos absolutos, a la bien conocida para materiales macizos (por ej. ref. [9]), debido a la influencia de la porosidad en la dureza evaluada a nivel macroscópico.

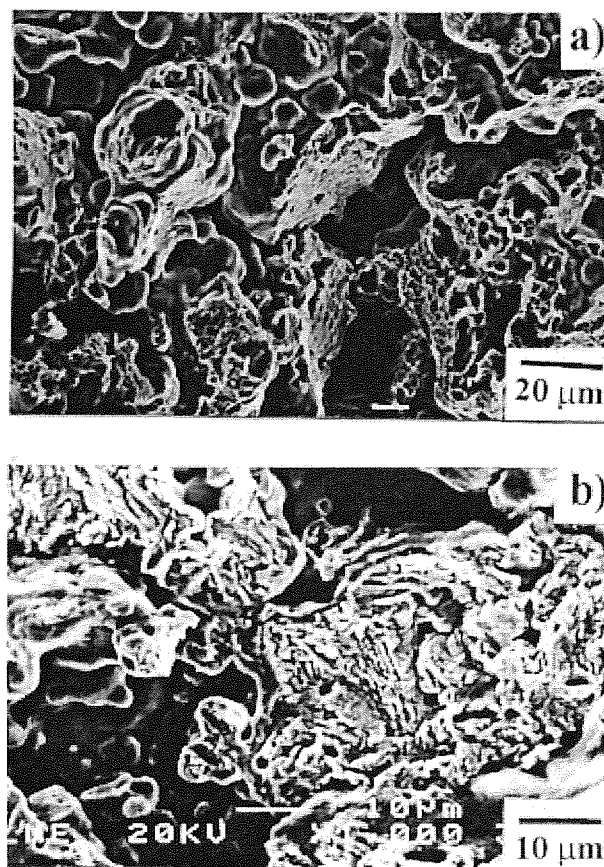


Fig. 5. Características fractográficas de los materiales ensayados **a)** a tracción, y **b)** en fatiga.

De igual manera, se puede suponer que los cuellos entallados (**Figura 6** [10]) exhiben un comportamiento mecánico similar al mostrado por aceros convencionales con entallas. Así, en los aceros de alta resistencia mecánica aquí estudiados, se deben esperar mayores efectos de disminución de resistencia y ductilidad debido a la presencia de entallas a medida que la dureza del material es mayor.

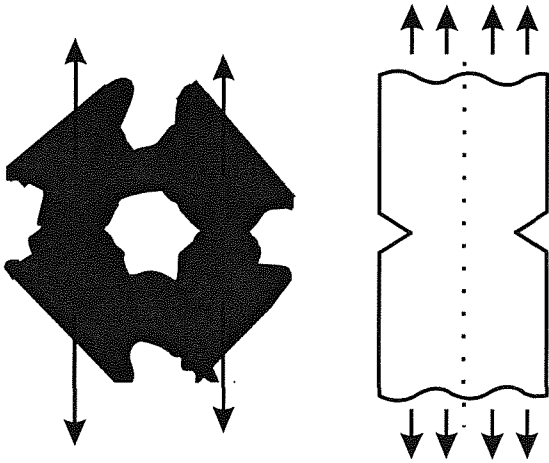


Fig. 6. Modelo de la zona de conexión de partículas (cuello) en un material sinterizado como una muestra entallada sometida a solicitaciones axiales de tracción.

Considerando que las propiedades mecánicas a nivel local en los cuellos son responsables del comportamiento mecánico de materiales sinterizados, estos enfoques "clásicos" sobre efectos de entalla permiten racionalizar de una manera simple la tendencia observada en la respuesta tensil evaluada a nivel macroscópico para los tres materiales: menor resistencia máxima y ductilidad para mayores valores de dureza (**Figura 7**). La observación generalizada de microcavidades en la superficie de rotura de los cuellos para las tres condiciones investigadas sustentan la función de estas zonas como unidades estructurales del material estudiado, independientemente del tratamiento llevado a cabo.

Con respecto a los resultados obtenidos bajo solicitaciones cíclicas, los valores tabulados en las Tablas **II** y **III** indican que no existe una relación directa entre dureza, parámetros de tracción y la resistencia a fatiga para los materiales estudiados. Sin embargo, nuevamente un análisis que considera posibles efectos de entallas será utilizado para explicar este hecho.

Bajo cargas fluctuantes la rotura de un material viene dada por la nucleación y posterior propagación de fisuras. En el régimen de alto número de ciclos la nucleación de fisuras toma tiempos mucho mayores que la propagación de las mismas hasta rotura, mientras que para vidas de bajo número de ciclos generalmente sucede lo contrario. El hecho que los componentes de deformación dominantes en estos regímenes sean el elástico y el plástico respectivamente, se suele utilizar para racionalizar las dos observaciones siguientes: 1) materiales con mayor resistencia mecánica exhiben mayor resistencia a fatiga para amplitudes de esfuerzo aplicado pequeñas; y 2) materiales con mayor ductilidad presentan mejor comportamiento de fatiga para

amplitudes de esfuerzo aplicado grandes. Sin embargo, en presencia de entallas, éstas actúan como concentradores de tensión facilitando la nucleación de fisuras, lo cual resulta en una disminución en la resistencia a fatiga mientras más elevada sea la resistencia mecánica intrínseca del material. Así, para el caso particular de la resistencia a fatiga en el régimen de alto número de ciclos de aceros sinterizados, un incremento de la dureza en las zonas de conexión entre partículas debería inducir, por una parte, una mayor resistencia intrínseca a fatiga del cuello (no entallado); pero por la otra, un incremento de la sensibilidad a la entalla en fatiga de éste (entallado localmente).

Los resultados presentados en la **Tabla III** y la **Figura 4** simplemente reflejan el compromiso arriba descrito e indican el material A como la mejor alternativa desde el punto de vista de resistencia a fatiga, independientemente del régimen en cuestión. Aunque las consideraciones para el análisis propuesto son difíciles

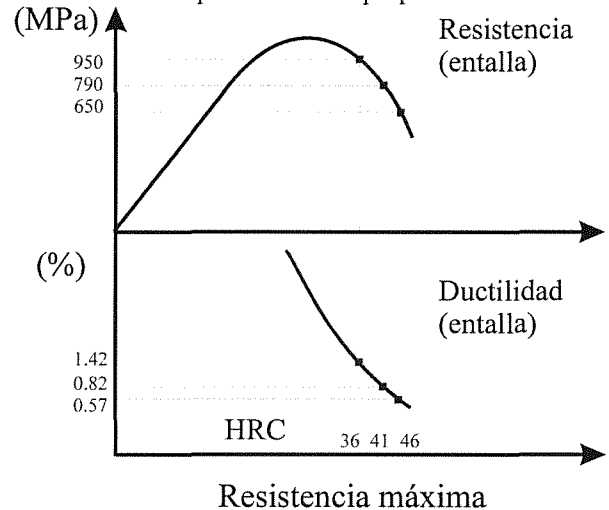


Fig. 7. Efectos debido a la presencia de entallas (irregularidades de los poros) en las propiedades mecánicas de los cuellos de los materiales sinterizados que se estudian en este trabajo.

de validar experimentalmente, una observación detallada del comportamiento de fatiga relativo de los materiales estudiados a medida que se va del régimen de alto al de bajo número de ciclos a rotura aporta bases adicionales. Así, considerando que al someter el material a amplitudes de esfuerzo mayores, los niveles de ductilidad a nivel local comienzan también a ser cada vez más importantes, el comportamiento de fatiga relativo de los materiales debería pasar a ser regido única y exclusivamente por el fenómeno de propagación de fisuras. Desde este punto de vista, el material entallado con mayor ductilidad, referencia de lo cual sería el comportamiento mostrado durante los ensayos de tracción, debería presentar la mejor resistencia a fatiga. Esto es claramente apreciado en la tendencia a

cruzarse que exhiben las curvas S-N para las condiciones A y C, sustentando experimentalmente, aunque de una manera indirecta, el enfoque aplicado.

5. CONCLUSIONES

El estudio de las características mecánicas de un acero sinterizado autotemplable sometido a diferentes tratamientos térmicos con posterioridad a la sinterización permite extraer las siguientes conclusiones:

1) La dureza, los parámetros de tracción y la resistencia a fatiga del material se ven fuertemente afectados por los diferentes tratamientos de revenido investigados. Para el material y condiciones aquí evaluadas, los tratamientos óptimos son de 1 hora durante 250 °C bajo solicitaciones de estáticas de tracción y de 1 hora durante 180 °C bajo la aplicación de cargas cíclicas.

2) La influencia de distintos tratamientos de revenido sobre las propiedades mecánicas del material estudiado, tanto bajo cargas monótonas como cíclicas, puede ser racionalizada en términos de conceptos clásicos de efectos debidos a la presencia de entallas en materiales de alta resistencia mecánica y poca ductilidad, pero aplicados al nivel local de los cuellos, las verdaderas unidades estructurales en materiales sinterizados.

6. AGRADECIMIENTOS

El trabajo presentado en este artículo ha sido financiado por la CICYT (Comisión Interministerial de Ciencia y Tecnología) en el marco del proyecto PETRI 95-0030-OP. Uno de los autores (H.D.) agradece a la Universidad Simón Bolívar (Venezuela) por su apoyo institucional. Igualmente, los autores desean expresar su agradecimiento a M. Marsal, del Servicio de Microscopía Electrónica del Dpto. de Ciencia de los Materiales e Ingeniería Metalúrgica (UPC) por su asistencia técnica en la caracterización microestructural y fractográfica.

7. REFERENCIAS

[1] Lindskog, P. y Thronblad, O., "Ways to improve the strength of sintered components made from partially pre-alloyed steel powders" En: P/M SEMP, 98-103 (1978).

[2] Stedman, S., Debortilli, S., Hudson, C. y Nash, M., "Relationship between microstructure and properties of sinter hardened PM materials", En: Proc. 1998 Powder

Metallurgy World Congress & Exhibition, EPMA, 613-618 (1998).

[3] Lang, K.-H., Neubauer, A., Vöhringer, O. y Löhe, D., "Cyclic properties of differently heat treated PM-steels". En *Proc. 1998 Powder Metallurgy World Congress & Exhibition, EPMA*, 231-236 (1998).

[4] Sonsino, C.M. y Schlieper, G., "Improvement of mechanical properties of diffusion- and prealloyed sintered steels by heat treatments", *Powder Metall. Int.* 24, 339-345 (1992).

[5] D'Armas, H., Llanes, L., Altaba, B., Bas, J. y Anglada, M., "Fatigue life behavior of a sintered steel: heat treatment effects". En: *Proc. 7th. Int. Fatigue Conf., EMAS*, en prensa (1999).

[6] Fleck, N.A. y Smith, R.A., "The use of simple models to estimate effect of density on fracture behaviour of sintered steels", *Powder Metall.* 3, 126-130 (1981).

[7] Ledoux, L., Prioul, C. y François, D., "A stereological approach of the quasi-static mechanical behaviour of sintered iron". En: *Powders and Grains, Balkema*, 143-148 (1988).

[8] Hadrboletz, A. y Weiss, B., "Fatigue behaviour of iron based sintered material: a review", *Int. Mater. Rev.* 42, 1-44 (1997).

[9] Dieter, G., "Mechanical metallurgy", SI Metric Edition, McGraw Hill, Reino Unido, (1988).

[10] Navara, E. y Bengston, B., "Fracture toughness of P/M steels", *Int. J. Powder Metall. Powder Technol.* 20, 33-43 (1984).

RELACION ENTRE LA MICROESTRUCTURA Y LAS CONDICIONES CRITICAS DE ROTURA EN ACEROS AUSTENO-FERRITICOS ENVEJECIDOSAlegre J.M.¹, Gutierrez-Solana F.², Sánchez L.², Pérez J.²

¹ Area de Mecánica de Medios Continuos y T.E.
E. Politécnica Superior. Universidad de Burgos
Avda. General Vigón s/n, 09006. Burgos.

²Laboratorio de Ciencia e Ingeniería de los Materiales
E.T.S. de Ingenieros de Caminos Canales y Puertos. Universidad de Cantabria.
Avda. Los Castros s/n, 39005. Santander

Resumen. La fragilización de la fase ferrítica con el tiempo de envejecimiento lleva asociada una disminución de la deformación local de rotura, y un aumento de su presencia en el camino de la rotura. En el presente trabajo se han aplicado las técnicas de aproximación local en probetas entalladas axisimétricas para determinar las condiciones críticas locales de iniciación de fractura de tres aceros austeno-ferríticos en distintos niveles de envejecimiento. Posteriormente se ha analizado, mediante técnicas de microscopía electrónica de barrido, las superficies de fractura de las probetas entalladas para determinar cuantitativamente la cantidad de ferrita rota por clivaje en cada nivel de envejecimiento. Finalmente, se obtiene y analiza la relación entre las condiciones locales de fractura y microestructurales observadas, y se determina su evolución con el tiempo de envejecimiento del acero a 400°C.

Abstract. The embrittlement of the ferrite stage with agening leads to a reduction in the local crack deformation, and an increase in its presence in the crack path. The present paper applies techniques of local approach in axisymmetrical notched tensile test specimens to determine the critical local fracture initiation conditions for three austenite-ferrite stainless steels, at different ageing levels. The fracture surfaces of the notched tensile test specimens are then analysed, using scanning electron microscopy techniques, to determine the amount of ferrite broken through cleavage at each ageing level. Finally, the relation between the local fracture and microstructural conditions observed is obtained and analysed, and its evolution with agening of the steel at 400° C, is determined.

1. INTRODUCCION

Los aceros inoxidable dúplex se emplean en una gran variedad de aplicaciones industriales por sus excelentes propiedades, atribuibles a la presencia de la fase ferrítica. Sin embargo, presentan el problema de ser susceptibles a fenómenos de envejecimiento térmico a baja temperatura (250-400°C) que endurecen la ferrita, disminuyendo la tenacidad a fractura del material [1].

En este trabajo se pretenden aplicar las técnicas de aproximación local para tener un mejor conocimiento de los efectos de la fragilización de la ferrita sobre los mecanismos locales que inician el proceso de fractura [2,5].

Está demostrado que el inicio de la fractura dúctil se produce al alcanzarse un valor crítico de la deformación plástica dependiente de la triaxialidad de tensiones [4,5]. En un intento por obtener esta relación entre deformación y triaxialidad y poder así modelizar la fractura dúctil de aceros dúplex, en distintos niveles de envejecimiento, se han efectuado ensayos sobre

probetas de tracción entalladas, en las que variando su radio de entalla se consiguen diferentes valores de la triaxialidad.

Como complemento, se ha efectuado un análisis fractográfico en las superficies de rotura de las probetas para obtener el contenido de ferrita rota por clivaje presente en la fractura, causante de la pérdida de ductilidad global del material, para establecer su relación con la deformación crítica. Así mismo, y en base a estudios anteriores de la evolución de la microdureza de la ferrita con el tiempo de envejecimiento [1], se ha determinado la evolución de los parámetros críticos de rotura en función de la microdureza de la ferrita, con lo que se puede establecer un modelo de comportamiento capaz de predecir la evolución de la deformación crítica de rotura del material con el envejecimiento, a partir de la medida de la microdureza de la fase ferrítica.

Los ensayos se han realizado con aceros de diferente contenido de ferrita, en distintos niveles de envejecimiento térmico a 400°C, con el fin de obtener

las evoluciones anteriores en función del nivel de envejecimiento y del contenido en ferrita del acero.

2. DESCRIPCIÓN DEL MATERIAL

Los aceros seleccionados tienen un contenido en ferrita de 12, 18 y 22 % y se les denomina 12F, 18F y 22F respectivamente. En las Tablas 1 y 2 se presenta su composición química y características mecánicas.

Tabla 1. Composición química (% en peso).

Acero	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo
12F	0.035	0.70	1.10	18.6	10.4	2.00
18F	0.076	0.83	1.25	19.4	9.6	2.29
22F	0.045	0.82	1.23	18.4	8.9	2.36

Tabla 2. Comportamiento mecánico en estado inicial, sin envejecer.

Acero	σ_y (MPa)	σ_u (MPa)	ϵ_u (%)	RA (%)
12F	261	573	37	76
18F	312	597	27	68
22F	313	623	41	60

Se ha seleccionado la temperatura de 400°C, para los envejecimientos acelerados, porque se consigue, en un tiempo menor, una mayor variación de los efectos del envejecimiento sobre el material (microdureza de la ferrita y fragilización). La Tabla 3 presenta los niveles de envejecimiento estudiados para determinar la evolución de los parámetros críticos de rotura.

Tabla 3. Tiempos de envejecimiento a 400 °C (horas).

Acero	Tiempo	Denominación
12F	Recepción	A
	510	B
	4880	C
	14800	D
18F	Origen	A
	10000	C
22F	Origen	A
	9500	C

3. CONFIGURACIÓN DE LAS PROBETAS

La principal característica de las probetas de tracción entalladas es que se consigue un valor prácticamente constante de la triaxialidad de tensiones en el centro de la probeta, que depende exclusivamente del radio de la entalla, lo que las hace idóneas para determinar la evolución de la deformación de rotura en función de la triaxialidad de tensiones.

El tamaño reducido de las probetas a ensayar está condicionado por la escasa cantidad de material disponible. Se han obtenido a partir de mitades de probetas Charpy ensayadas, como se esquematiza en la Figura 1, seleccionando aquellas que provienen de ensayos efectuados a baja temperatura, dado que desarrollan menor nivel de plastificación y aseguran que la cantidad de material inalterado sea suficiente para que no exista influencia del ensayo anterior en la zona de la entalla del nuevo ensayo.

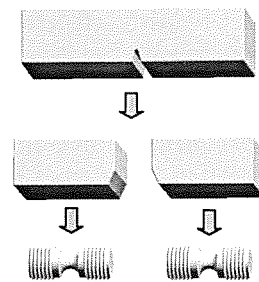


Fig. 1. Probetas de tracción entalladas obtenidas a partir de mitades de ensayos Charpy.

La nomenclatura y dimensiones de las tres configuraciones utilizadas se muestran en la Figura 2, y proporcionan un abanico suficiente de triaxialidades para determinar la evolución de la deformación crítica.

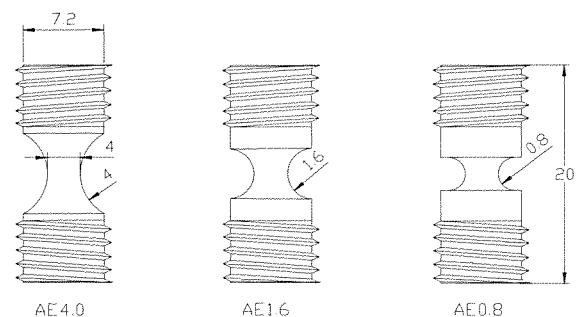


Fig. 2. Dimensiones de las probetas entalladas axisimétricas (Cotas en mm)

4. SIMULACION POR ELEMENTOS FINITOS

En el ensayo de las probetas de tracción entalladas se obtiene la deformación media de rotura a partir de la

relación $\varepsilon_m^c = 2 \cdot \ln(\phi_0 / \phi_r)$, donde ϕ_0 es el diámetro inicial de la mínima sección y ϕ_r el diámetro final.

El análisis por elementos finitos efectuado tiene por objeto simular el comportamiento de las probetas de tracción axisimétricas, y determinar el estado de tensiones y deformaciones en cada instante del ensayo y en cada punto de la probeta. A partir del estado tensional se obtiene la triaxialidad de tensiones en cualquier punto, a partir de la expresión:

$$\xi = \sigma_h / \sigma_{eq} \quad (1)$$

donde σ_h es la tensión media, y σ_{eq} es la tensión equivalente de Von Mises.

Debido a la simetría que presenta la probeta, solamente es necesario analizar un cuarto de la misma. La simulación se ha realizado con el programa COSMOS/M 1.75, mediante el uso de elementos axisimétricos de 8 nodos. El material de la probeta se considera elastoplástico, y para tener en cuenta los grandes cambios en la geometría y las elevadas deformaciones se ha utilizado la formulación Updated Lagrangian con grandes deformaciones.

El mallado utilizado en el análisis para cada una de las probetas entalladas se muestra en la Figura 3.

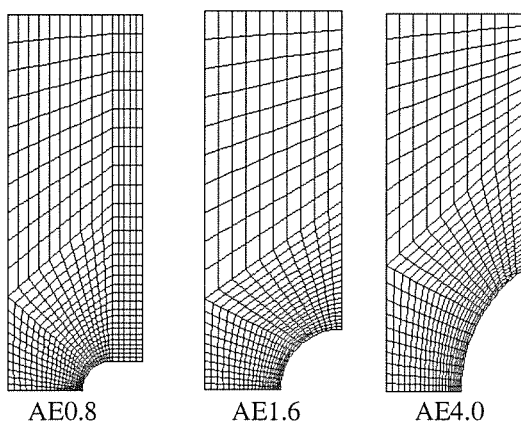


Fig. 3. Mallados empleados en el análisis de las probetas de tracción entalladas axisimétricas.

Mediante un análisis numérico se puede obtener la triaxialidad de tensiones en todos los puntos de la probeta entallada, sin embargo, para el cálculo de las condiciones críticas de rotura en este tipo de probetas, es suficiente con conocer la triaxialidad de tensiones en la mínima sección transversal, lugar donde se inicia la rotura.

En la Figura 4 se muestra la evolución de la triaxialidad de tensiones en el centro de la mínima sección

transversal, en función de la deformación media de rotura, para las tres configuraciones analizadas.

Si el radio de entalla es suficientemente pequeño puede ocurrir que la rotura no se inicie en el centro sino en un punto intermedio entre el centro y la superficie donde se tiene una mayor deformación, por lo que, además del estudio por elementos finitos, deben efectuarse ensayos interrumpidos que proporcionen información del punto en el que tiene lugar el inicio de la fractura. En ensayos interrumpidos realizados se ha comprobado que la rotura comienza siempre en el centro de mínima sección transversal.

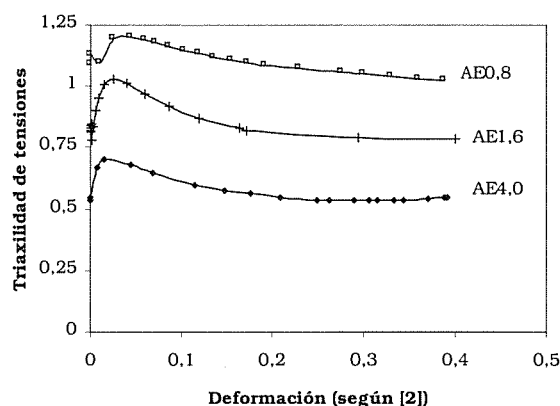


Fig. 4. Triaxialidad en el centro de la probeta, frente a la deformación media de la mínima sección transversal.

Como queda reflejado en la Figura 4, la triaxialidad de tensiones en el centro de la probeta permanece estable a partir de una deformación media del 20%. Dado que, en los ensayos efectuados, la rotura se produce siempre para deformaciones mayores, se puede tomar este valor de estabilización en todos los ensayos, el cual se recoge en la Tabla 4.

Tabla 4. Triaxialidad en el centro para $\varepsilon = 20\%$

Designación de la probeta	Triaxialidad de tensiones
Tracción simple	0.33
AE4.0	0.55
AE1.6	0.81
AE0.8	1.08

Sin embargo, la deformación media de rotura obtenida experimentalmente no constituye la deformación crítica de rotura local, pero permite a partir del análisis por elementos finitos y del conocimiento del punto donde se inicia la rotura (centro, superficie o intermedio) obtener la deformación crítica de rotura, ε_c .

En las Figuras 5 a 7, se muestra el análisis efectuado donde aparece la relación entre la deformación media y la deformación local en el centro o en la superficie de la mínima sección transversal de la probeta. Será necesario convertir la deformación media de rotura ϵ_m^c , obtenida experimentalmente durante el ensayo mediante un extensómetro diámetro, a la deformación crítica local, donde se tiene en cuenta el punto en el que se inicia la rotura.

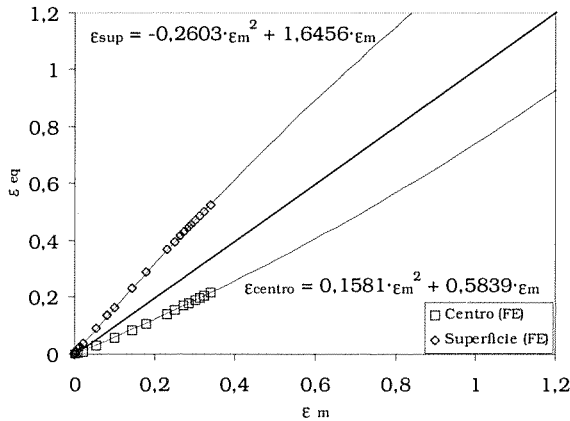


Fig. 5. Deformación equivalente en el centro y en la superficie frente a la deformación media. Probeta AE0.8.

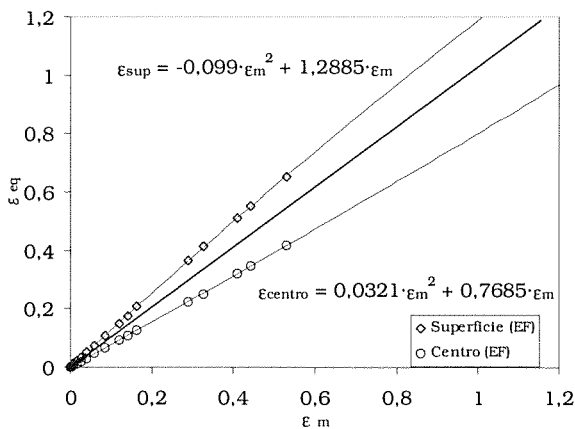


Fig. 6. Deformación equivalente en el centro y en la superficie frente a la deformación media. Probeta AE1.6.

Las curvas de los ensayos de tracción simple del material, empleadas para el análisis por elementos finitos, son prácticamente coincidentes para los tres aceros lo cual indica que las Figuras 5 a 7 son válidas para convertir los valores de la deformación media en deformación local para cualquiera de ellos, bien sea el 12F, 18F o 22F.

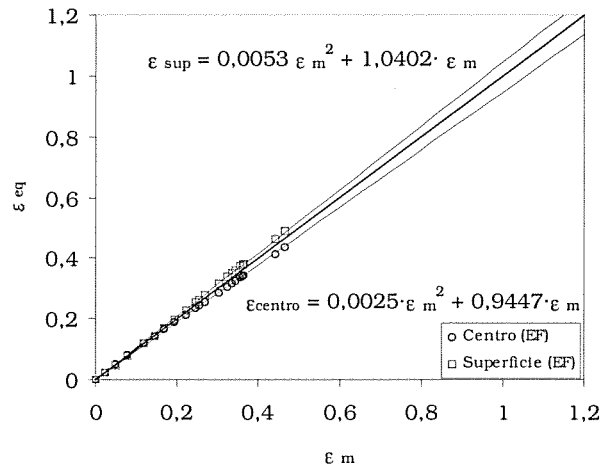


Fig. 7. Deformación equivalente en el centro y en la superficie frente a la deformación media. Probeta AE4.0.

5. RESULTADOS EXPERIMENTALES

Los ensayos efectuados en las probetas de tracción entalladas proporcionan el valor de la deformación media de rotura. Posteriormente se efectúa el análisis de elementos finitos para determinar la triaxialidad y la deformación local, en el punto donde se inicia la rotura.

Los resultados obtenidos revelan una competencia entre la deformación local y la triaxialidad, de forma que para iniciar la rotura en un material será necesario un mayor nivel de deformación cuanto menor sea la triaxialidad.

La representación de la deformación crítica de rotura más desfavorable, es decir la envolvente inferior, para todos los estados de envejecimiento analizados en el acero 12F aparecen reflejados en la Figura 8. Como se puede apreciar, existe una clara disminución de la deformación de rotura en función de la triaxialidad de tensiones, con el tiempo envejecimiento. Para los aceros 18F y 22F se han obtenido similares evoluciones.

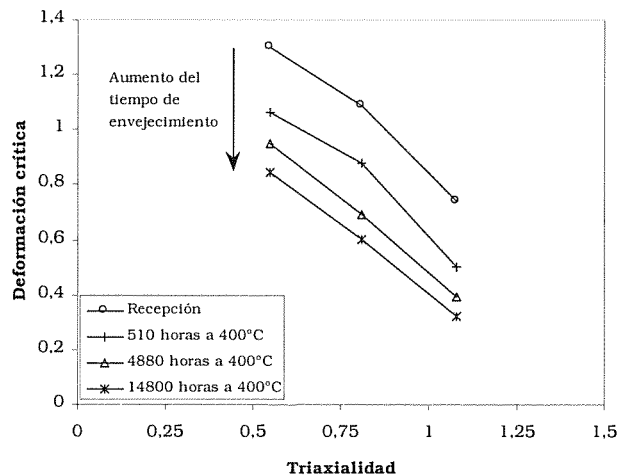


Fig. 8. Deformación de rotura frente a la triaxialidad, para distintos niveles de envejecimiento. Acero 12F.

Posteriormente, se ha efectuado un análisis fractográfico de las superficies de rotura en las probetas de tracción entalladas con el objetivo de determinar la cantidad de ferrita rota por clivaje en función del tiempo de envejecimiento. Como la ferrita en los aceros estudiados es discontinua permite contar de forma más exacta la cantidad de ferrita rota a partir de las islas de ferrita rota.

Para los aceros en estado de recepción no se ha encontrado ferrita rota por clivaje, ya que la ferrita sin envejecer presenta un comportamiento dúctil que se acomoda a la deformación de la austenita, material en el que se encuentra inmerso. Por lo tanto la rotura global del material no se inicia a partir de la rotura de clivaje de la ferrita, sino debido a otros mecanismos como nucleación de huecos a partir de inclusiones en la matriz austenítica, o en la interfase ferrita-austenita, donde debido a la compatibilidad de deformaciones se crean zonas de concentración de tensiones.

La evolución de la ferrita rota por clivaje frente a la deformación crítica de rotura en la probeta más entallada AE0.8, que es la que presenta menor dispersión en los resultados, se muestra en la Figura 9.

Se puede observar como una disminución de la deformación crítica de rotura se asocia a un aumento de la cantidad de ferrita rota por clivaje presente en la sección de rotura.

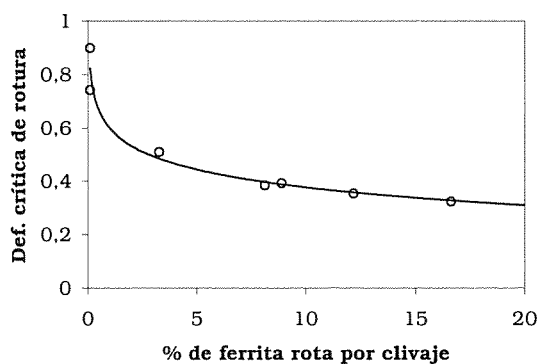


Fig. 9. Evolución de la deformación de rotura frente a la cantidad de ferrita rota por clivaje en la superficie de fractura. Acero 12F y probeta AE0.8.

Conviene recordar que la presencia de ferrita rota por clivaje presente en la rotura aumenta con el tiempo de envejecimiento, con el que la ferrita se vuelve más frágil y por lo tanto la deformación necesaria para su rotura disminuye. Además, cuando la ferrita se fragiliza, y rompe para una deformación menor que en el estado de recepción, genera en el material una serie de grandes huecos, nucleados a partir de las ferritas rotas por clivaje, cuyo resultado es una menor capacidad de deformación del conjunto del material.

Sin embargo la deformación crítica no solo depende de la presencia de ferrita rota, sino también de la triaxialidad de tensiones, ya que para que se produzca la rotura no sólo es necesario que la ferrita rompa, sino que el hueco formado aumente hasta un valor crítico como consecuencia del crecimiento del hueco en la matriz austenítica.

Este hecho se traduce en una combinación y competencia de los dos parámetros (deformación y triaxialidad), de tal forma que si la deformación es pequeña se necesita un mayor valor en la triaxialidad de tensiones para alcanzar la rotura, y viceversa.

La Figura 10 muestra lo comentado, donde se puede apreciar además un paralelismo entre las rectas, en escala semilogarítmica, correspondientes a diferentes triaxialidades. Se puede observar una mayor dispersión en los resultados que provienen de las probetas con triaxialidad menor, 0.81 o 0.55, debido a que al aumentar la deformación de la probeta aumenta también la posibilidad de que la sección de rotura no sea completamente circular, lo que se traduce en una serie de errores al medir un solo diámetro de la probeta.

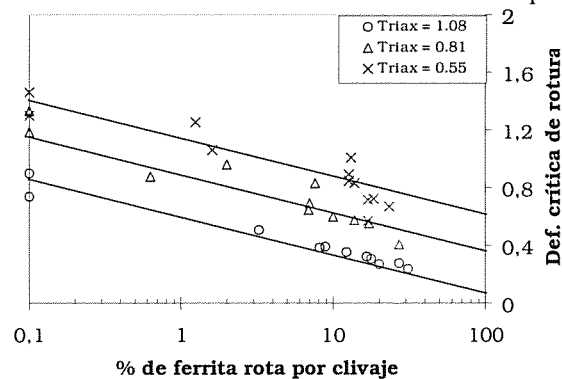


Fig. 10. Deformación de rotura frente a la cantidad de ferrita rota en la superficie de fractura, para los tres aceros.

6. MODELIZACION

El envejecimiento de un acero inoxidable dúplex se ve reflejado, a escala global, en una pérdida de la tenacidad a fractura o de la deformación media de rotura. Este fenómeno global en el material tiene su explicación a escala local, ya que se produce un endurecimiento de la fase ferrítica del material, que se convierte en más frágil.

La pérdida de fragilidad de la ferrita da como resultado menor tenacidad o menor capacidad de deformación. Por lo tanto, las medidas de la microdureza de la ferrita para diferentes niveles de envejecimiento constituyen un índice del grado de fragilización del material, fácil de obtener experimentalmente. La Figura 11 muestra la evolución de la microdureza con el tiempo de envejecimiento a 400°C para los aceros 12F, 18F y 22F.

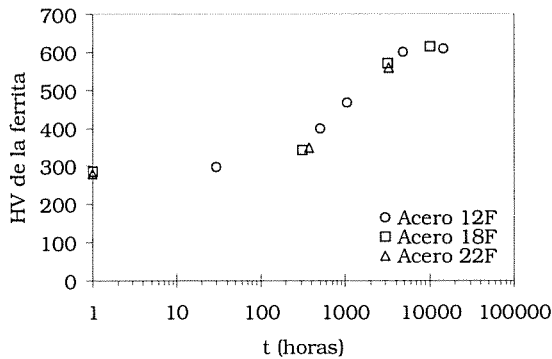


Fig. 11. Evolución de la microdureza de la ferrita con el tiempo de envejecimiento a 400°C

Se ha determinado la evolución de los parámetros críticos de rotura frente a la microdureza de la ferrita, de tal forma que con la medida de la misma se puede determinar las condiciones locales que producen su rotura.

La Figura 12 presenta esta evolución para el acero 12F, donde se puede observar la influencia de la triaxialidad de tensiones en la deformación crítica de rotura, para un mismo nivel de fragilización, determinado por una dureza de la ferrita. Esta correlación entre la microdureza (o envejecimiento) y el estado de deformación crítica a escala local (fragilización) constituye un modelo de previsión de las condiciones críticas que soporta el material para un grado de envejecimiento, fácilmente obtenible a través de la microdureza de la ferrita. Este modelo de previsión puede ser de gran utilidad en el diseño de componentes, ya que establece las condiciones locales que inician la rotura del elemento, en un punto sometido a un estado tensional y de deformación cualquiera.

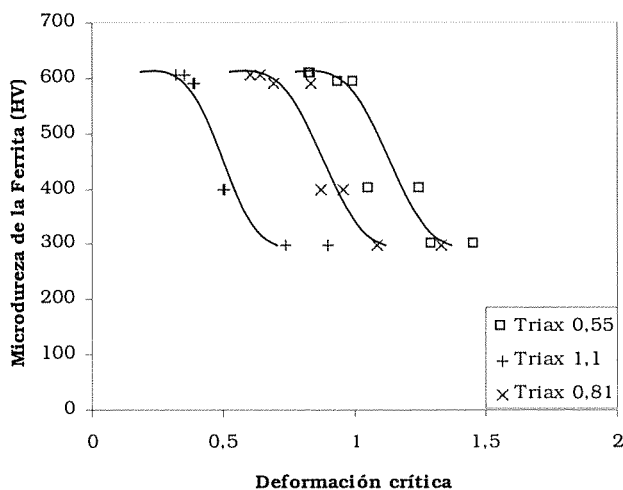


Fig. 12. Evolución de los parámetros críticos de rotura con la microdureza de la ferrita, para el acero 12F envejecido a 400°C.

7. CONCLUSIONES

Se ha efectuado un análisis con probetas de tracción entalladas para determinar la evolución de la deformación crítica de rotura y de la triaxialidad de tensiones, en función del tiempo de envejecimiento del material.

Posteriormente se ha determinado la cantidad de ferrita rota por clivaje presente en la rotura, relacionándola con la deformación crítica de rotura y la triaxialidad, con lo que se demuestra que para una cantidad de ferrita rota determinada, la ferrita fragilizada controla el inicio de la fisuración y la cantidad de microfisuras formadas, pero posteriormente es el estado tensional local el que controla el crecimiento de huecos en la matriz austenítica, hasta llegar a la rotura global del material.

Se ha determinado la evolución de los parámetros críticos de rotura a escala local, triaxialidad y deformación, frente a la microdureza de la ferrita considerada esta última como un parámetro de envejecimiento del material. Esta representación constituye un modelo de previsión de las condiciones críticas que soporta el material para un grado de envejecimiento, fácilmente obtenible a través de la microdureza de la ferrita.

8. AGRADECIMIENTOS

El desarrollo de este trabajo se incluye dentro de una Acción Especial (Ref. APC1997-0118) de la Dirección General de Formación y Promoción del Conocimiento, y en el marco de una Acción Integrada hispano-francesa (Ref. HF97 - 120).

9. REFERENCIAS

- [1] Sánchez L. "Fragilización por Envejecimiento a Baja Temperatura en Aceros Inoxidables Austenoferríticos." Tesis Doctoral. Universidad de Cantabria, España, 1996.
- [2] Joly P. "Etude de la Rupture Dâciers Inoxydables Austeno-Ferritiques Fragilisés par Vieillesiment á 400°C" PhD Thesis. Ecole National Supérieure des Mines de Paris. 1992
- [3] Pineau A., Joly P.: "Local versus Global Approaches to Elastic-Plastic Fracture Mechanics. Application to Ferritic Steels and Cast Duplex Stainless Steels" Defect Assessment in Components Fundamentals and Applications.ESIS/EGF 9. J.G. Blauel and K. H. Schwalbe. Ed Mechanical Engineering Publications, London 1991, pp. 381-414.
- [4] Hancock J.W., Brown D.K.: "On Role of Strain and Stress State in Ductile Failure". J. Mech. Phys. Solids. Vol 31, n° 1, pp. 1-24. 1983
- [5] Beremin F.M., "Experimental and numerical study of the different stages in ductile rupture: application to crack initiation and stable crack growth", Three dimensional constitutive relations and ductile fracture, Ed. S. Nemat Nasser, North Holland Pub., 1981, pp 185-205.

MECANISMOS DE DAÑO POR FLUENCIA DE UNA ALEACION Ti-6Al-4V

A.M. Irisarri y F.J. Seco

FUNDACION INASMET c. Portuetxe 12. 20009 San Sebastián

Resumen: En este trabajo que prosigue la línea de investigación de los presentados en anteriores Encuentros se analiza la actuación de diferentes mecanismos de daño por fluencia de una aleación Ti-6Al-4V en distintos estados de tratamiento térmico. En su estado de recepción, recocido de laminación, el fallo se produce por una deformación dúctil del material dando lugar a la aparición de cúpulas dúctiles en las superficies de fractura. El mecanismo operante en las probetas recocidas en la región alfa-beta es uno de fluencia por difusión de cavidades generadas en las intercaras y principalmente en los puntos triples. Finalmente, cuando el material es recocido en la región beta y enfriado al aire presenta una fractura intergranular, asociada con el deslizamiento de las antiguas juntas de grano beta

Abstract: In this paper that follows the research work carried out in those presented in previous meetings the influence of the heat treatment on the action of different creep damage mechanisms is analyzed. In the as-received condition, mill annealed, failure is produced by ductile deformation leading to the presence of ductile dimples on the fracture surfaces. The mechanisms operating in alpha-beta field annealed samples is one of diffusional creep by nucleation, growth and coalescence of cavities formed at the alpha-beta interfaces and mainly at the triple points. Finally, material annealed in the beta field and air cooled exhibits an intergranular failure associated with the former beta grain boundaries sliding.

1. INTRODUCCION

Todos los materiales fluyen bajo la aplicación de una carga a cualquier temperatura pero se observa una notable variación en el comportamiento cuando estas comparaciones se establecen en términos de tres importantes parámetros que definen el proceso: la tensión soportada por el material, la temperatura a la que se encuentra y el tiempo que transcurre hasta que se produzca el fallo. Las generalidades del proceso de fluencia son bien conocidas; cuanto mayores son la temperatura y/o la tensión menor es el tiempo hasta que se produce la fractura pero la descripción cuantitativa del comportamiento a fluencia y de los mecanismos operantes es mucho más compleja y dificultosa [1]. La deformación plástica es un proceso cinético. Aunque es a menudo conveniente considerar que un sólido policristalino posee un límite elástico bien definido, por debajo del cual no se produce ninguna deformación y a niveles superiores de tensión a dicho valor la deformación es rápida, esto es solo cierto a la temperatura del cero absoluto. En general, la resistencia de un sólido depende de la deformación, de la velocidad de deformación y de la temperatura, viniendo determinados por la cinética de los procesos que ocurren a escala atómica; el deslizamiento de las dislocaciones, la acción conjunta de deslizamiento y ascensión, el flujo de átomos individuales, el desplazamiento relativo de los granos por el deslizamiento de las juntas o el maclado mecánico [2]

Previamente otros investigadores han estudiado el comportamiento frente a la fluencia de una serie de aleaciones de titanio alfa, casi alfa, alfa-beta y beta así

como de dos aluminuros de titanio, habiéndose construido los correspondientes mapas de mecanismos de fractura [3]. Entre las aleaciones analizadas se encuentra la Ti-6Al-4V, con una estructura de granos equiáxicos producida por laminación en caliente y posterior tratamiento térmico a 800° C durante 2 horas seguido de un enfriamiento lento en horno. En este material se han señalado diferentes mecanismos de fallo según los niveles de tensión y la temperatura de ensayo. A baja temperatura, inferior al 25% de la temperatura absoluta de fusión, y elevada carga, el fallo se produce de forma dúctil, en tanto que a temperaturas intermedias (entre el 25 y el 50% de la de fusión) y menores tensiones el mecanismo de fractura operante es uno de fluencia transgranular. Esta fractura es muy similar a la observada en la situación anterior pero se distingue por la existencia de un mayor número de cavidades y la evidencia de algunos signos de recristalización en las proximidades de la fractura. A temperaturas superiores a 700° C (aproximadamente 50% de la temperatura de fusión) el material sufre una recristalización dinámica en el curso del ensayo de tracción, lo que permite alcanzar unos valores de estricción superiores al 95%.

En este punto se echan en falta dos aspectos dignos de ser tenidos muy en cuenta a la hora de caracterizar el comportamiento frente a la fluencia. Por un lado, no se observa una diferenciación entre los márgenes de temperatura donde coexisten las fases alfa y beta y aquellos otros en que es esta última fase la única presente. No se puede olvidar en este punto que el titanio sufre una transformación alotrópica pasando de la fase alfa, de red cristalina hexagonal compacta, a la beta, cúbica centrada en el cuerpo. Esto supone que a las

temperaturas más altas la aleación Ti-6Al-4V no es bifásica sino que se halla constituida exclusivamente por fase beta. Parece lógico esperar que los mecanismos operantes en uno y otro caso sean diferentes. No obstante, dada la fuerte reactividad del titanio con el oxígeno que provoca una acentuada oxidación superficial el límite superior de utilización de las aleaciones de titanio se sitúa actualmente en torno a los 650° C [4], es decir claramente por debajo de la de transformación, razón por la cual el interés fundamental de este estudio sería académico.

Mayor aplicación industrial posee la posible modificación del comportamiento frente a la fluencia por medio de la aplicación de un determinado proceso termomecánico. En numerosos trabajos anteriores se ha demostrado el notable efecto que posee la microestructura, fruto a su vez de un proceso termomecánico concreto, sobre las propiedades mecánicas de esta aleación y, más en concreto, sobre su comportamiento frente a la fluencia. Por tanto, el estudio parece incompleto al no contemplar este aspecto. Tampoco los datos publicados en la referencia [2], restringidos al titanio de pureza comercial representan una ayuda a la hora de intentar usarlos para predecir el comportamiento de la aleación bifásica.

Recientemente, un grupo de investigadores franceses ha publicado una serie de trabajos acerca del efecto ejercido por la triaxialidad de tensiones sobre la nucleación y el crecimiento de cavidades bajo esfuerzos de tracción y fluencia en diferentes aleaciones de titanio [5-8]. En el primero de ellos [5] se ha estudiado el comportamiento a tracción y a fluencia a 500° C de una aleación alfa-beta Ti-6.2.4.6 con distintas microestructuras producidas por la aplicación de diferentes tratamientos térmicos. Sin embargo, estas variaciones microestructurales se han limitado a la presencia de diversos porcentajes de fase alfa primaria y de la cantidad de intercaras alfa-beta no habiendo incluido las mejoras que puede llegar a representar la existencia de una microestructura totalmente acicular. En el segundo se han analizado cuatro aleaciones, llegándose a la conclusión de que la microestructura juega un papel esencial en el proceso de daño pero la valoración se ha centrado en la triaxialidad necesaria para la nucleación de una cavidad en la intercara en función del tipo de aleación más que en el posible efecto de las variaciones microestructurales [6]. En el tercero [7] se ha señalado que una mayor concentración de tensiones favorece la nucleación de cavidades en las intercaras alfa-beta en tanto que su formación en la fase alfa se produce cuando la deformación macroscópica alcanza un cierto nivel. En el último de ellos [8] se diferencian tres zonas en la superficie de fractura de las probetas entalladas; una formada por cúpulas dúctiles, cuyo tamaño es independiente de la triaxialidad de tensiones, una segunda caracterizada por unas facetas transgranulares de cizalladura que son intersectadas por

las antiguas juntas de grano beta, dando origen a una fractura mixta, y otra en que la fractura se produce bajo condiciones de deformación plana. Sin embargo, en las probetas lisas no se observa nunca la presencia de la primera de estas zonas. Una vez más se echa en falta un análisis de la posible variación en el comportamiento frente a la fluencia en materiales con microestructuras diferentes a las examinadas en todos estos trabajos.

En el presente trabajo que prosigue la línea de investigación de los presentados en anteriores Encuentros del Grupo Español de Fractura [9,10] se estudia la actuación de diversos mecanismos de daño por fluencia de una aleación Ti-6Al-4V en función de la microestructura que presenta el material como consecuencia de la aplicación de diferentes tratamientos térmicos.

2. TECNICA EXPERIMENTAL

El material utilizado en este estudio consistió en la misma chapa de 17 mm de espesor empleada en los anteriores de una aleación Ti-6Al-4V cuya composición química corresponde a 6.51% Al, 4.08% V, 0.16% Fe, 0.01% C, 0.19% O, 0.005% N y 0.0016% H siendo el elemento mayoritario, lógicamente, el titanio. En su estado de recepción (ER) esta chapa había sido sometida al tratamiento conocido como recocido de laminación, consistente en un breve mantenimiento a 720° C durante 50 minutos, seguido de un enfriamiento al aire como paso final de su proceso de fabricación. Los trabajos previos han mostrado que el material en este estado presenta unos granos alargados en la dirección de laminación y claros signos de no haber recristalizado totalmente.

Los demás tratamientos también coinciden con los elegidos para los anteriores estudios. El primero de ellos (BA) consiste en un recocido en la región de existencia exclusiva de la fase beta seguido de un enfriamiento al aire y posterior tratamiento durante dos horas a 720° C. El segundo consiste en un recocido a 940° C, en el límite superior de la región de coexistencia de las fases alfa y beta, seguido de un enfriamiento en el horno hasta 700° C y, posteriormente al aire. Estas muestras han sido referenciadas como 4.

De las muestras en los diversos estados de tratamiento térmico se mecanizaron probetas de fluencia, tanto lisas como con una entalla semicircular tipo Bridgman, que fueron ensayadas a 455° C, al aire, bajo dos niveles diferentes de carga. Finalizado el ensayo, una mitad de cada una de las probetas se destinó al estudio de su superficie de fractura en el microscopio electrónico de barrido en tanto que se procedió a una protección de los bordes de las otras mitades, con el fin de preservar las facetas pudieran encontrarse en las proximidades de la fractura en el curso de la preparación de la muestra

metalográfica. Estas muestras fueron seccionadas en su dirección longitudinal y preparadas para su observación en el microscopio óptico. Adicionalmente, algunas de estas muestras metalográficas, fueron examinadas en el microscopio electrónico de barrido con el fin de despejar algunas dudas que hubieran surgido en el curso de su estudio en el microscopio óptico.

3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

El primer aspecto que debe ser resaltado es la absoluta similitud entre las facetas observadas en el microscopio electrónico de barrido en las probetas lisas y entalladas correspondientes a un mismo estado de tratamiento térmico. Este resultado parece contradecir el obtenido por otros investigadores en que, como se ha indicado previamente, se han detectado apreciables diferencias en la topografía de la fractura entre unas y otras [8]. En el examen en el microscopio óptico de las secciones longitudinales extraídas de unas y otras probetas no se detectan tampoco diferencias reseñables, observándose tan sólo que en las probetas entalladas las cavidades se hallan restringidas a las proximidades de la entalla. A este respecto, conviene señalar que la entalla Bridgman utilizada en el presente trabajo provoca tan solo una moderada concentración de tensiones, sensiblemente inferior a la que poseen las ensayadas en la mencionada publicación lo que pudiera justificar las diferencias en las observaciones fractográficas.

Tampoco se aprecia una diferencia en el mecanismo operante en las probetas extraídas en las direcciones longitudinal y transversal pertenecientes a un mismo estado de tratamiento. Sin embargo, salvo en el caso de las muestras BA, las vidas a fluencia de unas y otras difieren apreciablemente lo que debería conducir a unas facetas fractográficas diferentes. En las probetas de la referencia 4 el mejor comportamiento de las extraídas en la dirección longitudinal de la chapa se ha asociado con la existencia de una mayor cantidad de agujas de fase alfa y la mayor distancia entre los islotes de fase beta en cuya intercarra se generan las cavidades [9,11]. Sin embargo, en el material en su estado de recepción no se aprecian sensibles diferencias entre la microestructura de las probetas longitudinales a las que atribuir este distinto comportamiento por lo que la explicación más razonable se basaría en la existencia de una textura de laminación en la chapa.

Las superficies de fractura correspondientes a las probetas del material en su estado de recepción (ER) presentan cúpulas dúctiles, poco profundas que cubren la totalidad de las mismas. Esto sucede tanto en las probetas extraídas en la dirección longitudinal como en la transversal, y sean éstas lisas o entalladas, apuntando hacia la actuación de un mecanismo de coalescencia de microvacíos. Mayor información sobre el mecanismo de fallo operante proporciona el análisis metalográfico de

las secciones longitudinales de las otras mitades de las probetas. Un examen exhaustivo de las mismas en el microscopio revela la existencia de un reducido número de cavidades que se hallan tan solo presentes en las proximidades de las superficies de fractura en tanto que en las zonas más alejadas no parece observarse ningún signo de formación de cavidades.

Con objeto de poder confirmar con un mayor grado de garantía el resultado de estas observaciones y descartar que las cavidades no hubieran pasado desapercibidas como consecuencia de su mínimo tamaño se optó por efectuar un examen de estas probetas en el microscopio electrónico de barrido. Este examen permitió confirmar que la presencia de cavidades se limitaba a las zonas contiguas a la fractura. Esta observación es contraria a la que se obtendría en el caso de un daño por fluencia por lo que parece lógico considerar que los orificios observados no corresponden realmente a cavidades de fluencia sino que se han producido a consecuencia de la deformación plástica del material. Esta hipótesis se ve apoyada por la comprobación de que los granos de la fase alfa, que se encuentran ya ligeramente alargados en la dirección de laminación en el material que no ha sido ensayado presentan uno mucho más acentuado tras el ensayo. Además, se observan numerosos granos, de forma equiaxial y tamaño muy pequeño, que sugieren que se ha producido la recristalización dinámica de la aleación en el curso del ensayo, hecho que supone un nuevo apoyo a la hipótesis formulada. La micrografía de la figura 1 permite comprobar la validez de todos estos comentarios.

El material que se encuentra en este estado de recocido de laminación presenta no-solo una pobre resistencia frente a la fluencia, tanto cuando el ensayo se efectúa en probetas lisas como en otras con entalla Bridgman [11] sino también la mínima tenacidad entre todos los tratamientos considerados [12] por lo que su empleo en este estado no parece recomendable. Por el contrario, posee la máxima ductilidad por lo que su deformación será más fácil.

También las superficies de fractura de las probetas que han sido tratadas en la región de coexistencia de las dos fases y enfriadas en horno presentan cúpulas dúctiles que cubren la totalidad de las mismas, con un aspecto muy similar al observado en las de referencia ER. Sin embargo, el examen de las probetas metalográficas en el microscopio óptica revela diferencias con respecto a aquellas. En este caso la presencia de cavidades no se limita exclusivamente a las proximidades de la fractura sino que se observan también en otras muy alejadas, lo que sugiere que se trata de verdaderas cavidades de fluencia.

En contra de esta atribución del fallo a un mecanismo de difusión de cavidades se halla el elevado exponente de la ley de Norton (11.245) encontrado en el material en

este estado. La actuación de un mecanismo de este tipo debería traducirse en una relación prácticamente lineal entre la tensión y la velocidad de deformación de acuerdo con los modelos que han sido propuestos por Nabarro y Herring o por Coble para los procesos de difusión a través de la matriz o a lo largo de las juntas de grano, respectivamente [13], valor que se encuentra muy lejos del registrado en el presente trabajo.

Se pueden formular dos posibles explicaciones a esta discrepancia. La primera se basaría en un cambio en el mecanismo operante desde uno de fluencia por difusión de cavidades, para los niveles de tensión más bajos, a otro de fluencia por movimiento de dislocaciones en los ensayos realizados cuando se incrementa el valor de la tensión. En contra de esta hipótesis se halla el hecho de que el análisis metalográfica revela la gran similitud de las facetas existentes entre las probetas ensayadas bajo uno u otro nivel de carga. La segunda explicación, más lógica, se asocia con el sumamente reducido número de ensayos realizados, tan solo dos, lo cual se traduce en una mayor probabilidad de cometer errores a la hora de efectuar el cálculo del exponente. Es preciso realizar un mayor número de ensayos antes de llegar a obtener una conclusión definitiva acerca del mecanismo operante, si bien se pueden encontrar otros apoyos a la hipótesis formulada en favor de la actuación de uno de difusión de cavidades.

En la referencia [3] se ha señalado que una aleación Ti-6Al-4V tratada a 800° C durante dos horas y enfriada en horno presenta un fallo por fluencia transgranular para los niveles de tensiones y temperaturas estudiados en el presente trabajo. Esto se hallaría de acuerdo con la hipótesis formulada en el sentido de que la rotura se ha producido por difusión de cavidades. Sin embargo, un examen más cuidadoso de las probetas, acudiendo al empleo del microscopio electrónico de barrido, revela que las cavidades se han originado en las intercaras alfa-beta existentes en los bordes de grano y los puntos triples de la fase alfa, lo cual supone una componente intergranular en la fractura. Aunque en el análisis de la aleación Ti-6Al-4V efectuado en la referencia [3] no se contemplaba la actuación de un mecanismo de fractura intergranular, esta posibilidad si viene señalada para las aleaciones Ti-5Al-2.5Sn (alfa) o para la de designación comercial IMI 685 (casi alfa) para valores de tensión inferiores a los que se produce una rotura por fluencia transgranular y en la totalidad de los niveles de tensión en una aleación beta Ti-15Mo. Por tanto, la posibilidad de que también en una aleación alfa-beta, como es la Ti-6Al-4V, se produzca la actuación de un mecanismo de este tipo debe ser tenida en cuenta.

Respecto a la nucleación preferencial de las cavidades en las intercaras alfa-beta se debe señalar que en otro trabajo [5] no se ha encontrado una correlación entre la velocidad de deformación en la fluencia secundaria y la longitud de la intercara de una aleación alfa-beta Ti-

6.2.4.6, habiéndose indicado que el deslizamiento de dicha intercara no parece ser el mecanismo de fallo preponderante, viéndose mucho más influenciado por el porcentaje de fase alfa primaria (esto es la existente como tal a la temperatura de tratamiento) presente en la microestructura. Sin embargo, en una aleación Ti-6Al-4V se ha observado la formación de cavidades tanto en la fase alfa o en la intercara alfa-beta, favoreciéndose esta última para mayores concentraciones de tensiones [6-7]. Los resultados de estas observaciones se hallan en mejor concordancia con las efectuadas en el presente trabajo aunque en éste no se han detectado apreciables diferencias entre los puntos de nucleación de cavidades en las probetas lisas y entalladas que poseen diferentes grados de concentración de tensiones.

Pese a haber efectuado una cuidadosa observación de las superficies de fractura de todas estas probetas en el microscopio electrónico de barrido, tampoco ha sido posible llegar a diferenciar las tres zonas que aparecen indicadas en la referencia [8]. Como se ha señalado previamente, la totalidad de estas superficies se hallan cubiertas por cúpulas que parecen apuntar a una rotura de tipo transgranular. Sin embargo, la observación de las muestras metalográficas extraídas en la dirección longitudinal de las probetas ensayadas a fluencia pone claramente de manifiesto el carácter intergranular de la fractura, como se evidencia en la micrografía de la figura 2. Una vez más parece recomendable disponer de un mayor número de datos antes de alcanzar una conclusión definitiva pero los disponibles hasta la fecha apuntan hacia un mecanismo de fluencia por difusión de cavidades como responsable del fallo de la aleación en este estado. La confirmación de esta hipótesis es un punto de interés puesto que permitiría incrementar la vida a fluencia por medio de un crecimiento del grano de la fase alfa.

El material recocido en la región exclusiva de la fase beta es el que exhibe no sólo el mejor comportamiento a fluencia sino también la máxima tenacidad [9-12]. En consecuencia la aplicación de este tratamiento resulta atractiva en aquellos componentes que, en razón de sus condiciones de trabajo, presenten un apreciable riesgo de fallo por fluencia. Por otra parte, se aprecia un fuerte aumento en la vida a fluencia de las probetas entalladas con respecto a las lisas al menos para la geometría que se ha seleccionado para este estudio [11]. Otro aspecto a ser tenido en cuenta es la isotropía de propiedades, que se debe considerar como claramente positivo, salvo en aquellos equipos en que al hallarse sometidos en servicio a sollicitaciones unidireccionales se opta por primar las propiedades en una dirección concreta. La principal contrapartida de este tratamiento se halla en el pobre alargamiento a la rotura que presenta el material con el peligro de que el fallo se produzca de forma inesperada.

El examen en el microscopio electrónico de barrido de

las superficies de fractura de estas probetas revela la morfología acusadamente intergranular de las mismas, tanto en las probetas lisas como en las entalladas. Esta topografía, que recuerda la de los panales de abeja por su aspecto, constituye un indicativo de la debilidad de las juntas de grano. La observación en el microscopio óptico de las probetas longitudinales revela un número relativamente reducido de microgrietas de gran tamaño, que una vez atacadas se comprueba se hallan situadas en las antiguas juntas de grano beta y, preferentemente, en los puntos triples, donde confluyen tres granos. En la micrografía de la figura 3 se ofrece un aspecto de estas grietas.

En ninguno de los trabajos anteriormente mencionados se ha señalado la aparición de este tipo de fractura pero conviene recalcar que en ellos no se ha analizado una aleación con microestructura totalmente acicular. Sin embargo, si se ha comprobado la formación de grietas a lo largo de las antiguas juntas de grano beta en dos aleaciones con microestructura acicular. El primero de ellos corresponde a una aleación casi alfa Timetal 1100 [14] en tanto que en el segundo ha sido estudiada la misma aleación Ti-6Al-4V [15] elegida para el presente trabajo aunque se trataba de muestras moldeadas. Esto representa un apoyo a la hipótesis formulada en favor de la actuación de un mecanismo de este tipo en base al análisis fractográfico en el microscopio electrónico de barrido y a la observación metalográfica efectuados en este trabajo.

Dado que las grietas se generan en las antiguas juntas de grano beta conforme se reduce la longitud de dichas juntas se incrementará la vida a fluencia de la aleación, salvo que se produzca un cambio en el mecanismo de fallo operante. Este aspecto merece ser analizado ya que se podría conseguir una mejora en la resistencia frente a la fluencia. Además, también el fallo de las probetas de fractura se produce de forma intergranular una actuación en este sentido también redundará en una mejora de la tenacidad.

4.- CONCLUSIONES

a.- Se han analizado los mecanismos responsables del fallo por fluencia de probetas lisas y entalladas de una aleación Ti-6Al-4V en diversos estados de tratamiento térmico. Se ha comprobado la absoluta similitud entre las facetas presentes en las superficies de fractura de las probetas lisas y entalladas correspondientes al mismo estado de tratamiento, apuntando a que el mecanismo operante no se ha visto alterado por la concentración de tensiones provocada por la entalla. No obstante, dada la geometría de la seleccionada para el presente trabajo, esta concentración de tensiones debe ser ligera.

b.- El material en su estado de recepción falla de forma dúctil por deformación plástica sin que se lleguen a

generar cavidades de fluencia. El acusado alargamiento de los granos de fase alfa situados en las proximidades de la fractura así como la presencia de un considerable número de granos equiáxicos, de pequeño tamaño, que apuntan a una recristalización parcial del material en el curso de la deformación apoyan esta hipótesis.

c.- La observación de las secciones longitudinales de las probetas tratadas en la región de coexistencia de las dos fases seguida de enfriamiento lento en el horno apunta a la actuación de un mecanismo de difusión de cavidades de fluencia, generadas en la intercara de las fases alfa y beta. La direccionalidad observada en la vida a fluencia del material en este estado ha sido atribuida a la presencia de un mayor número de agujas de fase alfa en las probetas longitudinales y un aumento en la distancia entre los islotes de fase beta que aleja los puntos susceptibles de constituir orígenes de las cavidades y no a un cambio del mecanismo operante.

d.- El examen de las superficies de fractura de las probetas de la referencia BA revela una morfología intergranular, que ha sido asociada con el deslizamiento de las antiguas juntas de grano beta, que ahora bordean las colonias de agujas de fase alfa.

5. REFERENCIAS

- [1] Crane F.A.A y Charles J.A. Selection and Use of Engineering Materials. 122-146. Butterworths Londres (1987)
- [2] Frost H.J y Ashby M.F. Deformation Mechanism Maps: The Plasticity and Creep of Metals and Ceramics. Pergamon Press. Oxford. (1982)
- [3] Krishnamohanrao Y, Ktumarao V.V y Rama Rao P. Acta Metall. Vol 34, No 9: 1783-1806 (1986)
- [4] Blenkinsop P.A. Developments in High Temperature Alloys. Titanium Science and Technology. Vol 4: 2323-2335. DGM. Oberursel (1985)
- [5] Bourgeois M, Feugas X, De Mestral F. y Clavel M. Revue de Metallurgie-CIT. Dec. (1996): 1522-1538
- [6] Helbert A.L, Feugas X y Clavel M. Revue de Metallurgie-CIT. Dec. (1996): 1540-1549
- [7] Helbert A.L, Feugas X y Clavel M. Metall. Trans. Vol 27A. Oct. (1996): 3043-3058
- [8] Bourgeois M. Feugas X y Clavel M. Scripta Mater. Vol 34. No9 (1996): 1483-1490
- [9] Seco F.J, Zapiráin F, Peñalba F. e Irisarri A.M. Anales de Mecánica de la Fractura Vol 14 (1997): 392-397

[10] Irisarri A.M, Peñalba F, Seco F.J y Zapiráin. Anales de Mecánica de la Fractura Vol 15 (1998): 431-436

[11] Seco F.J. Zapiráin F, Peñalba F e Irisarri A.M. Creep Behaviour of a Ti-6Al-4V Alloy in Different Heat Treating Conditions.. Fracture from Defects. Vol I:341-350 EMAS Ltd. (1998)

[12] Plaza L.M, Zapiráin F. e Irisarri A.M. Influence of the Heat Treatment and Notch Orientation on the Fracture Toughness of a Ti-6Al-4V. Mechanisms and Mechanics of Damage and Failure. Vol I: 553-558 EMAS Ltd (1996)

[13] Riedel H. Fracture at High Temperature. 3-13. Springer Verlag. Berlín (1987)

[14] Lange A, Lindermann, Styczynski A y Wagner L. Prakt. Metallogr. Vol 35 No 9 (1998): 469-479

[15] Chakrabarti A.K. y Nichols E.S. Creep Behaviour of Cast Ti-6Al-4V. Titanium'80 Science and Technology Vol 2: 1081-1096. The Metallurgical Society of AIME (1980)

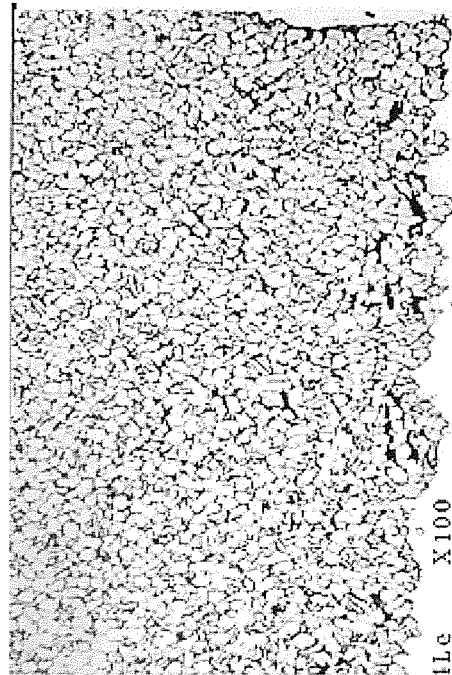


Fig. 2. Fractura intergranular. Probeta referencia 4.

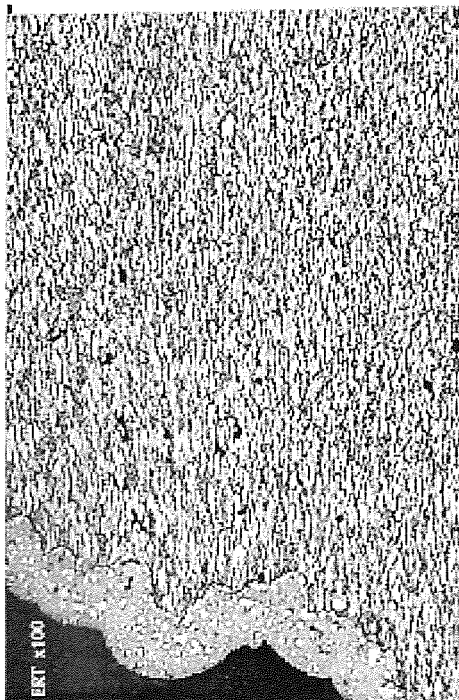


Fig. 1. Zona contígua a la fractura. Probeta ER

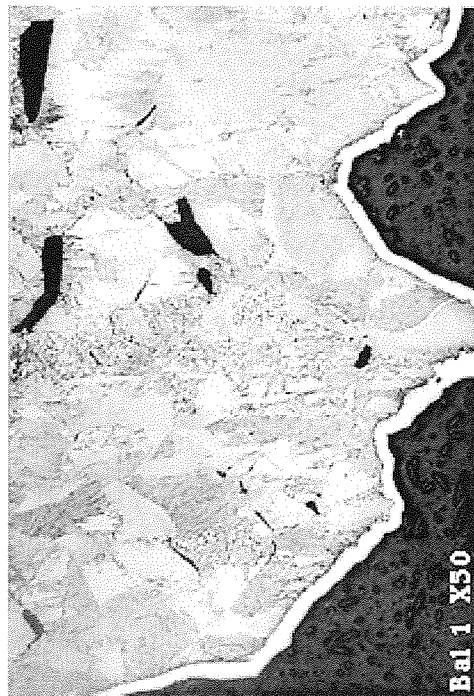


Fig. 3. Agrietamiento en una probeta BA.

MICROMECHANISMOS DE FRACTURA POR DISOLUCION ANODICA LOCALIZADA EN ACEROS PERLITICOS TREFILADOS**E. Ovejero* y J. Toribio**Departamento de Ciencia de Materiales, Universidad de La Coruña,
E.T.S.I. Caminos. Campus de Elviña, 15192, La Coruña.*Dirección actual: Instituto Tecnológico de Materiales, ITMA, 33428,
Coruña-Llanera, Asturias. <ovejero@itma.es>

Resumen. Los aceros trefilados son materiales de alta resistencia que presentan un comportamiento anisótropo en fractura en aire así como en ambiente agresivo. Para las distintas etapas de trefilado se ha observado una evolución en el comportamiento en fractura en ambiente agresivo, que pasa de propagación en modo I a modo mixto para altos grados de trefilado. En este trabajo se presenta un estudio de la evolución con el proceso de trefilado del aspecto microscópico de los modos de fractura por disolución anódica localizada (DAL) que aparecen en aceros perlíticos con distinto grado de trefilado. En estos aceros se observa un cambio en la topografía microscópica según la propagación se produce en modo I o en modo mixto. Se propone un micromecanismo para el inicio y propagación de la fisura subcrítica por disolución anódica localizada en los aceros muy trefilados (fuertemente anisótropos), que explica la desviación de la fisura para altos grados de trefilado, así como el hecho de que existe propagación en modo I incluso para aceros de las últimas etapas de trefilado.

Abstract. Cold drawn steels are high strength materials that behave anisotropically both in fracture in air and in aggressive environments. For different steps of cold drawing an evolution in the aggressive environment fracture behaviour has been observed in the way that the propagation goes from mode I to mixed mode for high cold drawing degree. In this work a study of the evolution of the fracture modes by anodic dissolution through the cold drawing process is presented. In those steels changes in the microscopic topography are observed depending on the fracture propagation mode, mode I or mixed mode. A micromechanism for the initiation and propagation of the anodic dissolution subcritical cracking is proposed. This model explains the change in the crack path in heavily cold drawn steels and the fact of the existence of mode I even in the last steps of the cold drawing process.

1. INTRODUCCION

Los aceros de pretensado son materiales de alta resistencia preparados para soportar altos niveles de carga en servicio, que presentan un comportamiento anisótropo en fractura en aire [1,2], así como en ambiente agresivo [3,4,5]. Estos materiales se fabrican mediante un proceso industrial conocido como trefilado, que produce una deformación progresiva en frío de los alambres según su eje longitudinal. Para las distintas etapas del proceso de trefilado se ha observado una evolución en el comportamiento en fractura en ambiente agresivo, que pasa de propagación en modo I para las primeras etapas de trefilado a modo mixto para las últimas etapas del trefilado [6,7]. Trabajos previos han relacionado este comportamiento con la fuerte orientación microestructural de este material debido a las deformaciones plásticas inducidas por el proceso. En este trabajo se ha realizado un seguimiento del comportamiento en fractura por disolución anódica localizada (DAL) en distintos aceros extraídos de

sucesivas etapas del proceso de trefilado, caracterizando en cuanto a topografía microscópica, la evolución del comportamiento en fractura con el grado de trefilado. El examen de la topografía microscópica en cada etapa de trefilado, asociada a los distintos modos de fractura que evolucionan durante el proceso, lleva a proponer un micromecanismo para el inicio y la propagación de la fisura subcrítica por disolución anódica localizada (DAL) para aceros fuertemente trefilados, que es coherente con la desviación de la fisura medida en trabajos anteriores, y con el hecho de que se produzca una evolución de la propagación subcrítica, que se inicia en modo I y continúa en modo mixto en etapas altas del proceso de trefilado en estos aceros.

2. MATERIALES Y MICROESTRUCTURA

Para este estudio se han usado aceros de alta resistencia extraídos de un proceso industrial de trefilado. En total

se usaron 7 aceros distintos cuya composición química se expresa en la Tabla 1.

En la Tabla 2 se muestran los diámetros D_i de cada uno de los aceros, que disminuyen a medida que aumenta el grado de trefilado o deformación plástica acumulada, y los valores de la tenacidad de fractura en aire K_{IC} . Los aceros se han nombrado según el número de etapas del proceso que han sufrido, y van del acero 0, materia prima del proceso que no ha sufrido ningún paso de trefilado, al acero 6, producto final muy trefilado.

Tabla 1. Composición química (% en peso)

C	Mn	Si	P	S	Al	Cr	V
0.80	0.69	0.23	0.01	0.01	0.004	0.3	0.06

Tabla 2. Reducción de diámetro en cada acero y tenacidad de fractura en aire (K_{IC})

Acero	D_i (mm)	K_{IC} (MPa m ^{1/2})
0	12	60
1	10.8	63
2	9.8	70
3	8.9	74
4	8.2	110
5	7.5	106
6	7.0	107

La microestructura de todas las etapas consistía inicialmente en una perlita fina, que a medida que los aceros iban siendo deformados plásticamente por el proceso mostraba una fuerte orientación, con colonias y láminas muy alargadas en la sección longitudinal del alambre y constreñidas en la sección transversal [7].

Trabajos previos han demostrado que estos cambios producidos en la microestructura son responsables de la evolución del comportamiento en fractura de los aceros en ambiente agresivo [6,7].

3. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

De cada etapa de trefilado se extrajeron muestras para someterlas a ensayos de fractura en ambiente agresivo a velocidad de deformación constante. Los alambres se prefisuraron por fatiga en aire de forma que durante el proceso se cumpliera $K_{max} = 0.30K_{IC}$, donde K_{IC} es la tenacidad de fractura de cada acero estudiado. La profundidad final de la prefisura en todos los aceros cumplía la condiciones $a = 0.30D_i$, donde a es la

profundidad final de la prefisura y D_i es el diámetro en cada etapa de trefilado.

Estas dos condiciones se consideraron importantes con objeto de producir una prefisura equivalente en todos los aceros, eliminando posibles efectos de la variación de diámetro en cada acero, a efectos de obtener resultados comparativos entre los distintos grados de trefilado.

Posteriormente los aceros se introducían en células de corrosión con una disolución agresiva compuesta de $Ca(OH)_2$, con un 0.1% de $ClNa$, donde se imponía un potencial de trabajo de -600 mV (ECS), lo que supone un régimen anódico de potenciales. La velocidad de desplazamiento de la cruceta constante se impuso en función del diámetro del acero según la relación $v_i = v_0 (D_i/D_0)$, donde v_0 es la velocidad impuesta para el alambroón (acero 0) variando entre 3.0×10^{-3} mm/min para el acero 0 y 1.7×10^{-3} mm/min para el acero 6. Los ensayos se desarrollaban hasta la rotura final de la probeta.

Para el estudio de la topografía microscópica de las superficies de fractura en los distintos aceros se usó un microscopio electrónico de barrido.

4. ESTUDIO FRACTOGRAFICO

En trabajos previos, Ovejero y Toribio [6,7] mostraron que el camino seguido por la fisura subcrítica por DAL depende fuertemente de la orientación de la microestructura en aceros trefilados. La propagación de fisuras se produce en las direcciones que ofrecen menos resistencia, y cuando el material ha sufrido fuertes deformaciones plásticas, como es el caso de un proceso de trefilado, éstas están condicionadas por la orientación progresiva de las colonias y láminas de la estructura perlítica.

En las condiciones de ensayo impuestas, se encuentra que la propagación subcrítica produce superficies de fractura macroscópicamente planas en las primeras etapas del trefilado (Fig. 1a). A medida que aumenta el grado de trefilado, la superficie macroscópica de fractura muestra un mayor relieve. La propagación subcrítica comienza en modo I, pero después de una cierta longitud la fisura se desvía y se propaga en modo mixto (Fig. 1b).

En las primeras etapas de trefilado (aceros 0, 1, 2), entre la fisura por fatiga y la fractura crítica aparece una topografía microscópica que se diferencia de esas dos, y que está formada por cuasi-clivajes y coalescencia de microhuecos (CMH), con signos de disolución del material (Fig. 2). Esta topografía se ha nombrado por el acrónimo DAL I (disolución anódica localizada en modo I).

En estas primeras etapas de trefilado, aceros 0, 1 y 2, la transición de la fisura subcrítica a la crítica se produce de forma brusca. A medida que aumenta el grado de trefilado, se observan zonas de fractografía DAL I más extensas. Esta topografía DAL I muestra un relieve microscópico complicado sin orientación preferente, incluso para altos grados de trefilado, y donde se observa disolución del material en la superficie de fractura, ya que algunas facetas que aparecen no son claramente identificables debido a la pérdida de material.

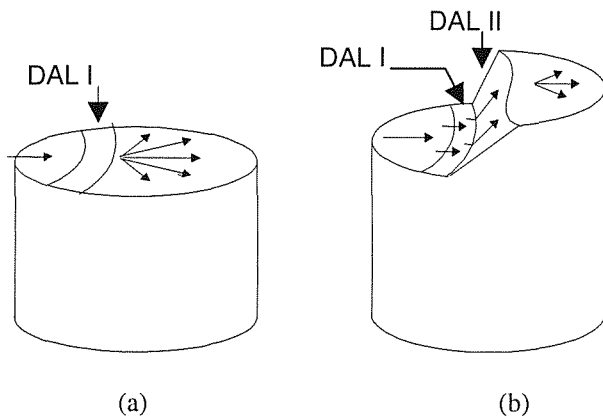


Fig. 1. Esquema de la superficie de fractura macroscópicas. (a) superficie de fractura subcrítica plana para las primeras etapas de trefilado; (b) superficie de fractura subcrítica en dos fases para altos grados de trefilado.

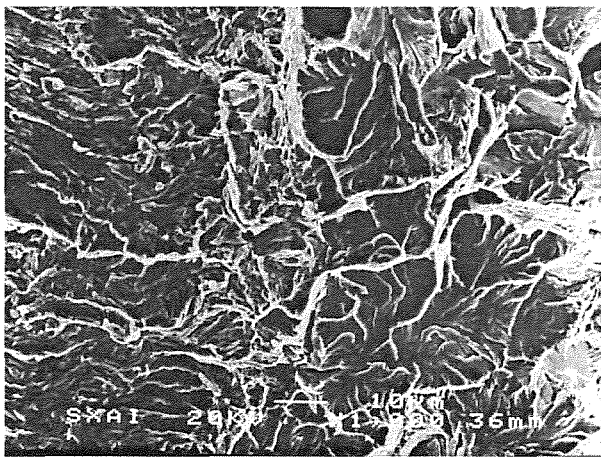


Fig. 2. Fractografía DAL I en un acero débilmente trefilado (acero 0).

A partir del acero 3 la dirección de propagación comienza a salirse del plano de la prefisura por fatiga, existiendo un tramo de propagación en modo I y un segundo tramo en modo mixto dentro de la zona de propagación subcrítica. Esta propagación en dos tramos

se muestra de forma débil en el acero 3 y se consolida en el acero 4 y etapas posteriores.

En el acero 3 (Fig. 3) se ha observado una etapa de transición, donde el paso de la propagación subcrítica a la crítica se produce mediante un frente de microhuecos, en un plano ligeramente inclinado respecto al plano original.

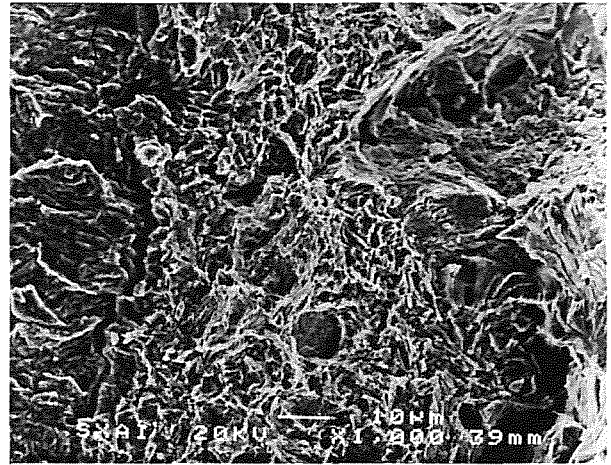


Fig. 3. Propagación subcrítica DAL I en un acero con trefilado medio (acero 3).

En el acero 4 la fractografía de la propagación subcrítica en modo I muestra mayor cantidad de microhuecos, con escasas facetas de cuasi-clivaje y con productos de corrosión en la superficie. La apariencia es desgastada. Una característica a destacar de este modo de propagación en esta etapa de trefilado y posteriores, es que el modo DAL I finaliza con la aparición de facetas de clivaje aisladas en el borde de una macrogrieta.

La longitud de propagación en modo I disminuye con el grado de trefilado a partir del acero 4 debido a que la fuerte orientación de la microestructura impide el avance según la sección transversal. En este acero el camino seguido por la fisura subcrítica se desvía formando un ángulo respecto al plano inicial (sección transversal del alambre) que depende del grado de trefilado [7]. A mayor grado de trefilado, mayor ángulo de desviación de la propagación subcrítica y menor longitud de propagación en modo I. Aparece, pues, en las últimas etapas de trefilado (aceros 4, 5 y 6), una propagación subcrítica en modo mixto que se ha denominado por el acrónimo DAL II (disolución anódica localizada II).

Para las siguientes etapas de trefilado (aceros 5 y 6), en la superficie de fractura por DAL se diferencian también dos topografías según la dirección de propagación. En la topografía DAL I, además de observarse las mismas características que en etapas anteriores, se observan claramente pequeñas grietas en la superficie que son

producto de una disolución preferente de material [3] (Fig. 4).

La fractografía DAL II está formada principalmente por coalescencia lineal de microhuecos (CLMH), desgarros y clivajes muy alargados en la dirección de deformación de la microestructura (Fig. 5).

Esta fractografía también aparece con aspecto desgastado, lo que indica, al igual que en etapas anteriores en la fractografía DAL I, que se ha producido disolución de material. En estos grados de trefilado, cuando el ángulo de desviación es grande, de forma que el camino de propagación DAL II está próximo al eje longitudinal, se observa la discontinuidad fractográfica en forma de grieta que ya apareció en el acero 4, y que se produce después de la propagación subcrítica DAL I (Fig. 6a), marcando el cambio en el modo de propagación.

De lo dicho anteriormente, el conjunto de la propagación de la fisura subcrítica en DAL se puede esquematizar como una T, de forma que el tronco de esta T lo constituye la propagación subcrítica en modo I (DAL I), y al llegar a una cierta longitud, dependiente del grado de deformación del alambre, este camino se bifurca formando los brazos de esta T, en lo que representa la propagación subcrítica en modo mixto (DAL II) (Fig. 6b). El paso del "tronco" de la T (propagación DAL I) a los brazos (propagación DAL II) se ha nombrado como *bifurcación*, y en ese punto se localiza una grieta que se extiende en dirección cuasi-longitudinal (Fig. 6a).

En la transición del modo DAL I al modo DAL II, donde se origina la bifurcación en los aceros 4, 5 y 6, se observan claramente facetas de clivaje aisladas a ambos lados de la grieta (Figs. 3 y 4). Estos clivajes con apariencia nítida parecen indicar una fractura frágil, muy localizada, en los puntos de la transición.

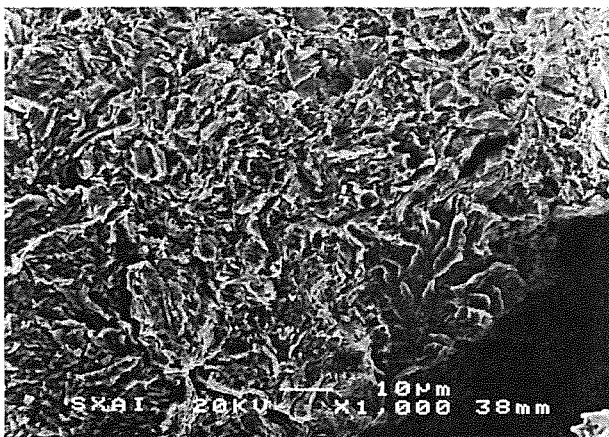


Fig. 4. Propagación subcrítica DAL I en un acero fuertemente trefilado (acero 6).

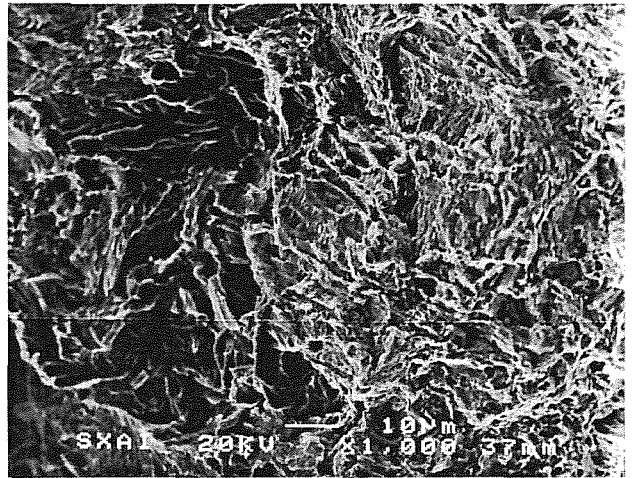
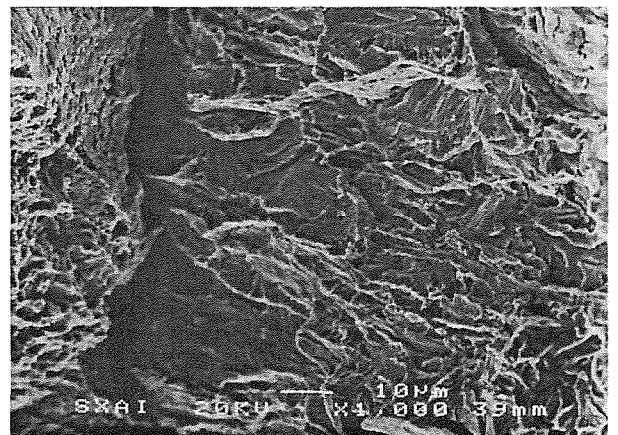
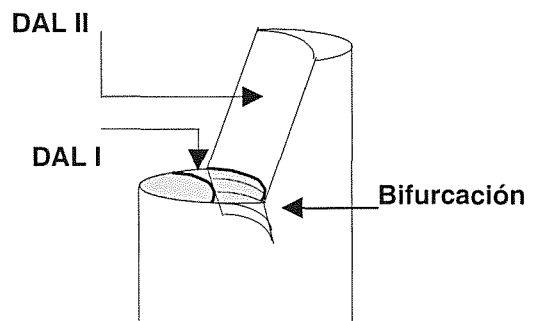


Fig. 5. Propagación subcrítica DAL II en un acero fuertemente trefilado (acero 6).



(a)



(b)

Fig. 6. Propagación de la fisura por disolución anódica localizada en aceros muy trefilados: (a) fractografía DAL II, donde se observa la bifurcación de la fisura; (b) esquema del camino de la fisura.

5. MICROMECHANISMO DE FRACTURA

Del estudio fractográfico se desprende que existe una evolución en los modos de fractura por disolución anódica localizada con el grado de trefilado. Para aceros débilmente trefilados, el mecanismo de fisuración parece estar asistido preferentemente por la ruptura de la película, lo que permite una disolución de material en el extremo de la fisura. En términos mecánicos la dirección de propagación está condicionada por la orientación de la microestructura, que para aceros débilmente trefilados es aleatoria, lo que permite que la fisuración se produzca siguiendo la sección menor del alambre, es decir, según el eje radial.

Por otra parte, las condiciones de ensayo en disolución anódica localizada hacen que a través del mecanismo de ruptura de la película se produzca una disolución preferente de la ferrita en la punta de fisura. La pérdida de ferrita que constituye la matriz de la perlita, se traduce en "debilitamiento" del material que se encuentra en la punta de la fisura, y este hecho puede justificar la propagación en modo I para todos los grados de trefilado a pesar de la fuerte orientación de la microestructura.

En aceros fuertemente trefilados, se produce también la ruptura de la película de pasivación en la punta de la fisura, lo que en un principio hace que se inicie la propagación subcrítica en DAL I, pero la fuerte orientación de las láminas de ferrita y cementita constituyentes de la estructura perlítica hace que el proceso de disolución se produzca según la disposición espacial de la ferrita, esto es, próximo al eje longitudinal del alambre.

El proceso de disolución produce además el redondeo de la punta de la fisura. Teniendo en cuenta el efecto de este redondeo, junto con la disolución preferente de la ferrita en dirección longitudinal, se abre un nuevo camino de propagación subcrítica de la fisura (DAL II).

Estos dos factores, de disolución y tensión, producen además la coalescencia de defectos previos del material, que han sido producidos por el mismo proceso de trefilado, y que se encuentran también orientados en dirección próxima al eje longitudinal debido a la deformación plástica sufrida por los alambres.

El micromecanismo propuesto consiste en una etapa de inicio para la fisuración por DAL basada en el modelo de ruptura de la película, como se explicó anteriormente. Los defectos preexistentes en el acero, debidos al trefilado, ayudan al crecimiento de la fisura, dado que la pérdida de material por disolución de la ferrita disminuye la resistencia mecánica frente a la tensión aplicada y se va produciendo la coalescencia de los defectos con la punta de la fisura (Fig. 7a).

Una vez iniciado el proceso de ruptura de la película y disolución de la ferrita, se produce un redondeo en la punta de la fisura. Este redondeo, gobernado por el estado tensional y la pérdida de material, se produce de forma más favorable hacia los vértices, donde se sigue produciendo la degradación del material, ahora en los extremos de los brazos (Fig. 7b).

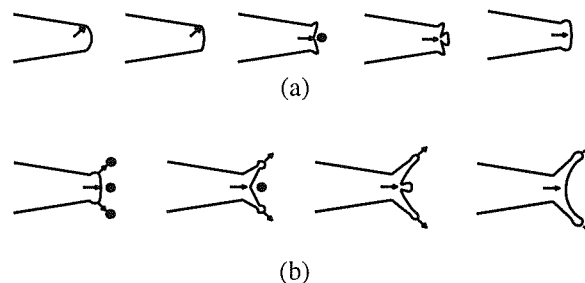


Fig. 7. Modelo de inicio de la propagación subcrítica en aceros muy trefilados: (a) disolución en la punta de fisura, propagación DAL I; (b) redondeo hacia los vértices y propagación DAL II.

La propagación en modo I resulta cada vez más difícil en aceros con alto grado de trefilado debido a la orientación de la microestructura, y la extensión de los brazos en dirección longitudinal se produce de forma más favorable que la propagación según la sección transversal. El aumento de la longitud de propagación en la dirección de los brazos de la fisura hace que se produzcan esas facetas de clivaje aisladas que se observan en la fractografía (Figs. 3 y 4), que resultan de la ruptura de "bloques" de material más resistentes al proceso de disolución que el resto, y que rompen finalmente de forma frágil.

6. CONCLUSIONES

Los modos de fractura por disolución anódica localizada evolucionan con el grado de trefilado o deformación plástica acumulada.

Para aceros débilmente trefilados, la fractografía generada por disolución anódica localizada se ha nombrado como DAL I, y está formada por CMH y cuasi-clivajes, con signos de disolución del material.

A medida que aumenta la deformación plástica acumulada, el material se comporta de forma más anisótropa en fractura, produciendo superficies en modo I (DAL I) y en modo mixto (DAL II).

El modo DAL I evoluciona con el trefilado, tanto en extensión, como en fractografía. La longitud de propagación disminuye cuando la orientación

microestructural es fuerte, y se observan pequeñas grietas producidas por disolución preferente de ferrita. En aceros muy trefilados, la zona DAL I termina con una bifurcación en forma de grieta, donde se observan clivajes aislados.

La propagación en modo mixto se ha denominado DAL II, y se caracteriza por un comienzo con algunas facetas de clivaje aisladas y variedad de modos de fractura. Todos ellos aparecen orientados formando CLMH, clivajes alargados y desgarros en la dirección del eje longitudinal.

El micromecanismo propuesto para el inicio y propagación de la fisura subcrítica en aceros muy trefilados tiene en cuenta dos mecanismos, el de disolución del material en la punta de la fisura, y el de crecimiento y coalescencia de defectos en la dirección de los brazos. La combinación de estos dos mecanismos produce una grieta que se extiende en dirección cuasi longitudinal, y que está guiada por los brazos antedichos. La propagación final se produce en esta dirección.

El examen fractográfico de las muestras apoya este modelo. La propagación según los brazos produce una fractografía con disolución de material, desgarros y CLMH. La dirección de propagación está favorecida por el estado tensional, pero la orientación microestructural tiene un papel fundamental.

Agradecimientos

Los autores desean hacer constar su agradecimiento por la financiación recibida a la CYCIT (Ref. MAT97-0442) y la Xunta de Galicia (Refs. XUGA 11801B95 y XUGA 11802B97). También agradecen a EMESA TREFILERIA S.A. el suministro del acero utilizado en el programa experimental.

REFERENCIAS

[1] Astiz, M. A. , Valiente, A., Elices, M. y Bui, H.D. (1984). "Anisotropic fracture behaviour of prestressing steel", Life Assesment of Dynamically Loaded Materials and Structures ECF5. Ed. Por L. Farla, pp. 385-393 (1985).

[2] Toribio, J., Ovejero, E. y Toledano, M. "Microstructural bases of anisotropic fracture behaviour of heavily drawn steel", Int. Jour. Frac., 87, L83-L88 (1997).

[3] Parkins, R.N., Elices, M., Sánchez-Gálvez, V. y Caballero, L. "Environment sensitive cracking of prestressing steels", Corrosion Science, 22, 379-405 (1982).

[4] Lancha, A.M. Tesis doctoral, Universidad Complutense de Madrid (1987).

[5] Sarafianos, N. "Environmentally assisted stress-corrosion cracking of high-strength carbon steel patented wire", J. Mater. Sci. Lett., 8, 1486-1488 (1989).

[6] Ovejero, E. y Toribio, J. "Corrosión bajo tensión de aceros eutectoides con trefilado progresivo" Revista de Metalurgia, 34, 113-117 (1998).

[7] Ovejero, E. Tesis doctoral, Universidad de La Coruña (1998).

OBSERVACIONES SOBRE LA FRACTURA DE PROBETAS PM DE ALUMINIO ALEADO MECÁNICAMENTE

J.A. Rodríguez, J. Cintas, J.M. Gallardo y E.J. Herrera
Grupo de Metalurgia e Ingeniería de los Materiales
Escuela Superior de Ingenieros, Universidad de Sevilla
Camino de los Descubrimientos s/n, 41092 SEVILLA

Resumen. Se han preparado polvos metálicos de aluminio aleado mecánicamente, Al AM, por molienda en un attritor durante 10 horas, y en presencia de una cera. Estos polvos fueron tratados térmicamente en vacío a 500, 575, 600, 625 y 650°C, fabricándose compactos sinterizados, partiendo de polvos sin desgasificar y desgasificados a 600°C. Se han llevado a cabo estudios por análisis de imagen y microfractografía SEM para comprobar la influencia de las partículas del intermetálico de Al-Fe en la fractura. Se ha constatado que la evolución del intermetálico depende del tratamiento térmico seguido por el material y que la fractura de los compactos progresa por zonas con una mayor área total y con mayores tamaños del intermetálico.

Abstract. Mechanically alloyed aluminium powder, Al AM, were prepared by attrition-milling, during 10 hours in the presence of a wax. Milled powders were degassed in vacuum at different temperatures (500, 575, 600, 625 and 650, respectively). Compacts were consolidated starting from undegassed and at - 600°C-degassed powders. Studies by SEM microfractography and quantitative metallography, to investigate the influence of an Al-Fe intermetallics on compacts fracture, have been carried out. It is concluded that fracture takes place at regions where the area occupied by the intermetallics is high and intermetallics particles are big. Intermetallic particle size can be controlled by appropriate heat treatment.

1. INTRODUCCIÓN

Se ha preparado polvo de aluminio aleado mecánicamente en un molino de bolas de alta energía (attritor). En general, el aluminio aleado mecánicamente es un polvo duro, cuyas partículas están cubiertas por películas de óxido y/o hidróxidos de aluminio. Esto origina problemas en los procesos de consolidación de los polvos, ya que resulta difícil conseguir un buen contacto directo entre las partículas metálicas propiamente dichas. Para ello, la consolidación se ha llevado a cabo, normalmente, con la utilización de una etapa de extrusión en caliente (Fig. 1, superior), que permite la rotura de las películas de óxido y el contacto íntimo entre las partículas metálicas [1,2]. En nuestro Laboratorio se ha desarrollado un método alternativo de consolidación consistente en un ciclo doble de prensado en frío y sinterización en vacío [3,4] (Véase Fig. 1, centro). Recientemente, este nuevo procesado ha sido mejorado en el sentido de una reducción de sus etapas, que consiste en un tratamiento térmico del polvo Al AM, seguido de un ciclo simple de prensado mecánico en frío y sinterización en vacío (Fig. 1, inferior), que lo hace mucho más atractivo para la producción de grandes series de piezas pequeñas, ligeras y resistentes a la temperatura.

En este trabajo, se estudia la fractura de probetas pulvimetalúrgicas (P/M) de aluminio aleado mecánicamente (Al AM) preparadas por este procedimiento nuevo procedimiento simplificado. Asimismo, se ha investigado la influencia de la aparición de un intermetálico Al-Fe sobre la fractura de las mismas.

2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

El polvo de aluminio de partida es un polvo comercial obtenido por atomización, suministrado por IJFESA. Su pureza es del 99.5%, siendo su principal impureza un 0.30% de hierro. Su tamaño medio de partícula es de 52 μm y el 99.2% es menor de 300 μm . El attritor es un molino de bolas vertical, donde las bolas son agitadas por paletas giratorias. La velocidad de giro fue de 500 rpm y como agente controlador del proceso (ACP) se empleó cera en polvo Micropowder C-PM de Hoechst, que es un compuesto orgánico de carbono e hidrógeno con pequeñas cantidades de oxígeno y nitrógeno. La molienda se realizó en una atmósfera de aire confinado, con una duración de 10 horas [5]. Posteriormente, el polvo Al AM se desgasificó, en vacío, a temperaturas de 500, 575, 600 625 y 650°C para determinar la evolución microestructural. Para ello, se tomaron muestras de los polvos desgasificados, empastillándolos en frío, y se realizaron estudios por análisis de imagen automático de la fase del intermetálico Al-Fe en las micrografías obtenidas por SEM. Los polvos sin desgasificar, Al AM, y el desgasificado a 600°C, Al AM D600, fueron consolidados, por el reciente y más simple procesado descrito anteriormente, en las condiciones de la Tabla 1. El tratamiento a 600°C del polvo Al AM lo ablanda (97 HV, para el polvo Al AM D600 frente a 127 HV, para el polvo sin desgasificar). Este ablandamiento del polvo, facilita su consolidación. La probeta de tracción P/M utilizada, que es una modificación de la recomendada en la norma ASTM A370, se esquematiza en la Fig. 1. Sobre las probetas de tracción fabricadas se obtuvieron la densidad

Tabla 1. Condiciones de preparación y consolidación de los polvos.

MATERIAL	MOLIENDA Aire confinado	DESGASIFICACIÓN, °C 2h, 5Pa	PRENSADO, MPa	SINTERIZADO, °C 1h, 5Pa
Al AM	10h, 500 rpm	-	1300	650
Al AM D600	10h, 500 rpm	600	1300	650

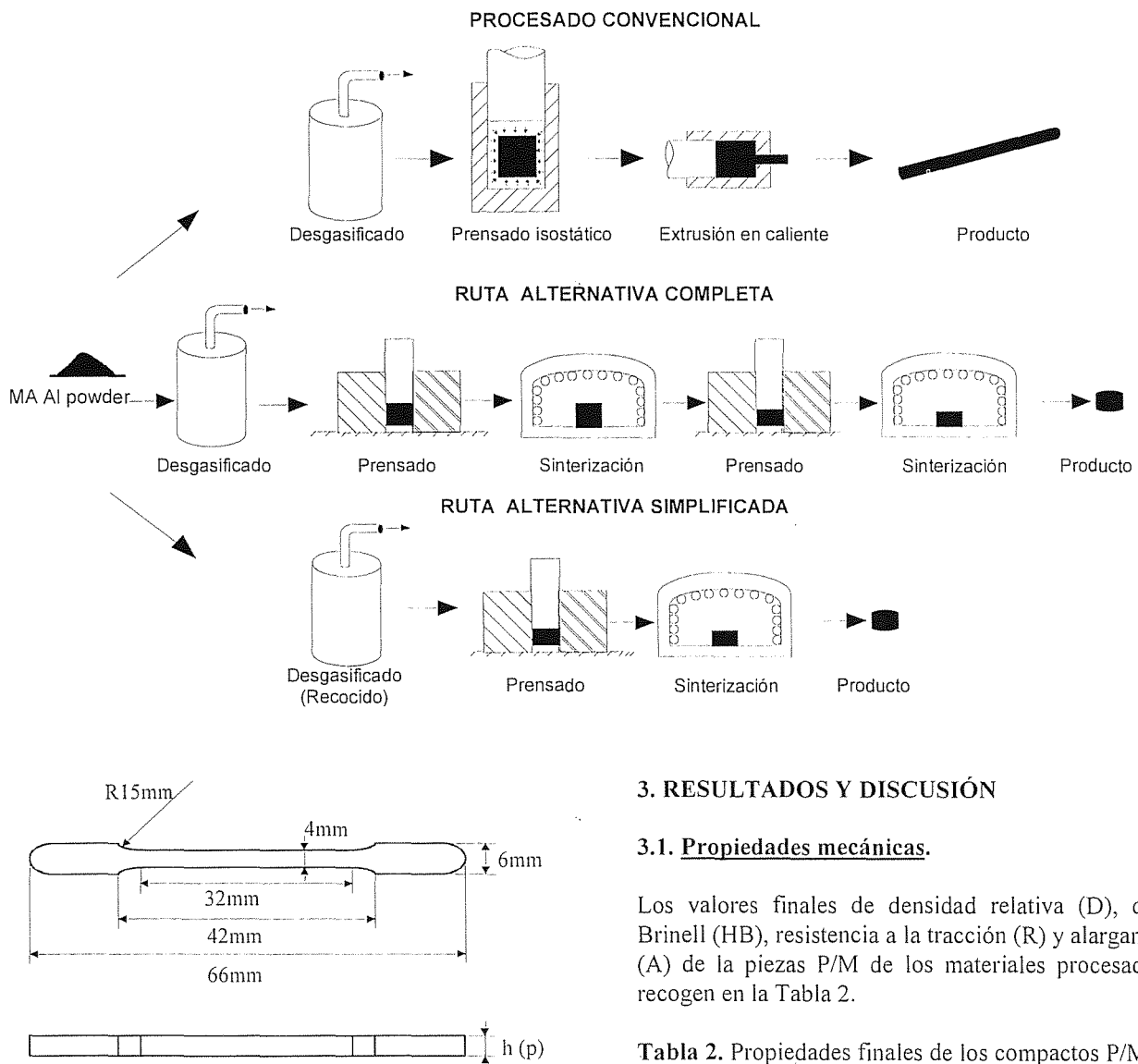


Fig. 1. Forma y dimensiones de las probetas de tracción.

relativa, la dureza Brinell, la resistencia y el alargamiento a la rotura. Una vez ensayadas se estudiaron las fracturas por SEM, empleándose electrones secundarios (SE) y retrodispersados (BSE). La fase del intermetálico Al-Fe en estas fractografías (F), obtenida por electrones retrodispersados, fue cuantificada por análisis de imagen automático y comparada con las micrografías de los polvos y de las probetas en zonas justamente por debajo de la fractura (BF) y lejos de ella (LF), para su comparación.

3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

3.1. Propiedades mecánicas.

Los valores finales de densidad relativa (D), dureza Brinell (HB), resistencia a la tracción (R) y alargamiento (A) de las piezas P/M de los materiales procesados se recogen en la Tabla 2.

Tabla 2. Propiedades finales de los compactos P/M.

MATERIAL	D, %	HB, Kp/mm ²	R, MPa	A, %
Al AM	97.0	71	241	3.4
Al AM D600	98.4	79	270	5.1

Al desgasificar el polvo, la dureza de los compactos aumenta paralelamente como lo hace la densidad relativa (HB pasa de 71 a 79 Kp/mm², y D sube desde el 97 al 98.4% para compactos de polvo sin desgasificar y desgasificados a 600°C, respectivamente). En lo relativo a la resistencia a la tracción y el alargamiento, el material más duro es el que posee, además, mayor resistencia y alargamiento (270 MPa y 5.1% para Al AM D600).

3.2. Aspectos fractográficos.

Si se observa la fractura, hay una gran similitud entre los materiales ensayados. En la Fig. 3 se presenta la fractografía correspondiente a una probeta obtenida a partir de polvo Al AM D600. Hay zonas de fractura dúctil, puestas de manifiesto por la presencia de hoyuelos (dimples), que se corresponden con la matriz de aluminio, y zonas de fractura frágil, que se corresponden con el intermetálico Al-Fe y con la porosidad (esta última, usualmente, y en cuanto al estudio fractográfico se refiere, se considera como una fase más cuyo módulo de Young es cero [6]). También se advierte en dicha figura que la fractura progresa a través de las partículas del intermetálico, y no por la intercara partícula-matriz, y que ésta, además, se produce de modo frágil.

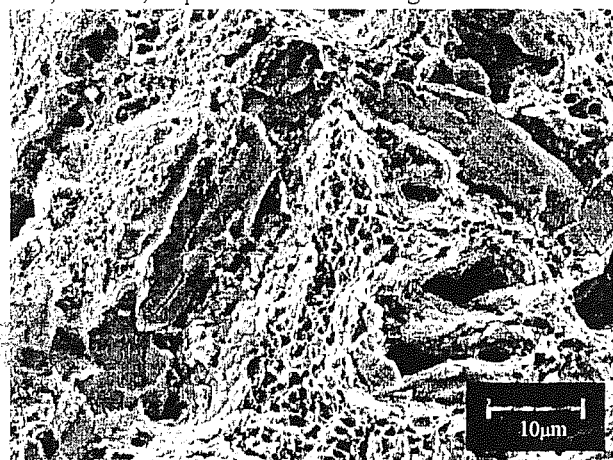


Fig. 3. Fractografía de compactos Al AM D600.

En el análisis cuantitativo de las características morfométricas de las partículas del intermetálico Al-Fe, en las fracturas de ambos materiales, se aprecia cómo el porcentaje de área total es similar (1.7% y 1.3%, para compactos de polvo no desgasificados y desgasificados a 600°C, respectivamente). En la caracterización de las partículas del intermetálico (Tabla 3) se encuentran también notables similitudes, tanto en el área media por partícula como en el factor de elongación (Fac_Elong). Debe tenerse en consideración el carácter conservador de esta caracterización, que se ha llevado a cabo mediante proyección de la imagen, con lo cual los tamaños reales de las partículas de intermetálico pueden llegar a ser del orden del doble de los mostrados en las distintas tablas [7].

Tabla 3. Características morfométricas de las partículas del intermetálico en la fractura de los compactos.

	FRACTURA Al AM		FRACTURA Al AM D600	
	Area, μm^2	Fac_Elon.	Area, μm^2	Fac_Elon.
Media	28.2	0.39	21.0	0.40
Desv. std.	52.4	0.18	41.4	0.17
Valor max.	357.5	0.82	402.4	0.82
Valor min.	1.4	0.09	0.4	0.09

Así, en ambos casos, el área media de las partículas del intermetálico se encuentra en torno a las $25\mu\text{m}^2$, dichas partículas tienen forma similar, ya que el factor de elongación ≈ 0.4 y, además, las partículas de Al-Fe más grandes encontradas tienen un tamaño del mismo orden (357 y $402\mu\text{m}^2$, para compactos de polvos no desgasificados y desgasificado a 600°C , respectivamente). Cualitativamente podemos constatar todos estos aspectos si comparamos las fractografías de ambos tipos de compactos (Fig. 4 y 5).

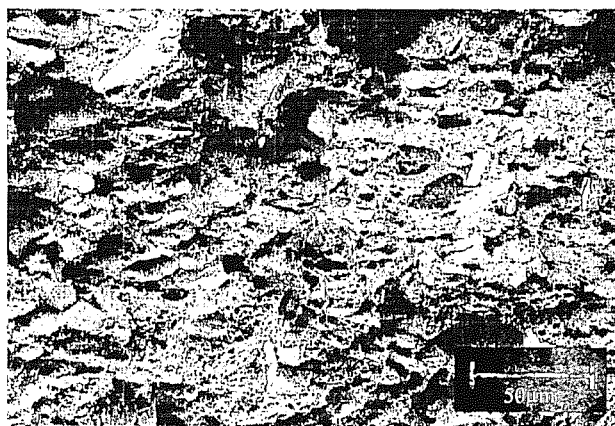


Fig. 4. Fractografía de compactos de polvo Al AM.



Fig. 5. Fractografía de compactos de polvo Al AM D600.

A fin de determinar la influencia en la fractura de la presencia de las partículas de Al-Fe, se han comparado sus características morfométricas con las de una zona alejada de la fractura (cabezas de las probetas), presentándose en la Tabla 4 su cuantificación. El porcentaje de área total de intermetálico en la cabeza de los compactos Al AM y Al AM D600 es muy similar (0.6 y 0.5% respectivamente), lo cual parece congruente si se tiene en cuenta que ambas provienen del mismo polvo, y por tanto tienen la misma cantidad de impureza de Fe.

Tabla 4. Características morfométricas de las partículas del intermetálico en la cabeza de los compactos.

	CABEZA Al AM	CABEZA Al AM D600
Área total, %	0.6	0.5
Densidad de partículas, n° partículas/ μm^2	0.0008	0.0019
Área de partícula, μm^2 .	6.9	2.6

Asimismo, se destaca la diferencia en la densidad de partículas (0.0008 y 0.0019 partículas/ μm^2 para probetas Al AM y Al AM D600, respectivamente), la cual se puede observar cualitativamente comparando las Figuras 6 y 7.

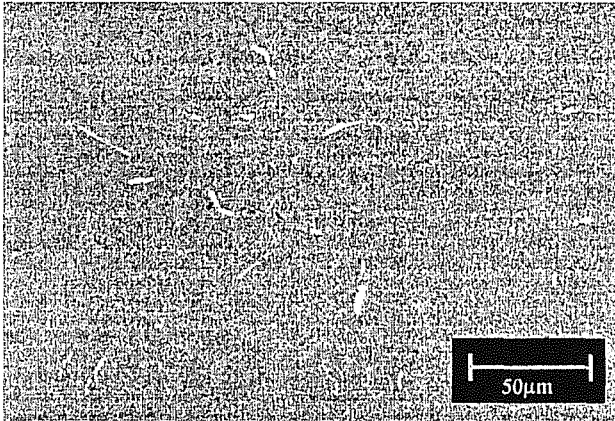


Fig. 6. Microestructura de la cabeza de compactos Al AM.

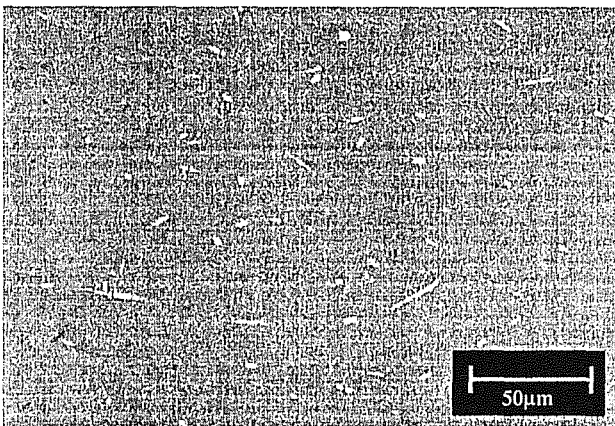


Fig. 7. Microestructura de la cabeza de probetas Al AM D600.

Lo anterior, sin tener en cuenta la fractura, muestra un interesante resultado que se puede explicar por el diferente modo de nucleación de los intermetálicos Al-Fe, y parecen estar relacionado con el proceso térmico seguido. Para justificar este hallazgo, se ha estudiado el proceso de nucleación, crecimiento y evolución seguido por los intermetálicos durante el calentamiento, empleando para esto el polvo de partida de los compactos desgasificado a 500, 575, 600, 625 y 650°C. Los datos obtenidos se

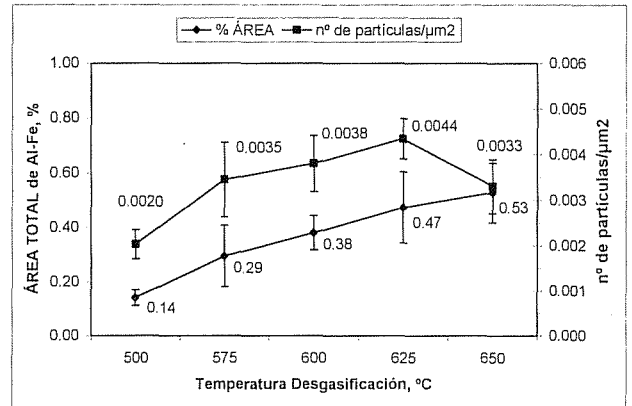


Fig. 8. Porcentaje de área total y densidad de partículas de la fase Al-Fe en el polvo en función de la temperatura de desgasificación.

muestran en la Fig. 8, advirtiéndose que a medida que aumenta la temperatura, el porcentaje total de intermetálico aumenta (0.14 y 0.52% para polvo desgasificado a 500 y 650°C, respectivamente). Por contra, la densidad de partículas pasa de aumentar en el intervalo de temperaturas de 500-625°C (0.0020 y 0.0044 para el desgasificado a 500 y 625°C, respectivamente), a caer bruscamente entre 625 y 650°C (0.0044 y 0.0033 partículas/ μm^2 para polvo desgasificado a 625 y 650°C, respectivamente). Si a esto se añade que el tamaño medio de las partículas aumenta progresivamente al aumentar la temperatura (0.64 y 1.59 μm^2 , al pasar de 500 a 650°C, véase Fig. 8) se puede concluir que, hasta 625°C predomina la nucleación de nuevas partículas de intermetálicos de Al-Fe frente al crecimiento de las ya existentes, produciéndose a partir de esta temperatura, fundamentalmente, la coalescencia de partículas pequeñas para formar otras más grandes (cualitativamente se aprecia este fenómeno si se comparan las Fig. 9 y 10).

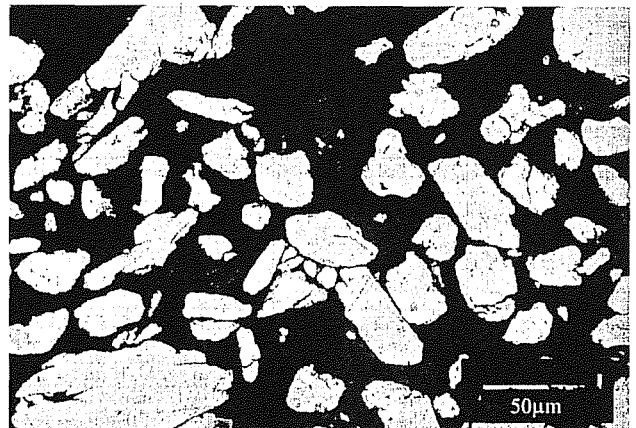


Fig. 9. Microestructura del polvo Al AM desgasificado a 600°C.

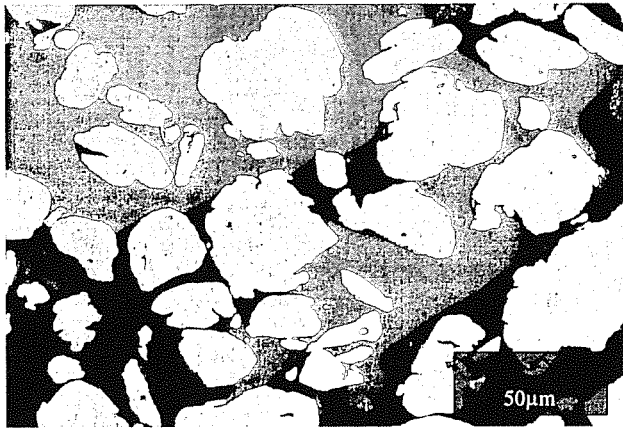


Fig. 10. Microestructura del polvo Al AM desgasificado a 650°C.

Teniendo en cuenta que a los compactos Al AM únicamente se les sometió a un tratamiento térmico a 650°C (sinterización), la distribución del intermetalico en los mismos debe ser parecida a la que aparece en el polvo cuando se desgasifica a 650°C (Véase Fig. 6 y 10). Por contra, el polvo de los compactos Al AM D600 sufrió en primer lugar una desgasificación a 600°C, distribuyéndose el intermetalico de la forma mostrada en la Fig. 9, para posteriormente ser sinterizado a 650°C, lo cual produce un crecimiento del tamaño y una disminución del número de partículas de intermetalico, pero siempre sobre la base de la gran cantidad de partículas de Al-Fe formadas durante la desgasificación (véanse las Fig. 6 y 7). Por tanto, y teniendo en cuenta que el intermetalico en los compactos tiene más posibilidades de coalescer que en el polvo (donde esto está limitado a la cantidad de Fe contenido en la partícula), se ha constatado que el tratamiento térmico sufrido por el material influye de manera importante en la diferente distribución del intermetalico que se produce en los compactos.

Por otra parte, se han comparado las características del intermetalico Al-Fe en la fractura, con respecto a zonas muy próximas a ella (justo bajo la fractura-BF) y zonas alejadas de la misma (cabeza-LF), presentándose los resultados en la Fig. 11. En las fracturas de los dos tipos de compactos, los valores del porcentaje de área total de intermetalico son similares entre sí (1.7 y 1.3%, para compactos Al AM y Al AM D600, respectivamente), pero mucho mayor del que hay en las cabezas (0.6 y 0.5%, para Al AM y Al AM D600, respectivamente). Lo contrario ocurre con la densidad de partículas, la cual es sensiblemente menor en la zona de la fractura que en la cabeza (0.0005 y 0.0008 partículas/ μm^2 , para la fractura y cabeza, respectivamente, de los compactos Al AM; 0.0006 y 0.0019 partículas/ μm^2 , para la fractura y cabeza de los compactos de polvo desgasificado a 600°C). Por tanto, se deduce, que la fractura progresa principalmente por zonas con mayor tamaño de partícula de intermetalico.

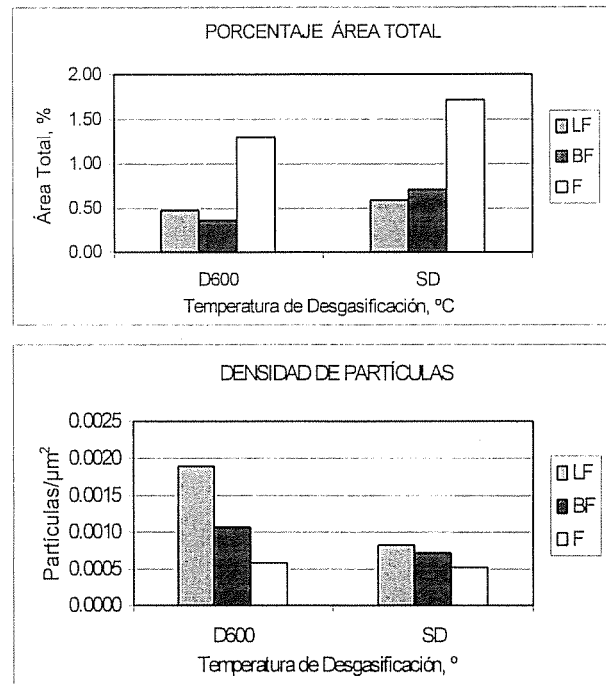


Fig. 11. Porcentaje de área total y densidad de partículas de Al-Fe en los compactos desgasificados y sin desgasificar, en función de la zona del análisis.

A fin de asegurar esta conclusión, se ha caracterizado el intermetalico en una región justamente por debajo de la fractura. En la Fig. 11, se observa, también, que el porcentaje de área total y densidad de partículas es de 0.7% y 0.0007 partículas/ μm^2 , respectivamente, para los compactos de polvo sin desgasificar; y, 0.4% y 0.0011 partículas/ μm^2 , respectivamente, para las probetas Al AM D600. Estos valores son del mismo orden que los obtenidos lejos de la fractura (cabezas), comprobándose que la fractura ha progresado por las partículas de intermetalico más grandes.

Tabla 5. Área media, área máxima, factor de elongación de las partículas de Al-Fe, en función del proceso térmico sufrido y de la zona de medida.

ZONA	Área media de Al-Fe, μm^2	Área máxima de Al-Fe, μm^2	For_Elon
LF. D600	2.6	18.5	0.37
BF. D600	3.2	30.6	0.36
F. D600	21.0	402.4	0.40
LF. SD	6.9	128.2	0.31
BF. SD	9.5	72.4	0.33
F. SD	28.2	357.5	0.39

Otras características morfométricas de las partículas de intermetalico en las diferentes zonas estudiadas aparecen en la Tabla 5. Se observa que las áreas medias de partículas de intermetalico que aparecen en las fracturas (21.0 y 28.2 μm^2 , para compactos Al AM y Al AM D600,

respectivamente) son apreciablemente mayores que las de otras zonas (por ejemplo, 2.6 y 3.2 μm^2 , para la cabeza y la zona bajo la fractura de los compactos de polvo desgasificado a 600°C). Este hecho se observa con claridad en los histogramas de tamaños medios de partículas de Al-Fe en la cabeza y fractura de compactos Al AM D600, Fig. 12. Lo mismo ocurre con los tamaños máximos de partículas, mientras que el factor de elongación es muy similar en todas las zonas, encontrándose en torno al 0.35%.

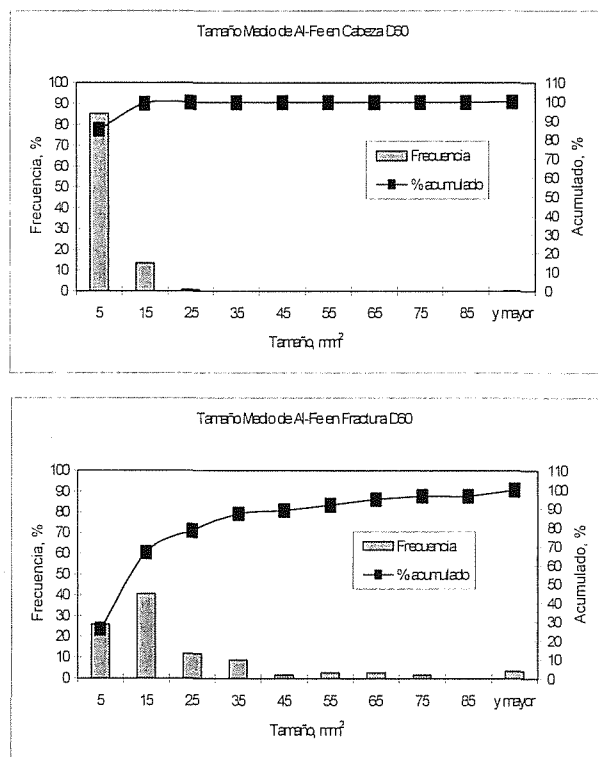


Fig. 11. Histogramas de los tamaños de partículas Al-Fe en la cabeza y fractura de compactos D600.

4. CONCLUSIONES

- La impurificación del polvo de aluminio de partida (0.3% Fe) origina un intermetálico Al-Fe en los compactos sinterizados. La rotura de dichos compactos discurre a través de estas partículas de Al-Fe, dando lugar a una fractura de tipo frágil en las zonas de presencia de los intermetálicos.

- La fractura tiene lugar en las zonas con mayor área total de intermetálicos y donde éstos presentan los tamaños más grandes.

- El tratamiento de desgasificado de los polvos a 600°C no sólo produce un ablandamiento de los mismos, lo que facilita su consolidación, sino que, además, da lugar a una precipitación fina y uniforme del intermetálico Al-Fe, que,

en gran medida, determina la distribución final y el tamaño de los intermetálicos tras la sinterización.

- En relación con el apartado previo, se ha observado que los compactos obtenidos con polvos desgasificados a 600°C presentan tamaños de partícula del intermetálico menores que los de los compactos fabricados a partir del polvo sin desgasificar.

5. REFERENCIAS

- [1] Bomford M.J. y Benjamin J.S., "Mechanically alloyed aluminium-aluminium oxide", US Patent 3,816,080, June 11, 1974.
- [2] Jangg G., Kutner F. y Korb G., "Herstellung und Eigenschaften von Dispersionsgehärteten Aluminium", Aluminium 51, 641-645 (1975).
- [3] Rodríguez J.A., Gallardo J.M. y Herrera E.J., "Consolidation of mechanically alloyed aluminium by double cold pressing and sintering", en *Advances in Materials and Processing Technologies* (Ed. Hashmi, M.S.J.) pp. 241-249, Dublin City University, Dublin (1992).
- [4] Rodríguez J.A., Gallardo J.M. y Herrera E.J., "An alternative route to the consolidation of mechanically alloyed aluminium powder", *Mater. Trans., JIM*, 36 (2), 312-316 (1995).
- [5] Rodríguez J.A., Gallardo J.M. and Herrera E.J., "Structure and properties of attrition-milled aluminium powder", *J. Mat. Sci.*, 32, 3535-3539 (1997).
- [6] Zheng, M. y Zheng, X., "Expresions for predicting the Elasticity Modulus of materials reinforced by second-phase grains", *Metallurgical Transactions A*, 22A 1991.
- [7] *Metals Handbook*, Vol. 12 Fractography, 9th Edition, ASM, Metals Park, OH, USA, 1987, p. 195.

APLICACIÓN DEL METODO DE NORMALIZACION DE LA CARGA PARA LA DETERMINACION DE CURVAS J-R EN COPOLIMEROS DE POLIPROPILENO

C. Morhain ⁽¹⁾, J.I. Velasco ⁽²⁾, D. Arencón ⁽¹⁾, M. Sánchez ⁽²⁾, A.B. Martínez ⁽²⁾

⁽¹⁾ Centre Català del Plàstic (CCP). C/ Colom 114, 08222 Terrassa (Barcelona).

⁽²⁾ Dept. de Ciència dels Materials i Enginyeria Metal·lúrgica (UPC)
Avda. Diagonal 647, 08028 Barcelona. e-mail: morhain@cmem.upc.es

Resumen. El método de normalización de la carga, desarrollado en 1988 por Landes y Herrera, permite determinar la curva de resistencia $J-\Delta a$ de un material idealmente con un único ensayo experimental. En este trabajo se comprueba, en primer lugar, la separabilidad de la carga de dos copolímeros de polipropileno, como paso previo a la aplicación del citado método de normalización. Se ha encontrado que el valor del parámetro de separación de la carga (S_{ij}) no depende del desplazamiento plástico en estos dos polímeros, pudiendo ser la carga, por tanto, separada en las dos funciones propuestas por Sharobeam y Landes: una función de la geometría, $G(a/W)$, y una función de la deformación, $H(v_{pl}/W)$. Aplicando el método de normalización de la carga se han determinado las curvas de resistencia de los dos polímeros estudiados, y se han comparado los resultados con los obtenidos experimentalmente mediante el procedimiento de múltiples probetas.

Abstract. Load separation is the basis of the normalisation method which allows the determination of the J-R curve through a single-specimen test. For this reason, the study of the load separation criterion is the first step for determining the J-R curve of the two block- and random-copolymer polypropylenes studied. The fact that the obtained separation parameter S_{ij} was independent of the plastic displacement showed that the load is separable for these materials. The determination of the geometry and deformation functions, $G(a/W)$ and $H(v_{pl}/W)$, allowed us to obtain the value of the crack depth a at every moment. By this way, J-R curves were determined and the results were compared to those obtained from the multiple-specimen method.

1. INTRODUCCIÓN

La integral J [1] viene siendo el concepto más aplicado para la caracterización del comportamiento a la fractura de gran parte de los materiales poliméricos, debido a la contribución de la deformación plástica que acompaña a su fractura, particularmente a bajas velocidades de deformación. Su valor crítico (J_{IC} ; $J_{0.2}$) se puede determinar experimentalmente mediante el método de múltiples probetas propuesto por Begley y Landes [2] y normalizado por ASTM y ESIS [3].

La adecuada construcción de la curva de resistencia del material ($J-\Delta a$) requiere el empleo de un gran número de probetas idénticas, pues cada ensayo proporciona un único punto de dicha curva. En este sentido, varias investigaciones se han centrado en la posibilidad de determinar la curva de resistencia con un número de ensayos más limitado. El método de normalización de la carga, propuesto por Landes y Herrera [4-6], permite esta determinación con los datos de un único ensayo. El método se basa en la hipótesis de que la carga es separable; esto es, que puede ser escrita como el producto de dos funciones independientes, una de la geometría (G) y otra de la deformación (H):

$$P = G(a/W) \cdot H(v_{pl}/W) \quad (1)$$

donde a es la profundidad de la grieta y v_{pl} el desplazamiento plástico.

Aunque la separabilidad de la carga ha sido demostrada analíticamente para materiales de Ramberg-Osgood [7], para otros materiales solamente ha sido comprobada experimentalmente. En el presente trabajo se ha analizado la separabilidad de la carga, mediante el criterio propuesto por Sharobeam y Landes [8,9], y se ha estudiado la validez del método de normalización para determinar la curva de resistencia de dos copolímeros comerciales de polipropileno, comparándose los resultados con los obtenidos experimentalmente mediante el procedimiento de múltiples probetas.

2. EXPERIMENTAL

Materiales

Se han empleado dos copolímeros comerciales de polipropileno: un copolímero en bloque que denominamos PPB (Isplen PB140, Repsol Química S.A.) y un copolímero al azar (Novolen 3200H, Targor) referenciado aquí como PPR. Las características básicas de estos materiales se muestran en la Tabla I.

Tabla 1. Características de los materiales estudiados.

Material	MFI ⁽¹⁾ (g/10 min)	HDT ⁽²⁾ (°C)	Vicat ⁽³⁾ (°C)	% etileno
PPB	3.5	55	77	10-11
PPR	2.4	50	65	2-3

⁽¹⁾ 230°C/2160g; ⁽²⁾ 1.8MPa/50°C/h; ⁽³⁾ B/50°C/h.

Preparación de probetas

Mediante moldeado por inyección y usando una máquina 90/440 (Mateu y Solé), se obtuvieron barras prismáticas de dimensiones 6.35 x 12.7 x 127 mm³. Las condiciones de inyección fueron las mismas para los dos materiales, a saber, una presión nominal de inyección de 100 MPa y una temperatura del fundido de 190 °C. Las probetas obtenidas fueron sometidas a un tratamiento térmico durante 24 h a 110°C con el fin de completar su cristalización y rechazar posibles probetas deformadas.

Las dimensiones adecuadas para los ensayos de fractura (B x W x L = 6.35 mm x 12.7 mm x 63.5 mm) se consiguieron cortando por la mitad las barras prismáticas inyectadas. Mediante una entalladora motorizada se practicó una entalla en forma de V, de profundidad *a*₀, en el centro de cada probeta. El agudizado de la punta de la entalla se realizó empleando una cuchilla de afeitar de 10 µm de radio en su punta.

Condiciones experimentales

Las probetas SENB anteriormente descritas se sometieron a flexión por tres puntos (S=50.8 mm), a una velocidad de desplazamiento de 1mm/min y a temperatura ambiente. Dos tipos de experimentos se llevaron a cabo. Por una parte, para estudiar la separabilidad de la carga, se ensayaron, en una máquina universal Instron 4507, probetas con la entalla sin agudizar (entalla roma) para impedir cualquier

propagación de grieta. Las relaciones geométricas fueron 0.48 < *a*₀/*W* < 0.73.

Asimismo, y una vez verificado el cumplimiento del criterio de separación de la carga, se llevaron a cabo ensayos sobre probetas con la entalla agudizada para promover la propagación de grieta. La profundidad de la entalla agudizada (pregrieta) estuvo en el intervalo recomendado por la ESIS (0.55 < *a*₀/*W* < 0.65).

Para aplicar el método de múltiples probetas, se emplearon los registros *P-d* obtenidos [10] con una máquina de ensayos universal Adamel DY-34 con una célula de carga de 10 kN, en las mismas condiciones experimentales.

3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

Separabilidad de la carga

En la Figura 1 se presentan los registros carga-desplazamiento, *P-d*, de flexión por tres puntos, obtenidos con las probetas no afiladas, para varios valores del ligamento inicial (*b*₀=*W*-*a*₀). Se ha determinado el desplazamiento plástico *v*_{pl} en cada instante, utilizando para ello la expresión de la flexibilidad (*C*) [11]:

$$v_{pl} = d - v_{el} = d - C(a/W) \cdot P \tag{2}$$

El parámetro de separación (*S*_{ij}) se define como [8]:

$$S_{ij} = \frac{P(a_i; v_{pl})}{P(a_j; v_{pl})} \Big|_{v_{pl}} \tag{3}$$

donde los subíndices *i* y *j* se refieren a dos probetas con

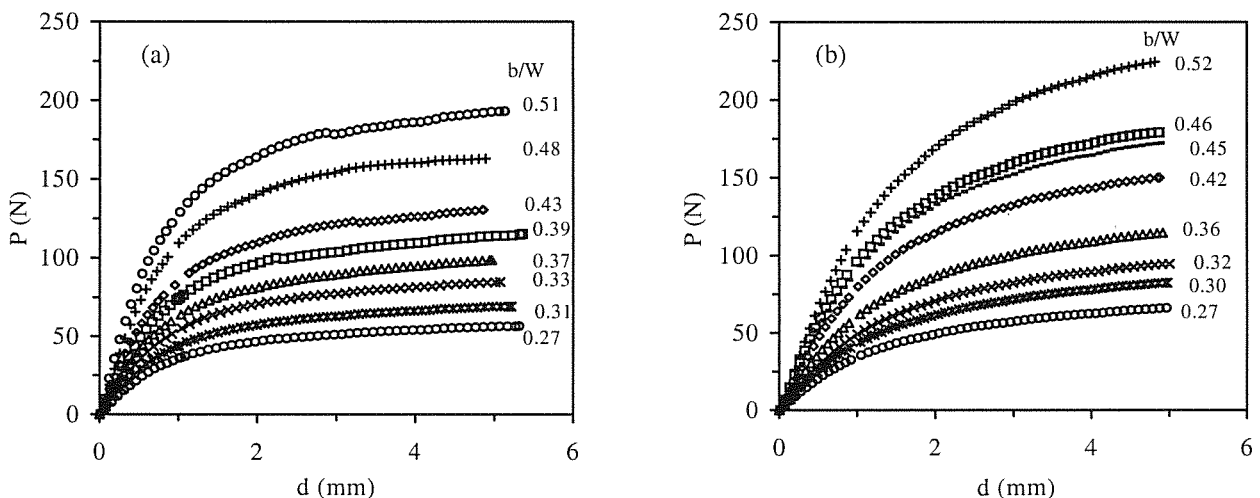


Fig. 1. Registros de los ensayos de fractura para (a) PPB y (b) PPR para varias longitudes de ligamento (*b/W*).

entalla roma de profundidad a_i y a_j , respectivamente.

Si la carga es separable (Ecuación 1) resulta:

$$S_{ij} = \frac{G(a_i/W) \cdot H(v_{pl}/W)}{G(a_j/W) \cdot H(v_{pl}/W)} \Big|_{v_{pl}} = \frac{G(a_i/W)}{G(a_j/W)} \quad (4)$$

Cuando no hay propagación de grieta en el ensayo, la carga será separable si el parámetro S_{ij} presenta un valor constante a lo largo del rango de desplazamiento plástico estudiado. La Figura 2 presenta la variación de S_{ij} en función del desplazamiento plástico. Con los dos materiales estudiados se alcanza rápidamente un valor constante del parámetro S_{ij} . La región inicial, donde el parámetro de separación no es constante, se asocia al hecho de que el patrón de deformación plástica no esté totalmente desarrollado [12,13].

La constancia del parámetro de separación ha sido puesta de manifiesto en los dos polipropilenos

estudiados, si bien el intervalo de desplazamiento plástico donde se mantiene constante S_{ij} parece verse afectado por el valor de la longitud de ligamiento de la probeta utilizada. Este efecto se puso de manifiesto particularmente en el material PPR con probetas de $b_0/W < 0.36$ (Figura 2b), para las cuales el valor de S_{ij} que se obtiene permanece constante en un intervalo de desplazamiento plástico pequeño, disminuyendo posteriormente de forma suave. En estos casos, la deformación (enrromamiento) que sufre la punta de la entalla a partir de un cierto valor del v_{pl} es considerable y provoca una disminución en el valor de S_{ij} .

A partir de los valores del parámetro de separación obtenidos para cada b_i se puede determinar la función de geometría $G(a/W)$, utilizando la relación:

$$S_{ij}(b_i/W) = A \cdot G(b_i/W) \quad \text{para } b_j/W \text{ constante} \quad (6)$$

donde A es una constante. En la Figura 3, se representan

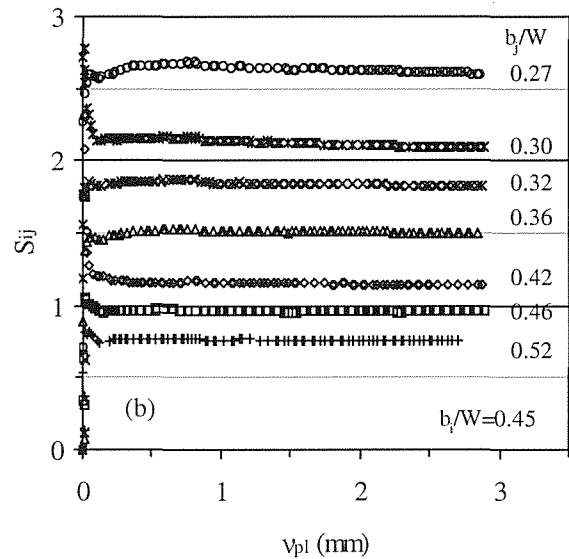
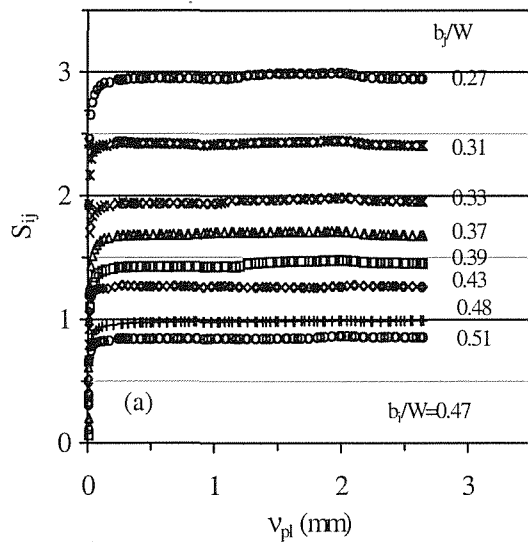


Fig. 2. Variaciones del parámetro de separación de la carga S_{ij} . (a) PPB; (b) PPR

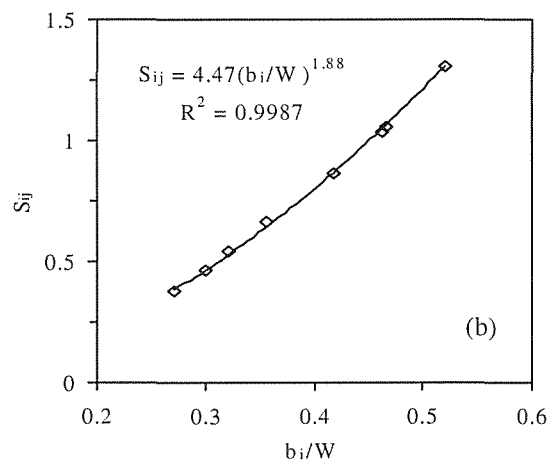
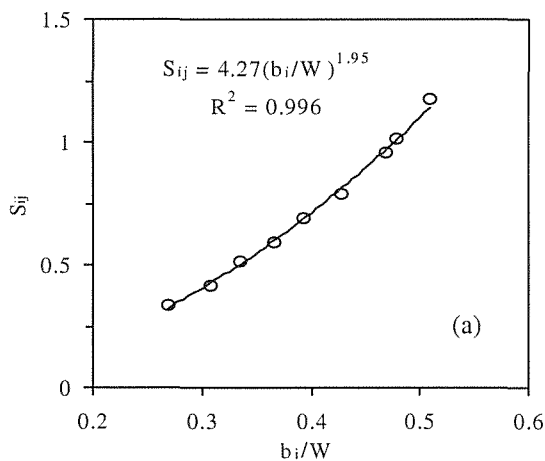


Fig. 3. Determinación gráfica de η_{pl} . (a) PPB; (b) PPR

las variaciones de S_{ij} en función de b/W . La función de geometría se puede ajustar a una ley potencial:

$$G(b_i/W) = A'(b_i/W)^m \tag{7}$$

donde A' y m son dos constantes que se pueden determinar gráficamente a partir de la Figura 3.

Se ha demostrado [8] que el exponente m corresponde al factor geométrico η_{pl} , el cual toma un valor igual a 2 para la geometría SENB. Los valores de m obtenidos son muy cercanos a este valor teórico ($m_{PPB}=1.88$ y $m_{PPB}=1.95$).

En adelante se tomará $\eta_{pl} = 2$ por lo que la función de la geometría queda como:

$$G(b/W) = BW(b/W)^2 \tag{8}$$

Esta expresión se emplea en el método de normalización para determinar la función de la deformación H .

Aplicación del método de normalización

El valor de J de los ensayos realizados sobre probetas con entalla afilada se ha determinado en cada instante mediante la ecuación aproximada propuesta por Rice [2] y corregida para el crecimiento de grieta:

$$J = J_0 \left[1 - \frac{(0.75\eta - 1)\Delta a}{(W - a)} \right] \tag{9}$$

con

$$J_0 = \frac{\eta_{pl} U}{B(W - a)} \tag{10}$$

donde U es la energía, calculada como el área bajo la curva fuerza-desplazamiento.

La principal dificultad que surge en la determinación de la curva $J-\Delta a$ es el conocimiento de a en cada instante.

El método de normalización de la carga resuelve el problema si se conocen las funciones G y H , como se verá más adelante.

Una vez conocida la función de geometría (ecuación 8) se puede conocer la función de deformación (H), normalizando la carga:

$$P_N = \frac{P}{G(b/W)} = \frac{P}{BW(b/W)^2} = H(v_{pl}/W) \tag{11}$$

La función H se obtiene, tal como se muestra en la figura 4, representando la carga normalizada frente al desplazamiento plástico normalizado (v_{pl}/W).

En el desplazamiento plástico se ha considerado el efecto del enromamiento de la punta de la grieta como si se trataría de propagación (Δa).

$$v_{pl} = d - C \left(\frac{a + \Delta a}{W} \right) \cdot P \tag{12}$$

Δa se determinó a partir de J_0 y σ_y según la ecuación:

$$\Delta a = \frac{J_0}{2\sigma_y} \tag{13}$$

y σ_y se obtuvo experimentalmente mediante ensayos de tracción a 1 mm/min sobre probetas inyectadas.

En los gráficos de la Figura 4, el punto final (punto F)

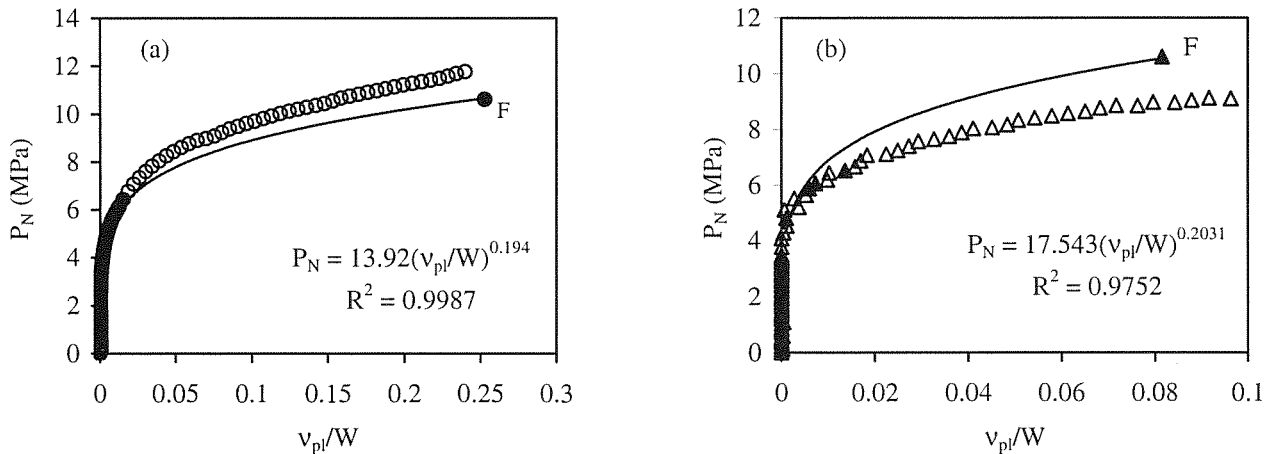


Fig. 4. Determinación gráfica de las funciones de deformación $H(v_{pl}/W)$ para (a) PPB y (b) PPR.

se determinó con el valor de Δa que se mide experimentalmente sobre la superficie de fractura de la probeta, una vez finalizado el ensayo.

La determinación de la relación entre P_N y v_{pl}/W pasa por emitir una hipótesis en cuanto a su forma. Se ha utilizado la forma potencial generalmente aceptada [4,9,13,14]:

$$P_N = H \left(\frac{v_{pl}}{W} \right) = A \cdot \left(\frac{v_{pl}}{W} \right)^n \tag{14}$$

Las constantes A y n se determinaron mediante el mejor ajuste potencial con los puntos experimentales ($P_N; v_{pl}/W$) de la zona de enromamiento y del punto final ($P_{Nf}; n_{pl}/W$).

Una vez determinadas las funciones de geometría (G) y de deformación (H), se puede determinar la profundidad de grieta (a) en cada instante, teniendo en cuenta que

$$d = v_{el} + v_{pl} \tag{15}$$

y utilizando las expresiones de los desplazamientos elásticos y plásticos dados por las ecuaciones (2) y (13),

$$d = C(a/W)P + W \left(\frac{P_N}{A} \right)^{\frac{1}{n}} \tag{16}$$

Se obtiene:

$$d = C(a/W)P + W \left(\frac{P}{ABW(1-a/W)^2} \right)^{\frac{1}{n}} \tag{17}$$

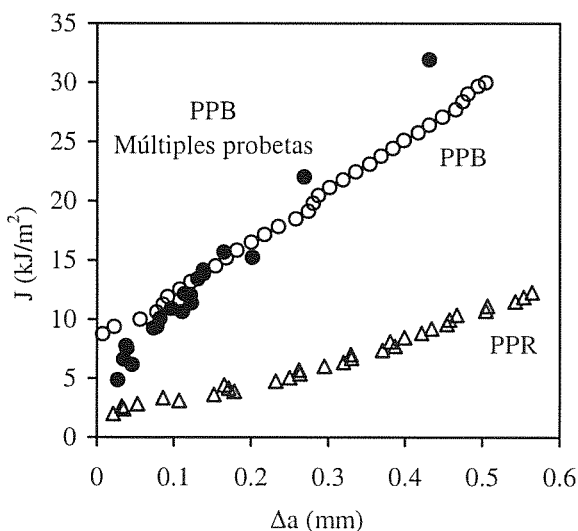


Fig. 5. Curvas $J-\Delta a$ de resistencia de los materiales.

Conociendo los valores de P y d en cada instante se puede determinar el valor de la profundidad de la grieta a mediante resolución numérica.

La Figura 5 presenta las curvas de resistencia obtenidas para ambos materiales mediante este método. Se puede observar que PPB presenta una mayor resistencia a la propagación de grieta que el PPR.

Como valor a inicio de propagación de grieta (J_{IC}) se ha tomado el valor dado por la intersección de la línea de enromamiento dado por la ec. 13 con la curva de resistencia y se ha comparado con el parámetro $J_{0.2}$ propuesto por la ESIS. Los valores de resistencia a la fractura y a la tracción vienen presentados en la Tabla 2.

Tabla 2. Parámetros de fractura y de tracción

Material	J_{IC} (kJ/m ²)	$J_{0.2}$ (kJ/m ²)
PPR ^(a)	2.31	4.57
PPB ^(a)	15.52	16.49
PPB ^(b)	13.83	15.89

^(a) Método de normalización; ^(b) Múltiples probetas.

Se puede observar que los resultados obtenidos a partir del método de normalización coinciden aceptablemente con los obtenidos con el método tradicional de múltiples probetas. Landes y Herrera [15] han observado que la forma de la función de deformación no es de tipo potencial y proponen un mejor ajuste mediante una función de tres constantes L, M y N . Varios trabajos [16-17] han reportado que, utilizando esta función LMN, la curva $J-\Delta a$ obtenida mediante el método de normalización coincide con la determinada mediante el método de múltiples probetas, incluso a bajos niveles de desplazamiento plástico.

4. CONCLUSIONES

Se ha comprobado experimentalmente la separabilidad de la carga para los dos copolímeros de polipropileno estudiados. Mediante la determinación del parámetro de separación S_{ij} , se ha obtenido el factor geométrico η_{pl} . Los valores experimentales encontrados han sido muy cercanos al valor teórico para la geometría SENB $\eta_{pl} \approx 2$.

Se han determinado las funciones de la geometría $G(a/W)$ y de la deformación $H(v_{pl}/W)$ para ambos materiales.

Se ha obtenido las curvas $J-\Delta a$ de resistencia para cada uno de los materiales estudiados a partir de un único ensayo de fractura. Los resultados obtenidos se han encontrado concordantes con los obtenidos mediante la técnica de múltiples probetas para el material PPB.

Agradecimientos

C. Morhain y D. Arencón agradecen a la CIRIT la concesión de una beca predoctoral.

5. REFERENCIAS

- [1] Rice J.R., "A path independent integral and the approximate analysis of strain concentration by notches and cracks", *J. Appl. Mech.*, 35, 379-386 (1968).
- [2] Begley J.R., Landes J.D., in *Fracture Toughness*, ASTM STP 514, p. 1 (1972).
- [3] ESIS Technical Committee 4, "A testing protocol for conducting J-R curve test on plastics", March 1991.
- [4] Landes J.D., Herrera R., "A new look at J-R curve analysis", *Int. J. Fract.*, 36, R9-R14 (1988).
- [5] Herrera R., Landes J.D., "A direct J-R curve analysis of fracture toughness tests", *J. Test. Eval.*, 16, 427-449 (1988).
- [6] Herrera R., Landes J.D., "Direct J-R curve analysis: A guide to the methodology", en *Fracture Mechanics: Twenty-First Symposium*, ASTM STP 1074, J.P. Gudas, J.A. Joyce, E.M. Hackett, Eds., American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 24-43 (1990).
- [7] Kumar V., German M.D., Shih C.F., "An engineering approach for elastic-plastic fracture analysis", Electric Power Research Institute NP 1983, Topical Report (1981).
- [8] Sharobeam M.H., Landes J.D., "The load separation criterion and methodology in ductile fracture mechanics", *Int. J. Fract.*, 47, 81-104 (1991).
- [9] Sharobeam M.H., Landes J.D., "The load separation and η_{pl} development in precracked specimen test records", *Int. J. Fract.*, 59, 213-226 (1993).
- [10] Velasco J.I., Morhain C., Martínez A.B., "Fractura a baja velocidad de deformación de polipropileno copolímero cargado con hidróxido de magnesio", *An. Mec. Fract.*, 14, 331-337 (1997).
- [11] ASTM E813-89, "Standard test method for J_{IC} , A measure of fracture toughness", *Annual Book of ASTM Standard*, vol. 03.01, 713-727 (1990).
- [12] Bernal C., Cassanelli A., Frontini P., "On the applicability of the load separation criterion to acrylonitrile/butadiene/styrene terpolymer resins", *Polymer*, 37, 4033-4039 (1996).
- [13] Bernal C.R., Montemartini P.E., Frontini P.M., "The use of load separation criterion and normalization method in ductile fracture characterization of thermoplastic polymers", *J. Polym. Sci.: Part B: Polym. Phys.*, 34, 1869-1880 (1996).
- [14] Bernal C.R., Cassanelli A.N., Frontini P.M., "A simple method for J-R curve determination in ABS polymers", *Polym. Testing*, 14, 85-96 (1995).
- [15] Landes J.D., Zhou Z., Lee K., Herrera R., "Normalization method for developing J-R curves with the LMN function", *J. Testing and Evaluation*, 19, 305-311 (1991).
- [16] Zhou Z., Landes J.D., Huang D.D., "J-R curve calculation with the normalization method for toughened polymers", *Polym. Eng. Sci.*, 34, 128-134 (1994).
- [17] Che M., Grellman W., Seidler S., Landes J.D., "Application of a normalization method for determining J-R curves in glassy polymer PVC at different crosshead speeds", *Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct.*, 20, 119-127 (1997).

FLUENCIA DE UN MATERIAL COMPUESTO DE ALÚMINA CON REFUERZO DE FIBRAS LARGAS DE NICALON TEJIDAS EN DOS DIRECCIONESR. F. Vilches¹, I. Puente¹, A. Martín-Meizoso², J.M. Martínez-Esnaola²¹Escuela Superior de Ingenieros, Universidad de Navarra, P. de Manuel Lardizábal, 13, 20009, San Sebastian.²CEIT, P. de Manuel Lardizábal, 15, 20009, San Sebastian.

Resumen. En este trabajo se presenta un estudio del comportamiento a fluencia de un material compuesto de matriz cerámica de alúmina, reforzado con fibras de carburo de silicio Nicalon®. Se han realizado ensayos bajo carga constante a cuatro niveles de tensión (0'85, 1'15, 1'35 y 1'45 veces la tensión de agrietamiento de la matriz) y tres temperaturas (800, 950 y 1.100 °C). Se ha comprobado que el material presenta una notable resistencia bajo tensiones inferiores a la de agrietamiento de la matriz; sin embargo, al superar ésta, se produce una drástica disminución en su vida útil. El comportamiento del material se ve poco afectado por la temperatura, dentro del rango estudiado. Se ha realizado el estudio fractográfico de las probetas ensayadas, midiendo la densidad de saturación de grietas en la matriz, así como la longitud media de las fibras extraídas en todas las probetas ensayadas. Finalmente, se relacionan los resultados obtenidos en los ensayos con las observaciones fractográficas y se discute la influencia de las características del material en su comportamiento mecánico.

Abstract. A research on the creep behaviour of a composite material with a ceramic matrix (Al_2O_3) reinforced with Nicalon® fibres is presented. The material was tested at 800, 950 and 1.100 °C subject to tensile stresses of 0'85, 1'15, 1'35 and 1'45 times the matrix cracking stress. It was found that the material exhibits high strength at stress levels below the matrix cracking stress; however the response in terms of time to failure is very poor above that stress. On the other hand the influence of temperature is very small within the analysed range. Also the matrix cracking density and pullout length of all tested specimens were measured. These measures have been correlated with test results and the influence of material characteristics on the mechanical behaviour is discussed.

1. INTRODUCCIÓN

Los materiales compuestos de matriz cerámica (CMCs) presentan una alta resistencia y una tenacidad aceptable a alta temperatura [1]. Esto unido a su baja densidad, hace que estos materiales resulten sumamente interesantes en aplicaciones estructurales que trabajen a una elevada temperatura. Por este motivo, resulta fundamental estudiar en profundidad su tiempo de vida útil, reflejado en su comportamiento a fluencia ("creep").

En el comportamiento a fluencia se observan típicamente tres estados [2]. El estado I se caracteriza por una breve duración y una velocidad de deformación elevada. El estado II es el estado de mayor duración que mantiene una velocidad de deformación aproximadamente constante. Y por último, el estado III presenta una alta aceleración de la velocidad de deformación, que precede al fallo del material.

2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

El material utilizado en este estudio es un compuesto de matriz de alúmina (Al_2O_3), obtenida por oxidación directa por el método DIMOXTM, reforzada con fibras

de NicalonTM (β -SiC) tejidas en dos direcciones. El recubrimiento de la intercara es de BN/SiC y está depositado por técnica CVI ("Chemical Vapor Infiltration").

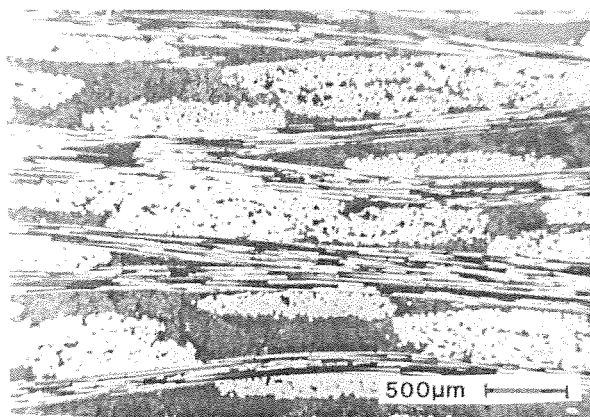


Fig. 1. Micrografía óptica de la sección transversal de Nicalon/Alúmina.

Para la realización de los ensayos se ha utilizado una máquina de fluencia experimental de tipo palanca. La deformación se ha medido con un extensómetro de varillas de carburo de silicio refrigerado por agua, con

un rango de medida del $\pm 10\%$ sobre una longitud calibrada de 25 mm.

Las temperaturas utilizadas en los ensayos han sido de 800, 950 y 1100°C y las cargas aplicadas han sido de 0'85, 1'15, 1'35 y 1'45 veces la tensión de agrietamiento de la matriz.

En cada ensayo, el horno de la máquina se calienta a 20°C/min. hasta llegar a la temperatura deseada, permaneciendo la muestra en la temperatura deseada 30 minutos con objeto de obtener una buena homogeneidad térmica. Seguidamente se procede a la aplicación de la carga. En el primer minuto de la aplicación, los datos se adquieren a una frecuencia de 10 Hz, y posteriormente a 0'01 Hz.

Las probetas fracturadas fueron seccionadas con un corte paralelo a la superficie de fractura mediante una cortadora de diamante de baja velocidad. A continuación se depositó una fina capa de carbono sobre la superficie de las muestras con el fin de poder observarlas en el microscopio electrónico de barrido.

3. RESULTADOS EXPERIMENTALES

Los resultados obtenidos en los ensayos realizados se resumen en la Tabla 1, donde se muestran los valores de la deformación de fallo, la velocidad de deformación del estado II de fluencia, así como la duración de cada uno de los ensayos.

Tabla 1. Nicalon/Alúmina. Resultados de fluencia.

T (°C)	Carga propor.	Carga (MPa)	ϵ_{fallo} (%)	$\dot{\epsilon}$ s ⁻¹	t s
1100	1'35 σ_{mc}	96'5	0'1143	-	5900
950	1'35 σ_{mc}	96'2	0'0727	$6'56 \cdot 10^{-7}$	5700
800	1'45 σ_{mc}	103	0'0561	$6'25 \cdot 10^{-6}$	41900
1100	1'15 σ_{mc}	81'65	0'0717	$1'08 \cdot 10^{-5}$	11200
1100	0'85 σ_{mc}	61'81	0'1641	$1'82 \cdot 10^{-7}$	5616900

En la Tabla 1 puede observarse que el único ensayo que duró más de dos meses fue el que aplicaba una carga inferior a la tensión de agrietamiento de la matriz.

Las Figs. 2 y 3 muestran las curvas de deformación frente a tiempo obtenidas en cada uno de los ensayos.

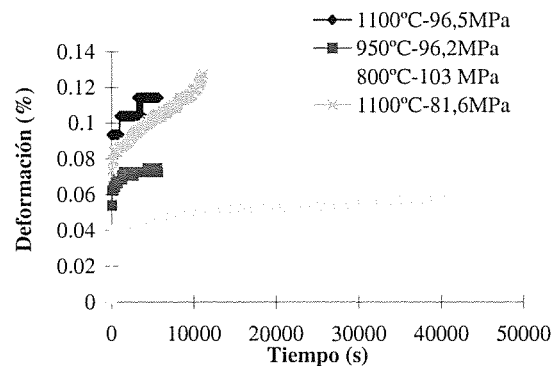


Fig. 2. Curvas de fluencia para las cargas y temperaturas indicadas.

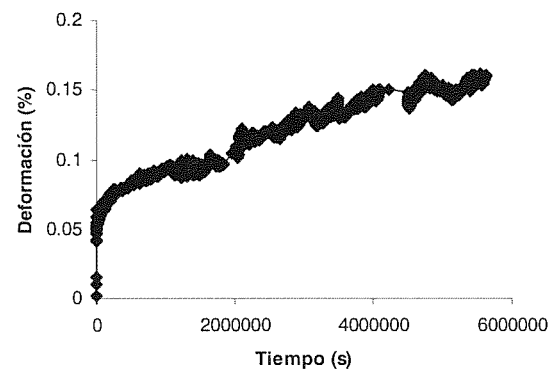


Fig. 3. Curva de fluencia a 1100°C y 0'85 σ_{mc} .

El ensayo realizado a 1100°C y 0'85 σ_{mc} (Fig. 3) se representa separado de los demás debido a que supera en dos órdenes de magnitud la duración del resto de los ensayos.

Los aspectos fractográficos estudiados en este material han sido dos: la densidad de grietas en la matriz (ρ) así como la longitud de fibras extraídas durante la fractura. En la Fig. 4 puede observarse el aspecto típico de la superficie de fractura de una probeta representativa de la población. En la Fig. 5 se muestra una zona de la superficie de la matriz de una probeta, donde puede observarse el agrietamiento de la matriz. En la Tabla 2 se presentan los valores de la densidad de grietas de cada probeta en las direcciones paralelas y perpendiculares a la superficie de fractura y la longitud media de fibras extraídas.

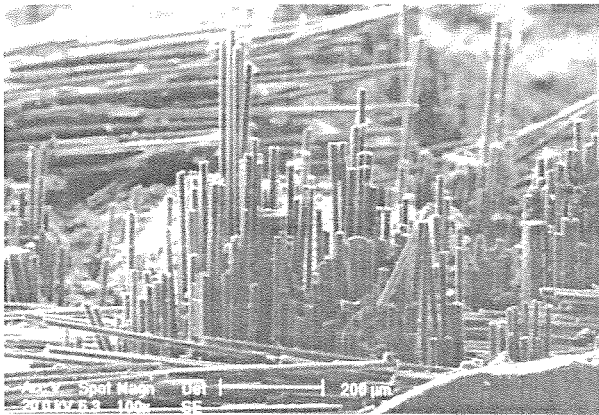


Fig. 4. Micrografía electrónica de barrido de la superficie de fractura de la probeta ensayada a 950°C, 1'35σ_{mc} durante 1'58 horas.

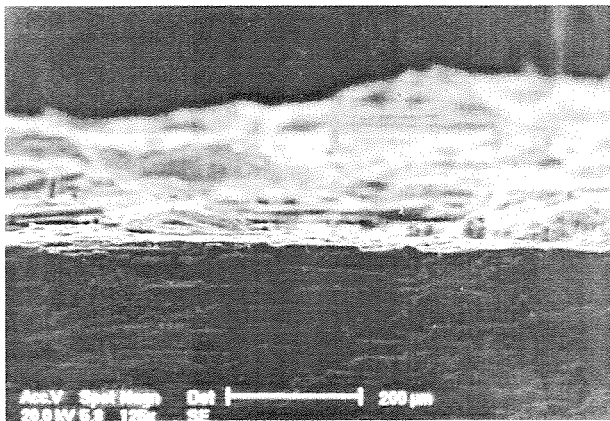


Fig. 5. Micrografía electrónica de barrido de la superficie de una zona de la matriz de una probeta ensayada a 1100°C, 0'85σ_{mc} durante 1.560'25 horas..

Tabla 2. Valores de la densidad de grietas y la longitud de fibras extraídas para cada probeta.

T °C	Carga proporc.	Densidad grietas paralelas a sup. fractura (nº grietas/mm)	Densidad grietas perpend. a sup. fractura (nº grietas/mm)	Longitud media de extracción de fibras (µm)
1100	1'35 σ _{mc}	1'25	0'53	104'49
950	1'35 σ _{mc}	0'95	0'79	104'38
800	1'45 σ _{mc}	0'69	0'65	78'03
1100	1'15 σ _{mc}	0'65	0'81	113'46
1100	0'85 σ _{mc}	3'37	1'75	33'49

Las Figs. 6 y 7 muestran la distribución de los valores de la longitud de la extracción de fibras con sus intervalos de confianza del 95% para las probetas ensayada a 1100°C y 1'35 σ_{mc} y 1100°C y 0'85 σ_{mc} respectivamente. Como puede observarse, la distribución aparece muy desplazada a la izquierda en el caso de carga inferior a la tensión σ_{mc}.

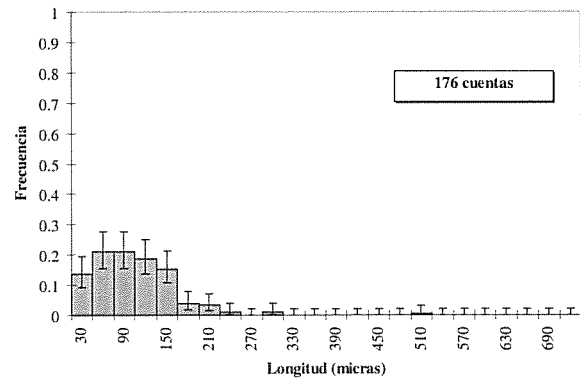


Fig. 6. Distribución de longitudes de fibras extraídas para la probeta ensayada a 1100°C y 1'35σ_{mc}.

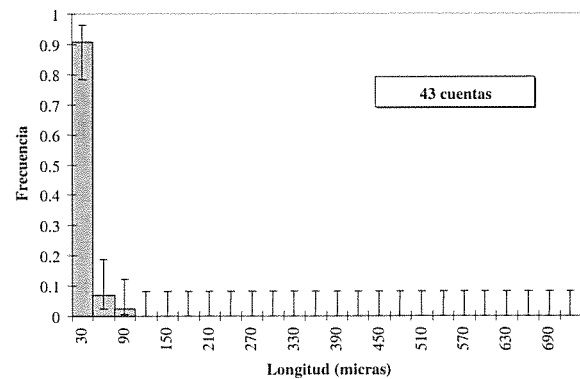


Fig. 7. Distribución de longitudes de fibras extraídas para la probeta ensayada a 1100°C y 0'85σ_{mc}.

4. DISCUSIÓN

En este estudio se ha pretendido encontrar una relación entre el comportamiento mecánico del material compuesto y los parámetros fractográficos observados.

La primera conclusión que puede extraerse de los ensayos de fluencia realizados con el CMC Nicalon/Alúmina, tejido en dos direcciones, es que, si se aplica una carga superior a la tensión de agrietamiento de la matriz, el material tiene una vida muy corta. De hecho, el único ensayo que ha durado más de 72 horas fue el que aplicaba sobre la probeta una carga de 0'85 σ_{mc} a una temperatura de 1100°C.

Sin embargo, puede observarse también que todos los ensayos realizados a 1100°C poseen los valores más elevados de deformación última. Este comportamiento, podría deberse a que, a altas temperaturas, las tensiones residuales entre la matriz y las fibras provenientes del proceso de producción, desaparecen. De este modo el material puede deformarse con mayor libertad, aumentando el valor de la deformación última.

Según los datos de la extracción de fibras, se observa que, dentro del intervalo de temperaturas estudiado, cuanto menor sea la temperatura y menor sea la carga, la longitud media de la extracción de fibras es menor. En el caso del ensayo realizado a la máxima temperatura y mínima carga ($0,85 \sigma_{mc}$ -1100°C) y el ensayo a máxima carga y mínima temperatura ($1,45 \sigma_{mc}$ -800°C) los valores de la longitud media de extracción de fibras son de 33'49 y 78'03 μm respectivamente. Además, las formas de las distribuciones aparecen muy desplazadas hacia la izquierda. Esto se debe a que, cuanto mayor sea la duración del ensayo, el oxígeno tiene más tiempo para llegar a las fibras, y así degradarlas cerca de la superficie de fractura.

Cuando el oxígeno entra en contacto con la fibra de Nicalon una vez agrietada la matriz, se produce en la superficie de ésta la aparición de un óxido de silicio [3]. Este óxido hace que fibra y matriz se adhieran fuertemente mediante puentes de SiO_2 . Por tanto, la fibra ya no puede deslizarse, y, consecuentemente, se produce una concentración de tensiones en ese punto. Esta concentración de tensiones puede aumentar hasta el punto de producir la rotura de la fibra. En ese instante, las fibras vecinas deberán soportar la carga adicional que soportaba la primera fibra. Este hecho se producirá en distintos puntos de la probeta, hasta que las fibras aún intactas no sean capaces de soportar la tensión adicional y se produzca la rotura del material por efecto "cremallera" [4]. En este caso, se reducirá de forma drástica la longitud media de las fibras extraídas, ya que éstas tienen más probabilidad de romperse cerca del plano de la grieta.

El ensayo realizado a 800°C, $1,45 \sigma_{mc}$, se diferencia de los realizados a 950°C, $1,35 \sigma_{mc}$ y a 1100°C, $1,35 \sigma_{mc}$ prácticamente, sólo en la temperatura. Se observa que cuando $\sigma > \sigma_{mc}$, entonces la temperatura juega un papel clave en el intervalo de temperaturas estudiado. Al aplicar la carga, la matriz se agrieta periódicamente, y las fibras deben resistir toda la carga. Si la temperatura es elevada, el oxígeno degrada las fibras de Nicalon con rapidez [5] y éstas se van rompiendo, llegando a la rotura catastrófica del material. Se observa que, en el caso de 800°C, la duración del ensayo fue de un orden de magnitud superior que en los casos de 950 y 1100°C, como consecuencia de la menor velocidad de degradación de las fibras.

También se observa que, según la temperatura disminuye dentro del rango de 1100-800°C, la densidad de grietas de la matriz disminuye. De este modo, el oxígeno entra en contacto con las fibras en menos puntos y, por tanto, el volumen de fibras sometido a la acción del O_2 es menor. Asumiendo las hipótesis del modelo del eslabón más débil [6], una reducción del

volumen ensayado produce una mejora en las propiedades del material.

En la probeta ensayada a 1100°C y $0,85 \sigma_{mc}$ se observa una clara disminución del efecto de extracción de las fibras, con respecto a los demás ensayos. Además, el tiempo de ensayo fue dos órdenes de magnitud superior al resto de ensayos. Esto se debe a que al aplicar una carga inferior a la carga de agrietamiento de la matriz, ésta no se agrieta hasta el momento del fallo, o bien, se agrieta lentamente. En cualquiera de los dos casos, las fibras entran en contacto con el oxígeno exterior más tarde, ya que su único camino de entrada hasta las fibras es por difusión en la matriz, y, por tanto, las fibras se degradan más lentamente. Consecuentemente es de esperar una vida mayor.

En las curvas de todos los ensayos se distinguen los dos primeros estados de fluencia. Sólo en el caso de cargas cercanas a la tensión de agrietamiento de la matriz, se observa la aparición del estado III (Fig. 8).

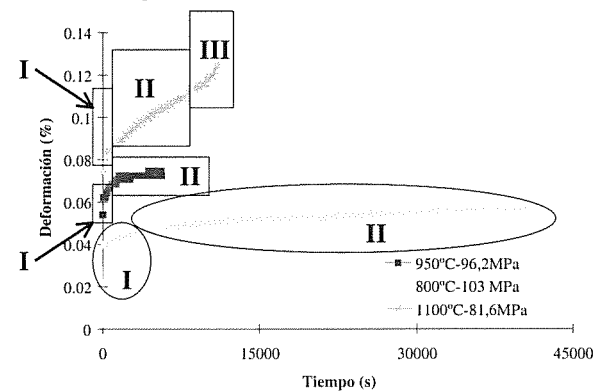


Fig. 8. Estados de fluencia en los ensayos realizados a 950°C y $1,35 \sigma_{mc}$, 800°C y $1,45 \sigma_{mc}$ y 1100°C y $0,85 \sigma_{mc}$.

Cuando se aplica una tensión superior a la tensión de agrietamiento de la matriz (σ_{mc}), se observa que la deformación inicial que se alcanza es muy parecida a la deformación última (Tabla 3). Esto es consecuencia directa de que las velocidades de deformación y los tiempos de ensayo son inferiores al resto. En la Tabla 3, se presentan los valores de la deformación en el momento de aplicar la carga y en el momento previo a la rotura.

Tabla 3. Valores de la deformación inicial después de aplicar la carga y de la deformación última cuando

$\sigma > \sigma_{mc}$				
T (°C)	Carga	Veloc. deform. (s^{-1})	Def. inicial (%)	Def. última (%)
1100	$1,35 \sigma_{mc}$	$\approx 10^{-5}-10^{-6}$	0'0935	0'1143
950	$1,35 \sigma_{mc}$	$6,6 \cdot 10^{-7}$	0'054	0'0727
800	$1,45 \sigma_{mc}$	$6,2 \cdot 10^{-6}$	0'0281	0'0561

Sin embargo, si se aplica una tensión cercana a la de agrietamiento de la matriz, la deformación inicial y la deformación última presentan valores muy distintos (Tabla 4).

Tabla 4. Valores de la deformación tras aplicar la carga y antes de la fractura.

T (°C)	Carga	Def. inicial (%)	Def. última (%)
1100	1'15 σ_{mc}	0'0735	0'1275
1100	0'85 σ_{mc}	0'0519	0'1641

Por este motivo, en estos dos casos se puede decir que aparece una fluencia mayor que en los demás ensayos.

5. CONCLUSIONES

El material compuesto NicalonTM/Alúmina presenta un buen comportamiento a fluencia, cuando la carga aplicada es inferior a la de agrietamiento de la matriz.

Se ha observado que, a menor temperatura y carga aplicada, el material presenta una vida a fluencia mayor, aunque desaparece el efecto de extracción de fibras, debido a la degradación de la intercara.

Con tensiones cercanas a la de agrietamiento de la matriz, se ha observado que, con respecto a valores muy superiores a esta tensión de agrietamiento, existe un aumento de la deformación por fluencia. Esto pudo observarse debido a que los valores de la deformación al aplicar la carga aumentaron con el tiempo. Mientras que, si se aplican tensiones bastante superiores a la tensión de agrietamiento de la matriz, la deformación al aplicar la carga y la deformación de rotura son muy parecidas.

Asimismo se ha observado que el estado III de fluencia no aparece en los casos de tensiones superiores a la tensión de agrietamiento de la matriz.

6. AGRADECIMIENTOS

Los autores agradecen a la Comisión Interministerial de Ciencia y Tecnología (CICYT) la ayuda recibida a través del proyecto de investigación MAT96-0616.

Agradecen también a Industria de Turbo Propulsores (ITP) el suministro del material.

7. REFERENCIAS

[1] Curtin, W.A., "Theory of mechanical properties of ceramic-matrix composites", J. Am. Ceram. Soc, 74, 2837-2835 (1991).

[2] Lara-Curzio, E., Ferber, M. K., Tortorelli, P.F., "Interface oxidation and stress-rupture of CFCCs at intermediate temperatures", Key Eng. Mat., Vols. 127-131, 1069-1082 (1997).

[3] González, C., Celemín, J.A., Pastor, J. Y., Llorca, J., "Influencia de la degradación de las fibras y de la intercara en la resistencia a fractura a alta temperatura de materiales cerámicos reforzados con fibras", Anales de Mecánica de la Fractura, 14, 344-349 (1997).

[4] Martín Meizoso, A., Martínez Esnaola, J.M., Elizalde, M.R., Puente, I., Fuentes, M., "Modelo de extracción de las fibras de refuerzo para un material compuesto de matriz cerámica (CAS/SiC)", Anales de Mecánica de la Fractura, 14, 350-354 (1997).

[5] Mah, T., Hecht, N.L., McCullum, D.E., Hoenigmn, J.R., Kim, H.M., Katz, A.P., Lipsitt, H.A., "Thermal stability of SiC fibers (Nicalon®)", J. of Mat. Sci., 19, 1191-1201 (1984).

[6] Elizalde, M.R., "Efecto de la intercara en materiales compuestos de matriz cerámica y fibras continuas", Tesis doctoral, Escuela Superior de Ingenieros, Universidad de Navarra (1997).

**FILMS DE POLIPROPILENO Y COPOLÍMEROS PROPILENO-ETILENO:
TRABAJO ESENCIAL Y TRABAJO PLASTICO DE FRACTURA EN TENSION PLANA**

¹D. Ferrer-Balás, ¹M. Ll. Maspoch, ¹H. E. Ferrando, ²O. O. Santana, ²A. Gordillo
¹Dept. Ciència dels Materials i Enginyeria Metal·lúrgica (UPC). Av. Diagonal 647, 08028 Barcelona.
²Centre Català del Plàstic. C/Colom 114, 08222 Terrassa.
e-mail: dferrer@cmem.upc.es

Resumen. Se ha estudiado el comportamiento a fractura de films de un polipropileno homopolímero y dos copolímeros en bloque propileno-etileno (de contenido en etileno de 5 y 16% en peso) mediante el método del Trabajo Esencial de Fractura (EWF), siguiendo el protocolo de ensayo elaborado por el ESIS en 1993. Se realizaron los ensayos en probetas tipo DDENT (Deep Double Edge Notched Tension) obtenidas de un film de 90 μ m de espesor. Se analiza la influencia del contenido de etileno sobre los parámetros de fractura estudiados: trabajo esencial específico de fractura, w_e , y trabajo plástico específico de fractura, w_p . Para calcular el valor de w_p , se tuvo que determinar el factor de forma β de la zona de deformación plástica por medio de microscopía óptica. Se observó que al incrementar el contenido en etileno, ambos parámetros disminuyen, indicando que en estas condiciones de velocidad y temperatura no se detecta un incremento de tenacidad por el método EWF.

Abstract. The fracture behaviour of films of an homopolymer polypropylene and two propylene-ethylene block copolymers (with an ethylene-content of 5 and 16% in weight) has been studied by using the Essential Work of Fracture method (EWF), following the ESIS testing protocol of 1993. The tests were carried out on DDENT specimens (Deep Double Edge Notched Tension) obtained from a 90 μ m thick film. The influence of the ethylene content on the following fracture parameters is analysed: the specific essential work of fracture, w_e , and the specific plastic work of fracture, w_p . To calculate the latter value, the shape factor of the plastic deformation zone had to be determined by means of light microscopy. The results show that under the speed and temperature conditions used, an increase of the ethylene content does not produce a toughness improvement detectable by using the EWF method.

1. INTRODUCCION

como pueden ser los copolímeros propileno-etileno, de tipo bloque o al azar, así como mezclas de PP y otros sistemas poliméricos de carácter elastomérico (EPR, EPDM). Básicamente, se crean para mejorar sus propiedades de impacto y de fractura, sobre todo a temperaturas de alrededor de 0°C a las que el PP es frágil y sin embargo los copolímeros y las mezclas pueden ser dúctiles. La modificación de estas propiedades suele medirse por técnicas clásicas de impacto, que presentan el inconveniente de dar resultados que no son intrínsecos del material y que pueden depender de múltiples parámetros de ensayo. Además, las técnicas clásicas de la mecánica de la fractura elástica lineal no pueden aplicarse porque estos materiales no cumplen con sus requisitos.

En este contexto, se ha ido llevando a cabo en los últimos años una importante investigación sobre la técnica del Trabajo Esencial de Fractura (EWF), desarrollada inicialmente por Broberg [1], basada en la

Cada vez son más las aplicaciones en las que se usan materiales poliméricos como el polipropileno (PP) y sus derivados, teoría de la *post-yielding fracture mechanics* (PYFM). Las recientes contribuciones de diferentes grupos [2-11], muestran que el EWF puede ser una alternativa muy útil para estas aplicaciones.

2. TEORÍA

Según Broberg [1], cuando se somete una probeta de doble entalla (DDENT) a tracción, el trabajo total de fractura (W_f) se puede dividir en dos términos: el Trabajo Esencial de Fractura (W_e) y el Trabajo No Esencial de Fractura (W_p). El primer término se asocia a la zona de proceso, siendo la energía necesaria para generar dos nuevas superficies, proporcional al área de ligamento (l_t). El segundo es el trabajo consumido en la zona plástica externa a la zona de propagación, donde ocurren varios mecanismos de disipación de energía, y es proporcional al volumen de la zona plástica ($\beta l^2 t$). Se esquematizan las dos zonas de disipación en la Figura 1.

$$W_f = W_e + W_p = w_e l t + \beta w_p l^2 t \quad (1)$$

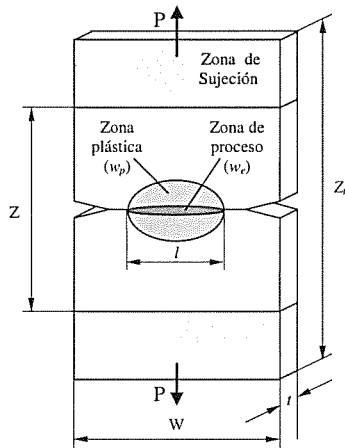


Figura 1. Geometría de la probeta tipo DDENT. Se representan las dos zonas de disipación de energía.

Donde w_e es el trabajo esencial específico (por unidad de área), w_p es el trabajo no esencial específico (por unidad de volumen), l la longitud de ligamento, t el espesor de la probeta y β un factor de forma relacionado con la geometría de la zona plástica. Dividiendo la relación 1 por el área de ligamento, se obtiene:

$$w_f = w_e + \beta w_p l \quad (2)$$

Lógicamente, el método experimental consiste en ensayar varias probetas con diferente longitud de ligamento y representar w_f en función de l . Teóricamente, se obtiene una relación lineal que permite determinar w_e (ordenada en el origen) y $\beta w_p l$ (pendiente). Estos valores son intrínsecos del material siempre y cuando se respeten las condiciones que limitan en cuanto al valor máximo y mínimo de l :

$$l^* < l < W/3 \quad (3)$$

donde l^* es la longitud de ligamento mínima para garantizar condiciones de fractura en *tensión plana*, y W es la anchura de la probeta. Estas restricciones son sujeto de amplia discusión en la bibliografía [2-4,6,7,10,11], y no serán discutidas en este trabajo.

El valor de l^* se determina representando la tensión neta máxima ($\sigma_{net} = P_{max}/lt$) en función de l , y se observa para qué valor de l el valor se desvía del valor teórico de 1.15 σ_y predicho por Hill [12].

Para determinar w_p , es necesario conocer el valor de β , ya que de la regresión lineal se obtiene el término βw_p . Según el protocolo del ESIS [13], hay tres formas básicas de zona de proceso, esquematizadas en la Figura 2. Representando la variación de la altura de la zona plástica (h) frente a l , y ajustando los valores a los

de una recta, podemos determinar β y, a su vez, calcular w_p .

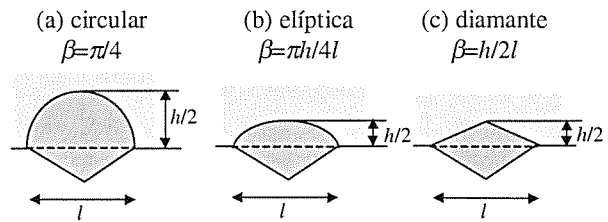


Figura 2. Distintas formas de la zona plástica y ecuaciones correspondientes del factor de forma β .

3. MATERIALES

Con el objetivo de estudiar conjuntamente los materiales y las posibilidades de la técnica del EWF, se escogieron tres polímeros comerciales de una misma familia pero con ductilidad diferente, suministrados por el Grupo Targor. Se trata de un grado PP homopolímero isotáctico (H) y dos grados de copolímero en bloque propileno-etileno, de contenido mayoritario en propileno (CA, CB). Se indican en la Tabla 1 sus propiedades básicas más importantes, según el fabricante, y puede observarse una evolución en sus propiedades a medida que aumenta el contenido en etileno. Destaca que el valor de Resiliencia al Impacto Charpy es mucho mayor en el caso del copolímero CB.

El material fue suministrado en forma de granza, y se transformó mediante extrusión-plana en films de un espesor de 90 μm . Con el fin de normalizar la microestructura de los tres materiales, y evitar posibles influencias no deseadas del proceso de transformación, se sometieron los films obtenidos a un proceso de recocido en un horno de convección de aire, a una temperatura de 120°C durante 1h.

Tabla I. Propiedades básicas de los polímeros estudiados [14].

	H	CA	CB
Contenido etileno (%)*	0	6	16
MFI (g/10min)	6	6	8
E (MPa)	1500	1250	750
σ_y (MPa)	35	26	17
Charpy (kJ/m ²)	16	80	SR**
Charpy-ent (kJ/m ²)	3.5	7	65

* dato aproximado; ** sin rotura

4. METODOLOGIA EXPERIMENTAL

4.1. Ensayos de Tracción

Se troquelaron probetas "halterio" Tipo IV según norma ASTM 638-91, considerando un valor de $l_0=60\text{mm}$, y se ensayaron a tracción en una máquina universal de

ensayos Adamel Lhomargy equipada de una célula de carga de 100N, a una velocidad de desplazamiento de las mordazas de 2mm/min y a una temperatura de 23°C. Con el fin de minimizar el error experimental, el espesor fue medido para cada probeta en la zona central con un medidor de espesor de recubrimiento por inducción magnética (Neurtek) con una precisión de 1µm.

4.2. Ensayos de Fractura

Con los mismos films, se prepararon probetas tipo DDENT, con las dimensiones siguientes: $Z=W=60\text{mm}$, $Z_t=90\text{mm}$. (Figura 1). Para cada serie, se prepararon 24 probetas con $1<l<20\text{mm}$, siguiendo la distribución recomendada por el ESIS. Justo antes de cada ensayo, se afiló la entalla con una cuchilla de afeitar y se midió la longitud de ligamento real mediante una lupa binocular equipada con un micrómetro (precisión 1µm). Se realizaron los ensayos en el mismo equipo y en las mismas condiciones que los ensayos de tracción, y se registraron las curvas de carga-desplazamiento. Se calculó el Trabajo Total de Fractura (W_f) como el área bajo dichas curvas.

4.3. Determinación de β

Se midió el tamaño de zona plástica (h) de cada probeta ensayada mediante la misma lupa binocular referida anteriormente, sumando el tamaño medido en cada mitad de probeta.

5. RESULTADOS Y DISCUSION

5.1. Propiedades Mecánicas

En la Tabla II se indican los resultados obtenidos. Se aprecian ciertas discrepancias entre los valores de la Tabla I (según el fabricante) y los de la Tabla II, que se pueden atribuir a la diferencia del espesor y proceso de transformación de las probetas ensayadas. Los valores de catálogo se obtienen con probetas inyectadas de 3mm de espesor, mientras que los valores que hemos obtenido son propios de un film extruído de un espesor de 90µm. La diferencia en el proceso (y sus condiciones térmicas) y el espesor provoca una variación en la morfología del material (grado de cristalinidad, efectos de superficie), responsable de esta diferencia en las propiedades mecánicas [2].

Tabla II. Propiedades de tracción obtenidas ($v=2\text{mm/min}$, $t=90\mu\text{m}$).

	H	CA	CB
E (MPa)	1634 (71)	1372 (57)	1077 (70)
σ_y (MPa)	20,45 (0,28)	17,20 (0,47)	-
ϵ_y (%)	1,63 (0,22)	1,68 (0,06)	-
σ_{max} (MPa)	27,89 (0,29)	22,31 (0,91)	17,63 (0,25)
ϵ_{max} (%)	12,57 (2,03)	10,36 (1,33)	8,40 (0,92)

() desviación estándar; - no pudo definirse la cedencia

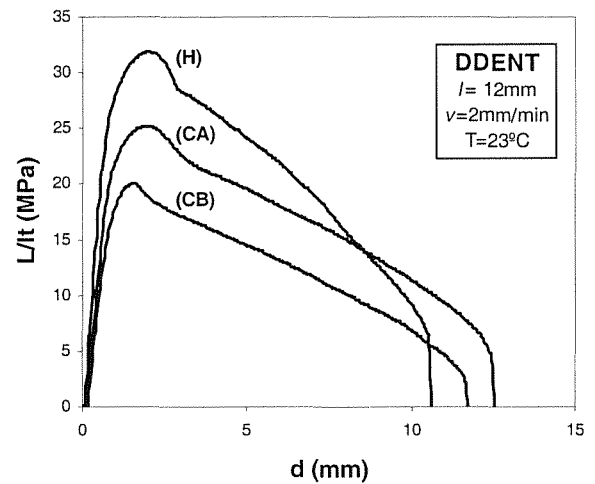


Figura 3. Forma de las curvas carga (normalizada)-desplazamiento obtenidas con las probetas DDENT de los diferentes materiales estudiados.

5.2. Ensayos de Fractura

Los registros de carga vs. desplazamiento que se obtuvieron con las probetas DDENT se muestran en la Figura 3. Se pueden comparar las curvas obtenidas con tres probetas de los distintos materiales, con una misma longitud inicial entre entallas ($l=12\text{mm}$). Para una mejor comparación, se ha normalizado la carga por la sección inicial de ligamento real (lt) de cada probeta. Durante los ensayos, se observaron las cuatro fases de fractura, ampliamente comentadas en otros artículos [2,3,5,9], que caracterizan el comportamiento de algunos materiales: comportamiento elástico, cedencia del ligamento, inicio de la propagación de la grieta, y rotura final. El hecho que la deformación plástica total del ligamento sea previa al inicio de la propagación es un requisito básico de la teoría EWF [9].

El Trabajo Total de Fractura (área bajo la curva) consumido por los diferentes materiales indica el diferente gasto energético que requiere su rotura. Al comparar el caso de los materiales H y CA (Figura 3), podemos ver que aunque la forma de la curva es diferente, la energía total involucrada es del mismo orden. El CA, al ser menos resistente pero más dúctil que el H, tiene un nivel de carga menor pero un nivel de deformación mayor. Fijándonos ahora en el CB, se observa como un aumento del contenido de etileno no conlleva a un aumento de la deformación, y por lo tanto se reduce el trabajo de fractura.

La técnica del EWF permite dissociar las contribuciones del término energético global en un término esencial, w_e y uno plástico, w_p . Para ello, debe primero seleccionarse el rango de puntos válidos que se usan en la regresión. En la Figura 4 se ha representado la variación de la

tensión neta frente a l , y se observa que para longitudes de ligamento inferiores a $l^*=5\text{mm}$, el valor de σ_{net} aumenta, indicando que el estado de tensiones ya no es

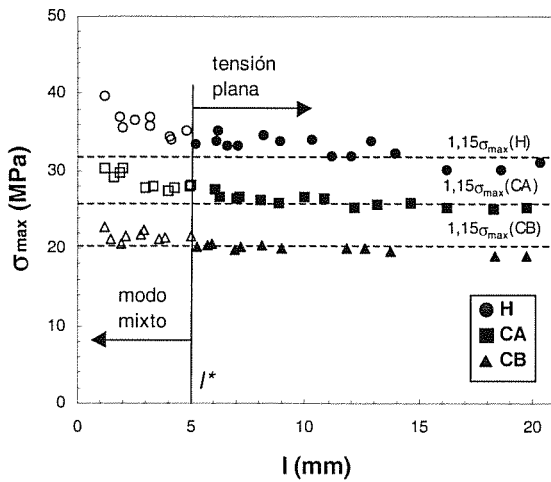


Figura 4. Diagrama de tensión neta máxima frente a l para la determinación del estado de tensiones (símbolos vacíos: modo mixto; símbolos llenos: tensión plana).

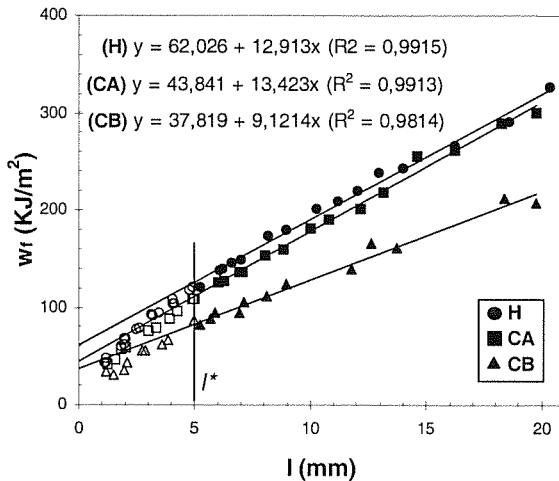


Figura 5. Diagrama de trabajo específico de fractura frente a la longitud de ligamento, con las regresiones de los puntos en tensión plana.

el de tensión plana pura sino un modo mixto entre tensión plana y deformación plana. Este resultado concuerda con los resultados de estudios anteriores [2,3]. El valor de la tensión neta de los puntos que se encuentran en tensión plana es bastante próximo al de $1,15\sigma_{\text{max}}$ predicho por Hill [12], confirmando que efectivamente éste es el estado tensil del ligamento durante el proceso de fractura.

En la Figura 5 se han representado los valores de w_f frente a l , y con los valores de tensión plana (símbolos llenos) se han calculado las regresiones lineales por el método de los mínimos cuadrados, en las que w_e se obtiene por extrapolación en el eje de ordenadas, y βw_p corresponde a la pendiente. Se indican en la gráfica los valores obtenidos, así como el coeficiente de regresión

(R^2), que es muy elevado en los tres casos, indicando una reducida dispersión y por consiguiente un bajo error experimental. Se observa también como a medida que

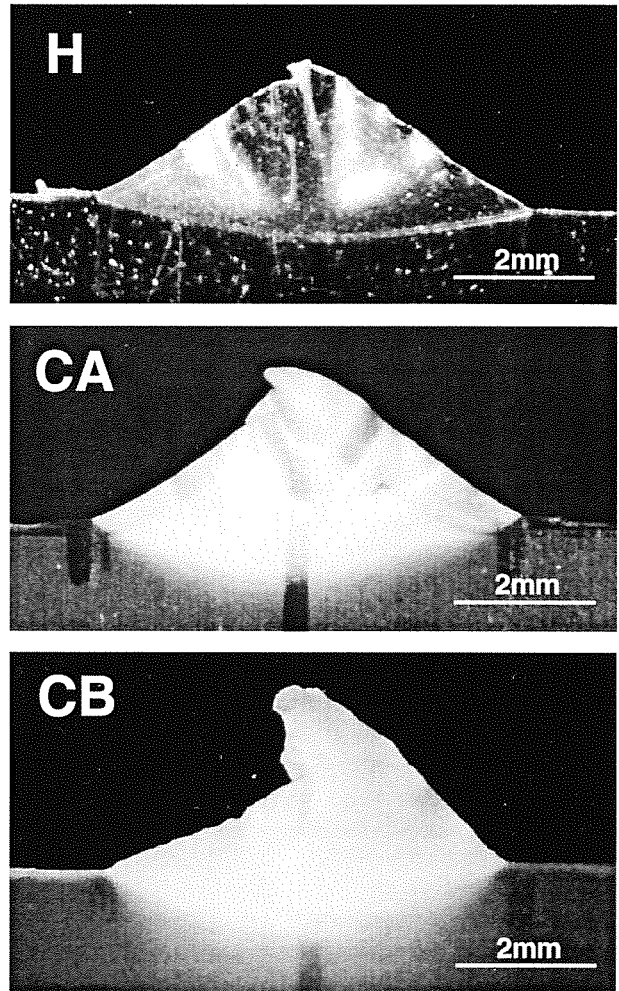


Figura 6. Fotografías de las zonas plásticas obtenidas para los tres materiales en probetas con una longitud de ligamento de 6mm.

nos acercamos del modo de deformación plana (símbolos vacíos), los puntos decaen por debajo de la recta de regresión, mostrando niveles energéticos inferiores.

5.3. Análisis de la Zona Plástica

En las fotografías de la Figura 6, se observa el aspecto de las zonas plásticas que se generaron alrededor del área de ligamento. Como puede verse en la Figura 7, es posible atribuir al área tanto una forma romboidal como elíptica. Aproximadamente, se obtiene un error en el área estimada del mismo orden que mediante una elipse (aunque éste sea por defecto en el rombo y por exceso en la elipse), básicamente por el hecho que si bien la forma real es redondeada en los extremos superior e inferior (como en una elipse), en los extremos laterales la forma termina en punta (como en un rombo). Así, en este trabajo se han calculado los valores considerando ambos casos. Considerando que la geometría de la zona

no depende de l , se tienen las relaciones teóricas siguientes:

$$h = 2\beta \cdot l \quad (\text{rombo}) \quad (4)$$

$$h = \pi/4 \cdot \beta \cdot l \quad (\text{elipse}) \quad (5)$$

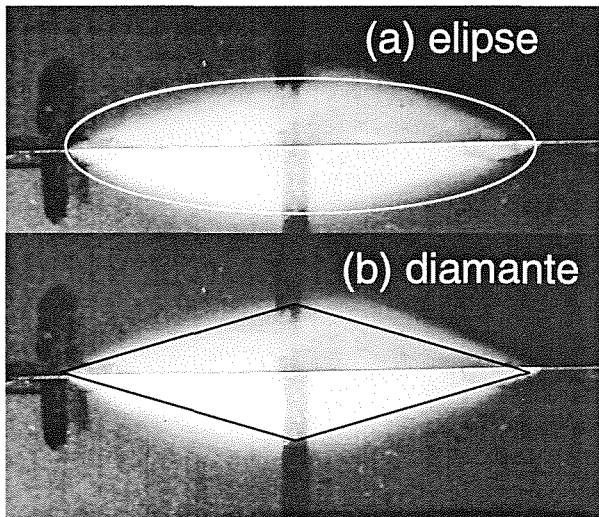


Figura 7. Aproximación de la misma zona plástica mediante (a) una elipse; (b) un rombo. La zona plástica corresponde al material CA, con $l=6\text{mm}$ (se ha realizado un montaje para solapar la zona plástica de las dos mitades de la probeta).

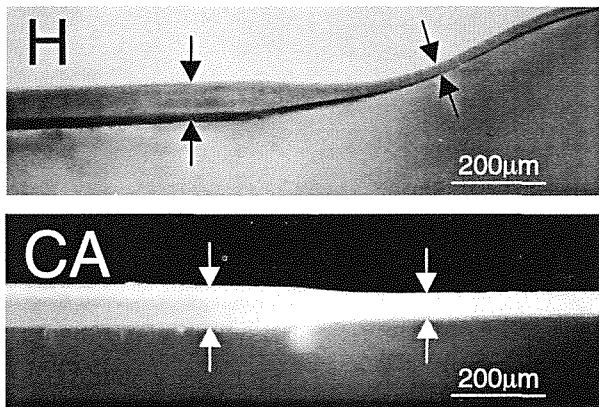


Figura 8. Secciones verticales de la zona del ligamento después de fractura. Se observa una estricción, que finaliza en el límite de la zona plástica.

Los límites de la zona plástica son muy evidentes para el homopolímero (H), ya que presenta una estricción muy bien definida. En la Figura 8 puede verse la sección de un corte vertical de la zona cercana al ligamento de este material después del ensayo, apreciándose sin ambigüedad el límite de la zona plástica. Los copolímeros CA y CB, a diferencia del homopolímero, presentan un emblanquecimiento muy aparente de la zona deformada plásticamente, más visible en el copolímero con más contenido de etileno (CB). Este incremento de la opacidad del material es aparente en los copolímeros ya que la heterogeneidad de su composición (bloques de unidades repetitivas de etileno y de propileno) produce un incremento de la dispersión de la luz. Ésta se acentúa cuando ocurre una

deformación, que causa la nucleación y crecimiento de defectos que alteran sus propiedades ópticas locales. Este fenómeno permite determinar el tamaño de la zona exterior de proceso. Mediante la observación de los cortes laterales (Figura 8) se ha podido comprobar como

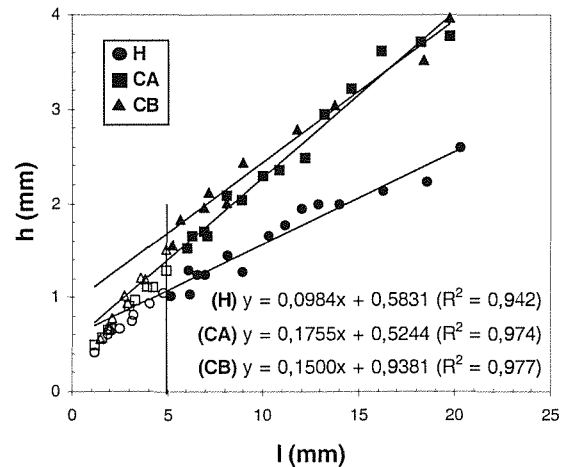


Figura 9. Diagrama de la altura de la zona plástica frente a la longitud de ligamento, para la determinación del factor de forma β .

el límite de la zona emblanquecida corresponde al límite de la estricción (aunque ésta sea menos evidente que en el H) y por lo tanto son comparables las dimensiones de las zonas plásticas medidas en los tres materiales.

En la Figura 9, se ha representado el valor de h frente a l . Si se cumplieran perfectamente las relaciones 4 ó 5, es evidente que los ajustes lineales de los puntos pasarían por el origen. Sin embargo, la ordenada en el origen de estas ecuaciones no es nada despreciable, indicando que la proporción entre h y l (proporcional a β) no es constante, y que disminuye a medida que l aumenta, fundamentalmente para valores de l reducidos (modo mixto). A partir del valor de l^* , se observa que los puntos se pueden ajustar mejor a una recta. Para el cálculo de β , se han considerado las dos geometrías discutidas (ecuaciones 4 y 5) tomando el valor de la pendiente en este rango, que corresponde a los valores de tensión plana. Es evidente que, debido a la sobreestimación (elipse) y subestimación (rombo) del área plástica real, el valor de β y de w_p se encuentra comprendido entre los valores calculados, que se muestran en la Tabla III.

Tabla III. Parámetros de fractura de EWF obtenidos ($v=2\text{mm/min}$, $t=90\mu\text{m}$). El superíndice e o r indica el tipo de forma de la zona plástica considerado (elíptica o romboidal).

	H	CA	CB
w_e (kJ/m ²)	62,03	43,84	37,82
βw_p (MJ/m ³)	12,91	13,42	9,12
β^e (-)	0,0492	0,0876	0,0750
β^r (-)	0,0773	0,1378	0,1178
w_p^e (MJ/m ³)	262,46	153,06	121,60
w_p^r (MJ/m ³)	167,05	97,38	77,42

Los resultados obtenidos (Tabla III), indican que tanto el término esencial (w_e) como el no esencial o plástico (w_p) disminuyen al aumentar el contenido de etileno. Este resultado concuerda con los valores obtenidos para un film de polietileno lineal de baja densidad (LDPE) del mismo espesor (90 μ m), que representaría el otro extremo en cuanto a contenido en etileno, y con el que se obtuvieron los valores de $w_e=24,26\text{kJ/m}^2$ y $\beta w_p=5,061$ (no se pudo medir el tamaño de la zona plástica y por lo tanto determinar w_p) [15]. Esto indica que, tanto a nivel de energía por unidad de nueva área de fractura generada (w_e), como a nivel de trabajo plástico necesario para deformar una unidad de volumen alrededor de la zona de proceso (w_p), se requiere tanta más energía como menor sea el contenido de etileno. Los dos parámetros denotan una clara caída al pasar del homopolímero a los copolímeros, que muestran valores relativamente similares entre ellos. Este hecho concuerda con el aspecto de las curvas de la Figura 4, en el que también se aprecia una similitud mayor entre CA y CB que entre H y CA.

6. CONCLUSIONES

En relación a la forma de la zona plástica obtenida, se ha observado que su geometría es intermedia entre la forma de la elipse y la del rombo, ambas propuestas por el ESIS[13]. Para una determinación más exacta de w_p , una buena opción consistiría en medir el área real por métodos de análisis de imagen. Sin embargo, siendo el ensayo EWF apreciado por su sencillez, un método más simple sería establecer en el protocolo una geometría intermedia, en forma de "ojo", que se ajustara mejor al caso real.

Por otro lado, los resultados encontrados sugieren que la copolimerización con etileno del polipropileno, si bien aumenta las propiedades de impacto, no produce un incremento de las propiedades de fractura medidas por EWF a baja velocidad y a temperatura ambiente. Así, y considerando la equivalencia tiempo-temperatura, sería interesante realizar estos ensayos a altas velocidades o, lo que puede ser equivalente, a una temperatura justo por debajo de la T_g del PP, pero por encima de la T_g del PE, por ejemplo a -10°C . Es probable que el comportamiento del H sea frágil, mientras que el de CA y CB sea dúctil y por lo tanto se obtengan valores de fractura mayores para los copolímeros, concordando con los valores de impacto conocidos.

7. REFERENCIAS

- [1] Broberg K.B., "Critical review of some theories in fracture mechanics", *Int. J. Fract. Mech.*, 4, 11-19 (1968).
- [2] MasPOCH M.L., Ferrer D., Gordillo A., Santana O.O., Martínez A.B., "Effect of the specimen dimensions and the test speed on the fracture toughness

of iPP by the essential work of fracture (EWF) method", *J. Appl. Polym. Sci.*, en prensa.

- [3] Ferrer-Balas D., MasPOCH M.L., Martínez A.B., Santana O.O., "On the essential work of fracture method: energy partitioning of the fracture process in iPP films", *Polym. Bull.*, en prensa.
- [4] MasPOCH M.L., Santana O.O., Grando J., Ferrer D., Martínez A.B., "The essential work of fracture of a thermoplastic elastomer", *Polym. Bull.* 39, 249-255 (1997).
- [5] Mouzakis D.E., Gahleitner M., Karger-Kocsis J., "Toughness assessment of elastomeric polypropylene (ELPP) by the essential work of fracture method", *J. Appl. Polym. Sci.*, 70, 873-881 (1998).
- [6] Karger-Kocsis J., Czigány T., Moskala E.J., "Thickness dependence of work of fracture parameters of an amorphous copolyester", *Polymer*, 38, 4587-4593 (1997).
- [7] Karger-Kocsis J., Czigány T., Moskala E.J., "Deformation rate dependence of the essential and non-essential work of fracture parameters in an amorphous copolyester", *Polymer*, 39, 3939-3944 (1998).
- [8] Karger-Kocsis J., Czigány T., "On the essential and non-essential work of fracture of biaxial-oriented filled PET film", *Polymer*, 37, 2433-2438 (1996).
- [9] Karger-Kocsis J., "For what kind of polymer is the toughness assessment by the essential work concept straightforward?", *Polym. Bull.*, 37, 119-126 (1996).
- [10] Hashemi S., "Fracture toughness evaluation of ductile polymeric films" *J. Mat. Sci.*, 32, 1563-1573 (1997).
- [11] Wu J., Mai Y., "The essential fracture work concept for toughness measurement of ductile polymers", *Pol. Eng. Sci.*, 36, 2275-2288 (1996).
- [12] Hill R., "On discontinuous plastic states, with special reference to localized necking in thin sheets", *J. Mech. Phys. Solids*, 1, 19-30 (1952).
- [13] Gray A., "Testing protocol for essential work of fracture", ESIS TC-4 Group (1993).
- [14] Grupo TARGOR, especificación técnicas de los grados de polipropileno (1998).
- [15] Ferrer D., MasPOCH M.L., Santana O.O., Martínez A.B., "Caracterización mecánica de filmes de polietileno", *Rev. Plast. Mod.*, 74, 369-376 (1997).

8. AGRADECIMIENTOS

Los autores quieren expresar su agradecimiento al Grupo Targor por haber suministrado el material. D. Ferrer-Balas, agradece a la CICYT la concesión de una beca doctoral.

INFLUENCIA DEL MEDIO EN LAS PROPIEDADES MECÁNICAS DE LA SEDAJ. Pérez Rigueiro[@], C. Viney^{*}, J. LLorca[@], M. Elices[@][@] Departamento de Ciencia de Materiales. ETSI Caminos, Canales y Puertos.

Universidad Politécnica de Madrid. 28040 Madrid.

^{*} Department of Chemistry. Heriot-Watt University.

Edinburgh EH14 4AS. Gran Bretaña.

Resumen. Se han realizado ensayos de tracción sobre fibras de seda de gusano de seda (*Bombyx mori*) en diferentes medios (agua, etanol e isopropanol) con objeto de establecer la influencia de cada medio en las propiedades mecánicas. Los ensayos en etanol e isopropanol han conducido a unos resultados similares, caracterizados por un aumento de la rigidez y una disminución de la ductilidad cuando se comparan con ensayos realizados en aire. Por el contrario, los ensayos realizados en agua se han caracterizado por una reducción de la rigidez y un aumento de la ductilidad. Ambos resultados se pueden explicar suponiendo que las moléculas de agua rompen los enlaces de hidrógeno inicialmente establecidos entre las proteínas de la fibra, mientras que los otros medios ejercen un efecto deshidratante sobre la seda, extrayendo el agua inicialmente presente, lo que provoca un aumento en el número de puentes de hidrógeno establecidos entre las proteínas de la seda.

Abstract. Tensile tests have been performed on silkworm silk (*Bombyx mori*) in different environments (water, ethanol and isopropanol) to determine the influence of each particular environment on the mechanical properties. Tensile tests in ethanol and isopropanol led to an increase in stiffness and a decrease in ductility when compared with tests performed in air. On the other hand, water led to a decrease in stiffness and an increase in ductility. Both results can be explained under the hypothesis that water molecules break hydrogen bonds, which are established initially between protein molecules in the fiber. The other environments exert a dehydrating effect on silk, absorbing water which is present initially in the fibers. The dehydration leads to an increase in the number of hydrogen bonds established between the silk protein molecules.

1. INTRODUCCION

Una de las principales características de los biomateriales estructurales es la gran variedad de interacciones que contribuyen tanto a configurar su microestructura, como a determinar sus propiedades mecánicas. Dichas interacciones incluyen enlaces covalentes, interacciones electrostáticas, puentes de hidrógeno, enlaces de van der Waals e interacciones hidrofóbicas [1], diferenciándose entre sí en la intensidad de cada interacción, su alcance y su direccionalidad.

Conocer la contribución individual de cada tipo de interacción a las propiedades mecánicas supondría un avance para entender el comportamiento mecánico de este tipo de materiales. Un método para determinar la contribución individual de cada tipo de interacción (exceptuando los enlaces covalentes) consiste en realizar ensayos de tracción sobre las fibras en diferentes disolventes. Esta metodología se basa en que cada disolvente debilita un tipo de enlace específico, por lo que la comparación de las propiedades mecánicas medidas en un disolvente con aquellas obtenidas en un medio control (p. ej. aire), permite determinar las características de la curva tensión-deformación atribuibles a la interacción afectada.

Una metodología similar ha sido adoptada para determinar la influencia del medio sobre las propiedades de diversos biomateriales, si bien este estudio se ha restringido generalmente a la influencia del agua. Así, se ha estudiado el efecto de la humedad sobre el módulo de elasticidad de la queratina en la lana [2] y en la piel [3], habiéndose encontrado que un aumento de la humedad relativa conduce a una disminución del módulo de elasticidad. Por otro lado, se ha encontrado que un aumento del contenido en agua de la madera provoca un aumento de la energía de fractura [4]. Todos estos fenómenos se han atribuido a la rotura de enlaces de hidrógeno inicialmente establecidos entre las moléculas del material, estableciéndose nuevos enlaces de hidrógeno entre éstas y moléculas de agua.

La elección de los disolventes en el presente estudio se realizó atendiendo al tipo de interacción sobre el que tienen efecto. Así, el agua (H₂O) posee una constante dieléctrica muy elevada ($\epsilon_r=78.2$) por lo que podría debilitar cualquier interacción de tipo eléctrico (interacción electrostática, enlaces de hidrógeno, enlaces van der Waals); sin embargo, la gran afinidad de las moléculas de agua por formar enlaces de hidrógeno entre sí hace que sólo actúe como disolvente en materiales cuyos constituyentes posean carga

eléctrica (p. ej. sólidos iónicos) o una gran afinidad por la formación de enlaces de hidrógeno.

El etanol ($\text{CH}_3\text{CH}_2\text{OH}$) posee una constante dieléctrica menor que el agua ($\epsilon_r=25$) y una menor capacidad para formar enlaces de hidrógeno, por lo que puede actuar como disolvente sobre un número mayor de compuestos, incluyendo compuestos no cargados y sin capacidad para formar enlaces de hidrógeno. Teniendo en cuenta que el tamaño de las moléculas puede influir en su capacidad de infiltrarse en la fibra, se ha utilizado isopropanol ($\text{CH}_3\text{CHOHCH}_3$, $\epsilon_r=18.3$), para comparar su efecto sobre las propiedades mecánicas de la seda con las producidas por el etanol, debido a que el isopropanol posee unas propiedades químicas similares al etanol, pero tiene un tamaño mayor por la presencia de un grupo metilo adicional.

2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

Para el presente estudio se utilizaron fibras de seda del gusano de seda (*Bombyx mori*). Las fibras se obtuvieron hirviendo capullos de gusano de seda en agua destilada durante 30 minutos y tirando posteriormente de los extremos de las fibras libres. Con este método se obtuvieron fibras con una longitud entre 10 cm y 20 cm. Las fibras se secaron durante 24 horas antes de realizar los ensayos mecánicos.

El montaje de las fibras para el ensayo de tracción ha sido descrito con anterioridad [5], habiéndose sustituido el bastidor de cartón por otro de papel de aluminio, resistente a los disolventes empleados. La elección del adhesivo para las fibras al bastidor fue un problema importante, porque los disolventes atacan a distintos tipos de pegamentos, contribuyendo a una disminución muy importante de sus propiedades mecánicas e impidiendo la realización del ensayo. El adhesivo utilizado para cada disolvente se eligió a partir de pruebas realizadas con Kevlar 49. El Kevlar 49 tiene un diámetro similar a la fibra de seda y posee mayor módulo de elasticidad y una mayor tensión de rotura, por lo que durante el ensayo está sometido a tensiones mayores que la seda. Además, sus propiedades mecánicas no se ven afectadas apreciablemente por la presencia de disolventes [6]. De este modo, se compararon los resultados obtenidos con fibras de Kevlar en aire y fibras de Kevlar pegadas con el adhesivo que se pretendía evaluar y sumergidas en el correspondiente disolvente. La elección de un adhesivo para un disolvente determinado se realizó cuando, al menos dos ensayos realizados sobre Kevlar 49 en el medio, dieron resultados reproducibles y comparables con los obtenidos al ensayar la fibra de Kevlar en aire. Finalmente se seleccionaron los adhesivos Loctite 330 y Loctite 401 para los ensayos en agua y etanol (isopropanol), respectivamente.

Los ensayos se realizaron en una máquina de ensayos electromecánica Instron 4411, midiéndose la fuerza sobre la fibra con una balanza Precisa 6100 C (precisión ± 10 mg) y tomándose como medida del desplazamiento el propio desplazamiento del bastidor, por haberse estimado que la flexibilidad de la fibra es unas 1000 veces mayor que la flexibilidad del resto de los dispositivos utilizados en el ensayo. Los ensayos se realizaron sobre fibras de 30 mm de longitud a una velocidad de 0.0002 s^{-1} y los ensayos de control en aire se realizaron con unas condiciones nominales de temperatura y humedad relativa de 20°C y 60%, respectivamente. En los ensayos en los distintos medios, las fibras permanecieron sumergidas en el disolvente durante 2 horas antes del ensayo, salvo que se indique lo contrario.

3. RESULTADOS Y DISCUSION

La interpretación de los resultados obtenidos con la seda es difícil por la gran variabilidad que presenta este material (hasta un 100 % cuando se comparan curvas fuerza-desplazamiento de hilos diferentes). Si bien la medida de la sección del hilo con objeto de convertir las curvas fuerza-desplazamiento en curvas tensión-deformación disminuye la variabilidad de los resultados, ésta sigue siendo suficientemente elevada (50%) y no siempre es posible alcanzar conclusiones definitivas sobre la influencia del medio o de diversos tratamientos químicos en las propiedades mecánicas [7].

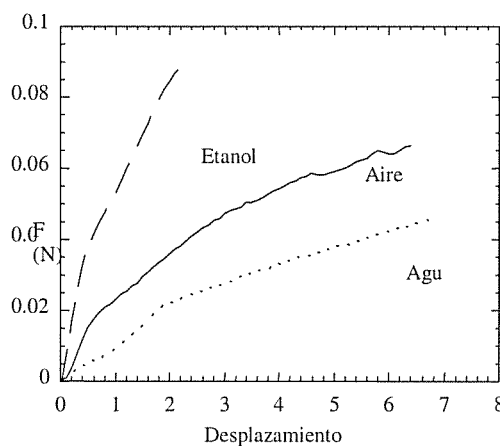


Figura 1. Comparación de las curvas fuerza-desplazamiento obtenidas a partir de tres hilos adyacentes ensayados en aire, agua y etanol ($L_0=30$ mm).

Sin embargo, se ha comprobado que las fibras adyacentes que proceden de un mismo hilo inicial muestran una dispersión muy pequeña ($< 5\%$) [8]. Esta propiedad se puede aprovechar para determinar la influencia del medio en las propiedades mecánicas, comparándose con este fin ensayos de control realizados en aire, con otros realizados sobre fibras sumergidas en el medio cuyo efecto se desee

determinar.

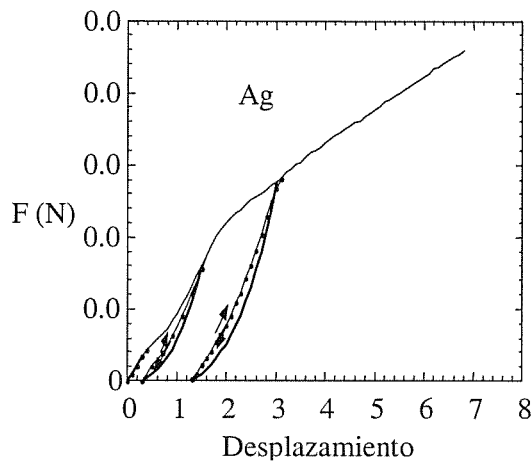


Figura 2. Curva fuerza-desplazamiento con ciclos de descarga-recarga obtenida en un ensayo de tracción sobre un hilo sumergido en agua ($L_0=30$ mm).

En la figura 1 se han dibujado las curvas fuerza-desplazamiento en aire, agua y etanol de tres fibras de seda adyacentes. La presencia de agua conduce a una pérdida de rigidez y un aumento en la ductilidad del material, mientras que la presencia de etanol produce el efecto contrario. Ensayos realizados en aire sobre fibras de seda han permitido identificar dos regiones en las curvas carga-desplazamiento [5]: una zona elástica inicial y una zona no elástica, en la que se observa la presencia de una deformación remanente si se descarga completamente la fibra. Para comprobar si estas dos regiones existen en los ensayos en agua y etanol, se realizaron ensayos de carga-descarga cuyos resultados se muestran en la figura 2 (ensayo en agua) y en la figura 3 (ensayo en etanol). La identificación resulta especialmente importante en los ensayos en agua, ya que tanto en la figura 1 como en la figura 2 se pueden apreciar tres regiones diferenciadas: i) región inicial lineal ($0 \leq \epsilon \leq 0.01$), ii) región no lineal ($0.01 \leq \epsilon \leq 0.07$) y iii) región aproximadamente lineal ($\epsilon > 0.07$). De los resultados presentados en la figura 2 se comprueba que la primera región corresponde una deformación elástica, no apreciándose deformación remanente si se descarga la fibra, mientras que las regiones ii) y iii) corresponden a deformaciones no elásticas. La identificación de las regiones elástica y no elástica en las fibras ensayadas en etanol ha resultado más directa, ya que se puede identificar el tramo lineal inicial con la región de deformación elástica y la región situada tras el cambio de pendiente de la curva con la región no elástica, confirmando esta hipótesis con los resultados del ensayo de la figura 3.

La identificación de las zonas elásticas en los ensayos realizados en aire, agua y etanol ha permitido estudiar cómo varían los parámetros característicos de la zona elástica (módulo de elasticidad, E ; límite elástico, σ_y y

deformación correspondiente al límite elástico, ϵ_y) en cada medio. Como se ha indicado anteriormente no se ha procedido a la medida de la sección transversal de las fibras, por lo que los valores se presentan adimensionalizados por los valores medidos en los ensayos en aire. Los valores medios calculados a partir de ocho ensayos realizados en agua y otros ocho ensayos realizados en etanol se encuentran en la tabla 1

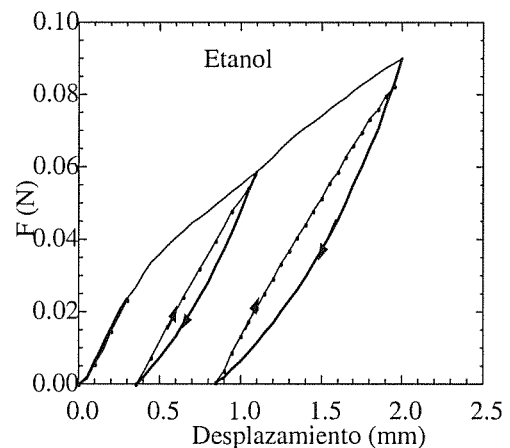


Figura 3. Curva fuerza-deformación con ciclos de descarga-recarga obtenida en un ensayo de tracción sobre un hilo sumergido en etanol ($L_0=30$ mm).

Tabla 1. Valores del módulo de elasticidad, límite elástico y deformación correspondiente al límite elástico obtenidos de los ensayos de fibras de seda en agua y etanol (el valor de ϵ_y obtenido a partir de los ensayos control en aire es de $\epsilon_y=0.012 \pm 0.002$).

	$E_{\text{medio}}/E_{\text{aire}}$	$\sigma_y^{\text{medio}}/\sigma_y^{\text{aire}}$	ϵ_y
Agua	0.24 ± 0.02	0.20 ± 0.03	0.010 ± 0.001
Etanol	1.5 ± 0.2	1.3 ± 0.1	0.012 ± 0.001

Como se ha indicado en el apartado 2, las fibras se sumergieron en el disolvente durante 2 horas antes de comenzar el ensayo de tracción, para que se hubiese alcanzado la concentración de equilibrio del disolvente en el interior de la fibra. Para comprobar el efecto que diferentes exposiciones al disolvente pueden tener en el resultado de los ensayos se realizó un estudio, comparando las propiedades medidas en fibras que hubiesen estado sumergidas diferentes tiempos antes de comenzar el ensayo. Así, en la figura 4 se comparan las curvas fuerza-desplazamiento de tres fibras adyacentes sumergidas en etanol: 0 h (la fibra fue ensayada inmediatamente después de quedar sumergida en etanol, estando sumergida en etanol unos 10 minutos durante el ensayo), 1/2 hora y 2 horas, no observándose diferencia apreciable en esas condiciones. En el caso de los

ensayos realizados en agua se compararon tiempos más largos de exposición, ya que la propia duración del ensayo es de aproximadamente 35 minutos. Así se compararon ensayos sobre fibras adyacentes sumergidas en agua 2 h y 4 h antes del comienzo del ensayo, presentándose los resultados en la figura 5.

Si bien las dos curvas presentadas en la figura 5 muestran una gran similitud, es de destacar el desplazamiento del límite elástico hasta valores mayores de la carga y de la deformación. Se realizaron cuatro ensayos en los que la probeta permaneció sumergida en agua 4 h antes de la realización del ensayo, presentándose los resultados en la tabla 2.

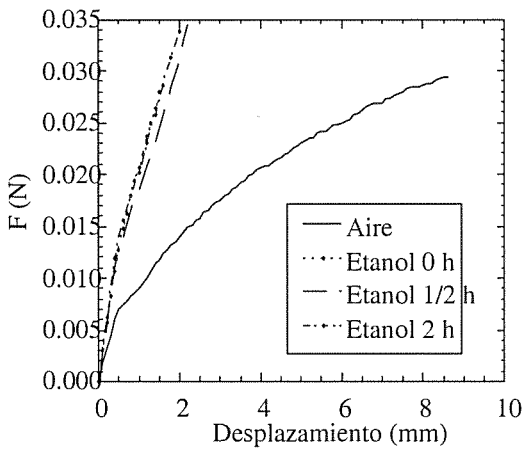


Figura 4. Influencia del tiempo de inmersión de la fibra en etanol en las curvas fuerza-desplazamiento ($L_0=30$ mm).

Tabla 2. Valores del módulo de elasticidad, límite elástico y deformación correspondiente al límite elástico de las muestras sumergidas en agua 4 h antes del comienzo del ensayo.

	E_{medio}/E_{aire}	$\sigma_y^{medio}/\sigma_y^{aire}$	ϵ_y
Agua (4 horas)	0.26 ± 0.01	0.77 ± 0.06	0.032 ± 0.008

Comparando las tablas 1 y 2 se observa cómo una exposición más larga al agua antes del comienzo del ensayo no modifica el módulo de elasticidad, pero conduce a un aumento considerable del límite elástico.

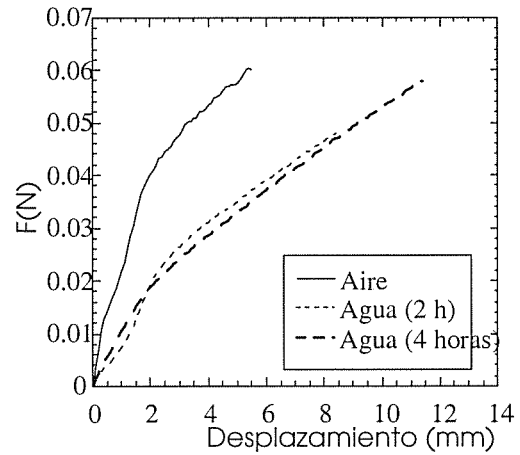


Figura 5. Influencia del tiempo de inmersión de la fibra en agua en las curvas fuerza-desplazamiento ($L_0=30$ mm).

Los resultados obtenidos a partir de los ensayos con agua y etanol se pueden explicar suponiendo que ambos disolventes actúan sobre el número total de puentes de hidrógeno presentes en la fibra. Así, las moléculas de agua romperían puentes de hidrógeno inicialmente establecidos entre las proteínas de la fibras, contribuyendo a una notable disminución de la rigidez. Por otro lado, el aumento de la rigidez observado con el etanol puede parecer paradójico, ya que indica que éste no sólo no está debilitando interacciones inicialmente presentes en la fibra, sino que está contribuyendo al establecimiento de nuevos enlaces. Es posible entender este efecto si se supone que el etanol no penetra en la fibra, sino que contribuye a su completa deshidratación. De esta manera la eliminación de puentes de hidrógeno establecidos entre proteínas de la seda y moléculas de agua permitiría la formación de nuevos puentes de hidrógeno proteína-proteína, aumentando la rigidez del material. Para comprobar esta hipótesis se realizaron ensayos con la fibra sumergida en isopropanol, que posee unas propiedades químicas similares al etanol, pero un tamaño mayor. De este modo, si en los efectos observados con el etanol tuviese importancia el tamaño de la molécula, en particular, influyendo en el número de moléculas que pueden penetrar en la fibra, deberían observarse diferencias con los ensayos realizados con isopropanol. La figura 6 compara los resultados obtenidos al ensayar fibras adyacentes en etanol, isopropanol y aire, comprobándose que no hay diferencias apreciables entre los ensayos realizados en etanol e isopropanol. Este resultado apoya la hipótesis de que las moléculas de etanol no penetran en la fibra, debiéndose su efecto a la eliminación del agua inicialmente presente en la fibra.

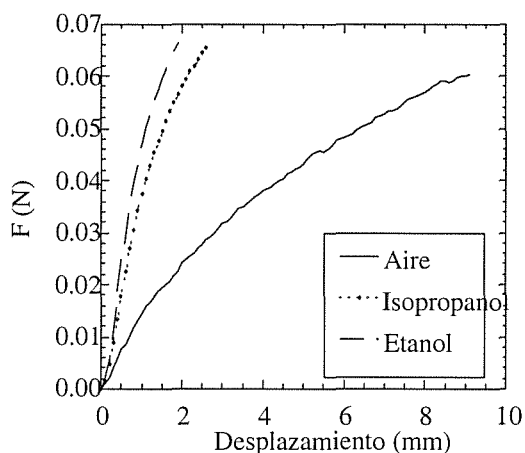


Figura 6. Comparación de las curvas fuerza-desplazamiento de fibras sumergidas en etanol e isopropanol ($L_0=30$ mm).

4. CONCLUSIONES

Se ha estudiado la influencia del agua, etanol e isopropanol en las propiedades mecánicas de la seda. Para determinar dicha influencia se han comparado las curvas fuerza-deformación de fibras ensayadas en aire con otras obtenidas de fibras adyacentes sumergidas en el medio correspondiente. Se ha comprobado que las fibras sumergidas en agua presentan una menor rigidez y una mayor ductilidad que las fibras control. Por otro lado, las fibras ensayadas en etanol e isopropanol presentan una mayor rigidez y una menor ductilidad que las fibras ensayadas en aire.

Tanto en las fibras ensayadas en agua como en las ensayadas en etanol se han identificado las regiones elástica y no elástica previamente identificadas en las fibras ensayadas en aire. También se ha comprobado que las descargas y recargas en la zona no elástica se producen a lo largo de curvas aproximadamente lineales con una pendiente similar a la pendiente medida en la zona elástica.

Se ha comprobado que los resultados obtenidos para el etanol son independientes del tiempo en el intervalo de 0 a 2 horas. Las fibras ensayadas en agua tampoco mostraron una gran sensibilidad al tiempo de inmersión, excepto por un aumento del límite elástico que se observa en las fibras ensayadas tras 4 horas de inmersión.

Por último, se compararon las curvas fuerza-deformación de fibras ensayadas en etanol e isopropanol, no encontrándose diferencias apreciables en ambas condiciones, pese al mayor tamaño de la molécula de isopropanol.

Para comprender el efecto de los diferentes medios en las propiedades mecánicas de la seda, hay que considerar que la presencia de las moléculas del disolvente en la seda debilita las interacciones entre las proteínas constituyentes de la seda, alterando sus propiedades mecánicas. Así, la influencia del agua se puede entender si se supone que las moléculas de agua rompen enlaces de hidrógeno, previamente establecidos entre las proteínas, contribuyendo de esta manera a aumentar la flexibilidad de la fibra. Por otro lado, el etanol no sólo no debilita interacciones previamente existentes en la seda, sino que favorece el establecimiento de nuevas interacciones. La explicación más plausible a este hecho es que el etanol no penetra en la fibra favoreciendo, en cambio, la deshidratación de la seda. La eliminación de moléculas de agua inicialmente unidas a proteínas mediante enlaces de hidrógeno, favorece la formación de nuevos puentes de hidrógeno proteína-proteína, provocando un aumento en la rigidez de la fibra.

5. REFERENCIAS

- [1]. "Structural Biomaterials", J. Vincent, Princeton University Press. Princeton. New Jersey. (1991).
- [2]. J.W.S. Hearle, B.M. Chapman, G.S. Senior, Applied Polymer Symposium, 18, (1971), 775-794.
- [3]. Y.S. Papir, K.-H. Hsu, R. H. Wildnauer, Biochim. Biophys. Acta, 399, (1975), 170-180.
- [4]. G. Jeronimidis, "Wood Structure in Biological and Technological Research", editado por P. Baas, A.J. Bolton, D.M. Catling. (1976), 253-265. Leiden Botanical series 3. Leiden University Press
- [5]. J. Pérez-Rigueiro, C. Viney, J. LLorca, M. Elices, J. Appl. Polym. Sci., 70, (1998), 2439-2447.
- [6]. "Aromatic high-strength fibers", H.H. Yang, John Wiley & Sons. N.Y. (1989).
- [7]. D.L. Dunaway, B.L. Thiel, C. Viney, J. Appl. Polym. Sci., 58, (1995), 675-683.
- [8]. R.W. Work, Textile Res. J., 47, (1977), 650-662.

PROPIEDADES MECÁNICAS DE SUPERCONDUCTORES DE ALTA TEMPERATURA CRÍTICA**Bi₂Sr₂CaCuO_{8+δ} ALTAMENTE TEXTURADOS**

J. Y. Pastor, P. Poza y J. LLorca.

Departamento de Ciencia de Materiales. Universidad Politécnica de Madrid. E.T.S.I. de Caminos.
Ciudad Universitaria, E - 28040 - Madrid.

Resumen. En este trabajo se han estudiado las propiedades mecánicas de fibras superconductoras Bi₂Sr₂CaCu₂O_{8+δ} fabricadas por solidificación direccional inducida por láser y crecidas a distintas velocidades. Se realizaron ensayos de tracción directa e indirecta (ensayo brasileño) para evaluar la resistencia a tracción en las direcciones longitudinal y transversal respecto a la de crecimiento. El módulo elástico de las fibras en la dirección longitudinal se obtuvo midiendo la frecuencia fundamental de resonancia en flexión y se realizaron ensayos de flexión para comparar con los resultados disponibles en la literatura. El trabajo se completa con el estudio de las secciones longitudinales y transversales del material sin ensayar y el análisis fractográfico de las probetas rotas. Las fibras resultaron altamente anisótropas siendo su resistencia en la dirección transversal muy baja, debido a la fractura por clivaje de los planos perpendiculares al eje *c*. El grado de anisotropía y la resistencia a tracción en la dirección longitudinal aumentaron al disminuir la velocidad de crecimiento mientras que la resistencia mecánica en la dirección transversal disminuyó. Este comportamiento se debió a diferencias en la distribución de la porosidad y a la alineación de los granos.

Abstract. The mechanical properties of Bi₂Sr₂CaCu₂O_{8+δ} superconductor fibres processed by laser-induced directional solidification at different growth rates were studied. Tensile and diametral compression (Brazilian test) tests were performed to analyse the longitudinal and transversal strength. The elastic modulus was determined using the flexural vibration resonance method. Flexure tests were also carried out to compare with the literature data. In addition, polished sections of the as-received fibres and the fracture surfaces of the broken samples were analysed in the scanning electron microscope. The fibres were highly anisotropic and the transverse fibre strength was very low due to the early failure by cleavage of the grains perpendicularly to the *c* axis. The degree of anisotropy and the longitudinal strength increased as the fibre growth rate decreased while the transverse strength followed the opposite trend. This behaviour was due to changes in the porosity and the alignment of the crystals along the fibre axis.

1. INTRODUCCIÓN

La utilización de superconductores cerámicos de alta temperatura crítica (SCAT) en aplicaciones tecnológicas como limitadores de corriente o sensores de nivel en líquidos criogénicos está limitada por sus reducidas propiedades mecánicas. La resistencia a flexión de materiales superconductores YBa₂Cu₃O_{7-δ} (YBCO) fabricados por sinterización está comprendida entre 20 y 90 MPa y la tenacidad de fractura es del orden de 1.0-2.0 MPa√m [1-3]. Estos valores tan bajos se deben a la porosidad y a la formación de microgrietas durante el enfriamiento desde la temperatura de sinterización. Las propiedades mecánicas medidas en superconductores Bi₂Sr₂CaCu₂O_{8+δ} (BSCCO 2212)

resultaron incluso inferiores [3 y 4] ya que los granos crecen en forma de placas dificultando la densificación. La resistencia a flexión de estos materiales mejora considerablemente (hasta 120-190 MPa para YBCO y del orden de 90 MPa para BSCCO 2212) cuando se fabrican mediante otras rutas que reducen la porosidad, como la extrusión [5], el prensado isostático en caliente [6] o la forja [7]. Mejoras similares se han observado en otros superconductores Bi(Pb)₂Sr₂Ca₂Cu₃O_{8+δ} fabricados por prensado en caliente [8] y forja [4] con valores de la resistencia a flexión de 110 MPa y 135 MPa, respectivamente.

Los superconductores BSCCO fabricados mediante estos métodos son muy anisótropos. Los granos, con estructura ortorrómbica, crecen en forma de placas paralelas a los planos *ab*, orientados en dirección

perpendicular a la presión externa [7 y 8]. Esta estructura altamente texturada es beneficiosa para las propiedades superconductoras porque la densidad de corriente en los planos *ab* es muy superior a la medida en la dirección *c*. Por otra parte se ha observado un comportamiento mecánico anisótropo en materiales superconductores BSCCO que rompen fácilmente por clivaje en los planos perpendiculares a la dirección *c*. Sin embargo, el grado de anisotropía no se ha podido cuantificar porque los datos disponibles sobre la resistencia mecánica de estos materiales se han medido exclusivamente en ensayos de flexión.

En este trabajo se ha evaluado la resistencia mecánica en las direcciones longitudinal y transversal de fibras superconductoras BSCCO 2212 altamente texturadas y fabricadas por fusión zonal inducida por láser [9]. La caracterización mecánica se completó con la medida del módulo elástico y la resistencia a flexión. Finalmente se analizaron los micromecanismos de rotura mediante el estudio metalográfico de las secciones longitudinales y transversales y el análisis fractográfico de las probetas ensayadas.

2. MATERIALES

Los materiales estudiados en esta investigación fueron fibras superconductoras BSCCO 2212 altamente texturadas de aproximadamente 2 mm de diámetro y 10 cm de longitud fabricadas mediante fusión zonal inducida por láser [9]. Como materiales de partida se utilizaron polvos de Bi_2O_3 , SrCO_3 , CaCO_3 y CuO mezclados en cantidades adecuadas para obtener una estequiometría ideal. La mezcla se calcinó a 1073 K durante 12 horas y a continuación se prensó isostáticamente en frío dentro de tubos de látex para

formar barras cilíndricas. Las barras se transformaron en fibras texturadas mediante un láser Nd:YAG focalizado de forma simétrica alrededor de las barras en aire seco. La temperatura crítica para la transición superconductoras estimada mediante medidas magnéticas fue del orden de 90 K y la corriente crítica en la dirección longitudinal, a 77 K y en ausencia de campo exterior, estuvo comprendida entre 2 kA/cm² y 3.5 kA/cm². El proceso de fabricación por fusión zonal inducida por láser está descrito en 9 y 10.

Se utilizaron tres velocidades de crecimiento que dieron lugar a diferentes grados de anisotropía: 10 mm/hora (material A), 30 mm/hora (material B) y 70 mm/hora (material C). Los granos de las fibras superconductoras crecieron con los planos *ab* orientados en la dirección de crecimiento y con un espesor del orden de 0.2 μm en la dirección perpendicular *c*. Estos granos se agruparon en dominios con un espesor del orden de varias micras y se observó cierta porosidad en la intersección de dichos dominios (figura 1a). El análisis de la sección transversal mostró como los granos aparecían orientados aleatoriamente en la dirección radial (figura 1b).

La densidad de cada material se midió por el método de Arquímedes en etanol utilizando fibras de 15 mm de longitud y los resultados se presentan en la Tabla 1. La densidad aumentó al disminuir la velocidad de crecimiento, llegando a alcanzar el 95 % de la densidad teórica de los superconductores BSCCO 2212 (6.6 g/cm³) para la velocidad más lenta. Esto se debió, en gran medida, a la mejor alineación de las fibras en la dirección longitudinal para velocidades de crecimiento lentas que redujo los poros en la intersección de granos mal alineados [11]. Por otra parte, las burbujas atrapadas en el material fundido durante el procesado

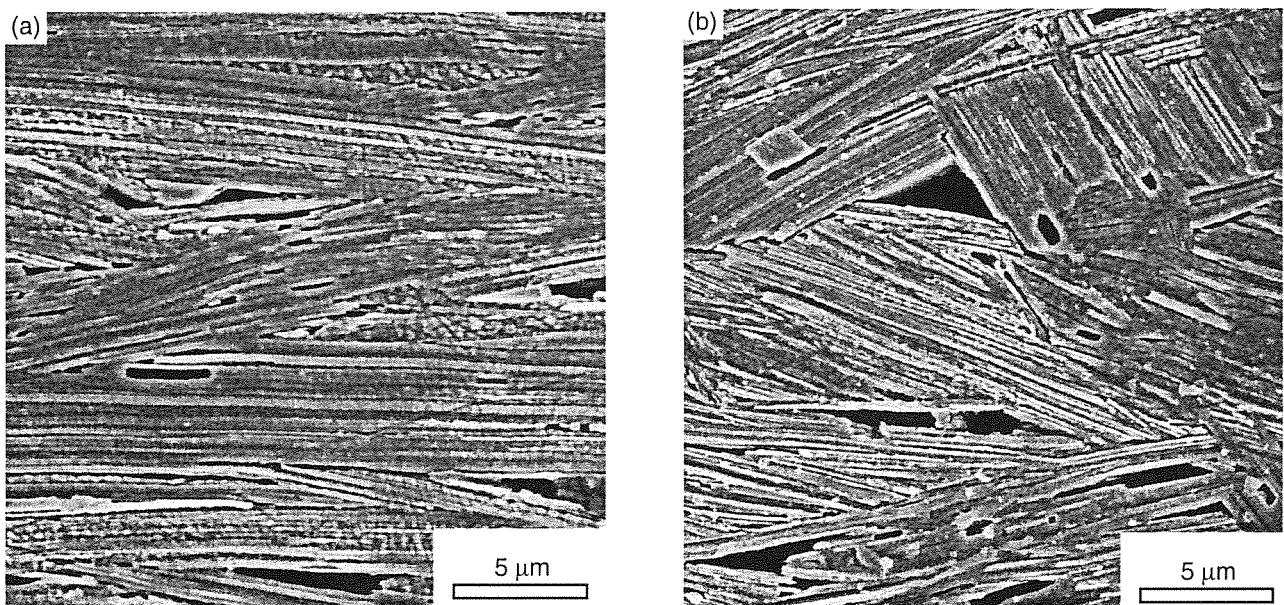


Fig. 1. Micrografía de la microestructura de la fibra A (crecida a 10 mm por hora). a) Sección longitudinal. b) Sección transversal.

podieron escapar más fácilmente al reducir la velocidad de crecimiento y disminuyó la fracción volumétrica de poros.

Tabla 1. Densidad de las fibras superconductoras.

	Material A	Material B	Material C
ρ (g/cm ³)	6.26±0.01	6.2±0.02	5.97±0.04

3. TÉCNICAS EXPERIMENTALES

La resistencia mecánica de los tres materiales superconductores en las direcciones longitudinal y transversal se midió en una máquina de ensayos electromecánica. Se realizaron al menos dos ensayos para caracterizar la resistencia a tracción en la dirección longitudinal empleando fibras de 30 mm de longitud. Los extremos de las fibras se introdujeron en sendas cabezas de aluminio cilíndricas perforadas con una cavidad 0.1 mm mayor que el diámetro de la fibra. Los superconductores se fijaron a estas cavidades con cianocrilato dejando una distancia libre de ensayo de 10 mm. El conjunto formado por las probetas a ensayar y las cabezas metálicas se acopló al puente de la máquina de ensayos y a la célula de carga mediante cordones de nylon. De este modo se obtuvo un sistema de carga muy flexible que permitió asegurar que las tensiones de flexión o torsión en los materiales ensayados eran despreciables. Los ensayos se realizaron en control de posición con una velocidad de desplazamiento del puente de 2 mm por minuto. El módulo elástico dinámico de las fibras en la dirección longitudinal se obtuvo midiendo la frecuencia fundamental de vibración en flexión sobre fibras de 30 mm de longitud.

La resistencia mecánica en la dirección transversal se obtuvo por el ensayo de compresión diametral (ensayo brasileño), utilizado habitualmente para caracterizar la resistencia a tracción del hormigón. Se cortaron discos de 1.2 mm de espesor y se sometieron a compresión diametral entre dos placas cerámicas rígidas. Los ensayos se realizaron en control de posición con una velocidad de desplazamiento del puente de 12 μ m por minuto. Para un material elástico y lineal y considerando que el área de contacto entre las placas rígidas y la probeta es muy pequeña (comparada con el diámetro del disco, D), la tensión de tracción en la dirección perpendicular al diámetro comprimido es una constante a lo largo del diámetro y viene dada por

$$\sigma = \frac{2P}{\delta DB} \quad (1)$$

donde P es la carga de compresión aplicada y B el espesor del disco. Aunque la carga de compresión es bastante mayor que la de tracción, los discos se rompen

a lo largo del diámetro porque la resistencia a tracción de materiales cerámicos y hormigón es muy inferior a la resistencia a compresión. Se ensayaron al menos 9 discos sobre cada tipo de fibras.

La caracterización mecánica de estos materiales se completó con tres ensayos de flexión en tres puntos realizados sobre cada tipo de fibras. Estos resultados permitieron comparar las propiedades de estos superconductores con los datos disponibles en la literatura [1-8]. Se utilizó una distancia entre apoyos de 5 mm y los ensayos se realizaron en control de carga a una velocidad de 10 N por minuto. La resistencia a flexión se evaluó a partir de la carga máxima de acuerdo con la teoría de la resistencia de materiales para vigas elásticas de sección circular.

Las superficies de fractura de las probetas ensayadas en los tres modos descritos se estudiaron en un microscopio electrónico de barrido JEOL JSM-6300 para analizar los mecanismos de rotura dominantes. Además, las secciones longitudinales y transversales de los materiales sin ensayar se pulieron y atracaron químicamente a 300 K durante 60 segundos con una mezcla de 99% 2-butoxietanol y 1 % ácido perclórico al 60% para mostrar su microestructura en el microscopio electrónico de barrido (figura 1).

4. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

Los valores medios de la resistencia a flexión, σ_f , de las fibras superconductoras y la resistencia a tracción en las direcciones longitudinal, σ_l , y transversal, σ_t , con sus correspondientes errores estándar se presentan en la tabla 2 junto con los valores del módulo elástico dinámico medidos por el método de resonancia. La resistencia a flexión de los superconductores procesados por fusión zonal inducida por láser fue similar o mejor que la obtenida para otros materiales BSCCO altamente texturados [7 y 8]. La resistencia a tracción de las barras fue muy inferior a la resistencia a flexión en todos los casos. Este resultado es habitual en materiales cerámicos frágiles donde la tensión de rotura viene determinada por el defecto de mayor tamaño donde se inicia la fractura. El volumen de material sometido a la máxima tensión es mayor en tracción que en flexión, y por tanto, también lo es la probabilidad de encontrar un defecto más grande. Finalmente, los ensayos brasileños pusieron de manifiesto la anisotropía en el comportamiento mecánico de las fibras. Los valores de la resistencia a tracción en la dirección transversal fueron muy inferiores a los encontrados en la dirección longitudinal.

La velocidad de crecimiento de las fibras apenas influyó en la resistencia a flexión, aunque el valor medio y la dispersión aumentaron ligeramente al disminuir la velocidad de crecimiento. Por el contrario, la resistencia a tracción en las direcciones longitudinal y

transversal fue muy sensible a la velocidad de crecimiento de las fibras. La resistencia a tracción aumentó en torno al 65% en la dirección longitudinal y se redujo más de un 30% en la dirección transversal al disminuir la velocidad de crecimiento de 70 mm/hora a 10 mm/hora. En consecuencia, el grado de anisotropía de las fibras, definido como σ_l/σ_t , aumentó de 2.4 a 5.7.

Tabla 2. Propiedades mecánicas.

Velocidad de crecimiento (mm/hora)	E_l (GPa)	σ_l (MPa)	σ_t (MPa)	σ_r (MPa)
Material A-10	101±6	43±3	7.5±0.6	139±14
Material B-30	101±3	34±2	6.4±0.3	120±7
Material C-70	93±4	26±1	10.9±0.4	117±3

Las superficies de fractura de las fibras ensayadas a tracción en la dirección longitudinal resultaron macroscópicamente planas revelando la presencia de poros al observarlas a bajo número de aumentos (figura 2a). Estos poros de forma redondeada (figura 2b) probablemente se formaron al quedar atrapadas burbujas durante la solidificación de la fibra. La rotura del material se produjo cuando los dominios formados por granos alineados en la dirección de crecimiento se rompieron perpendicularmente al eje de carga. Los granos individuales dentro de cada dominio se delaminaron durante la deformación de los superconductores mostrando su estructura hojosa (figura 2c).

Esta última observación pone de manifiesto la baja cohesión entre los granos a lo largo del eje c que dio lugar a los valores tan reducidos de la resistencia a tracción en la dirección transversal. Las superficies de fractura de las probetas ensayadas bajo compresión diametral también resultaron macroscópicamente planas. Un análisis más detallado mostró regiones rugosas y lisas, de tamaño similar al de los dominios, que aparecían a lo largo de la superficie de fractura (figura 3a). Las zonas lisas se formaron por clivaje de los granos entre capas de Bi_2O_2 formadas por dos láminas paralelas de BiO (figura 3b). Los enlaces Bi-O entre capas adyacentes se encuentran altamente distorsionados dando lugar a un espaciado entre capas extremadamente grande (del orden de 0.32 nm) que reduce las fuerzas de atracción entre láminas y facilita su decohesión [12]. Las zonas rugosas se relacionan con dominios fracturados que sobresalieron de la superficie de fractura con aspecto similar al observado en las probetas ensayadas en la dirección longitudinal. El proceso de fractura en la dirección transversal comenzó a cargas muy bajas al nuclearse grietas por la decohesión de láminas Bi_2O_2 con el eje c paralelo a la dirección de la tensión transversal de tracción. La rotura

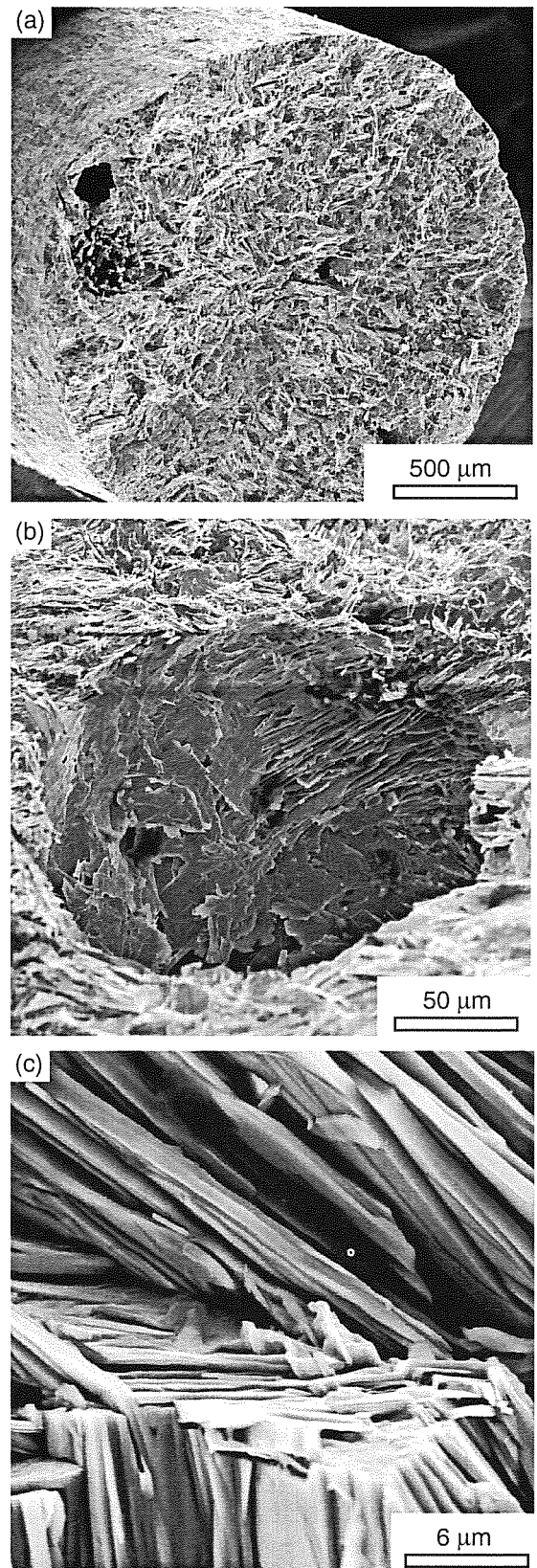


Fig. 2. Superficie de fractura de las fibras rotas a tracción en la dirección longitudinal. a) Aspecto general a bajo número de aumentos. b) Detalle de un poro de forma esférica. c) Granos delaminados dentro de un dominio.

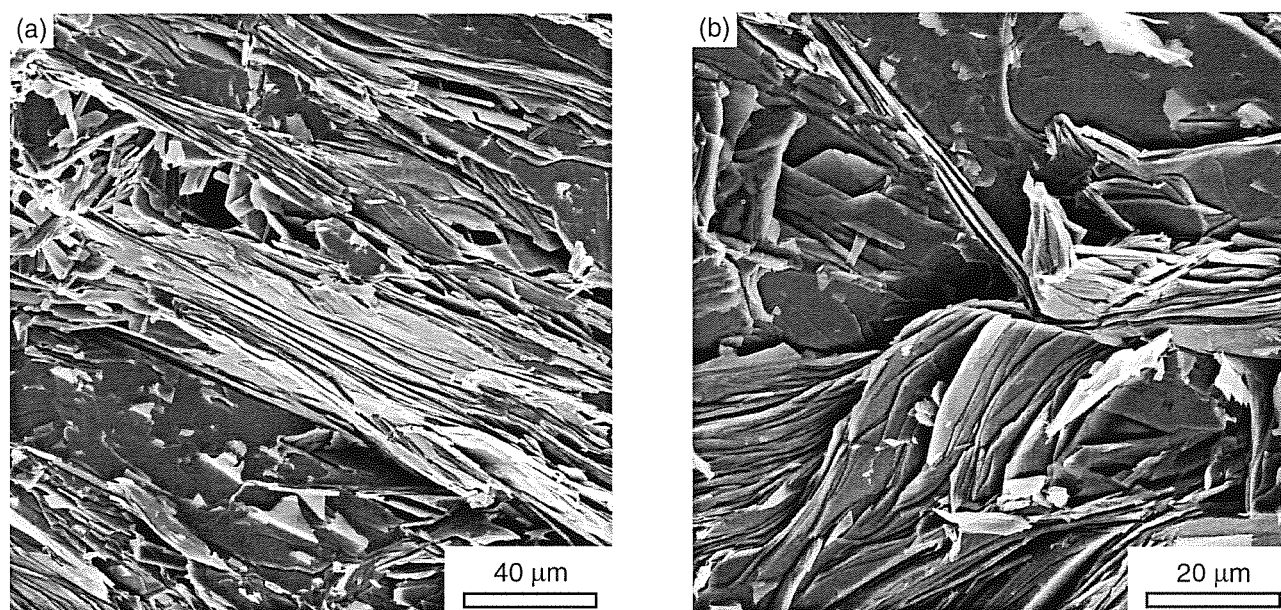


Fig. 3. Superficie de fractura de las fibras rotas en el ensayo de compresión diametral. a) Zonas lisas y rugosas. b) Detalle de una zona lisa formada por el clivaje de granos orientados con el eje c paralelo a la tensión de tracción.

final de la estructura se produjo por la propagación de estas grietas a través de los dominios dispuestos con el eje c perpendicular a la tensión de tracción.

La resistencia a tracción en la dirección longitudinal aumentó al disminuir la velocidad de crecimiento de la fibra por dos razones. En primer lugar, la fracción volumétrica de poros esféricos observados en la superficie de fractura disminuyó con la velocidad de crecimiento. Estos defectos actúan como concentradores de tensiones reduciendo el nivel de carga necesario para iniciar la rotura. Por otra parte, el alineamiento de los granos que forman los dominios con el plano ab paralelo al eje de la fibra mejoró al reducirse la velocidad de crecimiento [11]. Este hecho se reflejó, al menos cualitativamente, en el análisis de la sección longitudinal de las fibras en el microscopio electrónico de barrido, aunque no pudo realizarse un estudio cuantitativo debido al escaso contraste entre los dominios. Una prueba indirecta del mejor alineamiento de los dominios en el material A puede encontrarse en los valores del módulo de Young. Los módulos elásticos de un monocristal de superconductor BSCCO 2212 a lo largo del plano ab y de la dirección c son respectivamente 101 GPa y 44 GPa [13]. Los módulos elásticos de los materiales A y B fueron similares al valor del monocristal en el plano ab , mientras que el valor de E_{\parallel} para el material C resultó ser un 10 % menor.

El razonamiento anterior también explica los resultados de la resistencia a tracción en dirección transversal, que se redujeron al disminuir la velocidad de crecimiento. El menor valor de σ_{\perp} se obtuvo para los materiales A y

B donde la alineación de los planos ab con el eje de la fibra fue mejor y la dirección cristalográfica c resultó orientada en la dirección transversal. Según los resultados del módulo de Young el alineamiento fue similar en ambos materiales y es de resaltar que la resistencia a tracción en la dirección transversal también lo fue. Por el contrario, el grado de alineamiento fue peor para el material C y esta fibra presentó el valor más alto de σ_{\parallel} .

5. CONCLUSIONES

En este trabajo se ha estudiado la resistencia a tracción, en las direcciones longitudinal y transversal, y la resistencia a flexión de SCAT altamente texturados $\text{Bi}_2\text{Sr}_2\text{CaCu}_2\text{O}_{8+\delta}$ fabricados mediante fusión zonal inducida por láser a diferentes velocidades de crecimiento. La resistencia a flexión de las fibras estudiadas fue comparable e incluso mayor que las medidas en otros superconductores BSCCO fabricados por sinterización bajo presión. Las fibras resultaron ser muy anisótropas: la resistencia a tracción en la dirección longitudinal estuvo comprendida entre 26 y 43 MPa mientras que esta magnitud se encontraba entre 6 y 11 MPa en la dirección transversal. El grado de anisotropía aumentó al disminuir la velocidad de crecimiento. La reducida resistencia a tracción en la dirección transversal se debió a la fractura por clivaje entre capas de Bi_2O_2 formadas por dos láminas paralelas de BiO orientadas perpendicularmente al eje c del cristal.

La resistencia a tracción en la dirección longitudinal aumentó al disminuir la velocidad de crecimiento debido principalmente a la reducción de la fracción volumétrica de poros formados por burbujas atrapadas durante la solidificación del material. Por otra parte, el alineamiento de los planos *ab* paralelamente al eje de la fibra mejoró al reducir la velocidad de crecimiento. Los planos *ab* se caracterizan por un enlace fuerte y este hecho contribuyó a aumentar la resistencia de la fibra en la dirección longitudinal. Por el contrario la dirección *c* se caracteriza por un enlace débil y quedó orientada en la dirección transversal disminuyendo la resistencia a tracción del superconductor en esa dirección.

6. AGRADECIMIENTOS

Los materiales estudiados en esta investigación fueron fabricados por J. C. Díez y L. A. Angurel en el Instituto de Ciencia de Materiales de Aragón. Esta investigación fue parcialmente financiada por CICYT (MAT97-0673-C02 y 2FD97-546C04-03) y Red Eléctrica de España (proyecto REE-ID-97017).

7. REFERENCIAS

- [1] Singh J. P., Leu H. J., Poppel R. B., Van Voorhees E., Goudley G. T., Winsley K. y Shui D., "Effect of silver and silver oxide additions on the mechanical and superconducting properties of $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-\delta}$ superconductors", *J. Appl. Phys.*, **66** (7), 3154-3159 (1989).
- [2] Goretta K. C., Kullberg M. L., Bä D., Risch G. A. Routbort J. L., "Fracture toughness of $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-\delta}$ containing $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_5$ and ZrO_2 ", *Supercond. Sci. Technol.*, **4**, 544-547 (1991).
- [3] Joo J., Slingh J. P., Warzynki T., Grow A. y Poeppel, "Role of silver additions on mechanical and superconducting properties of high- T_c superconductors", *Appl. Supercond.*, **2** (6), 401-410 (1994).
- [4] Goretta K. C. et al., "Processing and properties of bulk BiSrCaCuO superconductors". *Appl. Supercond.*, **2** (6), 411-415 (1994).
- [5] Singh J. P., Guttschow R. A., Dusek J. T. y Poppel R. B., "Role of p_{O_2} in microstructural development and properties of $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_x$ superconductors", *J. Mater. Res.*, **7** (9), 2324-2332 (1992).
- [6] Chu C.-Y., Routbort J. L., Chen N., Blondo A. C., Kupperman D. S. y Goretta K. C., "Mechanical properties and texture of dense polycrystalline $\text{Bi}_2\text{Sr}_2\text{CaCu}_2\text{O}_x$ ", *Supercond. Sci. Technol.*, **5**, 306-312 (1992).
- [7] Goretta K. C., Loomans M. E., Martin L. J., Joo J., Poppel R. B. y Chen N., "Fracture of dense, textured $\text{Bi}_2\text{Sr}_2\text{CaCu}_2\text{O}_x$ " *Supercond. Sci. Technol.*, **6**, 282-286 (1993).
- [8] Murayama N., Kodama Y., Sakaguchi S. y Wakai, "Mechanical strength of hot-pressed Bi-Pb-Sr-Ca-Cu-O superconductor", *J. Mater. Res.*, **7** (1), 34-37 (1992).
- [9] Angurel L. A., Díez J. C., Martínez E., Pea J. I., de la Fuente G. F. y Navarro R., "Growth rate effects on thin $\text{Bi}_2\text{Sr}_2\text{CaCu}_2\text{O}_{8+\delta}$ textured rods", *Physica C*, **302**, en imprenta.
- [10] de la Fuente G. F., Díez J. C., Angurel L. A., Peña J. I., Sotelo A. y Navarro R., "Wave length dependance in laser floating zone processing. Acase study with Bi-Sr-Ca-Cu-O superconductor", *Adv. Mater.*, **7** (10), 853-856 (1995).
- [11] Martínez E., "Imanación y corrientes críticas en fibras gruesas BSCCO: texturado y anclaje de flujo", Tesis doctoral, Universidad de Zaragoza, (1997).
- [12] Pastor J. Y., Poza P. y LLorca J., "Mechanical properties of textured $\text{Bi}_2\text{Sr}_2\text{CaCu}_2\text{O}_{8+\delta}$ high temperature superconductors", *J. Am. Ceram. Soc.*, Enviado para publicación (1999).
- [13] Venugopal Reddy P., "Elastic behaviour of some high T_c superconductors", pp. 69-123 en "Studies of high temperature superconductors", vol. 19, Nova Science Publishers, New York (1996).

BIFURCACIÓN DE GRIETA EN MATERIALES CERÁMICOSA.J. Sánchez-Herencia¹ y F.F. Lange²

(1) Instituto de Cerámica y Vidrio (CSIC)

Ctra de Valencia Km. 24,300, Arganda del Rey, 28500 Madrid.

(2) Materials Department

University of California, Santa Barbara, CA 93106-5050, EE.UU.

Resumen. Los materiales cerámicos con aplicaciones estructurales tienen un gran problema aún sin resolver, este es su fragilidad. Recientemente se ha descubierto un nuevo mecanismo de reforzamiento de materiales cerámicos laminados denominado *bifurcación de grieta*. Dicho mecanismo se debe a las tensiones residuales que se generan en las estructuras laminadas durante el enfriamiento. En el presente trabajo se han obtenido materiales cerámicos con tensiones residuales controladas por medio de la inserción de finas capas compuestas del mismo material que la matriz y de cantidades variables de circonia sin estabilizantes. De este modo, la transformación de la fase tetragonal a monoclinica durante el enfriamiento permite generar tensiones residuales variables. Se ha estudiado la influencia de la composición y el espesor de las capas y se han realizado ensayos a flexión y de crecimiento controlado de grieta, estableciendo el límite de tensiones y espesores para la generación del fenómeno de bifurcación. Del mismo modo se ha logrado reforzar materiales con defectos de gran tamaño (1mm aprox.) cuya tensión de rotura es similar a la de los materiales monolíticos de la misma composición que la matriz sin defectos.

Abstract. Ceramic materials for structural applications have an important problem not yet solved, it is its brittleness. Recently it has been discovered a new reinforcement mechanism for laminated ceramic materials called *crack bifurcation*. This mechanism due to the residual thermal stresses developed inside the laminates during cooling. In this paper it is reported the fabrication of ceramic laminates with controlled residual stresses by inserting within a ceramic matrix a thin layers of a m-ZrO₂ containing material. By this method the tetragonal to monoclinic transformation of the zirconia during cooling lead to controlled residual stresses. It has been studied the influence of the composition as well as thickness of the layers. For mechanical characterization four point bending test and controlled crack growth has been performed on laminated samples. It has been determined the crack bifurcation limit depending on the layer thickness and composition. In this way it has been prepared reinforced multilayer materials with very large defects (1mm approx) and flexure strength similar to a monolithic this the same composition that the matrix without defects.

1. INTRODUCCION

Los materiales cerámicos han sido considerados durante décadas como prometedores sustitutos de otros materiales, donde sus propiedades intrínsecas como alta refractariedad, bajo coeficiente de expansión térmica, elevada dureza o elevada resistencia al desgaste, permita mejorar el rendimiento de los nuevos sistemas tecnológicos. Sin embargo dentro de estas propiedades intrínsecas, existe también una gran desventaja. Esta es su gran fragilidad. Como fue estudiado por Griffith en 1920, una vez que una grieta (o defecto) sometido a tracción alcanza un tamaño crítico (c_0), el crecimiento de la grieta es energéticamente favorecido, conduciendo

a la fractura catastrófica del material [1]. Los principales desarrollos en materiales cerámicos con fines estructurales se han enfocado al diseño de estructuras que permita mejorar las propiedades mecánicas y las prestaciones de uso. Como ejemplos de las estructuras diseñadas para aumentar las propiedades mecánicas pueden citarse los sistemas reforzados por fibras, los nanocompuestos o el reforzamiento por transformación de fase. Para aumentar las prestaciones de los materiales cerámicos, en los años 70, se propusieron las multicapas como estructuras en las que las propiedades mecánicas podrían mejorarse debido a la laminación. En este sentido se obtuvieron materiales cerámicos laminados por colaje en cinta con posibles

aplicaciones estructurales [2-4]. Tras esto, en los años 80 y 90 se han desarrollado otros métodos para el procesado de materiales cerámicos laminados, principalmente por técnicas coloidales (colaje, deposición electroforética o centrifugación) [5-9]. El objetivo final es la obtención de laminados con control en la composición de las capas así como en el espesor de las mismas. De este modo se pueden diseñar y construir materiales con estructuras determinadas para propiedades concretas.

Los mecanismos asociados con el reforzamiento en materiales laminados están asociados a dos factores diferentes. Por un lado la deflexión de grieta, (proceso que se da en estructuras naturales como la concha de moluscos [10]) y otro relacionado con las tensiones residuales, que se desarrollan en el material como consecuencia de la diferencia en los coeficientes de expansión térmica o de transformaciones de fase [11,12]. Dentro del primer grupo se encuentran las estructuras multicapa con fases duras y blandas. Entre estas, cabe destacar las descritas por Clegg y col., consistentes en capas gruesas de SiC con finas capas intercaladas de grafito. En estos materiales se ha observado que por medio de mecanismos de deflexión se aumenta el trabajo de fractura de los materiales y se pueden obtener materiales resistentes al daño. Un estudio detallado de las condiciones necesarias para observar deflexión de grieta ha sido realizado por He y col[13].

La bifurcación de grieta [14] tiene características similares a la deflexión. Consiste este mecanismo en el cambio de dirección de una grieta al intersectar con una capa para continuar su avance por dicha capa. sin embargo un análisis más detallado muestra que la bifurcación se debe a las tensiones residuales desarrolladas en la capa interna. Considerando un material cerámico laminado con estructura tipo bocado como el que se presenta en la figura 1.a, durante el enfriamiento, es posible que se desarrollen contracciones diferenciales entre capas debido a la diferencia en coeficientes de expansión térmica o, como se verá más adelante a transformaciones de fase expansivas.

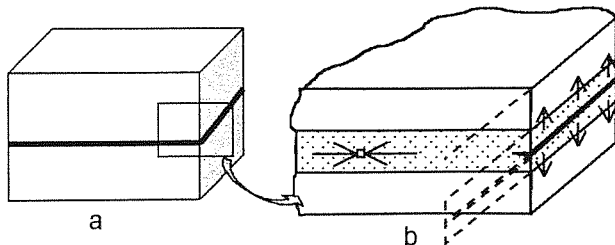


Figura 1.- a) Esquema de los materiales laminados diseñados; y b) de las tensiones que se generan en el borde de la pieza cuando la capa central se encuentra a compresión

Si las capas se encuentran unidas entre sí, se crean tensiones residuales biaxiales en el interior del material. Para la capa interna E embebida entre las capas M , la tensión residual desarrollada viene dada por la ecuación:

$$\sigma_r = \varepsilon_r E'_E \left[1 - \frac{t_E E'_E}{t_M E'_M} \right]^{-1} \quad (1)$$

donde $E'_i = \frac{E_i}{1 - \nu_i}$ E es el módulo elástico, ν el

coeficiente de Poisson, t_i el espesor de la capa interna y externa respectivamente y ε_r la deformación residual durante el enfriamiento. Si ε es positiva, (lo cual significa que la capa central contrae más que las externas durante el enfriamiento) la capa central se encontrará comprimida por las externas. Cuando esto ocurre, se genera una tracción perpendicular a la dirección de las capas localizada cerca de la superficie. La figura 1.b muestra un esquema del esquema de tensiones que se generan en un material laminado tras el enfriamiento. Bajo ciertas condiciones de espesor y compresión residual, la tracción perpendicular puede producir una grieta de borde en la capa central. La aparición o no, así como la profundidad de dicha grieta es función del espesor, tensiones residuales y energía de fractura de la capa central. Cuando los materiales que presentan grieta de borde se someten al ensayo de rotura a flexión se observa que la grieta bifurca por el medio de la capa central. Este fenómeno es debido al cambio en el estado de tensiones de la capa a compresión cuando la grieta de fractura penetra en esta. La tracción que se genera "guía" la grieta y cambia su trayectoria drásticamente. Este fenómeno se muestra en la figura 2. Por tanto, la bifurcación de grietas en sistemas laminados está fuertemente relacionada con la grieta de borde y ambas dependen de las tensiones residuales, el espesor de las capas y las características de la capa central.

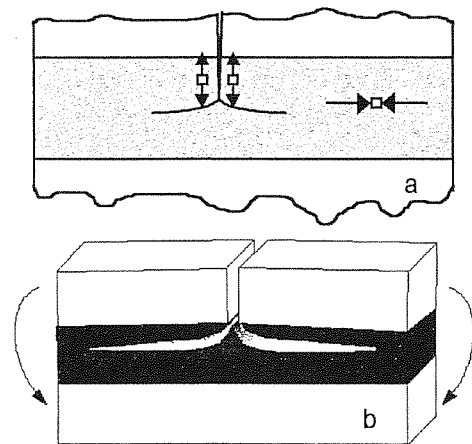


Figura 2.- a) Esquema del estado de tensiones que se produce al intersectar una grieta con la capa sometida a compresión; y b) del fenómeno de bifurcación durante el ensayo de flexión.

2. EXPERIMENTAL

Los materiales de partida fueron circona estabilizada con ytria (TZ-3YS, Tosho) (a partir de ahora TZ), ZrO_2 sin estabilizantes (TZ-0, Tosho) (a partir de ahora MZ) y alúmina (AKP-30, Sumitomo) (a partir de ahora A). Tras el estudio coloidal de estos materiales se estableció que las condiciones óptimas para el colaje de suspensiones son pH 11 con utilizando HTMA como dispersante. Se determinó la curva de crecimiento de pared para el colaje de las suspensiones, y se optimizaron los tiempos de colaje para la obtención de capas de espesor controlado. Por medio del colaje secuencial de suspensiones se obtuvieron placas de 7x7 cm con espesores variables como ha sido descrito en otros artículos [5-12]

Se diseñaron tres tipos de materiales laminados: a) tipo sandwich con TZ en las capas externas y varias mezclas de TZ y MZ en las finas capas internas; b) tipo sandwich con capas externas de A y finas capas de A con el 50% de MZ y c) Multicapas con TZ en las capas gruesas y MZ en las capas finas. Los laminados tipo sandwich (figura 1.a) se diseñaron con espesores constante de las capas externas de 2 mm. Por su parte las capas internas (con ZrO_2 sin estabilizantes en su composición) se obtuvieron con espesores variables entre 5 y 200 μm . Los materiales multicapa consistieron en capas gruesas de 1 mm entre las que se intercalaron capas finas de 100 μm con alto contenido en ZrO_2 sin estabilizantes. A su vez se obtuvieron materiales monolíticos con la misma composición que las capas finas situadas en los laminados.

Las muestras fueron sinterizadas en aire a la temperatura óptima para obtener materiales de densidad próxima a la teórica.

Las placas sinterizadas fueron rectificadas y cortadas en barras de 50x6x4 mm. Con estas barras se realizaron ensayos de flexión en 4 puntos situando la carga en la dirección perpendicular a la de las capas. Por otra parte en los materiales multicapa se hicieron indentaciones para generar defectos de gran tamaño (>1mm) que fueron crecidos en la dirección perpendicular a la de las capas por flexión en 4 puntos de las barras indentadas.

3. RESULTADOS.

3.1 Materiales tipo sandwich TZ/MZ.

La figura 3 muestra los resultados de la dilatometría de cada una de las composiciones (mezcla de TZ+MZ) que forman las capas intermedias. Como se observa, a partir de una relación de MZ/TZ superior al 45% comienza la transformación martensítica, siendo la magnitud de esta mayor cuanto mayor es el contenido en MZ. En el caso de 100% de MZ (es decir ZrO_2 pura sin estabilizantes) la expansión alcanza un nivel del 3% lineal.

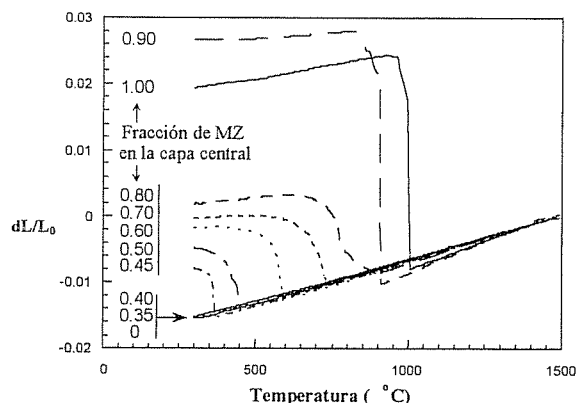


Fig 3. Curvas dilatométricas registradas durante el enfriamiento para los materiales monolíticos con las distintas composiciones que después formarán la capa intermedia.

Tras la sinterización se observó que a partir de contenidos de MZ superiores al 50% la fase única observada por DRX fue monoclinica. La tabla I recoge los valores extraídos de la figura 3

Tabla I: Valores de expansión y temperatura de transformación para las distintas mezclas de TZ y MZ que componen la capa central de los laminados.

% vol MZ	0.35	0.40	0.45	0.50	0.60	1
% mol. Y_2O_3	1.93	1.78	1.63	1.48	1.18	0
$dL/L_0(x100)$	0	0	0.07	0.08	1.09	3.16
T^a transf. (°C)	<20	<20	365	445	585	1000

El valor de las tensiones residuales para estos laminados obtenidos se encuentra recogido en la tabla II. Estos datos han sido calculados a partir de los valores de expansión recogidos en la tabla I y tomando los datos mecánicos medidos para en materiales monolíticos.

Tabla II. Tensiones residuales de compresión en la capa central a los distintos contenidos de MZ

% MZ	35	40	45	50	60	100
σ_r (GPa)	0	0	1.9	2.5	5.2	8.6

En las microfografías de la figura 4 se muestra la sección transversal de dos laminados, uno con 35% de MZ (fig 4.a) y otro con 60% de MZ (fig 4.b) en la capa intermedia. Como se observa en la tabla II el material con bajo contenido de MZ no presenta tensiones residuales y por tanto no muestra grieta de borde. A partir del 45% de MZ en la capa interior, comienzan las tensiones residuales y en todos los casos se observó la grieta de borde.

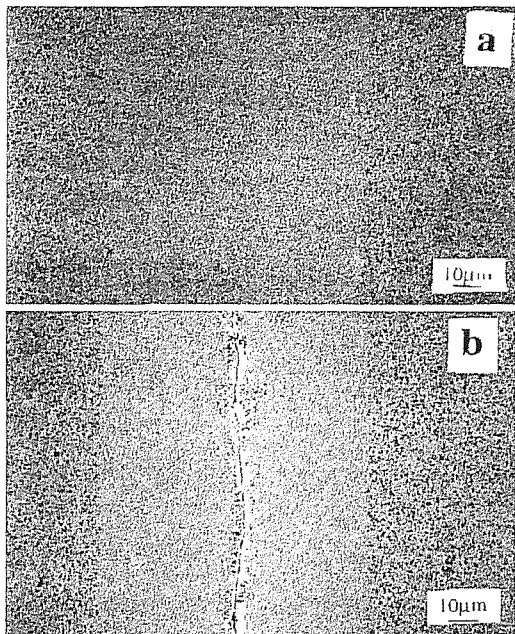


Figura 4. Micrografía SEM de la capa central de dos laminados con espesor de 100µ y composiciones de a) 35% MZ+65%TZ y b) 60% MZ y 40% TZ

Con los laminados obtenidos se realizaron ensayos de flexión en cuatro puntos, con el fin de estudiar el comportamiento de la grieta de fractura al intersectar con las capas sometidas a compresión. La figura 5.a muestra una micrografía óptica de una de las barras que no mostraron bifurcación. Por su parte la figura 5.b muestra la sección vertical de una muestra que presenta bifurcación de grieta.

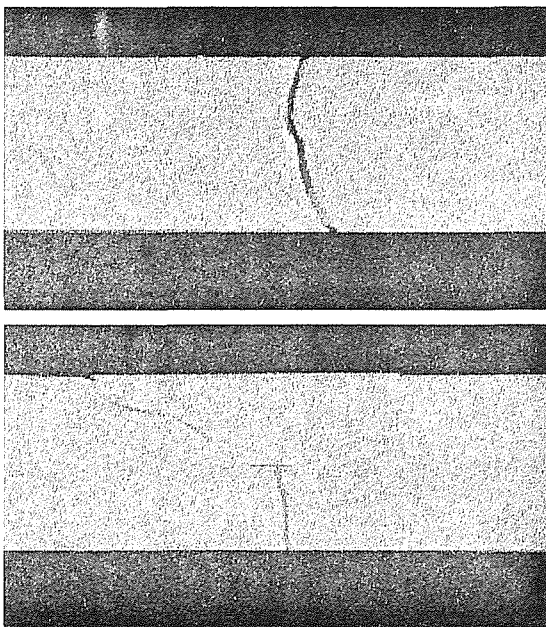


Figura 5. Sección transversal de las muestras fracturadas con contenidos de MZ del (a) 35% MZ y (b) 60% y espesor de 100µm en la capa central.

Tras la fractura, la bifurcación de grieta se distingue claramente al observar las caras internas de las capas superior e inferior tras la fractura. Se observa en dichas capas una montaña y su valle asociado.

Con los ensayos de flexión determinó el límite de composiciones y espesores para los cuales se puede establecer la bifurcación de grieta (figura 6). En este diagrama se observó la coincidencia entre la bifurcación y la aparición de la grieta de borde. Además la bifurcación se hace más extensa cuanto mayor es el contenido en MZ o mayores son los espesores. Así para muestras con 100% de MZ en la capa central la bifurcación fue total y la muestra deslaminó totalmente durante la fractura. La figura 7 muestra la micrografía obtenida del vídeo en la cual se observa como la fractura avanza totalmente por la capa intermedia antes de continuar por la segunda capa gruesa.

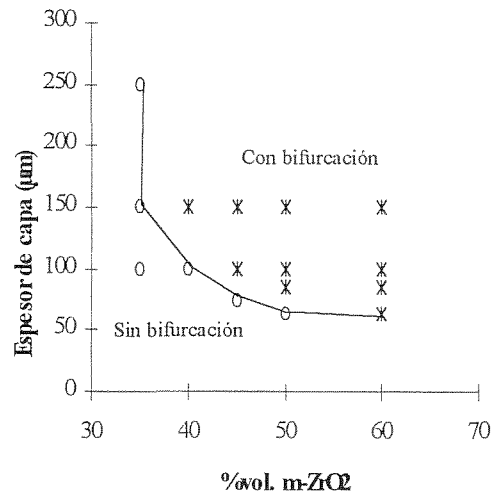


Figura 6 Gráfica de espesor frente a composición de los materiales tipo sandwich TZ/MZ+TZ/TZ. La línea indica el límite entre la bifurcación y la no bifurcación. Los puntos con círculo indican aquellos que no presentan grieta de borde y los puntos en estrella los que mostraron grieta de borde.

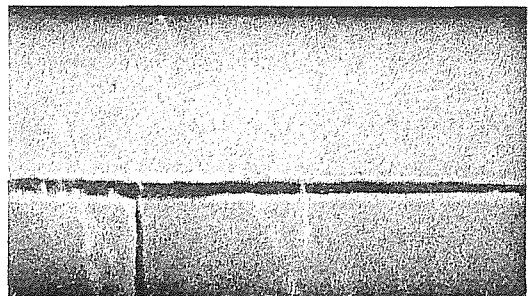


Figura 7 Micrografía en la que se observa la bifurcación extensa en el caso de un material con 100 % de MZ en la capa interior.

3.2 Materiales tipo sandwich A/A(MZ).

Con el fin de comprobar que las tensiones generadas por la transformación martensítica de la ZrO_2 , son capaces de generar bifurcación de grieta en otras matrices oxídicas, se diseñaron y obtuvieron materiales tipo sandwich de Al_2O_3 como matriz con finas capas de 50% de Al_2O_3 y 50% de m- ZrO_2 en la capa intermedia con distintos espesores. Los espesores estudiados fueron de 200 a 5 micras.

Las tensiones residuales de compresión que se generan en este tipo de materiales es de 6 GPa aprox. En este tipo de materiales, tras la sinterización a $1550^\circ C$ (2h), se observó que el espesor límite para la observación de la grieta de borde es de $25\mu m$, y del mismo modo se observó la coincidencia entre la aparición de dicha grieta y la bifurcación. En la figura 8 se muestran las micrografías de SEM de la sección perpendicular de dos de estos materiales, uno con grieta de borde (a) y sin grieta de borde (b), así como la micrografía de la sección transversal tras la fractura (fig 8 c y d).

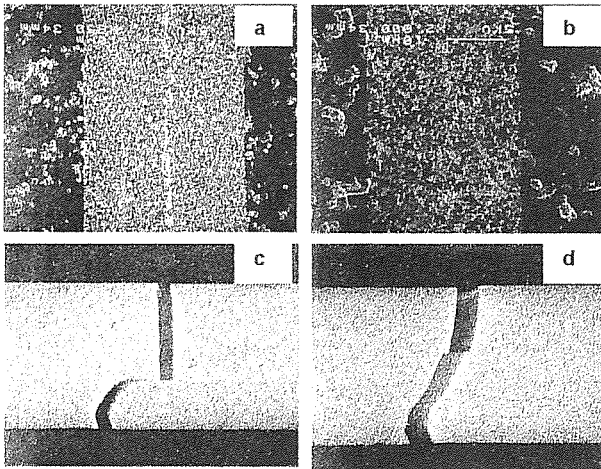


Figura 8 Micrografía SEM de los materiales sandwich A/A+MZ/A con espesores de la capa central de 100(a) y 20 μm (b), junto con la sección transversal de la muestra tras la fractura.

3.3 Materiales Multicapa

Una vez establecidas las condiciones para la observación de la bifurcación de grieta se diseñaron materiales multicapa con capas gruesas de 1 mm y capas finas de $100\mu m$ sometidas a fuerte compresión. En una de las capas gruesas se realizaron indentaciones en la dirección perpendicular a la dirección de las capas según se muestra en la figura 9. Posteriormente se creció la grieta, por medio de flexión en 4 puntos, hasta alcanzar un tamaño de 1 mm approx. En este punto quedó atrapada entre las dos capas comprimidas. Tras esto se continuó aplicando la carga hasta que material rompió catastróficamente a tensión de rotura similar a la

del un monolítico de la misma composición que la capa gruesa.

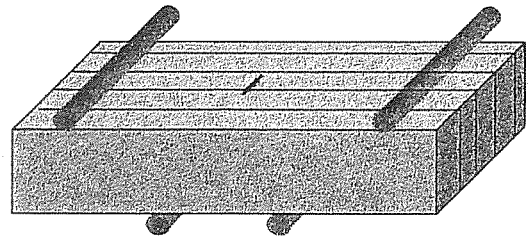


Figura 9. Esquema del ensayo de crecimiento controlado de grieta en la dirección perpendicular a las capas

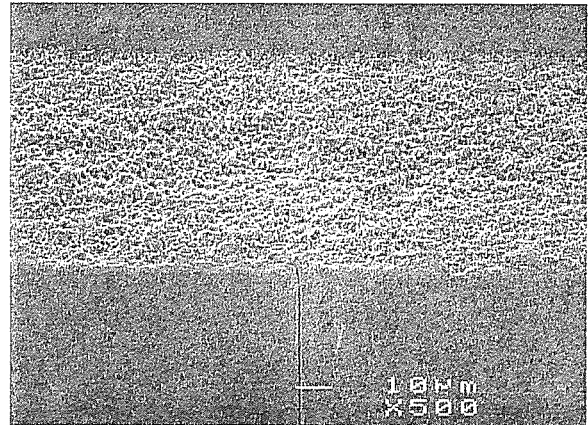


Figura 10. Micrografía de la interfase donde se observa como la grieta es frenada por la capa de 100% MZ a compresión

La figura 11 muestra la superficie de fractura a la altura de la capa indentada. Como se puede apreciar, la grieta ha avanzado dentro de esta hasta alcanzar los límites con las capas a compresión a los lados y con el eje neutro en profundidad.

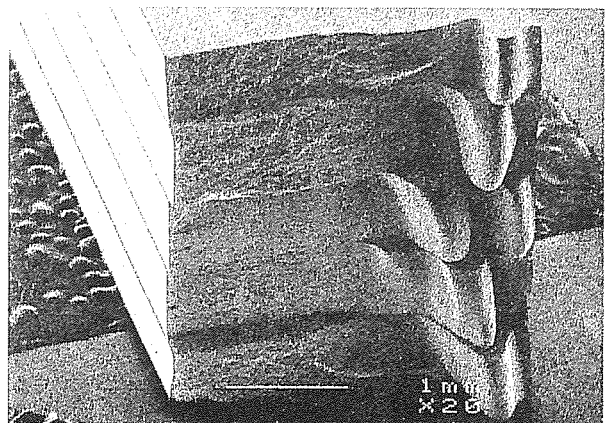


Figura 11. Micrografía de fractura de la multicapa indentada tras ser fracturada. Las indentaciones fueron realizadas en la capa del medio.

4. CONCLUSIONES

Se ha probado que añadiendo circonia sin estabilizantes en finas capas dentro de matrices de materiales cerámicos oxidicos, se pueden generar tensiones residuales de magnitud controlada. El control en las tensiones residuales se debe principalmente al contenido en ZrO_2 monoclinica

Por encima de ciertos espesores dichas tensiones son suficientes para generar grieta de borde y bifurcación de grieta, observandose coincidencia entre ambos fenómenos.

En sistemas multicapa con finas capas sometidas a fuertes compresiones se ha logrado detener grietas de 1 mm de tamaño, rompiendo el material como si de un monolitico se tratara. De este modo se ha obtenido un material resistente al daño.

6. REFERENCIAS

- 1.- A.A. Griffith, *Philos. Trans. R. Soc. Br. Ceram. Soc.*, **A221** 163 (1920).
- 2.- R.E. Mistler, "High Strength alumina substrates produced by a multiple layer casting technique", *Am. Ceram. Soc. Bull.*, **52** [11] 850-4 (1973).
- 3.- N. Claussen and J. Steeb "Toughening of Ceramic Composites by Oriented Nucleation of Microcracks" *J. Am. Ceram. Soc.*, **59** [9-10] 457-8 (1976)
- 4.- P. Boch, T. Chartier and M. Huttepain, "Tape Casting of Al_2O_3/ZrO_2 Laminated Composites", *J. Am. Ceram. Soc.*, **69** [8] C-191-2 (1986).
- 5.- J. Requena, R. Moreno and J. S. Moya, "Alumina and Alumina/Zirconia Multilayer Composites Obtained by Slip Casting", *J. Am. Ceram. Soc.*, **72** [8] 1511-13 (1989).
- 6.- W.J. Clegg, K. Kendall, N. McN. Aldford, T.W. Button and J.D. Birchall, "A Simple Way to Make Tough Ceramics", *Nature*, **347** [4] 455-7 (1990).
- 7.- D.B. Marshall, J.J. Ratto and F.F. Lange, "Enhanced Fracture Toughness in Layered Microcomposites of Ce- ZrO_2 , and Al_2O_3 ", *J. Am. Ceram. Soc.*, **74** [12] 2979-87 (1991)
- 8.- P. Sarkar, X. Haung and P.S. Nicholson, "Structural Ceramics Microlaminates by Electrophoretic Deposition", *J. Am. Ceram. Soc.*, **75** [10] 2907-9 (1992).
- 9.- B.Ferrari, A.J. Sanchez-Herencia and R. Moreno, "Electrophoretic forming of $Al_2O_3/Y-TZP$ layered ceramics from aqueous suspensions", *Materials Research Bulletin*, **33** [3] 487-99 (1998).
- 10.- S. Weiner and L. Addadi, "Design Strategies in Mineralized Biological Materials", *J. Mat. Chem.*, **7** [5] 689-702 (1997).
- 11.- S. Ho, C.D. Hillman, F.F. Lange, and Z. Suo, "Surface Cracking in Layers Under Biaxial, Residual Compressive Stress", *J. Am. Ceram. Soc.*, **78** [9] 2353-59 (1996)
- 12.- A.J. Sánchez-Herencia, J.S. Moya, A.P. Tomsia, "Microstructural Design in Alumina/Alumina Zirconia Layered Composites", *Scr. Metal. Mater.*, **38** [1] 1-5 (1998).
- 13.- M.Y. He and J.W. Hutchinson, "Crack Deflection at an Interface Between Dissimilar Elastic Materials", *Int. J. Solid Structures*, **25** [9] 1053-1067 (1989)
- 14.- M. Oechsner, C. Hillman and F.F. Lange, "Crack Bifurcation in Laminar Ceramic Composites", *J. Am. Ceram. Soc.*, **79** [7] 1834-38 (1996).

**DETERMINACIÓN DE LA ZONA AFECTADA POR TRANSFORMACIÓN DE FASE
INDUCIDA POR TENSIÓN MEDIANTE ESPECTROSCOPÍA RAMAN EN CIRCONAS
ESTABILIZADAS CON ITRIA**

D. Casellas¹, F. L. Cumbreira², F. Sánchez-Bajo³, W. Forsling⁴, L. Llanes¹ y M. Anglada¹

¹Dept. de Ciència dels Materials i Enginyeria Metal·lúrgica

Universitat Politècnica de Catalunya, ETSEIB., Avda. Diagonal 647, 08028 Barcelona

²Dept. de Física, Facultad de Ciencias

Universidad de Extremadura, Avda. de Elvas s/n. 06071 Badajoz

³Dept. de Electrónica e Ingeniería Electromecánica, ETSII

Universidad de Extremadura, Avda. de Elvas s/n. 06071 Badajoz

⁴Dept. of Inorganic Chemistry

Luleå University of Technology, S-97187 Luleå, Sweden

Resumen. En este trabajo se ha evaluado la importancia del mecanismo de transformación de fase en tres microestructuras diferentes de circonas estabilizadas con itria. Se calculan los valores de apantallamiento producidos por la transformación, determinando la altura de la zona transformada mediante espectroscopía Raman. Los resultados indican que los precipitados tetragonales embebidos en los granos cúbicos no transforman de fase y sólo los granos tetragonales contribuyen al apantallamiento por transformación de fase, el cual se propone como principal mecanismo de aumento de tenacidad en estos materiales.

Abstract. In this study the degree of transformation toughening was investigated in three microstructurally different yttria-stabilised-zirconia. Crack shielding was evaluated by measuring the size of transformation zone by Raman spectroscopy. The obtained results point out that the fine precipitates observed in cubic grains do not transform and only tetragonal grains give raise to transformation toughening, which is proposed as the main operating mechanism in these materials.

1. INTRODUCCIÓN

Uno de los obstáculos en la aplicación de los materiales cerámicos como componentes estructurales es su baja tenacidad de fractura. El grupo de materiales cerámicos de base de circonas es uno de los que más interés ha despertado por los elevados valores de tenacidad que se han conseguido obtener [1]. Esto se debe a que en la circonas se produce una transformación de fase tetragonal a monoclinica que lleva asociada una expansión volumétrica, y que si se produce alrededor de una grieta que propaga induce su cierre [2]. La extensión y facilidad con que se produzca esta transformación determinará los valores de tenacidad de fractura del material. Por tanto, en estos materiales el control microestructural, en términos de cantidad de estabilizante (generalmente Y_2O_3 o MgO), dimensiones de la fase tetragonal y distribución de fases, permite optimizar las propiedades mecánicas [3-7].

En función de cómo se encuentra distribuida la fase circonas tetragonal, estos materiales se acostumbran a clasificar en: TZP (*tetragonal zirconia polycrystal*), formada por granos tetragonales muy pequeños (0.2-0.5 μm); circonas parcialmente estabilizadas o PSZ (*partially stabilised zirconia*), donde la fase tetragonal se encuentra en forma de finos precipitados embebidos en una matriz de simetría cúbica; y ZDC (*zirconia dispersed ceramics*) en los que la circonas tetragonal se encuentra como segunda fase dispersa en una matriz de alúmina, mullita, etc. Las TZP se estabilizan con itria, con un porcentaje

molar del 2-3%, y acostumbran a presentar valores de resistencia mecánica elevados (incluso superiores a los 1000 MPa) pero su tenacidad de fractura no es muy alta (4-5 $MPa m^{1/2}$). En cambio, las PSZ se forman con mayores cantidades de estabilizante (3-6 % molar), y su tenacidad de fractura es superior a la de las TZP, llegando a superar los 10 $MPa m^{1/2}$, si bien su resistencia mecánica es inferior. Así pues, desde un punto de vista de resistencia a la fractura, sería interesante obtener una microestructura que presentara una elevada resistencia, como las TZP, y un valor alto de tenacidad de fractura, como las PSZ. En trabajos previos [5,7], se ha visto que tratamientos térmicos a elevada temperatura (1650-1750 $^{\circ}C$) producen microestructuras intermedias entre TZP y PSZ con una clara optimización de la resistencia a la fractura, aumentando la tenacidad de fractura sin reducir prácticamente la resistencia a flexión.

Para racionalizar las variaciones en las propiedades mecánicas basándose en parámetros microestructurales, es necesario caracterizar el grado en que está actuando el mecanismo de transformación de fase. Para ello, se pueden usar conceptos de mecánica de la fractura, incluyendo las dimensiones y morfología de la zona alrededor de la grieta que ha transformado de fase [2]. Una de las técnicas experimentales más eficaces para determinar estos parámetros es la espectroscopía Raman. La aplicación de esta técnica al estudio de circonas se remonta a la década de los 70, cuando se caracterizan los picos correspondientes a cada polimorfismo [8,9].

La fase cúbica, tipo fluorita, produce una banda asimétrica a 625 cm^{-1} y varias líneas más, bastante anchas. Las fases tetragonal y monoclinica tienen varias transiciones en común por encima de 300 cm^{-1} , pero presentan un par de líneas bien separadas y características: las líneas a 148 y 263 cm^{-1} son típicas de la fase tetragonal, mientras que el doblete observado a 180 y 192 cm^{-1} corresponde a la fase monoclinica. Con espectroscopía Raman la circona cúbica es difícil de distinguir, porque sus líneas son anchas y se solapan con las transiciones correspondientes a la fase tetragonal, pero es posible detectar pequeñas concentraciones de fase tetragonal y monoclinica. Otro punto que le confiere un especial interés es la gran capacidad para realizar análisis puntuales, localizando el estudio en zonas de hasta $1 \mu\text{m}$ de diámetro. Por todo esto, esta técnica está especialmente indicada para el estudio de zonas transformadas en materiales de circona, y ha sido bastante utilizada, particularmente en grietas pasantes en Mg-PSZ y TZP estabilizada con ceria [10-12].

Así pues, el objetivo de este trabajo es profundizar en el conocimiento de la relación entre microestructura y propiedades mecánicas en cerámicas de base circona estabilizadas con itria, cuantificando la importancia del mecanismo de transformación de fase activado por tensión mediante espectroscopía Raman. Para ello, se determinan las dimensiones de la zona transformada alrededor de grietas de indentación, se calcula su contribución a la tenacidad de fractura del material y se compara con los valores de tenacidad, relacionándolos con la distribución de fases en cada microestructura.

2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

2.1 Materiales estudiados

Se han estudiado varias microestructuras de cerámicas de base de circona estabilizadas con itria, correspondientes a diferentes proporciones de fases y de tamaños de grano. Estas diferencias microestructurales se han introducido mediante tratamientos térmicos a $1650 \text{ }^\circ\text{C}$ durante 2 y 10 horas (microestructuras denominadas como 2H y 10H a partir de este punto) en una Y-TZP de grano muy fino (denominada como AR) estabilizada con un 2.5 % molar de itria. Cada microestructura se ha caracterizado mediante microscopía electrónica de barrido y de transmisión (MEB y MET) y por difracción de rayos X (RX) en trabajos previos [5]. De estos resultados cabe destacar que el tratamiento a $1650 \text{ }^\circ\text{C}$ promueve cambios microestructurales de dos tipos: formación de granos relativamente grandes de matriz cúbica ($3\text{-}6 \mu\text{m}$) con precipitados tetragonales en su interior y crecimiento de los granos tetragonales hasta diámetros promedio de $1 \mu\text{m}$ para 2H y de $3 \mu\text{m}$ para 10H.

Respecto a las propiedades mecánicas, los tratamientos térmicos prácticamente no disminuyen la resistencia a flexión (tabla 1), a pesar de las claras variaciones microestructurales. En cuanto a la tenacidad de fractura, los materiales presentan un comportamiento de curva R, el cual se determinó modificando la técnica de indentación propuesta por Anderson y Braun [13]. En ésta se propone eliminar tensiones residuales mediante tratamiento térmico a $1100 \text{ }^\circ\text{C}$. Sin embargo, este tratamiento introduce cambios microestructurales en los materiales estudiados, puesto que la cantidad de fase cúbica a $1100 \text{ }^\circ\text{C}$ es muy inferior que a $1650 \text{ }^\circ\text{C}$ y ésta podría desaparecer. Por ello, para la determinación de la curva-R se eliminan las tensiones residuales por desbaste y pulido de grietas de indentación. Los valores de K de inicio de propagación (K_0) y de saturación (K_{IC}) obtenidos por este procedimiento se muestran en la tabla 1. Como se puede observar, la tenacidad de fractura aumenta considerablemente y la resistencia se mantiene bastante elevada. Así pues, la microestructura y las propiedades mecánicas se sitúan entre las correspondientes a una TZP y una PSZ.

Tabla 1. Resistencia a flexión por tres puntos y tenacidad de fractura en los materiales estudiados

Material	σ (MPa)	K_0 (MPa $\text{m}^{1/2}$)	K_{IC} (MPa $\text{m}^{1/2}$)
AR	1068 ± 93	4.0	4.3
2H	1034 ± 66	6.2	7.2
10H	961 ± 43	6.5	8.5

2.2 Espectroscopía Raman

El espectrómetro Raman utilizado es un Renishaw Raman (system 2000), con un láser de HeNe de una longitud de onda de 632.8 nm y equipado con un detector CCD. El espectrómetro tiene acoplado un microscopio óptico que incorpora lentes focales ultralargas de 50, 200 y 500 aumentos. Para las mediciones se utiliza el objetivo de 500 aumentos, ya que interesa obtener el análisis de fases de una zona muy pequeña. Para estos aumentos, la zona de análisis es circular y sus dimensiones son de alrededor de $1 \mu\text{m}$. La profundidad de penetración del haz, y por tanto el volumen de material estudiado, depende de la longitud de onda del láser y del índice de refracción del material, siendo del orden de $1 \mu\text{m}$ para los materiales estudiado.

El estudio se ha dirigido a dos tipos de superficies:

(a) Superficies pulidas con grietas de indentación introducidas mediante penetradores Vickers. Se toman espectros para diferentes posiciones de la grieta, como se esquematiza en la figura 1: en el interior de las indentaciones (⊙), en zonas próximas al vértice de la misma (⊙), a la media longitud de la grieta, $\frac{1}{2} c_0$ (⊙), en zonas cercanas a la punta de la grieta (⊙) y delante de ella (⊙). Para cada posición se parte verticalmente

desde el centro de la grieta hasta que los espectros obtenidos se igualan a los obtenidos en el resto de la probeta. De esta forma se pretende determinar la altura de la zona afectada por el campo de tensiones asociado a la propagación de una grieta en el material (h). La carga aplicada fue de 620 N.

(b) Superficies de fractura, correspondientes a probetas con defectos naturales preexistentes en el material. El objetivo de este análisis es obtener el grado de transformación de fase inducida por tensión, usando el porcentaje volumétrico de fase monoclinica.

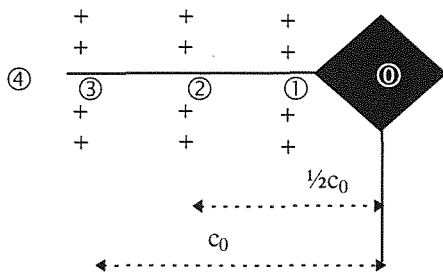


Fig 1. Esquema de las medidas efectuadas sobre las grietas de indentación.

Para determinar la cantidad de fase monoclinica (c_m) se usan las intensidades de los picos tetragonales de 148 y 264 cm^{-1} (subíndices t) y la intensidad del doblete monoclinico de 181 y 192 cm^{-1} (subíndices m) usando la ecuación (1) [11]. En trabajos previos se plantea introducir en la ecuación (1) un factor que reduzca la contribución de los picos tetragonales a c_m [14]. Sin embargo, los valores calculados son muy próximos a 1, y no varían significativamente el valor de c_m calculado.

$$c_m = \frac{I_m^{181,192}}{I_t^{148} + I_t^{264} + I_m^{181,192}} \quad (1)$$

3. RESULTADOS EXPERIMENTALES

Las mediciones realizadas con espectroscopía Raman ponen de manifiesto que las tres microestructuras tienen un grado de transformación de fase activada por tensión muy distinto. Así, en la tabla 2 se muestran los valores de h y c_m en las superficies de fractura (V_f) y en el interior de las huellas de indentación (V_{ind}), calculados a partir de la ecuación (1). Se aprecia que el material AR presenta unos valores de h y V_f muy típicos de materiales Y-TZP de grano muy fino [13], con poca tendencia a presentar el cambio de fase activado por tensión. En cambio, en las microestructuras de grano más grande se detectan mayores zonas afectadas por la propagación de las fisuras, así como mayores volúmenes de fase monoclinica inducidos por la transformación de fase. En la figura 2 se muestran los espectros obtenidos para 2H y 10H en la posición $1/2 c_0$,

a diferentes distancias de la grieta. En esta posición (2 de la figura 1) la distancia a la grieta para la cual no se observa variación en c_m se puede definir como h , puesto que no está afectada por la zona transformada alrededor de la huella de indentación.

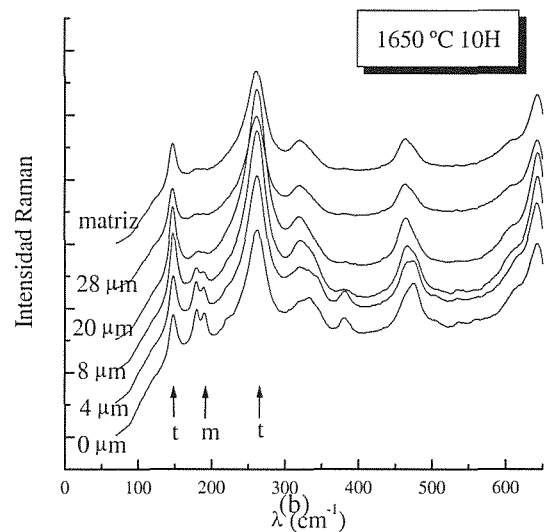
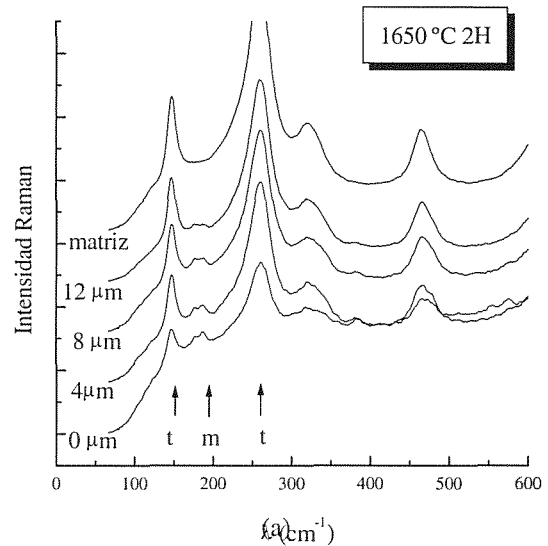
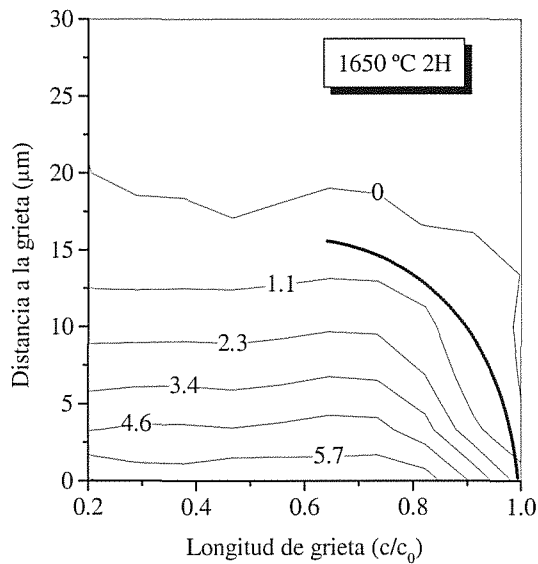
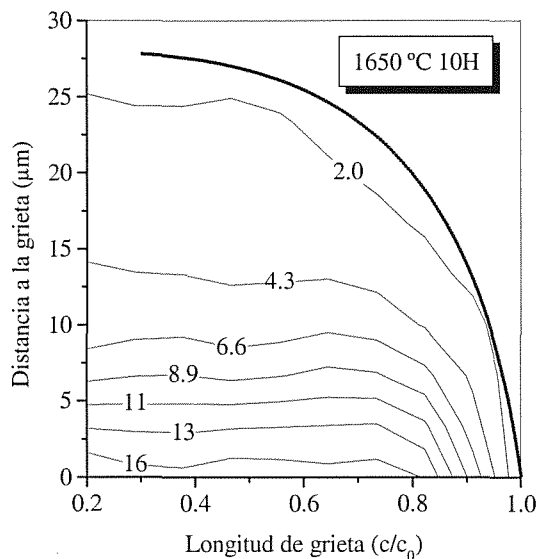


Fig 2. Espectros Raman obtenidos a $1/2 c_0$ en: (a) 2H y (b) 10H. Los picos señalados con t corresponden a la fase tetragonal mientras que los m a la monoclinica

Respecto a la morfología de estas zonas afectadas por el cambio de fase tetragonal a monoclinica debido a la propagación de una fisura, se ha determinado extrapolando los datos obtenidos alrededor de las fisuras de indentación. Los resultados obtenidos se muestran en la figura 3, donde la línea de trazo grueso marca el perfil aproximado.



(a)



(b)

Fig 3. Perfil de la zona transformada de fase en: (a) 2H y (b) 10H. Se ha confeccionado por extrapolación de los datos obtenidos con espectroscopía Raman. Los valores numéricos corresponden a c_m .

Tabla 2. Valores de h y porcentaje de fase monoclinica en la superficie de fractura y en el interior de la huella de indentación.

Material	h (μm)	V_f	V_f (ind)
AR	2-3	<3	18 ± 5
2H	16	10 ± 3	49 ± 7
10H	28	21 ± 6	30 ± 6

4. DISCUSIÓN

Los resultados obtenidos de V_f en las superficies de fractura y los valores de h determinados confirman que el aumento de tenacidad observado para mayores tiempos de tratamiento a 1650 °C se debe a la mayor contribución del mecanismo de transformación de fase. Esto se explica por el aumento del diámetro promedio de grano producido por el tratamiento térmico, desplazando la distribución de tamaños de grano por encima del valor crítico de transformación de fase activada por tensión. Otro punto a tener en cuenta es la cantidad de fase tetragonal capaz de transformarse. Así, las microestructuras 2H y 10H consisten en granos cúbicos con finos precipitados tetragonales en su interior rodeados por granos tetragonales. Los precipitados tetragonales son muy pequeños y no es de esperar que transformen de fase. Para comprobar este punto se han tomado espectros en diferentes granos de tamaño relativamente grande que han sido atravesados por la grieta en su propagación. En algunos casos el espectro sólo presenta picos correspondientes a simetría tetragonal (y cúbica). Puesto que son granos de diámetro elevado se considera que son de simetría cúbica con precipitados tetragonales que no han transformado. Por tanto, los granos de fase tetragonal serán los que puedan transformar de fase y contribuir al apantallamiento. El volumen de estos granos tetragonales se puede estimar a partir de los valores de V_{ind} , ya que los elevados esfuerzos a que es sometido el material por la aplicación del penetrador forzará a las partículas tetragonales a transformar a simetría monoclinica. Para corroborar este punto, los valores de V_{ind} se comparan con la distribución de cada fase en la microestructura, combinando los resultados obtenidos por estereografía y por RX (ver tabla 3). Se puede ver que los valores de V_{ind} se acercan mucho al volumen correspondiente a los granos tetragonales, y que son mayores en 2H y 10H. Así pues, aunque el volumen de granos tetragonales en 10H sea menor que en 2H, el volumen de material transformado en la superficie de fractura es superior, porque la cantidad de granos por encima del tamaño crítico para transformar de fase por tensión es mayor. Para AR, el tamaño de grano es muy pequeño (0.2-0.3 μm) y sólo transformarán una parte de ellos.

Tabla 3. Distribución de las fases en cada microestructura en porcentaje volumétrico (c: fase cúbica, tc: precipitados tetragonales dentro de los granos cúbicos, tl: granos tetragonales).

Microestructura	c	tc	tl
AR	0	0	100
2H	23	20	56
10H	37	32	31

Los valores de h determinados son superiores a los de Y-TZP convencionales (entre 3 y 5 μm), y son bastante elevados, en particular para 10H, indicando la facilidad para transformar de esta microestructura. Los resultados de h no se han podido comparar con materiales PSZ de elevada tenacidad porque apenas existe información para grietas de indentación o grietas pequeñas en PSZ [10-12]. En el presente estudio las fisuras tienen una longitud que varía entre las 170 y las 220 μm , mientras que su profundidad es del orden de las 100 μm . Por ello, estos valores pueden ser aplicados a grietas naturales, más próximas en cuanto a morfología y tamaño que las grietas grandes pasantes.

Para determinar la contribución de la transformación de fase a la tenacidad de fractura del material se calcula el factor de intensidad de tensiones de apantallamiento (K_s) producido por la transformación de fase. Cuando la zona transformada se ha desarrollado en su totalidad, K_s se puede relacionar con el volumen de material transformado ($V(y)$ que depende de la distancia a la grieta y), h y las propiedades mecánicas del material a partir de la relación siguiente [2, 12]:

$$K_s = \frac{A E e^T}{(1 - \nu)} \int_0^h \frac{V(y)}{2\sqrt{y}} dy \quad (2)$$

donde E es el módulo de Young (210 GPa), ν el módulo de Poisson (0.3), e^T la deformación asociada a la transformación (0.04 si ésta es puramente dilatacional) y A una constante que depende de la forma de la zona delante de la punta de la grieta y del tipo de tensión que la activa, es decir hidrostática o con una componente de cizalladura. Así, el valor de A puede variar entre 0.22 y 0.38 [2]. Para las microestructuras 2H y 10H se determina la geometría de la zona transformada usando los datos de la figura 3 y se calcula el valor de A a partir de las relaciones desarrolladas por McMeeeking y Evans [2], suponiendo una transformación puramente dilatacional. El valor de A calculado para 2H y 10H es de 0.28, y de 0.22 para AR [13], puesto que en este último caso es difícil conocer la forma de la zona con los datos disponibles. El valor de A calculado para 2H y 10H es similar al obtenido para Mg-PSZ (0.25), que presenta una zona semicircular [11,12], muy parecida a la de las microestructuras estudiadas.

Los resultados obtenidos con espectroscopía Raman permiten determinar $V(y)$, e integrando la ecuación (2) se obtiene el apantallamiento producido por la transformación de fase. Los resultados de K_s se muestran en la tabla 4 y se comparan con la diferencia entre K_{IC} y K_0 (ΔK) determinada en los ensayos de curva-R (tabla 1). Para AR el valor del apantallamiento se corresponde bastante bien con el ΔK observado. En cambio, para 2H y 10H, se observa que los valores de

K_s calculados no explican completamente el apantallamiento calculado en los ensayos de curva-R, aunque permiten afirmar que el mecanismo de transformación de fase es el principal mecanismo. Si en el cálculo de K_s se considera que las deformaciones producidas por la transformación no se relajan a través de la formación de maclas, y que por tanto hay una componente de cizalladura importante, el valor de K_s aumentaría claramente [12]. Otro fenómeno que contribuiría a aumentar K_s sería la presencia de mecanismos secundarios. En este sentido cabe comentar que los precipitados distribuidos en el interior de la fase cúbica pueden promover un efecto de unión de las caras de la fisura, dificultando su apertura, tal y como ocurre en Mg-PSZ, Hoffman y *col.* [15]. Aunque en el caso de las microestructuras estudiadas los precipitados son más pequeños su efecto puede llegar a ser importante.

Tabla 4. Valores de K_s calculados a partir de la expresión (2).

Material	AR	2H	10H
K_s (MPa m ^{1/2})	0.3	0.7	1.6
ΔK (MPa m ^{1/2})	0.4	1.0	2.0

5. CONCLUSIÓN

En este trabajo se ha estudiado, en diferentes tipos de microestructuras de circonita estabilizada con itria, el efecto de la distribución y cantidad de la fase tetragonal en su tenacidad. Para ello, se ha calculado mediante espectroscopía Raman la aportación del mecanismo de transformación de fase inducida por tensión. En las microestructuras estudiadas la fase tetragonal se distribuye como precipitados muy pequeños embebidos en una matriz cúbica, o bien como granos tetragonales. Por espectroscopía Raman se ha observado que los precipitados tetragonales no transforman bajo la propagación de una grieta, y por tanto el origen del apantallamiento cabe buscarlo en la transformación de los granos tetragonales. Los resultados indican que las zonas transformadas alrededor de las grietas de indentación son de dimensiones considerables y el apantallamiento producido es elevado. Esto explica casi en su totalidad el aumento de tenacidad observado, por lo que el mecanismo de transformación de fase se plantea como el principal en este tipo de microestructuras. Por otro lado, teniendo en cuenta la microestructura de los materiales estudiados debería considerarse el efecto de unión de las caras de la fisura por los precipitados de los granos cúbicos, lo cual también podría contribuir al apantallamiento.

6. REFERENCIAS

[1] Clausen N. "Microstructural Design of Zirconia Toughened Ceramics (ZTC)", *Advances in Ceramics*:

Science and Technology of Zirconia II, (Eds. N. Claussen, M. Rühle and A.H. Heuer), Am. Ceram. Soc., Columbus OH, pp 325-51 (1984).

[2] McMeeking R. y Evans A.G. "Mechanics of Transformation Toughening in Brittle Materials", J. Am. Ceram. Soc., 65, 242-6 (1982).

[3] Gupta T.K, Lange F.F. y Bechtold J.H. "Effect of Stress-Induced Phase Transformation on the Properties of Polycrystalline Zirconia Containing Metastable Tetragonal Phase", J. Mater. Sci., 13, 1464-9, (1978).

[4] Hannink R.H.J., Howard C.J., Kisi E.H. y Swain M.V. "Relationship between Fracture Toughness and Phase Assemblage in Mg-PSZ", J. Am. Ceram. Soc., 77, 571-9 (1994).

[5] Casellas D., Llanes L. y Anglada M. "Influencia de la Microestructura en la Fractura de Y-TZP", Anales de Mecánica de la fractura, 15, 378-83 (1998).

[6] Fernández R., Casellas D., Cumbreira F.L., Sánchez-Bajo F., Anglada M. y Llanes L., "Phase Assemblage Effects on the Fracture and Fatigue Characterisation of Magnesia-Partially Stabilized Zirconia", Int. Jour. of Refractory Metals & Hard Materials, 16, 291-301 (1998).

[7] Ruiz L. y Ready M.J. "Effect of Heat Treatment on Grain Size, Phase Assemblage, and Mechanical Properties of 3 mol% Y-TZP", J. Am. Ceram. Soc., 79, 2331-40 (1996).

[8] Phillippi C.M. y Mazdiyasi K.S. "Infrared and Raman Spectra of Zirconia Polymorphs", J. Am. Ceram. Soc., 54, 254-8 (1971).

[9] Keramidas V.G. y White W.R. "Raman Scattering Study of the Crystallisation and Phase Transformations of ZrO₂", J. Am. Ceram. Soc., 57, 22-4 (1974).

[10] Marshall D. "Crack Shielding in Ceria-Partially-Stabilized Zirconia", J. Am. Ceram. Soc., 73, 3119-21 (1990).

[11] Dauskardt R.H., Veirs D.K. y Ritchie R.O. "Spatially resolved Raman Spectroscopy Study of Transformed Zirconia in Magnesia-Stabilized Zirconia", J. Am. Ceram. Soc., 72, 1124-30 (1989).

[12] Marshall D.B., Shaw M.C., Dauskardt R.H., Ritchie R.O., Ready M.J. y Heuer A.H. "Crack-Tip Transformation Zones in Toughened Zirconia", J. Am. Ceram. Soc., 73, 2659-66 (1990).

[13] Anderson R.M. y Braun L.M. "Technique for the R-Curve Determination of Y-TZP using Indentation-

Produced Flaws", J. Am. Ceram. Soc., 73, 3059-62 (1990).

[14] Clarke D.R. y Adar F. "Measurement of the Crystallographically Transformed Zone Produced by Fracture in Ceramics Containing Tetragonal Zirconia", J. Am. Ceram. Soc., 65, 284-8 (1982).

[15] Hoffman M., Wakayama S., Kawahara M. y Kishi T. "Crack-Tip Degradation Processes Observed during in situ Cyclic Fatigue of Partially Stabilized Zirconia", J. Am. Ceram. Soc., 78, 2801-10 (1995).

AGRADECIMIENTOS

Este trabajo se ha financiado parcialmente por el proyecto CICYT MT96-1009. Uno de los autores (D.C.) agradece a la Generalitat de Catalunya la beca FI concedida. Igualmente se agradece a J.Alcalá los comentarios e ideas aportados, y a M. Ranheimer por su asistencia técnica con el espectrómetro Raman.

CARACTERIZACIÓN DE LOS DEFECTOS EN ELEMENTOS DE VIDRIO

M.A. García Prieto, A. Miranda Prieto, A. Bernardo Sánchez, M.J. Lamela Rey y A. Fernández Canteli

Departamento de Construcción e Ingeniería de Fabricación
E.T.S.I.I. Universidad de Oviedo. Campus de Viesques. 33204 Gijón

Resumen. Es comúnmente aceptado que los defectos presentes en la superficie del vidrio son la causa de la rotura del mismo para tensiones muy inferiores a las teóricas. Esto hace particularmente interesante la caracterización de las poblaciones de defectos del material. A priori, es posible señalar dos poblaciones de defectos en vidrio plano, que corresponden al contorno de la placa, y a la superficie de la misma. Este trabajo intenta obtener una caracterización estadística de estas poblaciones de defectos, que posteriormente será empleada para la obtención de la probabilidad de rotura de elementos de vidrio en un modelo de dimensionamiento.

Abstract. It is generally accepted that defects on glasses are the cause of failures under stresses much lower than the theoretical ones. This makes specially interesting the characterization of the families of defects in the material. As a starting point, it seems feasible to classify these defects as belonging to two different groups: surface flaws and defects related to the edges in the boundary.

This work is focussed on performing a statistical characterization of these families of defects in order to make possible its subsequent use in calculating the probability of failure of glass elements using a design model.

1. INTRODUCCIÓN.

Son muchas las imperfecciones que pueden aparecer en el vidrio en las diferentes fases, desde su fabricación (fusión, conformación y recocido), hasta su almacenamiento y puesta en servicio [6]. De ellas, algunas no tienen una apreciable influencia en la rotura, como es el caso de las inclusiones [4]; otras se detectan a simple vista, con lo que el propio control de calidad de la fábrica productora rechaza el elemento, no resultando significativos a la hora de caracterizar la rotura del material.

Se sabe que debido al proceso de fabricación las dos superficies de una misma placa de vidrio se comportan de manera distinta frente a la rotura. Se denominará cara estaño o baño a aquella que se encuentra en el enfriamiento en contacto con el baño de estaño, y cara atmósfera a la que enfría en contacto con el ambiente.

Si bien es cierto que la rotura de materiales frágiles se aborda, en general, desde la perspectiva de las tensiones, parece más intuitivo estudiar este fenómeno tomando como referencia los tamaños de defecto [7].

Para abordar la rotura desde el punto de vista de los defectos es necesario modelizarlos, y así será posible relacionar las tensiones de rotura con el tamaño de los defectos a través de la Mecánica de la Fractura. Se han considerado dos tipos de defectos: superficiales y de borde.

Las microfisuras superficiales que aparecen fundamentalmente en la fase de conformación y manufactura, debido al contacto del vidrio con los rodillos de la

cadena de transporte y al proceso térmico asociado con esta operación, se han modelizado como semicirculares, puesto que, aunque en principio podrían asociarse a formas semielípticas, se demuestra, teórica y experimentalmente, que en su fase de crecimiento aquéllas tienden a adoptar una forma semicircular. Los defectos de borde, producidos durante los procesos de corte, manufactura, almacenamiento y manipulación resultan igualmente significativos de cara a la rotura y han sido modelizados como microfisuras superficiales con forma de cuarto de círculo tal como muestra la figura 1.

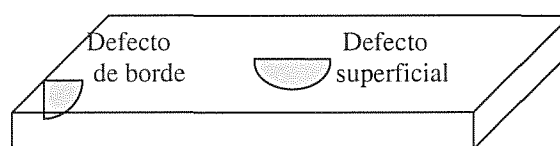


Fig. 1. Modelización de los defectos considerados.

Para contrastar los análisis teóricos, se han realizado una serie de ensayos en un vidrio especial de 5 mm de espesor, fabricado por Cristalería Española. Los resultados correspondientes a estos ensayos se recogen al final de esta comunicación.

El objeto del presente trabajo consiste en la caracterización de los defectos para las cuatro poblaciones consideradas (superficie y borde, en cada caso, en las caras atmósfera y estaño). La estimación de las propiedades mecánicas y de fractura del vidrio, se realizó con la ayuda de la teoría estadística de valores extremos [2], debido al carácter o naturaleza de las magnitudes a determinar.

2. CARACTERIZACIÓN DEL MATERIAL A FRACTURA.

En el modelo de dimensionamiento utilizado, la tenacidad a fractura es la magnitud elegida para caracterizar el comportamiento del material frente a la rotura, por lo que se procedió a su determinación mediante dos métodos alternativos, cuya idoneidad se trata de analizar comparativamente: Indentación Vickers y flexión con pre-indentación.

Junto al valor medio de K_{Ic} , convencionalmente utilizado, se propone aquí la determinación de un valor característico, $K_{Ic}(0.05)$, correspondiente al 5% de probabilidad de rotura. Este valor característico, sigue representando aun un porcentaje inadmisiblemente alto de roturas, por lo que a efectos de dimensionamiento se recurre a introducir coeficientes de seguridad (mayoración de las cargas y minoración de las resistencias del material), en consonancia con el denominado criterio semiprobabilístico, de uso generalizado en el dimensionamiento de otros materiales constructivos (acero, hormigón).

2.1. Indentación.

Este método consiste en realizar una indentación Vickers en la superficie del material, lo que genera una huella y unas grietas que surgen entorno a ella en proporción inversa a la tenacidad del material (fig. 2).

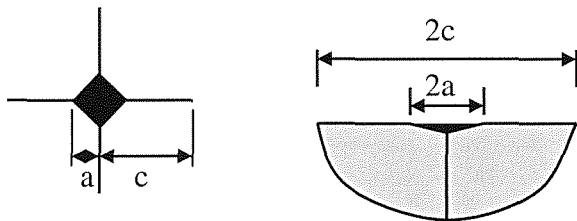


Fig. 2. Huella y grietas debidas a la indentación

La estimación de la tenacidad a fractura, K_{Ic} , se realiza a partir de la medida de las huellas y fisuras originadas mediante la expresión (1) [4, 8], válida cuando el sistema de grietas que se genera es radial (fig. 2).

$$K_{Ic} = 0,016 \left(\frac{E}{H} \right)^{1/2} \left(\frac{F}{c^{3/2}} \right) \quad (1)$$

En ella E representa el módulo de elasticidad en (Pa), H la dureza Vickers en (Pa), F la carga aplicada en el ensayo en (N) y c el radio del semicírculo de la grieta generada por indentación en (m).

La carga de indentación ha de elegirse de manera que no supere a aquella que provoca desconchamientos en el material ni provoque la aparición de una grieta superior a la décima parte del espesor de la probeta y tal que genere una grieta con una longitud doble de la correspondiente a la diagonal de la huella. Este método es válido siempre que el material no muestre efecto de curva R [1].

2.2. Flexión de probetas previamente indentadas.

Como método de contraste se propone la realización de ensayos de flexión a cuatro puntos sobre probetas previamente indentadas.

La indentación sobre la probeta de vidrio se lleva a cabo con un penetrador Vickers, que se aplica a la superficie de la probeta, de modo que una de las diagonales de la huella quede alineada con el eje longitudinal de la misma. A continuación se procede a la rotura de la probeta mediante un ensayo de flexión a cuatro puntos. La tenacidad a fractura se calcula, a partir de los resultados de indentación para el sistema de grietas radial, mediante la expresión (2) [3, 4, 8]. En ella E representa el módulo de elasticidad en (Pa), H su dureza Vickers en (Pa), F la carga de indentación en (N) y σ la tensión bajo la cual se produjo la rotura de la probeta en (Pa).

$$K_{Ic} = 0.59 \cdot \left(\frac{F}{H} \right)^{1/8} \cdot \sigma^{3/4} \cdot F^{1/4} \quad (2)$$

Es importante verificar que las probetas no contengan tensiones residuales anteriores a las debidas a la indentación. Para ello, se representa gráficamente la función $\sigma \cdot F^{1/3}$ frente a F y se comprueba que no existe dependencia entre ellas.

La carga de indentación vendrá limitada por una carga mínima, correspondiente a las fisuras o defectos preexistentes en el material, y por una carga máxima que será aquella que produzca desconchamientos o genere grietas superiores a la décima parte del espesor de la probeta.

Tras la rotura por flexión, conviene comprobar que su origen fueron las grietas introducidas en la indentación.

3. ESTIMACIÓN DE LA F.D.D. DE TAMAÑOS MÁXIMOS DE DEFECTOS.

Una vez realizada la modelización de los defectos y calculada la tenacidad del material, es posible calcular el tamaño del defecto causante de la rotura, mediante ensayos de flexión a cuatro puntos, ver figura 3, sobre probetas de vidrio como la representada.

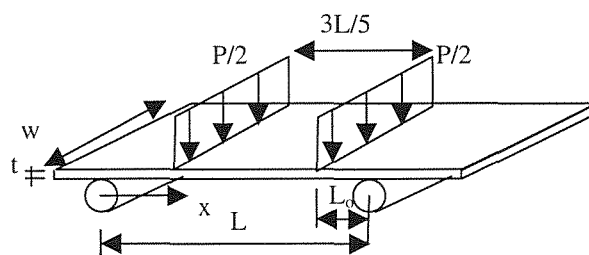


Fig. 3. Ensayo de flexión a cuatro puntos

La tensión de rotura se calcula, tras la observación de la localización y la carga para las que ocurrió el fallo, de acuerdo con las leyes clásicas de resistencia de materiales.

Para el tratamiento de los resultados se supone que las roturas se producen siempre bajo modo I, por lo que la función de distribución de defectos obtenida será, en realidad, de tamaños máximos de defecto proyectado.

Para el caso de rotura en la zona de momento máximo se llega a la expresión (3), en la que f_1 representa el factor que recoge la influencia de la geometría del defecto en la rotura. Los factores geométricos asociados con los dos defectos modelizados toman el valor de 0.713 para el caso de defectos superficiales y 0.8276 para los defectos de borde [9].

$$a_{rot} = \frac{25 \cdot k_{Ic}^2 \cdot w^2 \cdot t^4}{36 \cdot \pi \cdot P^2 \cdot f_1^2 \cdot L^2} \quad (3)$$

Con el programa Extremes [2] se estimaron los parámetros de las f.d.d. que siguen los tamaños de defectos del vidrio ($G(a_{sup})$, $G(a_{borde})$);

Ha de tenerse presente que estas f.d.d. han sido obtenidas para unas determinadas medidas de la probeta de vidrio y para una determinada distribución de tensiones, correspondiente al ensayo de flexión a cuatro puntos. En consecuencia, la aplicación de aquéllas en el modelo probabilístico, en el que se calculan las probabilidades de rotura de pequeños elementos, con posibles diferentes tamaños de área y longitud de borde, sometidos a una distribución constante de tensiones, sólo es posible, a través de la determinación de las denominadas área o longitud equivalentes, definida como aquéllas de las que resultarían las mismas funciones de distribución que las obtenidas del ensayo de flexión a cuatro puntos, si la probeta estuviera ahora sometida a una distribución constante de tensiones.

Una vez conocidas el área y la longitud equivalente, es posible determinar las f.d.d. propias de esos elementos en el modelo de dimensionamiento (4) y (5), mediante la consideración del efecto de escala (ley del eslabón más débil), siendo A y L son respectivamente el área y la longitud de borde del elemento considerado y A_{ref} y L_{ref} , el área y la longitud de referencia del ensayo, respectivamente. (Se ha supuesto simplificado que los defectos de borde quedan representados adecuadamente a través de la longitud de referencia, L_{ref} , sustitutiva aquí del área de referencia, A_{ref}).

$$G^*(a_{sup}) = [G(a/sup)]^{A/A_{ref}} \quad (4)$$

$$G^*(a_{borde}) = [F(a/borde)]^{L/L_{ref}} \quad (5)$$

En la deducción teórica del área de referencia para la f.d.d. de defectos superficiales y de la longitud de referencia para la f.d.d. de los defectos de borde, se tuvo presente la distribución variable de las tensiones a lo largo de la probeta de ensayo, debido al diagrama de momentos correspondiente al ensayo de flexión a cuatro puntos, resultando (6) y(7), donde $\beta_\sigma = \beta$ y

$$\lambda_\sigma = \frac{K_{Ic}}{f_1 \sqrt{\pi \lambda}}, \text{ siendo } \beta \text{ y } \lambda \text{ los parámetros de la f.d.d.}$$

de tamaños de defecto para cada población y P_{ROT} la carga para la cual ocurrió la rotura en el ensayo en (N).

$$A_{ref} = w(L - 2L_0) + \frac{2wL_0}{\beta_\sigma + 1} \left[1 - \frac{\lambda_\sigma w t^2}{3L_0 P_{ROT}} \right] \quad (6)$$

$$L_{ref} = 2(L - 2L_0) + \frac{4L_0}{\beta_\sigma + 1} \left[1 - \frac{\lambda_\sigma w t^2}{3L_0 P_{ROT}} \right] \quad (7)$$

En la deducción de las f.d.d. (4) y (5) se ha considerado simplificado que no existe correlación entre los resultados de las roturas de ambos tipos (superficiales y de borde). La solución rigurosa exige un tratamiento estadístico en profundidad, que supera los límites de este trabajo, y que, en consecuencia, deberá ser tenido en cuenta en el futuro.

4. RESULTADOS EXPERIMENTALES.

4.1. Estimación de la tenacidad a fractura.

4.1.1. Ensayos de indentación Vickers.

Se realizaron ensayos para tres cargas de indentación (12, 13 y 25 N) siguiendo las condiciones comentadas en un apartado 2.1. Se midieron las grietas generadas en la descarga después de un tiempo de quince segundos de aplicación de la carga y mediante la expresión (1) se calcularon los valores de tenacidad que se incluyen en la Tabla 1.

Tabla 1. Resultados de tenacidad a fractura [$\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$] obtenidos por indentación.

Carga	Tenacidad [$\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$]						
12N	0.841	0.847	0.852	0.859	0.988	1.040	1.100
13N	0.736	0.810	0.841	0.891	0.958		
25N	0.704	0.721	0.778	0.803			

Se constató la proporcionalidad entre $c^{3/2}$ y la carga de indentación, lo que prueba que no existe efecto de curva R. Los valores de tenacidad han sido estudiados mediante la teoría estadística de extremos y se ha comprobado que ajustan bien a una ley de Weibull para mínimos triparamétrica (10), donde λ representa el parámetro de localización, β el de forma y δ el de escala.

$$F(K_{Ic}) = 1 - \exp \left(- \left(\frac{K_{Ic} - \lambda}{\delta} \right)^\beta \right) \quad (10)$$

A partir de los resultados obtenidos en los ensayos, recogidos en la tabla 1, se determinaron los parámetros de Weibull mediante el programa Extremes [2] ($\lambda=0,69\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$, $\delta=0,2143\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ y $\beta=1,34$), que permitieron deducir el valor medio, $m(K_{Ic}) = 0,86\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$, y el valor característico de dimensionamiento aquí propuesto, $K_{Ic}(0.05) = 0.713\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$.

4.1.2. Flexión en probetas indentadas.

En este ensayo se emplearon probetas de 300x100x5 mm³ sobre las que se generó una huella Vickers en el centro de la cara a ensayar tal que una de sus diagonales queda alineada con el eje de la probeta.

En este caso, las cargas de indentación elegidas fueron 15, 22 y 25 N. Los resultados de los ensayos realizados se recogen en la Tabla 2, así como el valor de K_{Ic} estimado a partir de la expresión (2).

Tabla 2. Resultados de los ensayos de indentación y flexión.

Nº probeta	F [N]	H [Pa]	σ [MPa]	K_{Ic} [MPa.m ^{1/2}]
1	22	7421.15	40.50	0.8634
2	22	6389.99	45.24	0.9558
3	15	6301.19	46.97	0.8948
4	15	6122.44	62.91	1.1181
5	25	6760.41	50.41	1.063
6	25	6172.84	53.43	1.1228
7	15	6122.45	44.81	0.867
8	25	6172.84	44.38	0.9769
9	22	6235.83	43.09	0.9243

Se comprobó la independencia de la expresión $\sigma.F^{1/3}$ respecto a la carga de indentación, F. El estudio estadístico de las tenacidades obtenidas demostró que se ajustan a una ley de Weibull para mínimos triparamétrica (10), de parámetros $\lambda = 0,875$, $\delta = 0,128$ y $\beta = 1,15$. A partir de ellos, se dedujo un valor medio de tenacidad, $m(K_{Ic}) = 0.9762$ MPa.m^{1/2}, y un valor característico $K_{Ic}(0.05) = 0.8596$ MPa.m^{1/2}.

4.1.3. Análisis comparativo de ambos métodos.

La consideración paralela del método de indentación Vickers y el de flexión con pre-indentación para la determinación de K_{Ic} en el vidrio tenía como objetivo concluir cuál de ambos debería ser recomendado para posteriores caracterizaciones de fractura. Su enjuiciamiento se puede resumir como sigue:

- El método de indentación Vickers es rápido de ejecución, sencillo y exige poca cantidad de material de ensayo. Su inconveniente radica en que su validez está condicionada por las limitaciones ya expresadas del ensayo y por la pequeña longitud de las grietas que pueden inducir a errores de medida.

- El método de flexión con pre-indentación evita la posibilidad de error en la medida de las fisuras, al sustituir ésta por la medida de la carga de rotura, pero sigue manteniendo la exigencia de formación de grietas radiales. Su inconveniente se debe a que es un método de ejecución más compleja, que exige más dedicación de tiempo de ensayo y más cantidad de material.

Tras un análisis de los resultados obtenidos para K_{Ic} , siguiendo ambos métodos, se concluye recomendar el método de indentación Vickers para la caracterización del material a fractura, dado que es más sencillo de realizar, económico y que proporciona resultados más conservadores. La influencia de la diferencia entre los

valores de K_{Ic} , obtenidos para ambos métodos, sobre el resultado final de la probabilidad de rotura en el modelo de dimensionamiento, resulta ser de un 5% para el caso de una placa de acristalamiento representativa.

4.2. Estimación de la f.d.d. de tamaños máximos de defectos.

El estudio estadístico se realizó a partir del muestreo de placas extraídas a lo largo de un mes de la línea de fabricación, de las que se obtuvieron por corte las correspondientes probetas para los ensayos de flexión a cuatro puntos.

Puesto que en anteriores trabajos se pudo comprobar la existencia de direcciones preferenciales de los defectos superficiales, las probetas aquí ensayadas se obtuvieron, por razones de homogeneidad, exclusivamente para la orientación de cero grados, con respecto a la dirección de laminación.

Con objeto de tener en todo momento referencia de la procedencia de las probetas en la placa, se designan aquéllas con la denominación indicada en la figura 4, en la que N representa la zona izquierda en el avance, C la zona central y S la zona derecha.

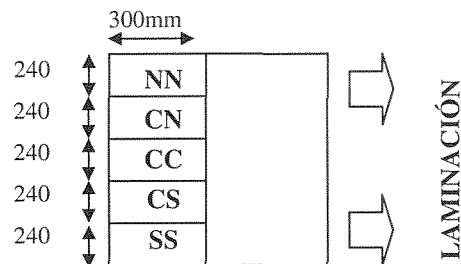


Fig. 4. Extracción de probetas para ensayo.

Se realizaron 306 ensayos con carga hasta la rotura, de los cuales, un total de 78 corresponden a roturas con la cara de atmósfera en el lado traccionado, y el resto, es decir, 228, corresponden a roturas con la cara de estaño traccionada. En consecuencia, se deduce que la evaluación estadística de los resultados correspondientes a roturas en la cara de estaño ofrece una mayor fiabilidad que la de los resultados de roturas en la cara de atmósfera.

En el vidrio estudiado, el 12.71% de las probetas ensayadas con la cara estaño a tracción, presentaron roturas de borde, mientras que para la cara de atmósfera el porcentaje fue notablemente superior, concretamente un 56.41%. no se ha observado influencia de la posición relativa de la probeta en la placa sobre los resultados de los ensayos.

Para el cálculo de la distribución de defectos se consideró el menor valor de tenacidad, es decir, el correspondiente al método de indentación Vickers. Las roturas se agruparon en cuatro poblaciones, correspon-

dientes al tipo de defecto iniciador de la rotura (de superficie y de borde) y a la posición de la placa en el ensayo (tracción en cara estaño o en cara atmósfera), comprobándose un ajuste satisfactorio en cada caso a sendas distribuciones triparamétricas de Weibull para máximos (11).

$$G(a) = \exp \left\{ - \left(\frac{\lambda - a}{\delta} \right)^\beta \right\} \quad (11)$$

La tabla 3 recoge los resultados de los parámetros estadísticos determinados con ayuda del programa Extremes [2]; en un caso, individualmente para cada población y en otro caso, conjuntamente, empleando el método de normalización [5]. Esto último permite confirmar, a través de una recíproca y razonable concordancia de los parámetros de forma, dos tipos de mecanismos de roturas diferentes, correspondientes a defectos de borde y a defectos superficiales.

Tabla 3. Parámetros de las f.d.d. de tamaños máximos de defecto individuales y normalizadas.

	Muestras individuales			Normalización		
	λ	δ	β	λ	δ	β
Atm_s	0.04	0.032	3.82	0.036	0.028	3.53
Est_s	0.25	0.205	3.91	0.226	0.181	3.53
Atm_b	0.03	0.038	1.67	0.032	0.037	1.95
Est_b	0.15	0.253	2.22	0.110	0.152	1.95

Los resultados no hacen sino confirmar lo que podría adelantar la intuición, a saber: los procesos de rotura son similares, con independencia de la cara considerada, tanto para los defectos superficiales como para los de borde (igual parámetro de forma), si bien, con comportamiento más desfavorable en el caso de la cara estaño (mayores defectos, y por tanto mayor parámetro de localización). La dispersión, manifestada a través del parámetro de escala, permite concluir "a posteriori", que ésta es similar para cada posición de la probeta (cara estaño o cara atmósfera), con independencia del tipo de defecto, en todo caso, considerablemente mayor en el caso de tracción en la cara del estaño, lo que parece indicar una mayor fragilidad de ésta, debida a una mayor presencia de tensiones residuales en el proceso de enfriamiento.

Una forma alternativa de interpretar directa y comparativamente los resultados de los ensayos, consiste en expresar las probabilidades de rotura en términos de las tensiones críticas, es decir de las que condujeron a las respectivas roturas. De nuevo, con la ayuda del programa Extremes se caracterizaron f.d.d., que en este caso siguen razonablemente una distribución de Weibull para mínimos, con los parámetros de la tabla 4.

De la figura 5 se deduce que los defectos que dan lugar a tensiones de rotura más bajas corresponden a la

superficie de estaño, mientras que los de superficie de atmósfera son menos críticos. La posición relativa de las distribuciones de los defectos de borde respecto a las distribuciones de defectos superficiales se mantiene, si bien se diferencian bien en el caso de la cara de estaño, mientras que en la cara de atmósfera se confunden en la zona de probabilidades bajas y medias.

Tabla 4. Parámetros de las f.d.d. de tensiones de rotura.

Tipo de rotura	λ	δ	β
Atm_s	90	52.4	3.43
Est_s	35	25.83	3.74
Atm_b	85	101.26	1.84
Est_b	37	101.5	1.9

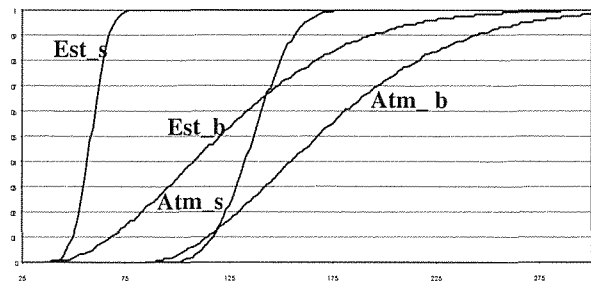


Fig. 5. Tensiones de rotura en (MPa) para los ensayos de flexión en vigas de vidrio.

Para cada posición de las probetas (cara de estaño, cara de atmósfera) se determinaron las correspondientes áreas y longitudes de referencia de acuerdo con las expresiones (4) y (5), que quedan recogidos en la tabla 5. Parece oportuno estudiar la posibilidad de trabajar con un área y una longitud de referencia para la distribución normalizada.

Tabla 5. Áreas y longitudes de referencia para las f.d.d. de defectos estimadas a partir de los ensayos.

	$A_{ref} [cm^2]$	$L_{ref} [cm]$
Estaño	388	34.14
Atmósfera	386.26	33.9

5. CONCLUSIONES.

- Los resultados obtenidos para la tenacidad a fractura demuestran que los dos métodos propuestos, indentación Vickers y flexión con indentación, proporcionan resultados razonablemente similares, por lo que, para determinaciones futuras de este parámetro, se recomienda el empleo del método de indentación Vickers, por su rápida y sencilla ejecución, lo que se traduce en la posibilidad de incrementar el número de ensayos y consiguientemente la fiabilidad de los resultados.
- La tenacidad influye en los resultados del modelo de dimensionamiento en dos fases del cálculo del modelo

probabilístico: por un lado una variación de K_{Ic} en el criterio demuestra tener una influencia importante en el calculo final de la probabilidad de rotura de la placa, el hecho de que intervenga también en la estimación de la f.d.d. de defectos actúa en sentido contrario, por lo que la repercusión total de estas variaciones resulta ser moderada.

- Se han determinado las f.d.d. de los defectos en placas de vidrio, pudiendo constatarse la existencia de cuatro poblaciones de defectos, correspondientes a defectos de superficie y de borde, para cada una de las dos caras de la placa.
- Una evaluación estadística rigurosa, con consideración simultánea de los resultados debidos a roturas de superficie y de borde para la misma cara de la placa, es complejo y requiere un estudio adicional.
- Las f.d.d. para cada tipo de defectos resultan razonablemente representadas por funciones triparamétricas de Weibull. El parámetro de forma resulta ser coincidente para ambas f.d.d. de defectos superficiales, (cara estaño y cara atmósfera) y para ambas f.d.d. de defectos de borde, lo que permite proceder a la normalización estadística para la evaluación de los resultados en ambos casos, con el consiguiente aumento de fiabilidad en la determinación de los parámetros estadísticos.
- Dado que las únicas f.d.d. realmente implicadas en el dimensionamiento de las placas son las de defectos superficiales, se recomienda proceder al cantedo de los bordes de las probetas, a fin de evitar la obligada consideración de las roturas de ese tipo, lo que se traduce en una optimización del número de ensayos y se facilita la evaluación de resultados.
- Se ha determinado el área de referencia, A_{ref} , para la f.d.d. de defectos superficiales, así como la longitud de referencia, L_{ref} , para la f.d.d. de los defectos de borde. Ambas magnitudes son imprescindibles para el calculo de la probabilidad de rotura en cada uno de los elementos finitos utilizados en el calculo numérico de la placa, debido al efecto de escala.

AGRADECIMIENTOS.

Los autores desean expresar su agradecimiento, tanto a la Universidad de Oviedo por la financiación recibida a través del proyecto NP-98-524-1, como al Centro de Investigación y Desarrollo y a SEKURIT, ambas pertenecientes a Cristalería Española, S.A. por el asesoramiento y la ayuda financiera prestados en el desarrollo de los estudios aquí presentados.

BIBLIOGRAFÍA.

- [1] ANSTIS, G.R., CHANTIKUL, P., LAWN, B.R., MARSHALL, D.B., "A critical evaluation of indentation techniques for measuring fracture toughness: I, direct crack measurements", J.Am. Ceramic Soc., vol. 64, n°9, pag. 533-538, sept. 1981.
- [2] CASTILLO, E., ALVAREZ, E., COBO, A., HERRERO, T., "An expert system for the analysis of extreme value problems", Universidad de Cantabria, 1993.
- [3] CHANTIKUL, P., ANSTIS, G.R., LAWN, B.R., MARSHALL, D.B., "A critical evaluation of indentation techniques for measuring fracture toughness: II, strength method", J.Am. Ceramic Soc., vol. 64, n°9, pag. 539-543, sept. 1981.
- [4] ENGINEERED MATERIALS HANDBOOK. "Ceramics and Glasses" ASM, 1991.
- [5] FERNÁNDEZ CANTELI, A., CASTILLO RON, E., LAMELA REY, M. J., GARCIA PRIETO, M. A. "Sobre la evaluación de resultados dispersos de fatiga estadísticamente no-homogéneos", Anales de Mecánica de Fractura, vol. 14, 1997.
- [6] FERNÁNDEZ NAVARRO, J.M., "El vidrio". Consejo Superior de Investigaciones Científicas. Instituto de Cerámica y Vidrio.
- [7] GARCIA PRIETO, M.A., RUBIO, M.D., BERNARDO, A., LAMELA, M.J., DOBLARE, M., FERNANDEZ CANTELI, A., "Estudio comparativo entre dos modelos probabilísticos para el diseño de componentes cerámicos", Anales de Mecánica de la Fractura, vol. 15.
- [8] PRIMAS, R.J., GSTREIN, R., "ESIS TC6 round robin on fracture toughness", Fatigue and Fracture Eng. Mat. and Structures, Vol.20, n°4, pag.513-532, 1997.
- [9] THEILIG, H., NICKEL, J., "Spannungssintensitätsfaktoren" Fachbuchverlag Leipzig, 1987.

TRACCIÓN DINÁMICA EN MATERIALES CERÁMICOS

F. Gálvez Díaz-Rubio y V. Sánchez Gálvez
 Dpto. de Ciencia de Materiales
 E.T.S.I. Caminos Canales y Puertos
 Ciudad Universitaria s/n, 28040 MADRID.

Resumen. Los materiales cerámicos se emplean cada vez en mayor grado en el diseño de elementos estructurales frente a cargas impulsivas. Su comportamiento dinámico se supone normalmente elástico lineal hasta rotura, aceptando como criterio de rotura alguna condición límite relacionada con la resistencia a tracción del material. Debido a la dificultad para realizar ensayos de tracción uniaxial a altas velocidades de deformación, tradicionalmente se ha intentado medir la resistencia dinámica a tracción mediante métodos indirectos como los ensayos de flexión en tres puntos o la compresión diametral de cilindros (ensayos brasileños). Recientemente ha aparecido una nueva técnica, los ensayos dinámicos de "spalling" en barras cilíndricas alargadas. Previamente, se ha llevado a cabo un programa de ensayos con probetas instrumentadas y fotografía de alta velocidad en diferentes cerámicas, como alúmina, carburo de silicio y carburo de boro. En este trabajo se presenta un estudio de este tipo de ensayo mediante el código comercial de diferencias finitas Autodyn 2D, mostrando su validez y la forma de tratar los datos que proporciona esta técnica para determinar la resistencia a tracción de estos materiales.

Abstract. Ceramic materials are increasingly used in the design of structural materials against dynamic loading. Its behaviour is assumed to be elastic until failure, using a condition related to the tensile strength as a failure criteria. Usually the tensile strength is measured by indirect methods like the three point bending tests or the splitting tests due to the difficulty of performing uniaxial tensile tests. Recently a new method has appeared, the spalling tests of long rods. Previously to this paper, a programme of tests has been developed with instrumented specimens. Those tests were performed with a high speed photography technique in different ceramics such as aluminium oxide, silicon carbide and boron carbide. In this work an analysis of this test using the Autodyn 2D numerical code is presented. This study confirms the validity of the tests and that the data treatment gives a confident value of the tensile strength of these materials.

1. INTRODUCCION

La resistencia a tracción es una propiedad fundamental para la caracterización de cualquier material. A primera vista, parece una propiedad no demasiado difícil de medir. Pero cuando se trata de realizar ensayos hasta rotura en materiales frágiles, comienzan a aparecer problemas en la experimentación que hacen dudar de la validez de los ensayos. Es por esto por lo que tradicionalmente se ha venido determinando la resistencia a tracción de estos materiales mediante medidas indirectas o en condiciones de carga no uniaxiales.

Mediante los ensayos de flexión en tres o cuatro puntos, se obtiene el denominado módulo de rotura, MOR, que si bien está relacionado con la resistencia a tracción, no es en realidad un valor de ésta propiedad. También se realizan los ensayos de compresión diametral de cilindros, conocidos por el nombre de ensayos brasileños. Estos ensayos proporcionan, bajo ciertas hipótesis, la resistencia a tracción del material, pero en ellos el estado de cargas es complicado. En el plano de

aplicación de las cargas las tensiones de tracción son constantes, pero aparecen también tensiones de compresión cuyo valor varía en dicho plano, haciendo que el estado de cargas no sea el ideal en un ensayo de tracción.

En el caso de la rotura dinámica a tracción de materiales cerámicos, los autores han propuesto una nueva técnica experimental, que puede denominarse de "spalling". En estos ensayos se produce una rotura dinámica del material bajo condiciones de carga uniaxial. A partir de la posición de la rotura en, el material se determina el valor de la resistencia a tracción.

Esta técnica es únicamente aplicable a aquellos materiales que presentan una resistencia a compresión más elevada que la resistencia a tracción. Tal es el caso de materiales como las rocas, el hormigón o los materiales cerámicos avanzados [1].

La técnica es un procedimiento dinámico de carga y rotura del material, por lo que los resultados se encuadran en el marco de las altas velocidades de

deformación. En este tipo de ensayos la probeta está sometida a condiciones de carga uniaxiales.

Un resumen de los resultados obtenidos para éstos ensayos sobre alúmina de 94% y carburo de silicio puede consultarse en [2]. El material que se estudia en este artículo fue alúmina de 99.5%, y los resultados de los ensayos se presentaron en una comunicación previa [3]. Un resumen de las propiedades para este material se presenta en la tabla 1

Tabla 1. Caracterización previa del material.

Alúmina 99.5%			
Densidad	Módulo de elasticidad	Módulo de rotura	Resistencia compresión
3900 kg/m ³	391 GPa	310 MPa	2620 MPa

En este artículo se presenta un resumen de la descripción de ésta novedosa técnica experimental, junto con la descripción de la forma de tratar los datos para obtener los resultados correctamente, corrigiendo los fenómenos de dispersión de ondas producida por la rotura. El estudio concluye con la simulación de los ensayos mediante el código de diferencias finitas Autodyn 2D realizados sobre alúmina de 99.5% de pureza.

2. DESCRIPCION DEL MÉTODO DE ENSAYO.

Estos ensayos están basados en los principios de propagación de ondas elásticas en barras que rigen los ensayos en la barra de Hopkinson y se encuentran descritos por Zukas [4]. Mediante ondas elásticas se consigue romper probetas de forma cilíndrica. La posición de la rotura es fácilmente predecible y las cargas en la probeta se registran a través de bandas extensométricas. El esquema del procedimiento de ensayo es el representado en la Figura 1.

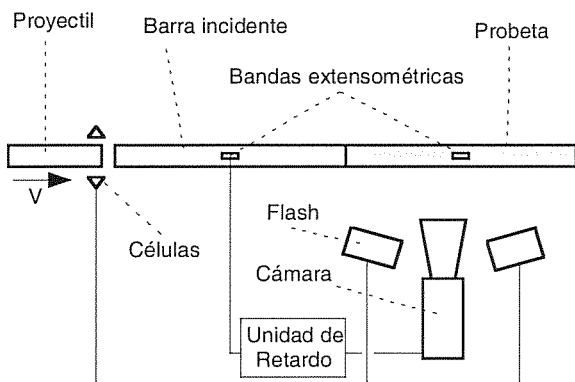


Fig 1. Dispositivo experimental de "Spalling".

El ensayo consiste en hacer impactar un proyectil cilíndrico sobre una barra de acero. Esta barra de carga transmite la carga a la probeta, que mantiene su extremo final libre. Como consecuencia de éste impacto, se genera un pulso de compresión que al reflejarse en el extremo libre de la probeta, se transforma en tracción. Esta aparición de tracciones en la probeta son las que producen la rotura del material.

El pulso de compresión generado tiene una magnitud y duración determinadas por la longitud y la velocidad de impacto del proyectil. Este pulso se registra en la instrumentación de la barra, mediante la que se recoge su magnitud y evolución con el tiempo. La probeta, que está en contacto la barra, recibe el pulso de compresión que cuando llega al extremo libre, se refleja como una onda de tracción propagándose en sentido contrario al de compresión.

El cambio de compresión a tracción en la probeta no ocurre de una forma brusca, sino que la disminución paulatina de las tensiones de compresión va dando lugar a un aumento de las tensiones de tracción. Por tanto, la tracción que aparece en la probeta va aumentando hasta llegar al valor en que la probeta rompe. En este instante es el momento en el cual la onda de tracción alcanza el valor de la resistencia a tracción del material. Este proceso se esquematiza en la Figura 2.

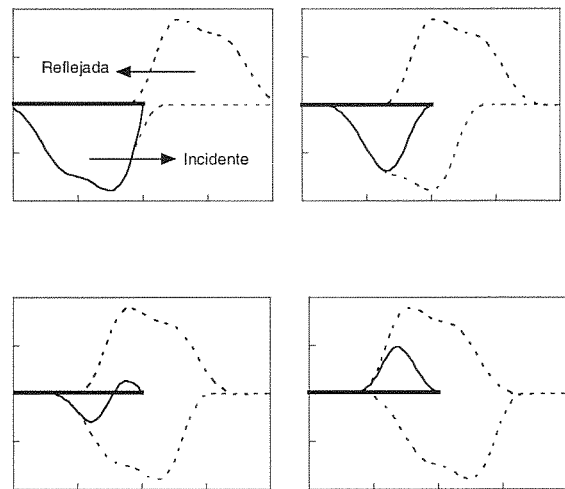


Figura 2. Reflexión de una onda en un extremo libre.

En el instante en que la probeta se rompe, el tramo de pulso de tracción que ha sobrepasado el lugar en el que se ha producido la rotura es el que proporciona, en principio, el valor de la resistencia a tracción. El pulso de tracción continúa viajando a lo largo de la probeta que se ensaya y su magnitud se recoge en la instrumentación de la misma. Este registro es el que se representa en la figura 3.

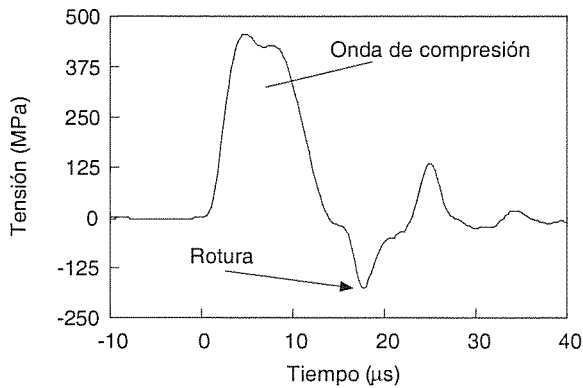


Fig 3. Registro de la instrumentación en la probeta.

Esta técnica está además apoyada por una secuencia de fotografías ultrarrápida que permite obtener el tiempo y la posición de cada rotura en el material, tal y como se aprecia en la figura 4. Esto es muy importante, como se verá más adelante, pues sin ello no se podría determinar el tiempo en el que se produce el fallo, y también permite localizar con exactitud la primera rotura, pues al continuar el material cargado se extiende el fallo del material a otros lugares que confundirían al determinar la posición de la rotura inicial.

Al examinar las fotografías hay que tener en cuenta que las probetas presentan ciertas marcas, presentes ya antes del ensayo, que parecen ser roturas pero que no lo son. Por ello es importante tomar una fotografía más retardada en el tiempo o recoger los fragmentos al final y examinarlos con detalle.

Otros autores, como Johnstone [5] y Najjar [6], han tratado de usar esta técnica, aunque sin emplear el uso de la fotografía ultrarrápida. Esto solo es posible en aquellos materiales, que por su forma de romper, presentan una única fisura. Para extender el empleo a mayor cantidad de materiales es imprescindible la fotografía. Además, como se explica más adelante, en la interpretación de resultados se requiere de ciertas correcciones para determinar correctamente la resistencia a tracción.

Durante la realización experimental de los ensayos se ha encontrado que, una vez que se produce la rotura, la parte del pulso de tracción que queda va decreciendo según viaja a lo largo de la probeta. Para confirmar esta conclusión se ensayaron probetas instrumentadas en hasta tres posiciones distintas. Por este motivo, el pulso de tracción registrado en la instrumentación no es suficiente para determinar la resistencia a tracción.

Si entramos un poco más en el detalle, la reflexión de una onda elástica que viaja por una barra en un extremo libre de la barra puede reproducirse superponiendo esta

onda con una igual y de signo contrario que supuestamente venga en dirección contraria. Cuando tenemos una onda de compresión que llega a un extremo libre, si sumamos en cada instante esta onda en su posición con una idéntica de tracción que viene en dirección contraria y que haya avanzado lo mismo, tendremos el estado de tensiones en la barra en cada instante. Véase la figura 2.

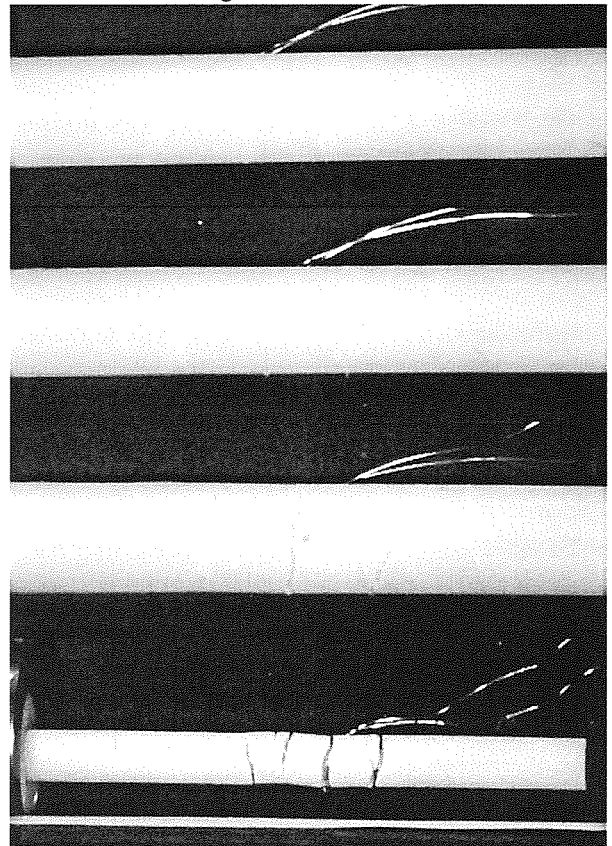


Fig 4. Secuencia de fotografías de un ensayo sobre Al₂O₃ 99.5% tomadas 14, 17, 22 y 60 μs después de comenzar a cargar, con un tiempo de exposición de 1 μs.

El pulso de compresión inicial es conocido ya que lo registramos mediante la instrumentación de la probeta y de la barra de carga. Si suponemos que no se producirán roturas, mediante un sencillo cálculo podemos determinar como evoluciona el valor de las tensiones de tracción presentes en la probeta, y determinar en que lugar está el máximo de ellas en cada instante. Gracias a ello, es posible llegar a una relación entre la posición y el máximo de las tracciones, conociendo además el tiempo en que esto ocurre, como se reproduce en la Figura 5.

De esta forma, conociendo la posición de la primera rotura del material, podemos obtener el valor de la tensión máxima en el material y el instante en que esto ocurre, siendo entonces esa tensión la resistencia a tracción del material, representado en la Figura 5. En el caso de la figura se produjo la primera rotura a 67.5 mm

y se obtiene que la probeta rompe a los $16.7 \mu\text{s}$ con una resistencia a tracción de 200 MPa. Sin embargo, el valor de tensión máxima de tracción registrado por la instrumentación resultó ser de 150 MPa.

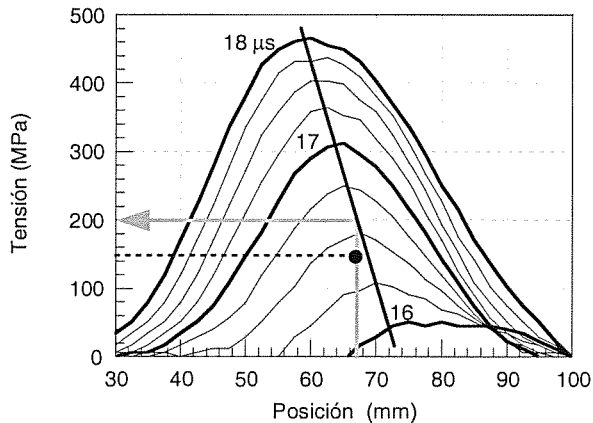


Fig 5. Crecimiento teórico del pulso de tracción sin rotura para determinar la resistencia a tracción de la probeta.

Este procedimiento de cálculo puede realizarse con un simple programa de ordenador. El dato de partida necesario es el perfil de la onda de compresión introducida en la probeta. El resultado final es la obtención de la resistencia a tracción del material, así como la posición y el instante en que el material rompe.

3. SIMULACIONES NUMÉRICAS

Se realizaron simulaciones numéricas del proceso de carga de la probeta mediante el código comercial de diferencias finitas Autodyn 2D. Este programa está especialmente diseñado para casos dinámicos, por lo que es muy apropiado para este tipo de situaciones.

El modelo de material utilizado fue el de un material elástico y lineal con rotura cuando la tensión principal alcanza un valor límite. Durante la simulación se comprobó que las tensiones principales coincidían en todo instante con el eje longitudinal de la probeta y su normal.

Las propiedades seleccionadas fueron las que corresponden a la alúmina de 99.5% de pureza y que se especifican en la tabla 1. La geometría simulada fue exactamente la misma que la geometría real, 100 mm de longitud por 8mm de diámetro, aprovechando las ventajas de este código 2D al poder emplear simetrías de revolución.

La condición de contorno impuesta al material fue aplicar en la primera de las caras planas de la probeta el registro de tensiones que se había medido en la barra de acero mediante las bandas extensométricas, corregido

por el coeficiente de transmisión de ondas elásticas entre dos medios de diferente impedancia.

Durante la simulación se registró la historia de tensiones a lo largo del tiempo en diferentes puntos a lo largo del cilindro, y entre ellos en la misma posición en que se instrumentaron las probetas. De la simulación también se obtuvo el instante en que se produce la rotura.

En los ensayos se ha visto que la parte del pulso de tracción que queda después de la rotura va decreciendo según viaja a lo largo de la probeta. En la simulación numérica del ensayo se comprueba la existencia de este efecto.

Una explicación de éste efecto puede encontrarse en Brar [7]. En el instante de la rotura, la tensión que tenemos en esa posición, ha de caer a cero puesto que se crea en ese instante una superficie libre. Téngase en cuenta que en una superficie libre no puede haber tensiones. En consecuencia al romperse el material, para establecerse esta condición, aparecen ondas de compresión e incluso ondas de choque.

El estado real de tensiones en la probeta, será pues la suma de los pulsos de tensión presentes, es decir, superponer la onda de tracción con las ondas generadas por la rotura. Esto implica que el pulso resultante sea un pulso de tracción, pero que va decreciendo al desplazarse a lo largo del cilindro. Por este motivo, al registrar las tensiones mediante una banda en una posición alejada de la posición de rotura, se tiene un valor menor que la resistencia a tracción del material, y la lectura será tanto menor según nos alejemos de la posición de rotura.

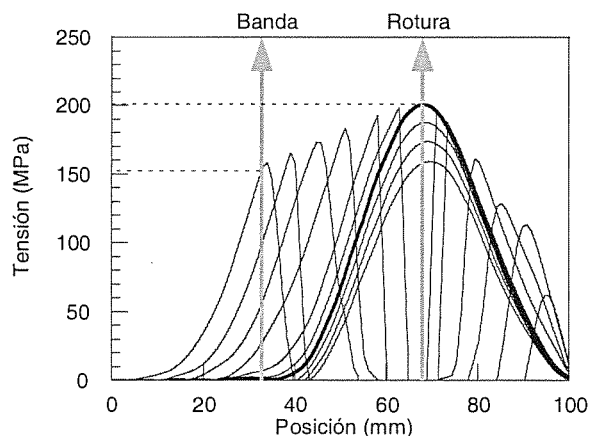


Fig 6. Atenuamiento del pulso de tracción debido al frente de ondas producido por la rotura de la probeta.

En la figura 6 se reproducen los resultados de la simulación numérica, y en ella se aprecia como el pulso de tracción va aumentando hasta llegar al valor de la resistencia a tracción, momento en que el material falla.

A continuación se ve como el pulso va decreciendo según se desplaza por el material debido al efecto comentado. Al introducir las propiedades del material en la simulación, se utilizó una resistencia a tracción de 200 MPa. Si nos fijamos en los valores en el momento de la rotura y en la posición de medida, vemos que en la rotura se produce, como es de esperar cuando las tensiones de tracción llegan a ese valor. Además en la posición en que se encuentra la banda se ha obtenido un valor que es un 25% inferior a la resistencia a tracción, que corresponde a 150 MPa Este es efectivamente el valor que lee la instrumentación en el ensayo.

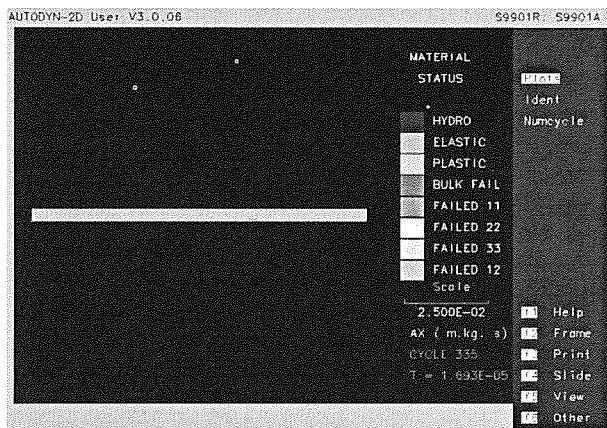


Fig 7. Imagen 16.9 μ s después de comenzar a cargar la probeta, instante en el que se produce la rotura

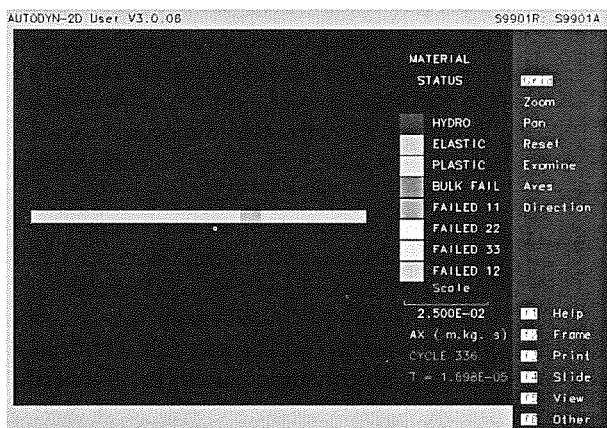


Fig 8. Instantánea de la misma simulación a los 17.0 μ s.

De los resultados de ésta simulación se aprecia que el material simulado rompe en el mismo punto que el que se obtiene de las fotografías de alta velocidad, esto es, a 32.5 mm del extremo libre. Además la simulación reproduce perfectamente las lecturas de las bandas extensométricas de la probeta. Por tanto, el modelo numérico reproduce con exactitud el lugar en el que se produce de rotura del ensayo y las medidas que de él se obtienen .

Además, la primera imagen obtenida de la rotura de la probeta (Figura 4) es a los 17 μ s después de comenzar a cargar la probeta, mientras que en la fotografía anterior, a los 14 μ s, no se apreciaba la rotura. Por tanto la probeta rompe entre ambos instantes, con un error de 1 μ s, que es el tiempo de exposición de las fotografías. En la simulación la probeta rompe a los 16.9 μ s, instante que se refleja en la Figura 7, y se extiende rápidamente según se aprecia en la Figura 8 (17.0 μ s). Ambos instantes están entre los tiempos en que se han obtenido las fotografías de los ensayos. En consecuencia, se puede afirmar que el modelo numérico reproduce también con suficiente precisión el momento en el que se produce el fallo en el material durante el ensayo.

Por tanto, se puede concluir que el cálculo numérico es capaz de simular con éxito la posición y el instante del fallo del material, y y reproducir las medidas obtenidas mediante la extensometría al ensayar el material.

4. CONCLUSIONES

Antes de realizar el ensayo podemos conocer el pulso de compresión de partida. Solo es necesario impactar con el proyectil sobre la barra de acero sin probeta. Con ello somos capaces de predecir la evolución de las tensiones en la probeta. Por consiguiente, sabremos con antelación la zona en que se va a producir la rotura y en que tiempo va a ocurrir con un pequeño margen de error. Una vez realizado el ensayo, midiendo con precisión la posición exacta de la rotura se determina el instante en que ha roto y se obtiene la resistencia a tracción del material.

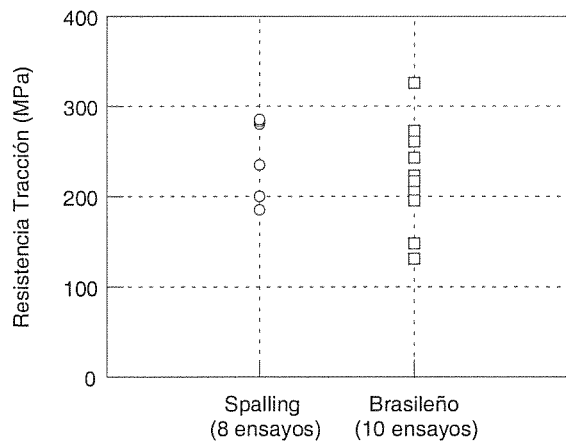


Fig 9. Comparación entre resultados de "spalling" y brasileños.

Este método es un procedimiento fiable que ha permitido obtener la resistencia a tracción de materiales cerámicos. En la figura 9 se presentan resultados de la resistencia a tracción para alúmina de 99.5% y una comparación de los valores con ensayos de compresión

diametral, parte de ellos previamente publicados para el mismo material en [3].

A la vista de la figura anterior, se concluye que el resultado que proporcionan los ensayos de spalling es muy similar al que presentan los ensayos brasileños, pero que permite reducir la dispersión experimental.

La realización de ensayos de "spalling" tiene claras ventajas respecto a otros tipos de ensayos, como los ensayos brasileños o los de flexión en tres puntos, para determinar la resistencia a tracción de un material cerámico. Es evidente que el material está sometido a un estado uniaxial de tensión, por lo que la máxima tensión de tracción medida corresponde a la verdadera resistencia a tracción del material.

Por otro lado, los ensayos de "spalling" tienen dos inconvenientes que deben considerarse: en primer lugar no es posible realizarlos a bajas velocidades de deformación. En segundo lugar, el material ha estado previamente sometido a cargas de compresión que podrían producir algún daño en el material y rebajar su resistencia ante las cargas de tracción. Aún así, en los ensayos presentados y en las simulaciones realizadas, todas las tensiones de compresión están por debajo del 50% de la resistencia a compresión del material, con lo que se supone que el material no ha sufrido ningún daño previo.

Dependiendo de los materiales a ensayar y de las condiciones del pulso inicial conseguido, es posible evitar que durante el ensayo se produzcan múltiples fisuras y llegar a obtener una única fractura. Esto implicaría que en estos casos es posible prescindir de las técnicas de fotografía. Pero esto no es siempre posible, sobre todo al extender la técnica a carburos que presentan múltiples fisuras.

Finalmente es posible determinar la onda de compresión de carga mediante la instrumentación de la barra de acero con la que transferimos la carga a la probeta, sin más que multiplicar su valor por el coeficiente de transmisión de las ondas. De ésta forma se puede evitar la instrumentación directa de las probetas. Esto aumenta las posibilidades del ensayo, pues permitiría incluso realizar este ensayo en hornos a altas temperaturas.

5. REFERENCIAS

- [1] Rajendran A. M. High strain rate behavior of metals, ceramics and concrete. WL-TR-92-4006, Wright-Patterson air force base, Ohio. April 1992.
- [2] F. Gálvez, J. Rodríguez, V. Sánchez. "Tracción en Materiales Cerámicos a altas Velocidades de Deformación", *Anales de Mecánica de la Fractura*, pp.486-490 (1997).
- [3] F. Gálvez Díaz-Rubio, J. Rodríguez y V. Sánchez Gálvez "Tensile Strength Measurements of Ceramic Materials at High Rates of Strain", *Journal de Physique IV*, 7, 151-156 (1997).
- [4] J.A.Zukas. Impact dynamics. John Wiley & Sons. 1992.
- [5] C. Johnstone and C. Ruiz, Dynamic Testing of Ceramics under Tensile Stress, *Int. J. Solids Structures*, Vol. 32, No. 17/18, pp 2647-2656, 1995.
- [6] J.Najar, Dynamic tensile fracture phenomena at wave propagation in ceramic bars, *Journal de Physique IV*, Volume 4, September 1994.
- [7] Brar N. S., Bless S. J. "Dynamic fracture and mechanisms of ceramic bars." *Shock Wave and High Strain Rate Phenomena in Materials*. pp 1041-1049. Marcel Dekker, 1992.

INFLUENCIA DE LA ADICION DE TiO₂ EN MATERIALES DE CIRCONIA TETRAGONAL 10-12Ce-TZP SOBRE SU COMPORTAMIENTO MECÁNICO

F. Capel, P. Durán
 Instituto de Cerámica y Vidrio. CSIC.
 Dpto. de Electrocerámica
 Ctra. Valencia Km. 24.300, 28500 Arganda del Rey. MADRID

Resumen. Se han preparado materiales cerámicos policristalinos de circonia tetragonal (TZP) con composiciones de 1 a 10 moles % de TiO₂ y 10 a 12 moles % de CeO₂ usando mezclas de circonia monoclinica, dióxido de titanio y oxalato de cerio como materias primas. Se consiguieron muestras totalmente densificadas en el rango de temperaturas de 1400 a 1600°C para composiciones ternarias conteniendo 10 moles % de CeO₂. En las muestras 3Ti-10CeTZP se encontró un máximo de tenacidad (K_{IC}) de aproximadamente 16 MPa m^{1/2} muy superior al que presenta un material TZP comercial sometido a las mismas condiciones.

Abstract. Tetragonal zirconia ceramics (TZP) with compositions ranging from 1 to 10 mol % TiO₂ and 10 to 12 mol % CeO₂ have been prepared using mixtures of monoclinic zirconia titanium dioxide and cerium oxalate as raw materials. Fully densified bodies were attained in the temperature range of 1400°C to 1600°C for ternary compositions containing 10 mol % CeO₂. In the samples 3Ti-10CeTZP a maximum in fracture toughness (K_{IC}) of approximately 16 MPa m^{1/2} was found. This maximum is higher than tetragonal zirconia commercially available ceramics under similarly conditions.

1. INTRODUCCION

De las investigaciones realizadas hasta hoy se puede establecer que los sistemas ZrO₂-TiO₂ y ZrO₂-CeO₂ presentan un amplio rango de composiciones en el que existe la solución sólida de circonia tetragonal (TZP). Sin embargo, no se han podido obtener materiales densos basados en TZP ni en el sistema ZrO₂-TiO₂, ni con menos de 8 moles % CeO₂ en el sistema ZrO₂-CeO₂.¹

Las razones por las cuales la circonia tetragonal, siendo metastable, es retenida a temperatura ambiente son todavía objeto de discusión. Así, factores tales como: un cambio de energía libre en la transformación tetragonal → monoclinica, el contenido de vacantes oxígeno, el radio catiónico y el tamaño de grano crítico para la transformación espontánea deben ser considerados como parámetros importantes para intentar explicar el fenómeno.

La importancia de los materiales cerámicos basados en policristales de circonia tetragonal (TZP) se basa en sus buenas propiedades mecánicas a temperatura ambiente, buena resistencia al desgaste, junto con sus propiedades térmicas. La transformación martensítica de tetragonal → monoclinica de partículas de circonia^{2,3} en la zona de avance de la grieta es la responsable del reforzamiento por transformación^{4,6} de la circonia parcialmente estabilizada y de los materiales cerámicos de circonia. De ahí que el reforzamiento por transformación requiera

la presencia de la circonia en su forma tetragonal en las condiciones del ensayo.⁷

Para conseguir en los policristales de circonia tetragonal unas propiedades mecánicas significativas es necesario obtener microestructuras homogéneas y libres de cualquier cantidad de fase monoclinica, ya que dicha fase puede actuar como núcleo de tensiones y, por tanto, con posibilidad de generar fisuras.

En el presente trabajo se han llevado a cabo una serie de estudios que nos permiten conocer los efectos del TiO₂ sobre la estabilidad, sinterización, microestructura y propiedades mecánicas de los materiales de circonia dopados con óxido de cerio.

2.-PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL.

Se han preparado varias composiciones de circonia tetragonal dopadas con óxido de cerio (10-12 moles %), con adiciones de TiO₂ (1-10 moles %) mediante mezclas de las cantidades correspondientes de circonia monoclinica, dióxido de titanio y oxalato de cerio en un molino de atricción con isopropanol durante 2 horas, usando bolas de circonia. Los polvos, una vez secados, fueron calcinados a 900°C y después disgregados en el molino de atricción, secados y tamizados. Para obtener las muestras correspondientes, los polvos se prensaron isostáticamente a 200 MPa. La sinterización de las mismas se llevó a cabo en un horno eléctrico en el rango de temperaturas de 1300-1600°C durante 2 horas, con una

velocidad de calentamiento de 2°C/min y enfriamiento posterior en el mismo horno.

La determinación de las fases presentes y la medida de los parámetros de red de las soluciones sólidas de la circonia tetragonal se ha llevado a cabo mediante un difractor Siemens D-5000 conectado a un PC, usando la radiación $K\alpha$ del cobre ($\lambda=1.5418 \text{ \AA}$).

El tamaño de partículas de los polvos calcinados fue determinado mediante la técnica de sedimentación, y la densidad de las muestras sinterizadas se midió por el método de Arquímedes en agua. La microestructura de las muestras se estudió mediante MEB y el tamaño de grano se midió sobre las micrografías por el método de interceptación. La tenacidad a la fractura K_{IC} y la microdureza H_v se determinaron por la técnica de indentación.

3.-RESULTADOS Y DISCUSION.

En la figura 1 se muestra la variación de la densidad relativa de las dos series de composiciones xTi-10CeTZP y xTi-12CeTZP, sinterizadas a 1400°C durante 2 horas en función del contenido de TiO_2 .

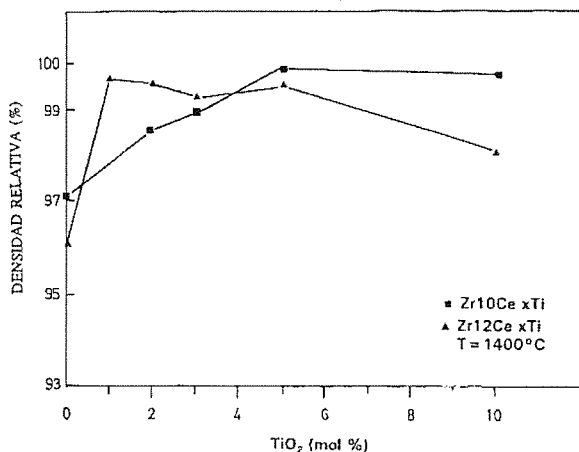


Fig.1.-Variación de la densidad relativa con el contenido de TiO_2 .

Se observa que, a partir de un 1% de óxido de titanio, las densidades están por encima del 98% respecto de la teórica. Dichos valores pueden dar lugar, en principio, a muestras que presenten un buen comportamiento mecánico

La Tabla 1 recoge las características físicas de las muestras estudiadas correspondientes a las composiciones, xTi-10CeTZP. Todas las muestras presentan una única fase que es la tetragonal, a excepción de algunas de ellas que contenían algo de fase monoclinica como son, la composición 5Ti-12CeTZP sinterizada a 1600°C que retenía un 93% de fase tetragonal, y las pertenecientes a

10Ti-12CeTZP, sinterizadas a 1500 y 1600°C que también eran bifásicas (tetragonal + monoclinica). Hay que resaltar que la fase tetragonal era siempre mayoritaria, 70% en el primer caso y 64% en el segundo.

Tabla 1. Características físicas de las muestras estudiadas

MUESTRA	T ^s . Sint. (°C)	Densidad (g/cm ³)	TG (μm)	H _v (GPa)	K _{IC} (MPam ^{3/2})	E (GPa)
3Ti-10CeTZP	1300	5.93	0.98	8.78	6.22	172
	1400	6.04	2.07	9.21	12.49	280
	1500	6.09	2.09	9.32	13.72	292
	1600	6.06	2.90	9.71	12.00	290
5Ti-10CeTZP	1300	5.80	1.6	7.20	5.50	122
	1400	6.13	2.00	9.28	8.30	167
	1500	6.27	2.76	8.85	9.00	159
	1600	6.09	3.00	8.20	9.40	150
10Ti-10CeTZP	1300	6.00	1.90	9.50	4.00	160
	1400	6.03	2.60	9.10	4.50	154
	1500	6.19	5.03	8.76	6.70	156
	1600	5.91	9.00	6.65	7.00	160

En la figura 2 se representan los valores obtenidos de resistencia mecánica a flexión, por el método de cuatro puntos, en función del contenido de TiO_2 para ambas series de muestras, xTi-10CeTZP y xTi-12CeTZP, sinterizadas a 1500°C durante 2 horas. Como se puede observar los valores más altos de resistencia mecánica se obtienen para bajos contenidos de TiO_2 y pueden atribuirse a los valores relativamente altos de densidad.

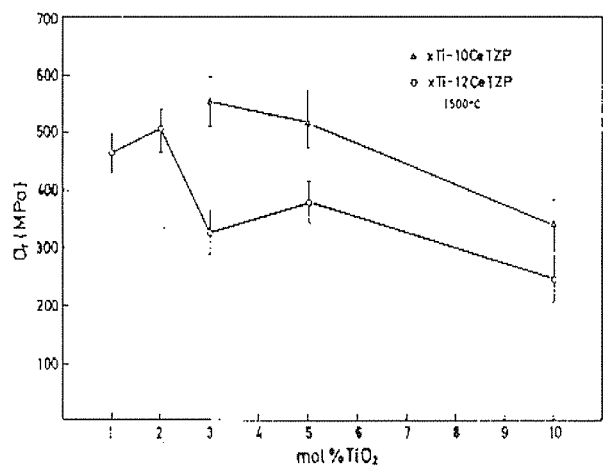


Fig. 2.-Resistencia mecánica a flexión en función del contenido de TiO_2

La figura 3 muestra la fractura que presentan las muestras xTi-12CeTZP con bajo contenido en TiO₂ (1,2, y 3 moles %). Se aprecia que hay un número elevado de granos rotos, lo que indica que una gran parte de la fractura es de tipo transgranular. A medida que aumenta el porcentaje de titanio la fractura es más intergranular, con la existencia de más huecos entre los granos, dando lugar a una cohesión más débil entre los mismos.

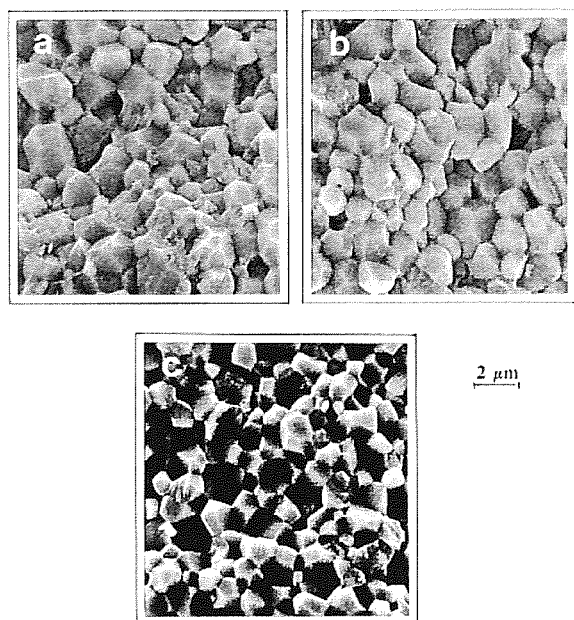


Fig. 3.-Microestructuras de fractura de las muestras: a) 1Ti-12CeTZP, b) 2Ti-12CeTZP y c) 3Ti-12CeTZP, sinterizadas a 1500 °C-2H.

La figura 4 muestra los valores de tenacidad K_{IC} y dureza Vickers H_v , frente al contenido de TiO₂ para una misma temperatura de sinterización 1500°C, para las composiciones xTi-10CeTZP y xTi-12CeTZP. La tenacidad de fractura es una función complicada de la microestructura de las muestras (tamaño de grano, porosidad, tamaño de grietas que presenta) y del efecto del posible reforzamiento por transformación de fase.⁸

Como se puede apreciar en dicha gráfica, el comportamiento mecánico de ambas composiciones es algo diferente. Mientras que en la serie xTi-12CeTZP el valor de tenacidad disminuye ligeramente con el contenido de titanio, aunque a partir de 3 moles % se hace prácticamente constante, sin embargo, en las muestras pertenecientes a la composición xTi-10CeTZP se alcanza un valor máximo de $K_{IC} \approx 14 \text{ MPam}^{1/2}$ para la de 3 moles %, coincidiendo con un valor de máxima densidad para dicha muestra y un tamaño de grano relativamente pequeño. La muestra 3Ti-10CeTZP es la que también presenta el valor más alto de σ_f . Los valores de dureza apenas varían con el contenido de titanio para esta temperatura, estando todos comprendidos entre 8 y 11 GPa aproximadamente.

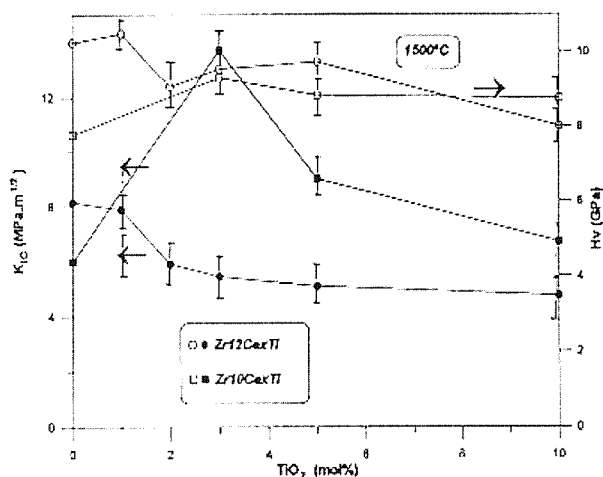


Fig. 4.-Variación de la tenacidad, K_{IC} y de la dureza H_v , con el contenido de TiO₂

Debido a su microestructura homogénea, alta densidad y mejores propiedades mecánicas, la composición 3Ti-10CeTZP sinterizada a 1500 °C fue seleccionada para hacer un estudio más profundo de su comportamiento mecánico. La tabla 2 recoge las características físicas más importantes de este material comparativamente con las de un material comercial Y-TZP (Tosoh) tratado en las mismas condiciones.

Tabla 2. Características físicas de la muestra 3Ti-10CeTZP y la circonia comercial Tosoh.

	TOSOH (YTZP)	3Ti-10CeTZP
Densidad (g/cm ³)	6.1	6.09
TG (μm)	0.72	2.09
H_v (GPa)	13.60	9.32
K_{IC} (MPa·m ^{1/2})	4.50	13.72
σ_f (MPa)	625	550
E (GPa)	190	170

En materiales cerámicos basados en circonia tetragonal, se obtienen valores de tenacidad máximos cuando la metaestabilidad de la fase de circonia es tal que la transformación *tetragonal* \rightarrow *monoclínica* puede ser inducida mediante la aplicación de una tensión, y no de la transformación producida durante el enfriamiento del material por debajo de la temperatura de comienzo de la transformación martensítica, M_s .

En materiales cerámicos basados en TZP, a temperatura ambiente, la transformación inducida por tensión es el

mecanismo de reforzamiento predominante como consecuencia del apantallamiento de la grieta por la zona de transformación. Por tanto, parece razonable convenir que, cuanto mayor sea dicha zona de transformación, mayor será la tenacidad K_{IC} del material cerámico, es decir, mayor será la resistencia a la propagación de la grieta.

En el caso concreto de la composición 3Ti-10CeTZP, constituida exclusivamente por circonia tetragonal, no se produce transformación alguna t-m, ni aún después de tenerla inmersa durante varias horas en nitrógeno líquido. Por el contrario, en la circonia tetragonal comercial (Tosoh), la transformación era de hasta el 50%⁹. Sin embargo, en el caso de esta última la elevada transformación a monoclinica puede estar justificada por la fuerte influencia que ejerce en ella el tamaño crítico de grano. Por tanto, en un intento de conocer si existe también en la composición seleccionada un tamaño crítico de grano para la transformación t → m, el material fue sometido a largos tratamientos a 1500 °C, midiéndose las características mecánicas de las muestras al final de los experimentos. El mismo experimento se hizo con la circonia comercial Tosoh.

La figura 5 muestra la variación de K_{IC} , H_v y T_g de los materiales 3Ti-10CeTZP y TZP-Tosoh sometidas a distintos tiempos a alta temperatura. Como se puede observar, en la TZP-Tosoh apenas existe crecimiento de grano, este varía de 0.70 a 2.74 μm , después de 50 horas de tratamiento. Lo mismo ocurre con las otras características, así K_{IC} aumenta ligeramente, hasta alcanzar valores de $\sim 7.5 \text{ MPam}^{1/2}$ y la microdureza H_v se mantiene prácticamente constante entre 12 y 14 GPa. El aumento tan pequeño que se consigue en las propiedades de este material comercial se debe, por un lado, a que se ha superado el límite del tamaño de grano crítico (0.30 μm), por lo que en el enfriamiento se produce la transformación *tetragonal monoclinica* con el consiguiente deterioro mecánico del mismo. Por otro lado, la temperatura a la que se está realizando el experimento sitúa a esta composición en el campo bifásico, *tetragonal + cúbica* del sistema binario $\text{ZrO}_2\text{-Y}_2\text{O}_3$, con lo que la cantidad de fase cúbica formada también influye en el sentido de disminuir su resistencia mecánica.

En el caso de la composición seleccionada 3Ti-10CeTZP, de una manera parecida a como ocurre en materiales altamente transformables de circonia tetragonal $\text{ZrO}_2\text{-12Ce}$, apenas se desarrolla la grieta en la huella de indentación, independientemente de la carga. Como se puede observar en la figura 6 en vez de grietas se forma una zona de fuerte distorsión alrededor de la huella de indentación a modo de pliegues y/o maclas. La zona maclada es consecuencia de los cambios de forma que se producen asociados a la transformación t - m, y está constituida por partículas de fase monoclinica reversible o irreversiblemente transformadas según la carga aplicada.¹⁰ Dado que los difractogramas realizados después de los

ensayos no mostraban la presencia de la fase monoclinica, nos indica que la carga no es suficiente para transformar irreversiblemente las partículas de circonia tetragonal

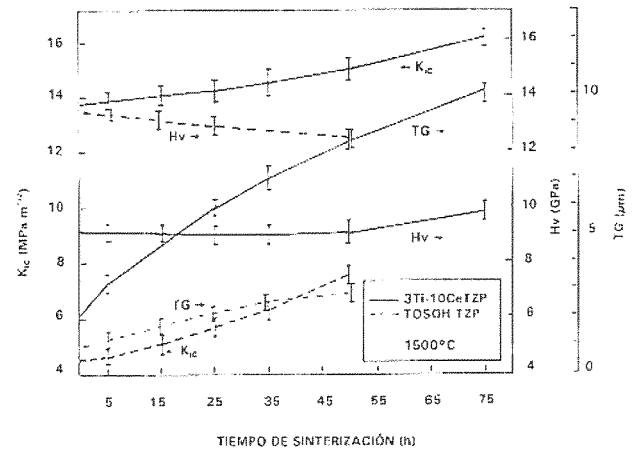


Fig. 5.-Variación de K_{IC} , H_v y T_g de las muestras 3Ti-10CeTZP y TZP-Tosoh.

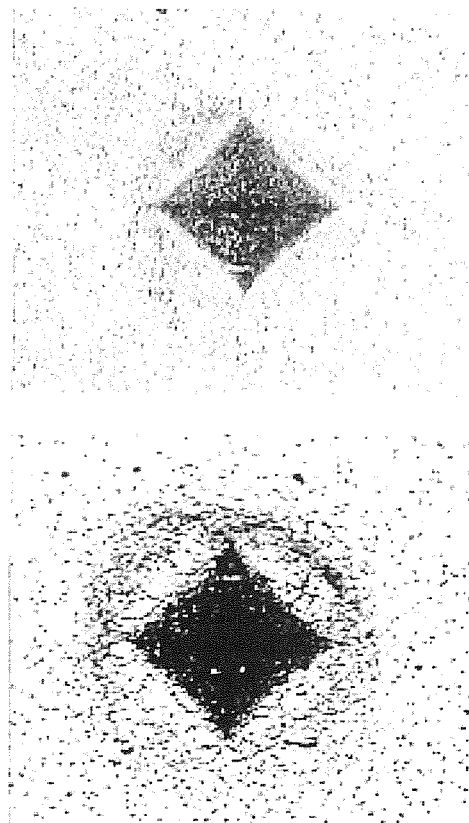


Fig.6.-Huellas de indentación en la muestra 3Ti-10CeTZP sinterizada a 1500°C-75h

Las tensiones creadas alrededor de la huella de indentación son tan fuertes que no permiten la nucleación y propagación de la grieta o, al menos, si se forma, no es fácilmente detectada después del ensayo.¹¹

De lo todo lo anterior se puede constatar tres hechos fundamentales:

i) Que no se ha encontrado un tamaño crítico de grano para la transformación espontánea tetragonal → monoclinica, al menos dentro del intervalo de tiempo empleado en nuestros experimentos.

ii) Que, al contrario de lo que ocurre en la circonia comercial Tosoh, tratamientos de envejecimiento a altas temperaturas permiten obtener materiales con tenacidad tan alta como ~16 MPam^{1/2} que es el 100% más de lo que cabe esperar en materiales comerciales.

iii) En todos los casos el reforzamiento se produce por transformación inducida por tensión, apantallando la zona transformada el crecimiento de la grieta.

Además de estos sorprendentes resultados hay que resaltar también el elevado módulo de Young E medido en las muestras de más alta tenacidad 292 y 267 GPa, para los materiales tratados a 69 y 75 horas respectivamente. Si se tiene en cuenta que los módulos de Young de los óxidos son 200 GPa para el ZrO₂, 226 GPa para CeO₂ y 280 GPa para TiO₂, se puede calcular el módulo teórico de Young de la composición 3Ti-10CeTZP de acuerdo con las proporciones relativas de los mismos. Así un valor de 205 GPa fue obtenido para dicha composición, el cual está por debajo del valor medido. Este alto valor del módulo que influye favorablemente en la tenacidad del mismo, puede estar justificado por la presencia de dos óxidos con módulo elástico más elevado que el de la matriz de circonia y, además, por la elevada densidad del material sinterizado que, como muestra la figura 1, siempre fue superior al 98 % de la teórica y, finalmente, a la no existencia de fase vítrea ni microgrietas, al menos detectables por MEB.

De estas consideraciones se puede deducir entonces que los elevados valores de tenacidad del material son debidos a dos efectos, uno es de la propia tenacidad de la matriz cerámica y otro debido a la transformación inducida por tensión. En materiales de circonia tetragonal conteniendo ceria, concretamente en ZrO₂-12Ce, Morel y Chen¹² encontraban incrementos de tenacidad debido al segundo factor que eran mucho mayores que el del material mismo. El problema está en que solo una parte de la energía total disipada en la zona de transformación se invierte en evitar la propagación de la grieta. Por otro lado, volviendo a la figura 5 se observa una buena coherencia en la disminución de la dureza del material conforme aumenta la transformación inducida por tensión, lo que sugiere que se ha producido una cierta deformación plástica durante la

transformación. Esta sugerencia es consistente con las observaciones hechas por Hannink y Swain¹³ relacionadas con los cambios microestructurales que tenían lugar alrededor de la huella de indentación en el caso de materiales basados en Mg-PSZ, y detectaban una banda de deformación plástica por la transformación inducida por tensión de los precipitados de circonia tetragonal la cual, a su vez, era la responsable de la disminución de la dureza. En el presente caso, la dureza se mantiene en unos niveles razonablemente altos, 9 GPa, comparativamente con los de la composición considerada como óptima, 12Ce-TZP, que están por debajo de 8 G Pa.

4. CONSIDERACIONES FINALES

A la vista de los resultados experimentales obtenidos se podrían hacer las siguientes consideraciones finales:

a) Los materiales cerámicos de circonia tetragonal estabilizada con 10 moles % CeO₂, 10 Ce-TZP, pueden ser sinterizados completamente densos (~ 100% de la densidad teórica) mediante la adición de 3 moles % TiO₂, manteniendo la estructura tetragonal estable a temperatura ambiente.

b) El recocido de estos materiales a la temperatura de sinterización de 1500 °C, durante largos periodos de tiempo, conduce al desarrollo de microestructuras muy uniformes, con tamaños de granos tan grandes como 10 μm, y estables a la temperatura ambiente, es decir, no presentan transformación t → m en el enfriamiento.

c) El grado de metaestabilidad de la fase tetragonal obtenido mediante el tratamiento térmico de recocido es suficientemente alto como para permitir el reforzamiento mecánico del material por transformación inducida por tensión, formándose una zona de transformación constituida por partículas de circonia monoclinica que apantalla la propagación de la grieta. Este mecanismo de apantallamiento conduce a materiales con tenacidad tan alta como 16 MPam^{1/2}, dureza de 9 GPa y módulo elástico de Young de 260-290 GPa. Si bien no conocemos su resistencia mecánica, estas características le hacen un material competitivo frente a otros comercialmente conocidos como los de Y-TZP (Tosoh).

d) Dado que la temperatura de transformación de la circonia depende fuertemente del tamaño crítico de grano, por ejemplo, es menor de 1 μm para Y-TZP, ZrO₂ reforzada con Al₂O₃ o Mg-PSZ, el hecho de que un material como 3Ti-10CeTZP con tamaño de grano tan alto como 10 μm no presente ninguna transformación t - m, es indicativo de que la adición de TiO₂ a 10 CeTZP dificulta la nucleación de martensita y, probablemente, baja la temperatura Ms como ocurre en el caso de la circonia pura con adiciones de TiO₂.

5.REFERENCIAS

1. V.C. Pandolfelli, J.A. Rodrigues and R. Stevens, J. Mater. Sci., **26**, 5327-34 (1991).
2. J.E. Bailey, Proc.Roy.Soc., **279A**, 390 (1964).
3. E.C. Subbarao, H.S. Maiti and K.K. Srivastava, Phys. Status Sol., 9, **A21** (1974).
4. D.L. Porter, A.G. Evans and A.H. Heuer, Acta Met., 1649 **27** (1979).
5. A.G. Evans and A.G. Heuer, J. Amer. Ceram. Soc., 241 **63** (1980).
6. A.G. Evans, N. Burlingame and M. Drory, Acta Met., 477 **29** (1981).
7. W. Pyda and K. Haberko, Ceramics International 113-118 **13** (1987).
8. K. Haberko, W. Pyda and M. Bucko, Ceramics Today-Tomorrow's Ceramics. Ed. by P. Vicenzini. Ed. Elsevier Science Publishers B.V. (1991).
9. M. Watanabe, S. Lio and I. Fuknura, in Advances in Ceramics, Vol.12, Science and Technology of Zirconia, p 391, Edit by Claussen, M. Ruhle and A. H. Heuer. The Amer. Ceram. Soc. Columbus, OH, (1984).
10. F.F. Lange, J. Mater. Sci., 240 **17** (1982).
11. H.Y. Yu and S.Y. Chen, J.Am. Ceram. Soc., 537 **70** (1987).
12. P. E. R.Morel and I.W. Chen, J. Am. Ceram. Soc., 341 **72** (1988).
13. R.H. Hannink and M.V. Swain, J. Mater. Sci., 1428 **16** (1981).

APLICACIÓN DE LOS MAPAS DE PROCESADO A LA DETERMINACIÓN DEL DAÑO MICROESTRUCTURAL EN ACEROS MICROALEADOS.

A. Al Omar, J.M. Cabrera, J.M. Prado.

Departamento de Ciencia de Materiales e Ingeniería Metalúrgica.

ETSEIB - Universidad Politécnica de Catalunya.

Av. Diagonal 647, 08028 Barcelona, España.

Resumen. En las dos últimas décadas los aceros microaleados se han empleado extensivamente en componentes del sector de automoción con objeto de ahorrar costes de tratamiento térmico. Las propiedades mecánicas de estos aceros se optimizan con una cuidadosa selección de la composición y de las condiciones de conformado en caliente. A pesar de los esfuerzos dedicados a la optimización de los procesos de conformado, la habilidad de conformación de los metales en piezas útiles se ve limitada por la aparición de la inestabilidad plástica (localización de fluencia, rotura, fisuración en juntas triple, etc.). De esta manera el estudio de los mecanismos de deformación y de los factores que limitan la conformación de los materiales es muy importante, no solo desde un punto de vista científico sino también desde un punto de vista económico. En el presente trabajo se estudia la aparición de inestabilidad plástica en el campo temperatura – velocidad de deformación, en un acero microaleado de medio carbono, mediante dos criterios distintos. Los resultados indican que existe una gran similitud entre los dos criterios aunque también aparecen algunas diferencias.

Abstract. In the last two decades, medium carbon microalloyed steels have been extensively used in the automobile components industry in order to save costs of heat treatments. The mechanical properties of these steels are optimized by careful control of composition and by adopting suitably controlled thermomechanical processes. In spite of the efforts dedicated to the optimisation of the forming processes, the ability of shaping metals into useful pieces is limited for the presence of metallurgical instabilities (flow localization, fracture, cracking in triple joints ... etc.). From this point of view the study of the deformation mechanisms and the limiting factors affecting the forming process of a given material is very important, not only from a scientific point of view but also from an economical point of view. In the current paper, the apparition of metallurgical instabilities in the temperature – strain rate field, in a medium carbon microalloyed steel, is studied by two distinct criteria. Although some difference are observed, results indicate a great similarity between both criteria.

1. INTRODUCCIÓN

Los procesos de conformado en caliente de materiales constituyen un paso muy importante en la fabricación de componentes mecánicos. Durante siglos estos procesos fueron utilizados para dar a los metales la forma deseada. Hoy en día, sin embargo, la deformación en caliente no sólo proporciona la geometría deseada sino las características mecánicas y microestructurales necesarias mediante un adecuado diseño del proceso de termoconformado.

Durante un proceso de conformado, y para evitar la aparición de inestabilidad plástica, esto es, la formación de defectos que van en detrimento de la conformabilidad (bandas de cizalladura, cavidades en límite de grano, fisuraciones en juntas triples, etc.) y producir productos finales con microestructuras y propiedades controladas, el

diseñador del proceso debe tener un conocimiento global de los parámetros que pueden afectar a la conformabilidad.

En el presente trabajo se estudia la posible aparición de inestabilidad plástica durante la fluencia en caliente de un acero microaleado de medio carbono deformado a alta temperatura, mediante dos criterios distintos. Estos aceros se utilizan ya de forma restringida en la elaboración de componentes mecánicos en la industria de la automoción [1,2]. El que este tipo de aceros pueda emplearse con mayor generalidad depende de que se optimice tanto su composición química como los parámetros del proceso de conformado (forja en este caso), de manera que se obtengan propiedades mecánicas adecuadas.

El primer criterio que se emplea en el presente trabajo es el propuesto por Kumar [3] y Prasad [4]. Estos autores

desarrollaron un criterio de inestabilidad combinando los principios de la termodinámica irreversible aplicada a la mecánica continua de la fluencia plástica a grandes deformaciones, descrita por Ziegler [5], con los de la separabilidad de la disipación de energía. Así mostraron que en un proceso de conformado en caliente, la inestabilidad plástica ocurre cuando:

$$\zeta(\dot{\varepsilon}, T) = \frac{\partial \ln \left[\frac{m}{m+1} \right]}{\partial \ln \dot{\varepsilon}} + m < 0 \quad [1]$$

donde $\dot{\varepsilon}$ es la velocidad de deformación, T la temperatura y m es el coeficiente de sensibilidad a la velocidad de deformación de la tensión de fluencia σ a deformación ε y temperatura constante, y que se define como:

$$m = \left(\frac{\partial \log \sigma}{\partial \log \dot{\varepsilon}} \right)_{\varepsilon, T} \quad [2]$$

La variación de ζ con T y con $\dot{\varepsilon}$ constituye un mapa de procesado, el de inestabilidad. Dicho mapa delinea las regiones donde el parámetro ζ es negativo, y por tanto delimita las zonas de daño microestructural, es decir, las zonas a evitar en el proceso de conformación.

El segundo criterio aquí aplicado es el desarrollado por Semiatin y Jonas [6]. En este criterio se define un parámetro de localización de fluencia α basado en las variaciones de la deformación, velocidad de deformación y temperatura, dentro de la pieza a conformar, requeridas para mantener el equilibrio de las fuerzas aplicadas. El parámetro α viene dado por:

$$\alpha = \frac{\gamma' - 1}{m} \quad [3]$$

donde γ' es una velocidad de endurecimiento por deformación normalizada por la tensión (y determinada a velocidad de deformación constante) que se expresa de la manera siguiente:

$$\gamma' = \left(\frac{1}{\sigma} \frac{d\sigma}{d\varepsilon} \right)_{\dot{\varepsilon}} \quad [4]$$

Jonas, Holt y Coleman [7] sugirieron, y luego Semiatin y Lahoti [8,9] verificaron, que los materiales exhiben localización de fluencia considerable cuando $\alpha \geq 5$ aproximadamente. De nuevo la distribución de α en el campo temperatura – velocidad de deformación describe un mapa de procesado, donde las isocías de $\alpha = 5$ delimitan las zonas de conformado seguras.

Es importante destacar aquí que el criterio de Kumar y Prasad depende exclusivamente de un parámetro, m , mientras que el de Jonas y Semiatin depende de dos, γ' y m .

2.-MATERIAL Y MÉTODO EXPERIMENTAL.

El material objeto del presente trabajo es un acero comercial microaleado de medio carbono especialmente destinado al sector de forja de componentes de automoción. Su composición química se indica en la Tabla I. Además del contenido medio de carbono, se destaca la presencia de Al y V.

% C	% Mn	% Si	% P	% S
0.34	1.52	0.72	0.025	0.025

% V	% Ti	% Al	N _{ppm}
0.083	0.0184	0.0145	114

Tabla I.- Composición química del acero estudiado (% en peso).

Para poder modelizar la deformación plástica en caliente del acero seleccionado se realizaron ensayos de compresión uniaxial en un intervalo de temperaturas que oscilaba entre 1150°C y 900°C a incrementos de 50°C, y en un intervalo de velocidades de deformación que varió entre 10⁻⁴ y 10 s⁻¹. Detalles adicionales sobre la realización de los ensayos pueden encontrarse en las referencias [10] y [11].

A partir de las curvas de fluencia (que tenían la forma habitualmente observada en materiales que sufren restauración y recristalización dinámicas, ver figura 1), se efectuó una modelización de las mismas al objeto de obtener una expresión analítica de las mismas, o dicho en otros términos, una ecuación constitutiva del material [10-14], teniendo en cuenta incluso el propio tamaño de grano inicial. Es importante destacar que las ecuaciones constitutivas derivadas no simulaban completamente la recristalización cíclica pues en esa situación sólo se modelizaba el primer ciclo de recristalización.

3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN.

Usando las anteriores ecuaciones constitutivas, y mediante derivación de las ecuaciones [1] a [4] por métodos numéricos, se determinaron las variaciones de los parámetros α y ξ con la velocidad de deformación y la temperatura obteniendo de este modo la evolución de los mapas de procesado con la deformación. Se supuso que en todas las situaciones el tamaño de grano inicial era de

90 μm . Cabe mencionar que algunos autores [15,16] han propuesto métodos alternativos al presente para efectuar el cálculo de ζ , si bien no emplean ecuaciones constitutivas verdaderas sino aparentes.

En las figuras 2 y 3 se representan los mapas de isocontornos de los parámetros de inestabilidad α y ξ en el plano de velocidad de deformación - temperatura a deformaciones de 0.2, 0.3 y 0.4.

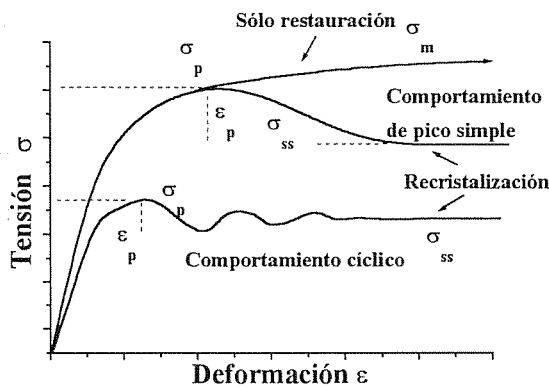


Fig. 1. Representación esquemática del comportamiento a deformación en caliente del acero estudiado.

Lo primero que se aprecia en las figuras 2 y 3 es la similitud que presentan, en cuanto a morfología, los dos mapas de proceso. En ambos casos las isolíneas tienen una tendencia diagonal, que de hecho están reflejando la equivalencia entre velocidades de deformación y temperaturas. Desde un punto de vista mecánico aumentar la temperatura es equivalente a disminuir la velocidad de deformación y viceversa.

A medida que va aumentando la deformación se aprecia en los mapas un frente que va desplazándose en diagonal desde bajas velocidades de deformación hacia las más altas. El desplazamiento del frente hacia regiones altas de los mapas deja detrás de sí zonas estables. Este frente representa el avance del inicio de la recristalización dinámica. Es bien conocido que la recristalización dinámica es un fenómeno que favorece la deformación puesto que la disipación de energía ocurre mediante la restauración de la microestructura por nucleación y crecimiento de nuevos granos y reordenamiento de las dislocaciones [17,18].

Respecto a los valores de inestabilidad, los mapas del criterio de Jonas y col. predicen, a la deformación más baja aquí analizada (ver figura 3a), una zona de inestabilidad ($\alpha > 5$) centrada a altas velocidades de deformación y bajas temperaturas, la cual desaparece en los siguientes mapas. El criterio de Kumar y Prasad

también prevee inestabilidad en esa zona, aunque extendida a mayores temperaturas, aunque en este caso los valores negativos alcanzados son muy cercanos a cero. En cambio, conforme progresa la deformación, las zonas de inestabilidad no desaparecen, aunque se van haciendo cada vez más pequeñas, y de nuevo centradas en las condiciones de deformación más severas (baja temperatura y alta velocidad de deformación). En estas condiciones es bien sabido que el material no recristaliza dinámicamente.

Cabe también señalar que las inestabilidades aquí analizadas son intrínsecas al material. No se ha incluido en estas primeras etapas del trabajo el efecto del calentamiento que sufre el material durante la deformación (se ha considerado procesos isotérmicos), ni obviamente se ha incluido inestabilidades debidas a cuestiones operativas (concentración de deformación en determinadas zonas debida a restricciones del proceso de conformado, efecto de fricción, etc...).

En definitiva, y por comparación, ambos criterios parecen estar definiendo de forma similar el grado de estabilidad de la deformación plástica. Aunque en bibliografía se aprecia una notable discusión entre defensores de uno u otro criterio [19,20], los resultados aquí mostrados indican que desde un punto de vista práctico, ambos criterios están definiendo lo mismo (de hecho en ambos criterios se está evaluando de una u otra manera al coeficiente de sensibilidad a la velocidad de deformación m). La discusión en todo caso, como queda reflejado en literatura científica se centra en la propia interpretación física de α y ξ .

4.- CONCLUSIONES.

Se ha efectuado una determinación de mapas de procesado en un acero microaleado partiendo de ecuaciones constitutivas de su comportamiento a deformación en caliente. Se han analizado dos criterios diferentes, y en ambos casos se ha encontrado que predicen resultados similares. En el intervalo de condiciones simuladas, y con las hipótesis asumidas, el material presenta inestabilidad metalúrgica intrínseca a altas velocidades de deformación ($\approx 10 \text{ s}^{-1}$), y baja temperatura ($\approx 900^\circ\text{C}$). En el resto de condiciones se aprecia una significativa estabilidad debido, fundamentalmente, a la consecución de un estado de plástico ideal (fluencia sin aumento de deformación), que se alcanza una vez finalizada la recristalización dinámica. En base a estos resultados cabe presumir que ambos criterios pueden emplearse desde un punto de vista práctico, centrándose las diferencias entre los mismos en el significado físico de α y ξ .

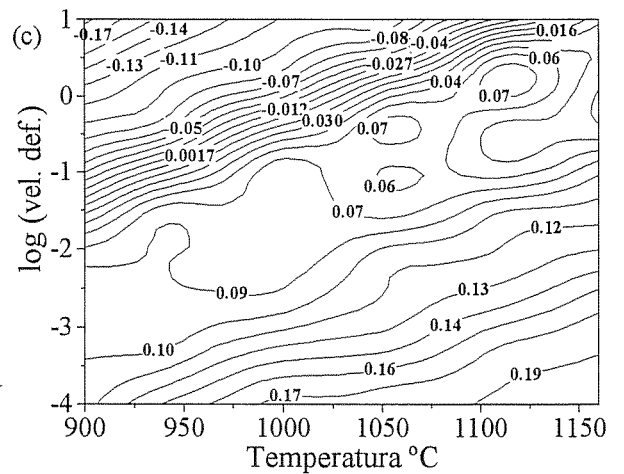
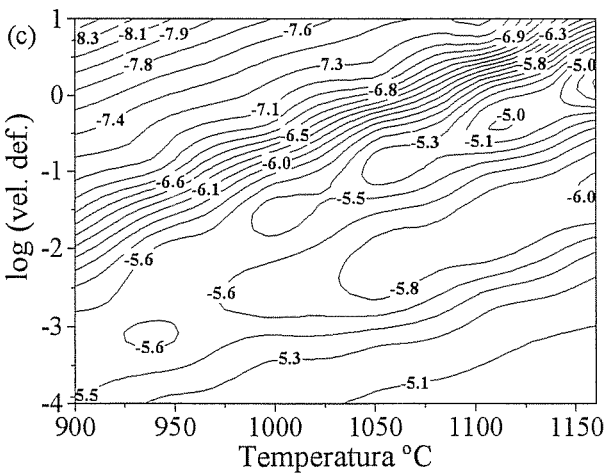
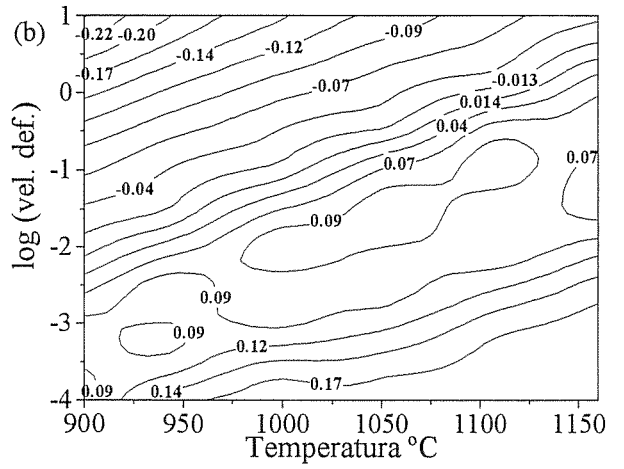
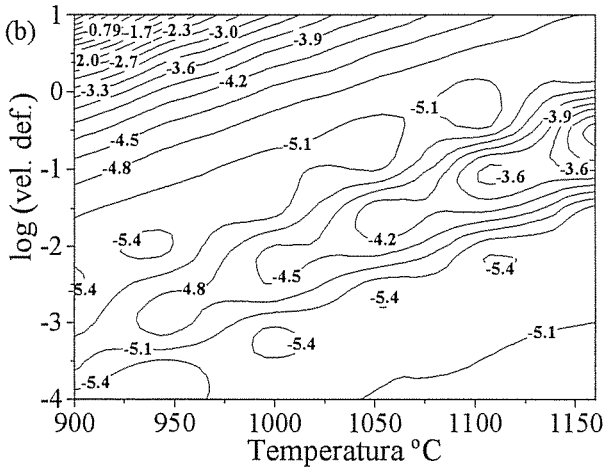
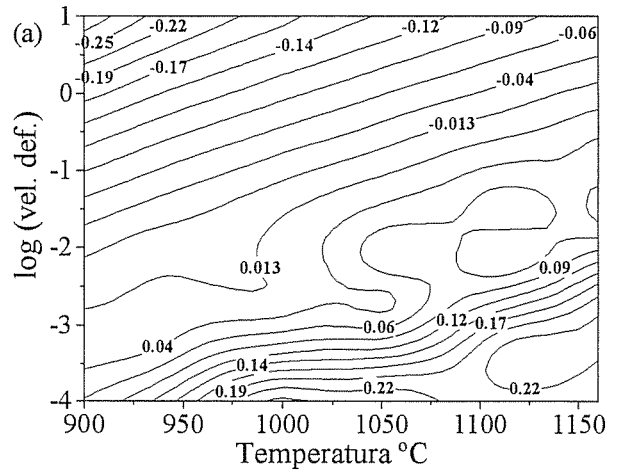
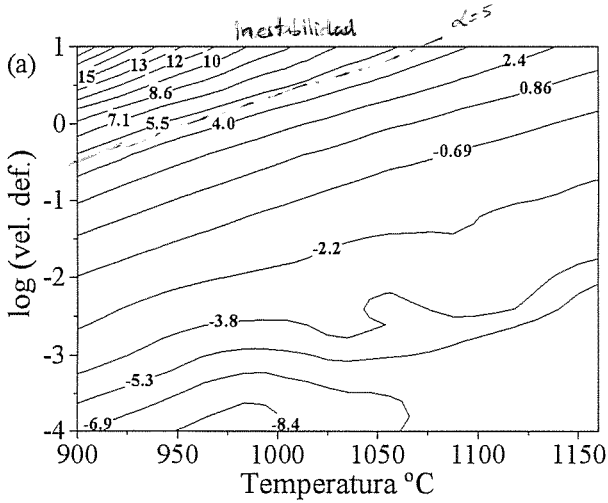


Fig. 2. Mapas de contorno del parámetro α , para el acero estudiado, a las deformaciones: (a) 0.2, (b) 0.3 y (c) 0.4.

Fig. 3. Mapas de contorno del parámetro ζ , para el acero estudiado, a las deformaciones: (a) 0.2, (b) 0.3 y (c) 0.4.

5.- REFERENCIAS.

- [1] Naylor D. J., *Ironmaking and steelmaking*, vol 16, nº4, pag. 246, (1989).
- [2] Proc. Information Day on Microalloyed Engineering Steels, CECA, Düsseldorf, (1988).
- [3] Kumar A.K.S. M.Sc (Eng) Thesis, Indian Institute of Science, Bangalore, (1987).
- [4] Prasad Y.V.R.K. *Indian Journal of Technol.*, vol 28, pag. 435, (1990).
- [5] Ziegler H. en *Progress in solid mechanics*, Ed. I.N. Sneddon y R. Hill, New York, vol. 4,(1963).
- [6] Semiatin S.L. y Jonas J.J. en *Formability and Workability of Metals*, American Society for Metals, Metals Park, Ohio, (1984).
- [7] Jonas J.J, Holt R.A. y Coleman C.E.: *Acta Metall.*, vol. 24, pag. 43, (1976).
- [8] Semiatin S.L. y Lahoti G.D.: *Metall. Trans.*, vol. 12A, pag. 1705, (1981).
- [9] Semiatin S.L. y Lahoti G.D.: *Metall. Trans.*, vol. 12A, pag. 1719, (1981).
- [10] Al Omar A. Tesis Doctoral, Universidad Politécnica de Cataluña, Barcelona, (1996).
- [11] Cabrera J.M. Tesis Doctoral, Universidad Politécnica de Cataluña, Barcelona, (1995).
- [12] Cabrera J.M., Al Omar A., Jonas J.J. y Prado J.M: *Metall. Trans.* , vol. 28A, November, pag. 2233, (1997).
- [13] Cabrera J.M., Al Omar A. y Prado J.M: *Rev. Metal. Madrid*, vol. 33, nº 3, pag. 143, (1997).
- [14] Cabrera J.M., Al Omar A. y Prado J.M: *Rev. Metal. Madrid*, vol. 33, nº 4, pag. 215, (1997).
- [15] Rieiro I., Fernández A., Martínez A. y Carsí M. *Rev. Metal. Madrid*, vol. 34, pag. 355, (1998).
- [16] Murty S.V.S.N. y Rao B.N., *J. Phys. D: Appl. Phys.*, vol. 31, pag. 3306, (1998).
- [17] Sakai T. y Jonas J.J. *Acta Met.*, vol. 32, pag. 189, (1984).
- [18] Jonas J.J. y McQueen. H.J., en *Mise en forme de metaux et alliages*, cap. 6, pag. 99, Editions du C.N.R.S., Paris. (1976).
- [19] Montheillet F, Jonas J.J. y Neale K.W.: *Metall.Trans*, vol. 27A, pag.232 (1996).
- [20] Prasad Y.V.R.K: *Metall.Trans.*, vol. 27A, pag.235 (1996).

EL SINTAP COMO PROCEDIMIENTO JERARQUIZADO DE EVALUACIÓN DE INTEGRIDAD ESTRUCTURAL CON COMPATIBILIDAD ENTRE DISTINTOS MÉTODOS**F. Gutiérrez-Solana y J. Ruiz Ocejo****Departamento de Ciencia e Ingeniería del Terreno y de los Materiales
E.T.S. de Ingenieros de Caminos, Canales y Puertos. Universidad de Cantabria
Avenida de los Castros s/n, 39005 Santander**

Resumen. Cuando se trata de desarrollar y redactar un Procedimiento de Evaluación Estructural es importante establecer diferentes niveles de evaluación en función de los posibles datos de entrada conocidos por el usuario. La definición de las ecuaciones de los distintos niveles de evaluación resulta complicada y comprometedor, ya que los niveles más básicos deben otorgar resultados más conservadores que los avanzados. Resulta, pues, de especial importancia el establecimiento de una jerarquía entre los distintos niveles, así, cuanto mejores y más profundos sean los datos conocidos por el usuario, menos conservadora será la evaluación estructural.

Este artículo describe brevemente las características del Proyecto SINTAP como un procedimiento jerárquico y ordenado así como integrador de las dos corrientes metodológicas habituales en la actualidad, Diagramas de Evaluación de Fallo y Diagramas de Fuerza Motriz de Fisuración. En este trabajo se definen las hipótesis y las operaciones necesarias para demostrar su total compatibilidad.

Abstract. When developing and writing a Structural Assessment Procedure, it is important to establish different assessment levels as a function of the possible input data known by the user. The definition of the equations for the different levels is complicated and compromising because the simplest levels should produce more conservative results than those for the most advanced. So, the establishment of a hierarchy between the levels results definitive, thus, the better and deeper the input data known, the less conservative the structural evaluation.

This paper describes the main characteristics of SINTAP Project as a structured and ordered procedure as well as integrating the two existing methodologies used nowadays, Failure Assessment Diagrams and Crack Driving Force Diagrams. This work defines the hypothesis and analytical steps needed to show their full compatibility.

1. INTRODUCCIÓN

Los procedimientos de evaluación de la integridad estructural son un conjunto de técnicas utilizadas para garantizar la "idoneidad para el servicio" de componentes o estructuras bajo sus condiciones de solicitación. Estos procedimientos son necesarios tanto en el diseño como en el análisis en estado operativo, al proporcionar mejoras en parámetros tales como seguridad, costo, calidad de servicio y competitividad.

Esta necesidad ha motivado la existencia de un gran número de procedimientos en creciente uso, cuyas similitudes y diferencias han sido exhaustivamente revisadas [1-4]. Sin embargo la falta de uniformidad en la metodología que con que estos procedimientos abordan el análisis estructural conduce a incertidumbres en lo referente a las condiciones de seguridad que ofrecen cada uno de ellos.

La diversidad metodológica se refiere, por una parte, al uso de dos tipos de aproximación al análisis de

seguridad estructural, los Diagramas de Evaluación de Fallo (failure assessment diagrams, FADs) o los Diagramas de Fuerza Motriz de Fisuración (crack driving force diagrams, CDFDs), y, por otro, a los niveles de información, o simplificación, del comportamiento del material del componente (resistencia mecánica y tenacidad), del estado de solicitaciones sobre el mismo y de las condiciones geométricas de sus defectos y su evolución.

La diversidad mostrada y la incertidumbre que ofrecen los resultados alcanzados en cada caso ponen en evidencia la necesidad de unificar estos procedimientos en uno solo, válido para estructuras y componentes de todo tipo de industrias, que posibilite su normalización. Esta necesidad ha sido el motivo de trabajo del proyecto SINTAP, con dos características fundamentales: la compatibilidad de las dos líneas metodológicas (FADs y CDFDs) y la jerarquización del análisis en función de la precisión de los parámetros que caracterizan el comportamiento resistente de los materiales que componen la estructura en análisis.

2. LA COMPATIBILIDAD ENTRE LOS ANÁLISIS POR FAD Y CDFD

Los Diagramas de Evaluación de Fallo se basan en el uso de una representación gráfica en la que se conjugan dos variables adimensionales L_r y K_r [5]. Estas dos variables son la razón entre el valor de sollicitación aplicado, tensión y factor de intensidad de tensiones respectivamente, dividido por los correspondientes parámetros de resistencia, límite elástico y tenacidad a fractura. Una vez definido el punto de análisis en el plano de representación, cada método define una curva que establece la zonas de seguridad y fallo. La zona de seguridad está delimitada por la mencionada curva y los ejes.

La mayoría de procedimientos basados en el diagrama de análisis de fallo definen curvas de condición crítica que se corresponden con diferentes simplificaciones. Estas curvas permiten al usuario desarrollar varios niveles de análisis en función de los datos de entrada disponibles.

Los Diagramas de Fuerza Motriz de Fisuración (CDFD) se basan en la comparación directa entre los parámetros aplicados, en términos tanto de COD como de la integral-J, que caracterizan el estado de tensiones y deformaciones en el fondo de las fisuras del componente en análisis, y las características resistentes del material a la fisuración en los mismos términos, valores críticos de los parámetros COD o J. A pesar de la ventaja que esta metodología plantea por su directa interpretación física, las dificultades que se tienen en determinar los valores de J o COD aplicados han evitado su uso mayoritario. Las aproximaciones del método ETM [6], al basar las soluciones aplicadas en los conocidos valores del factor de intensidad de tensiones, permiten mejorar las expectativas de su aplicación extensiva.

A pesar de las diferencias que existen entre estas líneas metodológicas ambas parten de una fuente común, la comparación entre sollicitación y la resistencia del material a escala local, y no es sino su desarrollo, siguiendo diferentes simplificaciones, lo que las separa. Por ello, para garantizar el empleo de cada una de ellas cuando el usuario potencial lo considere más apropiado, el procedimiento SINTAP establece las dos vías de análisis tras demostrarse su compatibilidad.

En efecto, debe considerarse inicialmente que cualquier FAD lo que establece es una línea que delimita las condiciones de seguridad estructural de las de inseguridad, por la relación

$$K_r^{\text{LINE}} = f(L_r) \quad (1)$$

y que esta línea es una simplificación de su verdadera definición [7]

$$K_r^{\text{LINE}} = \left(\frac{J_e}{J} \right)^{1/2} \quad (2)$$

Cuanto mejor se ajuste la ecuación (1) a la (2), más aproximado serán las evaluaciones hechas con ella, y también más aproximada será la relación

$$\left(\frac{J_e}{J} \right)^{1/2} \approx f(L_r) \quad (3)$$

de la que se obtiene

$$J = J_e \cdot [f(L_r)]^2 \quad (4)$$

Teniendo en cuenta que

$$J_e = \frac{K_t^2}{E'} \quad (5)$$

se obtiene una expresión de la integral-J aplicada dada por

$$J = \frac{K_t^2}{E'} \cdot [f(L_r)]^2 \quad (6)$$

que se basa en el conocimiento del factor de intensidad de tensiones K_t del componente bajo la sollicitación dada y la ecuación (1) de la línea de fallo.

Análogamente conocida la solución de la J aplicada para una sollicitación F dada sobre un componente, como puede ser según el procedimiento ETM [6]

$$\frac{J}{J_Y} = \left(\frac{F}{F_Y} \right)^{\frac{1+N}{N}} \quad (7)$$

en la que J_Y es el valor de J aplicada para el límite elástico, N el coeficiente de endurecimiento del material y F_Y el nivel de sollicitación para el que se inicia el proceso plástico, en vez de utilizarse siguiendo la metodología CDF, puede considerarse que:

$$\frac{F}{F_Y} = L_r \quad (8)$$

y como

$$K_r^{\text{LINE}} = \left(\frac{J}{J} \right)^{1/2} = \left(\frac{K_t^2}{E' J} \right)^{1/2} \quad (9)$$

se obtiene la relación

$$K_r^{\text{LINE}} = \left(\frac{K_t^2}{E' J_Y} \right)^{1/2} \cdot L_r^{\frac{1+N}{2N}} \quad (10)$$

que define el valor de la línea de fallo (1) para $L_r \geq 1$. Para tener la línea completa a partir de una línea definida en la zona de comportamiento elástico, para $L_r \leq 1$, se debe cumplir la condición de continuidad en $L_r = 1$, en que $J=J_Y$ y $K=K_Y$, es decir:

$$K_{r(L_r=1)} = \left(\frac{K_Y^2}{E' J_Y} \right)^{1/2} \tag{11}$$

y por tanto

$$J_Y = \frac{K_Y^2}{E (K_{r(L_r=1)})^2} \tag{12}$$

Así que se llega a la expresión genérica

$$K_r^{LINE} = K_{r(L_r=1)} \frac{K_Y}{K_Y} L_r^{\frac{1+N}{2N}} = K_{r(L_r=1)} L_r^{\frac{N-1}{2N}} \tag{13}$$

que representa la línea de fallo de un FAD a realizar en lugar del correspondiente análisis por CDF siguiendo la ecuación (7).

Así pues existe compatibilidad total entre ambas metodologías y de acuerdo con ello el procedimiento SINTAP recoge ambas [8], partiendo de una jerarquizada definición, según la calidad de los datos de las resistencias mecánicas y a la fisuración del material disponible, de las líneas de fallo (1) para un análisis de tipo FAD, y proponiendo como alternativa la ecuación (6) correspondiente, lo que establece una jerarquización equivalente para un análisis tipo CDF. Esta compatibilidad ha sido contrastada con diferentes ejemplos analíticos en base a patrones de referencia experimentales [9].

3. LA JERARQUIZACIÓN DEL ANÁLISIS

El procedimiento SINTAP permite realizar un análisis de evaluación estructural bajo el conocimiento de las condiciones de sollicitación, los valores de K_I o J aplicados correspondientes, el conocimiento de la tenacidad del material, ya sea directo u obtenido de forma indirecta a través de ensayos de resiliencia, y la definición de unas líneas de fallo (1) jerarquizadas en orden creciente, es decir más próximas a su valor (2), conforme se aplica en su definición un conocimiento más preciso del comportamiento mecánico del material del componente definido por un ensayo de tracción.

Existe un nivel de análisis de referencia, nivel 0, por defecto, que define, a semejanza de como lo hace el procedimiento R6 [10] una línea de fallo como envolvente conservadora de todas las analizadas, tanto para materiales con endurecimiento continuo como con plataforma de cedencia para σ_Y (límite elástico). Las expresiones son respectivamente:

$$K_r = \left[1 + \frac{L_r^2}{2} \right]^{-1/2} [0.3 + 0.7 \exp(-\mu L_r^6)] \tag{14}$$

$$\begin{cases} K_r = \left[1 + \frac{L_r^2}{2} \right]^{-1/2} & \text{para } L_r \leq 1 \\ K_r = 0 & \text{para } L_r > 1 \end{cases} \tag{15}$$

El término $[1+L_r^2/2]^{-1/2}$ presente tiene como sentido físico el que representa la línea correspondiente a un material de comportamiento elástico lineal perfecto. El segundo factor de la ecuación (14) significa la pérdida de zona de seguridad que establece un material en la zona elástica cuando abandona la linealidad, todo ello más acusado en las proximidades de $L_r = 1$ (o del límite elástico). La Figura 1 muestra el efecto de este abandono del comportamiento elástico lineal.

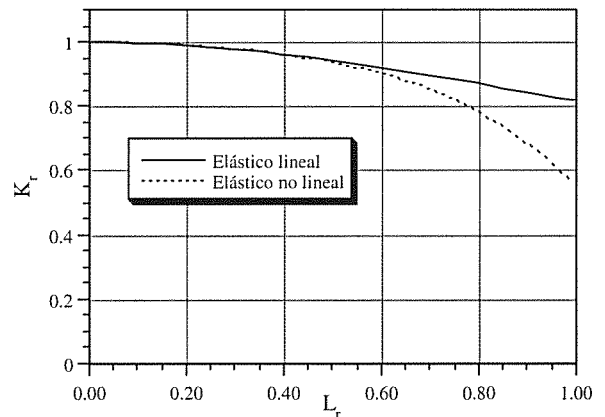


Figura 1. Efecto del abandono de la elasticidad lineal en la línea de fallo.

Para la definición de este factor que afecta sólo a la región elástica se hizo un estudio [11] de los diferentes valores de un parámetro de correlación μ para distintos materiales en función de su relación σ_Y/E . La Figura 2 estima los valores de μ que aproximan por el lado conservador la línea de fallo, según la expresión (14), a la real.

Finalmente el procedimiento establece como valor de μ el mínimo valor entre 0.6 (su máximo) y el dado por

$$\mu = 0.001 \frac{E}{\sigma_Y} \tag{16}$$

que equivale a la hipérbola

$$\mu \cdot \frac{\sigma_Y}{E} \cdot 10^3 = 1 \tag{17}$$

dibujada como límite de seguridad en la propia Figura 2.

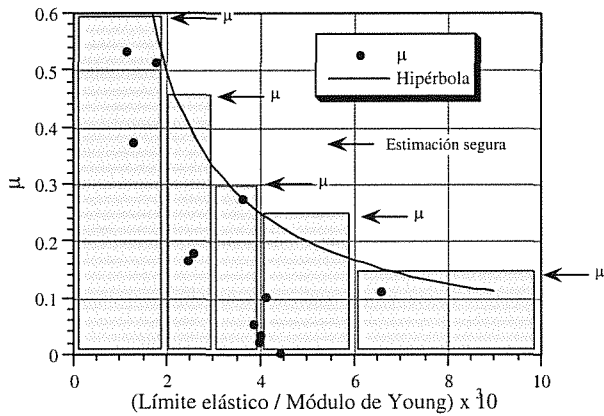


Figura 2. Resultados de μ [11].

Sin embargo este nivel de referencia no es considerado por el SINTAP salvo para casos excepcionales, sugiriéndose que el análisis más básico se haga para el nivel 1, conocidos σ_Y y la tensión de rotura del material. Tanto para materiales de endurecimiento continuado como con escalón de cedencia, la línea de fallo viene dada para L_r ≤ 1 por las correspondientes ecuaciones del nivel cero (14) y (15).

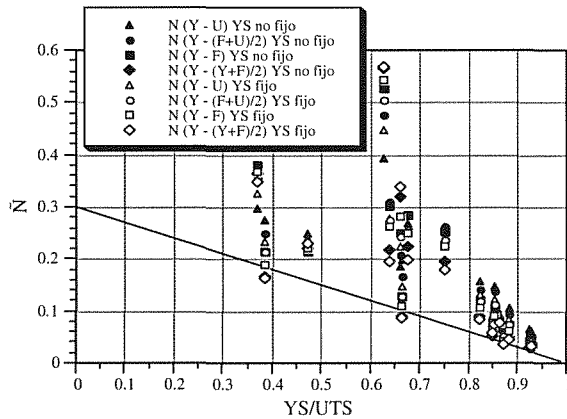


Figura 3. Resultados de N [13].

Para los materiales con endurecimiento continuado se plantea una ecuación para la línea de fallo en el rango L_r ≥ 1 dada por:

$$K_r = K_{r(L_r=1)} L_r^{\frac{N-1}{2N}} \quad (18)$$

en la que N se estima mediante \tilde{N} , un parámetro definido a través de la relación

$$\tilde{N} = 0.3 \left(1 - \frac{YS}{UTS} \right) \quad (19)$$

obtenido como la envolvente que deja del lado de la seguridad ($\tilde{N} < N$) la correspondiente línea de fallo comparada con la real del material, una vez estudiados 19 materiales diferentes, mayoritariamente aceros, [12, 13], como se muestra en la Figura 3. Debe considerarse que en la ecuación 18 cuanto menores sean los valores

de N, éstos proporcionan una limitación mayor a la zona de evaluación segura, como se muestra esquemáticamente en la Figura 4.

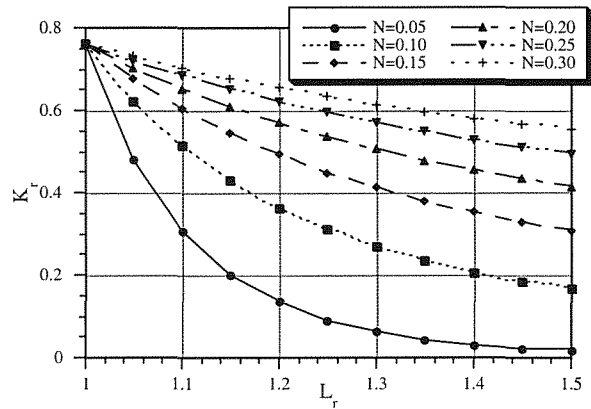


Figura 4. Líneas de fallo (L_r>1) para distintos N.

Para materiales con escalón de cedencia, la línea de fallo presenta un escalón vertical para L_r = 1, que aporta un valor mínimo para K_r (L_r = 1) dado por:

$$\min K_{r(L_r=1)} = \left[\lambda_{\max} + \frac{1}{2\lambda_{\max}} \right]^{-1/2} \quad (20)$$

En esta expresión λ_{max} es

$$\lambda_{\max} = 1 + \frac{E}{\sigma_Y} \Delta_\epsilon \quad (21)$$

siendo Δ_ε la extensión en deformaciones del escalón de cedencia, estimada por la relación

$$\Delta_\epsilon = 0.0375 \left(1 - \frac{\sigma_Y}{1000} \right) \quad (22)$$

cundo σ_Y se mide en MPa, deducida de un estudio [14] sobre diferentes materiales como envolvente máxima de los valores del escalón de cedencia en función del límite elástico de cada uno de ellos. La envolvente máxima de Δ_ε define los mayores valores de λ_{max}, y consecuentemente los mínimos de K_r con lo que la línea de fallo establece condiciones de análisis conservadoras.

La línea de fallo para estos materiales con escalón de cedencia para L_r > 1 queda dada por la ecuación

$$K_r = \left[\lambda_{\max} L_r^{\frac{1}{N}-1} + \frac{L_r^{\frac{3}{N}-1}}{2\lambda_{\max}} \right]^{-1/2} \quad (23)$$

La Figura 5 muestra la línea de fallo para un acero ferrítico con escalón de cedencia siguiendo las ecuaciones correspondientes (15), (20) y (23) para sus diferentes zonas.

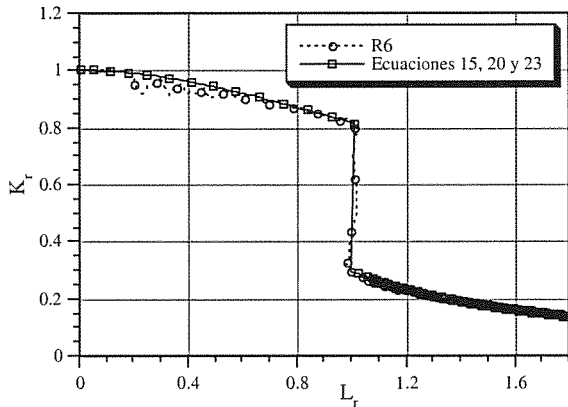


Figura 5. Comparación entre líneas de fallo para un acero ferrítico.

El segundo nivel del procedimiento SINTAP, nivel 2, es semejante al primero pero dedicado a las zonas de unión en componentes con soldaduras disimilares (mis-match) en las que los límites elásticos de soldadura y material base difieren en más del 10%. La mayor complejidad de la formulación no aporta novedades a los criterios de jerarquización hasta aquí presentados.

Así el segundo escalón jerárquico contemplado por el procedimiento, al que se debe acudir en estudios de evaluación que hayan dado resultados negativos en el primer nivel, corresponde a su nivel 3, cuyas líneas de fallo son obtenidas a partir del conocimiento completo de la caracterización a tracción del material del componente, es decir, su curva tensión-deformación completa en coordenadas verdaderas.

La definición de la línea de fallo viene dada por [10]:

$$K_r = \left[\frac{E\epsilon_{ref}}{L_r \sigma_y} + \frac{L_r^3 \sigma_y}{2E\epsilon_{ref}} \right]^{-1/2} = \left[\frac{E\epsilon_{ref}}{\sigma_{ref}} + \frac{L_r^2 \sigma_{ref}}{2E\epsilon_{ref}} \right]^{-1/2} \quad (24)$$

De esta manera el procedimiento ofrece una jerarquización en el análisis pasando de ecuaciones de menos a más precisas de acuerdo con el nivel de conocimiento del comportamiento mecánico del material de los componentes a evaluar según se resume en la Figura 6. Esta jerarquización se extiende al análisis que sigue la metodología del CDFD, a través de la compatibilidad mostrada en el apartado anterior.

La Figura 7 muestra, para un material, los niveles de línea de fallo establecidos, el básico o cero y los dos recomendados por el SINTAP, niveles 1 y 3.

En ella se puede apreciar la pérdida de conservadurismo conforme el nivel jerárquico avanza, manifestado al ir conteniendo las zonas seguras de los niveles más altos a las de los niveles más bajos.

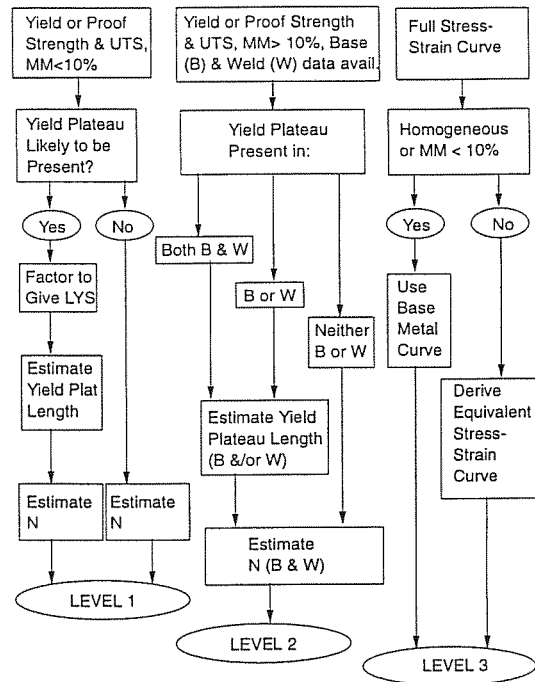


Figura 6. Diagrama de flujo, resumen de alternativas [15].

Por otro lado, el conservadurismo del análisis también es función de la precisión existente en el comportamiento en fractura del material. En este sentido el procedimiento contempla diferentes niveles de aproximación, tanto para las condiciones de iniciación, definiendo la tenacidad del material a través del proceso estadístico MML (maximum likelihood) y de la curva maestra [15] aplicado a resultados de caracterización de la tenacidad o de la resiliencia del material, como de desgarro, a través de las curvas R de resistencia a la fisuración propias del material.

De esta manera el avance en la precisión del análisis presenta dos posibles vías de acción, aquella relativa a la modificación de la línea de fallo, ampliando la zona de seguridad con el mejor conocimiento de las propiedades mecánicas (niveles de línea de fallo crecientes), y aquella relativa a la aproximación de los valores de tenacidad a los verdaderos, siempre en orden creciente, al basarse en datos más próximos a las condiciones de funcionamiento.

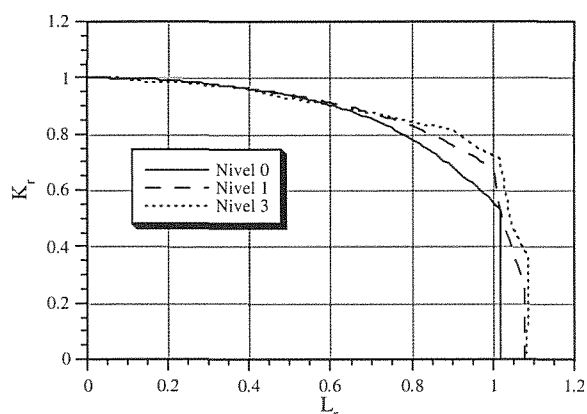


Figura 7. Distintas líneas de fallo para un mismo material.

4. EPÍLOGO

A través de esta presentación se ha puesto en evidencia que el procedimiento de evaluación de la integridad estructural de componentes SINTAP, nacido con vocación de unificar la dispersa oferta que el usuario puede encontrar a la hora de aplicar procedimientos de este tipo, presenta dos características intrínsecas:

- La compatibilidad en su seno de las dos grandes líneas de aplicación metodológica de estos procedimientos: la basada en los FAD y la basada en los diagramas CDF.
- La jerarquización en su análisis que permite ir mejorando la fiabilidad del mismo conforme se aplica un mejor conocimiento del comportamiento mecánico a tracción del material de los componentes y de la caracterización de la tenacidad del mismo.

5. AGRADECIMIENTOS

Este trabajo ha sido llevado a cabo dentro del proyecto SINTAP financiado por la Unión Europea, cuyos objetivos se enmarcan dentro del programa BRITE-EURAM III.

6. REFERENCIAS

- [1] Milne I., "Component Assessment: Fracture Mechanics for Added Value", Defect Assessment in Components - Fundamentals and Applications, ESIS/EGF 9 (Edited by J.G. Blauel and K.-H. Schwalbe), Mechanical Engineering Publications, London, pp. 943-955, 1991.
- [2] Gorrochategui I., "Comportamiento en rotura de tuberías de alta tenacidad con sustentación hiperestática en régimen elastoplástico", 1993, Tesis Doctoral, Universidad de Cantabria.
- [3] Ruiz Ocejo J., González-Posada M.A., Gorrochategui I. y Gutiérrez-Solana F., "Presente y Futuro de los Procedimientos de Evaluación de la Integridad Estructural de Componentes Fisurados", Anales de Mecánica de la Fractura, 14, pp. 417-420, 1997.
- [4] Ruiz Ocejo J., González-Posada M.A., Gutiérrez-Solana F. and Gorrochategui I., "Development and Validation of Procedures: Review of Existing Procedures", SINTAP Task 5, Report SINTAP/UC/04, 1997.
- [5] Harrison R.P., Loosemore K. and Milne I., "Assessment of the Integrity of Structures Containing Defects", CEBG Report R/H/R6, 1976.
- [6] Schwalbe K.-H., Zerbst U., Kim Y.-J., Brocks W., Cornec A., Heerens J. and Amstutz H., "The Engineering Treatment Model for assessing the significance of crack-like defects in engineering structures, comprising the versions ETM 97/1 and ETM 97/2 (EFAM ETM 97)", GKSS-Forschungszentrum, GKSS 98/E/6, 1998.
- [7] Anderson T.L. "Fracture Mechanics. Fundamentals and Applications", Second Edition, 1995.
- [8] Ruiz Ocejo J., Gutiérrez-Solana F., González-Posada M.A. and Gorrochategui I., "Failure Assessment Diagram-Crack Driving Force Diagram Compatibility", Report SINTAP/UC/05, November 1997.
- [9] Ainsworth R.A., Kim Y.-J., Zerbst U., Gutiérrez-Solana F. and Ruiz Ocejo J., "Driving Force and Failure Assessment Diagram Methods for Defect Assessment", OMAE Conference, Lisbon, July 1998.
- [10] Milne I., Ainsworth R.A., Dowling A.R. and Stewart A.T., "Assessment of the Integrity of Structures Containing Defects", CEBG Report R/H/R6-Rev.3, 1987.
- [11] Ruiz Ocejo J., Gutiérrez-Solana F. and González-Posada M.A., Report SINTAP/UC/06, February 1998.
- [12] Ruiz Ocejo J. and Gutiérrez-Solana F., "On the Strain Hardening Exponent Definition and its influence within SINTAP", Report SINTAP/UC/07, April 1998.
- [13] Ruiz Ocejo J. and Gutiérrez-Solana F., Report SINTAP/UC/08, June 1998.
- [14] Bannister A.C., "Recommendations from Y/T Working Group for SINTAP Procedure", Document SINTAP/BS/23, June 1998.
- [15] SINTAP Procedure Revision 5.0 (Draft), January 1999.

**RECOMENDACIONES PARA EL REFINAMIENTO DE VARIABLES EN EL
PROCEDIMIENTO SINTAP DE EVALUACIÓN DE LA INTEGRIDAD ESTRUCTURAL DE
COMPONENTES FISURADOS**

J. Ruiz Ocejo y F. Gutiérrez-Solana

**Departamento de Ciencia e Ingeniería del Terreno y de los Materiales
E.T.S. de Ingenieros de Caminos, Canales y Puertos. Universidad de Cantabria
Avenida de los Castros s/n, 39005 Santander**

Resumen. Los Procedimientos de Evaluación de la Integridad Estructural existentes hoy en día no presentan indicaciones para el usuario cuando se obtienen resultados no satisfactorios. Todo lo más, advierten sobre la posibilidad de realizar la evaluación en un nivel de análisis más alto. Sin embargo en el procedimiento europeo en desarrollo a través del Proyecto SINTAP, esta cuestión trata de ser resuelta. Así, dependiendo de donde se sitúe el punto de evaluación que representa el estado del componente fisurado, se pueden establecer diversas recomendaciones en las que se orienta al usuario hacia la variable susceptible de mejorar el resultado final del análisis. El propósito de este artículo es definir, por tanto, distintos campos dentro de un Diagrama de Evaluación de Fallo en los que se establezcan las recomendaciones pertinentes para el refinamiento de las variables del problema cuando se obtiene un resultado inaceptable y se pretende ascender a un nivel de evaluación más alto.

Abstract. The Structural Integrity Assessment Procedures used nowadays do not present any indication for the user when unacceptable results are obtained. At the most, they state that there is a chance to perform the assessment on a higher analysis level. However, in the european procedure under development by means of SINTAP Project, this item is being solved. Thus, depending where the assessment point, representing the situation of a cracked component, is located, different recommendations can be established, addressing the user to the variable susceptible to improve the final result of the assessment. The aim of this paper is to define different zones within a Failure Assessment Diagram where the needed recommendations to refine the variables when obtaining an unacceptable result are established in order to go into a higher assessment level.

1. INTRODUCCIÓN

Los Procedimientos de Evaluación de la Integridad Estructural de Componentes Fisurados existentes en la actualidad no presentan ningún tipo de recomendación cuando los resultados de una evaluación resultan no satisfactorios o inaceptables.

No hay indicaciones para el usuario en cuanto hacia dónde dirigir los pasos que puedan mejorar de algún modo los resultados de sus cálculos. Todo lo más, advierten sobre la posibilidad de realizar la evaluación en un nivel de análisis más alto, si es que se puede mejorar la calidad y/o cantidad de los datos de entrada.

Esta situación trata de resolverse dentro del marco del Proyecto SINTAP (Structural Integrity Assessment Procedures for European Industry) financiado por la Unión Europea [1-2].

El objetivo es definir diferentes sugerencias dependiendo de donde se sitúe el punto de evaluación que representa el estado del componente fisurado dentro

del plano de representación elegido, esto es, un Diagrama de Evaluación de Fallo (FAD) o un Diagrama de Fuerza Motriz de Fisuración (CDFD), orientando en cada caso al usuario hacia la variable susceptible de mejorar el resultado final del análisis. De este modo se aumenta la productividad de los posibles refinamientos de los parámetros presentes en el problema.

Este artículo presenta el trabajo realizado por la Universidad de Cantabria en este aspecto en el que se proponen sugerencias de refinamiento para el usuario del Proyecto SINTAP para su consideración.

2. CONSIDERACIONES DE PARTIDA

El punto anterior advierte sobre la existencia de dos tipos distintos de planos gráficos sobre los cuales realizar la evaluación estructural del componente a analizar. Las diferencias entre unos y otros han sido largamente debatidas en la bibliografía [3-5] así como el deseo de hacerlos compatibles para así poder disfrutar de las ventajas de cada uno de ellos independientemente del diagrama elegido [6-7]. Dentro del Proyecto

SINTAP, se realizaron avances en ese sentido hasta demostrar que la compatibilidad era totalmente posible [2, 7]. Por lo tanto, ha de reseñarse que, a pesar de que este artículo hace únicamente mención a los Diagramas de Evaluación de Fallo (FAD), toda la metodología expuesta y los resultados son aplicables a los Diagramas de Fuerza Motriz de Fisuración.

La geometría propia de las líneas de fallo y sus valores analíticos permiten, inicialmente, definir las distintas zonas dentro de un FAD en función de unas pendientes límites, es decir, relaciones entre K_r y L_r , a partir de las cuales se establecen unas estimaciones relativas entre el fallo por fractura y el colapso plástico de la estructura.

Estas relaciones se pueden definir mediante dos inecuaciones que delimitan tres zonas distintas en un FAD:

- Zona $K_r/L_r > 1.1$. Puntos donde un fallo por fractura es más probable que el colapso plástico, es decir, recoge situaciones en las que un buen o mejor conocimiento de la tenacidad puede mejorar la evaluación del componente.
- Zona $K_r/L_r < 0.4$. Puntos donde el agotamiento plástico de la estructura es más probable que el fallo por fractura, es decir, recoge situaciones en las que una mejora en la determinación de las propiedades mecánicas convencionales del material acrecienta la posibilidad de evaluación positiva del elemento estudiado.
- Zona $0.4 < K_r/L_r < 1.1$. Puntos intermedios en los que resulta más difícil establecer qué mecanismo resulta determinante.

Como alternativa, más conveniente y cómoda para el usuario, se comenzó a vislumbrar la posibilidad de expresar estas diferencias en función únicamente de L_r .

3. ESTUDIO PRELIMINAR

En primer lugar, y dado que la posible alternativa de transformar las indicaciones descritas a través de los cocientes K_r/L_r en simples valores de L_r , se realizó un trabajo de correlación entre ambas posibles propuestas. Para ello, se analizaron 19 materiales distintos [8], dibujándose dos líneas de fallo para cada uno (las correspondientes a los niveles 1 y 3 del SINTAP. Revisión 5.0 [1]).

Se calcularon los puntos de intersección entre las Líneas de Evaluación y las rectas definidas por las pendientes límites citadas anteriormente con el objeto de establecer si los puntos de corte podían corresponder a un valor determinado de L_r aproximadamente constante para todo tipo de material.

La Figura 1 muestra como ejemplo uno de los materiales evaluados, mientras que, la Tabla 1 presenta los resultados para la totalidad de los materiales.

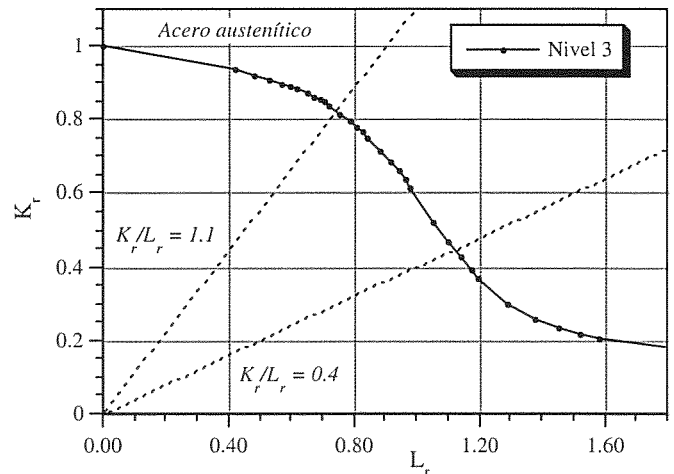


Figura 1. Ejemplo de cálculo. Acero austenítico.

Tabla 1. Puntos de intersección entre distintas líneas de fallo y $K_r/L_r = 1.1$ ó 0.4 .

Material	$K_r/L_r = 1.1$		$K_r/L_r = 0.4$	
	Nivel	Nivel	Nivel	Nivel
	L_r		L_r	
Acero 4Y14 A2 S275 JR	0.74	0.79	1.02	1.00
Acero 4Y17 A2 S355 J2	0.83	0.79	1.03	1.00
Acero Y6T8D 355 EMZ	0.77	0.79	1.01	1.00
Acero Y6T26H 450 EMZ	0.80	0.79	1.01	1.00
Acero 4Y18 A2 450 EMZ	0.83	0.79	1.01	1.00
Acero microaleado E500	0.79	0.76	1.07	1.04
Acero Y6A22D2C StE690	0.76	0.77	1.03	1.04
Acero Y6A4A4D StE690	0.72	0.77	1.07	1.04
Acero microaleado E690 (1)	0.80	0.77	1.04	1.02
Acero microaleado E690 (2)	0.80	0.77	1.04	1.02
Acero microaleado E690 (3)	0.80	0.77	1.04	1.02
Acero microaleado E690 (4)	0.81	0.77	1.04	1.02
Acero normalizado 4135A (1)	0.77	0.77	1.04	1.04
Acero normalizado 4135A (2)	0.73	0.77	1.10	1.10
Acero templado 4135B	0.76	0.78	1.13	1.13
Acero austenítico	0.75	0.75	1.12	1.11
Acero inoxidable envejecido	0.74	0.75	1.17	1.10
Acero inoxidable de soldadura	0.76	0.76	1.09	1.08
Aluminio	0.76	0.75	1.09	1.11

4. ANÁLISIS SOBRE EL REFINAMIENTO

El estudio previo realizado pone de manifiesto una posible correlación entre el establecimiento de límites de zonas de refinamiento diferencial tanto por las pendientes (K_r/L_r) de las rectas desde el origen como en el valor de la abscisa L_r en la representación del Diagrama de Fallo. Aunque estas zonas parecen establecer las variables adecuadas al refinamiento en cada zona, sin embargo no acotan cuándo estos refinamientos pueden ser eficaces. Por ello es necesario un análisis cualitativo y cuantitativo que amplíe el conocimiento sobre la funcionalidad de los refinamientos y sus límites.

4.1. Refinamientos ¿por qué y para qué?

- **Tenacidad**

La variable K_r propia de un componente en evaluación puede ser reducida aumentando el valor considerado para la tenacidad a fractura de su material. En estas condiciones, el punto de evaluación se desplaza verticalmente hacia abajo, es decir, hacia situaciones que representan mayor seguridad (Detalle A de la Figura 2).

- **Tracción**

La jerarquización del Procedimiento [2] establece que si la calidad de los datos de tracción es mejorada, la línea de fallo tiende a una situación menos conservadora que la correspondiente a valores de menor calidad (o menos detallados). Es decir, para cada valor concreto de L_r , la línea de fallo se mueve hacia arriba, aumentando la zona de evaluación segura (Detalle B de la Figura 2).

Asimismo, si el valor del límite elástico resulta superior cuando se refinan los datos, el punto de evaluación se desplaza horizontalmente hacia la izquierda, de nuevo hacia situaciones que representan mayor seguridad (Detalle C de la Figura 2).

La Figura 2 muestra los tres tipos de refinamiento mencionados.

4.2. Refinamientos en las variables. Límites cualitativos y cuantitativos

- **Tenacidad**

No puede haber beneficio alguno en refinar los datos de tenacidad del material constituyente del componente cuando la línea de fallo presenta una caída vertical brusca, que sólo se produce en el cut-off (límite máximo de L_r), y cuando el material presenta escalón de cedencia.

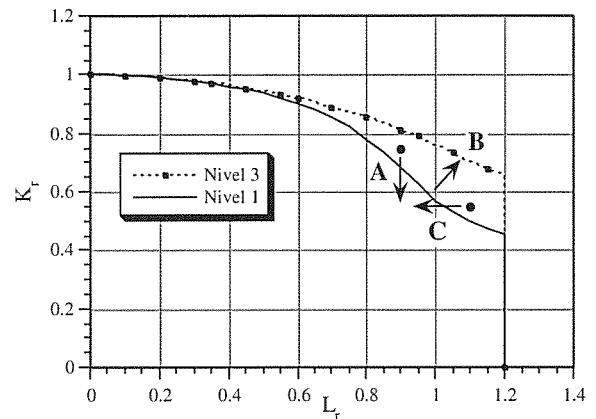


Figura 2. Efectos del refinamiento de variables.

- **Tracción**

Si la Línea de Evaluación de Fallo es prácticamente horizontal o apenas existe diferencia entre las Líneas de los diferentes niveles (1 y 3), no tiene sentido intentar mejorar la calidad y el detalle de los datos. Para cuantificar esta situación, se asume que las diferencias entre las distintas Líneas son significativas cuando superan un valor dado, que debe ser fijado.

- **Ambos**

El refinamiento es inoperante cuando el punto de evaluación está tan lejano de la línea de evaluación de fallo que incluso cuando se aplican las máximas incertidumbres a las variables del proceso, el resultado sigue siendo inaceptable.

La máxima incertidumbre admitida para la tenacidad [1] es 2 si se expresa en términos de J , equivalente a $1.4(\sqrt{2})$ para valores de K . Con respecto a los datos de tracción, se supone que las incertidumbres no pueden exceder un valor del 10%.

5. APLICACIÓN

5.1. Límite para refinamiento en K

Dado que la incertidumbre en los valores de tenacidad es relativamente importante, el refinamiento es siempre recomendable a menos que el punto de evaluación caiga más allá del cut-off, como se representa en la Figura 3.

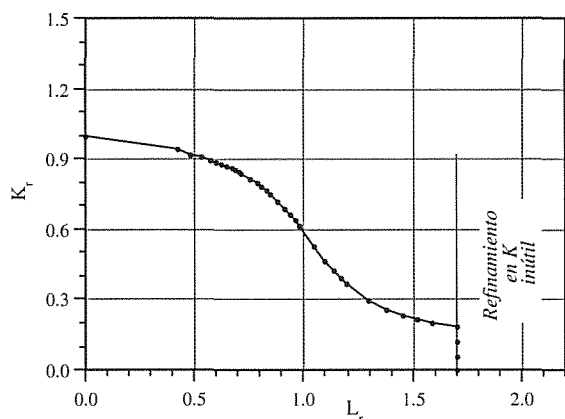


Figura 3. Límite para el refinamiento en K.

5.2. Límite para refinamiento en tracción

Para analizar las posibles diferencias entre líneas de fallo, se consideró que existen dos líneas de evaluación de fallo (Figura 4) correspondientes a situaciones teóricas límites entre las cuales debe situarse cualquier otra línea de evaluación correspondiente a un material real.

Las líneas límite son:

- La correspondiente a un material elástico lineal perfecto, definida por:

$$K_r = \left[1 + \frac{L_r^2}{2} \right]^{-1/2} \quad (1)$$

- La correspondiente a un material cuyo abandono dentro del campo elástico del comportamiento perfectamente lineal sea máximo, caracterizado en el SINTAP porque el parámetro μ adquiere un valor de 0.6 [1, 6]. La ecuación que define tal Línea es:

$$K_r = \left[1 + \frac{L_r^2}{2} \right]^{-1/2} [0.3 + 0.7 \exp(-0.6L_r^6)] \quad (2)$$

A partir de ambas líneas límite, se evaluó la diferencia relativa entre ellas correspondiente al valor K_r en función de L_r , que se representa en la Figura 5, de acuerdo con la expresión:

$$\text{Dif}(\%) = \frac{K_{r(\text{eq.1})} - K_{r(\text{eq.2})}}{K_{r(\text{eq.2})}} \cdot 100 \quad (3)$$

Dependiendo de la diferencia que se asuma como significativa para que exista mejora efectiva en un proceso de refinamiento se puede determinar qué rango de L_r , desde cero hasta el de corte para la condición límite establecida, es inútil para el refinamiento en los parámetros de tracción asociado a la variación de la

línea de fallo. La Figura 5 muestra cómo se obtienen estos valores L_r límite.

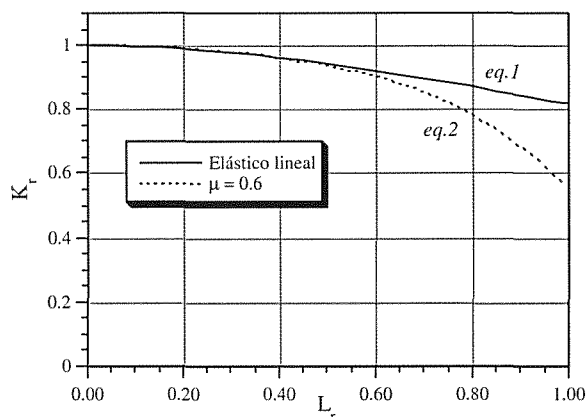


Figura 4. Líneas de fallo límite teóricas.

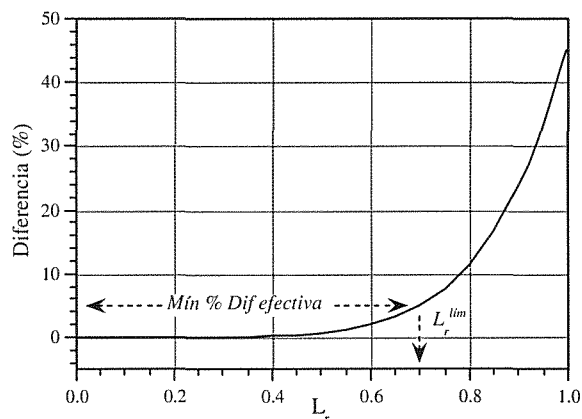


Figura 5. Diferencia relativa (%) entre las líneas de fallo extremas.

La Tabla 2 muestra tres consideraciones de diferencia admisible, 5, 10 y 12%, por debajo de los cuales resulta inútil el refinamiento. Los correspondientes valores de corte (0.70, 0.78 y 0.82) indican una buena correlación con el criterio de $K_r/L_r = 1.1$ que ofrecía un valor medio en torno a 0.77 para los materiales estudiados.

Así, la Figura 6 amplía la Figura 3 con la zona inútil al refinamiento en tracción con un L_r límite de 0.70.

Tabla 2. Diferentes límites considerados para refinamiento en tracción.

Mín % Diferencia efectiva	L_r límite
5	0.70
10	0.78
12	0.80

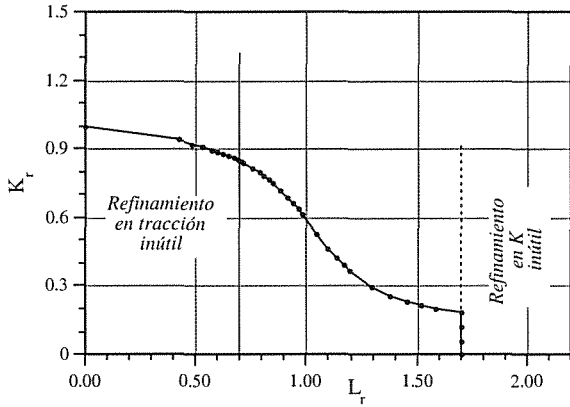


Figura 6. Límite para el refinamiento en tracción.

5.3. Determinación de zonas de exclusión al refinamiento

En atención a las máximas incertidumbres previstas en tenacidad medida en K (40%) y en tracción (10%) se definen unas zonas en el exterior de la seguridad definida por las líneas de fallo, correspondientes a las evaluaciones que no podrían pasar a ser seguras ni siquiera con un refinamiento que incorporara dichas incertidumbres máximas.

Para establecer el límite por tenacidad, se define, inicialmente, una línea de fallo propia de un material hipotético que encerrara una zona de seguridad lo más amplia posible para el nivel 1.

Ello corresponde para $L_r > 1$ a la línea correspondiente al caso elástico lineal perfecto:

$$K_r = \left[1 + \frac{L_r^2}{2} \right]^{-1/2} \tag{4}$$

Para $L_r > 1$ se toma como línea de fallo la de un material con endurecimiento por deformación con un valor N muy elevado (0.5). Así

$$K_r = K_{r(L_r=1)} L_r^{\frac{N-1}{2N}} = \sqrt{\frac{2}{3}} L_r^{-0.5} = \sqrt{\frac{2}{3L_r}} \tag{5}$$

La Figura 7 recoge la línea así definida y aquella que corresponde a multiplicar K_r por el factor 1.4 (máxima incertidumbre en K). Cualquier punto por encima de esta última sería imposible de entrar en la zona de seguridad haciendo una selección lo más realista posible de la tenacidad. Finalmente, esta zona ha sido delimitada mediante ecuaciones sencillas, contenidas en la Tabla 3, que dejan el análisis del lado de la seguridad como puede verse en la Figura 7.

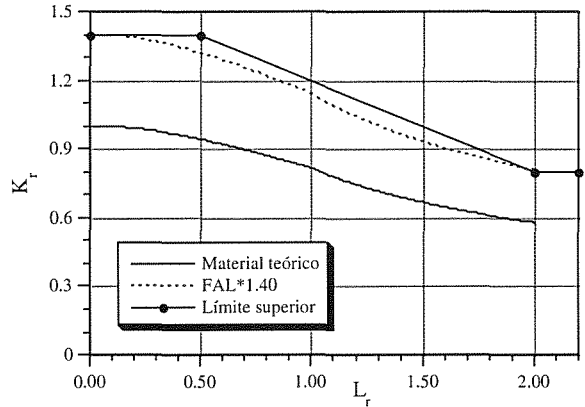


Figura 7. Evaluación del límite superior para refinamiento de K.

Tabla 3. Límite superior para refinamiento en K.

Intervalo de L_r	Límite para K_r
0.0 - 0.5	1.4
0.5 - 2.0	1.6 (1- L_r /4)
> 2.0	0.8

En el caso del límite por tracción, el máximo error del 10% hace que se establezca su límite en abscisas L_r , correspondiente al valor $1.1 \cdot L_r^{\max}$, siendo L_r^{\max} el definido en el procedimiento para el corte de la línea de fallo. La Figura 8 incorpora a la Figura 6 las zonas de exclusión por K (Figura 7) y la correspondiente a la tracción.

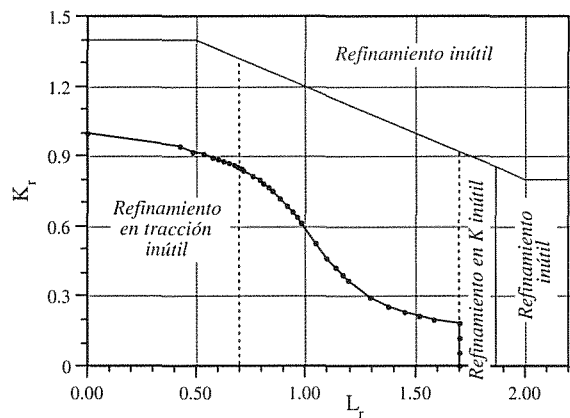


Figura 8. Límite superior para los refinamientos.

6. PROPUESTA FINAL

De todo lo anteriormente establecido se puede determinar en el campo bidimensional L_r - K_r , en el que se definen los Diagramas de Fallo (FADs), diferentes zonas de selección de valores de refinamiento en los análisis de evaluación estructural. Estas zonas vienen definidas en la Figura 9.

7. AGRADECIMIENTOS

Este trabajo ha sido llevado a cabo dentro del proyecto SINTAP financiado por la Unión Europea, cuyos objetivos se enmarcan dentro del programa BRITE-EURAM III.

8. REFERENCIAS

- [1] SINTAP Procedure Revision 5.0 (Draft), January 1999.
- [2] Gutiérrez-Solana F. y Ruiz Ocejo J., "El SINTAP como Procedimiento Jerarquizado de Evaluación de Integridad Estructural con Compatibilidad entre Distintos Métodos", Anales de Mecánica de la Fractura, 16, 6 páginas, 1999.
- [3] Milne I., "Component Assessment: Fracture Mechanics for Added Value", Defect Assessment in Components - Fundamentals and Applications, ESIS/EGF 9 (Edited by J.G. Blauel and K.-H. Schwalbe), Mechanical Engineering Publications, London, pp. 943-955, 1991.
- [4] Gorrochategui I., "Comportamiento en rotura de tuberías de alta tenacidad con sustentación hiperestática en régimen elasto-plástico", 1993, Tesis Doctoral, Universidad de Cantabria.
- [5] Ruiz Ocejo J., González-Posada M.A., Gorrochategui I. y Gutiérrez-Solana F., "Presente y Futuro de los Procedimientos de Evaluación de la Integridad Estructural de Componentes Fisurados", Anales de Mecánica de la Fractura, 14, pp. 417-420, 1997.
- [6] Ruiz Ocejo J., González-Posada M.A., Gorrochategui I. y Gutiérrez-Solana F., "Análisis Comparativo de los Procedimientos de Evaluación de la Integridad Estructural de Componentes Fisurados", Anales de Mecánica de la Fractura, 15, pp. 115-119, 1998.
- [7] Ainsworth R.A., Kim Y.-J., Zerbst U, Gutiérrez-Solana F. and Ruiz Ocejo J., "Driving Force and Failure Assessment Diagram Methods for Defect Assessment", OMAE Conference, Lisbon, July 1998.
- [8] Ruiz Ocejo J. and Gutiérrez-Solana F., "Recommendations for Data Refinement to Perform a Higher Level of Analysis", Report SINTAP/UC/12, November 1998.

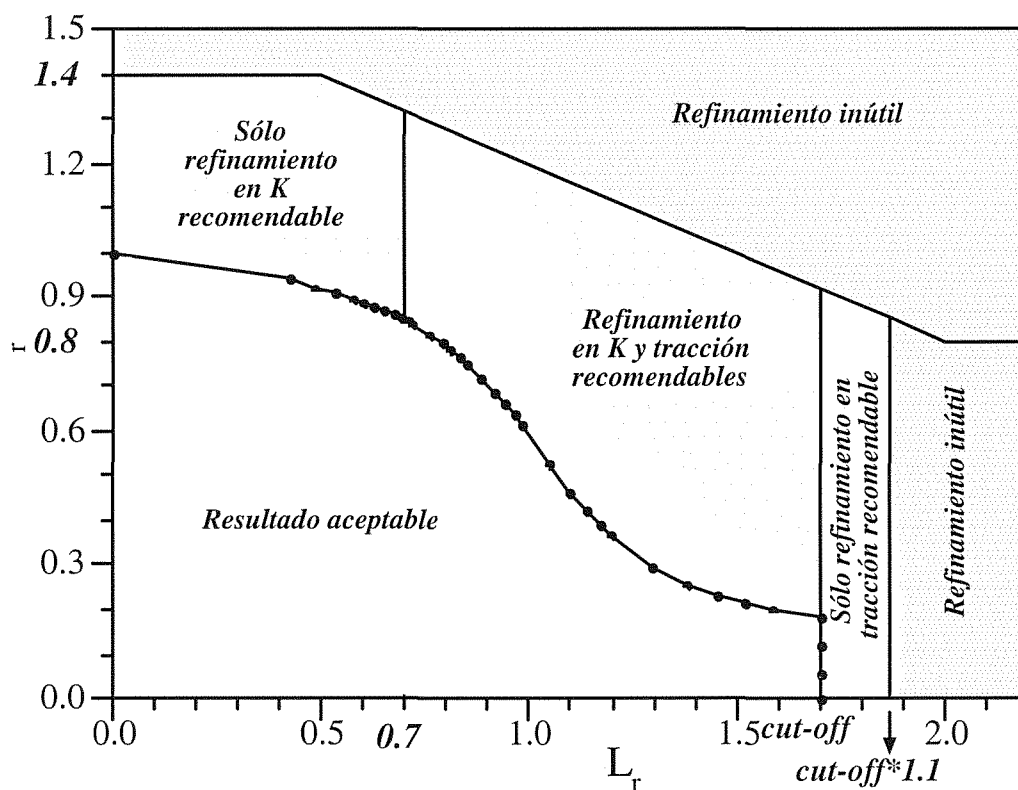


Figura 9. Propuesta final de zonas de refinamiento.

CRITERIOS DE ACEPTACIÓN DE DEFECTOS EN LOS ENCASTRES AXIALES DE ÁLABES DE TURBINAS DE VAPOR.

M. Álvaro, C. Cueto-Felgueroso
 Integridad de Componentes
 Tecnatom, S.A.
 Avda. Montes de Oca, nº 1.
 San Sebastián de los Reyes, 28709 Madrid.

Resumen. Como parte de un proyecto para el diseño y posterior desarrollo de un equipo de inspección por ultrasonidos para los encastres axiales de los álabes de las turbinas de vapor, se ha realizado una evaluación por mecánica de fractura con objeto de establecer un criterio de aceptación de defectos para la zona en cuestión, y en consiguiente conocer el grado de sensibilidad que necesitaba el equipo. El estudio se ha enmarcado dentro de la mecánica de fractura elástica lineal utilizando un código de cálculo, para la geometría de grieta escogida. Las tensiones necesarias para la evaluación se han obtenido de un cálculo general por elementos finitos, de la turbina y de un submodelo del encastre, según las condiciones de operación. El tamaño crítico que se obtuvo resultó ser de 5 mm lo cual obligó a mejorar la sensibilidad del equipo de inspección desarrollado.

Abstract. As a part of an R&D project to design and develop new ultrasonic inspection equipment for inspection of the axial entry roots of a steam turbine, a fracture mechanics evaluation has been performed in order to determine allowable defect criteria and so to determine the equipment needed accuracy. Within the elastic linear fracture mechanics framework a critical flaw size has been calculated, by means of specific software for the flaw geometry studied. The stress distribution in the root during the turbine normal operation has been calculated using a finite element code – coarse model of the turbine plus a finer model of the root. The critical flaw size obtained was about 5 mm so the inspection equipment accuracy had to be revised and improved.

1. INTRODUCCION

Uno de los elementos más críticos, desde el punto de vista de la disponibilidad de las centrales de generación eléctrica es el turbogruppo. Con objeto de garantizar su integridad, periódicamente se realizan inspecciones con distintas técnicas de ensayos no destructivos (END) tanto del eje de las turbinas como de los discos, álabes y demás accesorios. Son especialmente críticas las zonas de los encastres entre el rotor y los álabes (turbinas de alta y media presión) y entre los discos y los álabes (turbinas de baja presión), por la dificultad para detectar y dimensionar los defectos presentes junto con el coste asociado a una posible reparación o sustitución.

Por medio de un estudio de mecánica de fractura elástica lineal, se ha estimado el tamaño crítico de una grieta situada en un encastre axial de los álabes de una turbina de vapor de media presión de una central térmica española. La naturaleza y localización de la grieta se ha postulado según la información recopilada en la bibliografía. Para el cálculo de los tamaños críticos se han tenido en cuenta las tensiones tanto de origen térmico, generadas durante el arranque en frío de la

turbina, como de origen mecánico, generadas por las fuerzas centrífugas y las fuerzas de contacto y apriete entre los álabes y el rotor.

Las tensiones se han obtenido por medio del método de los elementos finitos, utilizando dos códigos de cálculo de forma complementaria. El programa ANSYS, para el modelo 2D general de la turbina y los submodelos de las etapas a estudiar y el programa BLADE, específico para el cálculo de tensiones en álabes, para el modelo 3D del álabe y el rotor y el submodelo 2D de la zona del encastre.

Teniendo en cuenta la información recopilada de la bibliografía, se han estudiado dos disposiciones de grieta, y considerando en cada caso, la tensión que puede provocar la rotura en modo I de las mismas, se ha estimado un valor para el factor de intensidad de tensiones K_I , utilizando el código de cálculo NASCRAC.

El criterio de aceptación de defectos para los encastres se ha determinado basándose en estimaciones

conservadoras del estado tensional en los mismos y de la tenacidad a la fractura del material en la zona

De esta manera y paralelamente al desarrollo del equipo de inspección, se acotó la profundidad de defecto que era necesario detectar. El diseño del equipo tubo que ser modificado para que fuese capaz de dimensionar en profundidad, defectos de menos de 5 milímetros.

2. CÁLCULO TENSIONAL

Los criterios de aceptación de defectos que se han determinado para los encastres axiales de los álabes de la primera etapa de una turbina de vapor de media presión de una central térmica española, se han obtenido basándose en una evaluación por mecánica de fractura elástica lineal.

Para ello es necesario, en primer lugar, conocer en detalle la distribución de tensiones presente en la zona objeto de estudio durante la operación normal de la turbina. Las tensiones, tanto de origen térmico como de origen mecánico se han calculado por medio del método de los elementos finitos, empleando dos códigos distintos el ANSYS [1] y el BLADE [2], respectivamente.

Con objeto de mantener el estudio dentro de un margen conservador, se han escogido para el cálculo del estado tensional, las situaciones más severas que puede sufrir la turbina, de forma que las tensiones que se obtuviesen fuesen las máximas posibles. De esta forma, para el cálculo de las tensiones originadas por los gradientes térmicos, se han escogido las condiciones correspondientes a un arranque en frío de la turbina

En este transitorio el vapor va entrando en la turbina cuando ésta aún se encuentra a una temperatura cercana a la temperatura ambiente, con el choque térmico que esto supone. La evolución de la presión y la temperatura en el tiempo, durante este transitorio se ha obtenido de las curvas de arranque de la turbina facilitadas por la central térmica. En estas curvas también se detalla la evolución temporal de la carga o potencia generada por la turbina, y de la velocidad de rotación de la misma

Estudiando estas curvas, se escogen los instantes más representativos para el cálculo, definiendo éstos como los instantes donde se produce un aumento de carga y/o un salto en la velocidad de rotación, ya que normalmente la evolución tanto de la presión (p) como de la temperatura (T) del vapor suele ser de forma lineal y uniforme, hasta alcanzar los valores del estado estacionario. Con estos datos conocemos las condiciones del vapor (p y T) a la entrada de la turbina de alta presión para cada instante seleccionado del arranque, pero es necesario disponer de esos datos para cada una de las etapas dentro de la misma, de forma que

se pueda simular numéricamente la expansión y enfriamiento del vapor a lo largo de todo el cuerpo de alta y media presión de ésta.

A partir de los balances térmicos a diferentes cargas, que también son facilitados por la central, se conocen los valores de la presión y la entalpía a la salida de la turbina de media presión, de manera que se pueden dibujar sobre un diagrama de Mollier, las expansiones del vapor en las distintas etapas de la turbina. Tras este estudio se conocen las condiciones del vapor para cada etapa de la turbina, y para cada instante seleccionado del arranque en frío.

Para simular la transferencia de calor entre el vapor y el metal de la turbina se introducen unos coeficientes de película h, que se calculan por medio del código FILMFAC [3], específico para obtener coeficientes de película en turbinas, teniendo en cuenta la geometría, las propiedades físicas del metal, las condiciones de operación, el tipo de mecanismo físico que gobierne la transferencia, convección, conducción, etc... Este programa permite el cálculo de los coeficientes h para cuatro situaciones diferentes:

- Cilindro rotatorio sin flujo de vapor.
- Cilindro rotatorio con flujo de vapor.
- Zona de los encastres. Contacto metal-metal.
- Juntas de laberintos y sellos.

En la figura 1 se muestra el modelo general de la turbina de alta y media presión realizado con el código ANSYS.

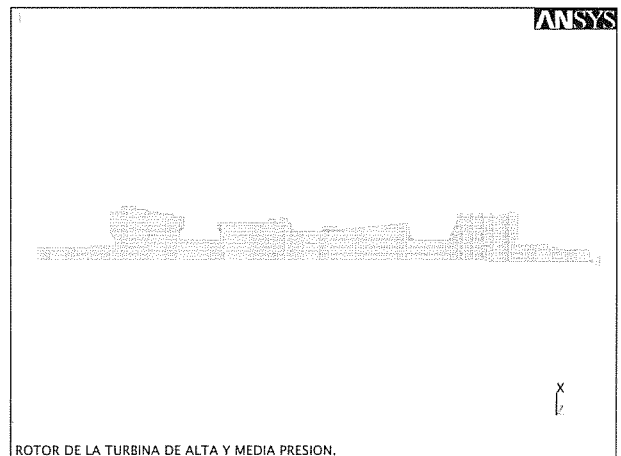


Fig.1. Modelo general de la turbina de AP/MP:

El modelo se ha elaborado en 2D aprovechando la simetría axial de la turbina, por medio de elementos axisimétricos de 8 nodos con la temperatura como único grado de libertad. Tras un primer cálculo se han obtenido las distribuciones de temperaturas en el metal

de la turbina para los distintos instantes del arranque en frío considerados. Un posterior cálculo, transformando los elementos térmicos a elementos estructurales, nos permite conocer la distribución de tensiones en la turbina originadas por los gradientes térmicos entre las distintas zonas.

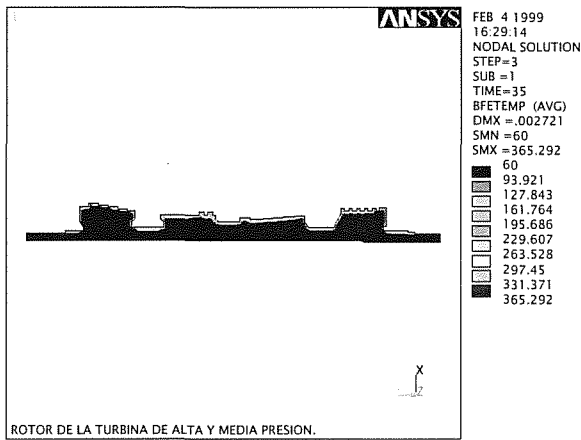


Fig.2. Temperaturas a los 35 s del arranque en frío.

En las figuras 2 y 3 se muestran las distribuciones de la temperatura y de la tensión para el instante del arranque en el que se produce el máximo absoluto en la turbina, indicándose la tensión en pasciales (Pa) y la temperatura en grados centígrados

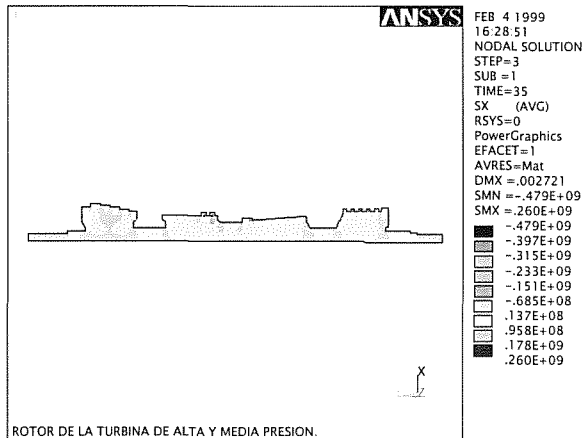


Fig.3. Tensión radial de origen térmico.

La tensión representada es en dirección x o tensión radial, que es la que tendería a abrir en modo I de fractura las grietas de orientación tangencial que, según la bibliografía consultada, suelen aparecer en los encastres axiales.

A partir del modelo general de la turbina se elaboró el submodelo de las dos primeras etapas del cuerpo de media presión (etapas 10 y 11R), que se muestra en la figura 4.

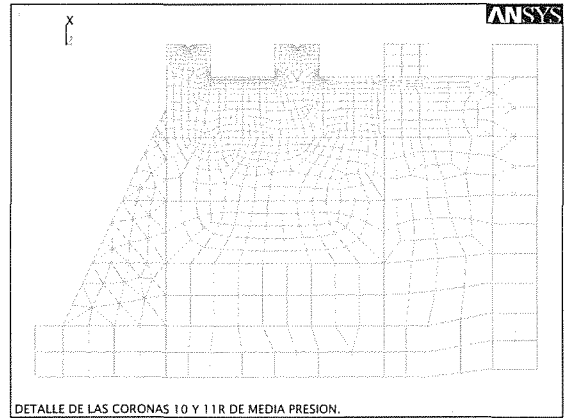


Fig.4. Submodelo de las coronas 10 y 11R.

El cálculo de las tensiones térmicas con el submodelo, se ha realizado imponiendo como condiciones de contorno para los nodos frontera, los resultados de los desplazamientos obtenidos para los nodos análogos en el modelo general. En las figuras 5 y 6 se muestran las distribuciones de temperatura y tensión radial para el instante del arranque correspondiente al máximo en la zona del encastre.

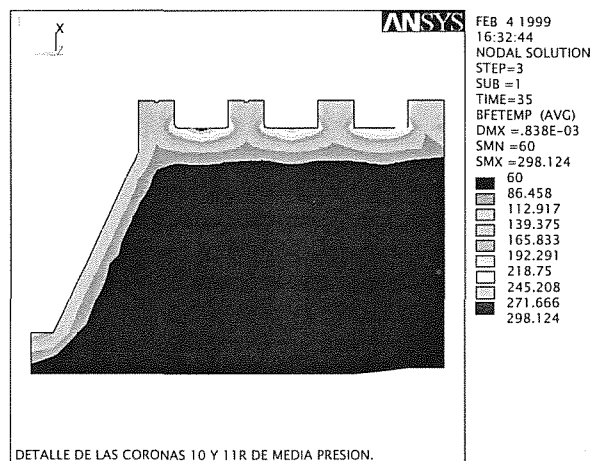


Fig.5. Temperaturas a los 35 s del arranque en frío.

Después de estos cálculos se conocen las tensiones de origen térmico, presentes en la turbina de AP/MP durante el transitorio más severo, desde el punto de vista tensional.

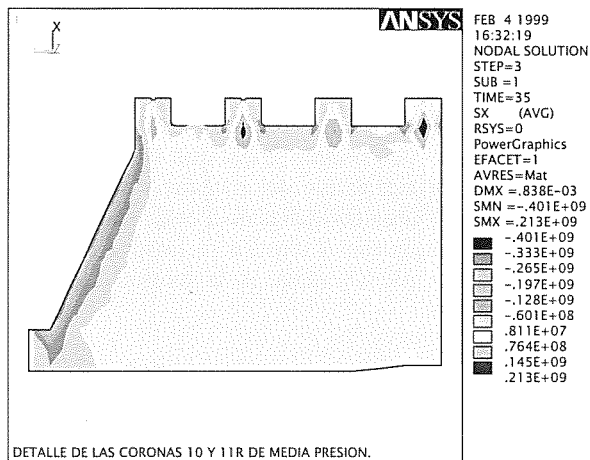


Fig.6. Tensión radial de origen térmico.

El siguiente paso en el estudio ha sido la determinación de las tensiones de origen mecánico presentes en la turbina. Estas tensiones son las provocadas por la acción combinada de la fuerza centrífuga, la fuerza de flexión del vapor en los álabes, y las fuerzas de contacto y rozamiento entre la raíz del álabe y el encastre. Para determinar estas tensiones se ha empleado el código de elementos finitos BLADE, específico para el estudio de álabes, por medio del cual se ha realizado el modelo en 3D de un álabe con una sección del rotor.

El programa BLADE dispone de un módulo específico para el cálculo de las fuerzas debidas al empuje del vapor en los álabes, en régimen estacionario. Utilizando esas fuerzas como dato de entrada junto con la velocidad de rotación de la turbina, el programa obtiene las tensiones de origen mecánico para el modelo en 3D. Con intención de suponer siempre las condiciones de operación más adversas, este cálculo con el BLADE se ha realizado bajo la hipótesis de actuación de la sobrevelocidad de la turbina, es decir se considera una velocidad de rotación un 20% superior a la del régimen estacionario, que en este caso es de 3000 r.p.m.

En la figura 7 se muestra la distribución de la tensión radial obtenida, del cálculo en 3D, para algunos de los elementos correspondientes al encastre, que es la zona objeto de estudio. Como se puede observar, el máximo de la tensión radial alcanza en el encastre el valor de 25.631 psi (177 MPa).

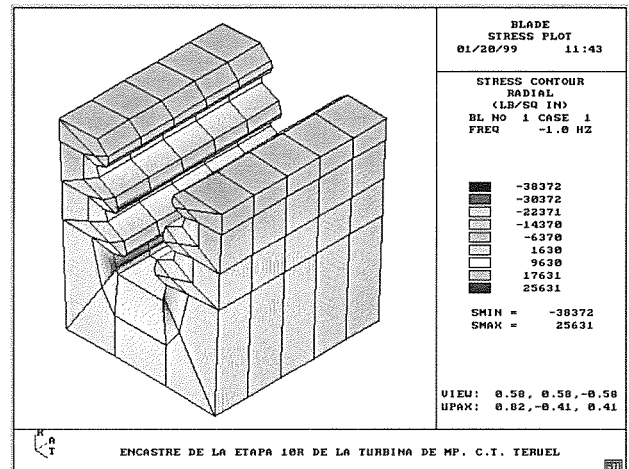


Fig.7. Tensión radial de origen mecánico en el encastre.

Este primer cálculo que realiza el BLADE, no tiene en cuenta las fuerzas debidas al contacto y la fricción entre la raíz del álabe y el encastre del rotor. Para poder determinar las tensiones que se originan por esta interacción es necesario elaborar un submodelo de la zona en cuestión e introducir elementos de contacto que simulen dicho fenómeno. El BLADE permite la transición directa desde el modelo en 3D a un modelo mucho más refinado en 2D de la zona del encastre y la raíz. En la figura 8 se muestra el submodelo generado automáticamente por el programa para el estudio de las tensiones en el encastre.

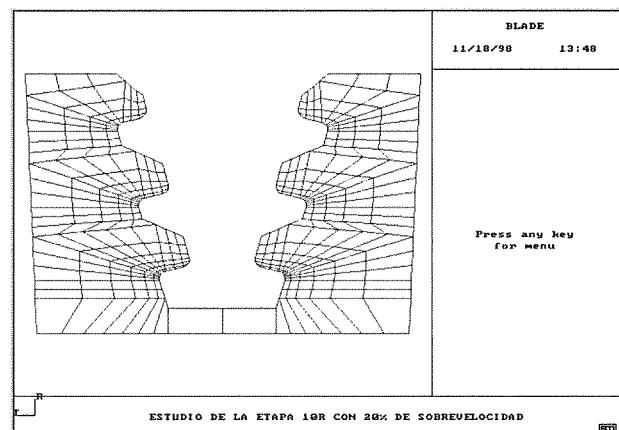


Fig.8. Submodelo del encastre.

Considerando las mismas condiciones de operación que con el modelo 3D, se obtienen las tensiones en el encastre incluyendo las fuerzas de contacto. En la figura 9 se muestra la tensión radial obtenida para la zona del encastre del rotor, siendo el valor máximo de 92.729

psi, notablemente superior a la obtenida anteriormente para la misma zona de 25.631 psi.

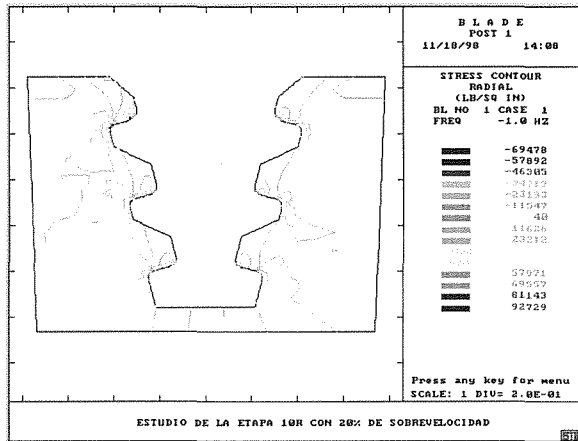


Fig.9. Tensión radial de origen mecánico en el encastre.

Como se puede apreciar en la figura 9, la tensión radial presenta un máximo muy localizado en el primer diente del encastre, disminuyendo considerablemente a medida que se penetra en el material en dirección tangencial. Esto quiere decir que una grieta que se originase en ese diente y tendiese a crecer en el encastre, cada vez se vería sometida a una tensión radial menor, de forma que la velocidad de propagación que guiase su evolución también se iría ralentizando.

Una vez conocidas las tensiones, tanto de origen térmico como mecánico, presentes en el encastre bajo las condiciones de operación más severas que pueden darse en la turbina, es necesario combinarlas con el objeto de conocer el valor de la tensión total presente en la zona. Para ello se determina la coordenada radial del nodo, en el primer diente del encastre, que presenta la tensión máxima de 92729 psi (639 MPa), y se busca a lo largo de todos los instantes del arranque en frío estudiados, el máximo de la tensión radial térmica para la misma localización radial.

Los dos submodelos elaborados con el ANSYS y con el BLADE corresponden a dos secciones perpendiculares de la turbina, como se puede apreciar al observar las figuras 4 y 8, la primera está definida en un plano radial-axial, y la segunda en un plano radial-tangencial, de forma que al menos, nodo a nodo la tensión en dirección radial obtenida de un cálculo se puede sumar a su equivalente del otro. Con el fin de mantener un margen conservador, se escoge el máximo absoluto de la tensión radial para todos los instantes estudiados en el arranque en frío, aunque el cálculo de la tensión mecánica se haya realizado exclusivamente para el régimen estacionario (bajo condiciones de sobrevelocidad).

De la distribución de la tensión radial en el encastre que resulta del cálculo con el BLADE, se escoge un camino en dirección tangencial, con origen en el nodo que presenta el máximo, para obtener la tensión que estaría actuando sobre una posible grieta que se originase en el interior del primer diente del encastre y se estuviera propagando a lo largo de la distancia entre encastes. El efecto de la tensión radial térmica se incluye como un valor constante que se añade a la tensión radial de origen mecánico.

Como era de esperar, la principal contribución a la tensión total corresponde a la tensión de origen mecánico, siendo el porcentaje debido a la tensión térmica de un 3% del total.

3.EVALUACIÓN POR MECÁNICA DE FRACTURA.

La evaluación se ha realizado dentro del margen de la mecánica de fractura elástica lineal, de forma que se centró en el cálculo del factor de intensidad de tensiones o K_I considerando la tensión total presente en el vértice de grieta, sin tener en cuenta el factor de interacción de cargas entre los distintos dientes del encastre.

En un estudio menos conservador y más depurado se debería tener en cuenta el hecho de que una vez que aparece una grieta en el punto de máxima tensión del primer diente, la tensión disminuye notablemente trasladándose parte de los esfuerzos a los siguientes dientes, y ralentizándose, en consecuencia, el crecimiento de la indicación. El punto de máxima tensión se traslada por lo tanto, a otro diente distinto, en el que a su vez, cuando se generase una grieta se liberaría la tensión y el esfuerzo se trasladaría a los dientes restantes. De forma que existe una interacción entre todos los dientes del encastre, con una emigración de cargas de uno a otro.

Se estudiaron distintas expresiones para el cálculo del K_I y finalmente, teniendo en cuenta la complejidad de la zona de estudio, se decidió suponer, de forma conservadora, que la grieta tangencial abarcaba todo el espesor del encastre (40 mm), es decir una grieta de borde. El código de cálculo que se ha utilizado para la determinación del factor de intensidad de tensiones ha sido el NASCRAC [3], que para el caso de grieta de borde permite la opción de introducir una tabla de la tensión en función de la distancia tangencial. Al considerar una grieta de borde, los únicos parámetros de la geometría que hay que especificar son su profundidad a y la distancia tangencial hasta el siguiente encastre, W .

De forma conservadora se toma W como la mitad de la anchura hasta el siguiente encastre, de forma que se

tiene en cuenta la posibilidad de que exista otra grieta en el diente simétrico del mismo encastre y de que puedan llegar a unirse, provocando la rotura completa del primer diente del encastre y por lo tanto la existencia de una parte suelta dentro de la turbina durante operación, con el consiguiente riesgo potencial para su integridad.

A continuación se incluye la expresión que utiliza el NASCRAC para determinar el factor K_I

$$K_I = \sigma (\pi a)^{1/2} f(\alpha) \quad (1)$$

donde:

$$\alpha = a / W$$

$$f(\alpha) = \left[\frac{2}{\pi\alpha} \tan\left(\frac{\pi\alpha}{2}\right) \right]^{1/2} \frac{0.752 + 2.02\alpha + 0.37 \left(1 - \sin\frac{\pi\alpha}{2}\right)^3}{\cos\left(\frac{\pi\alpha}{2}\right)}$$

Los valores de la tensión σ se introducen como una tabla en función de la distancia tangencial desde el borde interior del diente.

El código NASCRAC calcula una tabla de K_I en función de la profundidad de grieta, deteniéndose el cálculo cuando, bien dicho factor supera el valor de la tenacidad a la fractura del material, o bien la tensión en el ligamento remanente supera la tensión de fluencia del material (calculada ésta como el valor medio del límite elástico y el límite de rotura).

Los valores de las propiedades del material como el límite elástico, el límite de rotura y el módulo de Young, necesarias para el cálculo se han tomado de la especificación de un ASTM-470 Clase 8, que corresponde al material del rotor. El valor para la tenacidad a la fractura K_{IC} se ha estimado empleando la siguiente correlación empírica que facilita el límite inferior de la tenacidad (en $\text{ksi}\sqrt{\text{in}}$).

$$K_{IC} = 50 + 30 * \tanh\left[\frac{(T'+60)}{98}\right] \quad (2)$$

donde

$$T' = (T - \text{FATT})$$

T = temperatura del metal.

FATT = (Fracture Appearance Transition Temperature) temperatura de transición dúctil-frágil ($^{\circ}\text{F}$).

En el cálculo de la tenacidad se ha tenido en cuenta el fenómeno de la fragilización térmica del material del rotor, incrementando el valor de la FATT según unas curvas facilitadas por el fabricante de la turbina, de aumento de la FATT en función del número de horas de operación.

Otro aspecto que se ha considerado, en la determinación de la tenacidad, ha sido suponer la temperatura real a la que se encuentra el metal de las etapas 10 y 11R a los pocos instantes del arranque en frío, en lugar de tomar por defecto temperatura ambiente.

Del cálculo del factor K_I con el NASCRAC, se observa que éste alcanza antes el valor de la tenacidad a la fractura que la tensión en el ligamento remanente alcanza la tensión de fluencia. Se toma como tamaño crítico de defecto justo el anterior al que provoca que el valor del K_I iguale a la tenacidad, que en este caso resulta ser de 5 mm.

Además del cálculo del tamaño crítico de defecto con el código NASCRAC y, siguiendo las directrices del fabricante de la turbina, se ha realizado un cálculo de tamaño crítico postulando una rotura por tensión de cizalla a 45° . El tamaño crítico es aquél para el cual la grieta alcanza la superficie superior del rotor provocando la existencia de una parte suelta en el interior de la turbina.

El criterio más limitativo se obtuvo del cálculo del K_I con el código NASCRAC, y por lo tanto es el que se escogió.

Finalmente y como resultado del estudio realizado se especificó la necesidad de que el equipo de inspección por ultrasonidos para los encastres axiales de las primeras etapas de media presión de las turbinas de vapor, se diseñase y se desarrollase para tener gran sensibilidad ante defectos de pequeño tamaño.

3. REFERENCIAS.

- [1] ANSYS, Inc. ANSYS Program, Revision 5.4.
- [2] Stress Technology Inc. "BLADE, Blade Life Algorithm for Dynamic Evaluation". Electric Power Research Institute.
- [3] Failure Analysis Associates. "FILMFAC".
- [4] Failure Analysis Associates, "NASA Crack Analysis Code NASCRAC. Version, 3.0".

FALLO DE LOS ÁLABES DE UNA TURBINA DE GAS

J.M. Gallardo, J.A. Rodríguez y E.J. Herrera
 Grupo de Metalurgia e Ingeniería de los Materiales
 Depto. de Ingeniería Mecánica y de los Materiales
 E.S.I. de Sevilla, Camino de los Descubrimientos s/n, 41092 SEVILLA

Resumen. Los álabes móviles de la primera etapa de una turbina de gas habían sufrido un notable deterioro a las 10.500 h de servicio, aproximadamente, cuando el tiempo de vida calculado es de 40.000 h.. Se ha realizado la diagnosis de fallo (observaciones visuales, estudios por microscopía óptica, microscopía electrónica de barrido (SEM), espectroscopía de energías dispersivas de rayos X (EDX), difracción de rayos X (XRD) y metrología dimensional), habiéndose llegado a la conclusión de que el fallo cabe atribuirlo a un desajuste entre el rotor y los sectores del forro, lo que ha dado lugar a un fuerte rozamiento de los álabes sobre algunos sectores de dicho forro. El extremo de los álabes, fabricados en la superaleación de níquel CMSX-4, desprotegido del recubrimiento protector, como consecuencia del rozamiento, ha sufrido Acorrosión en caliente de alta temperatura@ (corrosión del tipo I).

Abstract. The first-stage blades of a gas turbine had suffered a severe deterioration after around 10500-hour service. The expected service life was 40000 hours. Failure analysis (visual observations, studies by optical microscopy, SEM, SEM-BSE, EDX, XRD and dimensional metrology) has been carried out. It is concluded that failure is due to an uneven clearance (out-of-line) between rotor and liner. Blade tips, manufactured in the nickel superalloy CMSX-4, have lost their protective coatings, caused by wear. Unprotected surfaces have experienced high-temperature hot corrosion (Type I corrosion).

1. INTRODUCCIÓN.

Los álabes móviles de la primera etapa de una turbina de gas habían sufrido un notable deterioro a las 10.500 h de servicio, aproximadamente, cuando el tiempo de vida calculado es de 40.000 h. La turbina se alimenta con gas natural (metano) y aire filtrado y enfriado. Se nos hacen llegar, para su estudio, tres álabes y dos piezas del forro interior del cuerpo cilíndrico fijo de la turbina, contra el que trabajaba el rotor siniestrado. Una de estas piezas, de aspecto negrozco, estaba incompleta. También se nos aportan fotografías correspondientes a la turbina desmontada, análisis del gas combustible, análisis del agua del circuito del enfriador evaporativo y especificaciones del material de los álabes (no así de su recubrimiento). También se nos proporcionan muestras pulverulentas recogidas durante el desmontaje de la turbina.

2. OBSERVACIONES VISUALES.

La figura 1 es ilustrativa del daño experimentado por los álabes. La pérdida de material sufrida en el extremo de los álabes es evidente, haciendose más intensa al aproximarse al borde de ataque. En el caso de algunos álabes, como el que aparece en la figura 1, se ha llegado a producir la

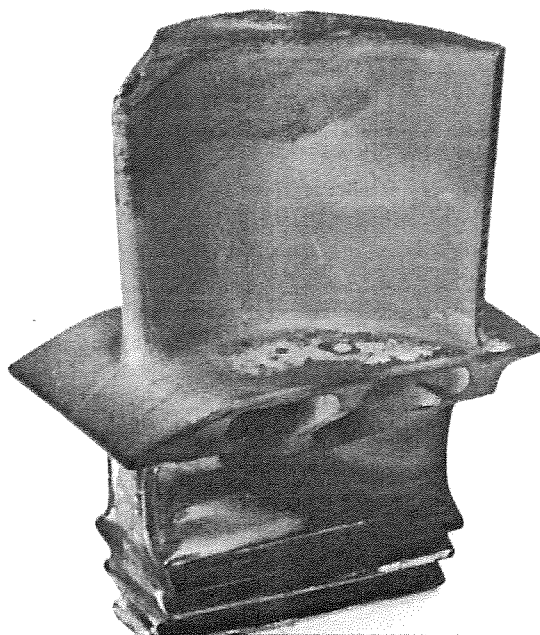


Fig. 1. Aspecto de un álabes deteriorado

perforación de la cámara de refrigeración interna. También es apreciable un cierto deterioro, en forma de suaves picaduras de color oscuro, en la mitad superior del borde de ataque de los tres álabes suministrados. Así mismo, se observan otros depósitos superficiales de variada coloración. En la figura 2 aparece un sector del forro de la turbina, en el que se aprecia la existencia de un desgaste desigual, que pudiera haberse producido por el rozamiento del extremo de los álabes. Esto habría generado las marcas circunferenciales que se observan en el sector del forro. Además, existen grietas que progresan en dirección aproximadamente axial respecto al eje de la turbina.

Por otra parte, en una de las fotos facilitadas (Fig.3), correspondiente a la turbina desmontada, y realizada tangencialmente a la camisa del rotor, puede observarse un huelgo desigual entre los álabes y la camisa. En concreto, en la zona indicada por una flecha no existe aparentemente huelgo alguno entre ellos. En la misma fotografía se observa una distinta coloración, más oscura, en el extremo de los álabes, lo que puede ser indicio de un recalentamiento en dicha zona. La figura 4 muestra el forro interior del cuerpo cilíndrico de la turbina contra el que trabajaba el rotor siniestrado. Se aprecian coloraciones desiguales sobre los sectores de dicho forro, que coinciden con las direcciones de salida de los gases por entre los

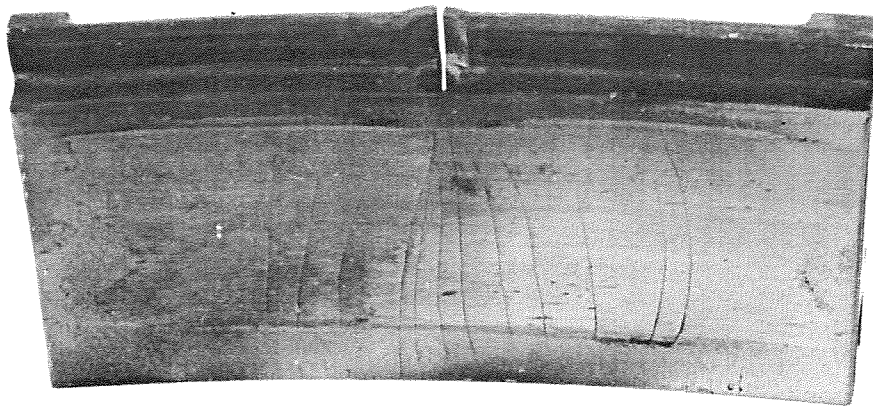


Fig. 2. Desgaste localizado y agrietamientos en un sector del forro.

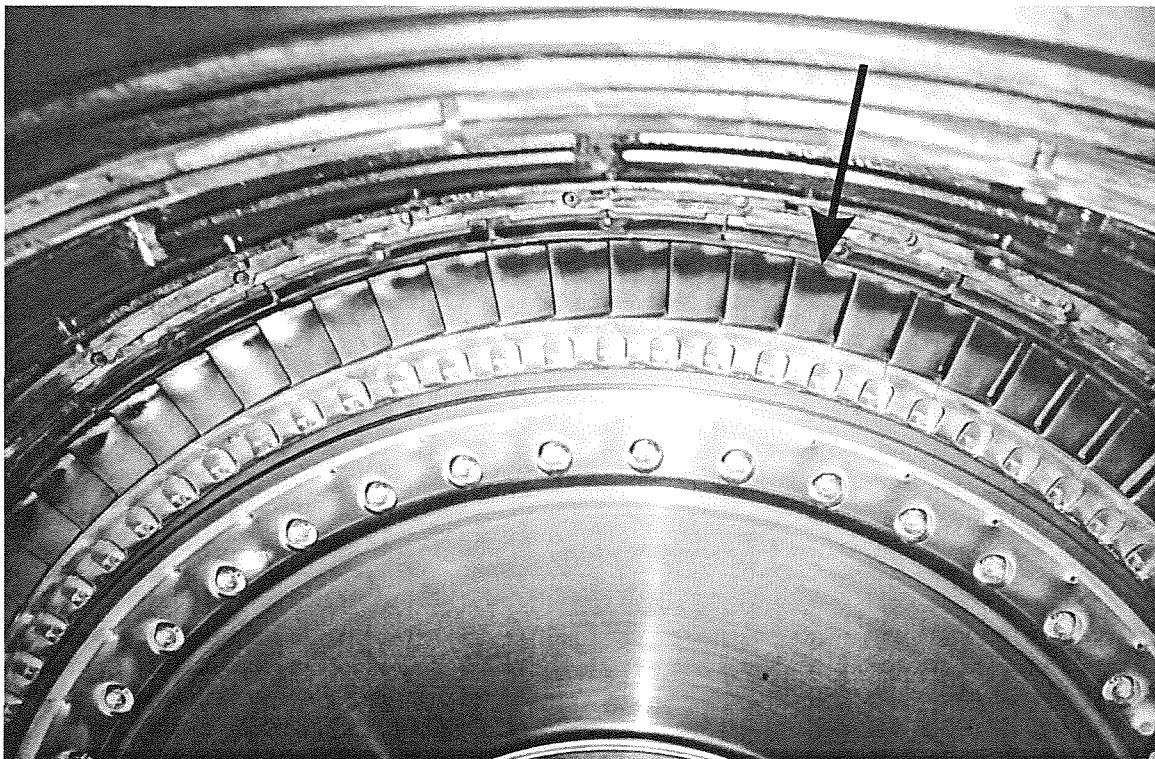


Fig. 3. Huelgo desigual entre álabes y camisa (véase texto)

álabes directores del primer estator. Además, destaca especialmente la existencia de dos sectores (parte central de la figura 4) de una coloración negruzca, muy distinta a la del resto.

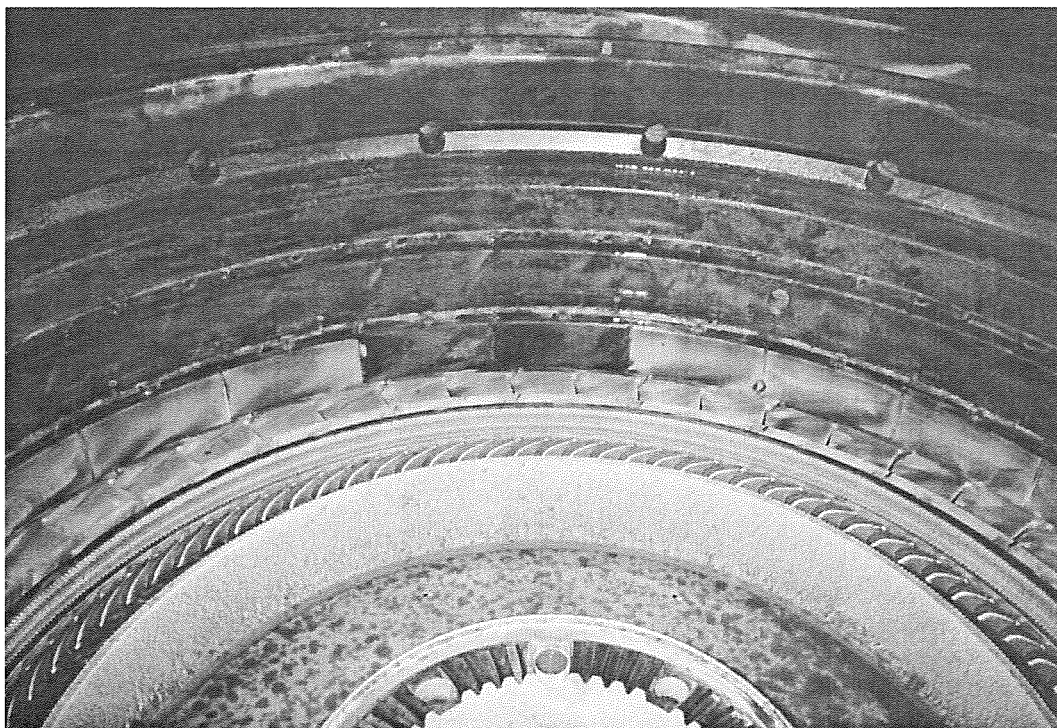


Fig. 4. Forro interior del cuerpo de la turbina.

3. ENSAYOS Y DISCUSIÓN.

Se han realizado diversas pruebas experimentales por microscopía óptica, microscopía electrónica de barrido (SEM), eventualmente con detector de electrones retrodispersados (BSE), espectroscopía de energías dispersivas de rayos X (EDX), difracción de rayos X (XRD) y metrología dimensional.

3.1. Material de los álabes y forros.

El análisis EDX de uno de los álabes aportados arroja para el material del álabe y de su capa protectora las composiciones medias recogidas en la tabla 1. El material del álabe se atiene a la composición de la superaleación de níquel CMSX-4, que es el material especificado, según la información de que disponíamos. El examen por microscopía óptica corrobora, además, que el material es monocristalino. Se trata, pues, de una superaleación monocristalina de níquel, que contiene renio, de las llamadas de segunda generación [1]. El renio se disuelve preferentemente en la matriz γ , retardando el engrosamiento de la fase dispersa γ' , y aumentando el desajuste (misfit) $\gamma-\gamma'$. Asimismo, el renio se agrupa en la matriz en pequeños dominios (clusters) de,

aproximadamente 1 nm de diámetro, que actúan como barreras al movimiento de las dislocaciones, siendo más eficaces que si los átomos estuviesen solubilizados de forma aislada. Ello mejora la resistencia al creep de la aleación. En lo relativo al recubrimiento del álabe (Tabla 1), se detecta la existencia, entre otros elementos, de Al,

Ni, Co y Pt. No se nos ha facilitado la naturaleza del recubrimiento protector, pero, según estos análisis, parece ser que se trata de un aluminuro complejo de níquel, reforzado en su acción protectora por un aluminuro de platino o, incluso, de simple platino, posiblemente depositado electrofóticamente, antes del aluminizado [2]. En general, la superaleaciones van recubiertas como protección contra la corrosión a alta temperatura (hot corrosion).

Por su parte, el análisis del sector de forro completo (Tabla 1) indica que se trata de una superaleación de base níquel. La composición química parece indicar que se trata de la superaleación MAR M-247. El examen microscópico revela que la superaleación es policristalina y ha sido conformada por moldeo. En lo que respecta al recubrimiento de este sector del forro (Tabla 1), el análisis apunta hacia un aluminuro del tipo MCrAlY, donde M es Co y Ni. Es de destacar que, curiosamente, el material del sector incompleto (Tabla 1), perteneciente a uno de los dos sectores de aspecto negruzco que aparecen en la figura 4, tiene una distinta composición química. El elemento predominante en este forro es el cobalto. Se trata de la superaleación de cobalto MAR M-509, policristalina. Se han realizado medidas de espesores de los dos sectores de forro, el completo y el incompleto, respectivamente,

resultando que el espesor de ambos es el mismo. Sin embargo, dado que el coeficiente de dilatación lineal de la superaleación de Co MAR M-509 es mayor ($\alpha=15.9 \cdot 10^{-6}/K$) que el de la superaleación de Ni ($\alpha=14.8 \cdot 10^{-6}/K$), el grado de rozamiento sobre los sectores de forro en superaleación de Co (dos sectores, a tenor de las coloraciones -más negras- que se observan en la figura 4), debe haber sido algo más intenso que sobre los sectores de forro de la superaleación de Ni.

Tabla 1. Análisis EDX de álabes y forros.

	Álabe	Capa protectora del álabe	Sector completo	Sector incompleto	Capa protectora del sector completo
Al	5.3	13.6	4.4		7.9
Ti	1.0	0.5	1.2		
Cr	6.5	3.6	8.3	23.2	18.0
Co	10.4	8.1	10.7	55.1	28.8
Ni	64.8	55.4	62.6	10.3	42.4
Hf			1.1		
Ta	4.9	2.0	2.7	2.9	
W	6.1	2.9	8.2	5.9	
Re	0.8				
Pt		12.4			
Mo		0.9	1.4		1.4
Otros			Zr	Zr, Nb	Y

3.2. Deterioro de los álabes y los forros.

Los álabes y forros suministrados muestran depósitos superficiales con diversas coloraciones, especialmente, amarillenta, rojiza y pardo-oscura, respectivamente, en los que se han identificado, mediante análisis EDX, diversos compuestos oxidados de titanio, aluminio, hierro, calcio y otros. Es curiosa la presencia de estaño, en un porcentaje del 3.3%Sn, en los depósitos superficiales del forro. Además, tanto en los álabes como en los forros, se han detectado puntos oscuros, dispersos de manera uniforme (Fig.5), y que el análisis EDX los identifica, con gran probabilidad, como sulfato sódico. Este compuesto ha sido identificado mediante XRD, en las muestras de polvos

recogidas en el desmontaje de la turbina, junto a casiterita, jarosita, rutilo, etc, correspondiendo los picos más intensos al sulfato sódico.



Fig.5. Puntos oscuros (sulfato sódico) dispersos uniformemente sobre la superficie de un álabe.

Se han observado algunas grietas en los álabes, en concreto, en la región desgastada y corroída del extremo superior, cercano al borde de ataque. Estas grietas aparecen preferentemente en posición relativamente paralela a la zona oxidada del álabe, extendiéndose también a los productos de corrosión. No se ha observado, sin embargo, que las grietas afecten al material metálico de los álabes (matriz). También se ha observado el desprendimiento de porciones del recubrimiento causado por el agrietamiento, probablemente combinado con la presión ejercida por el aumento de volumen del material corroído.

La observación mediante SEM-BSE de la superficie del forro localmente desgastado (Fig.6) corrobora la observación visual (Fig.2) de la existencia de un fuerte desgaste. Pueden detectarse claramente en la figura 6 las grietas, perpendiculares a la dirección de rozamiento, que se extienden por la zona desgastada (parte superior de la Fig.6) y por la parte no afectada. Se ha determinado, con un equipo de medida de coordenadas, el desgaste existente en el sector de forro suministrado completo, que muestra pérdidas de espesor de hasta 0,5 mm. También se ha comprobado que las microgrietas siguen, aproximadamente, direcciones perpendiculares a las líneas de isodesgaste, lo que apunta a una relación entre ambos fenómenos.

3.3. Identificación del mecanismo corrosivo en los álabes.

Se ha estudiado también la estructura y composición de la zona corroída del álabe, por microscopía óptica, SEM y EDX. Para ello se utilizó una sección pulida del álabe paralela a la base del mismo y separada del extremo unos 3 mm. Se detecta que la región de los productos de corrosión consta de tres capas (Fig.7), a saber, (i) una capa

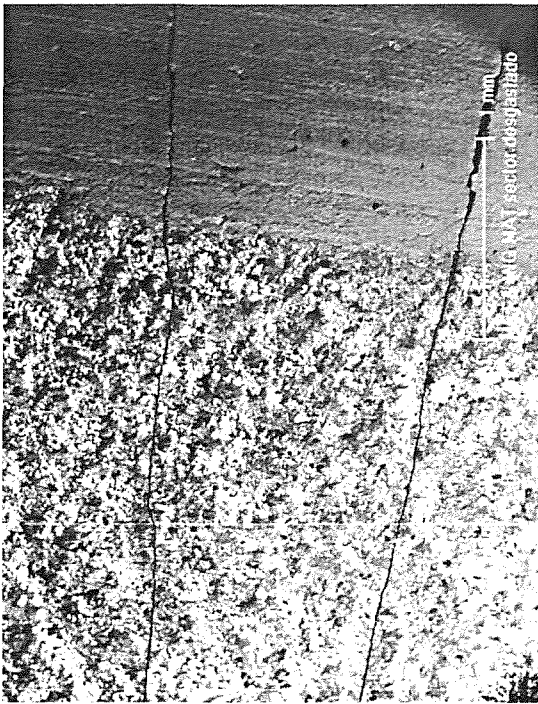


Fig.6. Grietas que atraviesan totalmente un sector del forro.

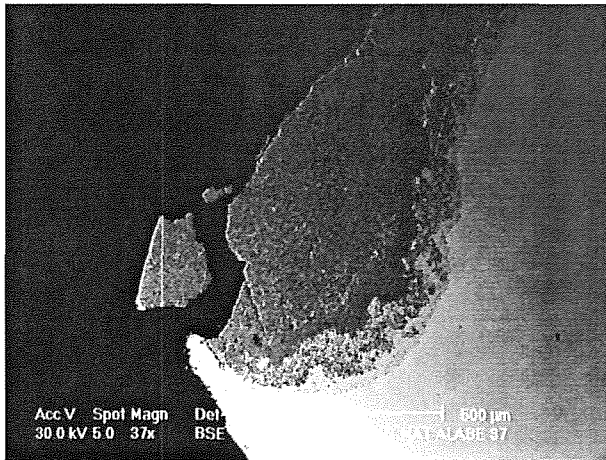


Fig. 7. Aspecto de las tres capas de los productos de corrosión.

externa de gran espesor (incluso mayor de 500 μm) y relativamente compacta, (ii) una subcapa intermedia multifásica y porosa (hasta unos 50 μm) y (iii) una subcapa interna donde aparecen precipitados de formas globulares. En la figura 8 puede observarse, a mayor detalle, la capa interna con los precipitados globulares, así como parte de la capa intermedia. La microscopía SEM corrobora los resultados del examen por microscopía óptica. Así, en la figura 7 pueden contemplarse las tres capas de referencia; y, en la figura 9, que es un detalle de la anterior, aparecen, de nuevo, las capas interior e intermedia. Puede observarse que la capa interior tiene una tonalidad grisácea más oscura que la matriz metálica, lo que es indicativo de un efecto de desaleación, por descarga de elementos pesados.



Fig.8. Precipitados globulares en la capa interna de los productos de corrosión (x500).

El análisis EDX de los productos de corrosión indica que la fase globular que aparece en la capa más interna, está formada, principalmente, por sulfuros de níquel y cromo. En la capa intermedia, los metales más abundantes son Ni, Cr, Al, Ta, W y Co, en este orden. En esta capa aparecen también picos de azufre y oxígeno, si bien el oxígeno no puede cuantificarse. Finalmente, la capa externa está constituida, fundamentalmente, por óxidos de Ni, Co, W y Al. Los resultados del análisis EDX aparecen en la tabla 2.

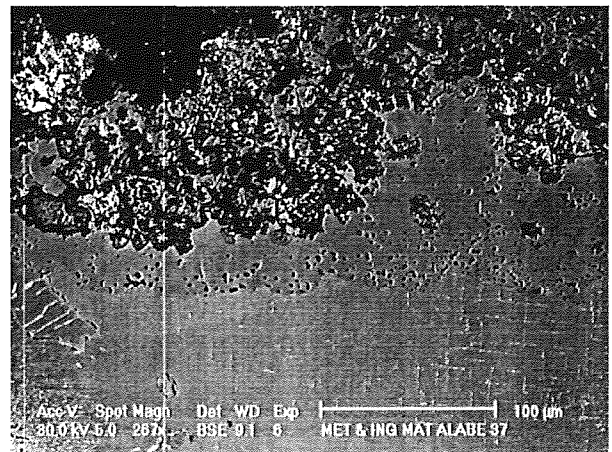


Fig.9. La capa interna de productos de corrosión se encuentra desaleada.

La morfología y características generales de la zona corroída, son típicas del ataque por corrosión en caliente de tipo I, es decir, corrosión en caliente a alta temperatura. Carecemos de datos para predecir exactamente la temperatura a partir de la cual comienza el ataque corrosivo en caliente (corrosión por sulfato sódico). No obstante, se sabe que la aleación estudiada, CMSX-4, sin recubrimiento, es muy susceptible a dicha forma de corrosión, debido principalmente a su bajo contenido en cromo (5%Cr) y a la baja relación titanio/aluminio, que es de 0,2. A título comparativo, en la superaleación Udimet

710, que contiene un 18%Cr y su relación Ti:Al es de 2,3, el ataque tipo I comienza a 760°C [3,4].

Tabla 2. Composición de los productos de oxidación-sulfuración sobre probeta pulida de un corte transversal.

	Capa externa	Capa intermedia	Globulos de la capa interna
Al	6.0	13.3	
S			22.9
Ti	0.9	1.7	5.0
Cr	6.0	16.2	16.5
Co	10.2	7.4	4.0
Ni	64.7	42.9	47.4
Hf			0.7
Ta	4.5	9.8	0.8
W	6.4	8.8	1.6
Re			
Pt			
Mo	0.8		0.7
Otros	Y, O	O, S	Y

4. CONCLUSIONES.

- El fallo cabe atribuirlo a un desajuste entre el rotor y los sectores del forro, lo que ha dado lugar a un fuerte rozamiento de los álabes sobre algunos sectores del forro. El rozamiento álabe-forro ha sido particularmente intenso en dos sectores fabricados en una superaleación de cobalto, distinta de la superaleación de níquel, propia de la mayoría de los sectores del forro. El incremento de rozamiento se debe al más elevado coeficiente de dilatación de la superaleación de cobalto, respecto a la de níquel.

- El extremo de los álabes, desprotegidos del recubrimiento protector, como consecuencia del rozamiento, ha sufrido corrosión en caliente de alta temperatura (corrosión del tipo I). Esta corrosión debe haber tenido lugar a una temperatura del orden de, o superior a, unos 760°C.

- Se han detectado también ataques puntuales por corrosión en caliente (ataque por sulfato sódico) en zonas no rozadas del álabe y del forro. No obstante, el deterioro ha sido, generalmente, muy poco intenso y muy localizado, no habiendo causado el fallo de la turbina.

5. AGRADECIMIENTOS.

Los autores agradecen la ayuda recibida de la CICYT en la preparación y presentación de este trabajo, a través del proyecto MAT96-2311.

6. REFERENCIAS.

- [1] ASM Metals Handbook, Vol. 1, 10th Ed., ASM International, Materials Park OH, 1990, pp.995-1006.
- [2] G. Lehnardt and H. Meinhardt, Electrodeposition and Surface Treatment, 1 (1972), pp.189-193.
- [3] W.F. Smith, Structure and Properties of Engineering Alloys, McGraw-Hill, New York, 1981, p.485
- [4] ASM Metals Handbook, 9th Ed. Vol.13, ASM, Materials Park, 1987, p.1000/ G.L. Erickson, Advanced Materials and Processes, 151 (3) (1997), pp.27-30

ESTUDIO DE LA ROTURA DE UNA PRÓTESIS DE CADERA DE ALEACIÓN Ti-6Al-4V CON RECUBRIMIENTOS DE Ti E HIDROXIAPATITA

L. Sánchez, F. Gutiérrez-Solana, J.A. Alvarez, J. Pérez

Laboratorio de la División de Ciencia e Ingeniería de los Materiales
 E.T.S. de Ingenieros de Caminos, Canales y Puertos
 Universidad de Cantabria
 Avda. de Los Castros s/n. 39005 Santander

Resumen. Se ha llevado a cabo un estudio de las causas de la rotura prematura de una prótesis de cadera constituida en su cuerpo principal por una pieza de matriz metálica de aleación Ti-6Al-4V conformada en molde y recubierta por dos capas superficiales, una de titanio puro poroso de 50 μm de espesor y otra de cerámica de hidroxiapatita de 150 μm . Para este estudio se han utilizado técnicas de microscopía electrónica de barrido y microanálisis de rayos-X por energía dispersiva, con el objeto de analizar cada recubrimiento y el estado de las interfases, así como el tipo de rotura presente en la superficie de fractura. Del análisis realizado se concluye que la rotura ha tenido lugar por un proceso de fatiga iniciado en una zona de la interfase entre el material base y el recubrimiento de titanio en la cual había clara presencia de inclusiones de alúmina (Al_2O_3). Asimismo se ha realizado un análisis basado en la Mecánica de la Fractura sobre las condiciones de rotura de la pieza implantada, obteniéndose una estimación de la carga en el instante de la rotura y del tiempo de crecimiento de la fisura.

Abstract. A study has been made upon the causes of premature failure of a hip implant, the main body of which is formed by a metal matrix piece of alloy Ti-6Al-4V, cast and coated by two surface layers, one, pure porous titanium, 50 μm thick, and the other, hydroxiapatite ceramics of 150 μm . The study uses scanning electron microscopy techniques, and energy dispersive X-ray microanalysis in order to analyse each coating and the state of the interphases, as well as the type of fracture present on the fracture surface. From this analysis, it is concluded that failure has been produced by a fatigue process initiated in an interphase area between the base material and the titanium coating where there is a clear presence of alumina inclusions (Al_2O_3). Similarly, an analysis on the failure conditions of the implanted piece, based on Fracture Mechanics, has been performed, obtaining an estimation of the load at the moment of failure, and the crack growth time.

1. INTRODUCCIÓN Y OBJETIVOS

Los metales han sido utilizados a lo largo de muchos años como biomateriales con gran éxito. La mayoría de las veces son seleccionados en el campo de la ortodoncia y de los implantes dentales así como para uso ortopédico en prótesis de rodilla o de cadera. Para las aplicaciones estructurales en el cuerpo los metales más comunes son los aceros inoxidables, las aleaciones de cobalto-cromo y el titanio y sus aleaciones. El principal requerimiento para cada aleación es que sea resistente al deterioro cuando se inserta en el cuerpo y que posea unas propiedades mecánicas óptimas [1-3].

La biocompatibilidad del titanio es excelente. Los dispositivos fabricados con titanio y sus aleaciones muestran muy poca o ninguna reacción con los tejidos que rodean al implante. La resistencia a la corrosión del titanio se deriva de la película estable de óxido que se forma en su superficie la cual, cuando se daña, se reconstruye a la temperatura del cuerpo en los fluidos fisiológicos. Aunque se han desarrollado un importante número de aleaciones de titanio para aplicaciones

industriales, sólo la aleación Ti-6Al-4V y las cuatro especificaciones comerciales de titanio puro son utilizadas habitualmente en el cuerpo.

La aleación Ti-6Al-4V ofrece la mejor combinación de propiedades de todos los metales estructurales implantados. Esta aleación tiene mucho mayor límite elástico y resistencia mecánica que el titanio puro, así como buena ductilidad. Generalmente se produce por forja, pero puede ser conformada por moldeo. Además la aleación Ti-6Al-4V puede endurecerse controlando la composición y ajustando los parámetros de manufacturación. Mediante un procesamiento adecuado la vida a fatiga de la aleación puede ser duplicada [1].

Las propiedades de fricción y desgaste del titanio son bastante diferentes de las de la mayoría de los otros metales. Esto es un resultado de la película tenaz de óxido de titanio que permanece intacta bajo cargas pequeñas y velocidades de deslizamiento lentas en las condiciones de la articulación.

Pese a la alta biocompatibilidad del titanio, en los años noventa se ha comenzado a utilizar asiduamente

recubierto por materiales bioactivos, esto es, capaces de inducir una respuesta biológica en el tejido vivo adyacente. Estos biomateriales se utilizan recubriendo el sustrato metálico de la prótesis tras su aplicación mediante proyección térmica por plasma, consiguiéndose un espesor y una porosidad apropiada. Tras ser implantado, el biomaterial presenta una reacción química con el hueso vecino que induce la neoformación de trabéculas y su mineralización. Un biomaterial que tiene estas propiedades es la cerámica hidroxiapatita que es un fosfato de pentacalcio $\text{Ca}_5\text{OH}(\text{PO}_4)_3$ con una pureza mayor del 98% y una porosidad del 10%. La proporción Ca/P de 1.67, su estructura cristalina y la estructura de macroporos 150-200 μm y microporos 3-5 μm interconectados, hacen de la hidroxiapatita un compuesto idéntico al hueso trabecular humano [4-5]. De hecho se ha definido como hueso sin el don de la vida.

Los objetivos de este trabajo son la identificación de los constituyentes principales y el estudio de las causas de la rotura prematura de una prótesis de cadera de última generación tras estar implantada en un paciente durante un periodo de nueve meses.

2. RECEPCIÓN Y PREPARACIÓN DE LA MUESTRA OBJETO DE ESTUDIO

La muestra objeto de estudio es una prótesis de cadera rota en dos trozos, Figura 1, que fue extraída de un paciente tras su rotura. Las partes recepcionadas estaban sucias al quedar en ellas restos de sangre. Asimismo, se apreciaron restos de materia ósea en el vástago o parte distal (inferior) ya que la prótesis había comenzado a integrarse en el fémur (osteointegración). Sin embargo no hay apariencia de estos restos en la parte proximal (superior). Es importante resaltar que las superficies de fractura, principalmente la de la parte distal, estaban bastante dañadas debido al proceso de extracción, lo cual ha dificultado su análisis.



Fig 1. Vista de la prótesis en su recepción

El primer paso realizado para hacer el estudio consistió en dar un corte a la pieza que tenía la superficie de fractura menos dañada, es decir la proximal. A continuación se procedió a limpiar el cupón así obtenido para su observación en el microscopio electrónico de barrido (MEB). Por otra parte se realizó una preparación de la cara del corte del cupón mediante pulido, de manera que la superficie del corte quedara

preparada para el correspondiente estudio de determinación de la estructura de la sección de la prótesis y de la composición química del material base y de cada capa de recubrimiento, a fin de identificar el tipo de material de todas ellas.

3. METODOLOGÍA

La metodología seguida consistió, en primer lugar, en la identificación de los tipos de materiales con que se ha fabricado la pieza utilizando técnicas de microscopía electrónica de barrido complementadas con técnicas de análisis de rayos-X por energía dispersiva (EDS). Para ello se actuó sobre la superficie de corte del cupón preparada conforme se ha descrito.

En segundo lugar se procedió a la observación mediante microscopía electrónica de barrido de la superficie de rotura de la pieza contenida en el cupón con el fin de identificar el mecanismo de rotura. Asimismo se realizaron análisis EDS para tratar de identificar los elementos microestructurales asociados a los procesos de la rotura.

4. RESULTADOS

4.1. Identificación del material base y de los recubrimientos

La Figura 2 muestra el aspecto general de los recubrimientos y de las interfaces entre éstos y el material base. En estas micrografías se representa por MB al material base, por recTi al recubrimiento de titanio y por recHA al de hidroxiapatita. Cabe destacar la irregularidad de los recubrimientos y la apreciación de discontinuidades en la interfase MB-recTi como se corrobora con nitidez en las micrografías de la Figura 3, conforme se aumenta la amplificación de las imágenes en el MEB. La micrografía de la Figura 4, tomada a 3500 aumentos, muestra el carácter aparentemente cristalino de las discontinuidades, que denominaremos por tanto inclusiones en la interfase MB-recTi.

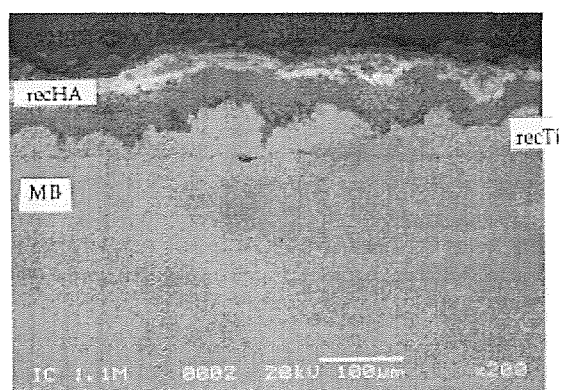


Fig 2. Aspecto general de los recubrimientos sobre el material base

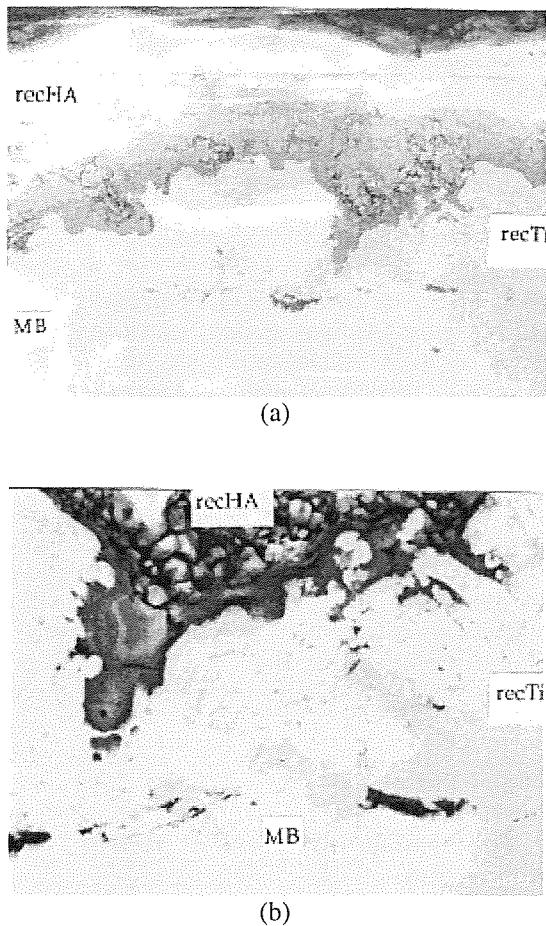


Fig 3. Detalle de los recubrimientos: se observa un espesor del recubrimiento de Ti variable entre 10 y 60 μm y presencia de inclusiones en la interfase MB-recTi

En otras zonas de la superficie del cupón se observaron idénticos resultados, capas de recubrimiento irregulares con inclusiones en la interfase MB-recTi, que se pueden generalizar a toda la sección de la prótesis, como se observó recorriendo con el MEB el perímetro total de la sección pulida del cupón en observación.

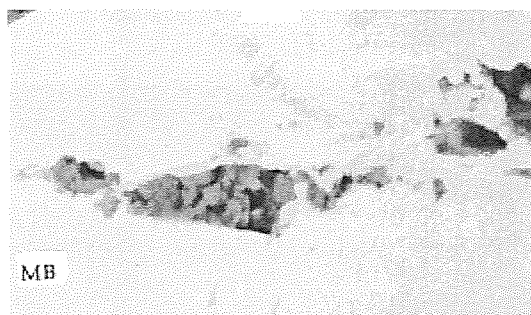


Fig 4. Detalle de la interfase MB-recTi puro mostrando la agrupación de inclusiones de alúmina

En la Tabla 1 se presentan los resultados de los análisis EDS realizados sobre cada uno de los recubrimientos

así como del material base. De los resultados de estos análisis cabe resaltar que el material base está constituido por una aleación de titanio, aluminio y vanadio (Ti-Al-V) próxima a la Ti-6Al-4V, aunque con el aluminio más alto de lo especificado para este tipo de aleaciones. Sobre este material base hay un recubrimiento recTi, con un espesor variable entre 10 y 60 μm de titanio de alta pureza y por último un recubrimiento recHA, con un espesor en torno a las 100 μm de hidroxiapatita con una relación en peso calcio/fósforo (Ca/P) de aproximadamente 1.4, ligeramente inferior al previsto teóricamente de 1.67 [4].

Tabla 1. Composición química (% en peso) del material base y de los recubrimientos.

	Ti	Al	V
MB	86.9	9.3	3.8
recTi	99.6	0.4	---
	P	Ca	Na
recHA	39.5	55.9	2.3

Los análisis realizados sobre las inclusiones observadas en la interfase entre el material base y el recubrimiento de titanio pone de manifiesto que se trata de cristales de inclusiones de alúmina (Al_2O_3). Los cristales, de tamaño del orden de 1 μm , se agrupan generando zonas de discontinuidades en la interfase relativamente planas con una longitud de 5 a 20 μm . Las inclusiones se identifican muy bien en la mencionada interfase, en la que aparecen como áreas oscuras en las Figuras 2 a 4.

4.2. Identificación fractográfica del tipo de rotura

A continuación se muestra el estudio fractográfico realizado con el fin de identificar el tipo de rotura. Una observación macroscópica visual de la superficie de rotura permitió observar los frentes de avance por fatiga de una fisura. En dicha observación se apreció que la lúnula de avance de la fisura generada por fatiga alcanzó aproximadamente una extensión de 6 a 7 mm. En la Figura 5 se aprecian los frentes de avance de la fisura, generados por fatiga, en la zona próxima a dos zonas de inicio localizadas en ambos extremos de la micrografía.

En el análisis de la superficie se siguieron una serie de pasos. En primer lugar se identificaron los micromecanismos de rotura de la lúnula de la fisura observada y de la zona externa a ella. Para ello se hizo una observación a lo largo de toda la lúnula de avance partiendo desde el punto teórico de origen de la fisura, observado macroscópicamente, en cuyas proximidades se identificaron las zonas de inicio mostradas en la Figura 5. Las micrografías de la Figura 6, dentro de la lúnula, ponen de manifiesto una tipología de rotura característica de los procesos de fatiga de estas aleaciones de titanio. Las micrografías de la Figura 7, tomadas a unos 8 mm del inicio, muestran una tipología

de rotura por formación y coalescencia de microhuecos, micromecanismo característico de la rotura de éstos materiales. También se ha observado a una distancia de unos 7 mm del defecto inicial una rotura mixta en las que junto a las facetas planas propias de la fatiga empiezan a aparecer zonas de creciente deformación previa a su rotura.

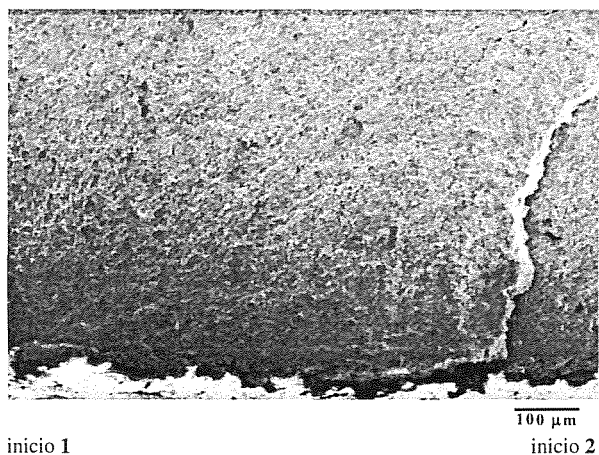
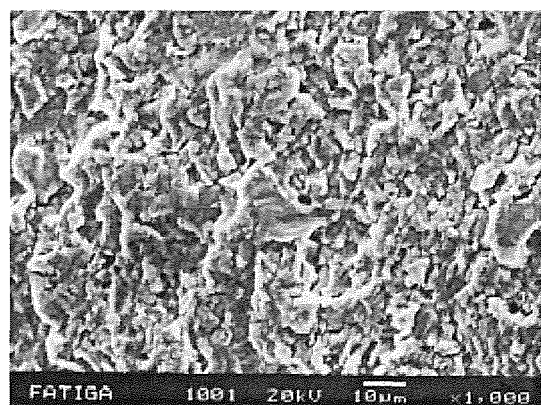
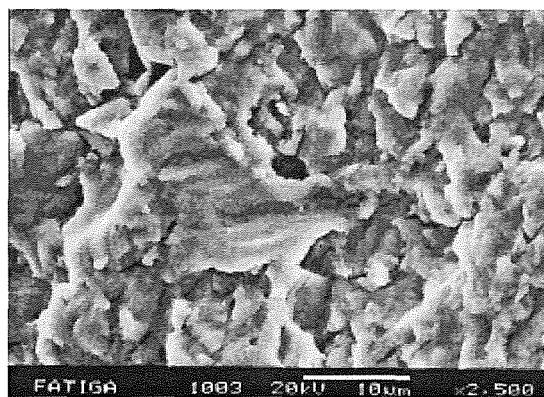


Fig. 5. Zona de inicio de la propagación por fatiga donde se han marcado los dos puntos de iniciación



(a)

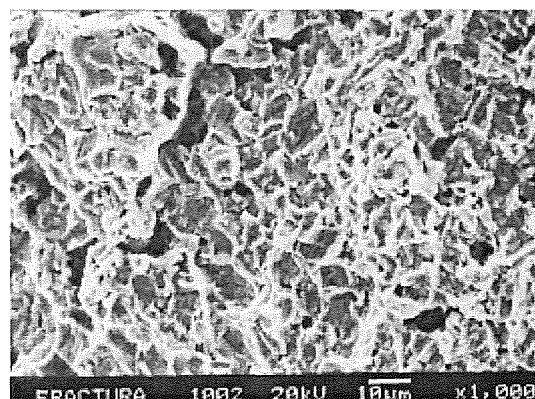


(b)

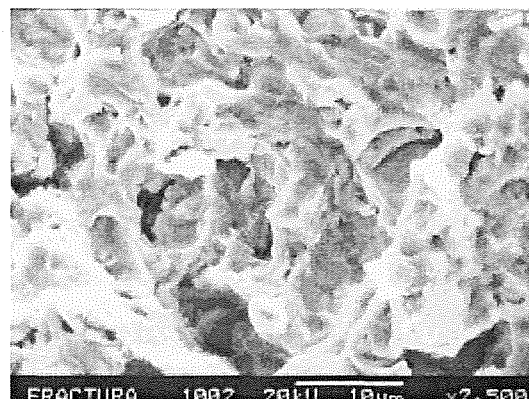
Fig 6. Rotura por fatiga en la lúnula de propagación

La observación micrográfica de las zonas de inicio de la fisura mostró la existencia en las mismas de importantes discontinuidades en la interfase MB-recTi. La micrografía de la Figura 8, tomada en la zona de inicio 1, muestra que esta discontinuidad, de tamaño superior al de la zona observada en la misma (300 μm), se asocia a la presencia de un rosario de agrupaciones de cristales de Al_2O_3 .

En ambas zonas se observó que donde hay mayor presencia de agrupaciones de cristales de Al_2O_3 , el recubrimiento de titanio es menor, estableciendo un efecto de entalla. En cuanto al avance, se puede señalar que la propagación fue independiente en ambas zonas a lo largo de aproximadamente 2 mm, hasta que se unieron los dos frentes, generando uno único, que al ir creciendo estableció la forma de la lúnula final observada.



(a)



(b)

Fig 7. Rotura final dúctil por formación y coalescencia de microhuecos

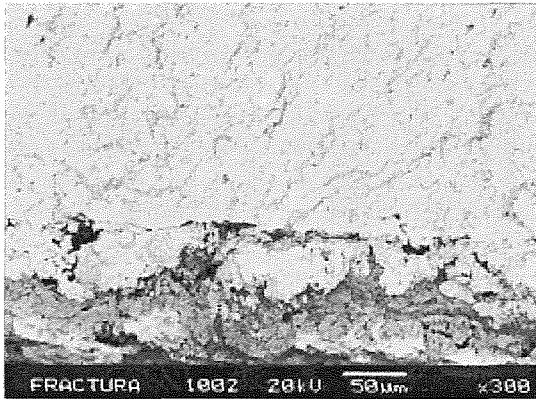


Fig 8. Detalle del primer punto de inicio

4.3. Determinación de la carga soportada, en función de los parámetros de rotura

El esquema de la Figura 9 muestra la superficie de rotura del elemento analizado. En ella se puede observar el tamaño crítico de la fisura en el momento del fallo. En la Figura 10 se presenta un esquema de las condiciones de trabajo en el instante de la rotura.

El estado tensional se compone de una compresión más una flexión pura. Las tensiones de tracción son las encargadas de separar los labios de la fisura hasta la rotura del elemento, por lo que el estado tensional a considerar para los cálculos de rotura será:

$$\sigma_{T,máx} = \sigma_F + \sigma_C \quad (1)$$

donde

$$\sigma_F = \frac{32 \cdot M}{\pi \cdot D^3} \quad (2)$$

$$\sigma_C = \frac{4 \cdot P}{\pi \cdot D^2} \quad (3)$$

Dado el sistema tensional al que está sometido el elemento, se puede considerar en primer lugar que la rotura se ha producido por fractura en Modo I, (tracción). El límite resistente del material en estas condiciones vendrá impuesto por su tenacidad K_{Ic} , del orden de $110 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ [3].

El factor de intensidad de tensiones, que caracteriza el estado tensional en el frente de la fisura, vendrá definido por la expresión [6]:

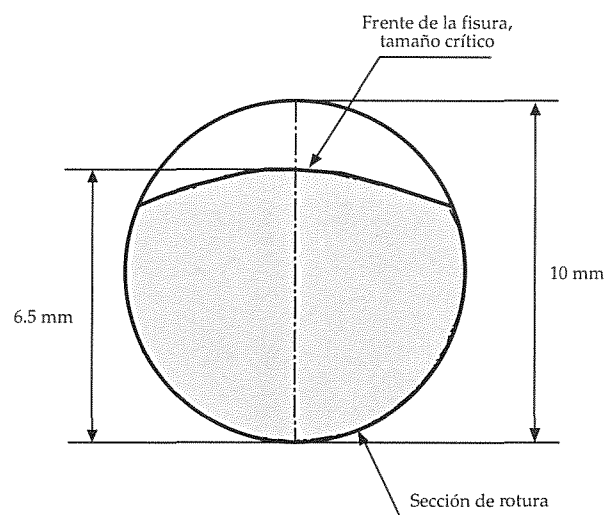
$$K_I = \sigma \cdot Y_f(a/D) \cdot \sqrt{\pi \cdot a} \quad (4)$$

Donde :

σ : Tensión normal aplicada a la sección
 a : Tamaño de fisura
 D : Diámetro de la sección ($D = 10 \text{ mm}$)
 Y_f : Factor de forma y tipo de carga que, en el caso que estamos analizando, adquiere un valor de [7]:

$$Y_f \left(\frac{a}{D} \right) = 0.821 - 0.486 \cdot \frac{a}{D} + 2.003 \cdot \left(\frac{a}{D} \right)^2 = 1.3 \quad (5)$$

Así, igualando el Factor de Intensidad de Tensiones K_I con el límite resistente del material, K_{Ic} , se puede determinar el estado tensional, $\sigma_{T,máx}$, que produciría la rotura del elemento por fractura. El valor que se obtiene ($\sim 570 \text{ MPa}$) corresponde a una carga P en el instante de rotura de 1.6 kN , es decir unos 155 kg .



Tamaño crítico de fisura: $a = 6.5 \text{ mm}$
 Diámetro de la sección: $D = 10 \text{ mm}$

Fig. 9. Esquema de la superficie de rotura

Para este análisis se han establecido una serie de simplificaciones para hacer el cálculo más asequible y sencillo, como son:

- Trabajo de la pieza en voladizo
- Análisis del factor de intensidad de tensiones como si el elemento trabajase a flexión pura.
- Tenacidad a fractura del material según valor de referencia.

Sin embargo, estas simplificaciones no justifican el elevado valor resultante de la carga P (155 kg) en el

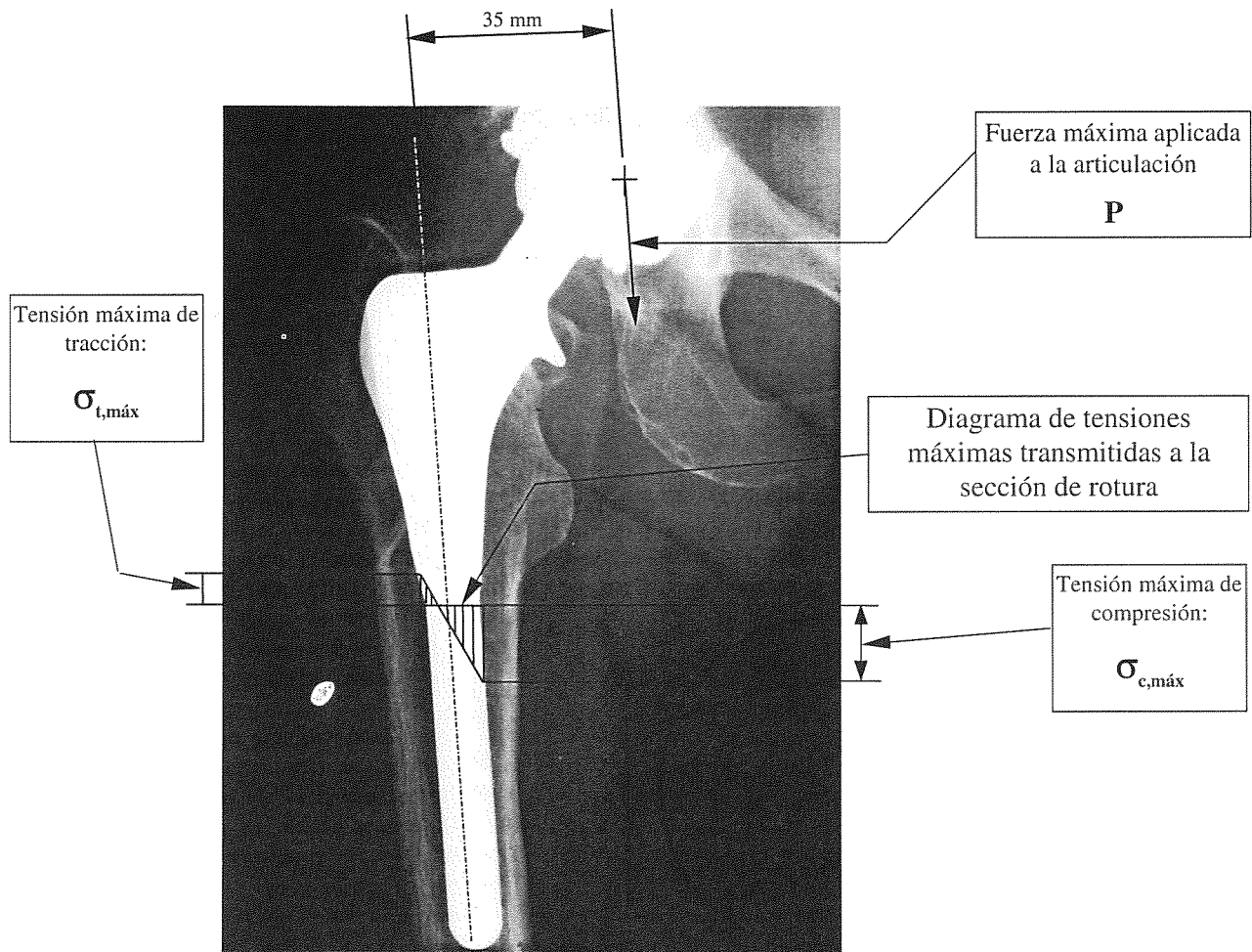


Fig. 10. Esquema de las condiciones de trabajo en el instante de la rotura

momento de la rotura, con referencia al peso medio de una persona.

Por ello se ha considerado como segunda hipótesis de rotura la plastificación generalizada del ligamento remanente en la sección fisurada. Bajo este criterio, y considerando una tensión de plastificación en torno a 1000 MPa [3], se obtiene que la carga de apoyo para la cual se produciría el colapso plástico es de 60 kg, mucho más acorde con el peso de una persona y en cualquier caso inferior a la crítica de la hipótesis de fractura.

4.4. Determinación del tiempo de propagación de fisura hasta alcanzar el tamaño crítico

El crecimiento de la fisura por fatiga se ajusta a una ley de Paris, que para el material del elemento, aleación de

Titanio, Ti-6Al-4V, que ha sido extraída de la bibliografía [3] dada por la ecuación:

$$\frac{da}{dN} = 3.54 \cdot 10^{-14} \cdot (\Delta K)^{4.19} \quad (6)$$

Cuando ΔK se da en MPa m^{1/2} y da/dN en m/ciclo.

El ciclo de carga al que se encuentra sometido el elemento, varía desde 0, apoyo en otra pierna ó reposo, hasta 267 MPa, correspondientes a un peso de una persona media de 75 kg. De este modo el ΔK_I , tomará un valor, en función de a , dado por

$$\Delta K_I = 1.3 \cdot 267 \cdot \sqrt{\pi \cdot a} \quad (7)$$

Tomando como longitud de fisura inicial $a_0 = 0.5$ mm, introduciendo la expresión (7) en la (6) e integrando ésta se obtiene el número de ciclos necesarios para que la fisura alcance su tamaño crítico de 6.5 mm. Este

número resulta ser de aproximadamente 180.000 ciclos. Es decir, bajo la situación de mayor resistencia al avance de una fisura por fatiga para el material de la pieza, ésta se rompería transcurridos 180.000 ciclos de carga (apoyo de la pierna en la que se encuentra el implante), una vez nucleada una fisura de un tamaño aproximado de 500 μm . Esta cifra es un límite superior de los ciclos reales ya que, de acuerdo con la literatura [3], éstos podrían ser reducidos por un factor de hasta 5.

La hipótesis de seleccionar de una fisura inicial de 500 μm es adecuada teniendo en cuenta las condiciones de carga ($\Delta K_I (a=0.5 \text{ mm}) = 14 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$), cuando el valor umbral de propagación de fisuras por fatiga, ΔK_{th} , está situado en torno a los 10 $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$, y lo observado en el estudio fractográfico en las zonas de inicio de la fisura.

5. ANÁLISIS DE RESULTADOS

5.1. Sobre la pieza

De los resultados obtenidos cabe concluir que se trata de una prótesis con recubrimiento cerámico de hidroxiapatita (fosfato de pentacalcio) constituida en su cuerpo principal por una pieza de matriz metálica de aleación Ti-6Al-4V conformada en molde y recubierta por dos capas superficiales, una de titanio poroso de unos 50 μm de espesor y otra de cerámica de hidroxiapatita del orden de 150 μm de espesor. Hay que destacar que la composición química del material base no es exacta ya que el contenido de aluminio es superior al previsto. La presencia de niveles de aluminio superiores al 6% en peso favorece la formación de la fase intermetálica fragilizante Ti_3Al [2], lo que puede justificar una menor resistencia a la fisuración.

Por otra parte, el recubrimiento de titanio es irregular y con un espesor variable entre 10 y 60 μm . Hay que destacar que el recubrimiento de titanio debe hacerse sobre la superficie de la pieza de aleación limpia, sin embargo ha sido depositado sobre una superficie sobre la cual hay un importante número de incrustaciones de alúmina, procedentes posiblemente del molde en el que se fabricó la pieza [3]. Además la irregularidad del recubrimiento hace que sus valles o zonas de menor espesor, pueden haber ejercido efecto de entalla, Figura 3, lo cual podría actuar como un intensificador de tensiones y por tanto como núcleo de fisuración, en asociación con las incrustaciones de alúmina presentes en la interfase entre el material base y el recubrimiento de titanio, y en particular en estas zonas de menor recubrimiento.

En segundo lugar se puede concluir que la rotura de la prótesis ha tenido lugar debido a un proceso de fisuración por fatiga, originada en los defectos

superficiales arriba mencionados, con propagación posterior en el material base.

Es importante decir que la propagación de una fisura por fatiga tiene lugar debido a la existencia de variaciones periódicas de la sollicitación sobre una pieza que contiene defectos. Ambas condiciones se han dado en este caso.

5.2. De la implantación

Los vestigios de osteointegración en sólo una de las partes de la pieza, la distal, sugiere que la pieza al implantarse ha quedado empotrada por el vástago (parte distal) en el hueso, mientras que la parte superior (parte proximal) se ha mantenido poco o nada integrada en el mismo, trabajando libremente.

5.3. Del trabajo mecánico de la pieza y sus condiciones de fisuración y rotura

La mencionada condición del implante implica un trabajo de flexión-compresión sobre la sección más débil próxima al empotramiento, por donde luego rompe, aportada por la carga que trasmite la cadera sobre la rótula de la pieza cada vez que se apoya la pierna que presenta el implante. La ciclicidad de movimientos de apoyo, al andar por ejemplo, provoca repetidamente un estado de esfuerzo de flexión compuesta sobre la sección de empotramiento, generando tracciones variables en la cara opuesta a la que contiene la rótula. Caso de producirse una fisura por este estado de sollicitación variable (fatiga), se iniciará en esta zona sometida a tracción, como así ha sucedido en la pieza rota.

El análisis complementario basado en las teorías de la Mecánica de la Fractura [6] sobre las condiciones de rotura de la pieza implantada que conduce a los siguientes resultados:

- Carga en el instante de rotura: 60 kg, acorde con el peso de una persona.
- Tiempo de crecimiento de la fisura: ~180.000 ciclos, equivalente a 360.000 pasos, unas 100 horas de andadura, supuesto un paso por segundo. Esto es dependiente de la actividad de la persona y, por tanto, se podría hablar de 2 (2 horas de andar al día) a 4 meses (1 hora de andar al día) de proceso de propagación. El resto (de 5 a 7 meses) es considerado como el tiempo de incubación de las zonas donde se nuclea la fisura, hasta que ésta alcanza un orden de unos 500 μm . Aún habría que tener en cuenta el tiempo de convalecencia y rehabilitación que debería ser restado. Los valores de este análisis resultan concordantes con el tipo de material y con los defectos observados, la geometría de la pieza y las sollicitaciones mecánicas propias de su uso.

6. CONCLUSIONES

Como consecuencia de los resultados y análisis realizados en este trabajo se pueden establecer las siguientes conclusiones:

La rotura de la prótesis ha tenido lugar por un proceso de fatiga debido a un estado de flexión compuesta propios de los esfuerzos de apoyo al caminar. Una fisura por fatiga se ha nucleado en defectos de la pieza debidos principalmente a la falta de recubrimiento, y al consiguiente efecto de entalla, existentes en la generatriz o cara opuesta a la que marca la dirección de la rótula de la pieza, próximo a defectos constituidos por agrupaciones de inclusiones de alúmina, que originan grandes discontinuidades, del orden de 300 μm , en la interfase entre el material base y el recubrimiento de titanio. El tiempo de nucleación de la fisura puede haber sido una parte importante del tiempo transcurrido, 9 meses, desde implantación de la pieza hasta su rotura.

La fisura una vez nucleada ha propagado a lo largo del material base de la pieza, tardando unos 180.000 ciclos en alcanzar el tamaño crítico de unos 6.5 mm para el cual ha roto. La carga que justifica la rotura es de unos 60 kg, consistente con el peso de una persona.

La existencia de un proceso de fatiga requiere unas sollicitaciones locales en tracción variables, que se pueden justificar por una implantación que conduce al empotramiento de la parte distal de la pieza rota, y una amplificación de dichas sollicitaciones por efecto entalla o fisura, que aquí se asocia a los defectos existentes en la misma (inclusiones y valles en el recubrimiento de titanio). De lo común que sea la presencia de estos defectos en este tipo de piezas, dependerá el que la implantación realizada sea el motivo de la rotura o sólo efecto añadido al propio de una pieza defectuosa.

7. REFERENCIAS

- [1] Matthew Donachie: "Biomedical Alloys". Advanced Materials & Processes, 7/98, pp. 63-65.
- [2] Ronald N. Caron and James T. Staley: ASM Handbook, Vol. 20, First printing, Materials Selection and Design, ASM International, 1997, Ohio, USA.
- [3] Daniel Eylon and Jeremy R. Newman: Metals Handbook, Vol. 2, Tenth Edition, Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials, ASM International, 1990, Ohio, USA.
- [4] A. López-Sastre Nuñez *et al*: "La influencia del revestimiento de hidroxapatita y de biovidrio en la osteointegración de implantes de titanio", Revista de Ortopedia y Traumatología, Vol. 41, Abril 1997, pp 173-181.
- [5] Ronald Furlong: "Osborn Supravit: El recubrimiento H-A.C. avanzado de J.R.I.". Joint Replacement Instrumentation Ltd, 104-112 Marylebone Lane, London W1M 5FU.
- [6] T. L. Anderson: Fracture Mechanics, CRC Press, 1995, Florida, USA.