

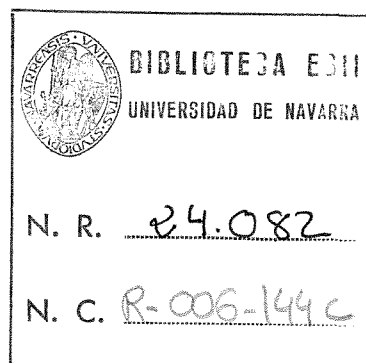
Anales de Mecánica de la Fractura

TEXTO DE LAS COMUNICACIONES PRESENTADAS
EN EL TERCER ENCUENTRO DEL
GRUPO ESPAÑOL DE FRACTURA

*Parador Nacional de Sigüenza
17-18 de Abril de 1986*



Anales de Mecánica de la Fractura



N. 3, Año 1986

Editado por la
Secretaría del Grupo
Español de Fractura
C.E.I.T., Apartado 1.555 - 20080 SAN SEBASTIAN

Depósito Legal: SS 458/86
I.S.S.N. 02/3 - 3725

I N D I C E

EDITORIAL	7
Fotografía de los Asistentes al Encuentro	8
COMUNICACIONES INVITADAS:	
O ensino e a investigação em Portugal no domínio da mecânica da Fractura. <i>L. Farra</i>	9
Fiabilidad y determinación de la vida en motores de aviación. <i>G. Asquith</i>	15
Determinación de K_{IC} mediante ensayos de choque <i>C. Ruiz</i>	25
CONTRIBUCION ESPECIAL:	
Algunos aspectos generales de la aplicación de la Mecánica de Fractura al campo aeroespacial. <i>J.M. Pintado</i>	45
<u>COMUNICACIONES AGRUPADAS POR TEMAS</u>	
1. <u>MÉTODOS DE CÁLCULO</u>	
1. Nuevas técnicas de tratamiento de singularidades en campos escalares y vectoriales. <i>F. Díez, L. Gavete y F. Michavila</i>	61
2. La geometría fractal de las superficies en fractura en materiales. <i>F. Guinea y E. Louis</i>	75
③ Elemento finito especial e integrales invariantes A y b para la fractura dinámica con cargas térmicas. <i>J.M. Martínez, J. M. Bastero</i>	77
④ Aplicación de la integral invariante A al estudio de propagación dinámica de grietas. <i>J.M. Martínez, J.M. Bastero</i>	87
5. Método de cálculo numérico, aplicado a la fractura del hormigón. <i>P. Maturana y M. Elices</i>	95
6. Aportaciones al modelado del crecimiento de grietas bajo cargas irregulares. <i>F. Romano y S. Bresó</i>	103
2. <u>MATERIALES METÁLICOS</u>	
1. Fatiga oligocíclica de policristales de hierro. <i>M. Anglada</i> ...	113

2.	Comportamiento a impacto y morfología de la rotura en aleación 7075. <i>J.M.Badía</i>	121
③	Estudio de la fractura dúctil de una chapa de acero microaleado Al(Nb) sometida a operaciones de conformado en frío. <i>J.Fernández, J.Riva, J.I.Verdeja</i>	131
4.	Crecimiento de grietas por fatiga en un acero hipereutectoide perlítico. <i>R.García, F.J.Belzunce, J.Riba</i>	139
⑤	Microfractura en policristales dúctiles. <i>J.Gil</i>	149
6.	Corrosión bajo tensión de alta resistencia y baja aleación. <i>J.J.González, F.Gutiérrez-Solana, J.M.Varona</i>	155
7.	Evaluación del crecimiento de grietas por corrosión bajo tensión en aleaciones Al-Zn-Mg-Cu. <i>J.Oñoro, A.Moreno, C.Ranninger</i>	163
⑧	Fractura dúctil de un acero A 533B-1: Relación entre la tenacidad y el comportamiento microscópico. <i>J.L.Viviente, A.Martín, J.M.Rodríguez, J.Gil, M.Fuentes</i>	169
⑨	Medida local de la deformación crítica necesaria para el inicio de la propagación dúctil de grietas en un acero A 533B-1. <i>J.L.Viviente, J.M.Rodríguez, A.Martín, J.Gil, M.Fuentes</i>	179
3.	MATERIALES NO METALICOS -----	
1.	Efecto de la relación $\text{SiO}_2/\text{TiO}_2$ sobre el comportamiento a la fractura a altas temperaturas de las bauxitas refractarias. <i>A.Caballero, S.De Aza</i>	191
2.	Aplicación del ensayo de torsión doble al estudio de la fractura de materiales termoestables compuestos. <i>A.B.Heredia, A.B.Martínez</i>	199
3.	Reforzamiento por fibras cortas en materiales cerámicos monolíticos. <i>P.Miranzo y J.S.Moya</i>	207
4.	Propiedades mecánicas de materiales de Zircona tetragonal de densidad próxima a la teórica. <i>R.Moreno, J.S.Moya, J.Requena</i> .	213
5.	Un nuevo método de análisis del comportamiento asintótico de la propagación de una fisura cohesiva en modo I. <i>J.Planas, M.Elices</i>	219
6.	Efecto de la microfisuración de la matriz sobre la curva tensión-deformación de fibrocemento. <i>A.Valiente</i>	229

4. METODOS EXPERIMENTALES

-
1. Aplicación de la técnica de emisión acústica al estudio de la fractura de un material cerámico multifásico. *C.Baudin, F.Cambier, L. Delaey* 257
 2. Influencia de las tensiones residuales en la fragilización por hidrógeno de alambres trefilados. *J.M.Campo, M.Elices* 251
 3. Preciclado a baja deformación de fisuras por fatiga. *A.Font y J. Mulet* 257
 4. Fragilización a alta temperatura en aleaciones de Al-Mn supersaturadas. *C.García, J.Barreno, E.Louis* 263
 5. Consideraciones acerca del umbral de propagación de fisuras por fatiga en aceros perlíticos. *J.Llorca y V.Sánchez-Gálvez* 265

5. APLICACIONES

-
1. Mecánica de la fractura. Evaluación de defectos. Ensayos de fisuración. *J.M.Amo, J.Durán, J.Chao* 271
 2. Tamaño crítico inicial de grieta en componentes nucleares. *J.Bros, F. Millán, J.Carrero* 281
 3. Evaluación numérica de la velocidad de avance de una fisura en fatiga. *R. Cortés, A.Font* 293
 4. Análisis de la capacidad última de una contención MARK-III de hormigón armado en condiciones de accidente. *A.Moreno, S.Morales* 299
 5. Sistema automático de evaluación de grietas con criterios de fractura. *C.Ranninger, A.Moreno, J.Oñoro, A.García* 311

E D I T O R I A L

Estos Anales de la Mecánica de la Fractura contienen las comunicaciones presentadas durante el Tercer Encuentro Nacional del Grupo Español de Fractura. El número de contribuciones y su calidad media ha superado las del año anterior y a través de sus contenidos es posible perfilar el espectro de actividades de los distintos grupos que trabajan en el Campo de la Fractura.

En este Tercer Encuentro ha destacado la presencia del Profesor Luciano Faria, Presidente del Grupo Portugués de Fractura, que ha inaugurado las sesiones, y las contribuciones del Profesor Carlos Ruiz, de la Universidad de Oxford, del Doctor G. Asquith de la Compañía Rolls Royce, del Doctor R.D. Rawlings del Imperial College y del Profesor Alejandro Font, de la Universidad Católica de Santiago de Chile.

Los editores desean expresar su agradecimiento a todos los participantes sin cuya cooperación no hubiera sido posible la publicación de estos Anales.

Sigüenza, abril de 1986.

Manuel Elices Calafat
Manuel Fuentes Pérez



*FOTOGRAFIA DE LOS ASISTENTES AL TERCER ENCUENTRO
DEL GRUPO ESPAÑOL DE FRACTURA*

O ENSINO E A INVESTIGAÇÃO EM PORTUGAL NO DOMÍNIO DA MECÂNICA DA FRACTURA

Professor Luciano Faria (*)

1.- INTRODUÇÃO

Sendo recente o novo ramo da Ciência e da Engenharia denominado Mecânica da Fractura, é naturalmente recente o seu ensino e investigação em Portugal.

Começou esta área a desenvolver-se nas escolas de engenharia da Universidade Técnica de Lisboa (UTL) e da Universidade do Porto (UP), respectivamente no Instituto Superior Técnico (IST) e na Faculdade de Engenharia (FEUP), tendo de início os seus docentes e investigadores ido especializar-se no estrangeiro, nomeadamente em universidades inglesas e francesas, onde realizaram os seus doutoramentos.

Posteriormente outras Universidades portuguesas lançaram-se igualmente neste domínio, em especial a Universidade do Minho (UM) (Braga/Guimarães) e a Faculdade de Ciências e Tecnologia da Universidade de Coimbra (FCT-UC). Com base no número de docentes e investigadores existentes já doutorados, número que já ultrapassa a vintena, foi possível iniciar em Portugal investigação própria e realizar doutoramentos.

Também os "departamentos de materiais" do Laboratório Nacional de Engenharia Civil (LNEC), do Laboratório Nacional de Engenharia e Tecnologia Industrial (LNETI) e do Instituto de Soldadura, bem como laboratórios de certas empresas (SOREFAME, LISNAVE, etc) têm efectuado estudos no domínio da mecânica das rochas e do comportamento mecânico dos materiais, de estruturas e construções metálicas soldadas.

2.- ENSINO

2.1.- As noções básicas da mecânica da fractura e das suas aplicações, nomeadamente no que respeita à fadiga e à fluência, são ministradas em várias disciplinas dos Cursos de licenciatura de Engenharia Mecânica das 4 escolas de engenharia acima referidas, e ainda no Curso de licenciatura de Engenharia de Construção Naval, leccionado no IST. Os nomes das disciplinas variam naturalmente com a organização dos cursos de cada Faculdade: Mecânica dos Sólidos, Mecânica dos Materiais, Órgãos de Máquinas, Tecnologia Mecânica, etc. As noções sobre a estrutura dos materiais são ministradas nas disciplinas de Metalurgia e Materiais a cargo de Departamento de Engenharia de Materiais.

(*) Professor Catedrático do Instituto Superior Técnico (Universidade Técnica de Lisboa) e Presidente do Departamento de Engenharia Mecânica do IST.

Presidente do "Strengthening Committee of the European Group on Fracture" e membro do "Advisory Committee of EGF".

Num Curso sobre Soldadura, a cargo do Instituto de Soldadura português, com vista à formação de engenheiros soldadores, também são ministradas noções básicas da mecânica da fractura, das suas aplicações e dos seus aspectos metalúrgicos. Neste curso colaboram professores tanto de Lisboa, como do Porto e do Minho.

2.2.- O ensino desta área científica é fortemente desenvolvido nos cur-
sos de pós-graduação (mestrado) que são ministrados tanto no IST, como na FEUP.

No IST a mecânica da fractura é leccionada nas disciplinas de Fractura, Fadiga e Fluência e de Ruína Estrutural do curso de mestrado de "Engenharia de Projecto e Construção Mecânica", em várias das suas especializações, mas com maior incidência nas de Materiais, de Construção Metálica, de Construção Mecânica e de Manutenção Industrial. O estudo teórico é completado com aulas de laboratório.

Na FEUP, a mecânica da fractura é leccionada na disciplina com esse mesmo nome incluída no curso de mestrado de "Engenharia Estrutural" e na disciplina de Mecânica dos Materiais para o curso de mestrado em "Materiais e Processos de Fabrico".

2.3.- Para a indústria e para os engenheiros têm as escolas de engenharia de Lisboa e do Porto promovido cursos, em regime pós-laboral ou intensivo, sobre a Mecânica da Fractura e a Fadiga, e sobre outras áreas, tais como Construção Metálica Soldadas, Reservatórios sob Pressão, em que as noções da fractura e de fadiga são ministradas permitindo assim uma reciclagem e ac-
tualização de conhecimentos. Alguns desses cursos têm sido dados em estrita colaboração com a Ordem dos Engenheiros de Portugal.

A nível mais avançado tem-se realizado seminários e colóquios com a colaboração de professores nacionais e estrangeiros, patrocinados por diversos organismos nacionais e internacionais, entre os quais se refere a AGARD.

3.- INVESTIGACAO

A investigação em Portugal tem-se verificado sob várias formas:

- Investigação em colaboração com Universidades estrangeiras, nomeadamente investigação de base;
- Investigação efectuada pelas Universidades Portuguesas ou em cooperação entre elas, visando tanto investigação de base, como investigação aplicada, atendendo a necessidades do nosso País e a pedido concreto da indústria, quer sob aspectos da aplicação, quer de desenvolvimento;
- Estudos de acidentes, peritagens, etc. visando encontrar soluções tendentes a eliminar as ruínas ou os acidentes verificados.

Procurar-se-á a seguir pormenorizar até certo ponto a actividade desenvolvida e referir os contactos que se têm mantido e desenvolvido com Universidades estrangeiras e organismos internacionais.

3.1.- Investigação de base em cooperação com Universidades e Organismos Estrangeiros

Tem esta investigação incidindo sobre variados temas entre as quais citaremos:

- Limiares de fadiga, de fadiga-corrosão e de corrosão sob tensão em aços

- de média resistência (em colaboração com o Imperial College).
- Pequena fissuração em ligas de alumínio (projecto round-robin da AGARD).
- Fadiga de rolamento (em colaboração com as Universidades de Compiègne, de Lyon e com Creusot-Loire).
- Fadiga e fractura em estruturas soldadas, incluindo aspectos de arrançamento lamelar, fissuras do tipo V (chevron) (em colaboração com Cranfield IT).
- Comportamento mecânico de plásticos e compósitos (colaboração com Imperial College, UMIST e CIT, respectivamente).
- Mecânica de fractura e fadiga a temperaturas elevadas (ambos em colaboração com o CIT).
- Aplicação do método dos elementos finitos (colaboração com University College, Swansea).
- Mecânica do impacto (colaboração com UMIST).
- Fluência de aços e aluminios (colaboração com o Imperial College).
- Fadiga-corrosão em aços de média/baixa resistência e em ligas de alumínio (vários trabalhos em colaboração com o Imperial College).
- Estudo tridimensional, por elementos finitos, do comportamento de picagens em reservatórios (colaboração com o Imperial College).
- Mecanismos de fadiga térmica (colaboração com o IRSID).

Embora com características diferentes não se deixa de assinalar o estudo da mecânica das rochas, levado a cabo por diversos laboratórios europeus e americanos, mas liderado pelo LNEC, onde além da investigação de base se criou e desenvolveu muito equipamento de ensaio.

3.2.- Investigação / desenvolvimento por solicitação da indústria portuguesa e com a sua colaboração ou por iniciativa da própria Universidade.

Esta investigação tem sido realizada por qualquer das quatro escolas, ou em cooperação entre elas. Entre os assuntos de maior relevância que têm sido estudados citam-se os seguintes:

- Estudo sobre aços utilizados em ferramentas de corte e estampagem.
- Estudo de materiais utilizados no fabrico de moldes para plásticos.
- Estudo do comportamento de aços de liga sujeitos a temperaturas elevadas.
- Estudo de ligações soldadas em estruturas de aço estática e dinamicamente solicitadas; vários aspectos de fractura (problemas "pop-in" e outros).
- Estudo da propagação de fissuras de fadiga em estruturas tubulares de autocarros.
- Comportamento de tubagens industriais na presença de defeitos.
- Previsão do comportamento de estruturas metálicas contendo defeitos.
- Mecânica da fractura aplicada a betões.
- Comportamento de provetes de dadas geometrias, estudado através de análise elásto-plástica em computador.
- Determinação de factores de intensidade de tensão.
- Aplicação da mecânica da fractura probabilística a construções soldadas.
- Aplicação de holografia á determinação experimental da extensão na região plástica na extremidade de uma fenda.
- Projecto de equipamento de ensaios (de fadiga, corrosão sob tensão, medição da propagação de fendas, etc.)

3.3.- Estudo de acidentes

Têm as Escolas de Engenharia Portuguesa citadas no presente trabalho sido

solicitadas a dar parecer sobre as causas de rotura variada em equipamentos mecânicos em serviço, ou analisar o estado de equipamentos antes de qualquer ruína, ou ainda a propor soluções para eliminar causas de rotura verificadas. Citam-se a título de exemplo:

- Rotura de veios, de olhais, de elementos roscados, etc.
- Rotura de êmbolos de compressores.
- Análise do estado de esferas de armazenagem de butano e propano.

3.4- Equipamento

Dispõem já os laboratórios das Escolas Portuguesas de Engenharia e de outros organismos e empresas equipamento moderno que permite ensaios estáticos, de fadiga, de fractura, a temperaturas elevadas, de corrosão sob tensão, de fadiga - corrosão, de resiliência, de dureza e microdureza, etc.

Completa este equipamento outro equipamento clássico que permite a medição e o registo dos ensaios (extensométrico, osciloscópios, registadores x-y, transdutores, fotoelástico, sistema de aquisição de dados, microcomputadores para programação e comando do equipamento de ensaio segundo ciclos pré-determinados, etc.). Tal equipamento serve igualmente para uma actividade importante no domínio da análise experimental de tensões.

Microscópios metalográficos e electrónicos de varrimento e outro equipamento necessário à análise de roturas equipam igualmente os laboratórios de ensaio de materiais.

Finalmente computadores de relativamente grande capacidade permitem realizar os estudos em que é necessário recorrer a técnicas de análise numérica, nomeadamente a elementos finitos.

4.- RELAÇÕES NACIONAIS E INTERNACIONAIS

4.1.- Já em 3.1 se deu uma ideia das ligações que se tem procurado estabelecer, manter e desenvolver com Universidades e organismos de investigação estrangeiros. Tais contactos não se têm limitado porém aos organismos citados mas a muitas outras Universidades (Lehigh, Berkeley, North Staffordshire, etc.) e organismos (British Welding Institute, Central Electricity Generatory Board da Gra Bretanha, Institut de Soudure Français, etc.).

Os contactos e as ligações têm sido igualmente desenvolvidos nas relações com organismos internacionais, nomeadamente com o Instituto Internacional de Soldadura, com o Grupo Europeu da Fractura (EGF) e a Conferência Internacional da Fractura (ICF). A seguir se pormenorizam estes contactos.

4.2.- Criado de uma forma informal, no seu início, o Grupo Português da Fractura (GPF), foi este posteriormente transformado na Secção FRACTURA da Sociedade Portuguesa de Materiais (SPM-Fractura).

Tem o GPF, e posteriormente a SPM-Fractura, desenvolvido a sua actividade quer a nível nacional, através de colóquios, jornadas e outras reuniões, quer a nível internacional participando nas reuniões europeias do EGF e internacionais do ICF e do IIS. Participam os seus membros na direcção do EGF e do Comité de Reforço deste Grupo Europeu (EGFSC), a que abaixo se faz referência.

Como é possivelmente do vosso conhecimento as finalidades desta Comissão de Reforço são as seguintes (transcreve-se o teor de resolução tomada pelo EGF

na reunião de Lisboa, em Setembro de 1984):

"Será criado um Comité de Reforço do Grupo Europeu de Fractura- CRGEF (no texto em inglês European Group on Fracture Strengthening Committee-EGFSC), sob a presidência do Prof. Faria, cujos membros derao convidados pelo presidente. Este Comité apresentará recomendações, além das actividades editoriais, identificáveis com as actividades da EGF, e no seio de toda a Comunidade Europeia. Em especial explorará a possibilidade de estabelecer um consenso europeu sobre problemas de controle de qualidade e ensaios de materiais relacionados com a ruína; poderão ser considerados nomeadamente:

- 1) Emendas nos códigos, normas e guias correntemente utilizados com o fim de uma adequação a condições e critérios europeus.
- 2) Preencher falhas existentes nos actuais códigos, normas e guias no campo específico do controle de fractura.
- 3) Actuar como organismo consultor das autoridades certificadoras internacionais, por exemplo, em pedidos relativos á não observância de regras, substituídas por garantias dadas por propriedades atinentes dos materiais, não exigidas, mas que igualmente determinam a segurança.

Os modos de contactar as autoridades certificadoras internacionais e Institutos Europeus relacionados com a prescrição de regras, códigos, normas e guias será judiciosamente averiguado".

Com a finalidade de apoiar o EGFSC criou a SPM-Fractura uma Comissão Nacional para estudar os problemas de sistematização de normalização e de introdução das noções de mecânica de fractura em códigos. Esta Comissão Nacional constituiu vários Grupos de Trabalho (GT) para se ocuparem dos diferentes tipos de equipamento:

- G.T.1) Construções Navais
- G.T.2) Transportes Ferroviários e Rodoviários
- G.T.3) Estruturas e Pontes Metálicas
- G.T.4) Estruturas e Pontes de Betão
- G.T.5) Equipamento Industrial (caldeiras, permutadores, reservatórios sob pressão, tubagem, etc.)
- G.T.6) Plásticos e Compósitos
- G.T.7) Equipamento mecânico para barragens e centrais de todos os tipos, condutas forçadas, pipelines

No que respeita ao Instituto Internacional de Soldadura há uma forte participação, apoiada no Instituto Português de Soldadura, nas reuniões anuais internacionais, referindo-se em particular a colaboração nas Comissões XIII- Fadiga e XV - Projecto.

5.- PUBLICAÇÕES

Em consequência da investigação atrás citada e da actividade desenvolvida uma numerosa bibliografia tem sido produzida sob as formas mais variadas:

- Teses de doutoramento (em português, inglês ou francês)
- Comunicações a congressos, simpósios e outras reuniões internacionais.
- Publicações em revistas nacionais e estrangeiras.
- Relatórios.
- Textos de cursos e livros.

Assinale-se por fim a participação nas actividades dos "Task Groups" do EGF e em programas em cooperação que o EGF tem promovido. Citam-se a título de exemplo:

- O programa em cooperação no domínio da fractura elasto-plástica.
- Os programas do tipo "round-robin".

6.- COLABORAÇÃO ENTRE ORGANISMOS DE INVESTIGAÇÃO E UNIVERSIDADES ESPANHOLAS E PORTUGUESAS

Ao terminar a presente exposição cabe-me fazer duas referências. A primeira diz respeito ao amável convite que me fizeram para assistir a esta reunião, convite que desejo agradecer em especial ao meu Amigo e Colega, Prof. Manuel Elices.

A segunda referência diz respeito ao estabelecimento de cooperação e colaboração entre investigadores espanhóis e portugueses e respectivos organismos, as quais praticamente não tem existido até agora.

Ficam por isso desde já aqui duas sugestões. A primeira dirá respeito à organização conjunta das Jornadas Luso-Espanholas da Fractura, que poderiam ter lugar de 2 em 2 anos e alternadamente em Portugal e Espanha. As primeiras poderiam realizar-se em Portugal em 1987, em data e local a fixar.

A segunda sugestão diz respeito à colaboração entre organismos de investigação dos dois países, a qual se poderia estabelecer-se com base na ajuda que os programas da CEE (BRITE, Stimulation, etc.) concedem. Poderemos do nosso lado sugerir temas num futuro próximo. Dentro desta mesma linha a vossa participação na minha Comissão da EGF com vista a fazer penetrar a mecânica da fractura nos códigos e nas normas e a sistematizar e harmonizar uns e outras seria para mim extremamente benvinda.

FIABILIDAD Y DETERMINACION DE LA VIDA EN MOTORES DE AVIACION.

G. ASQUITH
Manager Mechanical Research
Development Rolls-Royce.

Como se ve en las dos primeras figuras, los motores de aviación se componen de un gran número de elementos. Todos ellos tienen que diseñarse tratando de conseguir el peso mínimo y por lo tanto tienden a estar sometidos a elevadas tensiones de trabajo.

Las imperfecciones contenidas en el interior de la materia, en forma de daño a las superficies del elemento o intrínsecas, pueden ocasionar un agrietamiento prematuro o incluso fractura debida, por lo general, a un proceso de fatiga.

Realizan análisis basados en la mecánica de fractura, junto con investigaciones de laboratorio, para lograr una explicación física de los problemas que se presentan.

Los métodos de la mecánica de fractura revisten especial importancia en el diseño de elementos 'críticos'. Estos son principalmente los discos de compresor y turbina en los cuales es imprescindible estimar la duración de vida se gura de servicio.

1.- Elementos críticos.-

Se definen como críticos aquellos cuya rotura puede poner en peligro a los ocupantes del avión.

Si la rotura de un elemento solamente tiene como resultado el que se tenga que parar un motor tal elemento es 'no crítico' en un avión con varios motores, puesto que los motores restantes pueden, en la mayoría de los casos, proporcionar suficiente potencia para permitir la continuación del vuelo.

Los elementos se designan críticos principalmente cuando la rotura resulta en fragmentos lanzados con elevada energía cinética.

Los elementos críticos están sometidos a un control de calidad riguroso du rante su fabricación y tienen que satisfacer determinados criterios fijados por las autoridades legislativas.

Los elementos se diseñan siempre que sea posible para que no sean críticos. En general los discos de compresor y turbina son siempre críticos porque su rotura da lugar a fragmentos cuya elevada energía cinética les permite penetrar el casco del motor. Los cascos se diseñan para soportar el impacto de un álabe único del compresor o de la turbina por lo que dichos elementos no son críticos.

Existen otros elementos que pueden ser críticos o no dependiendo del proyecto del motor: Los ejes principales y la estructura soporte.

2.- Requisitos por la seguridad de vuelo. -

Los requisitos fijados por las autoridades legislativas para la seguridad

de vuelo tratan de evitar la rotura de discos en servicio. Para ello exigen:

i) Capacidad para soportar un exceso de velocidad (en caso de fallo de sistema de control.

ii) Comprobación de la ausencia de vibración de álabes a alta frecuencia.

Capacidad para soportar un número de ciclos a elevada deformación (vida).

(Deberán sustituirse los discos antes de alcanzar esta vida)

Desde el punto de vista de la mecánica de fractura, se concede la máxima importancia al cálculo de la vida de fatiga a deformaciones elevadas o bajo número de ciclos. El concepto de 'umbral de vibración' es pertinente para evitar el fallo en una situación en la que se presente una vibración a elevada frecuencia.

3.- Ciclo básico de vuelo comercial.-

Un vuelo comercial consiste en el ciclo básico de la figura 3 que se simplifica tomándose un ciclo de tensión de 0-maximum-0, llamado ciclo mayor y un ciclo menor de tensión alrededor de un valor medio, debido al descenso y a la inversión de empuje. Algunas veces hay más de un ciclo menor pero su efecto en general es de poca importancia.

4.- Orígenes potenciales de fatiga.-

Estos son los que se explican en la figura 4, consistiendo en:

Zonas sencillas a elevadas tensiones.

Concentraciones de tensión.

Daño superficial.

Imperfecciones internas.

5.- Procedimientos para el control de la vida de servicio. -

El método tradicional se conoce como 'vida segura'. Se hace una estimación de la vida mínima que pudiera alcanzar cada elemento antes de producirse un agrietamiento. La estimación considera la posible dispersión de fatiga por medios probabilísticos.

Las vidas se estiman de tal forma que la proporción de elementos que fallen sea inferior a 1/1000.

El segundo método puede llamarse 'retiro justificado'. Los elementos se inspeccionan cada cierto tiempo y solamente se retiran de servicio cuando se encuentra una grieta. Es necesario poder detectar grietas de 0,25 mm. para que el intervalo entre una inspección y la siguiente sea lo más largo posible.

El procedimiento de capacidad de absorber daño exige que la estimación de la vida segura inicial tenga en cuenta la existencia de daño superficial típico tal como huellas de mecanizado, hoyos y arañazos así como imperfecciones del material (inclusiones y segregaciones).

El modelo del mecanismo elemental de fatiga, ilustrado en la figura 5, consiste en un proceso de nucleación seguido por otros de crecimiento de grieta, primero de corta extensión y después en forma estable que conduce a una fractura rápida. Antiguamente se consideraba una vida de iniciación de grieta hasta

el momento en que se había formado una grieta visible a simple vista. Esta vida incluía la nucleación, la formación de microgrietas a escala cristalográfica y parte de la fase de crecimiento estable de grieta.

Las figuras 6,7 y 8 explican con mayor detalle los métodos de proyecto.

6.- Estimación de la vida mediante mecánica de fractura.-

La primera operación consiste en calcular el factor de intensidad de tensiones. Para ello, siguiendo el diagrama de la figura 9, se definen los tamaños y formas iniciales de las grietas, se aplican factores geométricos de corrección que combinados con el campo de tensiones existentes definen el valor de K y por tanto el ΔK para cada ciclo.

Con el valor de ΔK y mediante la aplicación de la ecuación de Paris basada en datos experimentales se obtiene por integración numérica el valor estimado para la vida (fig. 10).

Tamaños típicos de los defectos que pueden detectarse actualmente por medio de ensayos no destructivos son los que se muestran en la figura 11. El tamaño máximo de imperfección que puede garantizarse tiene una importancia suprema, debido a los altos niveles de tensión a los que funcionan los discos. A no ser que se pueda garantizar un tamaño muy pequeño de grieta, no se podrá alcanzar una vida suficientemente larga.

La velocidad de propagación de grieta se refleja en las figuras 12 y 13. Deberá observarse la duración de la vida para una grieta que comenzando en 0,0123mm. alcanza 0,125 mm.

Pequeñas variaciones en el tamaño inicial producen grandes variaciones en la vida total. Esto puede explicar en parte la dispersión en la llamada vida de iniciación. Por otra parte la estructura cristalográfica es de importancia para tamaños tan pequeños lo que también pudiera ser una causa de dispersión.

7.- Conclusiones.-

Dos discos con defectos superficiales debidos al proceso de fabricación y transporte rompieron a partir de dichos defectos cuando se ensayaron. Los resultados están en mejor correlación con las predicciones de la mecánica de fractura (Fig. 14) que con las curvas tradicionales S-N acompañadas de una tolerancia probabilística de dispersión (fig. 15).

Para confirmar las predicciones de la duración de propagación de grietas, se realizaron ensayos de carga cíclica de discos en los que se habían introducido artificialmente grietas por fatiga (fig. 16). Los resultados, como se demuestra en fig. 17 estaban de acuerdo con las predicciones dentro de un margen de dos a uno.

Por último la Fig. 18 describe un ejemplo de una grieta que creció a partir de un defecto interno durante un ensayo de fatiga en un disco de una superaleación de níquel. Los acuerdos entre forma de grieta y vida estimada y real fueron buenos. Los datos sobre velocidad de propagación de grietas se obtuvieron mediante probetas CTS y probetas con grieta en esquina.



TAY GENERAL ARRANGEMENT

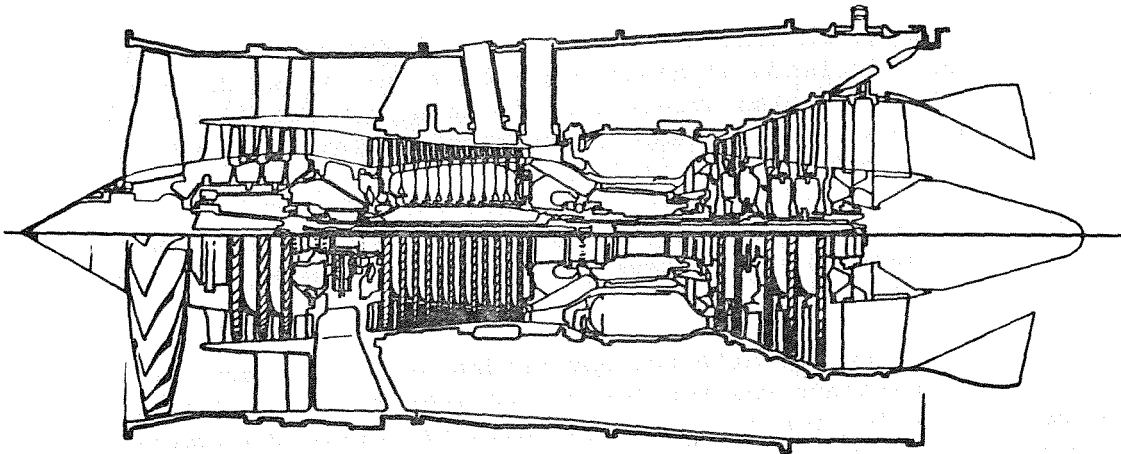


FIG. 1

18 MARCH 1986

ETC 32014V ISSUE 1



RB183-03 TAY ENGINE

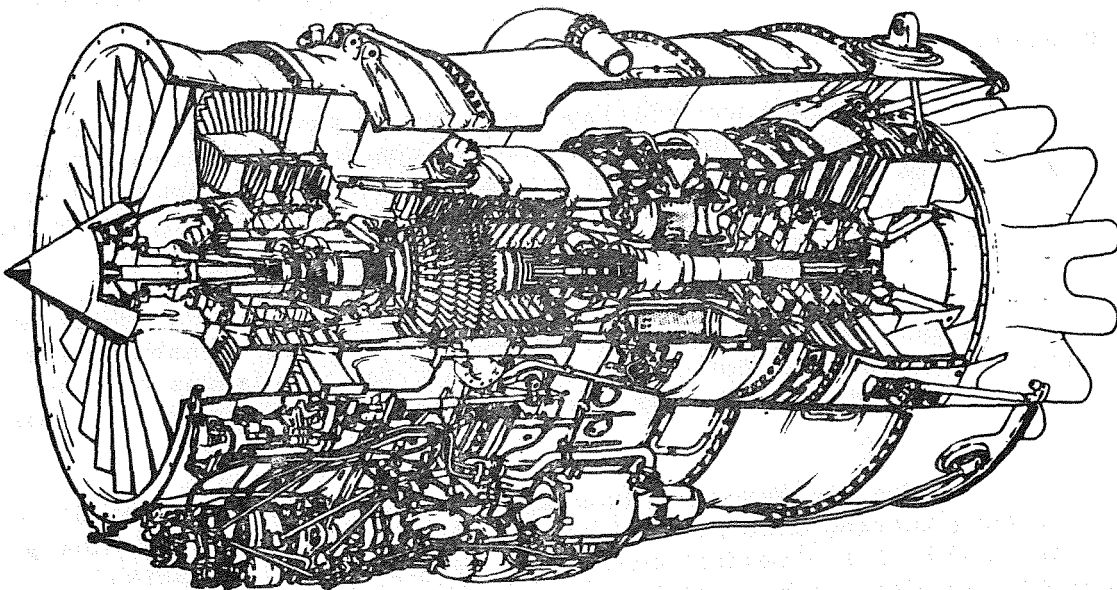
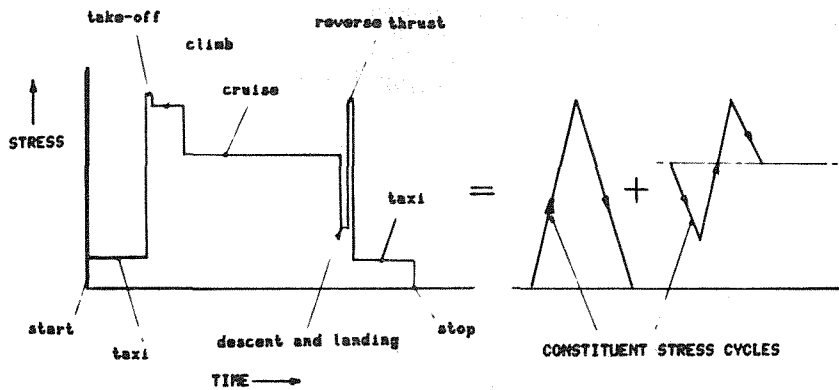


FIG. 2

6 JUL '89

ETC 30207V ISSUE 2

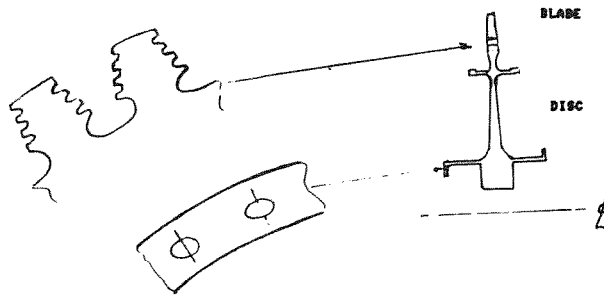
BASIC COMMERCIAL FLIGHT CYCLE



DESIGN LIFE REQUIREMENTS - 10000 TO 30000 FLIGHTS

FIG. 3.

POTENTIAL FATIGUE ORIGINS



- HIGH STRESS ZONES - BORE , WEB DIAMETRO INTERNO, DIAFRAGMA
ZONAS DE ALTAS TENSIONES
- STRESS CONCENTRATIONS - BLADE ATTACHMENTS, HOLES, FILLET RADII UNIONES CON ALABES, ORIFICIOS, RADIOS DE TRANSICION.
CONCENTRACIONES DE TENSION
- SURFACE DAMAGE - MACHINING MARKS, SCRATCHES, DENTS HUELLAS DE MECANIZADO, ARANAZOS, MUESCAS.
DANOS SUPERFICIALES
- MATERIAL FLAWS - INCLUSIONS, SEGREGATION INCLUSIONES, SEGREGACION.
DEFECTOS DEL MATERIAL

FIG. 4.

BASIC FATIGUE MODEL

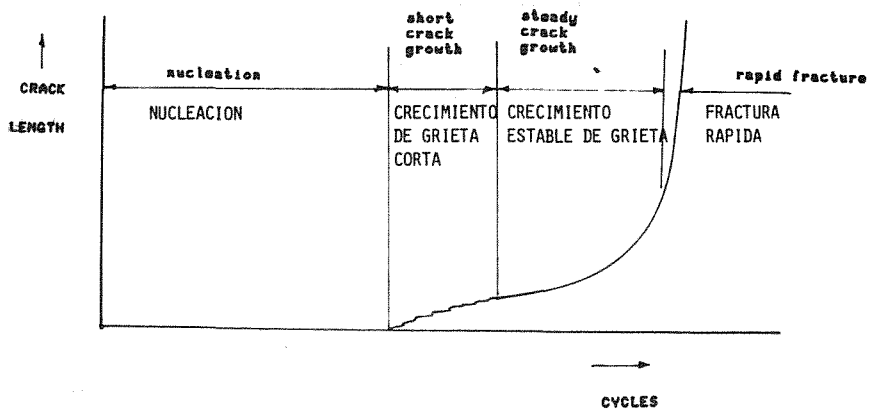


FIG. 5.

'SAFE LIFE' PROCEDURE
PROCEDIMIENTO PARA 'VIDA SEGURA'

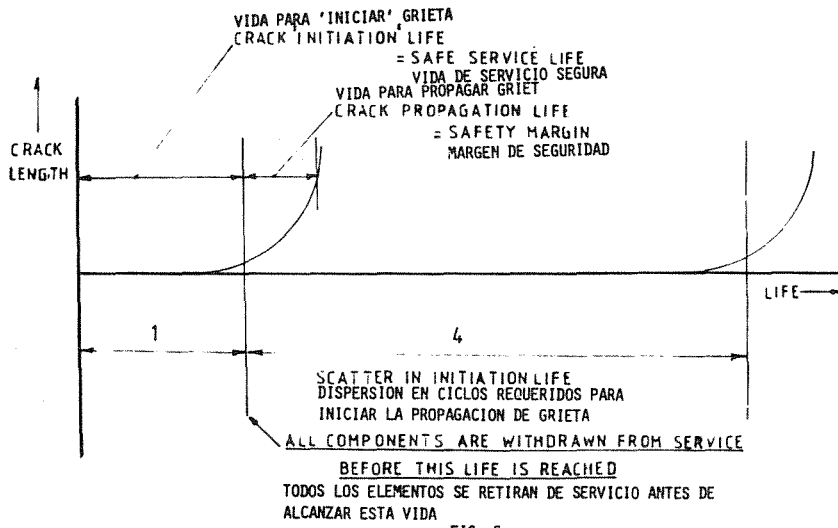


FIG. 6

RETIREMENT FOR CAUSE
JUBILACION JUSTIFICADA

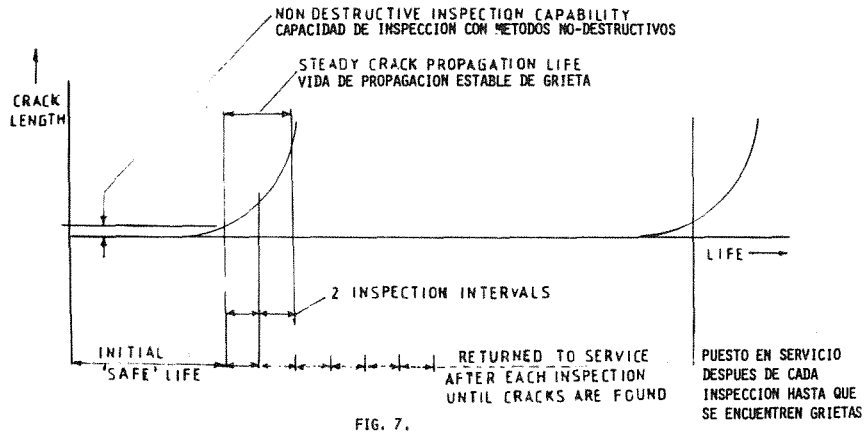


FIG. 7.

DAMAGE TOLERANCE

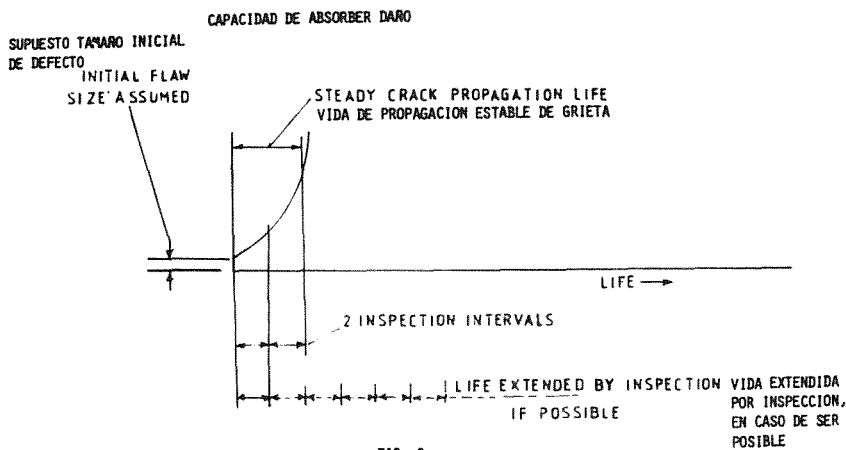


FIG. 8.

STRESS INTENSITY RANGE (ΔK) CALCULATION

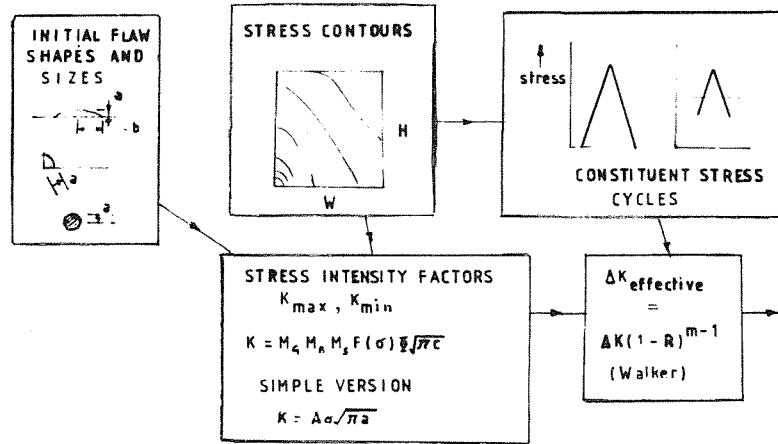


FIG. 9.

CRACK PROPAGATION LIFE ESTIMATION

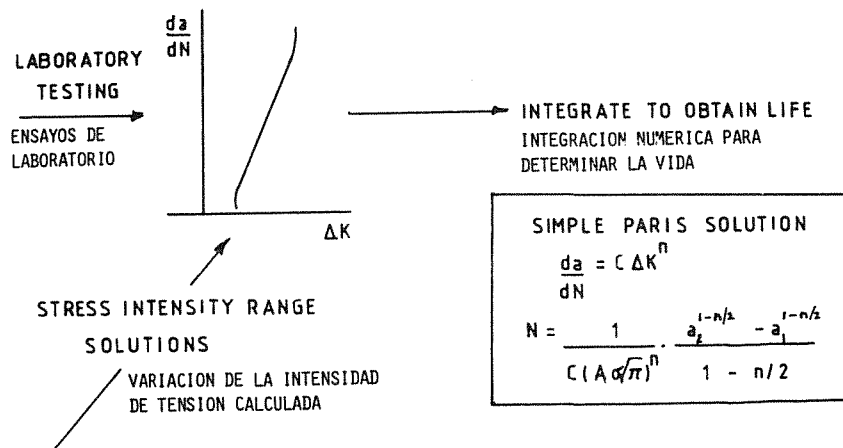


FIG. 10.

TYPICAL STARTING FLAW SIZES

TAMANOS TIPICOS INICIALES DE ' DEFECTO '

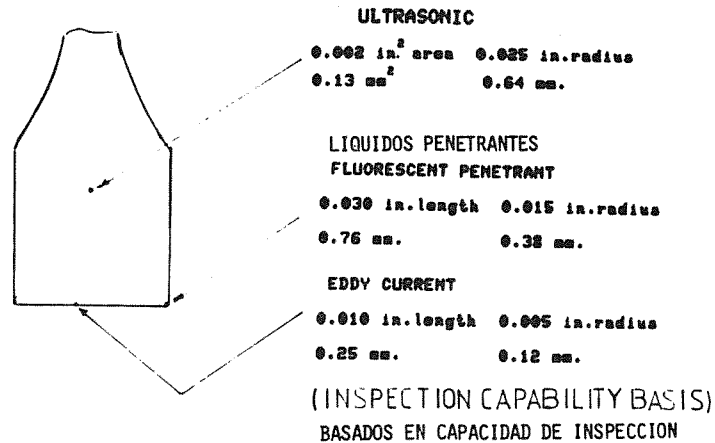


FIG. 11.

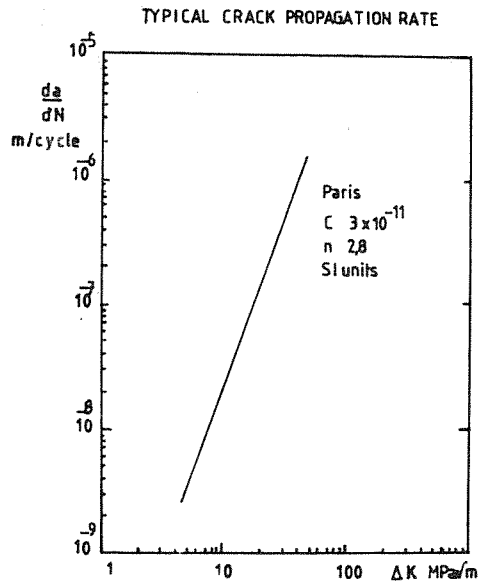


FIG. 12.

TYPICAL CRACK GROWTH V. LIFE

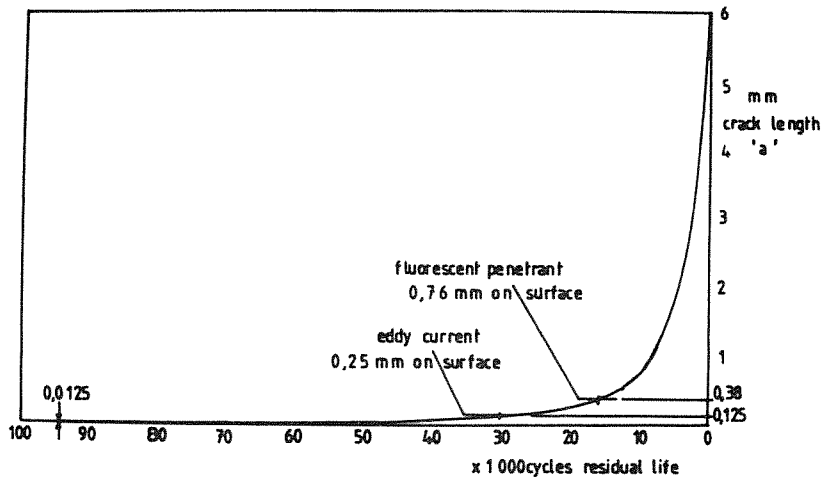


FIG. 13.

DISC TEST RESULTS WITH SURFACE DAMAGE
 — FRACTURE MECHANICS COMPARISON
 COMPARACION CON MECANICA DE FRACTURA

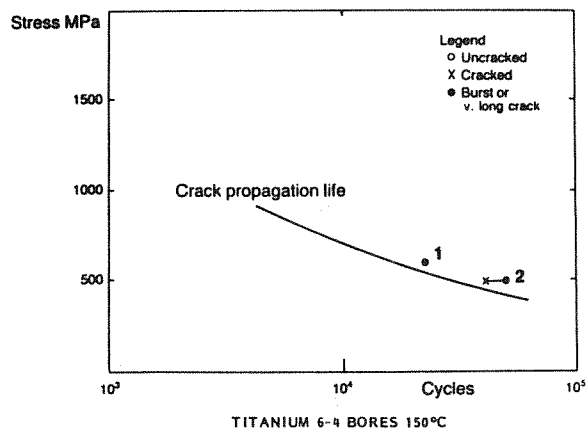
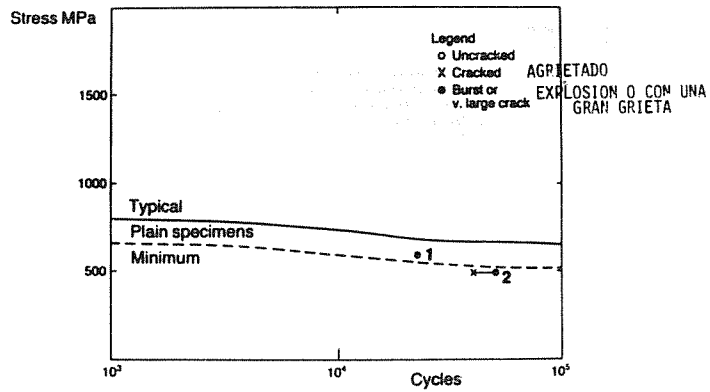


FIG. 14.

RESULTADOS DE ENSAYOS DE DISCOS CON DAÑO SUPERFICIAL
 DISC TEST RESULTS WITH SURFACE DAMAGE

S/N CURVE COMPARISON

COMPARACION CON CURVAS TENSION/VIDA (DIAGRAMA WOHLER)



- TITANIUM 6-4 BORES 150°C

FIG. 15.

DISC BORE FIN CRACK TESTPIECE

INICIACION DE GRIETA EN EL DIAMETRO INTERNO

DEL DISCO MEDIANTE PROBETA CON TRES PROYECCIONES

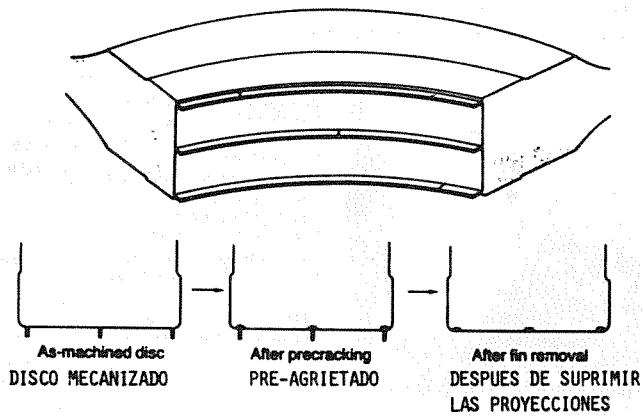


FIG. 16

CRACK PROPAGATION LIFE PREDICTION CORRELATION
CORRELACION CON LA PREDICION DE LA VIDA DE PROPAGACION DE GRIETA

-VIDA PRONOSTICADA

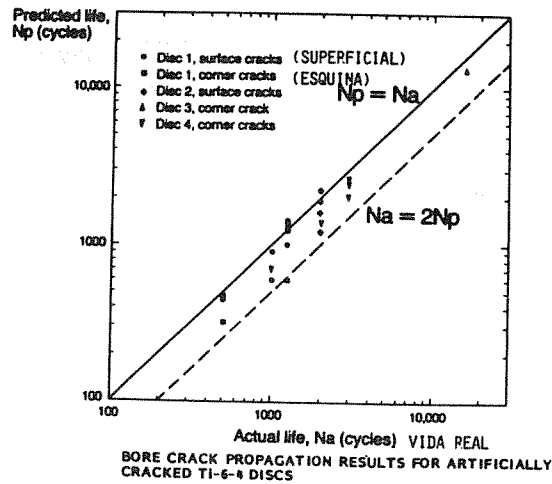


FIG. 17.

CORRELACION CON LA VIDA DE PROPAGACION DE GRIETAS
CRACK PROPAGATION LIFE CORRELATION
FOR SUB-SURFACE DEFECT
PARA DEFECTO INTERNO CERNANO A LA SUPERFICIE



Defect Predicted final crack shape

CRACK PROPAGATION FROM A SUBSURFACE DEFECT NICKEL BASE SUPERALLOY DISC RIG TEST

During manufacture, a defect was detected in the bore using ultrasonics, at -11dB to -12dB level.

The disc was rig tested until failure occurred in the rim region. The bore crack shown was then opened.

Ratio of predicted to actual life, using CT specimen data, is 0.86.

Ratio of predicted to actual life, using corner crack data, is 1.07

DURANTE FABRICACION SE DETECTO UN DEFECTO EN EL DIAMETRO INTERNO CON ULTRASONIDO SE ENSAYO EL DISCO HASTA QUE SE ROMPIO:

VIDA PRONOSTICADA = 0,86 x VIDA REAL (PROBETA TIPO CT)

VIDA PRONOSTICADA= 1,07 x VIDA REAL (BASADO EN GRIETA EN ESQUINA9.

FIG. 18.

DETERMINACION DE K_{IC} MEDIANTE ENSAYOS DE CHOQUE

C. Ruiz

UNIVERSIDAD DE OXFORD. Dpt^o Ingeniería. Parks Road.
OXFORD OX2 8BU. Inglaterra.

Se describe la interpretación de los ensayos Charpy en el ámbito de la mecánica de fractura y su aplicación a la determinación de K_{IC} . Se demuestran las ventajas de otros ensayos, en particular la probeta entallada de tracción y la utilización del aparato de ensayo por choque tipo Hopkinson sobre el péndulo Charpy clásico.

1.- INTRODUCCION

La determinación directa de K_{IC} según las normas ASTM 399 suele requerir probetas de gran tamaño y espesor, presentando serias dificultades en la práctica. Dos posibles alternativas son la correlación estadística entre Charpy V, NDT, etc, y K_{IC} y ensayos de choque con péndulo instrumentado. La primera posibilidad ha sido objeto de estudio desde hace más de cuarenta años /1,2/ al cabo de los cuales se llega forzosamente a la conclusión de que la dispersión de los resultados no justifica la utilización de correlaciones entre las diversas magnitudes. La segunda es más reciente, aunque la instrumentación del péndulo no es, ni mucho menos, una innovación moderna /3/, y se considera que es un camino más fructífero que el primero.

2.- INTERPRETACION DE ENSAYOS CHARPY INSTRUMENTADOS

K_{IC} o el correspondiente valor dinámico K_{ID} puede obtenerse según las normas IPRI-ASTM /4/ a partir de ensayos con probetas tipo Charpy en las que se ha introducido por fatiga una grieta en el fondo de la muesca cargadas en un péndulo en el que se mide la variación de carga con el tiempo. La figura 1 es una curva típica para un acero tipo SA 508. Las condiciones estipuladas para que el ensayo dé resultados válidos son:

- la duración, hasta el momento de rotura, t_f deberá ser superior a tres veces el período de vibración, τ .
- t_f superará en un 10% al período de respuesta de la instrumentación T_R .
- la energía disponible, E_o , deberá ser superior a tres veces la energía absorbida W_m .

La primera condición responde a la práctica usual en el análisis de fenómenos dinámicos según la cual podrá ocurrir lo siguiente:

- si $t > 3\tau$ el sistema puede considerarse como en un estado de equilibrio estático. Para un sistema elemental consistente en una masa y un resorte, se demuestra fácilmente que el error cometido es inferior a un 10%.
- si $0,15\tau < t < 3\tau$, las fuerzas inerciales adquieren cierta importancia y no pueden ignorarse.
- si $t < 0,15\tau$ es preciso considerar el período transitorio durante el cuál la carga se transmite al resto de la pieza por medio de ondas de tensión.

El que se cumpla la primera condición justifica utilizar un sencillo análisis elástico, tomando la misma expresión para la función de calibración de la probeta, K_T (Carga, Forma) que se tiene bajo carga estática. La realidad es que el estado de tensiones es sumamente complejo como se ha demostrado en estudios fotoelásticos /7/ en los cuales se ha visto que la grieta actúa como fuente secundaria de ondas de tracción en el momento en que las ondas de compresión iniciadas en el punto de impacto recorren la anchura de la probeta. Para un tamaño normal, 10mm de lado, con una grieta de 3 mm de profundidad, este tiempo es $1 \mu s$ aproximadamente. Ondas de flexión/cortadura emanando del centro de la probeta transmiten la carga a los extremos de ésta en unos $10 \mu s$, reflejándose en los extremos. Al cabo de varias reflexiones, 3 o 4, se alcanza un equilibrio estático. El análisis se complica porque la probeta vibra y rebota en su soporte y su comportamiento depende de las características dinámicas de la máquina de ensayo. Aún cuando la rotura no pueda detectarse hasta un instante posterior a 3τ , no puede aceptarse sin justificación teórica, que los primeros instantes, inmediatamente después del choque no afectan el comportamiento ulterior de la grieta.

T_R indica la respuesta dinámica de la instrumentación a una señal con determinada frecuencia, o sea, la linealidad o falta de proporcionalidad respuesta-se-

nal. Es corriente filtrar la señal para 'suavizar' la respuesta que como se ve en la figura 1, es de difícil interpretación, obteniéndose la curva de la figura 2. Cabe preguntarse si al eliminarse las oscilaciones acusadas en la primera curva no se ha perdido información sobre el comportamiento real de la probeta.

Al analizarse los resultados se supone que la disminución de velocidad del péndulo es inferior a un 20%. Esto obliga a aceptar la condición lo que asegura que la respuesta se aproxime a lo que se puede esperar en un ensayo a velocidad de deflexión constante.

Tampoco puede aceptarse como evidente que la rotura o iniciación de agrietamiento coincide con el instante en que se alcanza la carga máxima P_m . Kalthoff /5/ ha demostrado que el valor de K aumenta gradualmente y que, en materiales muy frágiles, se produce la rotura después de alcanzado P_m . También se considera posible que en fractura semi-frágil se produce una deformación plástica en fondo de grieta inmediatamente después del momento de impacto, deformación que conduce al crecimiento de la grieta /6/.

En conclusión, la determinación de K_{Ic} a partir del ensayo Charpy instrumentado presenta dificultades y carece de una base teórica suficiente, necesitando el apoyo de numerosos experimentos. Las restricciones impuestas por la naturaleza semi-empírica del análisis y por los criterios descritos excluyen a materiales y condiciones de ensayo-tamaño de probeta, forma, etc., muy distintos de los ya ensayados, careciendo de generalidad.

3.- APLICACION DEL APARATO DE HOPKINSON AL ENSAYO POR CHOQUE

El aparato de Hopkinson consiste en una barra A (Fig.3) que, lanzada a una velocidad V_I , choca con la barra B, estacionaria y en contacto con la probeta. Ondas de compresión emanan de C. En vacío, o sea sin probeta, el comportamiento de las ondas se ilustra en la figura 3(b), en la cual se representa el tiempo en el eje de ordenadas y la posición en abscisas. Un extensómetro S1 detecta la llegada de la onda de compresión que se desplaza con una velocidad,

$$c = \sqrt{\frac{E}{\rho}}$$

al cabo de

$$t_1 = \frac{x}{c}$$

En vacío, D está en completa libertad y la onda de compresión se refleja como onda de tracción con igual amplitud y recorriendo la distancia D-C a la misma velocidad c . Esta onda llega al extensómetro

$$t_2 = 2 \frac{L-x}{c}$$

El extensómetro S2 se comporta de la misma forma.

Consideremos ahora dos posiciones M y N en una de las barras, figura 3(c). Un tren de ondas de amplitud σ , correspondiendo a una deformación unitaria $\epsilon = \sigma/E$, atraviesa M con una velocidad c en el instante $t=0$ llegando a N en el instante $t=1/c$. En ese momento MN se encuentra en compresión σ y M se desplaza a M',

$$MM' = \epsilon l$$

La velocidad de M (velocidad de la partícula) es por lo tanto,

$$v = \frac{\epsilon l}{1} c = \epsilon c \quad \text{para} \quad \sigma = E\epsilon = \rho c v$$

En el punto C, la velocidad de la partícula en el momento del impacto es V_I .

Cuando la barra B está en contacto con la probeta, figura 4, la onda de tensión atraviesa S1 y S2 dando una señal ϵ_I como antes, con una velocidad de partícula V_I . El extensómetro S2 se descarga debido a que la onda se refleja no por el extremo libre D sino por la probeta y la señal dada por S2 es la combinación del tren de ondas incidente ϵ_I y del reflejado ϵ_R . Por tanto, al cabo de un intervalo

$$t = \frac{2d}{c}$$

donde d es la distancia de S2 a la transición cónica de la barra de carga, el extensómetro S2 indica $(\epsilon_I - \epsilon_R)$ mientras que S1 indica sólo ϵ_I . La señal reflejada ϵ_R puede obtenerse substrayendo las dos señales S2-S1 desplazando S1 en (L_{12}/c) hasta que coincida con S2. El procedimiento es como sigue:

- 1 - las señales S1 y S2 se recogen en registros electrónicos.
- 2 - se desplaza la señal S1 en (L_{12}/c) . La diferencia entre las dos señales es ϵ_R .
- 3 - se desplaza S1 en $(2d/c)$ más, hasta que su origen coincide con Q y se invierte la señal. Esto permite la determinación de la velocidad de partícula en D y de la fuerza aplicada a la probeta, P(t) puesto que,

$$P(t) = AE(\epsilon_I - \epsilon_R)$$

$$v = c(\epsilon_I + \epsilon_R)$$

Integrando v(t) se obtiene la flexión de la probeta u(t).

4.- VENTAJAS DEL APARATO HOPKINSON SOBRE EL PENDULO

En el péndulo Charpy clásico, se mide la carga aplicada a la probeta mediante extensómetros en el martillo o cabeza del péndulo, cerca del punto de impacto. La extensión detectada depende de la forma en que la onda inicial de compresión se propaga por el martillo, reflejándose en los bordes de éste. En el aparato Hopkinson en cambio la carga permanece aplicada a la probeta durante 350 μ s o según sea la longitud de las barras, no produciéndose rebotes entre los distintos elementos en contacto, por lo que la indicación de los extensómetros corresponde exactamente a la carga.

El análisis, como se ha visto, es relativamente sencillo, siendo suficiente considerar la propagación de las ondas según el eje de las barras. También es fácil obtener, a partir de las señales dadas por los extensómetros, la flexión de la probeta y por tanto la energía absorbida en la fractura.

Finalmente, como la carga se mantiene durante un tiempo superior a t_f , la probeta permanece en contacto con los soportes, eliminándose una causa de comportamiento no-lineal. Estas ventajas no bastan para evitar el criterio pero permiten una mejor interpretación de los resultados.

5.- RESULTADOS OBTENIDOS CON UN ACERO TIPO SA 508

Se ha ensayado una serie de probetas tipo Charpy, con grieta por fatiga en el fondo de la muesca, de acero SA508 a 65, 24, 8 y -40°C. Los resultados se han tabulado (Tabla 1) en la cual,

v_m = velocidad de impacto en el momento de alcanzarse la máxima carga

v_f = velocidad de impacto en el momento de fractura

t_f = duración del ensayo desde el primer momento de choque hasta la fractura

τ = período natural de vibración

K_{Id} = tenacidad de entalla dinámica aparente, calculada mediante la función de calibración (estática) de ASTM-E23.

$$\dot{K}_{Id} = K_{Id}/t_f$$

U_f = energía absorbida por la probeta

También se ha calculado un valor de J, considerando un comportamiento rígido plástico ideal de la probeta. Según este modelo, se forma un gozne plástico, como se indica en la figura 5, cuando se alcanza un momento flector

$$M = \sigma_F \frac{B(w-a)^2}{4}$$

en donde σ_F es la tensión o límite de fluencia. La energía absorbida es,

$$U = M\theta = \frac{\sigma_F B(w-a)^2}{4} \frac{2\delta}{L}$$
$$\frac{1}{B} \left| \frac{\partial U}{\partial a} \right|_f = J = 2 \frac{\sigma_F (w-a)^2}{2L} = \frac{2}{w-a} \frac{U_f}{B}$$

Una vez obtenido J, se calcula K_{IJ} por la ecuación,

$$K_{IJ} = \sqrt{\frac{JE}{1-\nu^2}}$$

En las figuras 6 a 9 se han reproducido algunas de las curvas $P(t)/t$ obtenidas y el aspecto de la fractura.

(a) Ensayos a 24°C.

Probetas D1, D2, D3. Las dos primeras fueron ensayadas a igual velocidad y los resultados son casi idénticos. D3 se ensayó a una velocidad menor y la grieta creció muy poco, como se aprecia en la fotografía. Oscilaciones con un período de 45 μ s aparecen conforme aumenta la carga hasta que se alcanza el máximo de ésta, en cuyo momento se observa un rápido descenso, manteniéndose la carga constante conforme se tiene una deformación plástica en D3 y deformación plástica acompañada por un crecimiento de grieta en D1 y D2.

Es difícil definir con certeza el momento en que comienza la propagación de grieta. Es posible que esto ocurra al cabo de 168 μ s, cuando la carga es 7.47 kN para D2, 6.13 kN para D1 y 5.5 kN para D3. En D2, una vez arrancada, la grieta continúa creciendo bajo una carga aproximadamente igual a 4.85kN mientras que en D1, ensayando a menor velocidad, la grieta se para inmediatamente después de producirse el 'pop-in' y necesita un suplemento de 7.4 kN para arrancar de nuevo, continuando a 6.2 kN. La probeta D3, ensayada a muy baja velocidad, exhibe 'pop-in' pero la grieta se para inmediatamente.

(b) Ensayos a -8°C

De las probetas aquí descritas, sólo E3 rompió por completo, a la velocidad de ensayo mayor. A la velocidad menor, E1, la grieta se extendió sobre la parte central de la probeta, sin alcanzar los bordes. La propagación en túnel se observó también en E2. El comportamiento de E3 es semejante al de D1 y D2, con una deformación plástica menor.

(c) Ensayos a 65°C

F2 rompió, F1 exhibió propagación de grieta y deformación plástica y F3 solamente deformación plástica. La interpretación de la curva $P(t)/t$ es difícil, incluso para F2, puesto que se observa un impacto súbito, decayendo en forma oscilatoria en torno a una rampa y seguido por una carga aproximadamente constante antes de au

mentar nuevamente. Una deformación plástica progresiva acompaña al arranque y propagación de la grieta. Los valores tabulados corresponden a un valor de t_f tomado, arbitrariamente, en el centro de la curva $P(t)/t$. Con $260 \mu s$, correspondiendo al comienzo de $P(t)=\text{constante}$ el valor de K_J pasa a ser 210 MPa m^2 .

(d) Ensayos a -40°C

Ambas probetas dan resultados válidos, aunque sólo una rompió totalmente.

La importancia de la velocidad a que se realiza el ensayo es palpable. Combinando estos resultados con otros muchos, puede concluirse que, para cada material y temperatura de ensayo, existe una velocidad óptima, por debajo de la cual se tiene una deformación plástica sin crecimiento de grieta y por encima se produce la fractura frágil con tal rapidez que no es posible interpretar los resultados sin apelar a un análisis dinámico de tensiones. De los once ensayos aquí descritos, sólo cinco pueden considerarse como válidos. Los resultados obtenidos se han recogido en la Tabla 2, comparándose a ensayos estáticos en probetas ASTM tipo CTS y de flexión en la figura 10. Se observará que conforme disminuye la velocidad de ensayo, se aproximan más los resultados. En cualquier caso, los valores estáticos (K_{Id}) siempre son superiores a los dinámicos (K_{Id}).

6.- CONCLUSIONES

El ensayo Charpy no se presta a un análisis teórico exacto debido a que las condiciones de contacto entre martillo y probeta y entre ésta y el soporte son sumamente complejas. Kalthoff /5/ ha demostrado que tanto la carga como las reacciones en los soportes oscilan violentamente durante el ensayo, llegando a perderse el contacto entre los distintos elementos. En experimentos fotoelásticos realizados en Oxford /7,8/ se observó la variación de K_I representada en la figura 11, en la cual k_I es el factor no-dimensional de intensificación de tensiones que, como se ve tiende a alcanzar el valor calculado bajo condiciones estáticas al cabo de $300 \mu s$. Cualquier cambio en las características dinámicas de la máquina de ensayos y de la probeta se reflejarán en los valores de K_I y k_I por lo que las curvas de la figura 11, obtenidas con una probeta de Araldite (epoxy) no representan cuantitativamente el comportamiento de una probeta Charpy de acero ensayada en un péndulo determinado, si bien pueden aceptarse como una representación cualitativa adecuada, que acusa el problema real sin resolverlo. En el martillo del péndulo Charpy el extensómetro responde a las ondas de tracción y compresión producidas por el choque y no a la fuerza entre la probeta y la cabeza del martillo. Al mismo tiempo, el valor del factor de intensidad de tensiones es distinto al estático. Al tomar como $P(t)$ la indicación del extensómetro y como k_I el valor estático se cometen dos errores inevitables, llegándose a la conclusión de que no puede justificarse teóricamente la determinación de K_{Ic} a partir del ensayo Charpy siguiendo las recomendaciones ASTM. Como ensayo tecnológico, el Charpy ofrece enormes ventajas, al ser rápido, barato y sencillo, pero su valor como ensayo científico o herramienta de investigación es muy limitado.

El método descrito permite la determinación de la fuerza aplicada a la probeta, que permanece siempre en contacto con sus soportes, de la flexión de la probeta y de la energía absorbida. La máquina utilizada es muy sencilla, los resultados son reproducibles y fáciles de interpretar, siendo posible la determinación, por métodos numéricos o experimentales, del factor de intensidad de tensiones dinámico, que dependerá sólo de la probeta y no de la máquina. Existe un problema sin resolver que consiste en la dificultad de caracterizar con exactitud el momento en que la grieta arranca, problema con el que se tropieza en todo tipo de ensayos dinámicos.

REFERENCIAS

- /1/ Boyd, G.M., "Brittle fracture in steels", HMSO 1962.
- /2/ Wulkert, R.A., ed. CSNI Specialist meeting on instrumented precracked Charpy testing, EPRI- NP 2102 LD, 1981.
- /3/ Stanton, T.E., Batson, R.G.C., On the characteristics of notched-bar impact tests, Proc. Inst.Civil Engineers, 111, 1921, 67-100.
- /4/ Server, W.L., Journal Test. Eval (ASTM) 6, 1978, 29-34.
- /5/ Kalthoff, J.F., Bohme, W., Winkler, S., Klemm, W., "Measurements of dynamic stress intensity factors in impacted bend specimens", ref. 2.
- /6/ Corran, R.S.J., García-Benitez, F., Harding, J., Nojima, T., Ruiz, C., "Towards the development of a dynamic fracture initiation test", Conf. Applications of Fracture Mechanics, Freiburg, 1981.
- /7/ Corran, R.S.J., Mines, R.A.W., Ruiz, C., "Impact loading of notched bars", Proc. 15th Int. Congress High Speed Photography, San Diego, 1982.
- /8/ Corran, R.S.J., Mines, R.A.W., Ruiz, C., "Elastic impact loading of notched beams and bars", Int.J.Fracture, 17 (1983), 129-144.

FIGURAS

1. Curva carga-tiempo típica en ensayo Charpy (probeta agrietada). Acero SA508.
2. Curva carga-tiempo (filtrada) para el mismo material SA508.
3. Aparato de Hopkinson para ensayos de choque.
4. Ensayo de choque utilizando el aparato de Hopkinson.
5. Modelo rígido-plástico ideal para la determinación de J.
6. Ensayos a 65°C.
7. Ensayos a 24°C.
8. Ensayos a -8°C.
9. Ensayos a -40°C.
10. Comparación entre los valores de K_{Id} y K_{Ic} , obtenidos en probetas CTS y de flexión.
11. Variación de K_I con el tiempo determinada en experimentos fotoelásticos.

Table 1 - Results of tests performed in the HPB apparatus

Test	$\frac{a}{W}$	Temp. (°C)	v_m (ms ⁻¹)	v_p (ms ⁻¹)	t_f (μs)	τ (μs)	$\frac{t_f}{\tau}$	P_f (kN)	K_{Id} (MPa√m)	$K_{Id} \times 10^5$ (MPa√ms ⁻¹)	U_f (J)	J (kJm ⁻²)	K_{IJ} (MPa√m)	$(U_p)_m$ (J)	δ_f (mm)
D1	0.539	24	2.80	2.90	192	45	4.3	7.40	93	4.8	2.00	87.0	145	0.10	0.48
D2	0.552	24	2.86	3.19	168	45	3.7	7.40	93	5.5	2.029	90.6	145	0.10	0.47
D3	0.531	24	1.63	1.71	(168)	45	(3.7)	(5.50)	(65)	(3.9)	(0.825)	(35.2)	(90)	0.03	0.25
E1	0.539	-8	-	0.9*	(138)	42	-	-	-	-	-	-	-	-	-
E2	0.522	-8	1.47	1.40	(138)	42	(3.3)	(4.73)	(54)	(39)	(0.511)	(22.0)	(71)	0.03	0.19
E3	0.535	-8	2.45	2.78	138	42	33	5.50	66	48	0.932	39.0	95	0.08	0.29
F1	0.531	65	3.21	3.25	(163)	49	(3.3)	(5.67)	-	-	(2.305)	(98.3)	(151)	0.13	0.49
F2	0.533	65	5.05	5.07	163-260	49	3.3-5.3	5.16-6.2	-	-	3.040	130-158	173-210	0.32	0.70
F3	0.544	65	-	2.37*	(163)	49	-	-	-	-	-	-	-	-	-
G1	0.528	-40	0.79	0.85	(258)	53	(4.9)	(4.04)	(48)	(1.9)	(0.643)	(27.2)	(79)	0.01	0.22
G2	0.541	-40	1.50	1.66	138	53	2.6	3.96	48	3.5	0.504	22.0	71	0.03	0.20

* At t_f (plateau not well defined) - Figures in brackets correspond to crack initiation only.

Table 2

Summary of valid tests. Complete fracture in $> 3\tau$

Test	Temp (°C)	v_m (ms ⁻¹)	P_f (kN)	K_{Id} (MPa√m)	J (kJm ⁻²)	K_{IJ} (MPa√m)
D1	24	2.8	7.4	93	87	145
D2	24	2.86	7.4	93	90.6	145
E3	-8	2.45	5.5	66	39	95
F2	65	5.07	5.16-6.2	-	130-158	173-210
G2	-40	1.5	3.96	48	22	71

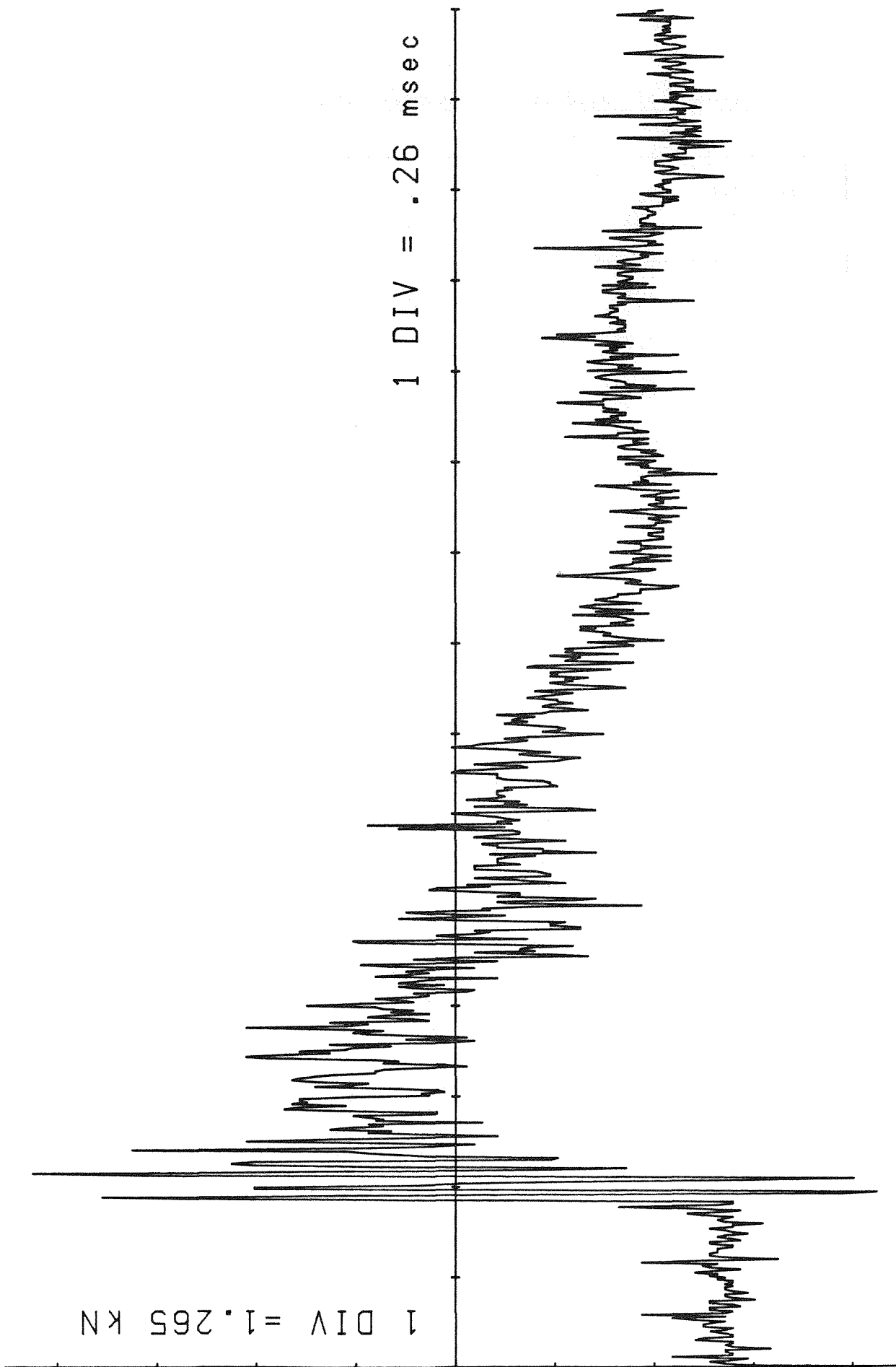
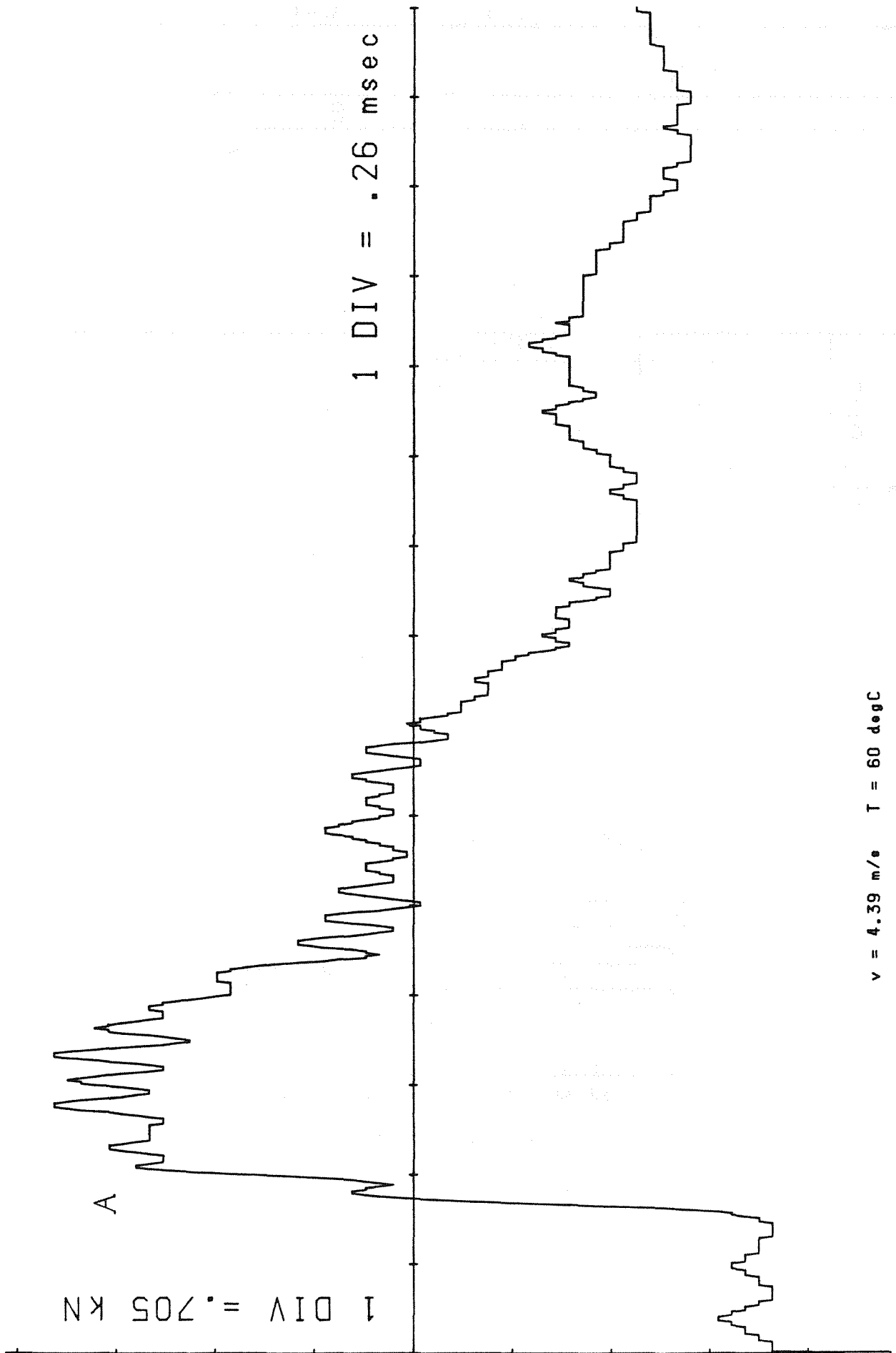


FIG.1



v = 4.39 m/e T = 60 degC

FIG. 2

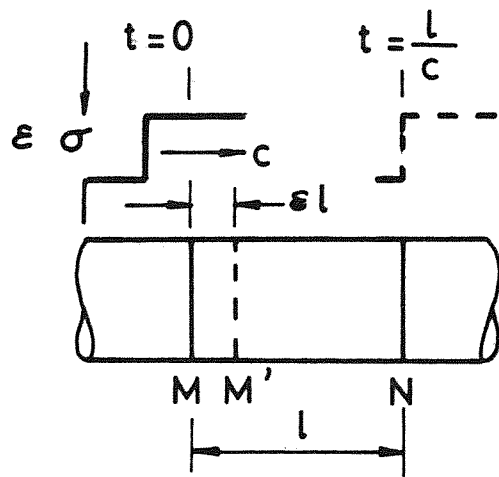
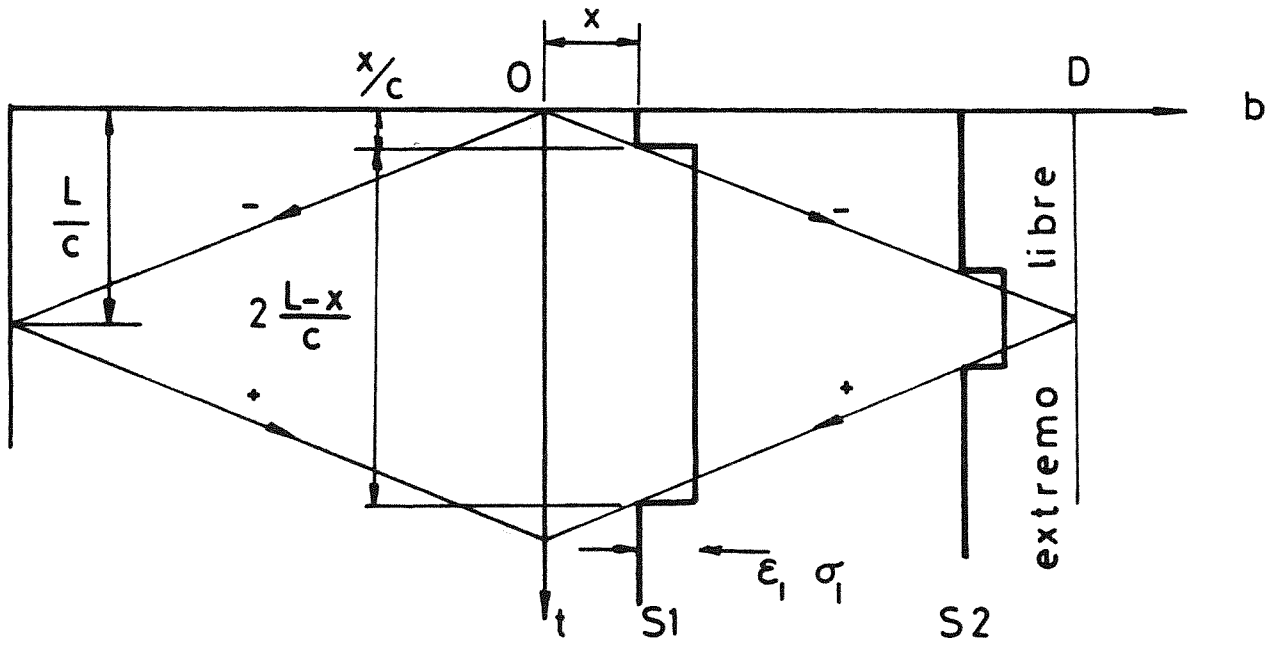
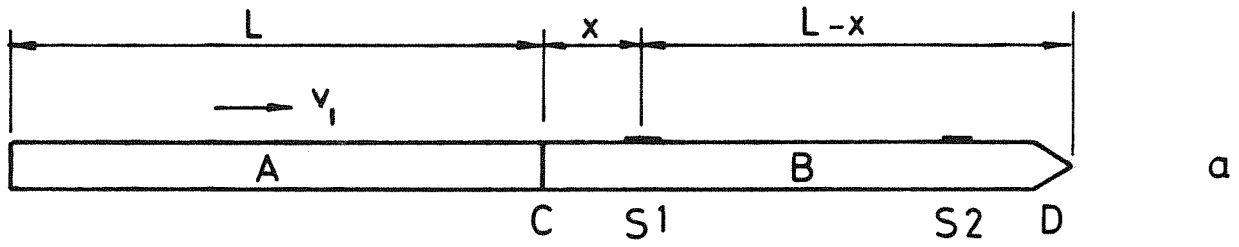
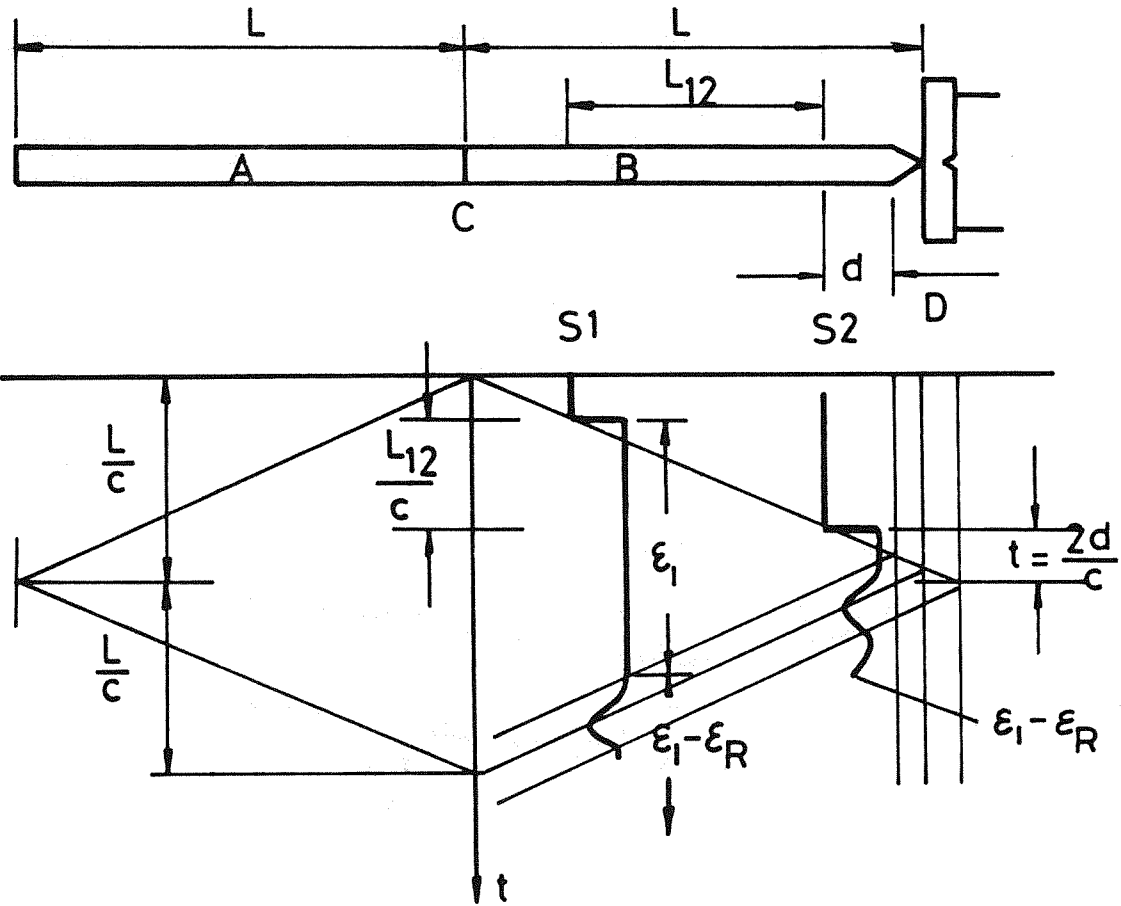
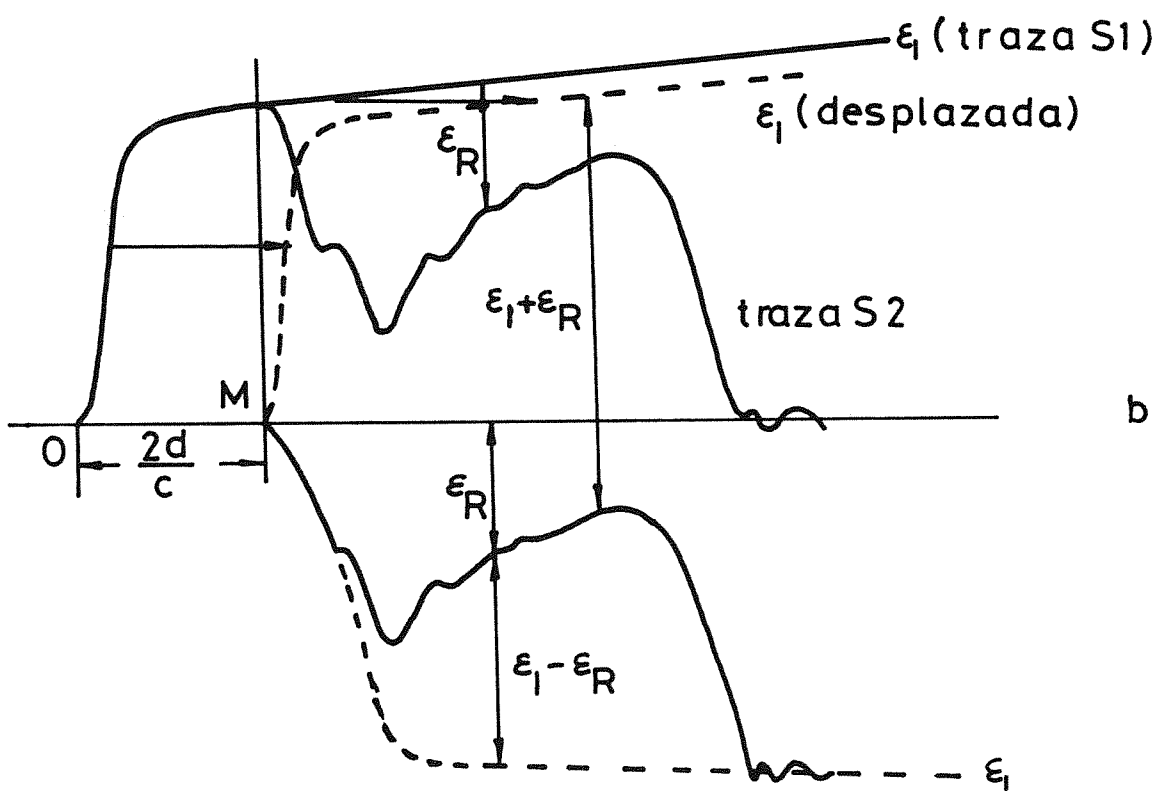


FIG. 3



a



b

FIG. 4

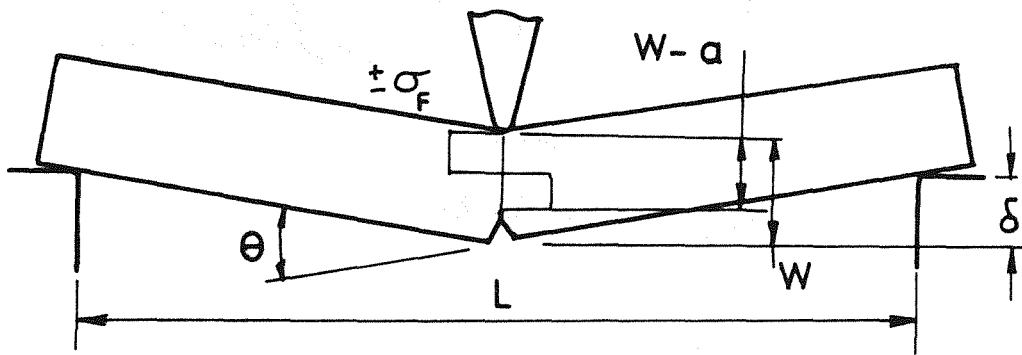


FIG.5

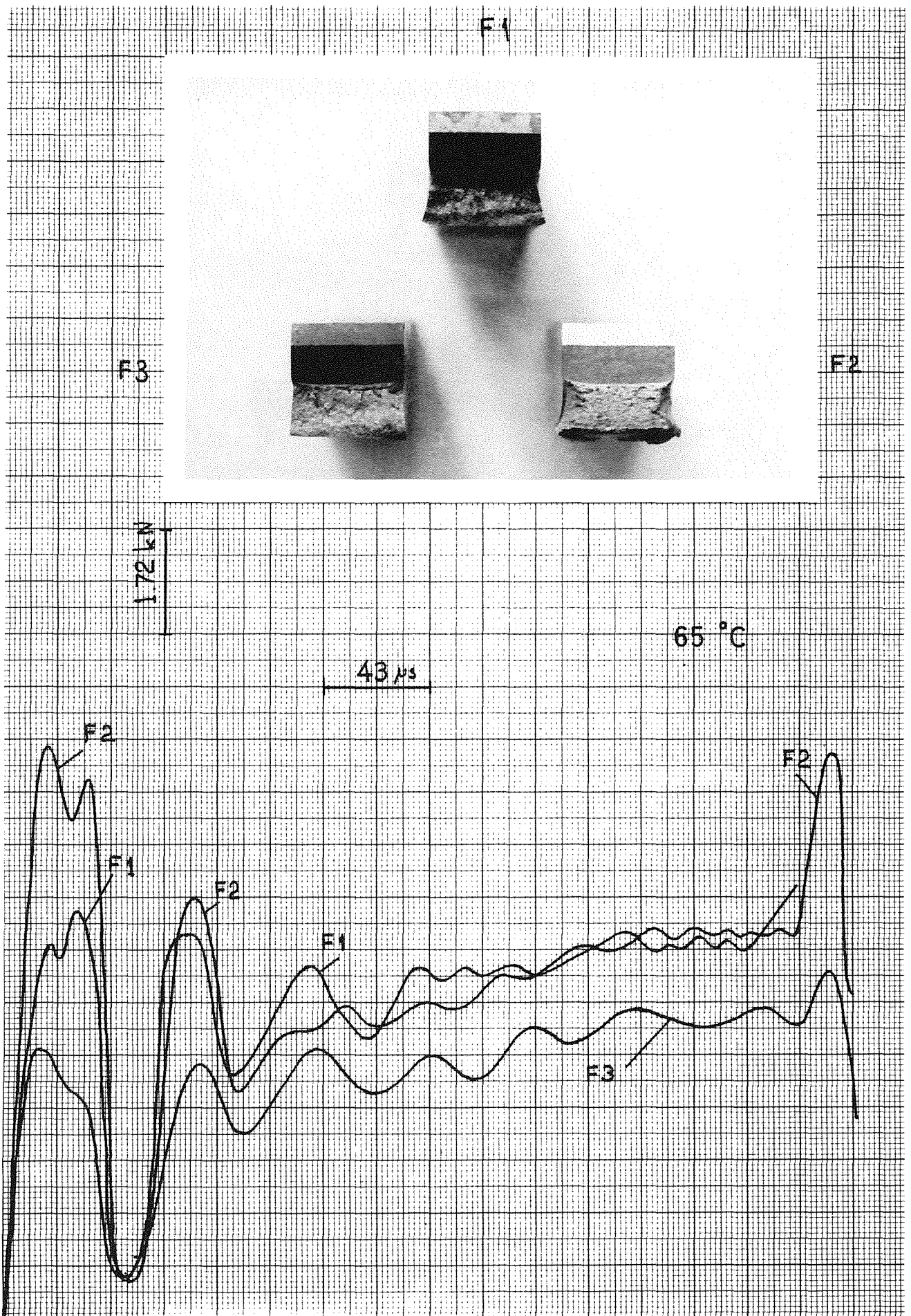


FIG. 6

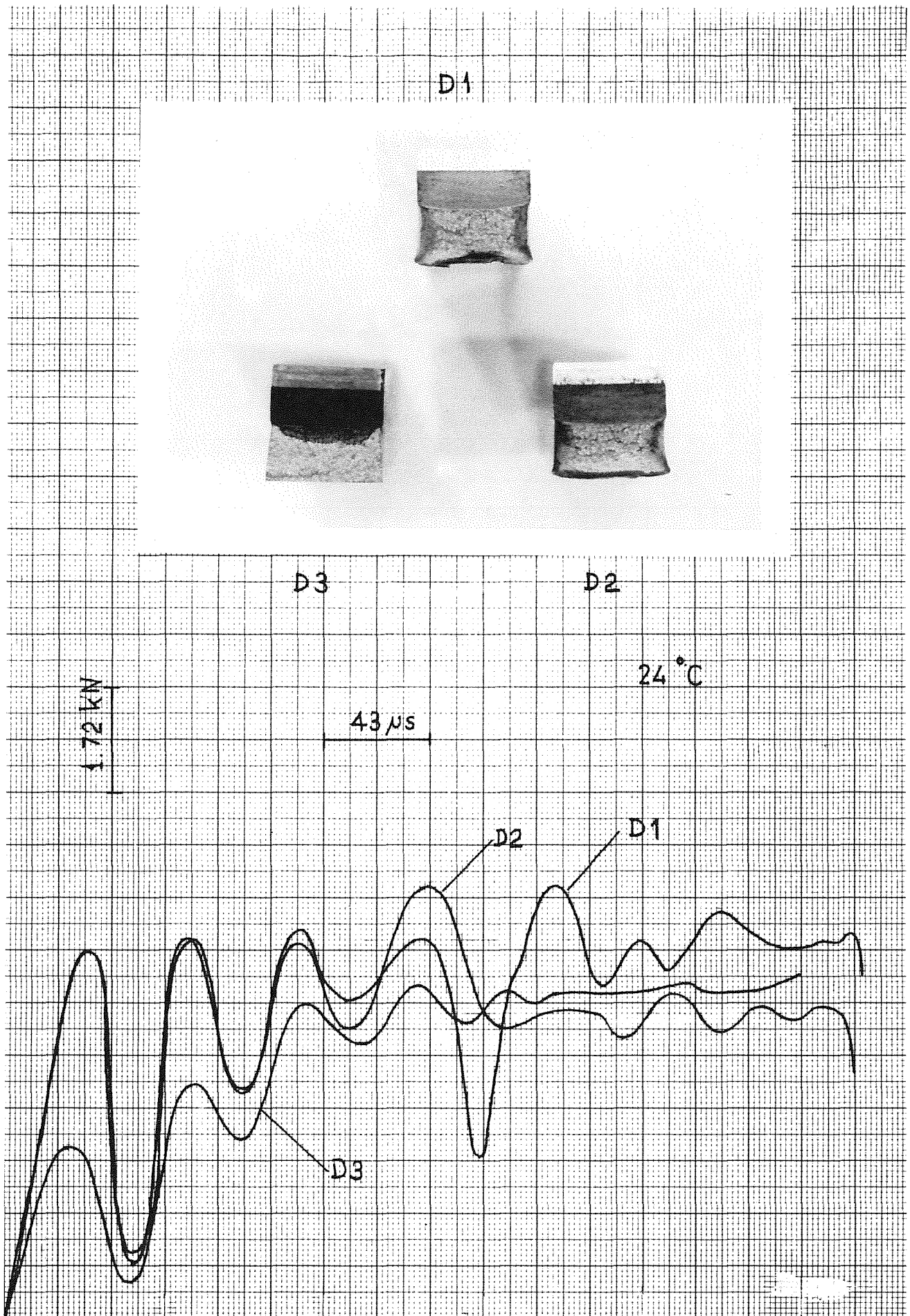


FIG. 7

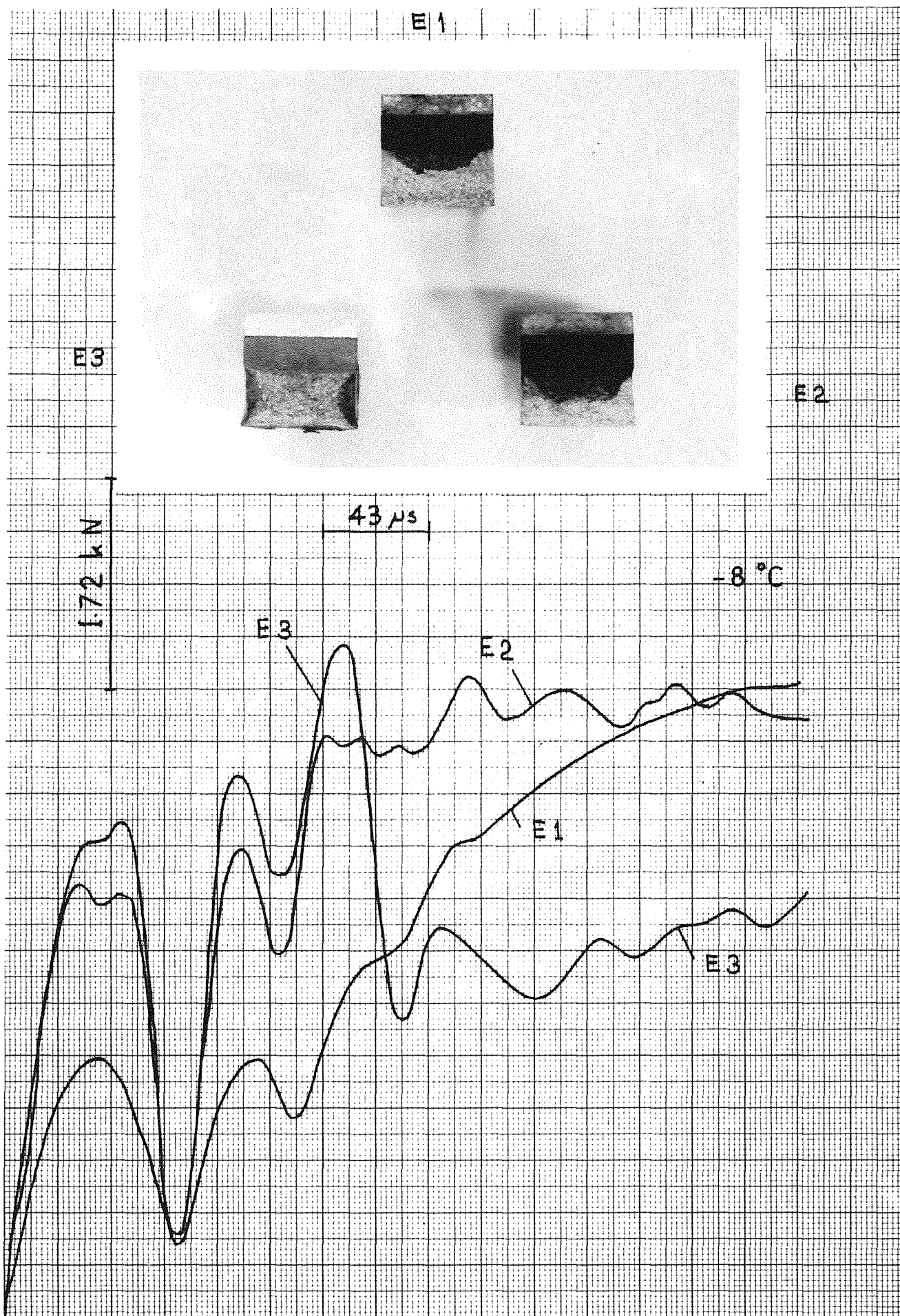


FIG. 8

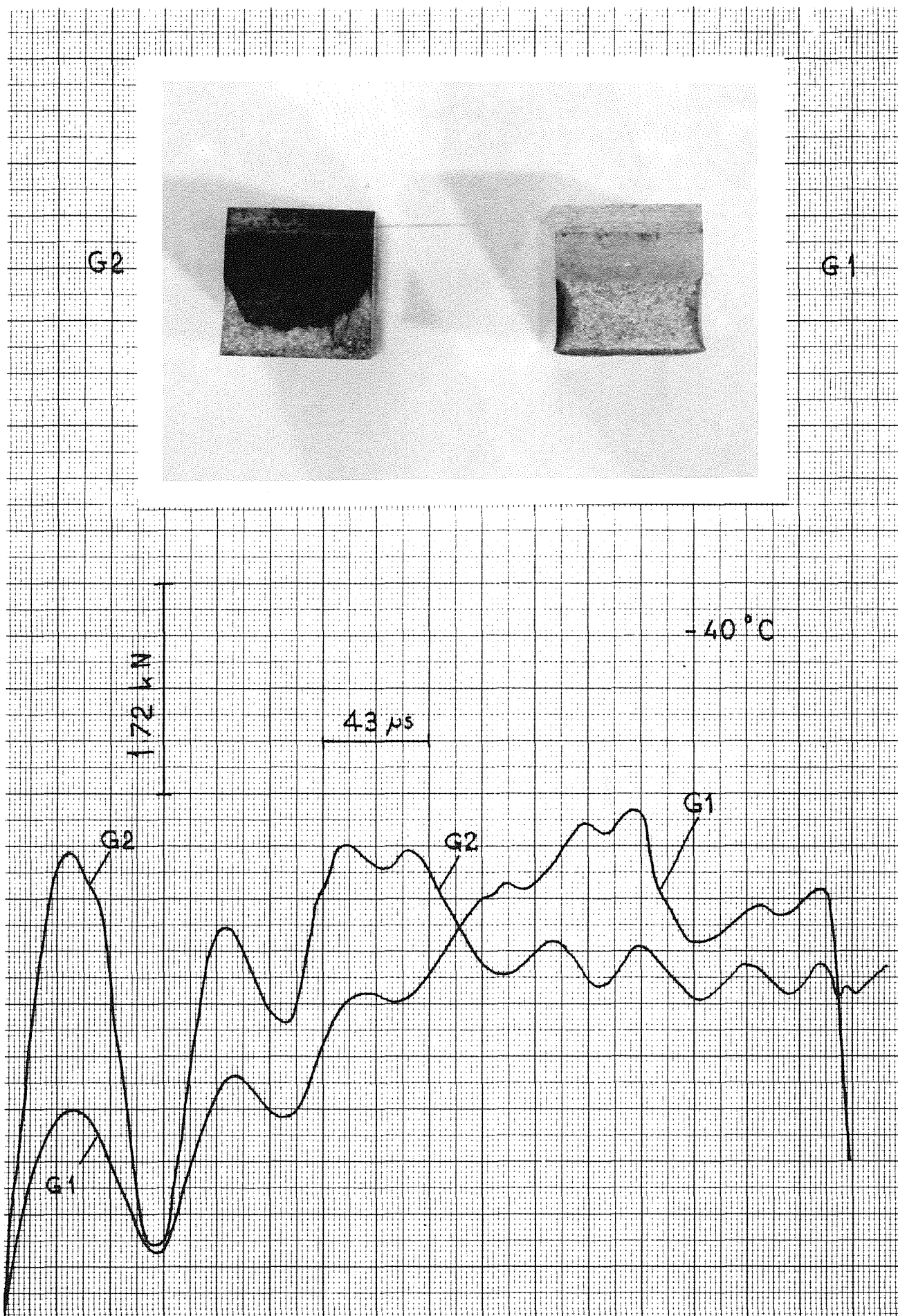
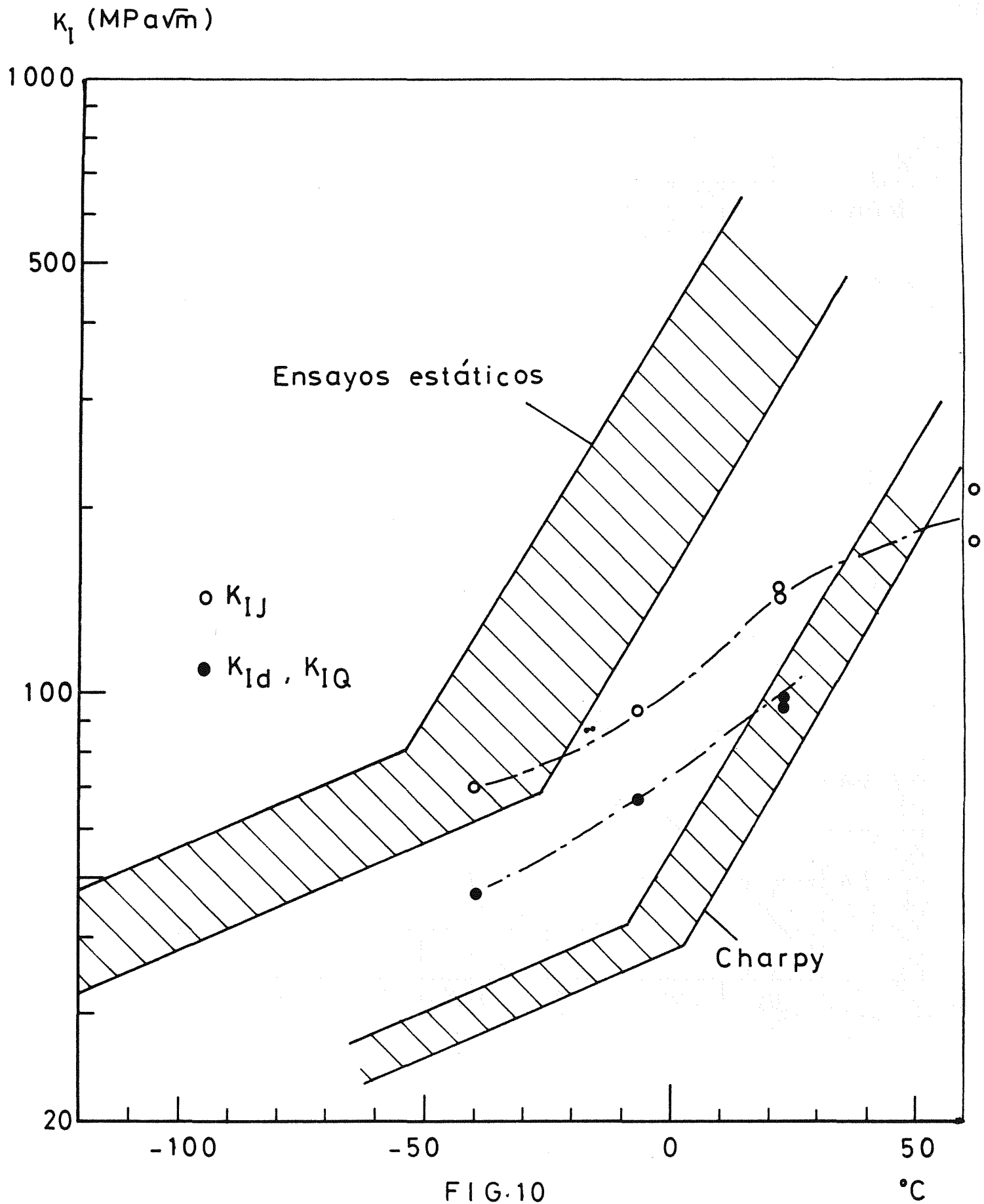


FIG. 9



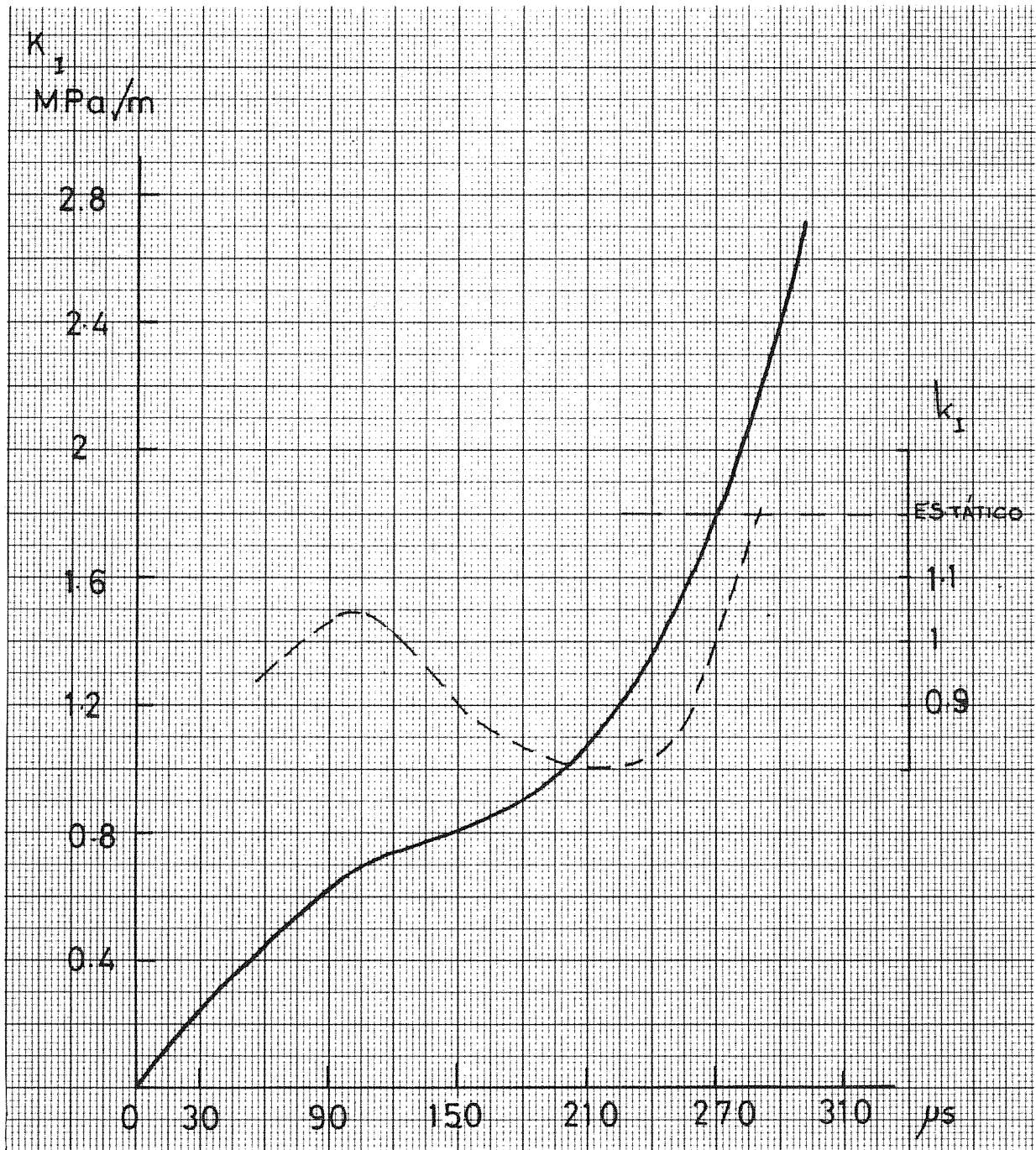


FIG. 11

ALGUNOS ASPECTOS GENERALES DE LA APLICACION DE LA MECANICA DE FRACTURA AL CAMPO AEROSPA1CIAL

J.M. Pintado Fé

INTA (Instituto Nacional de Técnicas Aeroespaciales)
Torrejón de Ardoz (MADRID).

1. INTRODUCCION BREVE Y RESEÑA HISTORICA

La historia, desde el punto de vista de fallo mecánico en servicio con sus graves consecuencias, de los vehículos, tanto terrestres como más recientemente los aéreos, ha estado unida siempre al fenómeno, ligado al tiempo de servicio transcurrido, de iniciación y propagación, o sólo propagación, de grietas por fatiga, así como a la rotura súbita consiguiente cuando la grieta de fatiga había alcanzado cierto desarrollo, roturas tanto más peligrosas cuanto que no se produce deformación generalizada previa y ocurren bajo cargas notablemente inferiores a las que el elemento afectado era capaz de resistir en su estado inicial.

Paralelamente a los fenómenos a que acabamos de aludir y sin haberse establecido aún conexión tecnológica clara con ellos, se presentaba una nueva preocupación, posterior en el tiempo y esta vez para los proyectistas de grandes estructuras de acero soldadas, tales como barcos y sobre todo estructuras de elementos conteniendo fluidos a presión, como tanques de gases licuados. La nueva preocupación es la rotura frágil, de carácter prácticamente instantáneo, de estas grandes estructuras bajo un estado de cargas cuasi estáticas, en condiciones en general de bajas temperaturas, rotura que se producía por la propagación instantánea, a partir de un defecto preexistente, de una grieta de gran longitud y de avance en general ramificado, que era "alimentada" sin necesidad de elevar el valor de las cargas externas, por la energía elástica almacenada en la estructura. Fue precisamente para el estudio de este fenómeno cuando, por los años cuarenta, se empezó a desarrollar, a partir de las teorías de Griffith, Inglis y Taylor, establecidas ya en su forma básica en los años veinte, una explicación y estudio cuantitativo de las roturas frágiles así como la forma de considerar estos mecanismos en el proyecto y realización de las estructuras mencionadas, iniciándose el desarrollo de la mecánica elástica lineal de fractura, y más tarde el de la mecánica elastoplástica de fractura.

Por otra parte, hacia los primeros años 60 se empezó a estudiar de forma diferenciada las distintas fases de un proceso de fatiga, es decir el estado I de iniciación de grieta y los estados II y III de propagación por fatiga de la grieta formada en I o ya preexistente cualquiera que fuese su origen y se establecieron las primeras leyes (Ley de Paris y otras) que regían el proceso de propagación haciendo intervenir el concepto del factor K de intensidad de esfuerzos establecido en la mecánica lineal elástica de fractura.

Se tenían por tanto, por decir así, todos los "ingredientes" necesarios para acometer el problema de la integridad estructural de una aeronave desde el punto de vista de fatiga, problema que se había hecho importante a partir de los últimos años 30 al generalizarse la concepción de las aeronaves como estructuras semimonocasco de revestimiento resistente y se había ido agudizando al tiempo que se introducían materiales cuyas características en cuanto a comportamiento a fatiga y tolerancia al daño no se habían incrementado en la misma proporción que sus características convencionales de resistencia (límite elástico y carga de rotura) a carga estática, añadiéndose además, a partir de los años 50, dos nuevas circunstancias que han hecho crítico el problema: exigencias cada vez mayores de "rendimiento" de la estructura, es decir menos peso para los mismos factores de carga y mayor vida de servicio de las aeronaves; para evaluar en principio la evolución de estos parámetros basta considerar, por ejemplo, que el peso del ala con respecto al total al despegue de un avión de combate que en el año 1944 era el 14%, está situada desde el año 1955, entre un 10% y un 6% y que la vida que se exige a un avión de pasajeros ha pasado de 15.000 a 50.000 horas en las mismas fechas.

Así como en el transporte terrestre fueron los numerosos accidentes ferroviarios entre 1845 y 1870 debidos a roturas de ejes y ruedas el factor que impulsó el estudio sistemático y cuantitativo del fenómeno de fatiga por A. Wholer y otros y en el transporte por mar y en general para grandes estructu-

ras de acero soldado, fueron las roturas de los buques Liberty durante los años 40, la circunstancia que determinaron el estudio de las roturas frágiles, en aeronáutica el "detonante" que puso en marcha la campaña a escala mundial y de gran profundidad para asegurar la integridad estructural de las aeronaves en relación con la fatiga fueron los accidentes de los aviones Comet I en el año 1954, accidentes que fueron seguidos y aún precedidos por otros muchos que no tuvieron tanta resonancia.

No obstante, los conceptos de mecánica de fractura en su doble vertiente de propagación de grietas por fatiga y de longitud crítica de grieta no empezaron a ser aplicadas, de forma aún muy simplificada y "a posteriori", hasta pasado 1965. Quizá la primera aplicación práctica de estos conceptos se realizó, en 1966 como consecuencia del accidente sufrido por un avión F-100 que, durante una exhibición acrobática, se partió en dos por el fuselaje bajo un factor de carga de 7g a las 600 horas de servicio, mientras que en las pruebas de certificación el tipo de avión mencionado había soportado un factor de carga estática de 11,5 g y resistido, en ensayo de fatiga del avión completo 5.720 horas de vuelos simulados. El examen del avión siniestrado permitió detectar una grieta de fatiga de 2,3 mm de longitud que partía de una esquina de una ventana trapezoidal que presentaba el revestimiento del fuselaje, habiéndose producido a partir del extremo de esta grieta la rotura brusca total del revestimiento y larguerillos bajo el factor de carga de 7 g provocado por una maniobra acrobática. Para el análisis de la rotura se utilizó el valor de K_c de la aleación correspondiente (7075-T6) y espesor de la chapa (1,8 mm) y expresión de K correspondiente a una placa infinita con una grieta central de longitud igual a la del corte del revestimiento por el lado correspondiente de la ventana mas la de la grieta de fatiga por ambos lados, obteniéndose que en esta hipótesis el esfuerzo necesario para provocar la rotura era precisamente el que correspondía a un factor de carga entre 5 y 7 g.

Aunque el estudio, desde el punto de vista de mecánica de fractura en cuanto a longitud crítica de grieta, estaba excesivamente simplificado, se pusieron de manifiesto una serie de circunstancias de evidente interés desde el punto de vista de integridad estructural y que fueron tenidas en cuenta para el futuro; estas circunstancias, además de las posibilidades de la aplicación de la Mecánica de Fractura, fueron la existencia de defectos de fabricación, y la importancia de la representación del avión que se somete a ensayos de fatiga. Otro accidente, también esta vez en un avión de combate F-111, ocurrido a finales de 1969 e investigado a lo largo de 1970, dio lugar a un profundo cambio en las filosofías relativas a asegurar la integridad estructural y condujo a establecer las especificaciones que, entre otros aspectos, consagraban la aplicación profunda y exhaustiva de la mecánica de fractura al cálculo de las estructuras de aeronaves, al planteamiento de sus ensayos estructurales y a su mantenimiento en servicio.

2. EVOLUCION DE LA FILOSOFIA Y CONCEPTOS APLICADOS PARA GARANTIZAR LA INTEGRIDAD ESTRUCTURAL DE UNA NAVE

La primera filosofía de diseño, desde el punto de vista de comportamiento a fatiga, que se aplicó a las estructuras de aeronaves fué la de "vida segura", es decir, garantizar que durante el tiempo de utilización de la aeronave, sometida al espectro de cargas reales o estimadas de servicio, ésta no sufrirá rotura por fatiga, utilizándose, tanto para el cálculo como para los ensayos correspondientes del avión completo o, más frecuentemente, partes estructurales fundamentales del mismo (alas, fuselaje, empenaje, etc.) un factor de dispersión que absorbiese tanto la propia naturaleza estadísticamente intrínseca del comportamiento a fatiga de los materiales como los aspectos de indeterminación o aplicación simplificada de los espectros de carga y además, en el caso de los ensayos de comprobación, la representatividad, desde el punto de vista de "tolerancias" de fabricación, del avión o parte estructural del mismo ensayada con respecto a un avión de serie. Es la época de la aplica

ción al cálculo de la Hipótesis de Miner y sus derivados, con su grado de imprecisión al no tener en cuenta la "historia" del proceso de fatiga y las preocupaciones en los ensayos de la influencia de la simplificación y agrupación de los espectros de carga (secuencia de ciclos de amplitudes Altas-Bajas o Bajas-Altas o alternadas). Ello llevó a la utilización de factores de dispersión que se reflejaban en el cálculo en la sustitución en la expresión de Miner $n_1/N_1=1$ del valor 1 por valores hasta del orden de 0,2 y a aplicar a los resultados de los ensayos un factor de reducción 5, 4 ó 3 a la vida alcanzada según el elemento ensayado y número de ejemplares ensayados.

Aún así, tanto desde el punto de Vista de cálculo, en que la consideración de valores de supervivencia a fatiga superiores al 95% con una fiabilidad del 95% llevaba a "rendimientos" muy bajos de la estructura, como de representatividad real de los ensayos, los resultados alcanzados no permitirán garantizar la "vida segura" en términos absolutos. Esta situación, perfectamente conocida ya a mediados de los años 50, unida por otra parte al hecho de que las grietas de fatiga son progresivas y necesitan cierto tiempo de servicio para llegar a alcanzar una longitud crítica por lo que el inicio de una o varias grietas de fatiga no es el final de la vida segura de una estructura, siempre y cuando estas grietas fueron detectadas y reparadas a tiempo, (ya que conforme van creciendo van provocando una disminución de la resistencia residual de la estructura) llevó a mediados de los años 50, a combinar los conceptos de "vida segura" con el nuevo concepto de "fallo seguro" y el de inspecciones para detectar las grietas a tiempo. El concepto de "fallo seguro" y el de inspecciones para detectar las grietas a tiempo. El concepto de "fallo seguro" se basa en que la estructura está diseñada y construida de tal manera que la grieta de fatiga o su propagación rápida inestable al alcanzar la longitud crítica quedasen confinados dentro de un segmento de la estructura, conservando el resto de la estructura, tanto durante la propagación lenta por fatiga de la grieta como en el estado de la estructura al confinarse ésta, suficiente resistencia residual para las cargas estáticas que pudieran producirse y "confiando" que esta grieta sería detectada a tiempo en alguna inspección antes de que se produjesen otras.

Estos conceptos se aplicaron a partir de los años 60 a las estructuras de aeronaves y se plasmaron en las siguientes filosofías de diseño: "Vida segura" en combinación con posibilidades de mantenimiento adecuado y "Fallo seguro" en combinación con configuraciones de "Detención de grieta" o de "Múltiples trayectorias de carga" en la estructura.

El diseño a "Vida segura" se basa en velocidades lentas de propagación de grietas unido a inspecciones periódicas que permitan detectar y reparar una grieta de fatiga antes de que su longitud se haga crítica o disminuya por debajo de la carga límite, por cedencia generalizada, la resistencia residual de la estructura. El diseño a "Fallo seguro" se basa en que la estructura esté concebida de forma que tenga una resistencia residual suficiente, de forma que pueda soportar la carga límite exigida en la condición de dañado admitida.

Sin embargo, tal y como se comprobó en la práctica por el comportamiento de aviones diseñados bajo estos principios, el problema no estaba aún resuelto y los conceptos y filosofías de diseño debían ser complementados y perfeccionados, imponiéndose a este fin, a partir de 1970, como concepto y filosofía básicos el de Tolerancia al Daño, combinado y aplicado tanto a la "Vida segura" como al "Fallo seguro" en todas sus variantes. El concepto de "Tolerancia al daño" representa con respecto al "Fallo seguro" una modificación básica de conceptos en el sentido de que, a diferencia de aquel en que la resistencia residual se consideraba independiente del tiempo de servicio, en la "Tolerancia al daño" se reconoce y establece una degradación continua de toda la estructura por fatiga que debe tenerse en cuenta al estimar la resistencia residual; así, cuando se estudia la resistencia residual después del fallo de un elemento primario, se considera que el secundario que toma toda la carga no tiene ni mantiene las condiciones iniciales de resistencia, sino que tiene ya (o puede tener) alguna grieta de fatiga que se ha ido produciendo durante el tiempo

de servicio anterior al fallo del elemento primario y/o durante el tiempo de funcionamiento transcurrido desde el fallo del elemento primario como consecuencia del aumento de carga que sufre el secundario.

La filosofía de Tolerancia al daño añade además, con respecto a las de "Vida segura" y "Fallo seguro" los conceptos de establecimiento de tiempos límites concretos de inspección en función de la velocidad de crecimiento de grieta y del cálculo de la longitud de grieta crítica o, en general, del conocimiento seguro de la resistencia residual de la estructura para el Nivel de cargas establecido. También considera la existencia de defectos iniciales de fabricación en la estructura, de tamaño ligado a un determinado nivel de calidad de fabricación e inspección y la posible existencia de origen múltiple de pequeñas grietas que crecen simultáneamente y pueden coalescer. Otro aspecto básico es la relación estrecha entre los procedimientos de inspección, ligados al nivel de detección de la grieta según su tamaño y la determinación de los periodos de inspección; se puede afirmar que los END son, junto con la Mecánica de Fractura y las configuraciones de diseño antes citadas (detención de grietas y múltiples trayectorias de carga), los tres pilares en que se basa hoy día la integridad estructural de una aeronave y todo su esquema de mantenimiento desde el punto de vista de fatiga.

3. ESPECIFICACIONES ACTUALMENTE EN VIGOR QUE SE APLICAN AL CALCULO Y ENSAYO DE LAS ESTRUCTURAS AERONAUTICAS

Las especificaciones actuales más importantes, que a su vez fueron las primeras que se basaron, pormenorizando y sistematizándola, en la filosofía de diseño de Tolerancia al Daño son las normas MIL americanas, que han servido de inspiración a las especificaciones, tanto militares como civiles, de las restantes naciones occidentales, incluyendo las civiles de la F.A.A. americana.

Las normas y especificaciones MIL a que aludimos son las siguientes, todas del año 1974 ó 1975 en su versión actual.

- MIL-STD 1530A "Aircraft structural integrity program. Airplane Requirements" (primera versión en 1972).
- MIL-A-83444 "Airplane Damage Tolerance Requirements" (primera versión en 1971).
- MIL-A-8866B "Airplane strength and rigidity reliability requirements, repeated loads fatigue" (*).
- MIL-A-8867B "Airplane strength and rigidity grounds tests" (*).

Actualmente, está en periodo de estudio una nueva especificación MIL, del año 1983, la MIL-A.87221 "Military specification, Aircraft Structures, General Specification for" que aún no ha sido aprobada oficialmente y que refunde en parte las antes citadas pero no introduce cambios importantes en el concepto de Tolerancia al daño y filosofías de diseño.

Por su parte, las F.A.A. fueron modificadas en 1978, emitiéndose el Amendment 45 que suprimía el párrafo 25.573 de la F.A.R. 25 al tiempo que revisaba y ampliaba el 25.571 y se establecía la Advisory Circular 25.571-1, todo ello para introducir el concepto y adecuada evaluación de Tolerancia al daño en el proyecto de las aeronaves civiles correspondientes.

(*) Primera versión en 1950, segunda versión en 1971, en vigor actualmente en la 3ª versión.

En la lámina 1, se enuncian las filosofías de diseño consideradas en dichas especificaciones, correspondiendo a cada filosofía una variante de aplicación de la mecánica de fractura, ligada siempre al grado de inspeccionabilidad de la zona de la estructura considerada y longitud detectable de grieta con los medios de inspección previstos, además de a la filosofía de diseño estructural adoptada. To dos los elementos estructurales que afecten a la seguridad de vuelo deben ser cla sificados en alguno de los apartados enunciados.

En la lámina 2 se exponen algunos ejemplos aclaratorios y en el Apéndice I a esta conferencia se resumen los aspectos esenciales de la MIL-A-83444, incluí dos la definición concreta de las filosofías de diseño enunciadas en la lámina 1.

Aspecto fundamental de estas especificaciones es el considerar siempre la existencia de defectos iniciales tipo y estudiar su propagación por fatiga. En aquellos casos en que el elemento estructural es de tal indole (trenes de aterri zaje y bancadas de motor, además de ciertos elementos de mecanismos) en que la longitud de grieta crítica es muy pequeña y no pueden aplicarse las filosofías de diseño estructural consideradas, la tolerancia al daño no es aplicable y ha de emplearse el antiguo concepto de "Vida segura" y establecer un nivel inicial de verificación muy alto para asegurar la ausencia de defectos iniciales, enfo cándose el problema en el sentido de evitar la iniciación de una grieta de fati ga en toda la vida de servicio fijada para el elemento en cuestión.

En todo caso, la filosofía fundamental de las especificaciones citadas es evitar el fallo catastrófico de la estructura de la aeronave durante su vida operacional, manteniendo la integridad estructural de la misma por medio de una adecuada resistencia residual de la estructura, cuya permanencia se asegura por unas condiciones de tolerancia al daño iniciales adecuadas y constancia de las mismas mediante la adecuada labor de mantenimiento en servicio.

4. FORMA GENERAL DE APLICACION DE LA MECANICA DE FRACTURA A LAS ESTRUCTURAS AERONAUTICAS CON CAPACIDAD DE TOLERANCIA AL DAÑO. COMPLEJIDAD Y DIFICULTA- DES DE APLICACION

La mecánica de fractura se utiliza en su doble vertiente de, por una par te, predecir el crecimiento de grieta bajo la acción de los espectros de carga que actúan sobre la estructura a partir de defectos tipo (en forma, posición y tamaño) que se suponen presentes en la estructura y por otra estimar la longi tud crítica de la grieta que se hace inestable bajo el nivel de esfuerzos (car ga-límite) especificado; los resultados de estas predicciones, unidos a consi deraciones de economía y viabilidad de mantenimiento, determinan los sistemas de intervalos de inspección en servicio durante la vida de la aeronave. Todo ello debe ser aplicado a las zonas críticas de la estructura, que en una aero nave actual compleja (sea de pasajeros o de combate) son de 90 a 150 zonas, te niendo en cuenta como datos de partida los distintos tipos de vuelos (o perf i les de misión) que debe realizar la aeronave, el número total de vuelos (o su equivalente en horas) que definen la vida operacional que se desea y la propor ción, durante la vida, de los distintos tipos devuelo; el número de los tipos distintos de vuelo varía, según el avión que se considere, de un mínimo de 3 en los casos más simples a un número del orden de 10 en los casos más comple jos.

La herramienta fundamental de análisis es la mecánica de fractura, pero su aplicación, que se representa esquemáticamente en la lámina 3, debe ir prece dida de los cálculos necesarios para llegar a establecer finalmente el espec tro de cargas variables (niveles de esfuerzos, secuencia y número de veces que se presentan), correspondiente a cada tipo de vuelo, que actúa en cada zona crítica. El número de zonas críticas y perfiles de vuelo a considerar, unido al hecho comprobado experimentalmente de que, el crecimiento de grieta, si se requiere que la predicción reúna la suficiente precisión, ha de calcularse vue lo a vuelo y dentro de cada vuelo, ciclo a ciclo, para tener en cuenta el efec

to de la "historia" en el mecanismo de propagación de la grieta, basta para dar ya una idea clara, independientemente de cualquier otra condición, de la complejidad y volumen de cálculo necesario, sólo abordable al disponerse de ordenadores de gran capacidad.

Si consideramos el esquema de la lámina 3, al realizar la aplicación práctica del mismo se presentan importantes dificultades y complicaciones que nos vamos a limitar a enunciar, ya que un análisis a fondo de las mismas se sale de los límites de esta conferencia.

1. La truncación del espectro de cargas (eliminación de las cargas más altas que se presentan un número de veces muy pequeño en la vida de la aeronave y de los esfuerzos que presentándose muchas veces son de valor muy bajo) es delicada en cuanto se refiere a los esfuerzos bajos, ya que esfuerzos por debajo del límite de fatiga, es decir que no inducirían grietas, son en cambio capaces de propagarlas y por otra parte el valor de estos esfuerzos de propagación son función del material. A modo de ejemplo, con un determinado espectro de cargas, sobre dos paneles, uno de aleación 2024 y otro de aleación 7050, la truncación de los niveles $\Delta\sigma < 2,8 \text{ Kg/mm}^2$ no afectaban al panel de abrasión 2024, pero para que esto mismo sucediera en el panel de aleación 7050 la truncación debía efectuarse al nivel $\Delta\sigma < 1,75 \text{ Kg/mm}^2$.

Las cargas altas producen un retardo en la propagación de las grietas; la costumbre, sancionada por la experiencia, es que pueden eliminarse aquellas cargas que se presentan como máximo 10 veces en la vida total de la aeronave.

Para contar los ciclos a considerar a a partir del espectro, espectro que se ha obtenido vuelo a vuelo, dividiendo a su vez cada vuelo en segmentos en que se mantienen constantes las condiciones, se utiliza corrientemente el método denominado "Rain-flow".

2. Los tipos de grietas (defectos inicial supuesto) que se utilizan más profusamente son los tipos clásicos que se representan en la lámina 4, pero las exigencias de las estructuras aeronáuticas obligan a considerar otros tipos y combinaciones, a cada una de las cuales corresponde su correspondiente expresión de factor de intensidad de esfuerzos. Quizá la recopilación más completa de éstos, desde el punto de vista aeronáutico, es la que recoge la publicación, del año 1974 "Stress intensity factors" por P. Rooke, del Royal Aircraft Establishment y J. Cartwright, de la University of Southampton. En esta publicación se recogen 28 casos de una sola grieta, 12 de grietas múltiples y 7 casos de grietas próximas a zonas con concentración de esfuerzos.

Los tamaños de los defectos iniciales son función del nivel de calidad exigido. La estadística, en la industria aeronáutica, indica como tamaño inicial defectos mecánicos de $\sim 0,15 \text{ mm}$.

3. Los datos $da/dN = f(K, R, \text{espesor})$ que se utilizan, correspondientes a cada material son los obtenidos experimentalmente, trazando la curva sigmoidal de mejor correlación con estos datos e introduciendo los valores numéricos en el ordenador.

Las numerosas fórmulas que se han ido proponiendo no dan resultados prácticos de suficiente aproximación, sobre todo en la zona de valores bajos de ΔK ; así, la fórmula de Paris, con dos coeficientes, sólo representa, para cada valor de R, una aproximación suficiente en la zona central de valores de K y lo mismo sucede con la de Walker, que introduce un nuevo coeficiente para generar la serie de rectas paralelas correspondientes a cada valor de R. La fórmula de Forman, que introduce el valor de K, modificando la de Paris, así como la de Jaske que modifica la de Wolker, intentan conseguir la aproximación en las zonas de valores de ΔK grandes, todo ello consta de introducir nuevos coeficientes y quedando inadecuados los valo-

res de K pequeños, lo que a su vez intentan corregir sin conseguirlo, las fórmulas, a base de tgh^{-1} , de Collipriest y segunda modificación de Jaske, con lo que se llega a 5 coeficientes experimentales, que aumentan hasta ocho en las manipulaciones para mejorar las correlaciones. En resumen, la solución más sensata y eficaz es la indicada al principio de este párrafo 3.

4. La consideración del retardo producido en la propagación de la grieta por efecto de las cargas altas precediendo a cargas menores es muy importante en el cálculo de las estructuras aeronáuticas, ya que la solución simplista de ignorar este efecto, si bien situaría el cálculo en el lado de seguridad, afectaría notablemente al rendimiento de la estructura. Para tener en cuenta este retardo se utiliza el modelo de Willenborg, basado en el efecto de los esfuerzos residuales de compresión sobre la zona plastificada de punta de grieta, efecto que es tanto más importante cuanto mayor es el tamaño de la zona plastificada; estos esfuerzos residuales contrarrestan parte de los aplicados y se llega a un $K_{ef} = K_{ap} - K_{residual}$, lo que en el cálculo se traduce en utilizar valores de K_{ef} menores que los correspondientes a las cargas aplicadas. No obstante la comprobación experimental ha puesto en evidencia que el retardo así obtenido es excesivo, aplicándose por tanto unas fórmulas de corrección que fueron establecidas por Gallagher y Hughes en el año 1974.
5. Otra consideración a tener en cuenta y que complica el programa de cálculo del ordenador cuando se parte de una grieta no pasante es el cambio de la expresión de K al hacerse pasante la grieta (ver lámina 5 figura superior) a lo que puede sumarse un cambio importante del espesor de la chapa y por tanto de los datos de partida en la expresión de los valores de $da/dN = f(K, R \text{ y espesor})$.
6. Para el cálculo de la longitud crítica de grieta a_c , es preciso disponer del valor de K_{IC} . En el caso de grietas no pasantes, se suele utilizar el valor de K_{IC} del material, pero para las grietas pasantes, se utiliza el K_{IC} correspondiente al material y espesor de que se trate y en ambos casos teniendo en cuenta la orientación del fibrado y por supuesto, el estado de tratamiento térmico del material y temperatura de utilización. Aunque la aplicación de la mecánica elástica lineal de fractura utilizando K_{IC} dá valores conservativos, no se acostumbra a utilizar la mecánica elastoplástica de fractura.

Los métodos standard para la determinación de la tenacidad a la fractura de las aleaciones de aluminio vienen especificadas en la norma ASTM B 646-78. En ella para espesores suficientes de aleaciones ligeras de alta resistencia, se remite a las E-399-78 y suplemento B-645-78 para determinar K_{IC} . Para espesores menores (hasta del orden de 7 mm) usados en gran parte de las estructuras aeronáuticas, los valores de K_{IC} (tenacidad a fractura en caso de esfuerzos planos) se determinan mediante ensayos de tracción de paneles, del espesor que vaya a utilizarse, con ranura o grieta central, realizados usualmente de acuerdo con la Práctica Recomendada E-561; al realizar este ensayo, es preciso considerar dos factores que influyen grandemente en los valores que puedan obtenerse: uno de estos factores es el pandeo, en sentido paralelo a la dirección de la grieta, que puede producirse y que se evita con el dispositivo adecuado de ensayo; el otro factor es el ancho del panel. Este último factor proviene del hecho de que, si el ancho es insuficiente, el fallo puede producirse por cedencia generalizada de la sección remanente al alcanzar el esfuerzo unitario neto el valor del límite de cedencia σ y antes de haberse alcanzado la longitud crítica de grieta en esfuerzos planos; esta circunstancia se tiene presente en el cálculo de resistencia residual de la estructura mediante la aplicación del método de Feddersen.

Para los casos en que no se disponga de suficiente material para las dimensiones necesarias de las probetas normalizadas para determinación directa de K_{IC} , pueden además de los métodos de integral J y curva de respuesta R, utilizarse la Práctica Aeroespacial Recomendada SAE-ARP 1704 del 1981, en la que el ancho B de la probeta compacta de tracción con entallas laterales utilizado para determinar el factor K_{SR} ó K_{SB} basta que sea $B > (K_{IC} / \sigma)^2$. La correlación entre estos valores y los de K_{SB} obtenidos por el método directo (norma E-399) con probetas de tracción compacta en las que $B \geq 2,5 (K_{IC} / \sigma)^2$ da diferencias no mayores del 5%; la comparación del tamaño entre unas y otras probetas puede hacerse observando la figura inferior de la lámina 5. Sin embargo, debemos hacer notar que en muchos casos es difícil obtener, al aplicar la ARP 1704, roturas cuyo plano quede dentro de los límites de desviación admitidos en la recomendación.

Con lo expuesto, creemos que se puede tener una panorámica de la aplicación de la mecánica de fractura a las estructuras de aeronaves y de la actual importancia y alcance de la misma. Solo resta, para que la exposición no parezca incompleta con relación al título del trabajo, en que se menciona la palabra "aeroespacial", añadir que en las estructuras de vehículos (tripulados o no) espaciales, los conceptos de aplicación de mecánica de fractura en cuanto a velocidad de propagación de grieta, defectos iniciales y resistencia residual son análogos, siendo en este caso el espectro fundamental de cargas precisamente el de lanzamiento, si bien no existen regulaciones oficiales ni, como es lógico, programas de inspecciones similares durante la vida de los vehículos no recuperables.

ESPECIFICACION MIL-A-83444

ANEXO

"REQUERIMIENTOS DE TOLERANCIA DE DAÑADO DEL AVION"

Esta especificación es una de las tres especificaciones fundamentales en que se basa, desde el punto de vista técnico, en cuanto a vida de fatiga, el programa ASIP.

Contiene los requerimientos de diseño, en cuanto a tolerancia de dañado, aplicables a aquellas partes de la estructura de la aeronave cuyo fallo puede producir la pérdida de la misma.

La filosofía básica de esta especificación, desde el punto de vista de integridad estructural ligada a la seguridad de vuelo, es la capacidad de tolerancia de dañado de la estructura, capacidad cuya constancia a lo largo de la vida de servicio de la aeronave se asegura por la adecuada labor de mantenimiento (inspección y reparación), así como que las propiedades de resistencia a fatiga de la estructura deben ser siempre consideradas, tanto en la estimación teórica como en los ensayos, mediante la aplicación vuelo a vuelo del espectro de cargas.

Asume además la especificación que siempre existen defectos iniciales de fabricación en la estructura, definiendo los tipos de defecto y su magnitud y considerando que estos mismos defectos se mantienen después de la revisión en tercer escalón.

Establece los siguientes conceptos de diseño:

"Estructura de crecimiento lento de grieta: Aquellos conceptos de diseño en los cuales a las grietas o defectos no se les permite alcanzar el tamaño crítico de grieta requerido para la propagación rápida inestable. La seguridad se obtiene a través del crecimiento lento de la grieta durante períodos especificados de uso dependiendo del grado de inspeccionabilidad".

"Estructura de fallo seguro por detención de grieta: Es la estructura diseñada y fabricada de tal manera que la propagación rápida inestable será detenida dentro de un área continua de la estructura antes de fallo completo. La seguridad se obtiene por el crecimiento lento de grieta en la estructura remanente y por la detección del daño en las inspecciones siguientes".

"Estructura de fallo seguro de múltiples trayectorias de carga: Es la estructura diseñada y fabricada en segmentos (cada segmento puede ser estar constituido por uno o más elementos) cuya función es contener el daño localizado y prevenir así la pérdida completa de la estructura. La seguridad se obtiene a través de un crecimiento lento de grieta en la restante estructura hasta la siguientes inspección".

A su vez, clasifica las estructuras de fallo seguro de múltiples trayectorias de carga en dependientes e idenpendientes según exista o no, por diseño, un origen común de agrietamiento en trayectorias adyacentes de carga.

Los requerimientos de diseño los establece, para las estructuras de fallo seguro, en función del concepto de diseño (estructura de múltiples trayectorias de carga o estructura de detención de grietas) y grados de inspeccionabilidad, especificando para cada binomio concepto de diseño-grado de inspeccionabilidad, la resistencia residual y los límites de crecimiento de daño tanto para la estructura intacta como para el resto de la estructura una vez ocurrido el fallo de parte de ésta. Para las estructuras cuyo concepto de diseño es el de estructura de crecimiento lento de grieta, admite sólo dos grados de inspeccionabilidad: No inspeccionable o inspeccionable sólo en tercer escalón, es decir, mediante métodos de END tales como rayos X, ultrasonidos, líquidos penetrantes o corrientes inducidas. Para las estructuras de fallo seguro, admite además otros cuatro grados de inspeccionabilidad: Inspeccionable por examen visual especial, inspeccionable en "paseo alrededor", inspeccionable en tierra "evidente", es decir, cuando el dañado es tan evidente que se aprecia aunque no se inspeccione la estructura buscando dañado y por último inspeccionable "evidente" en vuelo cuando el dañado es tal que lo percibe en vuelo la tripulación.

En todos los casos, los requerimientos de dañado que establece, en cuanto a carga máxima esperada que debe soportar, los obtiene de los factores básicos de excedencia de factor de carga indicados en la especificación MIL-A-8866B, afectándolos de un factor de amplificación para el intervalo a considerar, que aplica al intervalo de inspección típico que a su vez define como función del grado de inspeccionabilidad.

Estructura de crecimiento lento de grieta (antiguo concepto de "vida segura" modificado)

Una sola trayectoria de carga sin dispositivo de detención de grieta.

Múltiples trayectorias de carga, con dispositivo de detención de grieta, cuando no tienen nivel de inspección adecuado.

Estructura del fallo seguro (antiguo concepto de fallo seguro modificado)

Múltiples trayectorias de carga.

Trayectorias de carga independientes

Trayectorias de carga dependientes (cuando existe por diseño un origen común de agrietamiento en trayectorias adyacentes de carga)

Dispositivos de detención de grietas.

Múltiples trayectorias de carga y dispositivo de detención de grieta.

Segun F. A. A. ("Verifications of Methods for Damage Tolerance evaluation of Aircraft Structures to FAA requirements" por T. Swift of Federal Aviation Administration 1983).

Estructura de vida segura : Cuando la longitud de grieta se hace critica sin que sea detectable en los niveles y plazas de inspección establecida

Estructura de una trayectoria de carga, tolerante al daño: Cuando el periodo de crecimiento de grieta, antes de que se haga inestable y alcance su longitud critica, son acordes con los plazos y niveles de inspección previstos.

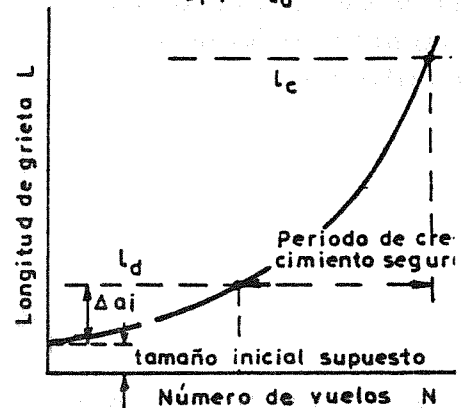
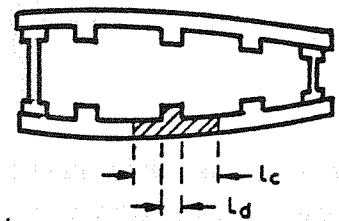
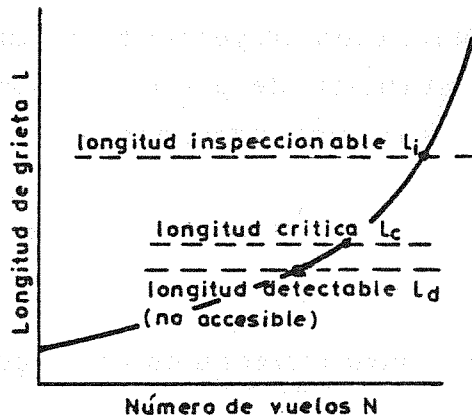
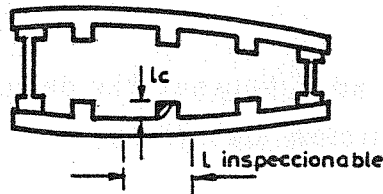
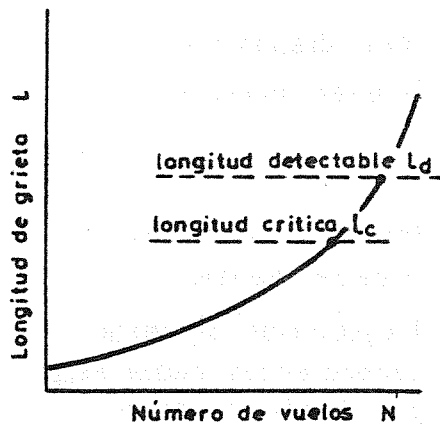
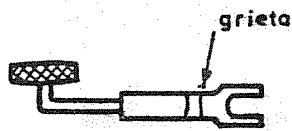
Estructura de trayectoria múltiple de carga, inspeccionable externamente: Es la mas recomendable, siempre y cuando exista, despues del del fallo primario, un periodo razonable y longitud de grieta en el elemento secundario adecuado a los niveles de inspección, antes del fallo del elemento secundario.

Estructura de trayectoria múltiple de carga con dispositivo de detención de grieta

Inspeccionable solo cuando el elemento primario se ha roto ya completamente

Inspeccionable cuando el elemento primario tiene ya una determinada longitud de grieta pero aun no se ha roto del todo

Lámina 1



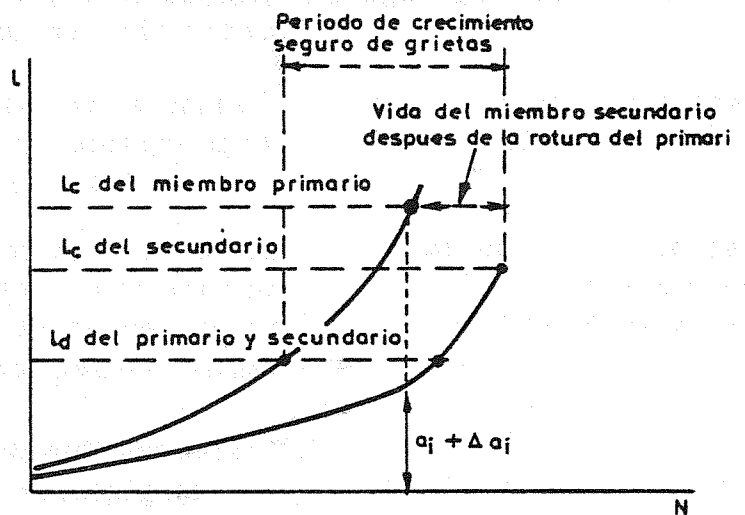
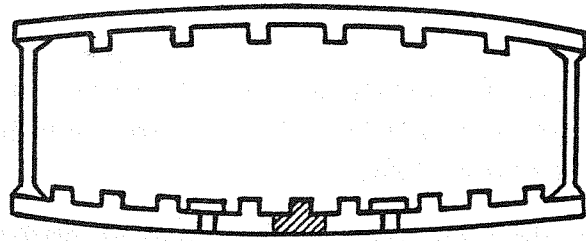
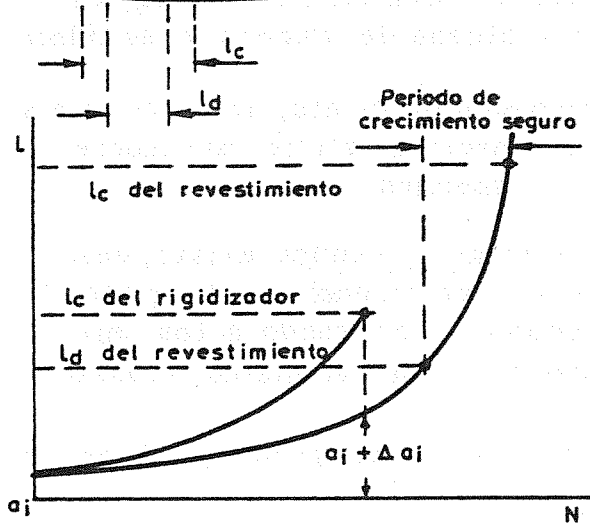
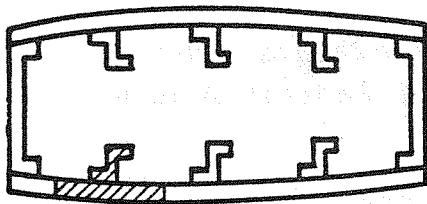
Inspeccionable, longitud crítica de grieta no detectable

No inspeccionable para tamaños inferiores a la longitud crítica

Estructuras de vida segura (no aplicable la tolerancia al daño)

Estructura de crecimiento lento de grieta (tolerante al daño)

a) Estructuras de una sola trayectoria de cargas



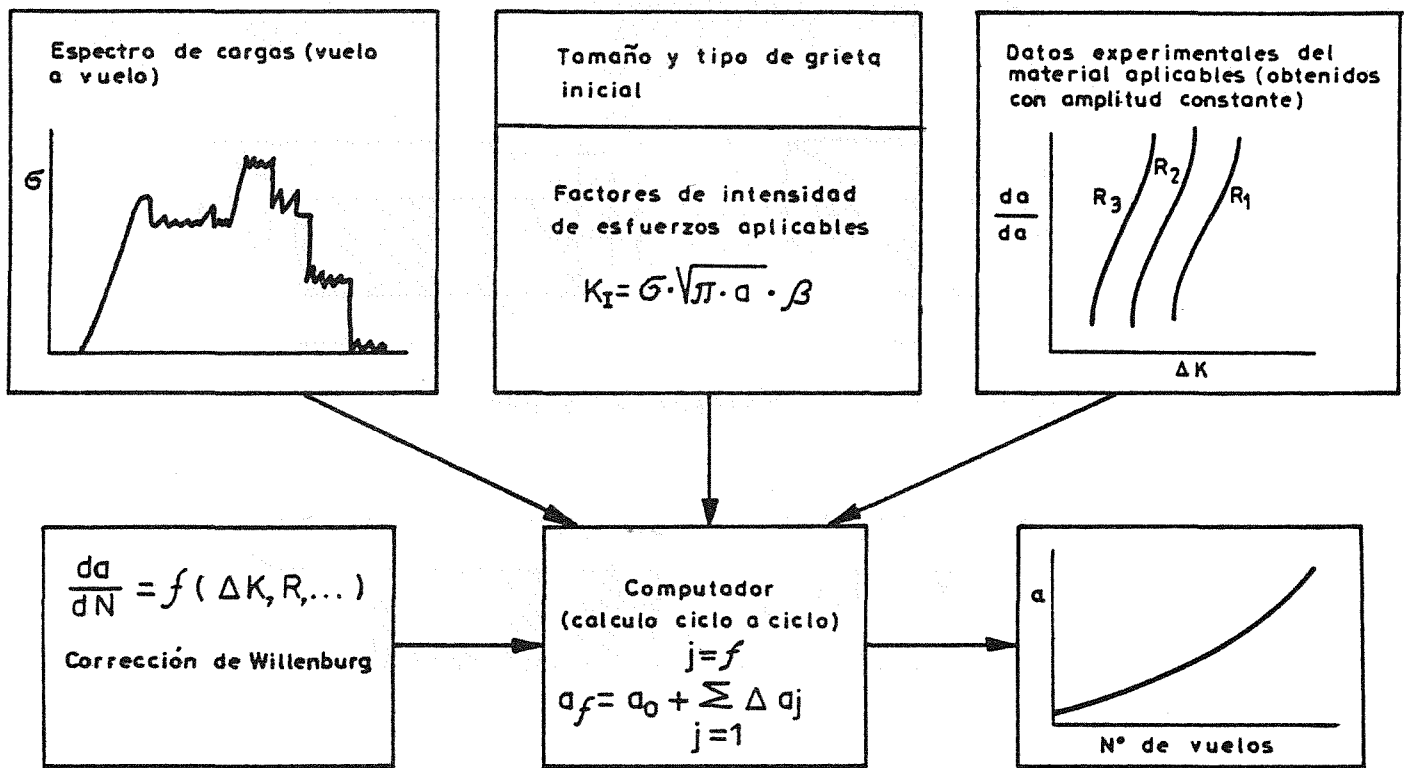
Sin dispositivo de contención de grietas. Miembro primario no inspeccionable, secundario si antes de L_c

Con dispositivo de contención de grietas. Miembros primario y secundarios inspeccionables.

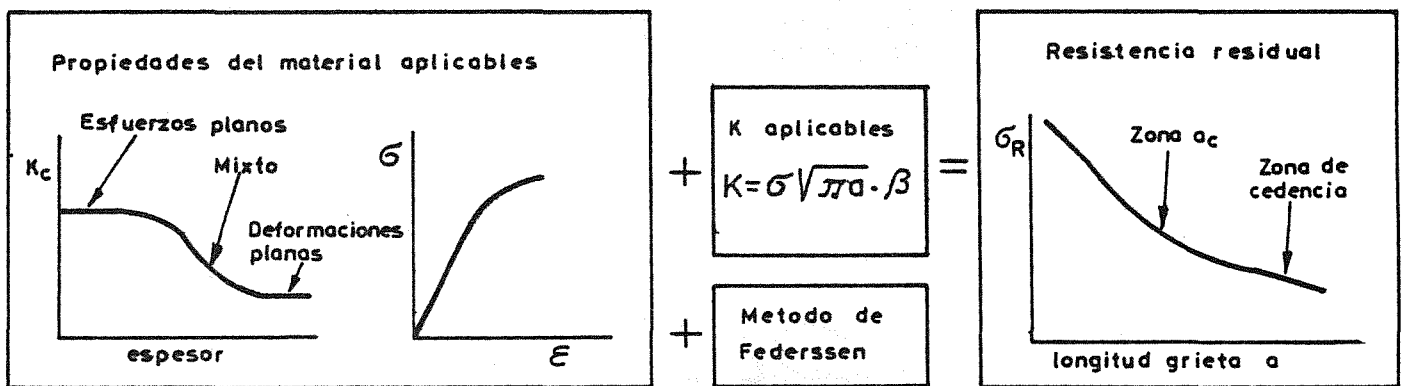
b) Estructuras de múltiples trayectorias de carga.

Lámina 2

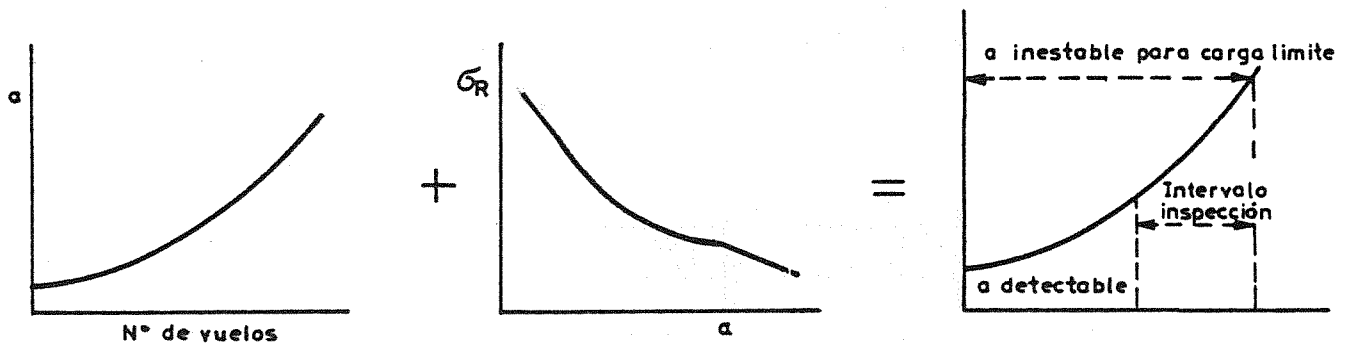
Ejemplos de aplicación de los principios de tolerancia al daño y mecánica de fractura según las filosofías de diseño estructural adoptadas.



a) Calculo de la longitud de grieta en función del número de vuelos



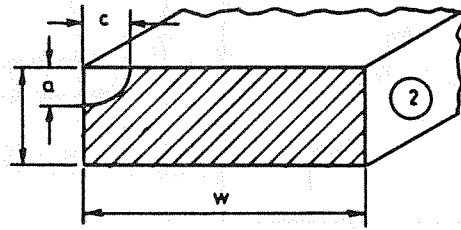
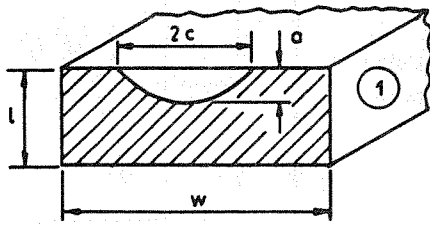
b) Calculo de la resistencia residual



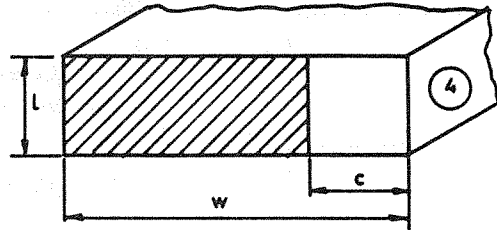
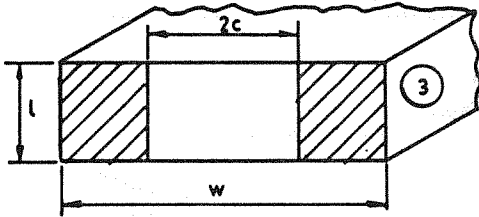
c) Determinación intervalos de inspección.

Lámina 3

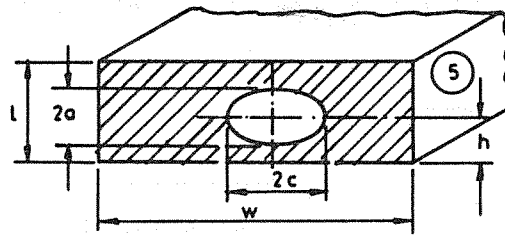
Esquema del calculo de tolerancia al daño con aplicación de la Mecánica de Fractura.



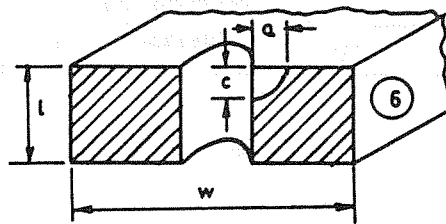
Grietas que no atraviesan el espesor.



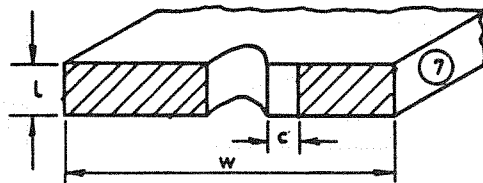
Grietas que atraviesen el espesor.



Grieta interna



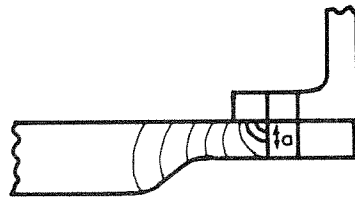
Grieta no pasante adyacente a taladro.



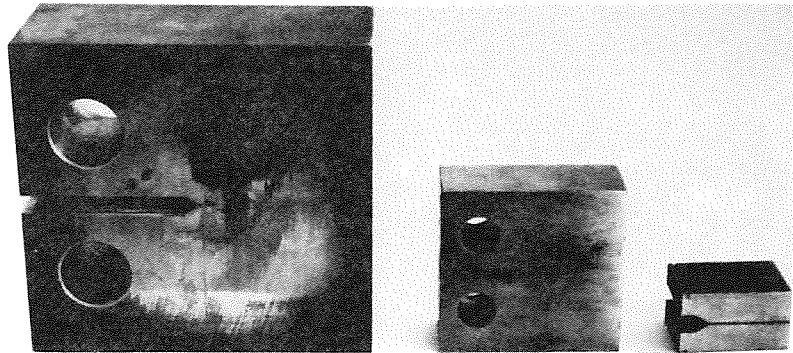
Grieta pasante adyacente a taladro.

Lámina 4

Geometría inicial de grietas.



Se cambia K al alcanzar $a + \gamma_p$ el espesor de la chapa.



Ancho B = 50 mm Ancho B = 25 mm Probeta s/n SAE
 Probetas s/n ASTM - E - 399 ARP - 1074

Probetas compactas para determinación de K_c

Lámina 5

NUEVAS TECNICAS DE TRATAMIENTO DE SINGULARIDADES EN CAMPOS ESCALARES Y VECTORIALES

F. Díez Sacristán, L. Gavete Corvinos, F. Michavila Pitarch

Departamento de Cálculo Numérico e Informática.

E.T.S. Ingenieros de Minas

Universidad Politécnica de Madrid

En este artículo se considera el tratamiento por elementos finitos de las singularidades en el estudio de la fractura elástica. Para hacerlo, se presentan tres tipos de elementos finitos singulares en los que se analizan las formas aproximadas de la deformación. Algunos de estos elementos se pueden utilizar en la modelización de otras singularidades en campos escalares. Con todo ello, se da una visión de las técnicas numéricas de --tratamiento de singularidades y se demuestra la aplicación del elemento de Aalto al tratamiento de la fractura en regimen elás tico.

In this article we consider the finite element treatment of linear elasticity and particularly of the strain singularities of linear elastic fracture. In order to do this we analyze the approximate strain forms of three different singular finite elements. For such elements we demonstrate the circumstances under which the approximate strain forms possess the - required singular strain behavior. Some of the singular finite elements can be used in order to treat other singularities. - We demonstrate that Aalto's element can be applied in linear - elastic fracture.

1.- INTRODUCCION

El resultado de un análisis elástico mediante el MEF de una pieza fracturada consiste en energías, desplazamientos, tensiones y deformaciones a través de la estructura. A partir de estos datos existen varios métodos para derivar los factores de intensificación de tensiones. En cualquier caso, y como es bien sabido, en un entorno del vértice de la fisura el campo de tensiones y desplazamientos es singular, dado que presenta la forma \sqrt{r} ; por otro lado, el método de los elementos finitos standard utiliza espacios interpoladores polinomiales, lineales o cuadráticos, que por tanto no representan adecuadamente el comportamiento en \sqrt{r} de aquellas magnitudes. Por esta razón, conviene modelizar adecuadamente la zona fracturada, al objeto de poder calcular -- más precisamente desplazamientos y tensiones y, en definitiva, obtener más -- exactamente los factores de intensificación, y es así que han surgido gran número de técnicas especiales (en el campo del MEF) para simular la singularidad /1/, /2/, /3/, /4/ y /5/.

Se han empleado un gran número de técnicas especiales para simular la singularidad /1,2,3,4,5/. La eficiencia y exactitud de los elementos empleados -- variará pero generalmente estos elementos presentan algunos puntos débiles -- tales como la pérdida de la continuidad entre elementos, la incapacidad de -- modelizar cargas térmicas debido a la pérdida de los términos de deformación constante y la programación necesaria, que a veces puede ser extremadamente tediosa.

Uno de los métodos mejores y más simples para modelizar la singularidad es la técnica desarrollada por Barsoum /6 y 7/ y Hensell and Shaw /8/ que se origina al llevar el nodo intermedio del elemento isoparamétrico cuadrático incompleto a la cuarta parte del lado, en aquellos lados que contienen el punto singular. Además en este elemento se conserva la continuidad, así como la -- posibilidad de tratar cargas debidas a cambios de temperatura (ya que conserva el término de deformación constante). La exactitud conseguida es muy grande y se puede aplicar a cálculos elásticos y dinámicos /9/.

Otra aproximación utilizada para generar la singularidad en las deformaciones y tensiones fue introducida por Akin/10 y 11/. Ciertas singularidades se pueden generar mediante cambios en las funciones de base de aproximaciones de los desplazamientos. Sin embargo el método es poco exacto y en algunos casos no se modeliza adecuadamente la singularidad.

La implementación del método es simple pero es fácil equivocarse con los elementos isoparamétricos. Además hay que emplear fórmulas especiales de integración numérica y técnicas de extrapolación muy poco exactas para el cálculo de los factores de intensificación de tensiones.

Ultimamente Aalto /12/ presentó una técnica de tratamiento de singularidades en campos escalares. En el presente artículo se demuestra que dicho -- elemento puede emplearse en la modelización de fracturas en regimen elástico siguiendo para su demostración los desarrollos utilizados por Thompson y -- Whiteman /13/.

2.- ESTUDIO DE LA SINGULARIDAD EN ELEMENTOS CON NODOS A "1/4" Y EN EL ELEMENTO DE TRANSICION.

Recordemos algunos conceptos de la formulación isoparamétrica. Sea el elemento isoparamétrico cuadrático (fig.1) con unos ejes locales λ, μ $0 \leq \lambda \leq 2$, $0 \leq \mu \leq 2$, y unos ejes generales x, y .

El jacobiano de la transformación $\Omega(x, y) \rightarrow \hat{\Omega}(\lambda, \mu)$ viene dado por:

$$J = \begin{bmatrix} \frac{\partial x}{\partial \lambda} & \frac{\partial y}{\partial \lambda} \\ \frac{\partial x}{\partial \mu} & \frac{\partial y}{\partial \mu} \end{bmatrix} \quad y \quad J^{-1} = \frac{1}{|J|} \begin{bmatrix} \frac{\partial y}{\partial \mu} & -\frac{\partial y}{\partial \lambda} \\ -\frac{\partial x}{\partial \mu} & \frac{\partial x}{\partial \lambda} \end{bmatrix} =$$

$$= \begin{bmatrix} \frac{\partial \lambda}{\partial x} & \frac{\partial \mu}{\partial x} \\ \frac{\partial \lambda}{\partial y} & \frac{\partial \mu}{\partial y} \end{bmatrix} \quad \text{con } |J| = \frac{\partial x}{\partial \lambda} \frac{\partial y}{\partial \mu} - \frac{\partial y}{\partial \lambda} \frac{\partial x}{\partial \mu}$$

Es decir:

$$\frac{\partial \lambda}{\partial x} = \frac{1}{|J|} \frac{\partial y}{\partial \mu} \quad ; \quad \frac{\partial \lambda}{\partial y} = \frac{-1}{|J|} \frac{\partial x}{\partial \mu}$$

$$\frac{\partial \mu}{\partial x} = \frac{-1}{|J|} \frac{\partial y}{\partial \lambda} \quad ; \quad \frac{\partial \mu}{\partial y} = \frac{1}{|J|} \frac{\partial x}{\partial \lambda}$$

Y como $E_{11} = \frac{\partial U(\lambda, \mu)}{\partial x} = \frac{\partial U}{\partial \lambda} \frac{\partial \lambda}{\partial x} + \frac{\partial U}{\partial \mu} \frac{\partial \mu}{\partial x}$

tendremos sustituyendo $\frac{\partial \lambda}{\partial x}$ y $\frac{\partial \mu}{\partial x}$:

$$E_{11} = \left(\frac{\partial U}{\partial \lambda} \frac{\partial y}{\partial \mu} - \frac{\partial U}{\partial \mu} \frac{\partial y}{\partial \lambda} \right) / |J| \quad (1)$$

Análogamente:

$$E_{22} = \frac{\partial V(\lambda, \mu)}{\partial y} = \left(\frac{\partial V}{\partial \mu} \frac{\partial x}{\partial \lambda} - \frac{\partial V}{\partial \lambda} \frac{\partial x}{\partial \mu} \right) / |J| \quad (2)$$

$$y \quad E_{12} = \frac{1}{2} \left(\frac{\partial V}{\partial \lambda} \frac{\partial y}{\partial \mu} - \frac{\partial V}{\partial \mu} \frac{\partial y}{\partial \lambda} + \frac{\partial U}{\partial \mu} \frac{\partial x}{\partial \lambda} - \frac{\partial U}{\partial \lambda} \frac{\partial x}{\partial \mu} \right) / |J| \quad (3)$$

En el caso de que consideremos el elemento cuadrilateral de 8 nodos isoparamétrico, tendremos las transformaciones:

$$x(\lambda, \mu) = \sum_{k=1}^8 N_k(\lambda, \mu) x_k$$

$$y(\lambda, \mu) = \sum_{k=1}^8 N_k(\lambda, \mu) y_k \quad (4)$$

en donde (x_k, y_k) son las coordenadas de los nodos y las funciones de base N_k , $k=1,2,\dots,8$, tienen la forma:

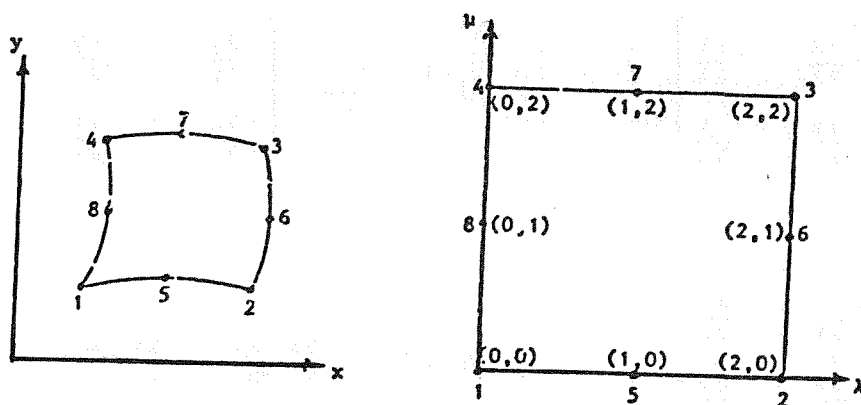


Fig.1. Elemento isoparamétrico cuadrilateral cuadrático.

$$N_1(\lambda, \mu) = \frac{1}{4} (2-\lambda)(2-\mu)(1-\lambda-\mu) ; \quad N_2(\lambda, \mu) = \frac{1}{4} \lambda(2-\mu)(\lambda-\mu-1)$$

$$N_3(\lambda, \mu) = \frac{1}{4} \lambda\mu(\lambda+\mu-3) ; \quad N_4(\lambda, \mu) = \frac{1}{4} \mu(2-\lambda)(\mu-\lambda-1)$$

$$N_5(\lambda, \mu) = \frac{1}{2} \lambda(2-\lambda)(2-\mu) \quad N_6(\lambda, \mu) = \frac{1}{2} \lambda\mu(2-\mu)$$

$$N_7(\lambda, \mu) = \frac{1}{2} \lambda\mu(2-\lambda) \quad N_8(\lambda, \mu) = \frac{1}{2} \mu(2-\lambda)(2-\mu)$$

Los desplazamientos se aproximan mediante las mismas funciones de base (formulación isoparamétrica) y por tanto:

$$U(\lambda, \mu) = \sum_{k=1}^8 N_k(\lambda, \mu) U_k \tag{6}$$

$$V(\lambda, \mu) = \sum_{k=1}^8 N_k(\lambda, \mu) V_k$$

donde U_k, V_k , son los desplazamientos en los nodos. Operando, tendremos:

$$\begin{aligned} x(\lambda, \mu) &= \alpha_1 + \alpha_2 \lambda + \alpha_3 \mu + \alpha_4 \lambda^2 + \alpha_5 \mu^2 + \alpha_6 \lambda\mu + \alpha_7 \lambda^2 \mu + \alpha_8 \lambda \mu^2 \\ y(\lambda, \mu) &= \gamma_1 + \gamma_2 \lambda + \gamma_3 \mu + \gamma_4 \lambda^2 + \gamma_5 \mu^2 + \gamma_6 \lambda\mu + \gamma_7 \lambda^2 \mu + \gamma_8 \lambda \mu^2 \end{aligned} \tag{7}$$

$$U(\lambda, \mu) = \beta_1 + \beta_2 \lambda + \beta_3 \mu + \beta_4 \lambda^2 + \beta_5 \mu^2 + \beta_6 \lambda\mu + \beta_7 \lambda^2 \mu + \beta_8 \lambda \mu^2$$

$$V(\lambda, \mu) = \delta_1 + \delta_2 \lambda + \delta_3 \mu + \delta_4 \lambda^2 + \delta_5 \mu^2 + \delta_6 \lambda\mu + \delta_7 \lambda^2 \mu + \delta_8 \lambda \mu^2$$

en donde:

$$\alpha_1 = x_1$$

$$\alpha_2 = -\frac{3}{2}x_1 - \frac{1}{2}x_2 + 2x_5$$

$$\alpha_3 = -\frac{3}{2}x_1 - \frac{1}{2}x_4 + 2x_8$$

$$\alpha_4 = \frac{1}{2}x_1 + \frac{1}{2}x_2 - x_5$$

$$\alpha_5 = \frac{1}{2}x_1 + \frac{1}{2}x_4 - x_8$$

$$\alpha_6 = \frac{5}{4}x_1 - \frac{1}{4}x_2 - \frac{3}{4}x_3 - \frac{1}{4}x_4 - x_5 + x_6 + x_7 - x_8$$

$$\alpha_7 = -\frac{1}{4}x_1 - \frac{1}{4}x_2 + \frac{1}{4}x_3 + \frac{1}{4}x_4 + \frac{1}{2}x_5 - \frac{1}{2}x_7$$

$$\alpha_8 = -\frac{1}{4}x_1 + \frac{1}{4}x_2 + \frac{1}{4}x_3 - \frac{1}{4}x_4 - \frac{1}{2}x_6 + \frac{1}{2}x_8$$

con expresiones similares para β_K , γ_K , δ_K , $K=1, \dots, 8$ relacionados con y_K , U_K y V_K respectivamente.

Mediante las expresiones anteriores (1)-(8) se puede estudiar la forma de las deformaciones en el entorno del vértice de la fractura, (y naturalmente, en el plano x-y).

Este estudio ha sido llevado a cabo en /13/ de forma sistemática para todos los elementos isoparamétricos (degenerados o no, y de transición bi y tridimensionales). Los resultados más importantes obtenidos son:

- a) Cuadrilátero con nodos a "1/4". En este caso la singularidad que aparece no es del orden de $r^{-\frac{1}{2}}$ salvo que los lados del elemento sean rectos y estén sobre los ejes x e y. Sin embargo, aún en este caso la singularidad en sentido radial entre los ejes "x" e "y" no es del orden de $r^{-\frac{1}{2}}$.
- b) Triángulo con nodos a "1/4", que proviene de haber colapsado un cuadrilátero con nodos a "1/4". En este caso, la singularidad que aparece para cualquier sentido radial es del orden de $r^{-\frac{1}{2}}$ en el caso en que el lado colapsado coincida con el punto singular.
- c) Triángulo de 6 nodos con nodos a "1/4". En este caso la singularidad conseguida en el punto singular es del orden de $r^{-\frac{1}{2}}$.
- d) En el caso de emplear los elementos de transición desarrollados por Lynn e Ingraffea /14/, los elementos deben ser cuadriláteros de lados rectos con los lados 1-8-4 y 2-6-3 perpendiculares al lado 1-5-2 (figura 2) para modelizar adecuadamente la singularidad $r^{-\frac{1}{2}}$. Además, evidentemente el elemento no puede ser degenerado a un triángulo y se debe de verificar que $y_3 > \bar{y}_4$.
- e) Análogos resultados a los de a) y b) se obtendrían para elementos singulares completos (9 nodos), siempre que se lleve a cabo una correcta ubicación del nodo central, tal y como se demuestra en /15/.

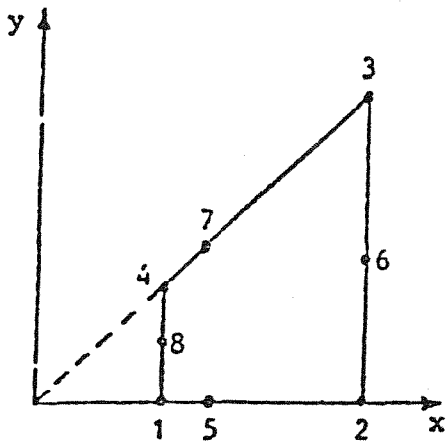


Fig. 2. Elemento de transición en mecánica de la fractura.

3.- UN NUEVO ELEMENTO PARA EL ESTUDIO DE FRACTURA EN REGIMEN ELASTICO.

La formulación de elementos que incorporan la singularidad a través del cambio en la forma del elemento y coordenadas de los puntos nodales, puede verse en la ref /12/ y de acuerdo con ella en el caso de la figura 3 los valores de r_i y ψ_i dados por las fórmulas (9) definen la posición de los nodos.

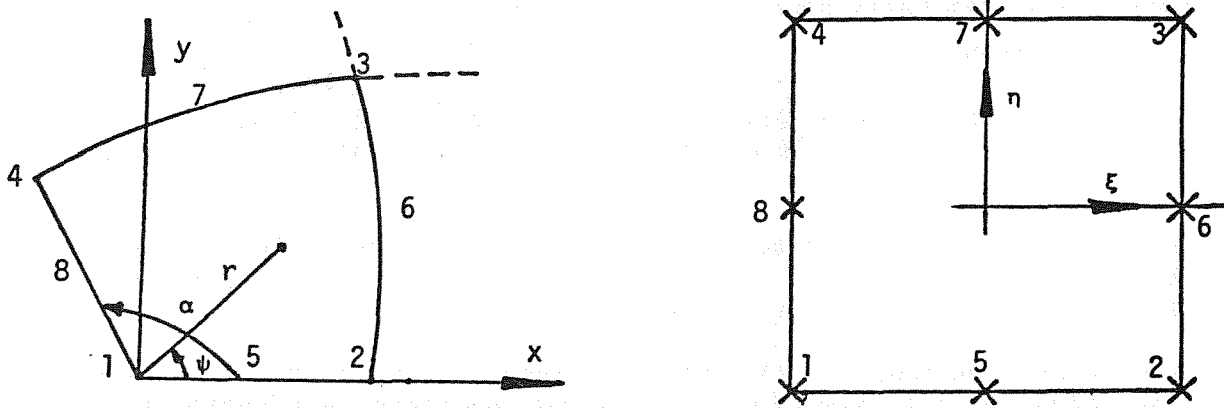


Fig. 3. Elemento isoparamétrico de lados curvos que incluye la singularidad.

$$r_i = \frac{1}{4} (\xi_i + 1)^2 + \frac{1}{4} (\eta_i + 1)^2 \cdot a^{\alpha/\pi} \quad (9)$$

$$\psi_i = \frac{2\alpha}{\pi} \arctan \frac{\eta_i + 1}{\xi_i + 1}$$

Vamos a realizar una formulación general del problema utilizando dos elementos isoparamétricos cuadráticos para modelizar la singularidad que tiene lugar cuando $\pi/2 < \alpha < \pi$ y posteriormente estudiaremos el caso particular de fractura que tiene lugar cuando $\alpha = \pi$.

Aplicando las fórmulas (9) al caso de la figura 3, tendremos los valores de r_i y ψ_i dados en la tabla I, de los que deducimos las coordenadas nodales i que son:

$$x_1 = 0 ; \quad x_2 = a ; \quad x_3 = a \cdot 2^{\alpha/\pi} \cdot \cos \frac{\alpha}{2} ; \quad x_4 = a \cdot \cos \alpha ;$$

$$x_5 = a \left(\frac{1}{4}\right)^{\alpha/\pi} ; \quad x_6 = a \left(\frac{5}{4}\right)^{\alpha/\pi} \cdot \cos \frac{2\alpha}{\pi} \cdot \arctan \left(\frac{1}{2}\right) ;$$

$$x_7 = a \left(\frac{5}{4}\right)^{\alpha/\pi} \cos \frac{2\alpha}{\pi} \arctan (2) ; \quad x_8 = a \left(\frac{1}{4}\right)^{\alpha/\pi} \cos \alpha$$

$$\begin{aligned}
y_1 &= 0 ; y_2 = 0 ; y_3 = a \cdot 2^{\alpha/\pi} \operatorname{sen} \frac{\alpha}{2} ; y_4 = a \cdot \operatorname{sen} \alpha ; y_5 = 0 ; \\
y_6 &= a \cdot \left(\frac{5}{4}\right)^{\alpha/\pi} \cdot \operatorname{sen} \frac{2\alpha}{\pi} \operatorname{arc} \operatorname{tg} \left(\frac{1}{2}\right) ; y_7 = a \left(\frac{5}{4}\right)^{\alpha/\pi} \cdot \operatorname{sen} \frac{2\alpha}{\pi} \operatorname{arc} \operatorname{tg}(2) ; \\
y_8 &= a \left(\frac{1}{4}\right)^{\alpha/\pi} \cdot \operatorname{sen} \alpha
\end{aligned}$$

y teniendo en cuenta (8), calculamos los valores de α_i y γ_i ($i=1,2,\dots,8$), que son los siguientes:

$$\begin{aligned}
\alpha_1 &= 0 ; \alpha_2 = 2 a \left(\frac{1}{4}\right)^{\alpha/\pi} - \frac{1}{2} a ; \alpha_3 = 2 a \left(\frac{1}{4}\right)^{\alpha/\pi} - \frac{1}{2} a \cos \alpha ; \\
\alpha_4 &= \frac{1}{2} a - a \left(\frac{1}{4}\right)^{\alpha/\pi} ; \alpha_5 = \frac{1}{2} a - a \left(\frac{1}{4}\right)^{\alpha/\pi} \cos \alpha ; \\
\alpha_6 &= -\frac{1}{4} a - \frac{3}{4} a \cdot 2^{\alpha/\pi} \cdot \cos \frac{\pi}{2} - \frac{1}{4} a + \left(\frac{1}{4}\right)^{\alpha/\pi} a \cos \alpha + \\
&\quad + a \left(\frac{5}{4}\right)^{\alpha/\pi} \cos \left(\frac{2\alpha}{\pi} \operatorname{arc} \operatorname{tg} \left(\frac{1}{2}\right)\right) + \cos \left(\frac{2\alpha}{\pi} \operatorname{arc} \operatorname{tg} 2\right) ; \\
\alpha_7 &= -\frac{1}{4} a + \frac{1}{4} a 2^{\alpha/\pi} \cos \frac{\alpha}{2} + \frac{1}{4} a \cdot \cos \alpha + \frac{1}{2} a \left(\frac{1}{4}\right)^{\alpha/\pi} - \\
&\quad - \frac{1}{2} a \left(\frac{5}{4}\right)^{\alpha/\pi} \cos \frac{2\alpha}{\pi} \operatorname{arc} \operatorname{tg} 2 ; \\
\alpha_8 &= \frac{1}{4} a + \frac{1}{4} a 2^{\alpha/\pi} \cos \frac{\alpha}{2} + \frac{1}{2} a \left(\frac{1}{4}\right)^{\alpha/\pi} - \frac{1}{4} a \cos \alpha - \\
&\quad - \frac{1}{2} a \left(\frac{5}{4}\right)^{\alpha/\pi} \cos \frac{2\alpha}{\pi} \operatorname{arc} \operatorname{tg} \left(\frac{1}{2}\right)
\end{aligned}$$

$$\begin{aligned}
\gamma_1 &= 0 ; \gamma_2 = 0 ; \gamma_3 = 2 a \left(\frac{1}{4}\right)^{\alpha/\pi} \operatorname{sen} \alpha ; \gamma_4 = 0 ; \\
\gamma_5 &= \frac{1}{2} a \operatorname{sen} \alpha - a \left(\frac{1}{4}\right)^{\alpha/\pi} \operatorname{sen} \alpha = \frac{1}{2} a - a \left(\frac{1}{4}\right)^{\alpha/\pi} \operatorname{sen} \alpha ; \\
\gamma_6 &= -\frac{3}{4} a \cdot 2^{\alpha/\pi} \cdot \operatorname{sen} \alpha / 2 - \left(\frac{1}{4} a + \left(\frac{1}{4}\right)^{\alpha/\pi} a \operatorname{sen} \alpha + \right. \\
&\quad \left. + a \left(\frac{5}{4}\right)^{\alpha/\pi} \operatorname{sen} \left(\frac{2\alpha}{\pi} \operatorname{arc} \operatorname{tg} \left(\frac{1}{2}\right)\right) + \operatorname{sen} \left(\frac{2\alpha}{\pi} \operatorname{arc} \operatorname{tg} 2\right) ; \right. \\
\gamma_7 &= \frac{1}{4} a \cdot 2^{\alpha/\pi} \operatorname{sen} \frac{\alpha}{2} + \frac{1}{4} a \operatorname{sen} \alpha - \frac{1}{2} a \left(\frac{5}{4}\right)^{\alpha/\pi} \operatorname{sen} \frac{2\alpha}{\pi} \operatorname{arc} \operatorname{tg} 2 ; \\
\gamma_8 &= \frac{1}{4} a \cdot 2^{\alpha/\pi} \operatorname{sen} \frac{\alpha}{2} + \left(\frac{1}{2} a \left(\frac{1}{4}\right)^{\alpha/\pi} - \frac{1}{4} a\right) \operatorname{sen} \alpha - \\
&\quad - \frac{1}{2} a \left(\frac{5}{4}\right)^{\alpha/\pi} \operatorname{sen} \frac{2\alpha}{\pi} \operatorname{arc} \operatorname{tg} \left(\frac{1}{2}\right)
\end{aligned}$$

Ahora bien, vemos que para que la mayor parte de esos valores se anulen, debe de ser $\alpha=\pi$ (caso de fractura) en cuyo caso tendríamos el elemento de la figura 4 con:

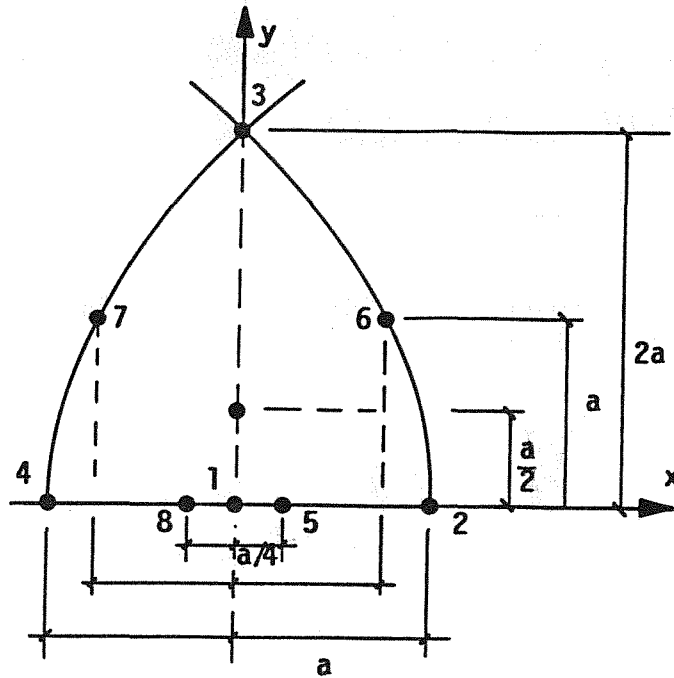


Fig.4. Elemento de Aalto para mecánica de la fractura.

$$y_4 = y_8 = y_1 = y_5 = y_2 = 0 ; y_6 = y_7 = a ; y_3 = 2a.$$

$$x_1 = x_3 = 0 ; x_5 = a/4 ; x_2 = a ; x_6 = 3a/4 ; x_8 = -a/4 ; x_4 = -a ; x_7 = -3a/4.$$

y aplicando (8) tendremos:

$$\alpha_1 = \alpha_2 = \alpha_3 = \alpha_6 = \alpha_7 = \alpha_8 = 0 ; \alpha_4 = a/4 ; \alpha_5 = -a/4 ; \text{ con } x(\lambda, \mu) = \frac{a}{4}(\lambda^2, \mu^2) \quad (10)$$

$$\gamma_1 = \gamma_2 = \gamma_3 = \gamma_4 = \gamma_5 = \gamma_7 = \gamma_8 = 0 ; \gamma_6 = \frac{a}{2} \text{ con } y(\lambda, \mu) = \frac{a}{2} \lambda \mu \quad (11)$$

de donde:

$$r = \frac{a}{4}(\lambda^2 + \mu^2) \quad (12)$$

y

$$|J| = \left(\frac{\partial x}{\partial \lambda} \frac{\partial y}{\partial \mu} - \frac{\partial x}{\partial \mu} \frac{\partial y}{\partial \lambda} \right) = \frac{a^2}{4} (\lambda^2 + \mu^2) \quad (13)$$

Los valores de las deformaciones serán:

$$E_{22} = \frac{\delta_3 \lambda + \delta_2 \mu + \delta_6 \lambda^2 + 2(\delta_4 + \delta_5) \lambda \mu + \delta_6 \mu^2 + \delta_7 \lambda^3 + 2\delta_8 \lambda^2 \mu + 2\delta_7 \lambda \mu^2 + \delta_8 \mu^3}{\frac{a}{2} (\lambda^2 + \mu^2)} \quad (14)$$

$$E_{11} = \frac{\beta_2 \lambda - \beta_3 \mu + 2\beta_4 \lambda^2 - 2\beta_5 \mu^2 + \beta_7 \lambda^2 \mu - \beta_8 \lambda \mu^2}{\frac{a}{2} (\lambda^2 + \mu^2)} \quad (15)$$

$$E_{12} = \frac{(\delta_2 - \beta_2)\lambda + 2(\delta_4 - \beta_4)\lambda^2 - (\delta_3 + \beta_3)\mu - 2(\delta_5 + \beta_5)\mu^2 - 2\beta_6\lambda\mu + (\delta_7 - 3\beta_7\lambda^2\mu) - (\delta_8 + 3\beta_8)\lambda\mu^2}{a(\lambda^2 + \mu^2)} \quad (16)$$

(En la tabla II pueden verse los valores obtenidos a lo largo de los ejes x e y del elemento (Fig.4).

4.- ELEMENTOS DE AKIN

En el apartado anterior hemos visto como se puede construir un elemento singular sin más que modificar la posición de los nodos en el plano x-y (es decir, desde el punto de vista matemático actuando sobre el jacobiano).

Consideraremos ahora el caso de los elementos de Akin (/10/ y /11/), que se caracterizan por introducir nuevas funciones de base.

Sea el elemento de 3 nodos de la figura 5:



Fig. 5. Elemento triangular de tres nodos (Akin).

Las funciones en forma standard (N_i) y de Akin (H_i) son:

$$\begin{aligned} N_1 &= 1 - \lambda - \mu & H_1 &= 1 - (\lambda + \mu)^{1-P} \\ N_2 &= \lambda & H_2 &= \lambda(\lambda + \mu)^{-P} \\ N_3 &= \mu & H_3 &= \mu(\lambda + \mu)^{-P} \end{aligned} \quad (18)$$

con $0 \leq \lambda < 1$, $0 \leq \mu < 1$.

Tendremos, por tanto:

$$\begin{aligned} x(\lambda, \mu) &= \sum_i N_i x_i = \alpha_1 + \alpha_2 \lambda + \alpha_3 \mu \\ y(\lambda, \mu) &= \sum_i N_i y_i = \gamma_1 + \gamma_2 \lambda + \gamma_3 \mu \end{aligned} \quad (19)$$

con:

$$\begin{aligned} \alpha_1 &= x_1 & \alpha_2 &= x_2 - x_1 & \alpha_3 &= x_3 - x_1 \\ \gamma_1 &= y_1 & \gamma_2 &= y_2 - y_1 & \gamma_3 &= y_3 - y_1 \end{aligned}$$

Si hacemos, sin pérdida de generalidad, $x_1 = y_1 = 0$ (fig.6) será:

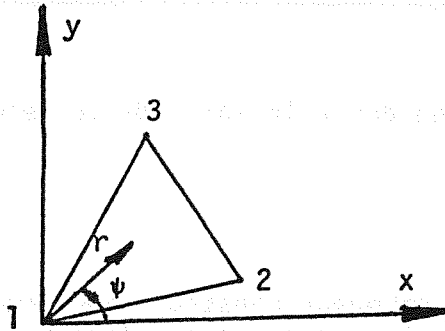


Figura 6.

$$x = \alpha_2 \lambda + \alpha_3 \mu$$

$$y = \gamma_2 \lambda + \gamma_3 \mu$$

y a lo largo de una línea radial ($\frac{x}{y} = \text{cte}$) debe de ser:

$$\frac{\lambda}{\mu} = a_1 (= \text{cte}) \quad (20)$$

y proporcional a r.

Como:

$$u = \sum_i H_i u_i = [1 - (\lambda + \mu)]^{1-p} u_1 + \lambda (\lambda + \mu)^{-p} u_2 + \mu (\lambda + \mu)^{-p} u_3$$

e igual para v, la aproximación de la deformación vendrá dada por (1), luego:

$$E_{11} = \left(\frac{\partial u}{\partial \lambda} \frac{\partial y}{\partial \mu} - \frac{\partial u}{\partial \mu} \frac{\partial y}{\partial \lambda} \right) \frac{1}{|J|} =$$

$$= ((\lambda + \mu)^{-p} [(p-1)u_1(\gamma_3 + \gamma_2) + u_2\gamma_3 + u_3\gamma_2] - p(\lambda + \mu)^{-p-1} (\gamma_2 + \gamma_3) [\mu_2\lambda + u_3\mu]) \frac{1}{\alpha_2\gamma_3 - \alpha_3\gamma_2}$$

y sustituyendo la relación (20):

$$E_{11} = ((1 + a_1)\mu)^{-p} \cdot A_1'' + ((1 + a_1)\mu)^{-p-1} \cdot A_2'' =$$

$$= A_1' \mu^{-p} + A_2' \mu^{-p-1} = A_1 r^{-p} + A_2 r^{-p-1}$$

Y en el caso de fractura es $p = \frac{1}{2}$, luego:

$$E_{11} = A_1 r^{-\frac{1}{2}} + A_2 r^{-\frac{3}{2}} \quad (21)$$

Como se ve, el elemento representa correctamente la forma de la singularidad, pero no incluye condiciones de deformación constante (necesarias por ejemplo en termoelasticidad).

La implementación de este elemento en un programa de elementos finitos es simple, sin embargo si se parte de la formulación isoparamétrica hay que tener ciertas precauciones. En efecto, si se modifican sin más las funciones de forma con arreglo a (18), la interpolación geométrica quedará de la forma:

$$x(\lambda, \mu) = \sum_i H_i x_i \quad (22)$$

$$y(\lambda, \mu) = \sum_i H_i y_i$$

Vamos a deducir que sucede con la deformación en el caso de tener (22) por (18) como interpolación geométrica. Para ello comprobaremos en primer lugar que (22) transforma rectas en rectas. En efecto, pongamos $a\lambda + b = \mu$, y supongamos, sin pérdida de generalidad, que $x_1 = y_1 = 0$. Entonces:

$$x = \lambda(\alpha_1\lambda + \alpha_2)^{-P} x_2 + (a\lambda + b)(\alpha_1\lambda + \alpha_2)^{-P} x_3$$

$$y = \lambda(\alpha_1\lambda + \alpha_2)^{-P} y_2 + (a\lambda + b)(\alpha_1\lambda + \alpha_2)^{-P} y_3$$

con $\alpha_1 = a+1$ y $\alpha_2 = b$. Dividiendo:

$$\frac{x}{y} = \frac{\lambda(x_2 + ax_3) + bx_3}{\lambda(y_2 + ay_3) + by_3}$$

Y si $b = 0$, tendremos que la transformada de una línea radial en $\hat{T}(\hat{r})$ es una línea radial en $T(r)$. Por consiguiente, según una línea radial en el plano x - y será:

$$\frac{\lambda}{\mu} = a_1 \text{ (=cte.)}$$

La aproximación de la deformación vendría dada por (1) y procediendo como en el caso anterior, y después de algunas manipulaciones, se observa que E_{11} presenta la forma $A_1 + A_2 r^{-2}$ que no es la correcta.

En otros casos, empleando correctamente la transformación isoparamétrica, como por ejemplo en el elemento triangular de 6 nodos, no se aproxima la singularidad radialmente en todo el dominio del elemento.

5.- CONCLUSIONES

Los elementos que tienen sus nodos en la cuarta parte del lado, deben emplearse con cuidado ya que los elementos cuadrilaterales sólo modelizan la singularidad a lo largo de sus lados en el caso de que estén dirigidos según los ejes y además no modelizan la singularidad en sentido radial.

Los elementos desarrollados por Aalto para la modelización de singularidades en campos escalares, pueden aplicarse perfectamente al caso de la fractura elástica ya que representan perfectamente la singularidad requerida en la deformación. Además, la singularidad quedaría representada, modelizando toda la grieta, únicamente con dos elementos.

En el caso de emplear elementos de Akin hay que tener cuidado al realizar su implementación en programas isoparamétricos dado que sólo alteramos las funciones de base pero no las de transformación. Además se trata de métodos poco exactos y que no modelizan convenientemente la singularidad ya que no poseen el término correspondiente de deformación constante e incluso en algunos casos la singularidad del tipo $r^{-\frac{1}{2}}$ no queda modelizada en el sentido radial en todo el dominio elemental.

6.- REFERENCIAS

- /1/ Byskov, E., "The calculation of stress intensity factors using the finite element with cracked elements". International Journal of -- Fracture, Vol. 11, 1970, pp. 159-167.
- /2/ Tong, P., Pian, T.H.H., and Larsy, S.J., "A hybrid element approach to crack problems in plane elasticity". International Journal for Numerical Methods in Engineering, Vol. 7, 1973, pp. 297-308.
- /3/ Rice, J.R., and Tracey, D.M., "Computational fracture mechanics", Numerical and Computer Methods in Structural Mechanics, S.J. Fannes, et al., eds., Academic Precc, New York, N.Y., 1973, pp. 585-623.
- /4/ Morris, J.L., and Wait, R., "Crack-tip elements with curved boundaries and variable nodes". Applied Mathematical Modeling, Vol. 3, 1979, -- pp. 259-262.
- /5/ Okabe, M. "Quadrilateral element with semi-radial singularity mapping". International Journal for Numerical Methods in Engineering, Vol. 15, 1981, pp. 1045-1067.
- /6/ Barsoum, R.S. "On the use of isoparametric finite elements in linear fracture mechanics" International Journal for Numerical Methods in Engineering, Vol. 10, 1976, pp. 25-37.
- /7/ Barsoum, R.S., "Triangular quarter point elements as elastic and perfectly plastic crack tip elements" International Journal for Numerical Methods in Engineering, Vol. 11, 1977, pp.85-89.
- /8/ Henshell, R.D., and Shaw, K.G., "Crack-tip elements are unnecessary", International Journal for Numerical Methods in Engineering, Vol. 9, 1975, pp. 495-507.
- /9/ Murti, V., Valliappan, S., and Lee, I.K. "Stress intensity factor using quarter point element". Proceedings of the A.S.C.E. Journal of Engineering Mechanics. Vol. 111, No.2, February 1985.
- /10/ Akin, J.E., "The generation of elements with singularities". International Journal for Numerical Methods in Engineering, Vol. 10, 1976, pp. 1249-1259.
- /11/ Hughes, T.J.R., and Akin, J.E. "Techniques for developing 'special' finite element shape functions with particular reference to singularities". International Journal for Numerical Methods in Engineering, Vol. 15, 1980, pp. 733-751.
- /12/ Aalto, J., "Singularity elements for seepage analysis". International Journal for Numerical and Analytical Methods in Engineering, Vol. 9 1985, pp. 185-196.
- /13/ Thompson, G.M. and Whiteman, J.R. "Analysis of strain representation in linear elasticity by both singular and nonsingular finite elements" Numerical Methods for Partial Differential Equations, Vol. 2, 1985, pp. 85-104.
- /14/ Lynn, P.D., and Ingraffea, A.R. "Transition elements to be used with quarter point crack-tip elements". International Journal for Numerical Methods in Engineering, Vol. 6, 1978, pp. 1031-1036.
- /15/ Gavete, L., Michavila, F., Díez, F., "Elementos cuadráticos completos para modelización de singularidades". II Simposium sobre Aplicaciones del Método de los Elementos Finitos en Ingeniería (A aparecer).

T A B L A S

TABLA I: Coordenadas Polares Nodales (Elemento de Aalto)

Punto nodal	ξ_i	η_i	r_i	ψ_i
1	-1	-1	0	$\frac{2\alpha}{\pi} \cdot 0 = 0$
8	-1	0	$a(\frac{1}{4})^{\alpha/\pi}$	$\frac{2\alpha}{\pi} \cdot \frac{\pi}{2} = \alpha$
4	-1	1	a	$\frac{2\alpha}{\pi} \cdot \frac{\pi}{2} =$
5	0	-1	$a(\frac{1}{4})^{\alpha/\pi}$	$\frac{2\alpha}{\pi} \cdot 0 = 0$
7	0	1	$a(\frac{5}{4})^{\alpha/\pi}$	$\frac{2\alpha}{\pi} \cdot \text{arc tg } 2$
2	1	-1	a	$\frac{2\alpha}{\pi} \cdot 0 = 0$
6	1	0	$a(\frac{5}{4})^{\alpha/\pi}$	$\frac{2\alpha}{\pi} \cdot \text{arc tg}(\frac{1}{2})$
3	1	1	$a \cdot 2^{\alpha/\pi}$	$\frac{2\alpha}{\pi} \cdot \frac{\pi}{4} = \frac{\alpha}{2}$

TABLA II: Representación de la deformación (Elemento de Aalto)

	$\lambda=0$ (lado 1-8-4)	$\mu=0$ (lado 1-5-2)	$\lambda=\mu$ (línea 1-3)
E_{22}	$A_1 \cdot \frac{1}{\sqrt{r}} + A_2 + A_3 \sqrt{r}$	$B_1 \cdot \frac{1}{\sqrt{r}} + B_2 + B_3 \sqrt{r}$	$C_1 \cdot \frac{1}{\sqrt{r}} + C_2 + C_3 \sqrt{r}$
E_{11}	$D_1 \cdot \frac{1}{\sqrt{r}} + D_2$	$E_1 \cdot \frac{1}{\sqrt{r}} + E_2$	$F_1 \cdot \frac{1}{\sqrt{r}} + F_2 + F_3 \sqrt{r}$
E_{12}	$G_1 \cdot \frac{1}{\sqrt{r}} + G_2$	$H_1 \cdot \frac{1}{\sqrt{r}} + H_2$	$I_1 \cdot \frac{1}{\sqrt{r}} + I_2 + I_3 \sqrt{r}$

Siendo $A_i, B_i, C_i, D_i, E_i, F_i, G_i, H_i, I_i, (i=1, \dots, 8)$ función de $\delta_k, \beta_k, (k=1, \dots, 8)$

LA GEOMETRIA FRACTAL DE LAS SUPERFICIES DE FRACTURA EN MATERIALES

F. Guinea¹ y E. Louis²

¹ Departamento de Física del Estado Sólido, Universidad Autónoma de Madrid, Cantoblanco - 28049 Madrid.

² Departamento de Física, Universidad de Alicante, Apartado, 99 03080 Alicante, y, Centro de Investigación y Desarrollo, Industria Española del Aluminio, S.A., Apartado 99, 03080 Alicante.

Recientemente se ha demostrado que muchas estructuras derivadas de distintos procesos de crecimiento tienen geometría fractal. En particular, y basándose en ciertas observaciones experimentales así como en razonamientos semiempíricos, Mandelbrot y colaboradores¹ han sugerido que las superficies de fractura en metales podían tener naturaleza fractal. En este trabajo se presenta un modelo que, basándose en las ecuaciones de equilibrio de la elasticidad, permite simular la propagación de la fractura y estudiar su posible geometría fractal. Las estructuras generales, de ese modo, son autosimilares con dimensión fractal que depende débilmente de las condiciones de contorno (1.55 ± 0.55 para compresión uniforme y 1.60 ± 0.05 para cizalla). Se discute la influencia de las constantes elásticas en un medio isótropo, así como de la anisotropía. Se sugieren diversas extensiones del modelo que permitirían abordar situaciones más realistas.

1. B.B. Mandelbrot, D.E. Passoja y A.J. Paullay, *Nature*, 308, 721 (1984).



ELEMENTO FINITO ESPECIAL E INTEGRALES INVARIANTES A Y B PARA LA FRACTURA DINAMICA CON CARGAS TERMICAS.

J.M. Martínez Esnaola, J.M. Bastero de Eleizalde

CEIT (Centro de Estudios e Investigaciones Técnicas de Guipuzcoa .
Bº Ibaeta, s/n. 20009-SAN SEBASTIAN

En esta comunicación, se describen varias técnicas numéricas que permiten el estudio de la propagación dinámica de grietas en problemas térmicos bidimensionales y materiales elástico-lineales. Por una parte, se muestra la aplicabilidad de un elemento finito especial con formulación global-local del tipo "blended" para el análisis de cargas de origen térmico. Por otra parte, se generalizan las integrales A y B para tener en cuenta la existencia de dichos efectos térmicos. Las técnicas expuestas se ilustran con ejemplos numéricos de aplicación.

In this paper, several numerical methods are presented for dynamic crack propagation in bidimensional thermal problems and linear-elastic materials. First, the applicability of a global-local "blended" type finite element for thermal analysis is shown. In the other hand, A and B integrals are generalized to take account of such thermal effects. Numerical examples are presented.

1.- INTRODUCCION

El estudio de problemas de Fractura originados por tensiones térmicas debidas a la intensificación local del gradiente de temperatura es de considerable importancia práctica en numerosas aplicaciones industriales.

La presencia de cargas térmicas modifica el análisis de fractura en dos aspectos. En primer lugar, las propiedades del material serán variables en la estructura. En segundo término, no todas las formulaciones especiales para los elementos del borde de la grieta admiten la existencia de cargas de este tipo, y en los análisis a través de expresiones invariantes, éstas han de modificarse por la aparición de términos de área junto a los de línea /1-4/.

En este artículo se presentan unas técnicas numéricas que incluyen los efectos dinámicos durante la propagación de una grieta y admiten la existencia de cargas de origen térmico, generalizando los métodos desarrollados por los autores y presentados en comunicaciones anteriores /5-6/.

2.- ELEMENTO FINITO ESPECIAL EN FRACTURA TERMICA

El elemento finito especial presentado en /5/ está basado en el concepto de funciones globales-locales desarrollado por Mote /7/ y aplicado por Benzley /8/ para problemas de fractura estática. Con esta formulación el campo de desplazamientos se interpola de la forma siguiente:

$$u_i = N_{ij} d_j + H_{ij} \beta_j \quad (1)$$

siendo

u_i el campo de desplazamientos
 N_{ij} las funciones de forma locales
 H_{ij} las funciones globales
 d_j, β_j parámetros incógnita

En un problema de fractura dinámica, la expresión (1) puede interpretarse del modo siguiente:

$$u_1 = u = N_{1j} d_j + K_I (F_{I1} - N_{1j} F_{I1}^j) \quad (2.a)$$

$$u_2 = v = N_{2j} d_j + K_I (F_{I2} - N_{2j} F_{I2}^j) \quad (2.b)$$

donde K_I es el Factor de Intensidad de Tensión dinámico, F_{Ii} las soluciones teóricas de un problema de Fractura dinámica, y F_{Ii}^j representa el valor de la función F_{Ii} evaluada en el nudo j .

Con esta interpolación, los parámetros d_j representan además los desplazamientos nodales y la incorporación de las funciones teóricas F_{Ii} permite el cálculo preciso de los campos característicos en la vecindad de la grieta.

Además, la interpolación clásica del MEF ha sido sustituida en el elemento especial (tipo A) por otra del tipo "blended" que permite la modelización cinemática de las condiciones de desplazamiento cuando el borde de la grieta se encuentra en un nudo intermedio. Para asegurar la compatibilidad del campo de desplazamientos, se definen unos elementos de transición (tipo B) que rodean al elemento especial y que suavizan la interpolación hasta la isoparamétrica convencional de los restantes elementos de la estructura (tipo C).

Los detalles de esta técnica pueden encontrarse en la referencia /5/ y el esquema resultante se representa en la Figura 1.

Esta formulación global-local permite la inclusión de cargas de origen térmico en el análisis de Fractura. La ecuación constitutiva de un medio termoelástico lineal e isótropo es:

$$\sigma_{ij} = \lambda u_{r,r} \delta_{ij} + \mu (u_{i,j} + u_{j,i}) - \gamma T \delta_{ij} \quad (3)$$

donde λ , μ son las constantes de Lamé, T el incremento de temperatura respecto a la de referencia y

$$\gamma = \alpha(3\lambda + 2\mu) \quad (4)$$

siendo α el coeficiente de dilatación térmica lineal.

En general, los parámetros $\lambda, \mu, \gamma, \alpha$ serán variables con la temperatura, con lo que a efectos del análisis el material queda convertido en heterogéneo.

Si se admite que la distribución de temperaturas en el medio es regular, la ecuación (3) permite deducir que la singularidad del tipo $r^{-\frac{1}{2}}$ característica del campo de tensiones en un problema de Fractura, está asociada a la singularidad del mismo tipo de las deformaciones $u_{i,j}$ en la vecindad de la grieta. En consecuencia, los efectos térmicos representados por el término $\gamma T \delta_{ij}$ no afectan al campo singular asociado al Factor de Intensidad de Tensión, I_j siendo los términos de orden superior los que recogen la influencia de dichos efectos /9/. En la formulación que aquí se presenta, dichos términos, no singulares, se ajustan mediante funciones polinómicas, lo que permite la aproximación de los efectos térmicos a través del método de los Elementos Finitos.

Por otra parte, la ecuación del movimiento en un medio termoelástico puede expresarse en un sistema de ejes móvil con la punta de la grieta como

$$(\lambda + \mu) u_{j,ij} + \mu u_{i,jj} + \frac{\partial \lambda}{\partial T} T_{,i} u_{r,r} + \frac{\partial \mu}{\partial T} T_{,j} (u_{i,j} + u_{j,i}) - \frac{\partial \gamma}{\partial T} T_{,i} T - \gamma T_{,i} = \rho \left(\frac{\partial^2 u_i}{\partial t^2} - 2\dot{a} \frac{\partial u_i}{\partial x \partial t} + \dot{a}^2 \frac{\partial u_i}{\partial x^2} - \ddot{a} \frac{\partial u_i}{\partial x} \right) \quad (5)$$

Aceptando también que la distribución de temperaturas en el medio, así como la dependencia de las propiedades mecánicas respecto a la temperatura pueden expresarse mediante funciones regulares, el análisis de singularidad de la ecuación (5) en el entorno próximo a la punta de la grieta conduce a la expresión

$$(\lambda + \mu) u_{j,ij} + \mu u_{i,jj} = \rho \dot{a}^2 \frac{\partial^2 u_i}{\partial x^2} \quad (6)$$

que coincide con la ecuación del movimiento en un medio isoterma, con la particularidad de que λ, μ toman los valores locales correspondientes a la temperatura del borde de la grieta.

En consecuencia, la solución teórica representada por F_{I_j} , incorporada al análisis de forma global y obtenida para el caso isoterma, es igualmente aplicable bajo la acción de cargas térmicas.

El crecimiento de la grieta se ha simulado mediante el desplazamiento de un único elemento, el elemento especial, y distorsionando el mallado de los elementos tipo B circundantes. Periódicamente es necesaria una regeneración del mallado para evitar una distorsión excesiva. La Figura 1 representa el esquema seguido en la propagación.

Las aceleraciones de los puntos materiales \ddot{u}_i se interpolan de forma diferente en los elementos A, B y C. Este hecho, junto con el desplazamiento de mallado utilizado para la simulación del crecimiento, introduce algunos errores numéricos que pueden corregirse utilizando un principio de trabajos virtuales mixto que abarque los instantes t_1 y $t_2 = t_1 + \Delta t$ en la forma siguiente.

$$\int_V \sigma_{ij}^2 \delta u_{i,j}^2 dv + \int_V \rho \ddot{u}_i^2 \delta u_i^2 dv - \int_{\partial V_T^2} \overline{T}_i^2 \delta u_i^2 ds + \int_V \sigma_{ij}^1 \delta u_{i,j}^2 dv +$$

$$+ \int_V \rho \ddot{u}_i^1 \delta u_i^2 dv - \int_{\partial V_T^1} \overline{T}_i^1 \delta u_i^2 ds - \int_{\Delta \Sigma} T_i^1 \delta u_i^2 ds = 0 \quad (7)$$

donde los superíndices 1 y 2 denotan los instantes t_1 y t_2 respectivamente, y $\Delta \Sigma$ es la nueva superficie creada durante la propagación entre dichos instantes.

La introducción de la interpolación expresada en (2) en el principio variacional (7) da lugar a un sistema de ecuaciones diferenciales que se ha resuelto por el método de integración de Newmark que conduce a una matriz de rigidez equivalente que resulta ser no simétrica. Este problema se ha resuelto mediante un sencillo proceso iterativo dado el pequeño grado de asimetría. La naturaleza misma del principio variacional (7) marca un ligero carácter oscilante a la solución /10/.

El planteamiento de esta interpolación a través del MEF requiere técnicas de integración especiales para la evaluación de las matrices de rigidez y de masas y de las cargas térmicas nodales equivalentes asociadas al Factor de Intensidad de Tensión. Esto es debido a dos causas:

- Por una parte, la interpolación global introduce términos singulares en la formulación.
- Y por otra, las funciones locales de tipo blended presentan una discontinuidad en sus derivadas.

3.- INTEGRALES INVARIANTES A Y B EN FRACTURA TERMICA

Como vía alternativa de análisis, las integrales A y B /5/, han sido reformuladas de manera que admiten la existencia de cargas de origen térmico, y permiten conocer el estado del material en la zona próxima al borde de la grieta a través de los campos de tensiones y desplazamientos en la lejanía, que pueden evaluarse con mayor precisión a través del MEF.

Con estos planteamientos integrales se soslaya el inconveniente de la falta de precisión de los elementos standard para la evaluación numérica de los campos singulares característicos de un proceso de fractura. En consecuencia, la simulación del crecimiento de la grieta puede llevarse a cabo mediante la sencilla técnica de la relajación nodal sustituyendo las condiciones de desplazamiento del borde de la grieta por unas condiciones aproximadas de fuerza.

Para la obtención de estas nuevas magnitudes integrales, se tendrá presente la ecuación del movimiento de un medio continuo referida a un sistema de ejes móvil con la punta de la grieta que se puede expresar

$$\sigma_{ij,j} = \rho \left(\frac{\partial^2 \bar{u}_i}{\partial t^2} - 2\dot{a} \frac{\partial^2 u_i}{\partial x \partial t} + \dot{a}^2 \frac{\partial^2 u_i}{\partial x^2} - \ddot{a} \frac{\partial u_i}{\partial x} \right) \quad (8)$$

Se considera la siguiente integral de superficie

$$I = \int_{\partial V} (\sigma_{ij} \bar{u}_i - \rho \dot{a}^2 \frac{\partial u_i}{\partial x} \delta_{ij} \bar{u}_i - \dot{\sigma}_{ij} u_i + \rho \dot{a}^2 \frac{\partial \bar{u}_i}{\partial x} \delta_{ij} u_i) n_j ds \quad (9)$$

siendo

V un dominio circundado por una superficie ∂V simplemente conexa.

$\bar{u}_i, \dot{\sigma}_{ij}$ unos campos auxiliares de desplazamiento y tensiones.

n_i el vector unitario normal a ds .

δ_{ij} el delta de Kronecker.

Aplicando a esta expresión integral el teorema de Gauss generalizado, restringiendo el análisis a un caso de deformación plana (Figura 2) y seleccionando como campos auxiliares los siguientes:

$$\bar{u}_1 = \bar{u} = -r_d^{-\frac{1}{2}} \cos \frac{\theta d}{2} + \frac{2\alpha_d \alpha_s}{1+\alpha_s} r_s^{-\frac{1}{2}} \cos \frac{\theta s}{2} \quad (10)$$

$$\bar{u}_2 = \bar{v} = -\alpha_d r_d^{-\frac{1}{2}} \sin \frac{\theta d}{2} + \frac{2\alpha_d}{1+\alpha_s} r_s^{-\frac{1}{2}} \sin \frac{\theta s}{2} \quad (11)$$

$$\alpha_d^2 = 1 - \left(\frac{\dot{a}}{c_d} \right)^2 \quad \alpha_s^2 = 1 - \left(\frac{\dot{a}}{c_s} \right)^2 \quad r_d e^{i\theta d} = x + i\alpha_d y \quad r_s e^{i\theta s} = x + i\alpha_s y \quad (12)$$

$$\dot{\sigma}_{ij} = \lambda \delta_{ij} \bar{u}_{r,r} + \mu (\bar{u}_{i,j} + \bar{u}_{j,i}) \quad (13)$$

puede obtenerse, teniendo en cuenta la ecuación constitutiva (3) de un medio termoelástico, una expresión integral de la forma

$$\begin{aligned} A &= \int_{\Gamma_2} \left[(T_i \bar{u}_i - \bar{T}_i u_i) dl - \rho \dot{a}^2 \left(\frac{\partial u_i}{\partial x} \bar{u}_i - \frac{\partial \bar{u}_i}{\partial x} u_i \right) dy \right] = \\ &= \int_{\Gamma_1} \left[(T_i \bar{u}_i - \bar{T}_i u_i) dl - \rho \dot{a}^2 \left(\frac{\partial u_i}{\partial x} \bar{u}_i - \frac{\partial \bar{u}_i}{\partial x} u_i \right) dy \right] + \end{aligned}$$

$$+ \int_{\Sigma} \left[\rho \left(-\frac{\partial^2 u_i}{\partial t^2} + 2\dot{a} \frac{\partial^2 u_i}{\partial x \partial t} + \ddot{a} \frac{\partial u_i}{\partial x} \right) \bar{u}_i + \gamma T \bar{u}_{r,r} \right] ds \quad (14)$$

La evaluación de A puede efectuarse mediante la integración a lo largo de Γ_2 infinitamente próximo al borde de la grieta (vid. Figura 2) de manera que se relaciona con el Factor de Intensidad de Tensión dinámico en la forma

$$A = C(\dot{a}, T) K_I \quad (15)$$

siendo $C = C(\dot{a}, T)$ una constante dependiente de la velocidad de propagación \dot{a} y de las propiedades del material, y por tanto de la temperatura.

La aplicación de la integral A a un problema de Fractura se realiza por el contrario mediante su evaluación a lo largo de un contorno alejado del borde de la grieta Γ_1 y de una integral sobre el área Σ .

La segunda integral invariante se obtiene a partir de la siguiente expresión integral.

$$I = \int_{\partial V} \left[\sigma_{ij} u_{i,1} - \left(\frac{1}{2} \rho \dot{a}^2 u_{i,1} u_{i,1} + W \right) \delta_{1j} \right] n_j ds \quad (16)$$

donde W representa la energía de deformación que en un medio termoelástico lineal obedece a la expresión

$$W = \frac{1}{2} \lambda u_{i,i} u_{j,j} + \frac{1}{2} \mu (u_{i,j} u_{i,j} + u_{i,j} u_{j,i}) - \gamma T u_{r,r} \quad (17)$$

Aplicando a la expresión (16) el teorema de Gauss generalizado, y reduciendo el análisis a problemas bidimensionales, análogamente a lo realizado con la integral A, puede obtenerse la igualdad

$$\begin{aligned} B &= \int_{\Gamma_2} \left[\left(\frac{1}{2} \rho \dot{a}^2 u_{i,1} u_{i,1} + W \right) dy - T_i u_{i,1} dl \right] = \\ &= \int_{\Gamma_1} \left[\left(\frac{1}{2} \rho \dot{a}^2 u_{i,1} u_{i,1} + W \right) dy - T_i u_{i,1} dl \right] + \\ &+ \int_{\Sigma} \left\{ \rho \left(\frac{\partial^2 u_i}{\partial t^2} - 2\dot{a} \frac{\partial^2 u_i}{\partial x \partial t} - \ddot{a} \frac{\partial u_i}{\partial x} \right) u_{i,1} - \left[\frac{1}{2} \frac{\partial \lambda}{\partial T} u_{i,1} u_{j,j} + \right. \right. \\ &\left. \left. + \frac{1}{2} \frac{\partial \mu}{\partial T} (u_{i,j} u_{i,j} + u_{i,j} u_{j,i}) - \gamma u_{r,r} - \frac{\partial \gamma}{\partial T} T u_{r,r} \right] T_{,1} \right\} ds \quad (18) \end{aligned}$$

El análisis de singularidad de las magnitudes subintegrales a lo largo del contorno Γ_2 pone de manifiesto que el valor de B es independiente de dicho contorno Γ_2 si se elige infinitamente próximo al borde de la grieta.

Por otra parte, puede demostrarse que en el sistema de ejes locales la integral B admite la expresión alternativa

$$B = \int_{\Gamma_2} \frac{1}{2} (\rho \dot{u}_i \dot{u}_i + \bar{\sigma}_{ij} u_{i,j}) dy + \frac{1}{\dot{a}} \int_{\Gamma_2} \bar{\sigma}_{ij} n_j \dot{u}_i dl \quad (19)$$

donde Γ_2 en un contorno infinitamente próximo al borde de la grieta y $\bar{\sigma}_{ij}$ re-

presenta las tensiones elásticas en un medio isoterma. La expresión (19) coincide con la establecida por Freund /11/ para la velocidad de relajación de energía dinámica, con lo que la integral B puede relacionarse directamente con el Factor de Intensidad de Tensión dinámico K_I en la forma

$$B = \frac{1}{2\mu} A_I(\dot{a}, T) K_I^2 \quad (20)$$

siendo

$$A_I(\dot{a}, T) = \frac{\alpha_d (1 - \alpha_s^2)}{4\alpha_d \alpha_s - (1 + \alpha_s^2)^2} \quad (21)$$

En la formulación de estas integrales para problemas térmicos, la relación constitutiva entre tensiones y temperatura, y la variación de las propiedades mecánicas en el medio a través de la temperatura, conducen a la aparición de nuevos términos de integrales de área. Así, frente a la expresión clásica de la integral J de Rice, la consideración de efectos de inercia y cargas de origen térmico complica notablemente las expresiones invariantes A y B en forma de integrales de área que deben evaluarse junto con las de línea.

Como contrapartida, el cálculo de tensiones y desplazamientos puede efectuarse mediante un código de elementos finitos standard, con la implementación de la técnica de la relajación nodal.

4.- RESULTADOS

Las técnicas descritas se han aplicado a problemas de Fractura térmica, obteniéndose una buena correlación entre ellas y con resultados recogidos en la bibliografía.

En el primer ejemplo (Figura 3) se simula la propagación cuasiestática de una grieta de longitud inicial $a_0/w = 0.25$ en un panel rectangular con la geometría de la figura, y sometido a una distribución lineal de temperaturas. Se ha utilizado el elemento finito especial con dos técnicas de simulación del crecimiento de grieta: Desplazamiento de mallado (curva 1) y desplazamiento del nudo intermedio (curva 2), así como la integral B reducida al caso estático (curva 3).

Este mismo problema ha sido analizado por Wilson y Yu /1/ mediante su integral J modificada, obteniendo para $a/w = 0.5$ valores de K_I^* que oscilan entre 0.4978 y 0.5114 para los distintos contornos de integración.

En el segundo ejemplo, se considera el mismo panel y con la misma distribución de temperaturas, y se postula una grieta de longitud inicial $a_0/w=0.25$ que se propaga a velocidad constante $\dot{a} = 0.2 \text{ C} \text{ (T=0)}$. En la figura 4 se representan los resultados obtenidos con las tres técnicas descritas, que muestran una buena correlación.

REFERENCIAS

- /1/ Wilson, W.K., Yu, I.W., Int. J. Fract., 5, pp.377-387, (1979).
- /2/ Blackburn, W.S., Jackson, A.D., Int. J. Fract., 13, pp. 183-200, (1977).
- /3/ Chen, W.H., Chen, K.T., Int. J. Fract., 17, pp. R99-103, (1981).
- /4/ Muscati, A., Lee, D.J., Int. J. Fract., 25, pp. 227-246, (1984).

- /5/ Miranda, I., Bastero, J.M., Mnez. Esnaola, J.M., Anales de Mecánica de la Fractura, 2, pp. 121-128, (1985).
- /6/ Martínez Esnaola, J.M., Miranda, I., Bastero, J.M., Anales de Ingeniería Mecánica Año 3, nº 1, pp. 295-300, (1985)
- /7/ Mote, C.D., Int. J. Num. Meth. Eng., 3, pp. 565-574, (1971)
- /8/ Benzley, S.E., Int. J. Num. Meth. Eng., 8, pp. 537-545, (1974)
- /9/ Martínez Esnaola, J.M., Miranda, I., Bastero J.M., "Application of a global local blended type finite element in thermal fracture", aceptado en "The 6 th. European Conference on Fracture (ECF6)", Junio 1986.
- /10/ Nishioka, T., Atluri, S.N., J. Appl. Mech., 47, pp. 570-576, (1980).
- /11/ Freund, L.B., Journ. of Elast., 2, pp. 341-349, (1972).

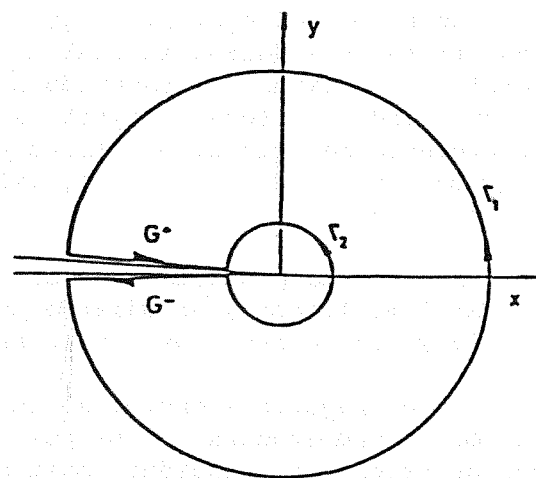
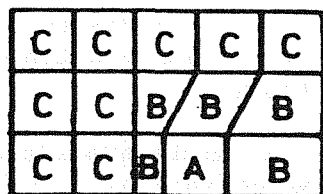
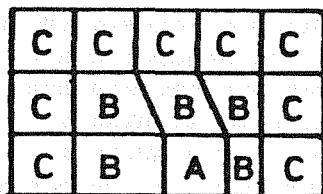
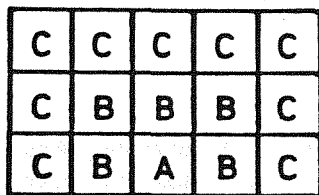


Fig. 1 - Elemento especial:
Desplazamiento y
regeneración del
mallado.

Fig. 2 - Selección de los con-
tornos de integración.

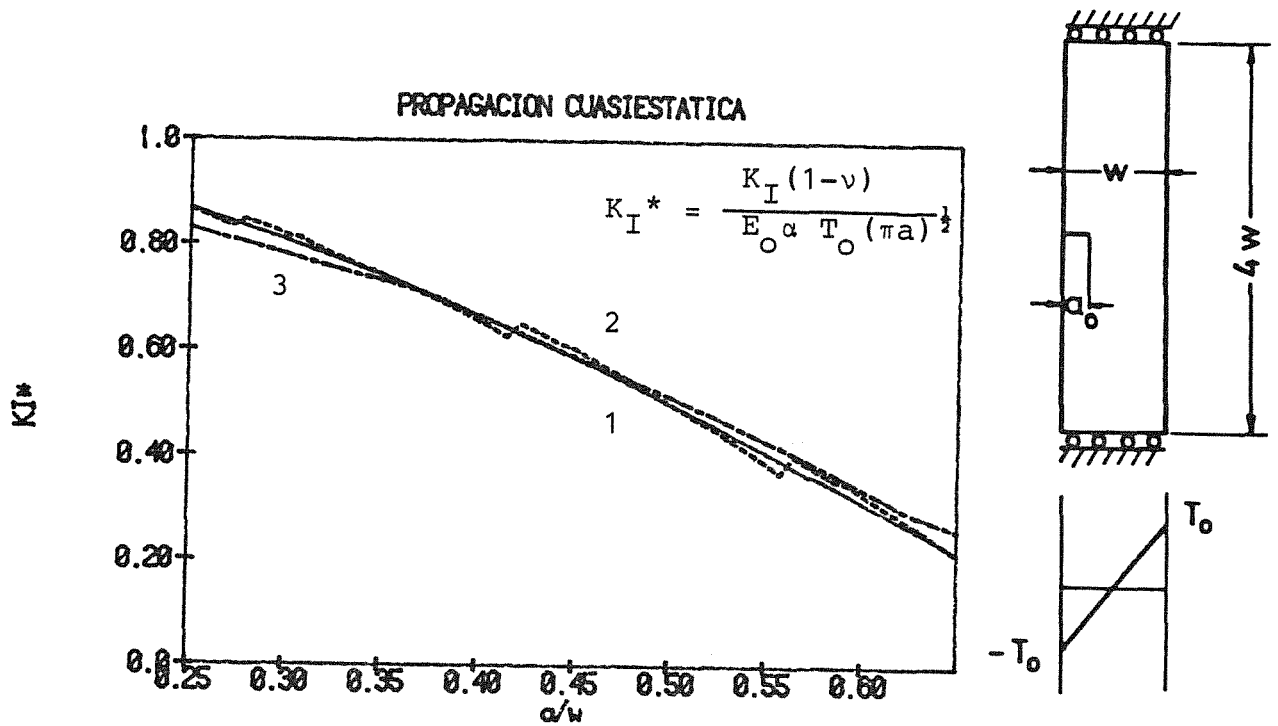


Fig. 3 - Propagación cuasiestática bajo cargas térmicas.

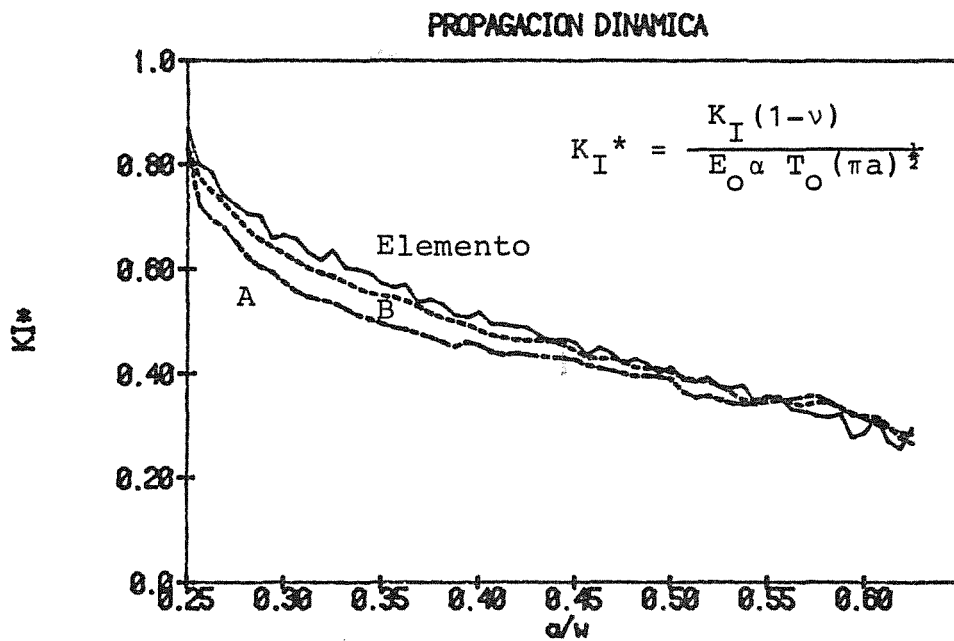


Fig. 4 - Propagación dinámica bajo cargas térmicas: Comparación de métodos.

APLICACION DE LA INTEGRAL INVARIANTE A AL ESTUDIO DE PROPAGACION DINAMICA DE GRIETAS

J.M. MARTINEZ ESNAOLA, J.M. BASTERO DE ELEIZALDE

CEIT (Centro de Estudios e Investigaciones Técnicas de Guipúzcoa)
Bº de Ibaeta, s/n. 20009 - SAN SEBASTIAN -

En esta comunicación, se presenta un nuevo método para la resolución del problema de propagación de una grieta en un medio elástico lineal e isotrópico. En este estudio de propagación, el análisis de Fractura se realiza mediante una integral invariante (integral A) definida mediante un campo auxiliar de desplazamientos, y el crecimiento de la grieta se simula mediante la técnica de relajación nodal.

In this paper, a new method of solving the problem of fast propagation of a crack in a linear elastic isotropic medium is shown. A path-independent integral (integral A), which was defined using an auxiliary displacement field, and nodal release to simulate the crack growth are used in this propagation study.

1.- INTRODUCCION

La caracterización completa del comportamiento de un material a Fractura dinámica es un objetivo complejo que requiere una importante interacción entre los trabajos metalúrgicos y mecánicos. La dificultad en la medida experimental de velocidades de propagación del orden de 10^3 m/s y la complejidad de la teoría matemática de la Fractura dinámica son bien conocidas /1-2/.

Estos hechos han conducido a que el análisis de los materiales en su comportamiento frente a Fractura dinámica se aborde a través de dos estudios complementarios, denominados de generación y de propagación.

En el estudio de generación se supone conocida la evolución temporal del crecimiento de la grieta $[a=a(t)]$, y por tanto su velocidad de propagación en cada instante $[\dot{a}=\dot{a}(t)]$ y el objetivo es la determinación del Factor de Intensidad de Tensión instantáneo para un sistema de cargas dado /3-6/.

Como puede entenderse fácilmente, este estudio no permite por si solo el análisis completo de un problema de Fractura dinámica. En efecto, el problema más general que cabe plantearse frente al fenómeno de propagación inestable de una grieta, concierne a la determinación de la velocidad instantánea de crecimiento y de la longitud final -en caso de detención-, cuando se conocen la geometría de la estructura, las características del material, y las cargas mecánicas presentes, y se postula la existencia de una grieta inicial de tamaño dado.

El problema planteado en estos términos es indudablemente de gran interés desde el punto de vista ingenieril, y se engloba en el ámbito de lo que en la bibliografía se denomina estudio de propagación. En esencia, se trata de predecir el comportamiento de una grieta en el seno de una estructura sometida a un sistema de cargas y condiciones de contorno conocidas.

A lo largo de este trabajo se va a presentar un estudio de propagación basado en el empleo de una integral invariante, la integral A /7-8/, definida con el concurso de un campo auxiliar de desplazamientos. Para evaluar la aplicabilidad de este estudio, se resuelve un caso práctico y se comparan los resultados con los obtenidos previamente por otros investigadores.

2.- ESTUDIOS DE PROPAGACION

Como se ha dicho en el apartado precedente, los estudios de propagación tienen por objeto determinar en una estructura y sistema de cargas dados: a) si una grieta preexistente (de longitud conocida) se propaga o no; b) en caso de propagarse, la velocidad instantánea de crecimiento; c) y en consecuencia, si la grieta se detiene y a qué profundidad.

En este ámbito, la caracterización del material en su comportamiento frente al fenómeno de propagación de grietas juega un papel primordial, y ha sido objeto de estudio por parte de numerosos investigadores, llegándose a definir un parámetro denominado tenacidad a Fractura dinámica, K_{ID} .

Existe hoy día una viva controversia acerca de la unicidad-y aún existencia- de ese parámetro /9-10/. Dejando al margen esa problemática, que se aparta claramente del propósito de estas líneas, aceptaremos que existe, que está unívocamente relacionado con la velocidad de propagación y que se expresa como:

$$K_{ID} = K_{ID}(\dot{a}) \quad (1)$$

Con esta hipótesis seguimos el sentir más general y extendido entre los especialistas /9-10/. Sin embargo la validez del método que se va a desarrollar es general y bastaría modificar ligeramente las ecuaciones, que se escribirán a continuación, para adecuarlas al caso de que la tenacidad a Fractura dinámica fuese también función, por ejemplo, de la aceleración de propagación de la grieta.

El criterio de Fractura puede expresarse de la forma siguiente:

$$f(\dot{a}) = K_I(t, \dot{a}) - K_{ID}(\dot{a}) = 0 \quad (2)$$

y esta ecuación debe interpretarse también como una auténtica ecuación del movimiento, de manera que en cada instante de tiempo t , la grieta se propaga a la velocidad \dot{a} que satisface esa ecuación.

A la vista de la ecuación (2) resulta evidente el carácter no lineal del problema planteado: para calcular la velocidad instantánea de propagación es necesario conocer el valor del Factor de Intensidad de Tensión cuya determinación requiere a su vez el conocimiento del movimiento de la grieta.

Para resolver este problema, se procede de un modo iterativo e incremental. En efecto, supongamos que en el instante t_1 se conoce la velocidad \dot{a}_1 y por consiguiente el Factor de Intensidad de Tensión que satisfacen la ecuación anterior, es decir, se verifica:

$$f(\dot{a}_1) = K_I(t_1, \dot{a}_1) - K_{ID}(\dot{a}_1) = 0 \quad (3)$$

En el instante $t_2 = t_1 + \Delta t$ la velocidad será:

$$\dot{a}_2 = \dot{a}_1 + \Delta \dot{a} \quad (4)$$

y el Factor de Intensidad de Tensión:

$$K_I(t_1 + \Delta t, \dot{a}_1 + \Delta \dot{a}) = K_I(t_1, \dot{a}_1) + \frac{\partial K_I}{\partial t} \Big|_{t_1, \dot{a}_1} \Delta t + R = K_I^P + R \quad (5)$$

siendo R un residuo.

Esta predicción del Factor de Intensidad de Tensión, K_I^P , puede utilizarse para calcular el valor de la velocidad \dot{a}_2 en el instante t_2 de manera que se satisfaga la relación:

$$K_I^P(t_2, \dot{a}_2) - K_{ID}(\dot{a}_2) = 0 \quad (6)$$

De este modo, conocida la velocidad de propagación \dot{a}_2 en el instante t_2 puede calcularse el Factor de Intensidad de Tensión $K_I(t_2, \dot{a}_2)$, y, en consecuencia, evaluar el error cometido en la aproximación.

$$K_I(t_2, \dot{a}_2) - K_I^P(t_2, \dot{a}_2) \quad (7)$$

que será evidentemente función del residuo R de la ecuación (5).

3.- EMPLEO DE LA INTEGRAL A

La sistemática precedente se ha concretado con el uso de la integral A para determinar el valor de $\partial K_I / \partial t$. En efecto, reparemos que la integral A-vid figura 1-.

$$A=C(\dot{a}) K_I(t) = \int_{\Gamma_I} \left[(T_i \hat{u}_i - \hat{T}_i u_i) dl - \rho \dot{a}^2 \left(\frac{\partial u_i}{\partial x} \hat{u}_i - \frac{\partial \hat{u}_i}{\partial x} u_i \right) dy \right] +$$

$$+ \int_{\Sigma} \rho \left(- \frac{\partial^2 u_i}{\partial t^2} + 2\dot{a} \frac{\partial^2 u_i}{\partial x \partial t} + \ddot{a} \frac{\partial u_i}{\partial x} \right) \hat{u}_i ds \quad (8)$$

suministra el valor del Factor de Intensidad de Tensión $K_I(t)$. Una derivación temporal y la hipótesis de velocidad de propagación de la grieta constante conducen a la expresión de $\partial K_I / \partial t$.

$$A=C(\dot{a}) \frac{\partial K_I(t)}{\partial t} = \int_{\Gamma_I} \left[\left(\frac{\partial T_i}{\partial t} \hat{u}_i - \hat{T}_i \frac{\partial u_i}{\partial t} \right) dl - \right.$$

$$\left. - \rho \dot{a}^2 \left(\frac{\partial^2 u_i}{\partial x \partial t} \hat{u}_i - \frac{\partial \hat{u}_i}{\partial x} \frac{\partial u_i}{\partial t} \right) dy \right] -$$

$$- \int_{\Sigma} \rho \hat{u}_i \frac{\partial}{\partial t} \left(\frac{\partial^2 u_i}{\partial t^2} - 2\dot{a} \frac{\partial^2 u_i}{\partial x \partial t} - \ddot{a} \frac{\partial u_i}{\partial x} \right) ds \quad (9)$$

A pesar de la notable complejidad de las expresiones integrales presentes en las ecuaciones (8) y (9), hay que tener presente que, como contrapartida, se emplean los campos de tensiones y desplazamientos en la lejanía de la grieta. En consecuencia, el análisis por elementos finitos puede efectuarse mediante un código de elementos standard, y el crecimiento de la grieta puede simularse de forma aproximada a través de la relajación nodal.

4.- RESULTADOS

Como muestra de los resultados obtenidos con la implementación de esta técnica, se presenta aquí la simulación numérica de un ensayo de laboratorio realizado por Kalthoff y sus colaboradores sobre una probeta RDCB de Araldita.

En la figura 2 se muestran la geometría de la probeta con la discretización utilizada y las propiedades físicas del material. La figura 3 representa la tenacidad dinámica determinada experimentalmente por Kalthoff /11/ y que ha sido empleada en la simulación.

En la figura 4 aparecen:

- A trazo continuo, la predicción de Factor de Intensidad de Tensión.
- A puntos, la evolución de la grieta.
- A trazo de punto y raya, la predicción de la velocidad de propagación hasta la detención.

Los resultados obtenidos muestran una excelente correlación con los resultados en la bibliografía. A efectos comparativos, se muestran también los resultados obtenidos por Nishioka y Atluri /6/ mediante una técnica de predicción diferente.

5.- CONCLUSIONES

Los resultados expuestos muestran una estimable concordancia con los obtenidos numericamente por Nishioka y Atluri /6/ con la gran ventaja de que el tiempo de computador se reduce sensiblemente.

Aunque no se da ningún dato al respecto en el artículo citado, se ha podido comprobar, en los estudios de generación, que el empleo de la integral invariante A y la técnica de relajación nodal suponen una reducción importante del tiempo de computación (del orden del 60%) frente a formulaciones que utilizan elementos especiales.

En el caso concreto que nos atañe, el tiempo de CPU en un computador Digital VAX 11/780 con 4 Mb de memoria y procesador de como flotante ha sido de 40 minutos.

REFERENCIAS

- /1/ Kanninen, M.F., "Numerical Methods in Fracture Mechanics", Ed. D.R.J. Owen, A.R. Luxmoore, pp. 612-633, (1980).
- /2/ Kanninen, M.F., "Numerical Methods in Fracture Mechanics", Ed. D.R.J. Owen, A.R. Luxmoore, pp. 433-456, (1980).
- /3/ Kobayashi, A.S., "Nonlinear and Dynamic Fracture Mechanics", Ed. N. Perrone, S.N. Atluri, ASME, AMD 35, pp. 19-36, (1979).
- /4/ Atluri, S.N. Nishioka, T., Nakagaki, M., "Nonlinear and Dynamic Fracture Mechanics", Ed. N. Perrone, S.N. Atluri, ASME, AMD 35, pp. 37-66, (1979).
- /5/ Nishioka, T., Atluri, S.N., Eng. Fract. Mech., 16 , pp. 157-175, (1982).
- /6/ Nishioka, T., Atluri, S.N., Eng. Fract. Mech., 16 , pp. 303-332, (1982).
- /7/ Miranda, I., Bastero, J.M., Mnez. Esnaola, J.M., Anales de Mecánica de la Fractura, 2 , pp. 121-128, (1985).
- /8/ Atkinson, C., Bastero, J.M., Miranda, I., "Path Independent Integrals in Fracture Dynamics Using Auxiliary Fields" , a publicar en Eng. Fract. Mech.
- /9/ Dally, J.W., Fourney, W.L., Irwing, G.R., Int. J. Fract., 27 , pp. 159-168, (1985).
- /10/ Kanninen, M.F., Int. J. Fract., 27 , pp. 299-312, (1985).
- /11/ Kalthoff, J.F., Beinert, J., Winkler, S., "Fast Fracture and Crack Arrest", ASTM, STP 627, pp. 161-176, (1977).

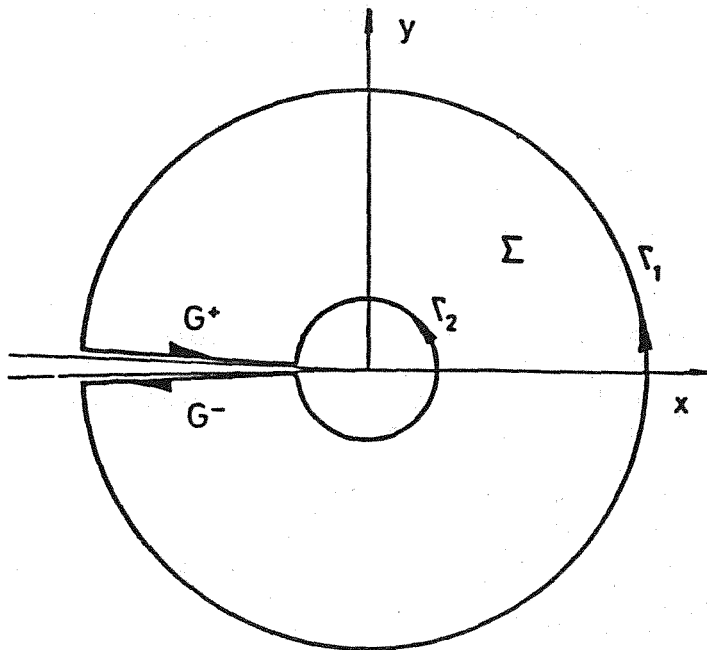
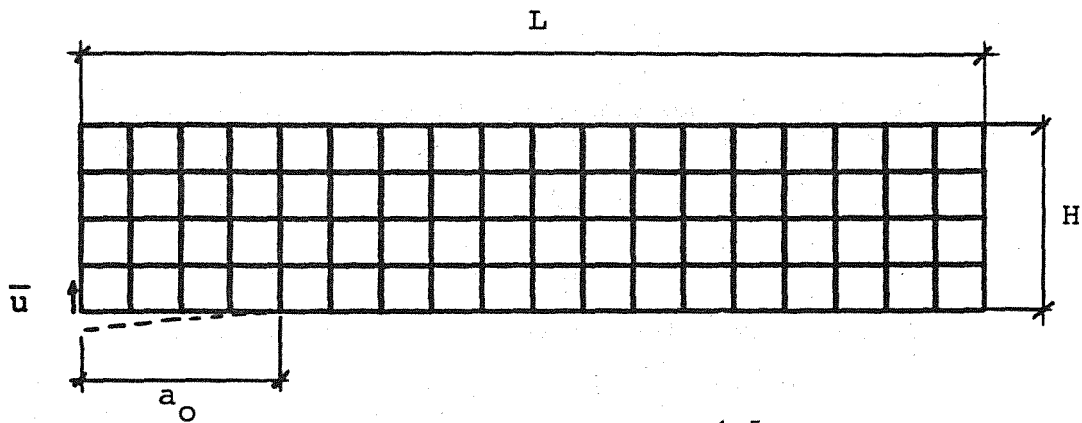


Fig. 1 - Selección del contorno de integración.



$$E = 3380 \text{ MN/m}^{1.5}$$

$$\nu = 0.33$$

$$\rho = 1172 \text{ Kg/m}^3$$

$$L = 305 \text{ mm}$$

$$H = 63.5 \text{ mm}$$

$$a_0 = 67.8 \text{ mm}$$

Fig. 2 - Geometría, discretización y propiedades físicas de la probeta.

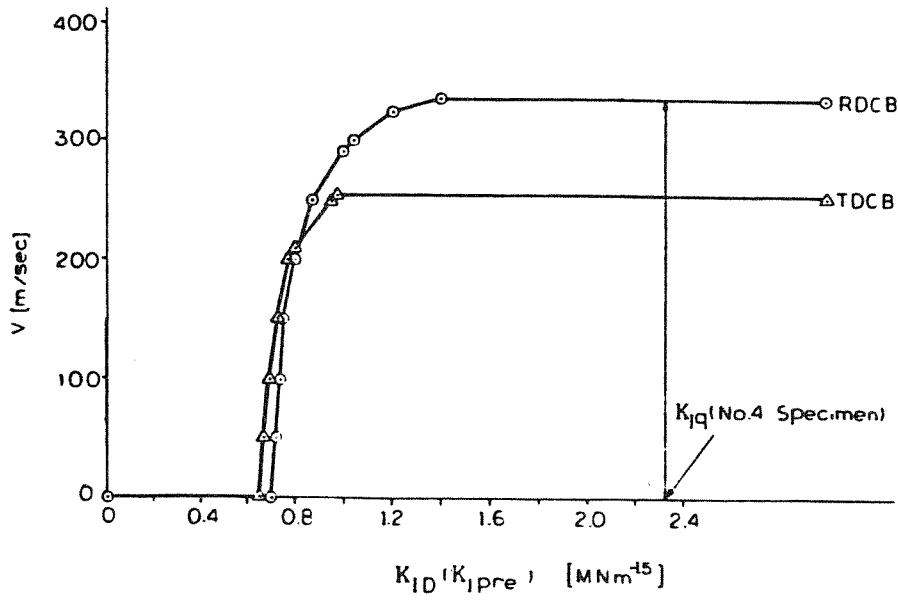


Fig. 3 - Tenacidad dinámica (Kalthoff /11/).

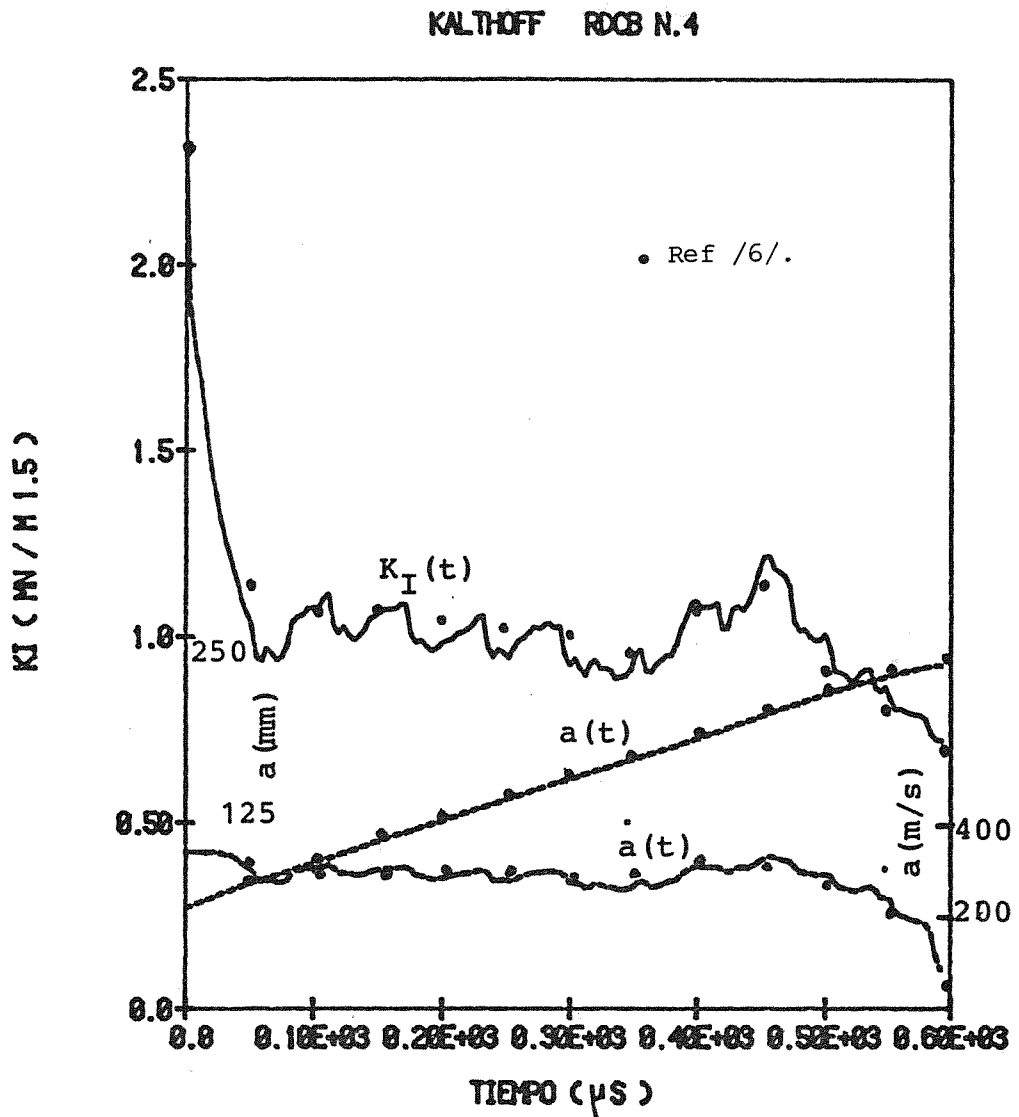


Fig. 4 - Variación del Factor de Intensidad de Tensión dinámica y predicción del movimiento de la grieta.

METODO DE CALCULO NUMERICO, APLICADO A LA FRACTURA DEL HORMIGON

Pablo Maturana y Manuel Elices

**Departamento de Física y Física de Materiales
E.T.S. Ingenieros de Caminos, Canales y Puertos
Universidad Politécnica de Madrid**

RESUMEN

El objetivo de este trabajo ha sido implementar un modelo de fractura del hormigón para el cálculo por ordenador, partiendo del concepto de fisura con cohesión /4, 11/.

El modelo se ha comprobado con los resultados experimentales de Petersson /7/, para los que se conocen los parámetros necesarios y se ha obtenido una buena concordancia.

En este estudio se ha detectado una gran sensibilidad del modelo a la forma descendente de la curva σ - ϵ en un ensayo de tracción simple de hormigón (que es un dato de entrada) y a la rigidez al esfuerzo cortante del hormigón fisurado.

ABSTRACT

The objective of this paper is to implement a computer program modelling the fracture behaviour of concrete according to the cohesive crack models /4, 11/.

To check this model, numerical calculations have been compared with Petersson's experimental results /7/, because the needed parameters are well known.

This work has shown that the model is very sensitive to the descending branch of a direct tensile test (an input data for calculations) and to shear stiffness of cracked concrete.

1.- INTRODUCCION

El comportamiento a tracción y la fisuración del hormigón están íntimamente relacionados /4/, lo cual hace esperar que la Mecánica de Fractura empiece a incorporarse en las ecuaciones constitutivas del hormigón.

El modelo que se ha utilizado considera que cuando en una región las tracciones alcanzan un valor f_t (resistencia a tracción del hormigón), se produce una singularidad en una banda en la cual se localiza la deformación, que es la región de fractura, de manera que las microfisuras existentes en dicha zona darán paso posteriormente a la formación de la macrogrieta /9/. Así el material fuera de la zona de fractura se descarga y las microfisuras pueden detenerse e incluso cerrarse.

De esta manera el modelo plantea dos ecuaciones distintas, una para el material "sano" y la otra para el material "deteriorado" que se encuentra en la zona de fractura.

En esta comunicación se plantea en forma muy breve el modelo teórico (el modelo se encuentra ampliamente desarrollado en las referencias /4/ y /10/) y luego se analizan los resultados obtenidos tras haber implementado el modelo en un programa de Elementos Finitos.

2.- DESCRIPCION DEL MODELO

En los modelos de zona cohesiva (figura 1) se supone que el hormigón es capaz de soportar tracciones entre la zona situada entre el fondo de la entalla y el punto donde la tensión alcanza el valor f_t . A esta región se la llama zona cohesiva y se puede modelizar suponiendo que la anchura es infinitesimal /5, 6/ o igual a varias veces el tamaño del árido utilizado, (casi siempre se toma igual a 3) /2/. En los cálculos realizados se ha utilizado un modelo del segundo tipo, y el tamaño de los elementos finitos se ha supuesto igual a la anchura de la banda cohesiva.

En la zona de fractura, tal como se ve en la figura 2, la deformación normal a la fisura se supone debida a dos contribuciones:

- a.- La deformación ϵ_{nn}^h del hormigón entre las microfisuras.
- b.- La deformación ϵ_{nn}^f que representa la apertura de las microfisuras.

Así tendremos la siguiente relación,

$$\Delta \epsilon = \Delta \epsilon^h + \Delta \epsilon^f$$

Donde ϵ^f , que se suele representar por un vector de 3 componentes, puede relacionarse con los desplazamientos relativos de una fisura determinada tal como se ve en la figura 3. Tales desplazamientos que son conocidos en Mecánica de Fractura nos permitirán representar los desplazamientos unitarios de la siguiente forma,

$$e^f = [\varepsilon_{nn}^f, \gamma_{nt}^f] \quad (2)$$

Análogamente las tensiones referidas al mismo sistema local serán:

$$s^f = [\sigma_{nn}, \sigma_{nt}] \quad (3)$$

Donde las deformaciones ε^f se pueden relacionar con los desplazamientos unitarios e^f , a través de una matriz de transformación adecuada N. Es decir:

$$\varepsilon^f = N e^f \quad (4)$$

De la misma manera,

$$s^f = N^T \sigma \quad (5)$$

Lo que permite disponer en forma separada de las relaciones tensión-deformación para el hormigón y la fisura.

Si se supone que las tensiones en la interfase se relacionan de forma incremental con las deformaciones en la fisura, puede escribirse:

$$\Delta s^f = D^f \Delta e^f \quad (6)$$

Donde D^f , que es la matriz de interfase, puede reflejar efectos como el **ablandamiento por deformación**, fluencia, etc. Si suponemos que no existe interacción en la transferencia de tensiones normales y cortantes a través de la fisura, se tiene:

$$D^f = \begin{vmatrix} D_c & 0 \\ 0 & G_c \end{vmatrix} \quad (7)$$

Donde,

$$D_c = D_c^a < 0, \text{ cuando la fisura se abre, y}$$

$$D_c = D_c^c > 0, \text{ cuando se cierra.}$$

2.1. Relación Tensión-Deformación en el Hormigón Sano

En este caso se ha considerado para la deformación ε^h del hormigón un comportamiento elástico y lineal, con lo que,

$$\Delta \sigma = D^h \Delta \varepsilon^h \quad (8)$$

2.2. Relación Tensión Deformación en el Hormigón Fisurado

Combinando adecuadamente las ecuaciones (1), (4), (6) y (8), es posible obtener los incrementos de tensión y deformación total mediante la ecuación:

$$\Delta\sigma = \left[D^h - D^h N \left[D^f + N^T D^h N \right]^{-1} N^T D^h \right] \Delta\varepsilon \quad (9)$$

De manera que la fisuración pueda ser tratada en forma muy similar a la plasticidad. Por otra parte, en la ecuación (9) se ve claramente que la rigidez del hormigón fisurado es menor que la del hormigón sano.

2.3. Planteamiento General del Modelo

Para aplicar la ecuación (9), además de los valores de N , es preciso conocer las rigideces del hormigón fisurado cuando se somete a esfuerzos normales y cortantes. Se supone que la rigidez normal del hormigón E y la rigidez normal de la fisura D_C^a , actúan como muelles conectados en serie (figura 4), por lo que se puede formular la rigidez equivalente en tracción /10/:

$$\frac{1}{E} + \frac{1}{D_C} = \frac{1}{E_T} \quad (10)$$

donde D_C^a se puede expresar en términos de E y E_T :

$$D_C^a = \frac{E E_T}{E - E_T} \quad (11)$$

Análogamente, la rigidez equivalente al esfuerzo cortante vendrá dada por:

$$\frac{1}{G} + \frac{1}{G_C} = \frac{1}{\beta G} \quad (12)$$

donde G_C se puede expresar en términos de β y G ,

$$G_C = \frac{\beta}{1-\beta} G$$

Este resultado se obtiene adoptando una aproximación muy simple, que consiste en suponer que la rigidez a esfuerzo constante del hormigón una vez fisurado se reduce por un factor β respecto al hormigón sano /11/.

3.- PARAMETROS DE FRACTURA

Si se desprecia la no linealidad en la rama ascendente, la curva tensión deformación queda definida por el módulo de elasticidad E , la resistencia a tracción f_t , la energía de fractura G_f , el diagrama de ablandamiento /3, 9/, y la anchura de la banda donde se distribuyen uniformemente las fisuras h .

Los diagramas de ablandamiento que se han utilizado son los representados en la figura 5 y han sido ajustados de acuerdo a la banda de fisuración escogida /9/, de manera que:

$$G_f = h \int \sigma_{nn} d\epsilon_{nn}^f \quad (14)$$

4.- PREDICCIÓN TEORICA Y CONTRASTACION CON LOS RESULTADOS EXPERIMENTALES

La predicción teórica se realizó mediante un programa de elementos finitos en que la fisuración es tratada en forma muy similar a la plasticidad, tal como se señaló anteriormente. El análisis se efectuó mediante incrementos de desplazamientos en el centro de la viga, al igual que como se realizaron los ensayos. Para la solución numérica se utilizó el método iterativo Newton-Raphson, es decir calculando la matriz tangente en cada iteración lo cual aumenta el tiempo de cálculo en cada iteración pero permite reducir el número de iteraciones en cada ciclo, reduciéndose así el tiempo total de cálculo.

En relación a la malla que se empleó, se puede señalar que se confeccionó con elementos cuadráticos de 8 nodos por elemento y se compararon los esquemas de integración de 9 y 4 puntos por elemento.

Para contrastar el modelo descrito con los resultados experimentales de Petersson /7/, se tomaron como datos de partida las características mecánicas medias del hormigón, siendo éstas:

$$E = 30000 \text{ MPa}, \quad \nu = 0,2, \quad f_t = 3,33 \text{ MPa}, \quad G_f = 124 \text{ N/m}$$

Por otra parte es interesante señalar que la malla empleada fue siempre la misma, utilizando como banda de fisuración un ancho aproximadamente igual a 3 veces el tamaño máximo del árido /1/, por lo que h se fijó en 20 mm.

También se compararon 2 formas de ablandamiento por deformación, una de forma lineal y otra bilineal (Fig. 5) /5, 7/. De esta manera teniendo las características mecánicas del hormigón y conociendo la forma de la rama de ablandamiento se ajustaron los parámetros restantes mediante las relaciones dadas (Fig. 5), de manera que la energía de fractura permaneciera constante al ajustarse ϵ_u en función del tamaño del elemento escogido /2/.

Finalmente se tomó un módulo de rigidez G_c (13), considerando que β puede variar entre 0 y 1. Por desconocerse información al respecto, se tantearon valores de $\beta = 0,300$ y $\beta = 0,001$.

De los resultados obtenidos se puede destacar en forma relevante la sensibilidad que presenta la predicción con respecto al valor de la G_f y a la forma del diagrama de ablandamiento /8, 11/ (Fig. 6 y 9) puesto que se puede observar que considerando los mismos parámetros iniciales el ajuste teórico es mucho más acertado si se considera el diagrama de ablandamiento bilineal.

También se ve la necesidad de conocer el comportamiento del hormigón a esfuerzo cortante una vez fisurado ya que el valor β modifica bastante los resultados de

la predicción y en este caso se puede ver que el mejor ajuste se obtuvo con un valor de β muy bajo 0,001 (Fig. 6 y 8).

Por último también conviene hacer notar, que el utilizar el esquema de integración numérica simple con 4 puntos por elemento es suficiente y que el incrementarlo a 9 no mejora sustancialmente los resultados obtenidos (figuras 6 y 7). Por esta última razón los cálculos se siguieron haciendo con integración simple.

5.- CONCLUSIONES

El ajuste teórico requiere un cabal conocimiento del diagrama de ablandamiento del hormigón /8, 11/ lo cual queda de manifiesto en este trabajo y hace resaltar la gran importancia que tiene el poder efectuar ensayos estables a tracción directa, que son los únicos que nos pueden dar toda la información necesaria, para estudiar el comportamiento de hormigones solicitados con predominio del Modo I.

Además, si se quiere seguir haciendo estudios teóricos de elementos solicitados en modo mixto es necesario conocer también el comportamiento del hormigón en Modo II. Para ello habría que efectuar ensayos estables que permitan obtener el parámetro β , cuya repercusión es grande, incluso en los casos en que predomine el modo I. En el ejemplo considerado se puede ver que el mejor ajuste es con un valor muy bajo de dicho coeficiente, de modo que la energía absorbida en fisuras por esfuerzo cortante sea mínima, ya que sólo los puntos de Gauss que se encuentran en el centro de la viga están en modo I puro y los restantes que están inclinadas dan origen a deformaciones por esfuerzo cortante.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean expresar su agradecimiento a los Prof. Miguel Angel Astiz y Jaime Planas por sus valiosas sugerencias y comentarios. Este trabajo se ha realizado contando con la financiación del proyecto del Comité Conjunto Hispano-Norteamericano 83/071.

REFERENCIAS

- /1/ Bazant, Z.P. y Oh, B.H., "Crack Band Theory for Fracture of Concrete. Materials and Structures", RILEM, 16, núm. 95, pp. 155-177, (1983).
- /2/ Bazant, Z.P., "Mechanics of Fracture and Progressive Cracking in Concrete Structures", Fracture Mechanics of Concrete, Martinus Nijhoff Publishers, (1985).
- /3/ Cornelissen, H.A.W., Reinhardt, H.W. y Hoedijk, D.A., "Experiments and Theory for the Application of Fracture Mechanics to Normal and Lightweight Concrete", Proceedings Int. Conf. on Fracture Mechanics of Concrete, pp. 419-429, (1985).
- /4/ Elices, M., "Fractura del Hormigón: Métodos de Cálculo Numérico", Informes

de la Construcción, 372, 37, pp. 5-18, (1985).

- /5/ Hillerborg, A., "Numerical Method to simulate Softening and Fracture of Concrete", Fracture Mechanics of Concrete, Martinus Nijhoff Publishers, (1985).
- /6/ Ingraffea, A.R. y Sauoma, V., "Numerical Modelling of Discrete Crack Propagation in Reinforced and Plain Concrete", Fracture Mechanics of Concrete, Martinus Nijhoff Publishers, (1985).
- /7/ Petersson, P.E., "Crack Growth and Development of Fracture Zones in Plain Concrete and Similar Materials", Report núm. TVBM-1006, Division of Building Materials, University of Lund, Sweden, (1981).
- /8/ Planas, J. y Elices, M., "Towards a Measure of G_F : An Analysis of Experimental Results", Proceedings Int. Conf. on Fracture Mechanics of Concrete, pp. 269-278, (1985).
- /9/ Planas, J., Elices, M., "Fractura del Hormigón en Régimen no Lineal. Intentos para medir la Energía de Fractura G ", Informes de la Construcción, 372, 37, pp. 35-52, (1985).
- /10/ Rots, J.G. y otros, "Smearred Crack Approach and Fracture Localization in Concrete", Heron, 30, núm. 1, (1985).
- /11/ Suidan, M. y Schnobrich, C., "Finite Element Analysis of Reinforced Concrete", Journal of the Structural Division, ASCE, 9, pp. 641-648, (1973).

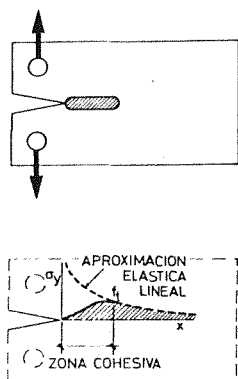


Fig. 1 - Probeta de hormigón con una región microfisurada. Comportamiento del hormigón - (σ - ϵ) en la región microfisurada y fuera de ella. /4/

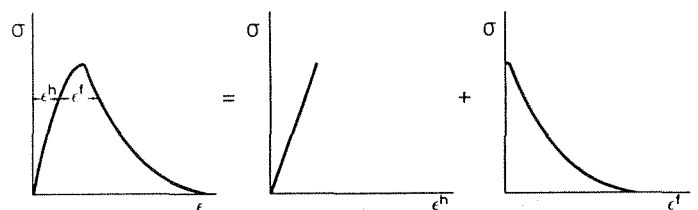
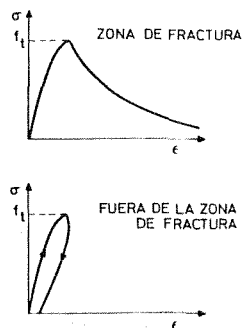


Fig. 2 - Deformación en la zona de fractura su poniendo contribuciones del hormigón y abertura de fisura.

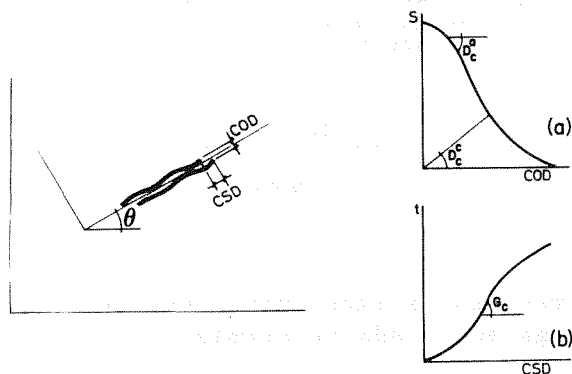


Fig. 3 - Desplazamiento relativo y rigideces D_c^a , D_c^c , G_c en la infestefase de la fisura.

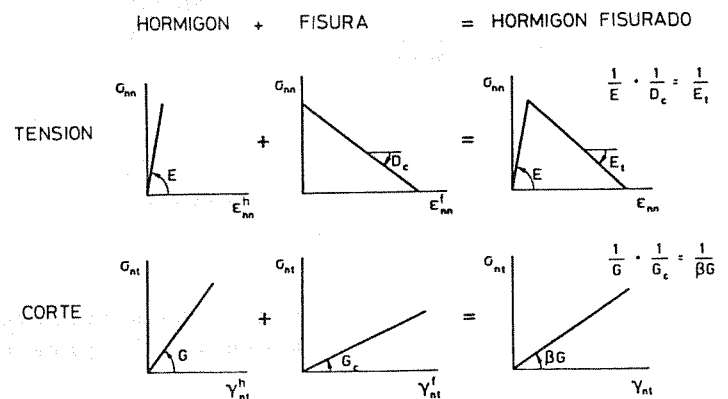
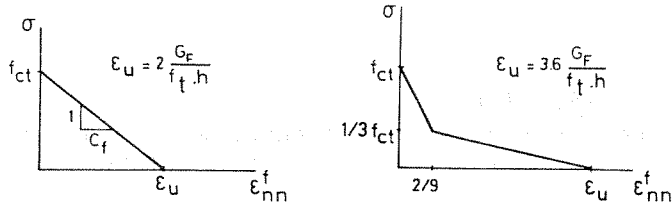


Fig. 4 - Planteamiento general del modelo.



a) MODELO DE BANDA COHESIVA
ABLANDAMIENTO LINEAL

b) MODELO DE BANDA COHESIVA
ABLANDAMIENTO BILINEAL

Fig. 5 - Diagramas de ablandamiento empleados.

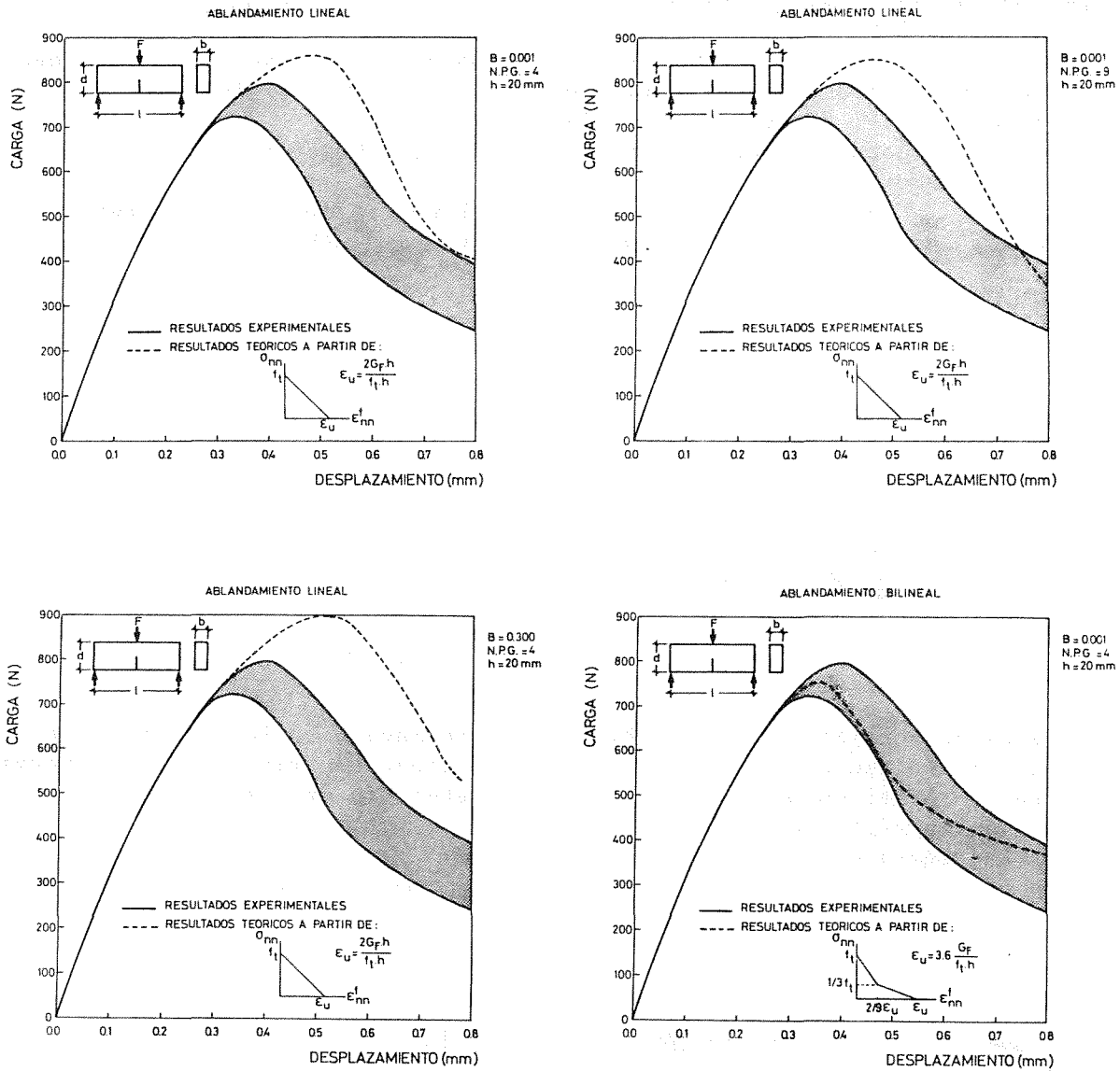


Fig. 6, 7, 8 y 9 - Predicciones teóricas y resultados experimentales según
Pettersson /7/ para una viga entallada de hormigón.

APORTACIONES AL MODELADO DEL CRECIMIENTO DE GRIETAS BAJO CARGAS IRREGULARES

F. Romano Velasco, S. Bresó Bolinches

Departamento de Mecánica Aplicada e Ing. Térmica
E.T.S. Ingenieros Industriales. Universidad de Valladolid

Los modelos de crecimiento de grietas bajo cargas de amplitud variable no son aplicables generalmente para valores dados de los parámetros del modelo para el material considerado, sino que dependen de la secuencia de cargas aplicada. Con el fin de evitar este problema, se analiza el comportamiento del material en las inmediaciones de la grieta, siguiendo cada elemento de material en las zonas en las que su comportamiento influye en la velocidad de crecimiento.

En la zona anterior a la fractura (zona plástica) se define su historia de tensiones y deformaciones cíclicas y su relación con la resistencia del material a la fractura, y en la zona ya fracturada en la que sus deformaciones residuales determinan el factor de intensidad de tensiones efectivo que actúa en el extremo de la grieta.

1.- INTRODUCCION

Los modelos mas conocidos para la predicción del crecimiento de grietas que tienen en cuenta los efectos transitorios producidos por la variación en la amplitud de la carga están basados en el estudio de la zona plástica desarrollada delante del extremo de la grieta y en la influencia que dichas variaciones tienen en ella

Sin embargo, para que los modelos anteriores sean aplicables es necesario ajustar los parámetros de los mismos para cada tipo de secuencia de cargas /1/. Mediante el análisis y modelado del comportamiento del material en las inmediaciones de la grieta y su seguimiento basado en el método de cálculo "ciclo a ciclo" se pretende tener en cuenta los efectos de secuencia y así eliminar la dependencia de los parámetros del modelo de la secuencia de cargas aplicada.

El modelado del comportamiento del material está basado en el comportamiento cíclico tensión-deformación del material que va a ser fracturado y en el cálculo del factor de intensidad de tensiones efectivo en el extremo de la grieta que será necesario para calcular el citado comportamiento cíclico.

2.- DISTRIBUCION DE DEFORMACIONES EN LA ZONA PLASTICA

Debido a dificultades matemáticas en el tratamiento de los problemas elasto-plásticos en grietas sometidas al modo I de carga, no ha sido posible establecer una distribución teórica de deformaciones unitarias delante del extremo de la grieta. Sin embargo, esta problema ha sido resuelto por Rice para el modo III, incluyendo el endurecimiento por deformación, y su solución aplicada al caso de deformación plana para el modo I de carga /2/. Según esta solución, la distribución de deformaciones unitarias tiene la forma: $\epsilon \sim r^{-1/(1+n)}$ donde r es la distancia al extremo de la grieta y n es el exponente de endurecimiento por deformación.

Experimentalmente, existen algunos trabajos para establecer esta distribución de deformaciones. Uno de ellos es debido a Davidson y Lankford /3/ en el que se establecen las relaciones entre distancia (r) y deformación (ϵ), siendo ésta proporcional a $r^{-1/2}$ en la zona de deformación cíclica y proporcional a $\ln(r)$ en la zona monótona, habiendo realizado las medidas de deformación en la superficie de la probeta (tensión plana).

La solución adoptada en este trabajo es intermedia, y en la que se ha impuesto la condición de que la deformación unitaria para r igual al tamaño de la zona plástica sea la deformación de fluencia. Para evitar la singularidad teórica que aparece para $r=0$, se traslada la curva una cantidad a_k de forma que en ese punto la deformación sea proporcional a la de fractura a tracción del material. De esta forma, la distribución adoptada es:

$$\epsilon = \epsilon_{ym} \left(\frac{a_k + r_{yk}}{a_k + r} \right)^{1/(u+n)} \quad (1)$$

donde u está en el intervalo $1 + (2-n)$.

Si el radio de la zona plástica se obtiene de $r_{p,c} = \alpha(K_I/\sigma_{ym})^2$ y combinando esta expresión con (1) tendremos la distribución para el nivel de carga definido por K_I . Las distribuciones así obtenidas se muestran en la figura 1.

3.- COMPORTAMIENTO CICLICO EN LA ZONA PLASTICA

3.1.- Curva Tensión-Deformación cíclica y Regla de endurecimiento cinemático.

Según *Laird /4/* y otros autores, el comportamiento cíclico tensión-deformación en el extremo de la grieta puede obtenerse con una buena aproximación de la curva cíclica tensión-deformación del material, extrapolando a las altas deformaciones esperadas en las cercanías del extremo de la grieta. Bajo esta premisa, tomaremos como dicha curva la dada por la expresión:

$$\begin{aligned} \sigma &= E \cdot \epsilon && \text{para } \epsilon \leq \epsilon_{ym} \\ \sigma &= \sigma_{ym} (\epsilon/\epsilon_{ym})^n && \text{para } \epsilon > \epsilon_{ym} \end{aligned} \quad (2)$$

que implica menor complejidad puesto que conocemos las deformaciones (ϵ).

La existencia de efecto *Bauschinger* en el comportamiento cíclico indica la conveniencia de utilizar un criterio de endurecimiento cinemático. En la figura 2 puede verse la representación de este criterio para el caso uniaxial. El criterio utilizado en este trabajo es el debido a *Mroz /5/*, en el cual si se invierte la carga tras haber llegado previamente a un punto B siguiendo la curva $\sigma=f(\epsilon)$ dada por (2), la trayectoria seguida en la descarga es según:

$$\sigma^* = 2 f(\epsilon^*/2) \quad (3)$$

siendo $\sigma^* = \sigma - \sigma_B$ y $\epsilon^* = \epsilon - \epsilon_B$. Análogamente al producirse las sucesivas cargas y descargas.

3.2.- Comportamiento bajo ciclos de amplitud constante.

Dependiendo de la distancia (r) a la que se encuentre el elemento considerado, conoceremos su deformación en el ciclo en curso mediante la expresión (1) para $K_{I_{max}}$ en la carga y $K_{I_{min}}$ en la descarga. Aplicando el criterio anterior podemos conocer el comportamiento cíclico del elemento considerado a medida que el extremo de la grieta se acerca hacia él, es decir, a medida que r disminuye.

La evolución de un elemento dado dentro de la zona plástica se muestra en la figura 3, en la que se puede apreciar una zona de comportamiento lineal (zona monótona) y otra en la que existe plasticidad (zona cíclica) ambas para el descenso de la carga. La amplitud de la deformación plástica en cada ciclo aumenta al acercarse el elemento al extremo de la grieta, siendo este aumento apreciable a partir de que entra en la zona cíclica como puede apreciarse en la figura 4. Esta variación en la amplitud de la deformación plástica ha sido observada experimentalmente por algunos autores, como *Hahn /6/*.

La distribución de tensiones, tanto para la carga como para la descarga (tensiones residuales), obtenida de esta forma se muestra en la figura 5. En ella se pueden apreciar las zonas definidas por *Rice /9/* (zona de transición y

cíclica), aunque sus magnitudes se acercan más a las medidas por Davidson y Lankford /3/.

3.3. - Comportamiento ante sobrecargas.

Cuando se produce una sobrecarga, la curva de deformaciones en la carga sube sólo para ese ciclo determinado, mientras para los sucesivos vuelve a ser la anterior. La curva de deformaciones en la descarga sube para los ciclos posteriores a la sobrecarga debido a que K_{lim} aumenta por el incremento de las deformaciones dejadas en los labios de la grieta ("Crack Clousure"). El efecto combinado de las anteriores variaciones hace que el comportamiento cíclico sea el mostrado en la figura 6, y en la que se aprecia una disminución en la amplitud de la deformación plástica en los ciclos posteriores a la sobrecarga.

En las figuras 7 y 8 se muestra la disminución mencionada anteriormente, en la que se aprecia la variación de dicha disminución en función de la distancia (d) a la que se encuentre el elemento de material considerado del extremo de la grieta, en el momento en que se aplica la sobrecarga.

La disminución en las amplitudes de deformación plástica implica que el deterioro de dichos elementos sea menor y por tanto necesiten mayor número de ciclos para su fractura, lo que está directamente relacionado con el fenómeno de retardo producido por la acción de las sobrecargas.

4. - DEFORMACIONES PERMANENTES EN LA ZONA PLASTICA

Según la teoría de Elber /7/, permanecen deformaciones residuales de tracción en los labios de una grieta de fatiga justo detrás del frente de la misma. Estas deformaciones son aproximadamente las mismas que las deformaciones plásticas creadas delante del extremo de la grieta. La deformación residual puede ser calculada mediante la ecuación $\delta_r = \delta_p = \int \epsilon \cdot dy$ donde la integral se extiende a lo largo de la zona plástica en dirección perpendicular (Y) al eje longitudinal de la grieta (X).

Las deformaciones plásticas creadas a lo largo de la zona plástica pueden obtenerse, por tanto, integrando la distribución de deformaciones unitarias a lo largo del eje Y en cada punto del eje X.

La forma de la zona plástica tiene, aproximadamente y según algunos autores /3,6/, la forma de la línea continua en la figura 9. En este trabajo y con el fin de simplificar los cálculos mencionados anteriormente, se le supone forma elíptica, siendo los radios de la elipse respecto de la forma de la zona plástica los mostrados en la figura 9 (línea discontinua) para tener en cuenta la longitud, en dirección de la grieta, en la que existen deformaciones plásticas.

Puesto que las líneas de deformación constante son aproximadamente paralelas /3/, supondremos que la distribución de deformaciones unitarias se conserva en cualquier dirección radial desde el extremo de la grieta. La distribución de deformaciones así supuesta se muestra en la figura 10, en la que se ha dibujado la función que, para cada distancia r_1 del extremo de la grieta, habrá que integrar para encontrar la deformación (δ_p) en ese punto.

Las deformaciones plásticas producidas en la zona cíclica, debidas al descenso de la carga, disminuirán la deformación anterior en dicha zona. Su cálculo se hará de la misma forma que en la carga. Las deformaciones así obtenidas se muestran en la figura 11 (línea de puntos).

Excepto para $r_1=0$, las integrales anteriores han de obtenerse numéricamente, sin embargo, para simplificar los cálculos posteriores será necesario conocer las deformaciones residuales como función de r_1 , que se hace ajustandola mediante una función parabólica de la forma: $\delta_r = (C_1 + C_2 r_1) \sqrt{r_1}$ fuera de la zona cíclica y permaneciendo constante dentro de ella como muestra la figura 11 (línea continua).

5.- FACTOR DE INTENSIDAD DE TENSIONES EN LA DESCARGA

El factor de intensidad de tensiones en el extremo de la grieta en el momento que actúa la carga mínima (descarga) no es el definido sólomente por dicha carga, sino también por las tensiones de contacto entre ambos labios de la grieta, puesto que se ponen en contacto antes que la carga exterior sea nula debido a la existencia de deformaciones residuales de tracción en los labios de la grieta.

El material de los labios de la grieta no sufre deformación plástica posterior y por tanto las tensiones de contacto se mantendrán dentro del límite elástico. Esto quiere decir que dichas tensiones serán proporcionales a la interferencia teórica entre ambos labios de la grieta y que, en cada punto, vendrá dada por la diferencia entre la deformación residual y el desplazamiento, en dirección perpendicular a la grieta, del labio teórico (sin deformaciones) para la carga mínima.

El desplazamiento del labio teórico (δ_t) en la carga máxima se calcula superponiendo al desplazamiento elástico (δ_{ec}), calculado mediante la solución de Westergaard /8/ suponiendo que la grieta incluye la zona plástica, el desplazamiento debido a las tensiones de fluencia en la zona plástica (δ_{zc})/9/. Para la descarga el cálculo es análogo peroteniendo en cuenta la zona cíclica

El desplazamiento del labio teórico en la carga mínima se encuentra restando los desplazamientos en la descarga a los producidos en la carga máxima (fig.12).

La deformación residual (δ_r) será la máxima en cada punto. Mientras los ciclos de carga sean constantes irá aumentando proporcionalmente a la longitud de grieta. Cuando se produce una sobrecarga, las deformaciones residuales aumentan de forma que las deformaciones residuales toman la forma de la fig. 13.

Conocida la interferencia y por tanto las tensiones de contacto en los labios de la grieta podemos calcular el factor de intensidad de tensiones creado por ellas /10/. Las tensiones de contacto que mas influyen en dicho factor de tensiones son las mas próximas al extremo de la grieta, de forma que los cálculos habrá que extenderlos sólo en una longitud próxima al extremo de la grieta.

6.-CONCLUSION

Se ha presentado un análisis cualitativo y cuantitativo del comportamiento del material en las inmediaciones de una grieta de fatiga que posibilita su utilización para el modelado de dicho crecimiento. Este análisis está dirigido al caso de cargas de amplitud variable ya que se han estudiado las variaciones que éstas producen en los factores que determinan la velocidad de crecimiento, como son el factor de intensidad de tensiones efectivo y la historia de deformaciones cíclicas del material que va a ser fracturado.

REFERENCIAS

- /1/ Romano, F., Bresó S. y Alvarez de Ron V., Anales de Ing. Mecánica, año 2, vol.2, Dic.1984, pp.44-50
- /2/ Rice J.R., Fracture, Ed.Liebowitz, vol.II, pp.246-276
- /3/ Davidson D.L. y Lankford J., Journal of Eng. Mat. and Technology, vol. 98, Jun.1976, pp.24-29
- /4/ Laird, C., ASTM STP 637, 1977, pp.3-35
- /5/ Mroz, Z., J. Mech. Phys. Solids nº 15, 1967, pp.163-175
- /6/ Hahn, G.T., Hoagland, R.G. y Rosenfiel, A.R., Metallurgical Transactions, vol.3, May 1972, pp.1189-1202
- /7/ Elber, W., ASTM STP 486, 1971, pp.230-242
- /8/ Westergaard, H.M., Journal of Applied Mech., vol.6, 1939, pp.A49-A53
- /9/ Rice, J.R., ASTM STP 415, 1966, pp.247-309
- /10/ Paris, P.C. and Sih, G.C., ASTM STP 391, 1965, pp.30-81

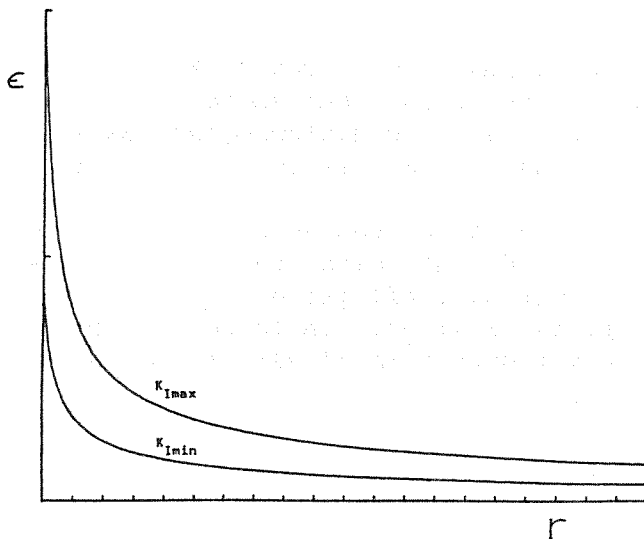


Fig.1 - Distributions de deformaciones unitarias.

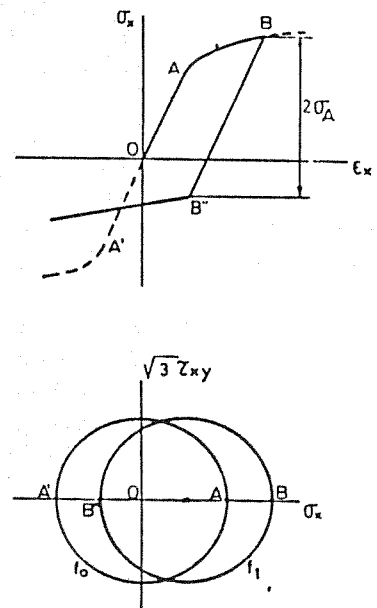


Fig.2 - Criterio de endurecimiento cinemático.

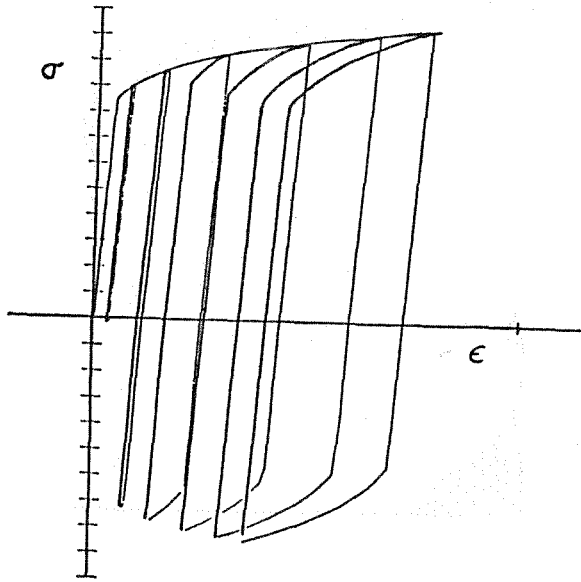


Fig.3 - Comportamiento cíclico sin sobrecargas.

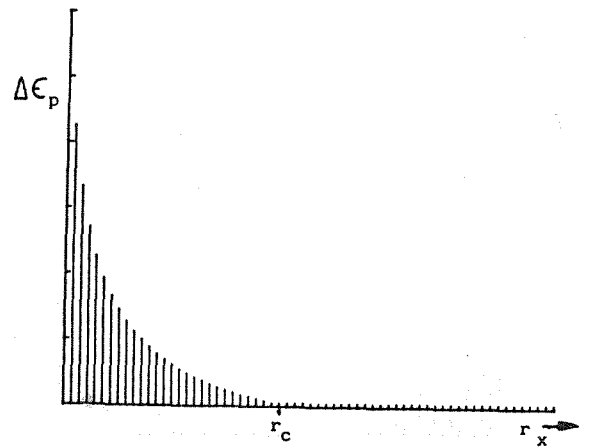


Fig.4 - Amplitud de deformación cíclica en función de la distancia al extremo de la grieta.

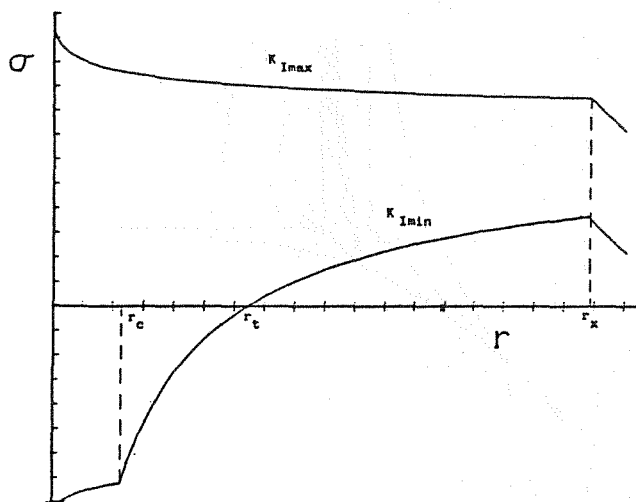


Fig.5 - Distribución de tensiones en la zona plástica.

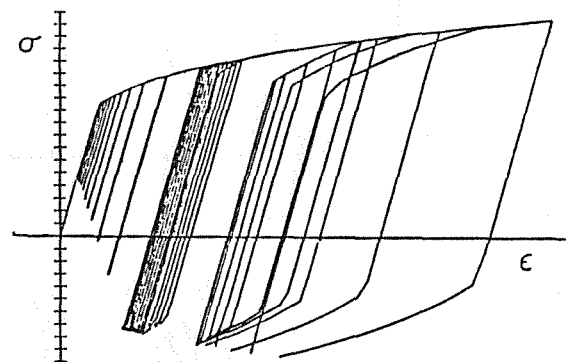
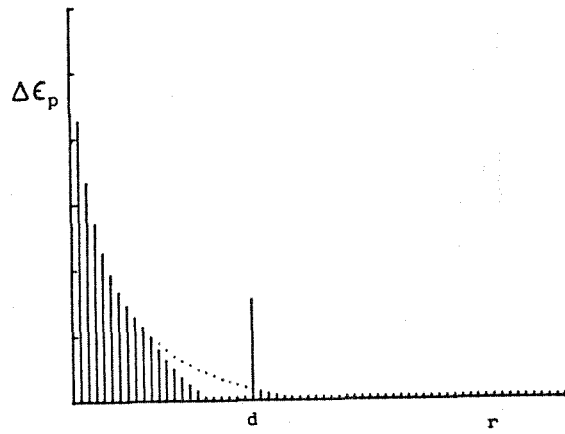
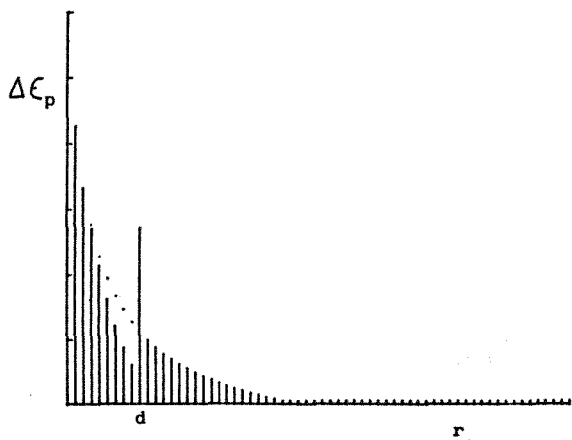


Fig.6 - Comportamiento cíclico ante una sobrecarga.



Figs.7 y 8 - Disminución de la amplitud de deformación plástica en los ciclos posteriores a la sobrecarga para dos elementos situados a distintas distancias (d).

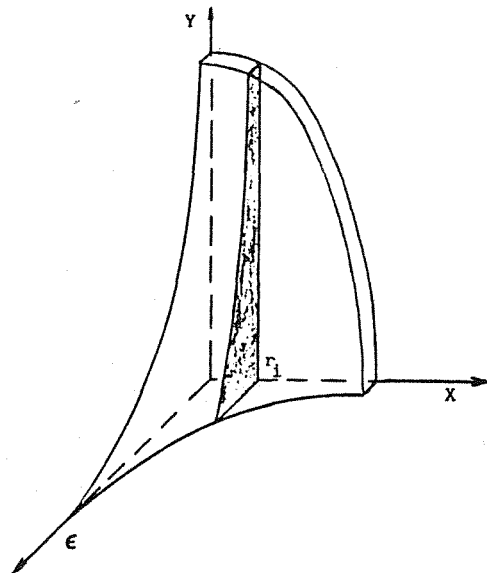
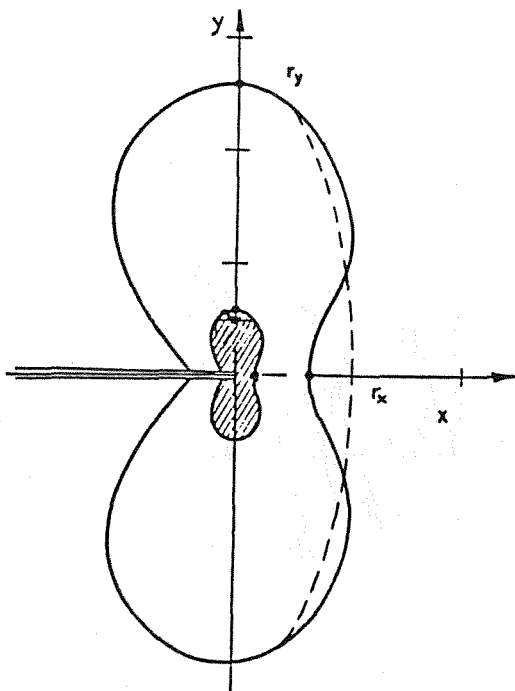


Fig.9 - Aproximación de la forma de la zona plástica.

Fig.10 - Distribución de deformaciones en el plano X-Y.

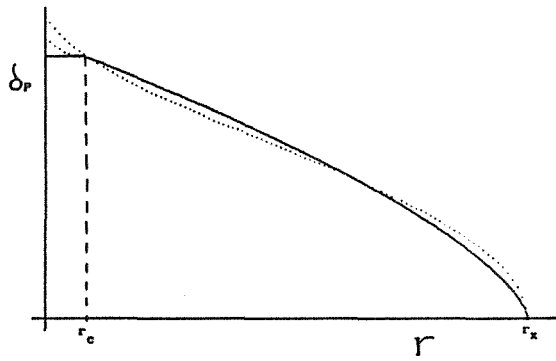


Fig.11 - Deformaciones plásticas en la zona plástica y su ajuste.

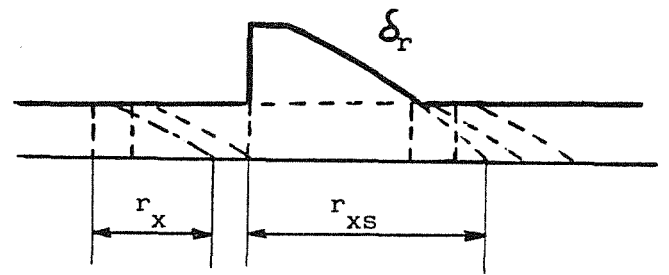


fig.13 - Deformaciones residuales en los labios de la grieta.

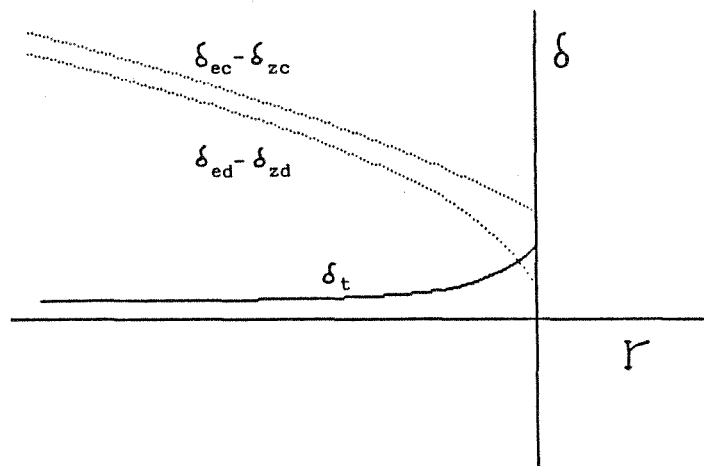


Fig.12 - Desplazamientos del labio de la grieta en la carga, descarga y para la carga mínima (δ_t).

FATIGA OLIGOCICLICA DE POLICRISTALES DE HIERRO

Marcos J. Anglada Gomila

Dpto. de Metalurgia, Escuela Técnica Superior de Ingenieros Industriales. Universidad Politécnica de Cataluña.

Se ha estudiado el comportamiento bajo fatiga oligocíclica del hierro policristalino con un contenido total de intersticiales de alrededor de 350 p.p.m. en masa en el intervalo de temperaturas comprendido entre 21 y 180°C. A temperaturas superiores a 90°C aparece un notable endurecimiento cíclico, el cual es atribuido a la existencia de envejecimiento dinámico. Se ha determinado que una pre-deformación cíclica a 180°C aumenta la resistencia a la fatiga a temperatura ambiente. A partir de observaciones de la superficie de las probetas se ha puesto de relieve que a temperatura ambiente y a amplitudes de deformación grandes, se forma un relieve pronunciado en la superficie, el cual es atribuido a la asimetría del deslizamiento, lo cual favorece la nucleación intergranular de las grietas.

It has been studied the behaviour in low cycle fatigue of polycrystalline iron with a total interstitial content of about 350 p.p.m. by mass, in the range of temperature between 21 and 180°C. Above 90°C, there is a strong cyclic hardening which is associated to the presence of dynamic strain ageing. It is shown that, if the samples are cyclically predeformed at 180°C, there is an increase in the fatigue life at room temperature. From observations of the surface of the samples it is found that cyclic deformation at high strain amplitudes at room temperature produces a surface rumpling which is associated to the asymmetric glide and this promotes the nucleation of the cracks at the grain boundaries.

1.- INTRODUCCION

En las aleaciones férreas con cantidades muy pequeñas de átomos intersticiales, frecuentemente se observa que éstos afectan de forma notable las propiedades mecánicas /1/. Por ejemplo, en el ensayo de tracción a temperaturas superiores a temperatura ambiente, generalmente aparece el fenómeno de envejecimiento dinámico, el cual produce un aumento en la resistencia a la tracción y una disminución en la ductilidad /2/. En cuanto a la deformación cíclica de las aleaciones el envejecimiento estático por deformación /3/ es responsable del aumento en la resistencia a la fatiga que suele encontrarse cuando la aleación es sometida a "períodos de reposo" durante la fatiga. Recientemente, Guiu y Pickard /4/ han estudiado en detalle este fenómeno en el hierro policristalino y han puesto de relieve que si después de una pre-deformación cíclica, las probetas son envejecidas a 600°C, se produce un aumento considerable en la resistencia a la fatiga a temperatura ambiente, el cual ha sido asociado a la precipitación de carburos y nitruros metaestables de hierro.

En el presente trabajo se ha estudiado la influencia de la temperatura en el endurecimiento por deformación cíclica y se ha determinado que una predeformación cíclica a una temperatura de 1800°C, también produce un aumento notable en la resistencia a la fatiga a temperatura ambiente. También se han realizado observaciones de la superficie de las probetas mediante microscopía electrónica de barrido con el fin de determinar el lugar de nucleación de las grietas de fatiga a distintas temperaturas.

2.- PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

El hierro puro policristalino fue suministrado por la firma Johnson Matthey y su composición en elementos sustitucionales se describe en la tabla 1. En las probetas utilizadas no han sido analizados los elementos intersticiales, pero el resultado de diversos análisis realizados en este tipo de material dan valores comprendidos entre 300 y 400 p.p.m. en masa. Las probetas se obtuvieron a partir de barras cilíndricas de 5 mm. de diámetro y se mecanizaron con una longitud de prueba de 5 mm. de longitud y un diámetro de 3.2 mm. Después fueron tratadas térmicamente en un vacío ligeramente superior a 10^{-5} torr a 9500°C durante una hora y posteriormente fueron mantenidas a 7000°C durante tres horas. El tamaño de grano producido mediante este tratamiento fue de 65 μm . Finalmente, las probetas fueron electropulidas en una solución de 90% de ácido acético y 10% de ácido perclórico a 150°C hasta reducir su diámetro a 3.00mm.

Los ensayos de fatiga se llevaron a cabo en una máquina servohidráulica de fatiga en tracción-compresión, controlando la amplitud de la deformación total, ϵ_T ; y utilizando una onda de forma triangular. Para cada amplitud de deformación total, se ajustó la frecuencia de manera que la velocidad de deformación total, $\dot{\epsilon}_T$, permaneciera constante. Los ensayos realizados a temperaturas superiores a temperatura ambiente se realizaron en aire colocando dos resistencias circulares alrededor de las mordazas. Para medir la deformación se utilizó un transductor capacitativo, excepto en los ensayos a 5 Hz. En este caso se utilizó un extensómetro y los ciclos de histéresis se se registraron mediante un osciloscopio con memoria.

3.- RESULTADOS

Las curvas de endurecimiento (o ablandamiento) del material se muestran en la Fig. 1 para distintas amplitudes de deformación y temperaturas. Las probetas deformadas a temperaturas superiores a temperatura ambiente presentaron un endurecimiento inicial muy rápido ($d\sigma/dN \approx 20$ MPa/ciclo a $\epsilon_T = 80 \times 10^{-3}$ y $N=5$, donde σ es el esfuerzo máximo por ciclo y N el número de ciclos). Al mismo tiempo, se observó una fuerte reducción en la amplitud de deformación plástica tal como se ilustra en la Fig. 2, donde puede notarse que a 180°C y $\epsilon_T = 4.4 \times 10^{-3}$, ϵ^p se reduce desde 1.7×10^{-3} en el primer ciclo hasta 4×10^{-5} en el estadio de saturación.

Una vez alcanzada la saturación se realizaron algunos cambios en la velocidad de deformación y se midió el cambio correspondiente en el valor del esfuerzo máximo (Fig.3). Estos ensayos pusieron de manifiesto que a temperaturas superiores a 90°C , la sensibilidad del esfuerzo a la velocidad de deformación, λ ($\lambda = d\sigma/d\ln \epsilon$) es negativa, mientras que a temperatura ambiente es positiva.

También se estudió la influencia de la reducción en la amplitud de deformación plástica durante la deformación cíclica a 180°C sobre la resistencia a la fatiga a temperatura ambiente a una frecuencia de 5 Hz. La variación del valor máximo del esfuerzo cíclico con el logaritmo del número de ciclos se presenta en la Fig. 4. Nótese que la resistencia a la fatiga de las probetas predeformadas cíclicamente a 180°C es superior a la correspondiente a la probeta deformada directamente a temperatura ambiente, a pesar de que en el primer caso el esfuerzo máximo sobre la probeta fue siempre superior. Por tanto, cabe esperar que si en lugar de controlar la deformación total se hubiera controlado la carga este efecto habría sido más pronunciado.

El examen de la superficie de las probetas, mediante microscopia óptica, y microscopia electrónica de barrido, puso de relieve la existencia de un acusado relieve en las probetas deformadas a amplitudes de deformación total grande y a temperatura ambiente. El relieve es producido por el cambio de forma de los granos superficiales (Fig.5). La nucleación de las grietas se produce preferentemente de forma intergranular (Figs. 6,7 y 8). En las probetas deformadas a 180°C , se produce un relieve mucho menos acusado que en las probetas deformadas a temperatura ambiente. La nucleación de las grietas ocurre tanto en las bandas de deslizamiento (Fig.9) como en los límites de grano (Fig. 10).

4.- DISCUSION

El pronunciado endurecimiento observado a temperaturas altas está ligado a la existencia de envejecimiento dinámico. La aparición de este fenómeno a temperaturas superiores a temperatura ambiente se pone de relieve por el hecho de que la sensibilidad del esfuerzo a la velocidad de deformación es negativa y por la existencia en los ciclos de histéresis de pequeñas caídas y subidas del esfuerzo superpuestas sobre el valor del esfuerzo medio. Tal como ha sido demostrado recientemente por Kocks /5/, el factor determinante para dilucidar si existe envejecimiento dinámico, es que λ sea negativa, y esto ocurre en el caso presente para $T > 90^\circ\text{C}$. Por otra parte, es bien conocido que cuando hay envejecimiento dinámico durante el en-

sayo de tracción, también se produce un aumento en el endurecimiento el cual ha sido asociado a un aumento en la densidad total de dislocaciones. Recientemente, Guiu y Pickard /4/ también han observado un fuerte aumento en el esfuerzo de saturación a temperatura ambiente, en el hierro policristalino cuando el ensayo de fatiga es interrumpido y la probeta es envejecida. Una vez se continua el ensayo, se produce un endurecimiento cíclico adicional alcanzándose un aumento en el esfuerzo de saturación, el cual fue asociado a un aumento en la densidad de dislocaciones provocada por la precipitación de partículas de $Fe_{16}N_2$. En el caso presente también se han observado por TEM unas partículas cuya morfología es muy similar a la de estos nitruros.

El aumento en la vida de las probetas predeformadas cíclicamente a 180°C se debe a la fuerte reducción en la amplitud de deformación plástica, ϵ_p , producida por el notable endurecimiento a 180°C. La ecuación de Manson-Coffin de la fatiga oligocíclica indica que:

$$\epsilon_p = \epsilon_f (2N_f)^n \quad (1)$$

Donde ϵ_f y n son el coeficiente y el exponente de ductilidad, respectivamente, y N_f es el número de ciclos para la rotura. Por tanto, a pesar de que en las probetas pre-deformadas cíclicamente a 180°C, el esfuerzo cíclico es superior al de las probetas sin deformación cíclica previa, la amplitud plástica es menor y por tanto, tienen una vida más larga. Sin embargo, N_f no aumenta tanto como cabría esperar a partir de la ecuación /1/ probablemente debido a que las constantes ϵ_f y n del material predeformado cíclicamente a 180°C son ligeramente distintas de las correspondientes al material virgen. De hecho ha sido demostrado /4/ que un envejecimiento estático durante el ensayo de fatiga reduce ligeramente el valor de ϵ_f y el valor absoluto de n .

El fuerte cambio de forma de los granos superficiales a amplitudes de deformación total grandes ($\epsilon_T > 5 \times 10^{-3}$) puede atribuirse a la asimetría del deslizamiento, el cual es un fenómeno característico de la deformación de los metales con estructura cristalina cúbica centrada en el cuerpo a temperaturas inferiores a T_C /1/. Básicamente, consiste en que el plano de deslizamiento en tracción no es el mismo que en compresión. Esto tiene consecuencias espectaculares durante la deformación cíclica a tracción-compresión, puesto que los monocristales con estructura cc cambian su forma, de manera que la sección circular en las probetas se transforma en elíptica /6-7/. Tal como ha sido puesto de relieve por Mughrabi /7/, en el caso de la fatiga oligocíclica de policristales, la deformación incompatible de los granos superficiales contiguos genera fuertes tensiones en los bordes de grano /8/ de manera que la nucleación intergranular de las grietas está favorecida. A temperaturas superiores a T_C , la asimetría del deslizamiento disminuye considerablemente /6/ y por consiguiente disminuyen los cambios de forma, de manera que la nucleación intergranular de las grietas no está favorecida por la asimetría del deslizamiento. Esto explica el hecho observado de que la nucleación intergranular ocurre con menor frecuencia. A temperaturas superiores a T_C , el lugar de nucleación se desplaza hacia las bandas de deslizamiento, tal como ocurre en los metales f.c.c.

5.- AGRADECIMIENTOS.

Parte de este trabajo ha sido realizado en el Department of Materials del Queen Mary College de la Universidad de Londres, en el marco de una Acción Integrada Hispano-Británica.

6.- REFERENCIAS

- /1/ Christian, J.W. Met. Trans. 14A, pp1237 (1983)
- /2/ Leslie, W.C., The Physical Metallurgy of Steels, Mc Graw-Hill, Tokyo, 1982
- /3/ Kuzmanovic, B.D. y Williams, N, Engineering Fracture Mechanics. Vol. 4,19, p. 687 (1972)
- /4/ Pickard, S.M. y Guiu, F. " Low cycle fatigue of strain ageing ferrous alloys", trabajo presentado en el Simposio de la ASTM sobre " Low Cycle Fatigue-Directions for the Future", Lake George, New York, Sept-Octubre 1985.
- /5/ Mulford R.A. y Kocks, U.F. Acta Metal. 27, p 1125 (1979)
- /6/ Anglada, M. y Guiu F., Philos Mag. A, 44 , p 499 (1981)
- /7/ Mughrabi, H y Wüthrich, Ch., Philos Mag. 33, p. 963 (1981)
- /8/ Anglada, M. Anales de Mecánica de la Fractura, Vol. 2 p. 49 (1985)

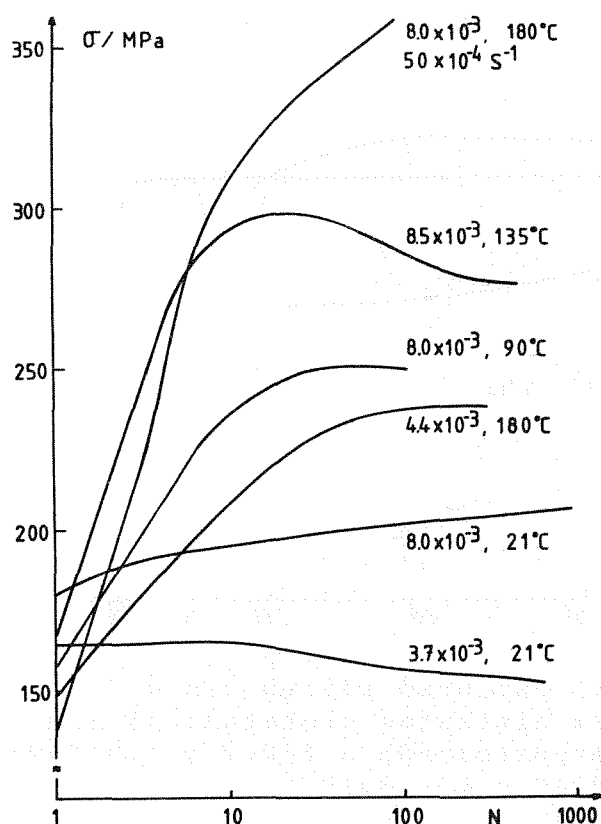


Fig. 1. Curvas de endurecimiento de las probetas deformadas a $\epsilon_T = 2.7 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$

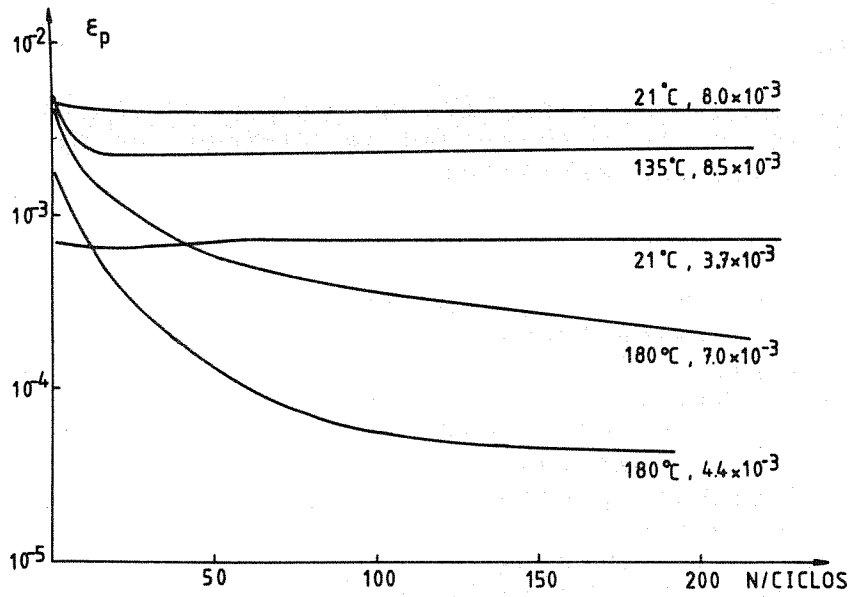


Fig. 2. Variación de ϵ_p con el número de ciclos a las amplitudes de deformación total y temperaturas indicadas.

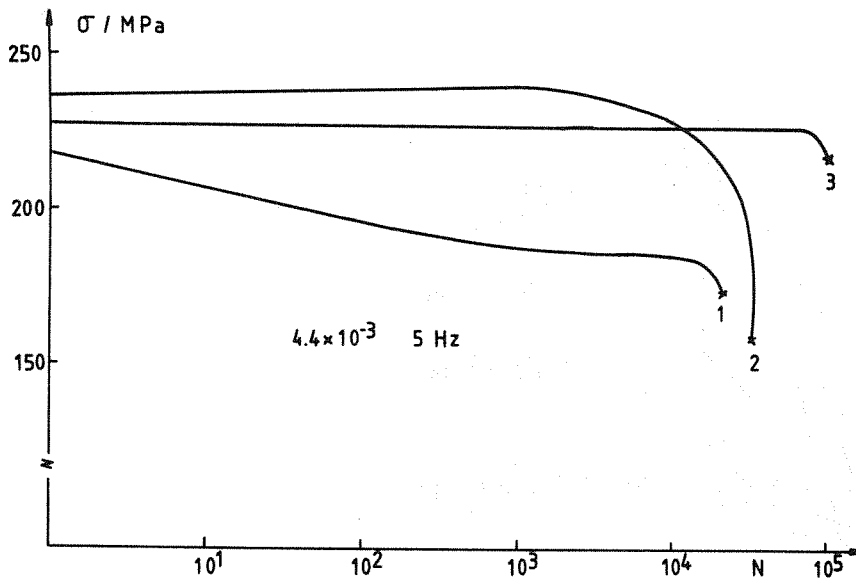


Fig. 3. Variación del esfuerzo máximo con el número de ciclos para distintas probetas: 1) sin predeformación; 2) predeformada a 180°C y $\epsilon_T = 4.4 \times 10^{-3}$; 3) predeformada a 180°C y $\epsilon_T = 8 \times 10^{-3}$.

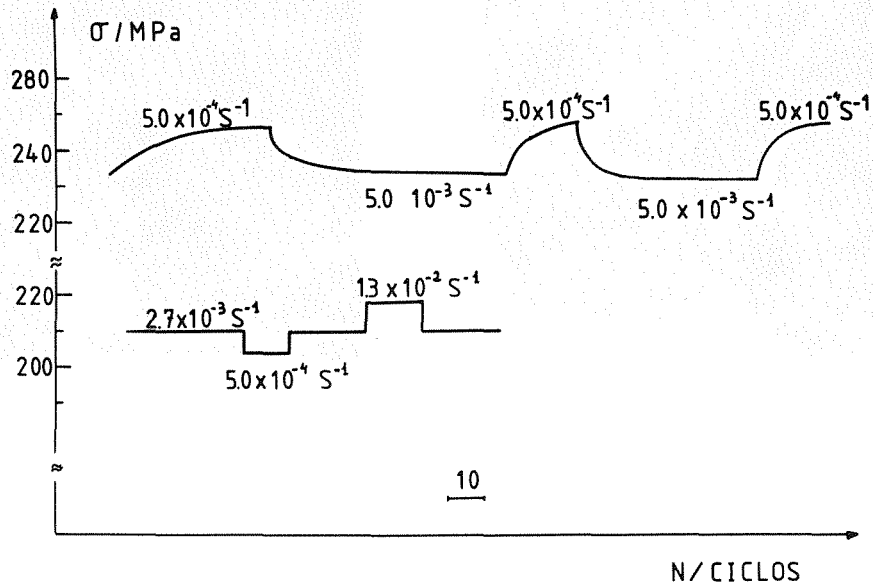


Fig. 4. Influencia de la velocidad de deformación sobre el esfuerzo cíclico en probetas deformadas a 90°C. (Curva superior) y a 21°C (Curva inferior)

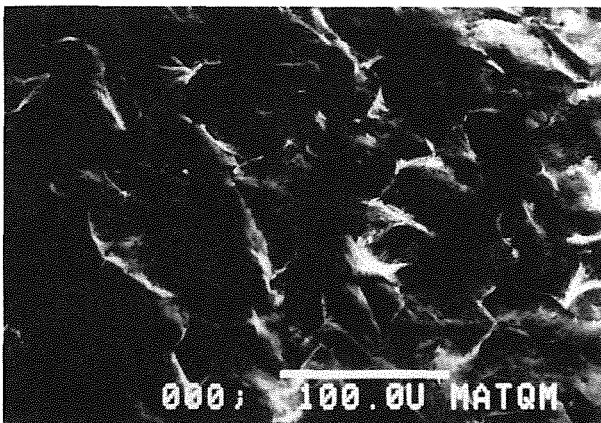


Fig. 5. Relieve de la superficie de las probetas. $T=21^{\circ}\text{C}$, $\epsilon_T=1.4 \times 10^{-2}$ $\nu=5$ Hz.



Fig. 6. Aspecto de la superficie de una probeta fatigada a $\epsilon_T=7 \times 10^{-3}$, $\epsilon_T=2.8 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ y $T=21^{\circ}\text{C}$.

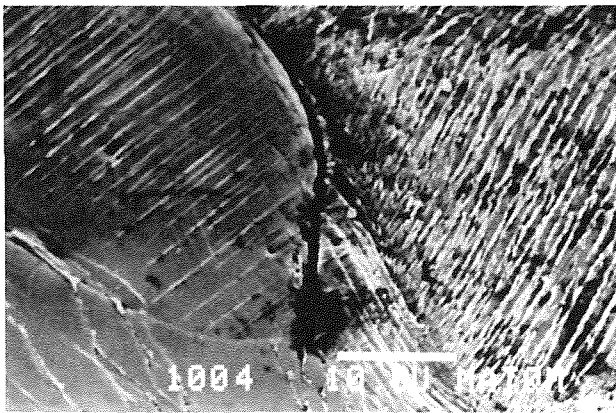


Fig. 7. Grieta intergranular formada en una probeta fatigada bajo las mismas condiciones que la de la Fig. anterior.

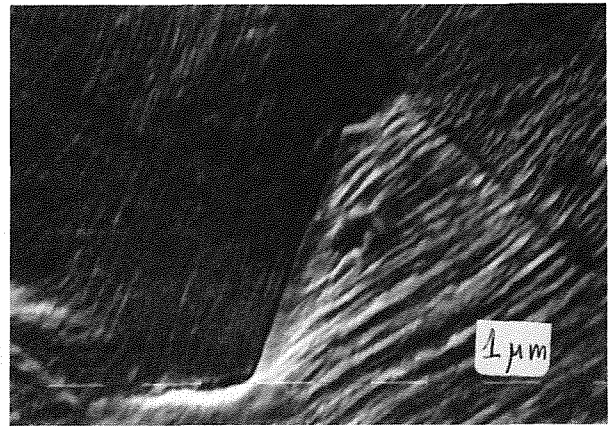


Fig. 8. Grieta intergranular $\epsilon_T = 6.0 \times 10^{-3}$, $\nu = 5$ Hz.

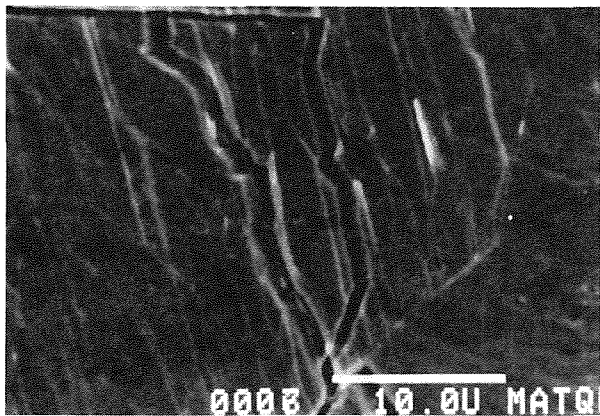


Fig. 9. Grieta transgranular formada a $T = 180^\circ\text{C}$, $\epsilon_T = 7.0 \times 10^{-3}$ y $\epsilon_T = 3.3 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$



Fig. 10. Grieta intergranular generada a $T = 180^\circ\text{C}$, $\epsilon_T = 7.0 \times 10^{-3}$ y $\epsilon_T = 3.3 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$

TABLA 1. Composición del hierro estudiado (en p.p.m. en masa)

Elemento	Al	As	Ca	Co	Cr	Cu	Mg	Ni	P
Concentración	1	1	5	1	1	1	3	1	1
Elemento	S	Sb	Se	Si	Ti	Mn	Sn	Te	
Concentración	2	1	1	2	1	3	1	1	

COMPORTAMIENTO A IMPACTO Y MORFOLOGIA DE LA ROTURA EN ALEACION 7075

José María Badía Pérez

Departamento de Metalotecnia. Escuela Técnica Superior de Ingenieros Aeronáuticos. Madrid.

Sobre probetas obtenidas a partir de plancha de la aleación 7075 con tratamientos T7351 y W se han realizado ensayos de resiliencia en péndulo Charpy según las tres direcciones de la placa.

En estado T73 se ha observado un comportamiento frágil en las direcciones transversal-larga y transversal-corta. Los ensayos en estado W presentaron una absorción de energía mucho mayor.

Estudiadas las superficies de fractura en el microscopio electrónico de barrido, se comprobó que las roturas en dirección TC se producían por descohesión de las fases intermetálicas (situadas en cara de grano) respecto de la matriz y formación de tabiques verticales de unión entre las zonas descohesionadas.

Por el contrario, en las fracturas según la dirección longitudinal aparecieron roturas intergranulares a lo largo de las zonas libres de precipitados generadas tras el tratamiento T73. Esas zonas intergranulares no aparecieron en las muestras ensayadas en estado W

1.- INTRODUCCION

Durante el tratamiento térmico de las aleaciones de aluminio bonificables se origina junto a los límites de grano una zona libre de precipitados que representa de hecho una discontinuidad en cuanto a las posibilidades de deformación se refiere. En ciertos casos se han citado a estas zonas como responsables de una tendencia a la rotura intercrystalina que aparece en aleaciones bonificables.

Se pretende comprobar si aparece esta tendencia en roturas a impacto de la aleación L-3710 (7075) con tratamiento T 7351, así como la influencia de la morfología granular sobre el carácter de la fractura.

Este trabajo forma parte del Proyecto de Investigación nº 0666/81 sobre "Sistematización de los caracteres microfractográficos de las roturas de aleaciones ligeras" que se desarrolla en el Departamento de Metalotecnia de la Escuela Técnica Superior de Ingenieros Aeronáuticos en Madrid.

2.- ENSAYOS EFECTUADOS Y RESULTADOS OBTENIDOS

El material de partida utilizado ha sido una plancha de 60 mm de espesor de la aleación 7075 en estado T 7351. La composición de la misma, expresada en porcentaje en peso era la siguiente:

<u>Al</u>	<u>Zn</u>	<u>Mg</u>	<u>Cu</u>	<u>Cr</u>	<u>Mn</u>	<u>Fe</u>	<u>Si</u>	<u>Zr</u>	<u>Ti</u>
Base	5,4	2,1	1,5	0,19	0,03	0,10	0,10	0,003	0,02

Estos valores se ajustan a lo especificado en norma para el material, siendo de destacar el bajo contenido en impurezas Mn, Fe y Si, que le hacen corresponder con la aleación 7475, una variante de la 7075 con mejor comportamiento en tenacidad de fractura debido al menor contenido en fases intermetálicas.

Estudiada su estructura metalográfica se comprobó una morfología granular de "planchas" alargadas en la dirección de laminación. Las fases intermetálicas presentes se encontraban preferentemente situadas en los límites de grano.

A partir del material disponible se procedió a la fabricación de diversas series de probetas de resiliencia según norma UNE 7-290-72 tipo A (entalla en V). Las diferentes direcciones seleccionadas para el ensayo se encuentran esquematizadas en la fig. 1.

Se realizaron ensayos sobre probetas con el tratamiento original T 73 (que es uno de los habitualmente usados en la industria) así como en estado de temple fresco (W) tras la solubilización, en que aún no se ha producido la precipitación endurecedora y en consecuencia no existen las zonas libres de precipitado anexas a los límites de grano.

Se realizaron ensayos tanto a temperatura ambiente como a -196°C , con objeto de detectar una posible influencia de la temperatura tanto sobre la energía absorbida como en la morfología de la rotura.

Los valores medios obtenidos en las diversas series de probetas ensayadas se recogen en la tabla nº1.

3.- ESTUDIO MICROFRACTOGRAFICO DE LAS SUPERFICIES DE ROTURA

Con objeto de estudiar los caracteres microfractográficos asociados a las superficies de rotura, se procedió al examen de las mismas en un microscopio electrónico de harrido ISI-SS 60 equipado con un microanalizador de dispersión de energía KEVEX 8.000. A continuación se indican los caracteres significativos de las tres orientaciones ensayadas.

3.1.- Probetas C/T en estado T 73

Estas probetas presentan macroscópicamente una morfología frágil con rotura plana sin deformación plástica aparente (fig. 2a).

Observada la rotura a mayores aumentos (fig.3), se pone de manifiesto un relieve en mesetas a diferentes alturas, que se aprecia más claramente en la fig. 4, obtenida con una inclinación de 30° respecto de la perpendicular a la superficie de rotura. En esta figura se destacan las paredes verticales laterales de las mesetas.

Examinadas las superficies de las mesetas a mayores aumentos, se comprueba que sobre ellas existen numerosas fases intermetálicas alrededor de las cuales se han desarrollado pequeñas líneas de deformación. La fig. 5 es representativa de esta situación, habiéndose marcado en ella alguna de las fases con indicación de su composición.

En numerosos campos se aprecia que las fases intermetálicas se habían fraccionado durante el proceso de rotura.

Examinando la morfología de los tabiques laterales (fig. 6, detalle a elevados aumentos de la zona indicada con flecha en la fig. 4) se comprueba que la superficie está formada por cúpulas bien desarrolladas y de muy pequeño tamaño (inferiores a 1 μ m).

Si comparamos el tamaño de las mesetas y el espesor de sus tabiques laterales con la morfología y tamaño de los granos, se obtienen dos resultados interesantes:

- El tamaño de las mesetas es notablemente menor que el tamaño del grano.
- El espesor de los granos es inferior al tamaño de los tabiques laterales

Todo ello apunta a que la rotura se ha producido a partir de las inclusiones intermetálicas (situadas generalmente en las caras de los granos) por descohesión de las mismas respecto de la matriz con una pequeña deformación plástica asociada. Las diferentes superficies descohesionadas a distintos niveles se han unido a continuación por formación de los tabiques por mecanismos típicamente dúctiles (coalescencia de microvacíos).

3.2.- Probetas L/C en estado T 73

El aspecto macroscópico de la rotura de estas muestras se esquematiza en la fig. 2b, donde se destaca la formación en el fondo de entalla de una superficie de rotura perpendicular a la dirección de aplicación del impacto y paralela al plano de laminación de la plancha. El resto de la fractura presenta la orientación convencional en estos ensayos, salvo el hecho de que en algunas probetas se han formado superficies análogas a las del fondo de entalla en la zona central de la fractura.

Observando dicha superficie inicial de fractura desde una posición normal a la misma (posición 1 de la fig. 2b), se vuelve a apreciar una estructura de mesetas alargadas en la dirección de laminación del material (figs. 7 y 8). Estas mesetas son de mayor tamaño que las existentes en la probeta C/T. Examinadas a mayores aumentos, se comprueba que las superficies de las mismas no se encuentran mayoritariamente asociadas a la existencia de fases intermetálicas, sino que aparecen recubiertas de pequeñas cúpulas con sus tabiques laterales muy escasamente desarrollados (fig. 9). La orientación vertical de las cúpulas parece indicar que los esfuerzos causantes de la rotura local han actuado en dirección normal a las mesetas.

Adentrándonos en la rotura y observándola en dirección inclinada (posición 2 de la fig. 2b) se aprecia un relieve escalonado constituido por pequeñas mesetas unidas entre sí por tabiques laterales (fig. 10). Las superficies de estas mesetas (orientadas paralelamente al plano de laminación) estaban preferentemente relacionadas con la presencia en ellas de fases intermetálicas, aunque en algunas únicamente aparecía una distribución de finas cúpulas. La observación de la fractura perpendicularmente a la misma (posición 3 de la fig. 2b) nos muestra únicamente los tabiques laterales (fig. 11) con cúpulas.

3.3.- Probetas T/C en estado T 73

La superficie de rotura de estas muestras no presenta el aspecto mayoritario de mesetas comentado en los apartados anteriores. En esta ocasión la fractura está preferentemente constituida por superficies inclinadas (figs. 12 y 13) recubiertas de cúpulas de tamaño variable de unos puntos a otros. Mezclados con esta morfología aparecen cierta cantidad de tabiques verticales.

3.4.- Probetas C/T en estado W

Observadas a bajos aumentos, presentan una morfología (fig. 14) en cierto modo análoga a la probeta de la misma orientación con tratamiento T 73, aunque en esta ocasión se evidencia una mayor deformación plástica asociada al proceso de rotura. Examinadas las fracturas a elevados aumentos, comprobóse que estaba constituida por un típico mecanismo de coalescencia de microvacíos a partir de las fases intermetálicas existentes, alrededor de los cuales se han desarrollado notables tabiques de deformación plástica (figs. 15 y 16). En la fig. 16 se observa la fuerte fragmentación de las fases, tanto de las del tipo Al-Cu-Fe (izquierda) como del SiMg_2 (derecha).

3.5.- Probetas L/C en estado W

Las roturas son típicamente dúctiles por cúpulas sin aparición de superficies normales a la dirección de avance general de la rotura. Las cúpulas se han desarrollado alrededor de las fases presentes y en consecuencia son de tamaño mucho mayor que las observadas en los tabiques de las probetas análogas con tratamiento T 73.

3.6.- Probetas ensayadas a -196°C

Examinadas al microscopio electrónico probetas C/T en estados T 73 y W, se pudo comprobar que su morfología era totalmente análoga a la observada en probetas idénticas ensayadas a temperatura ambiente, lo que nos indica que los mecanismos generales del proceso de rotura no se alteran por el hecho de que la rotura ocurra a bajas temperaturas.

4.- CONCLUSIONES

4.1.- A la vista de los resultados de los ensayos de resiliencia son de destacar las siguientes ideas:

- La energía absorbida en la rotura sobre probetas T 73 es baja en general, fenómeno mucho más acusado en las direcciones transversal larga (T/C) y transversal corta (C/T) que han mostrado un comportamiento frágil.
- Los ensayos en estado W suponen un incremento sustancial de la energía absorbida, lo que resulta coherente con la mayor facilidad de deformación que presenta la aleación en este estado, ya que se ha eliminado el campo de precipitados generado tras la maduración en el tratamiento T 73.

- No se han encontrado diferencias significativas entre los ensayos realizados a distintas temperaturas.

4.2.- Las probetas obtenidas a lo largo del espesor de la plancha muestran un proceso de fractura determinado fundamentalmente por la presencia de fases intermetálicas, con descohesión de las mismas respecto de la matriz de aluminio.

Dado que el proceso de laminación de la plancha rompe las fases originales y ordenan los fragmentos en planos paralelos al de deformación, la notable sección cubierta en cada punto por esas fases da lugar a la estructura de mesetas observadas.

En esta dirección no parece ser significativa la influencia de las zonas libres de precipitado en el proceso de rotura.

Las probetas en estado W (y por tanto sin la estructura de precipitación) presentaron morfología similar aunque mayor deformación plástica, lo que confirma a las fases intermetálicas y su posición y orientación como los factores determinantes del avance de la rotura.

4.3.- Por el contrario, en las probetas longitudinales se han desarrollado superficies de fractura en fondo de entalla (y algunos puntos del interior) en los que la rotura se ha producido a lo largo de las caras de grano (donde están las zonas libres de precipitado) en las que se ha desarrollado una pequeña estructura de cúpulas.

El resto de la fractura ha vuelto a consistir en descohesiones locales matriz-fase y tabiques normales a esas áreas con formación de cúpulas. En las probetas en estado W ha desaparecido, como era de esperar, esa tendencia a la intercrystalinidad, ya que en este tratamiento no existen las zonas libres de precipitados.

4.4.- En las probetas transversales no han sido factores determinantes de la morfología de rotura ni las fases intermetálicas ni las zonas libres de precipitados.

4.5.- En consecuencia, queda puesto de manifiesto que la aleación 7075 en estado T 73 presenta, cuando se parte de material en forma de plancha gruesa, unos procesos de rotura a impacto en los que la influencia de particularidades estructurales tales como las zonas libres de precipitado (anexas a los límites de grano) y la presencia de fases intermetálicas (igualmente orientadas según las caras de los granos) es muy variable en función de la orientación de la entalla y la dirección de aplicación del impacto.

Resulta interesante resaltar el papel importante que juegan las inclusiones intermetálicas, a pesar de estar presentes en escasa cantidad, ya que el material empleado tenía un contenido bajo en elementos formadores de estas fases.

Tabla n°1 : Energía absorbida, en julios

Temperatura de ensayo

estado probetas	20°C		- 196°C	
	T73	W	T73	W
L/C	35	70	*	*
T/C	7	*	*	*
C/T	4	28	3	28

* No se realizaron ensayos

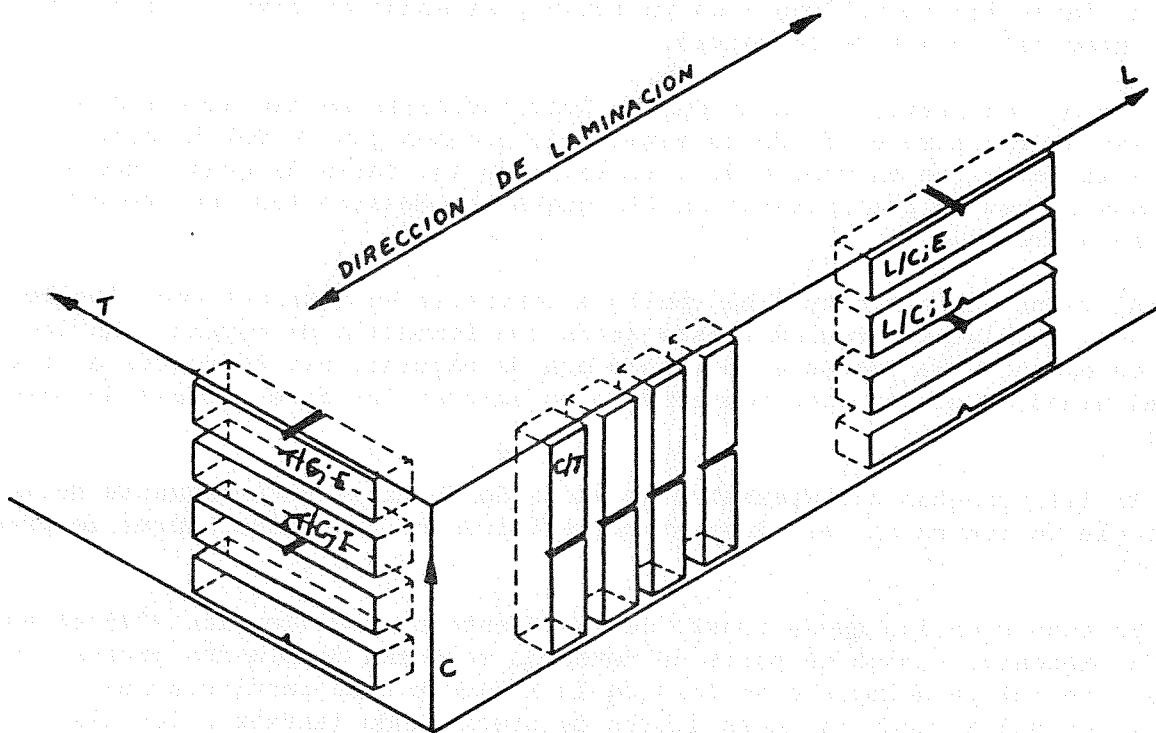


Fig. n° 1

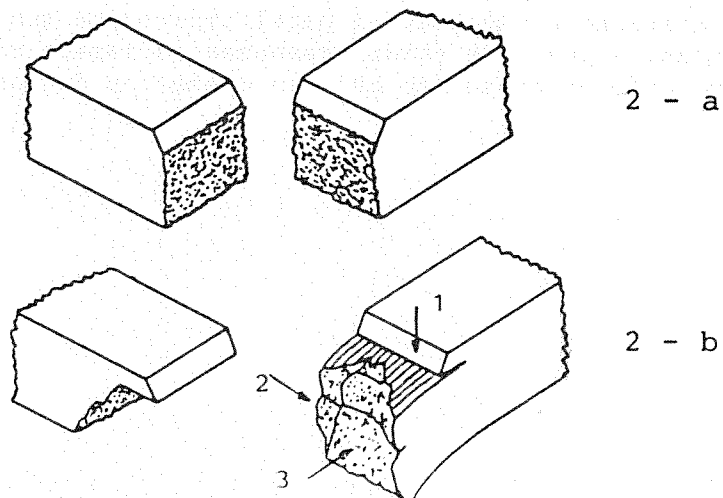


Fig. n° 2

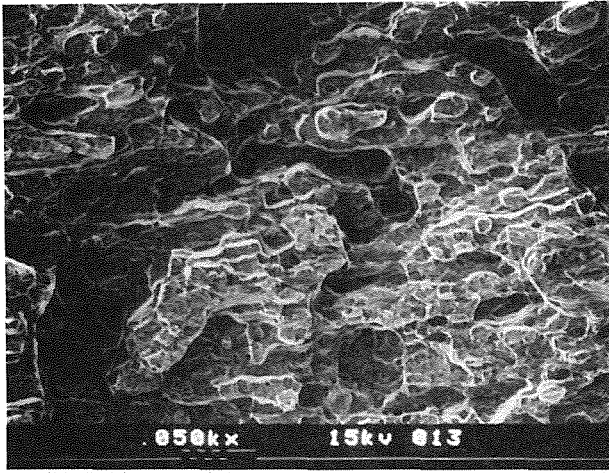


fig. 3

x 35

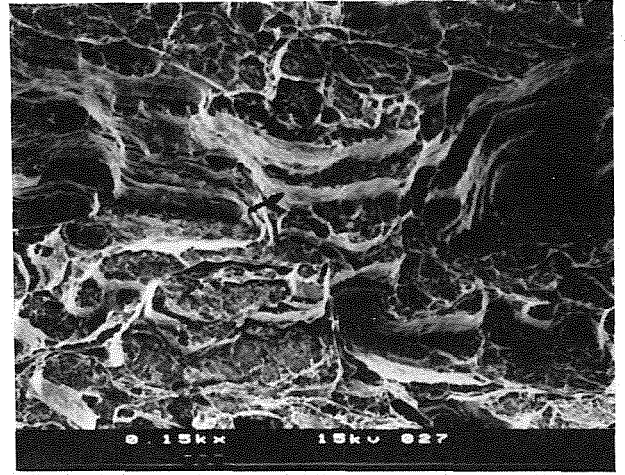


fig. 4

x 100

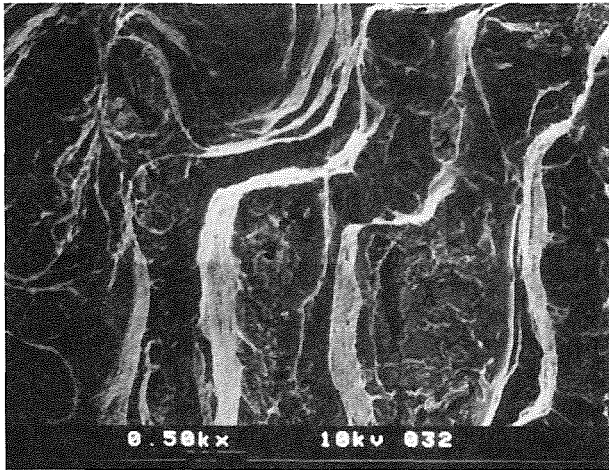


fig. 5

x 350

Composición de las fases intermetálicas marcadas en la fig. 5

1 y 2 : 62Al-26Cu-10Fe-2Zn

3 y 4 : 77Al-15Fe-5Cu-3Zn

5 y 6 : SiMg_2

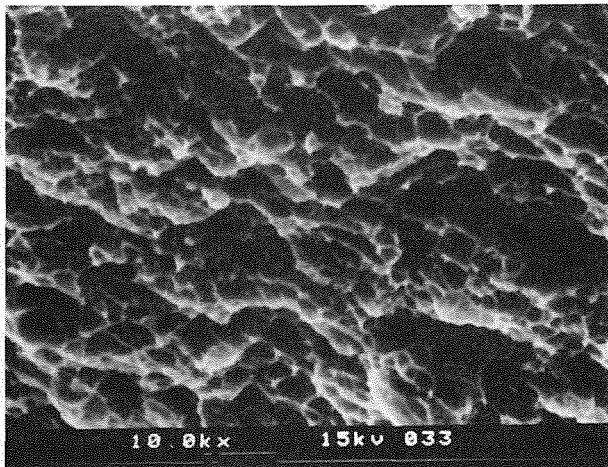


fig. 6

x 7.500

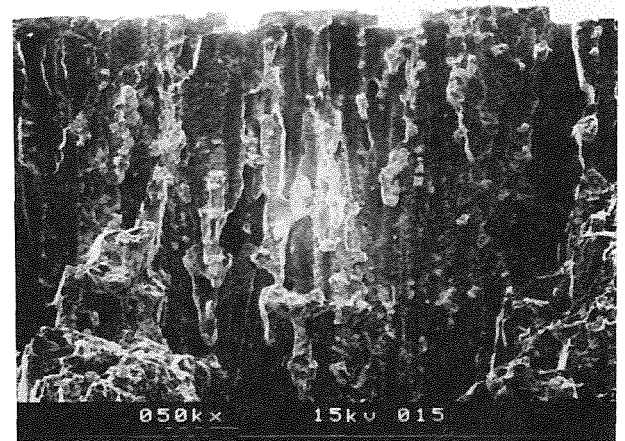


fig. 7

x 35

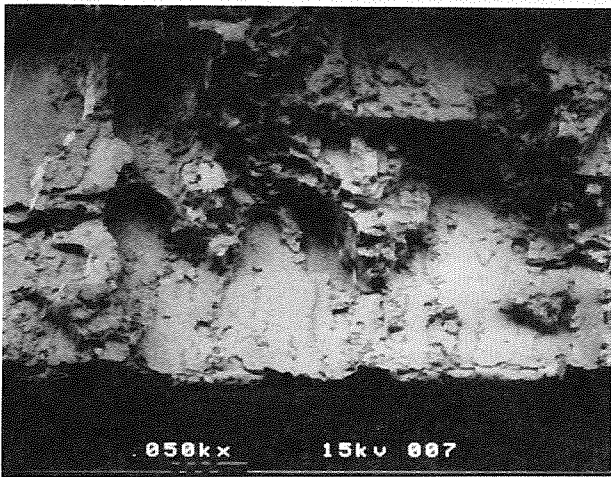


fig. 8

x 35

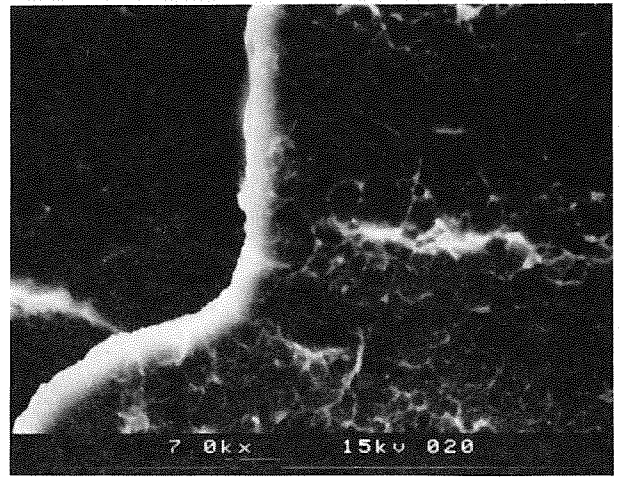


fig. 9

x 5.000

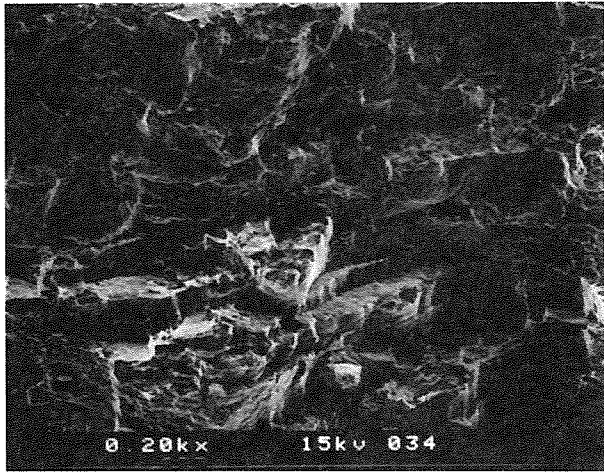


fig. 10

x 150

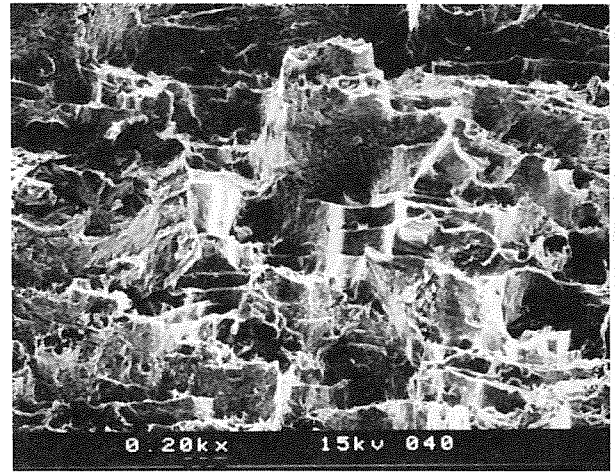


fig. 11

x 150

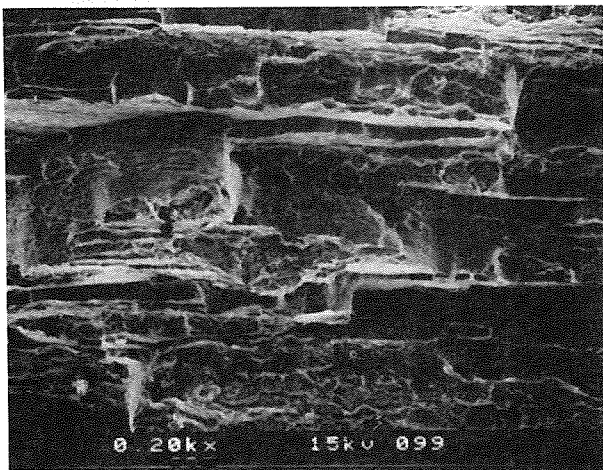


fig. 12

x 150

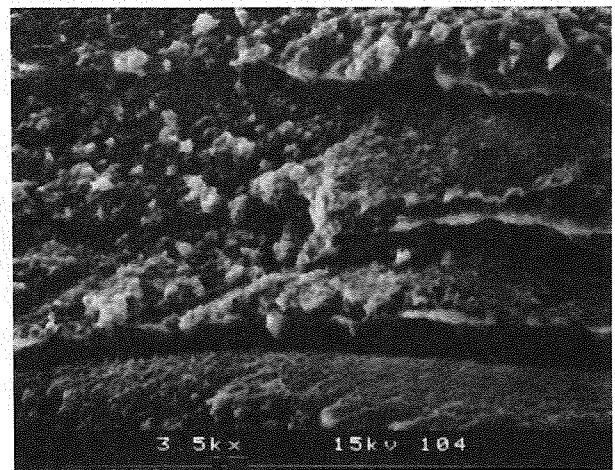


fig. 13

x 2.500

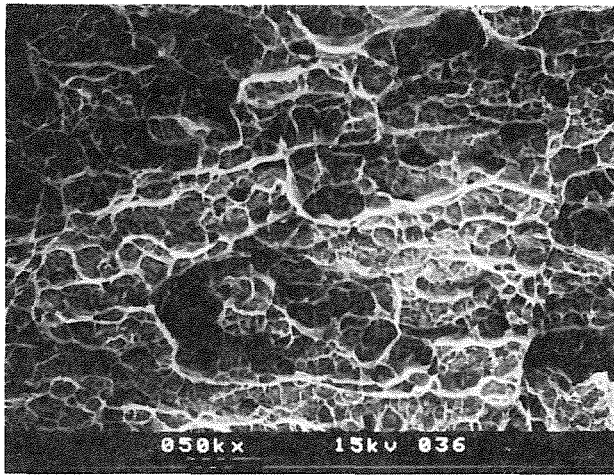


fig. 14 x 35

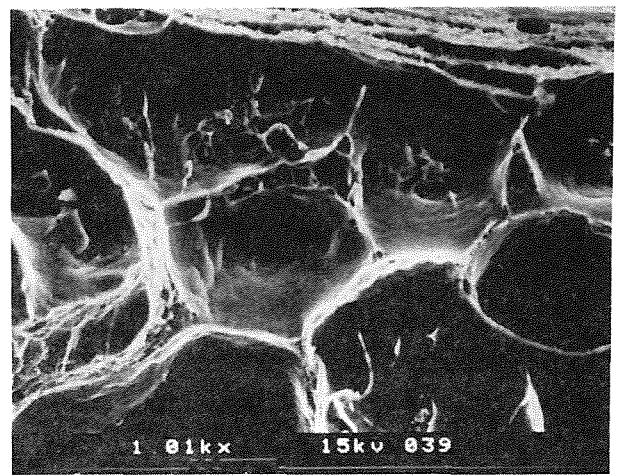


fig. 15 x 750

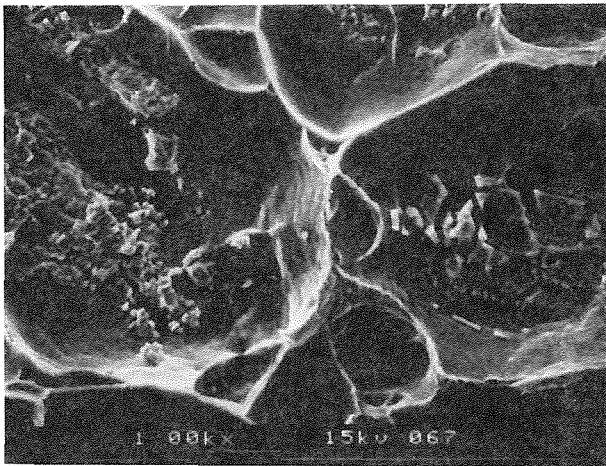


fig. 16 x 750

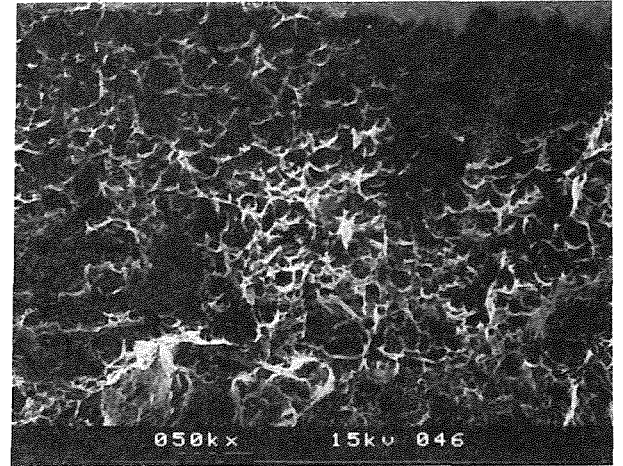


fig. 17 x 35

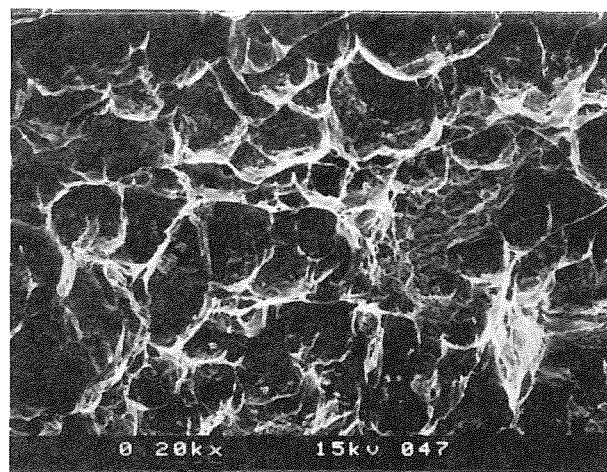


fig. 18 x 150

ESTUDIO DE LA FRACTURA DUCTIL DE UNA CHAPA DE ACERO MICROALEADO AL NB SOMETIDA A OPERACIONES DE CONFORMADO EN FRIO.

Justino Fernández*, Julio Riba**, José Ignacio Verdeja**

*Escuela Superior de Ingenieros Industriales. Universidad de Navarra. San Sebastián.

**Escuela Superior de Ingenieros de Minas. Oviedo.

Se ha obtenido el diagrama de fractura de una chapa de acero microaleado sometida a operaciones de conformado en frío.

La fractura sobreviene generalmente después del fenómeno de estricción o deformación local.

El espesor del borde fracturado, especialmente para operaciones de expansión, no es constante.

El aspecto de la fractura, depende de la dirección de la misma y de la trayectoria de deformación. La dirección de laminación es la más débil.

El fenómeno de estricción puede explicarse en función del daño superficial.

The Forming Limit Diagram to Fracture of a microalloyed steel sheet subjected to cold forming has been obtained.

Fracture generally occur after local instability of striction. The thickness of the fractured edge, is not constant especially in the expansion operations.

The fracture aspect changes with their direction and with the deformation path. Rolling direction is the weakest. Local instability leading to fracture can be explained in terms of superficial damage.

1.- INTRODUCCION

Fractura dúctil es el mecanismo que rige el fin de una operación de conformado en chapas a temperatura ambiente, cuando el material ha sido deformado por encima de sus posibilidades.

Como es bien conocido, la fractura dúctil de metales y aleaciones, ocurre como consecuencia de la formación, crecimiento y unión de huecos /1/. Se ha comprobado experimentalmente /2/ que deformando bajo altas presiones, se retrasa considerablemente la formación de huecos y consiguientemente, la ductilidad aumenta.

Por efecto de la deformación a temperatura ambiente, las partículas existentes en el seno del material (precipitados, inclusiones y segundas fases), generan concentraciones de tensiones que pueden conducir a la formación de huecos debido al diferente comportamiento elastoplástico de la matriz y las partículas /3/.

El daño presenta dos mecanismos /4/: a) por descohesión en la intercara matriz-partícula y/o b) por fragmentación de la propia partícula /5/. La forma predominante depende de factores geométricos (forma, tamaño, orientación), de factores constitutivos (tenacidad y adherencia a la matriz) y de la trayectoria de deformación /6/.

Es un hecho sobradamente conocido que la fractura de la chapa normalmente viene precedida por la deformación localizada (estricción) en forma de banda estrecha de adelgazamiento del espesor.

2.- EXPERIMENTACION

Se emplearon tres tipos de ensayo para la simulación del conformado de chapa:

- 1) tracción uniaxial
- 2) expansión hidráulica
- 3) estirado con punzón metálico

Las chapas* fueron grabadas en su superficie con una red de círculos de 1 mm de diámetro, para estimar las deformaciones en las zonas cercanas a fractura

Una vez alcanzada esta, se suspendió el ensayo. Las distintas trayectorias de deformación (desde tracción uniaxial hasta tracción equibiaxial), fueron obtenidas con distintas configuraciones geométricas, tanto de las matrices como de las chapas a ensayar.

Para obtener el diagrama de fractura, se determinan las deformaciones unitarias del espesor (ϵ_{3f}) y del borde de la fractura (ϵ_{2f}). Aceptando que durante la deformación plástica el volumen no varía, la deformación unitaria en la dirección del plano de la chapa perpendicular a la línea de fractura es:

$$\epsilon_{1f} = -(\epsilon_{2f} + \epsilon_{3f}) \quad (1)$$

La obtención de (ϵ_{3f}) presenta el inconveniente de que el espesor de la zona fracturada no es constante. Algunos autores /7/ sostienen lo contrario, pero esta afirmación no puede hacerse con carácter general. En la Fig.1 se puede observar la dispersión de los valores del espesor en función de la trayectoria de deformación (ρ). El aumento de la variación del espesor, para valores crecientes de (ρ), se comprende si se tiene en cuenta, que para valores de (ρ) próximos a la unidad, el material (para deformaciones cercanas a estricción) se encuentra más al límite de sus posibilidades que para valores menores (la deformación equivalente es mayor), y por tanto la fractura no queda circunscrita a la zona de estricción, sino que se propaga a zonas no afectadas por ella, cuyo espesor es diferente.

(*) chapa de acero de bajo contenido en carbono (0,09%), microaleado con Nb (0,05%) laminada en caliente, laminada en frío y recocida de 1 mm de espesor.

Por este motivo, fue necesario un número considerable de medidas (más las 40 para cada fractura) para mantener bajo el error relativo de la estimación.

La evaluación de (ϵ_{2f}) en la zona de expansión, no plantea problemas ya que la trayectoria, desde estricción hasta fractura, es de deformación plana ($\rho=0$) y por tanto no existe apenas gradiente de deformaciones a lo largo del labio de fractura. Por el contrario, en la zona de embutición, la trayectoria de deformación se mantiene siempre por debajo de $\rho=0$ y los gradientes de deformación son notables. Por consiguiente, conviene trabajar con círculos de pequeño diámetro para obtener la precisión necesaria /7/.

Las mediciones del espesor fueron hechas en un Microscopio Electrónico de Barrido, tomando las necesarias precauciones para evitar errores de paralaje. Las medidas de la deformación en la dirección del labio de fractura fueron hechas con un microscopio óptico a 10X.

Todos los puntos del diagrama de fractura de la figura 2, fueron obtenidos con un error relativo menor del 10%. Se puede observar que las deformaciones correspondientes a fracturas en la dirección de la laminación (D.L), son menores que las correspondientes a fracturas en cualquier otra dirección.

En las figuras 3 (a) y (b) se muestran dos "facies" de fractura correspondientes a la dirección transversal y de laminación respectivamente, obsérvese el diferente aspecto de la fractura. En la correspondiente a la DL, se puede apreciar el papel jugado por las inclusiones de SMn formando cordones en esa dirección.

En las etapas finales de estricción, los huecos crecen a un ritmo vertiginoso. La figura 4 corresponde a un estado avanzado de estricción de la sección fracturada de la figura 3(a). La deformación equivalente en la estricción fue de 0,9 y la de fractura (un instante después) igual a la 1. Nótese que en la figura 4 apenas se aprecian los huecos a pesar de la inminencia de la fractura.

Por tanto, la unión acelerada de huecos, que conduce a fractura, sobreviene cuando el porcentaje de huecos, en la sección por la que se va a fracturar, es aún muy bajo.

Como se pudo observar en la figura 3(a), los huecos tienen forma elipsoidal, con una dimensión en la dirección del espesor (vertical) muy superior a la que tenían durante la estricción, lo cual se debe al efecto de la depresión creada por el perfil de la estricción. Se ha podido comprobar experimentalmente que el aspecto de los huecos es muy plano, es decir, con una dimensión muy pequeña en la dirección del espesor, congruente con el tensor biaxial que solicita la chapa. Las dimensiones de los huecos, en las direcciones de la fractura y en la perpendicular a la misma, dependen de la trayectoria de deformación. Así, mientras que en situaciones de tracción uniaxial son elipsoides de gran longitud y pequeña anchura, en tracción equibiaxial tienen forma de elipsoides cortos y anchos.

Excepto para trayectorias equibiaxiales, la microestructura no controla la estricción. En efecto, sólo cuando todas las direcciones están sometidas a la misma deformación, las heterogeneidades pueden manifestar su papel.

Fuera de este caso, la fractura está controlada, sobre todo, por la geometría de la cúpula en el ensayo hidráulico y por la geometría de la cúpula y la fricción en el estirado con punzón. En materiales muy heterogéneos (muy sucios), la microestructura puede llegar a jugar un papel tan importante como la geometría y la fricción /8/. Sin embargo, en condiciones normales, especialmente en operaciones industriales (con estampas metálicas), el papel de la geometría y la fricción es, con mucho, el más importante.

En el ensayo con punzón, todas las fracturas fueron precedidas por una estricción notable que tendía a seguir un paralelo de la cúpula deformada (lugar geométrico de las deformaciones máximas). En el ensayo de expansión hidráulica (debido a las grandes dimensiones de las chapas y a la ausencia de fricción), los gradientes de deformación fueron muy suaves y la estricción se manifiesta difusamente hasta el mismo instante en la fractura.

Lo anterior, parece indicar que la fractura viene precedida de una estricción notable, cuando el mecanismo de concentración de la deformación está regido por la geometría y fricción, mientras que en ausencia de estos, la estricción es difícilmente observable y en ocasiones, la fractura dúctil, sobreviene sin que aquella se hubiera dado.

3.- IMPORTANCIA DEL DAÑO SUPERFICIAL

En la figura 5(a) se muestra la superficie de una chapa antes de ser deformada y en la figura 5'(b) se presenta un detalle de la superficie después de haber sufrido una expansión biaxial. Puede observarse un cuarteamiento de las juntas de grano, lugar de localización de las partículas de cementita. En el interior, como se ha visto, el daño es prácticamente despreciable. El cuarteamiento superficial debilita la cohesión en las capas inmediatamente inferiores, originando un nuevo daño sub-superficial, que a su vez facilita el daño de la capa inmediatamente debajo, creándose un daño escalonado (figura 6), que progresa de fuera adentro, hasta que se alcanza, en alguna zona, una sección crítica. A partir de ese momento, toda la deformación se concentra en ella y sobreviene la fractura a lo largo de los planos de mayor tensión de cortadura.

En la figura 7 se muestra una "facies" de fractura, y en la superficie exterior de la chapa (afectada por la estricción) pueden observarse áreas de gran daño superficial cuyo aspecto, en el plano de la chapa, está recogido en la figura 8.

4.- CONCLUSIONES

1. El espesor de fractura de chapas conformadas en frío, especialmente para estos de expansión, no puede considerarse constante.
2. Las deformaciones de la chapa a fractura son menores cuando ésta sigue la DL, que es la más débil.
3. La morfología de una fractura paralela a DL, es diferente a la de las demás direcciones, debido al alineamiento de las inclusiones durante el proceso de laminación.
4. La fractura sobreviene de manera instantánea, cuando el daño en el espesor de la chapa es aún muy pequeño.
5. Para trayectorias de deformación cercanas a $\rho=1$, la fractura puede sobrevenir sin previa estricción.
6. El fenómeno desencadenante de la estricción (hasta ahora inexplicable), podría estar relacionado con el daño superficial, como se muestra en el modelo propuesto.

REFERENCIAS

- /1/ Goods, S.M., Brown, L.M., Act.Metall., 27 (1979), 1.
- /2/ Bridgman, "Studies in Large Plastic Flow and Fracture", Mc Graw-Hill, New York (1952).
- /3/ Brown, L.M., Stobbs, W.M., Phil.Mag. 34 (1976), 351.
- /4/ Argon, A.S., Im.J., Metall. Trans. 6A (1975), 839.
- /5/ Lindley, T.C., Oates, G., Richard, C.E., Acta Metall., 18 (1970), 1127.
- /6/ Schmitt, J.H., Jalinier, J.M., Acta Metall., 30 (1982), 1789.
- /7/ Gosh, A., Metall. Trans., 7A (1976), 523.
- /8/ Lee, A.P., Hiam, J.R., Proc. of 12th Annual Conf. of the Canadian Institute of Metallurgists. Quebec, 1973.

LISTA DE FIGURAS

1. Dispersión de los valores del espesor a fractura, en función de la trayectoria de deformación.
2. Diagrama de fractura.
3. "Facies" de fractura (1500X).
 - a) en la dirección transversal
 - b) en la dirección de laminación
4. Sección transversal del espesor de una zona estriccionada ($\bar{\epsilon}=0.91$) ($\rho=0$) (640X).
5.
 - a. Aspecto de la superficie de la chapa tal como se suministra (640X). La DL es horizontal.
 - b. Aspecto de la superficie después de un ligero pulido y ataque químico para resaltar las partículas de cementita y las juntas de grano agrietadas.
6. Modelo geométrico para explicar la estricción desde el punto de vista del daño.
7. Vista frontal de la fractura de una probeta. Nótese en la zona de estricción extensas zonas de daño (160X).
8. Interacción de grietas superficiales (640X).

DISPERSION DE LOS VALORES DEL ESPESOR DE FRACTURA

$$\frac{\epsilon_{\max} - \epsilon_{\min}}{\epsilon_{\min}}$$

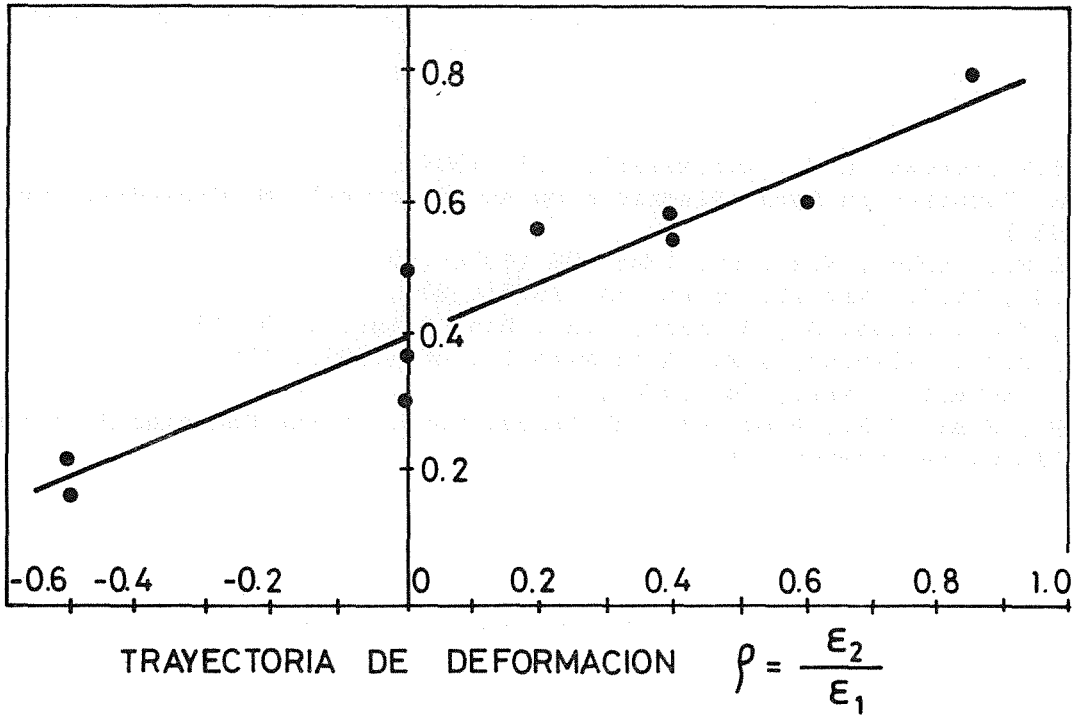


Fig. 1

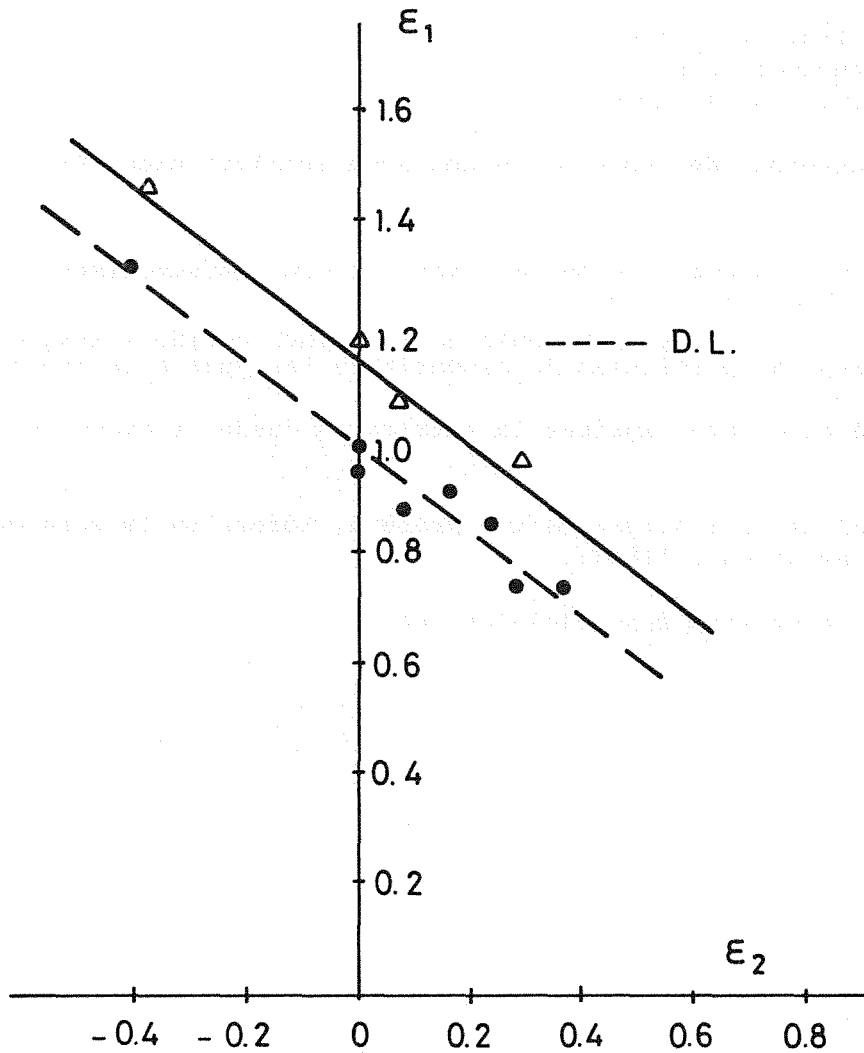
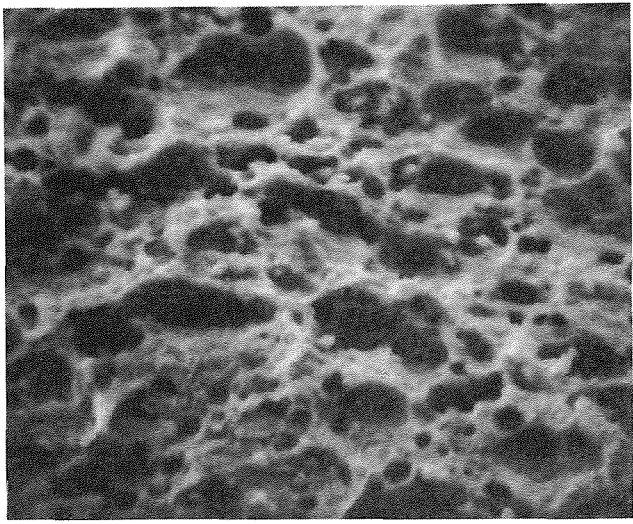
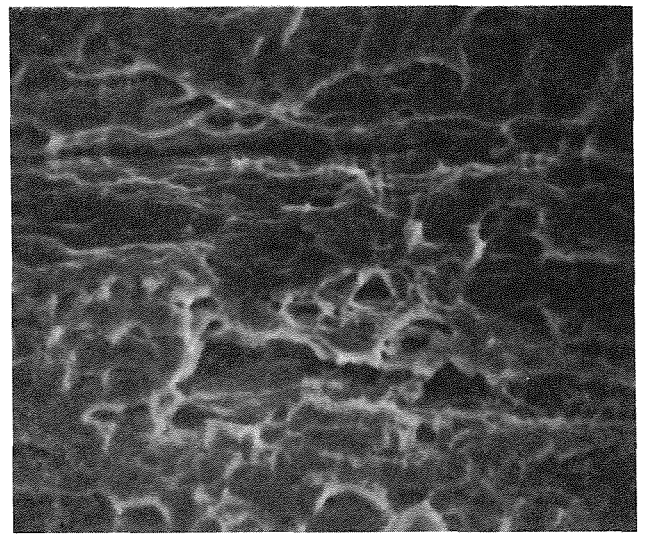


Fig. 2

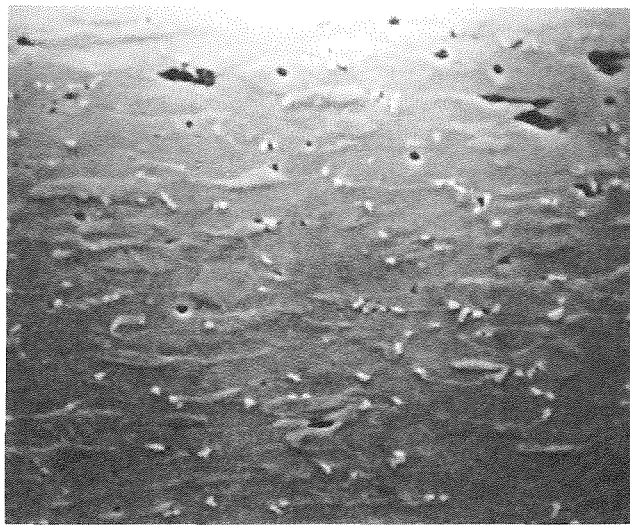


(a) 1500X



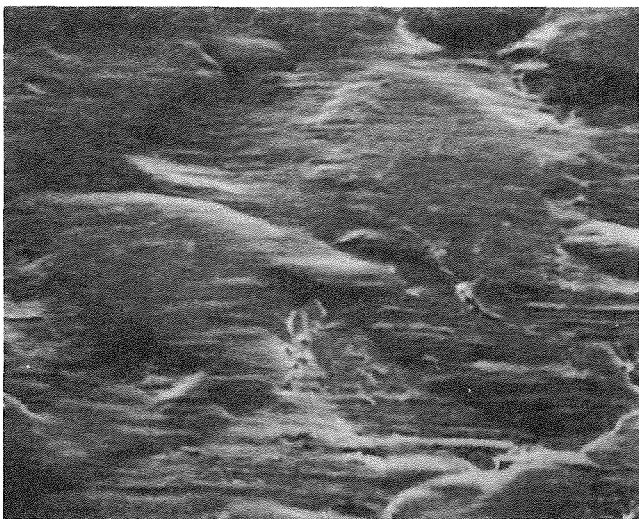
(b) 1500X

- Figura 3 -

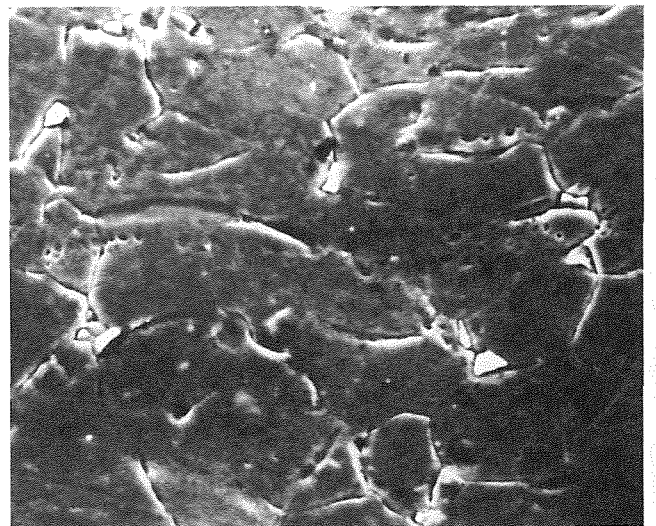


640X

- Figura 4 -

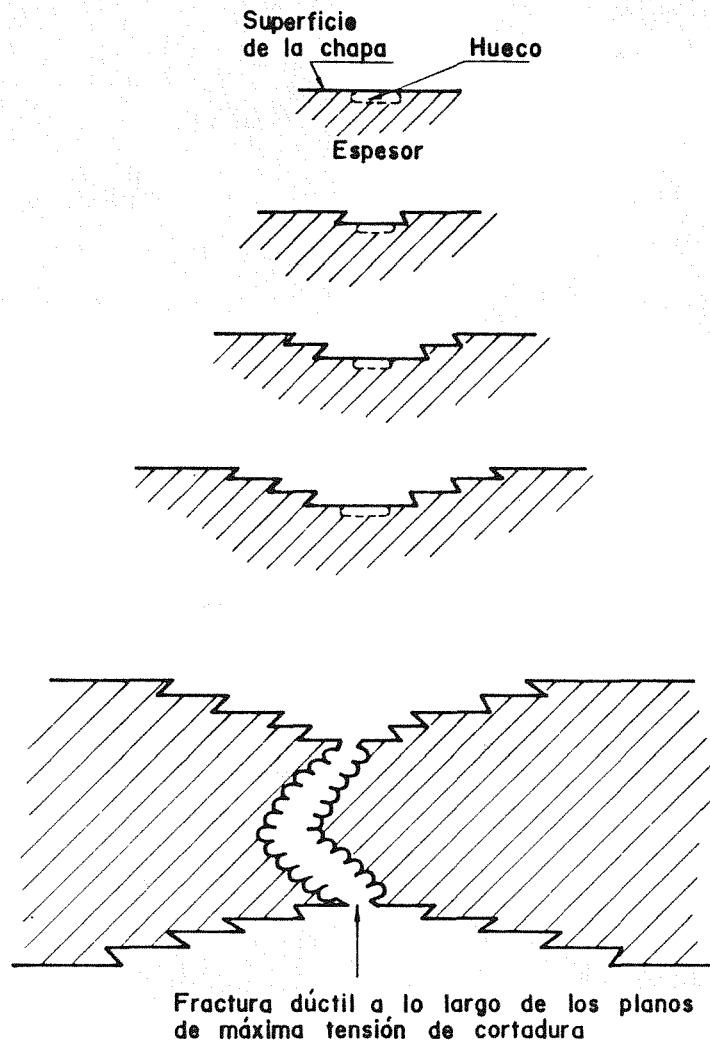


(a) 600X

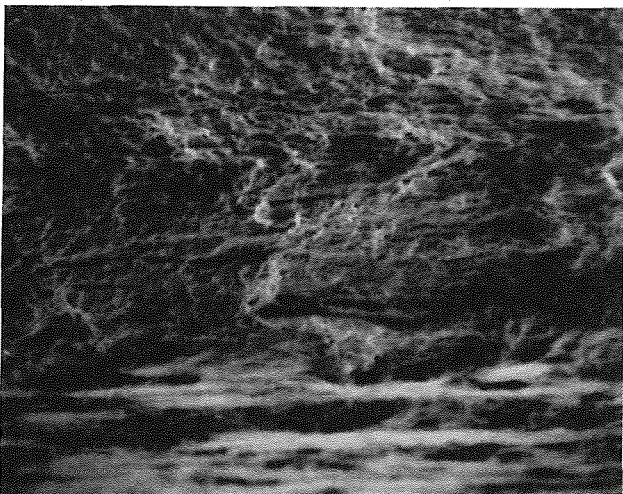


(b) 1640X

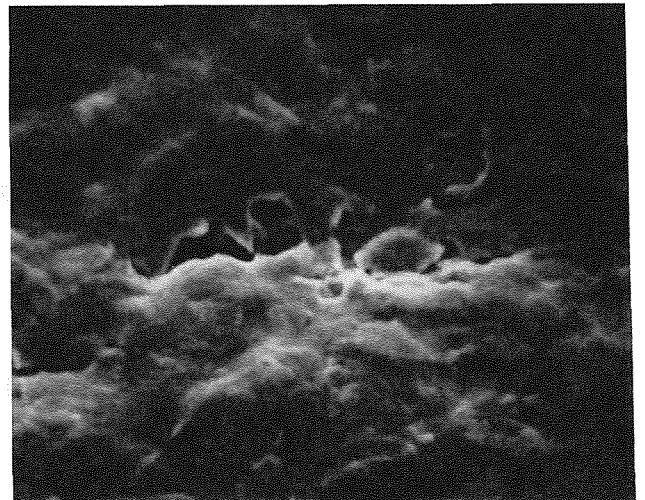
- Figura 5 -



- Figura 6 -



160X
- Figura 7 -



600X
- Figura 8 -

CRECIMIENTO DE GRIETAS POR FATIGA EN UN ACERO HIPEREUTECTOIDE PERLITICO

R. García Castañón *

F. Javier Belzunce Varela **

J. Riba López ***

*E.S.Marina Civil. Gijón.

** ETS Ingenieros Industriales. Universidad de Oviedo

*** ETS Ingenieros de Minas. Universidad de Oviedo.

Se ha determinado la velocidad de crecimiento de grietas por fatiga en un acero hipereutectoide perlítico, así como el valor umbral de la amplitud del factor de intensidad de tensiones (ΔK_{th}) mostrando el efecto de la relación de carga R.

Los resultados obtenidos se justifican a partir de los detalles microestructurales. También se muestra que las grietas de fatiga no siguen sistemáticamente una trayectoria preferente a través de las láminas de perlita.

The fatigue crack growth rate for a pearlitic hypereutectoid steel was measured and threshold stress intensity values (ΔK_{th}) defined, illustrating the effect of load ratio R.

Results were explained from microstructure features. It is shown that fatigue cracks do not systematically follow any preferred path through lamellar pearlite.

1.- INTRODUCCION

Los cilindros de laminación para trabajos en caliente (trenes Blooming, - Slabbing) deben ser capaces de soportar las sollicitaciones cíclicas de servicio, entre las que destacamos las siguientes acciones:

- Fatiga térmica.
- Fatiga mecánica.
- Fatiga de contacto (desgaste).

La fatiga térmica es la sollicitación más importante, en el caso de los cilindros de trabajo en caliente. La superficie del cilindro sufre ciclos térmicos sucesivos entre las temperaturas extremas de 20 y 600⁰C /1/, que a su vez generan ciclos de tracción-compresión capaces de nuclear y hacer crecer grietas por fatiga. Estas grietas de origen térmico están siempre presentes tras un cierto periodo de servicio (figura 1), y ocasionalmente pueden crecer hasta alcanzar el tamaño crítico (grieta semielíptica de hasta 25 cm. de profundidad en el caso de un cilindro de 1 m. de diámetro), /2/, momento en el que sobreviene la fractura brutal del elemento. Una fractura de este tipo es particularmente grave, dado que puede dañar seriamente el tren, y en cualquier caso, supone la parada prolongada de la producción, cuyo coste es mucho mayor que el del propio cilindro.

El cilindro debe además soportar en el curso de su trabajo sollicitaciones mecánicas cíclicas complejas (esfuerzos normales, cortantes, de flexión y torsión), cuyo efecto relativo se deja sentir especialmente cuando la grieta térmica superficial ha crecido hasta alcanzar zonas más internas.

Finalmente, la acción conjugada de la presión de laminación y del deslizamiento relativo entre el producto laminado y el cilindro implica la existencia de un fenómeno de desgaste cíclico o fatiga de contacto. Es necesario entonces, - adicionalmente, que el material utilizado en estas aplicaciones posea la dureza suficiente para asegurar un desgaste mínimo.

La exigencia de un buen rendimiento de los cilindros en servicio supone fabricarlos a base de materiales resistentes y tenaces que soporten bien los esfuerzos térmicos de fatiga, como es el caso de los aceros ligeramente hipereutectoides perlíticos.

2.- MATERIAL Y TECNICAS EXPERIMENTALES

El material de ensayo utilizado ha sido un acero hipereutectoide perlítico cuya composición química y propiedades mecánicas fundamentales se exponen en las tablas 1 y 2. El gradiente de dureza medido sobre la zona útil del cilindro no muestra variación alguna (figura 2).

La microestructura de este acero es de perlita fina con carburos globulares dispersos pero muy heterogeneamente repartidos (acumulados en zonas concretas de la estructura).

Los ensayos de fatiga se han realizado a temperatura ambiente en una máquina servohidráulica MTS de 25t de capacidad dinámica operando bajo control de carga y con una frecuencia de 7-9Hz (onda sinusoidal).

Se emplearon probetas compactas de 10 mm. de espesor. La relación de carga utilizada ($R=K_{\min}/K_{\max}$) fué de 0,05 y 0,5 respectivamente.

El avance de la grieta se registró con un microscopio desplazable de 40 aumentos, que nos permite una precisión en la medida superior a 0,02 mm. La velocidad de crecimiento de la grieta se valoró utilizando el método de la secante para aquellos datos próximos al valor umbral, mientras que para velocidades mayores (valores de ΔK superiores a 20 MPa \sqrt{m}) se empleó el método de ajuste polinómico.

Se examinaron las superficies de fractura con un microscopio electrónico de barrido (MEB) Philips 505 provisto de microsonda EDAX ECON III. Con objeto de caracterizar la trayectoria de la grieta de fatiga se níqueló electrolíticamente la superficie de fractura de las probetas y se prepararon secciones longitudinales y transversales (relativas a la dirección de crecimiento de la grieta) para su examen microscópico.

3.- RESULTADOS Y DISCUSION

3.1 Ensayos de fatiga

La figura 3 recoge los resultados obtenidos en la determinación del valor umbral ΔK_{th} del acero para una relación de carga R de 0,05 y 0,5. Se utilizó el método del descenso escalonado de la carga.

Como cabría esperar se registra una notable influencia del parámetro R en la zona próxima al umbral de fatiga, obteniendo velocidades de crecimiento superiores y una amplitud del factor de intensidad de tensiones umbral, ΔK_{th} menor al incrementar la relación de carga R.

Los datos del valor umbral se obtuvieron como los puntos de corte de las rectas de regresión obtenidas con los puntos representativos de las velocidades más lentas con la horizontal correspondiente a 10^{-10} m/ciclo.

La figura 4 recoge los valores ΔK_{th} obtenidos en este trabajo junto con otros muchos resultados recopilados de la bibliografía sobre aceros perlíticos /3-4-5-6/. Destacamos que el acero objeto de este estudio muestra los valores más bajos del citado parámetro.

La figura 5 muestra los datos de fatiga obtenidos para R=0,05 en la zona de crecimiento lineal (Paris), junto con la banda de dispersión correspondiente a distintos datos bibliográficos sobre aceros perlíticos /3-7-8-9-10/. Los datos del crecimiento de la grieta se ajustaron con un coeficiente de determinación de 0,99 por la siguiente ley:

$$da/dN = 1,11 \cdot 10^{-13} \Delta K^{4,33}$$

Destacamos que el acero objeto de este estudio ocupa la zona superior de la banda, y que la velocidad de crecimiento de grietas evaluada es especialmente alta para los valores mayores de ΔK .

Estos resultados pueden justificarse tras el examen fractográfico de la probeta.

3.2 Fractografía

La fractura final de la probeta compacta es trasganular frágil (clivaje) mostrando los ríos característicos (figura 6).

El aspecto más destacado de la fractura de fatiga en la zona de crecimiento lineal (ley de Paris) es la presencia de líneas desgarradas de trazo irregular alineadas con la dirección de propagación de la grieta (figura 7). Estos mismos detalles habían sido ya observados en aceros perlíticos /3-11/.

La figura 8 muestra una zona fatigada con abundante acumulación de carburos globulares. Estos aparecen sueltos y sin deformar sobre la superficie de fractura, lo que justifica la hipótesis de que el campo de tensiones existente en el fondo de la grieta produce la descohesión de la intercara carburo-perlita dando lugar a un camino de crecimiento de grieta favorable. Este mismo hecho, unido a la alta fragilidad de este acero (se observan ocasionalmente áreas planas frágiles en la fractura de fatiga), justifica los bajos valores umbrales

ΔK_{th} y las altas velocidades de crecimiento de grietas obtenidas en este estudio.

3.3 Trayectoria de la grieta de fatiga

El examen microscópico de las probetas niqueladas obtenidas según la dirección longitudinal y transversal pone en evidencia que la orientación de las láminas de perlita no influye sobre la trayectoria de la grieta de fatiga. Sobre la micrografía 9 se muestran zonas (A) donde la grieta avanza interlaminarmente y otras (B) donde el avance es transversal respecto a la orientación de las láminas de la perlita. La figura 10 muestra el perfil quebrado de la grieta de fatiga, y pone asimismo de manifiesto la posible influencia de las juntas entre colonias y de las juntas de grano sobre los cambios bruscos de la trayectoria de la grieta.

Finalmente, la figura 11 muestra la trayectoria de la grieta al atravesar una zona con carburos acumulados. Los carburos no deformados ni fracturados se descohesionan en primer lugar y saltan luego dejando cavidades en la superficie de la grieta.

4.- CONCLUSIONES

- El comportamiento a fatiga del acero objeto de este estudio es peor (menores valores de los valores umbrales ΔK_{th} y mayores velocidades de crecimiento de grietas) que el de otros aceros perlíticos ensayados hasta la fecha.
- Los resultados de fatiga obtenidos se justifican en virtud de la fragilidad del acero asociada en gran medida a aglomeraciones importantes de carburos que por descohesión con la fase matriz (perlita) crean caminos de crecimiento fácil de la fatiga.
- La trayectoria de la grieta de fatiga a través de la microestructura perlítica no muestra una preferencia de avance en relación con alguna orientación definida de las láminas de perlita.

5.- AGRADECIMIENTOS

Este trabajo forma parte del proyecto de investigación más amplio en colaboración con la empresa Fundición Nodular S.A. (Lugones, Asturias), financiado por la Fundación para la Investigación Científica Aplicada y la Tecnología (Principado de Asturias).

REFERENCIAS

- /1/ Magnée A. et al. Revue de Metallurgie, enero, (1977).
- /2/ Boissenot J.M. et al. Revue de Metallurgie, junio, (1977).
- /3/ Gray G.T., Williams J.C. y Thompson A.W. Metallurgical Transactions A. 14A, marzo, 421-33 (1979).
- /4/ Cooke R.J., Beevers V.J. Materials Science Eng. 13, 201-210 (1974).
- /5/ Masounave J. y Bailon J.P. Scripta Metallurgica, 9, 723-730 (1975).
- /6/ Fowler G.J. Materials Science Eng., 39, 121-126 (1979).
- /7/ Barsom J.M., Imhof E.J. Rail Steels-Developments Processing and Use, ASTM STP644, 387-413 (1978).
- /8/ Fowler G.J., Tetelman A.S., Rail Steels-Developments. Processing and Use. ASTM STP644, 363-386 (1978).
- /9/ Opinsky A.J., Proc.6th. Int. Wheelset Congress. Colorado Springs, USA, 2, S 1 (1978).

/10/ Yokobori T., Sawaki Y., Shono S. y Kumagai A. Rep.Res. Ints. for Strength and Fracture of Materials, Tohoku Univ., 12 , 29-54 (1976).

/11/ Thompson A.W. y Chesnut J.C. Metallurgical Transactions A. 10A, 1193-96, - (1979).

TABLA 1.- Composición Química

C	Mn	Si	S	P	Ni	Mo
0.85	1.17	0.35	0.012	0.059	1.50	0.38

TABLA 2.- Propiedades Mecánicas

σ_{ys} (MPa)	σ_R (MPa)	A (%)	KCV (J)	HRC	K_{max} (MPa \sqrt{m})
720	873	1.36	4.7	31	35

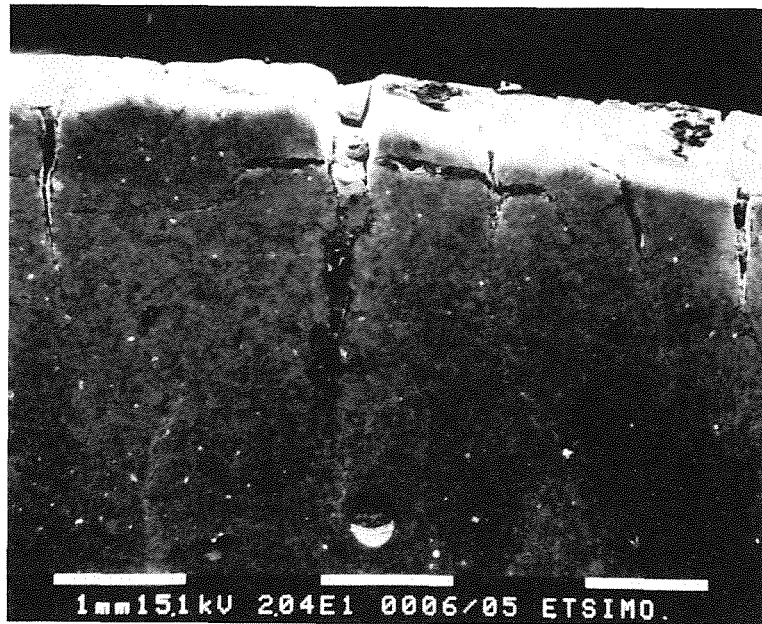


Fig. 1 - Grietas superficiales térmicas (cilindro de un tren Blooming)

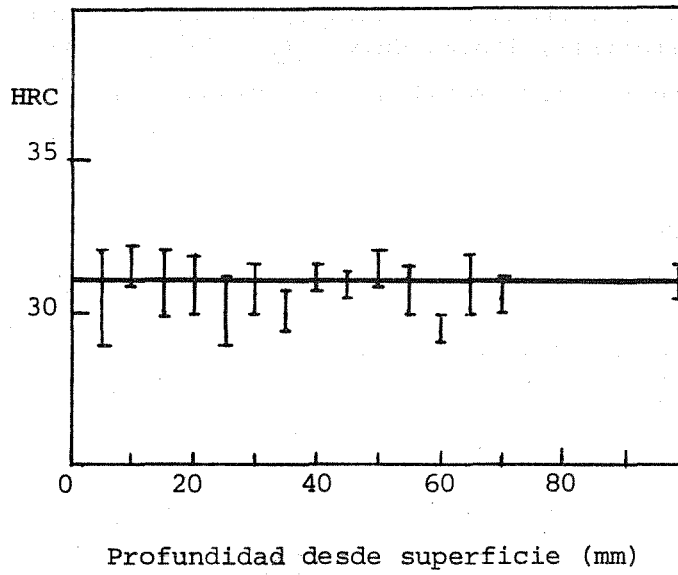


Fig. 2 - Evolución de la dureza a lo largo del radio del cilindro

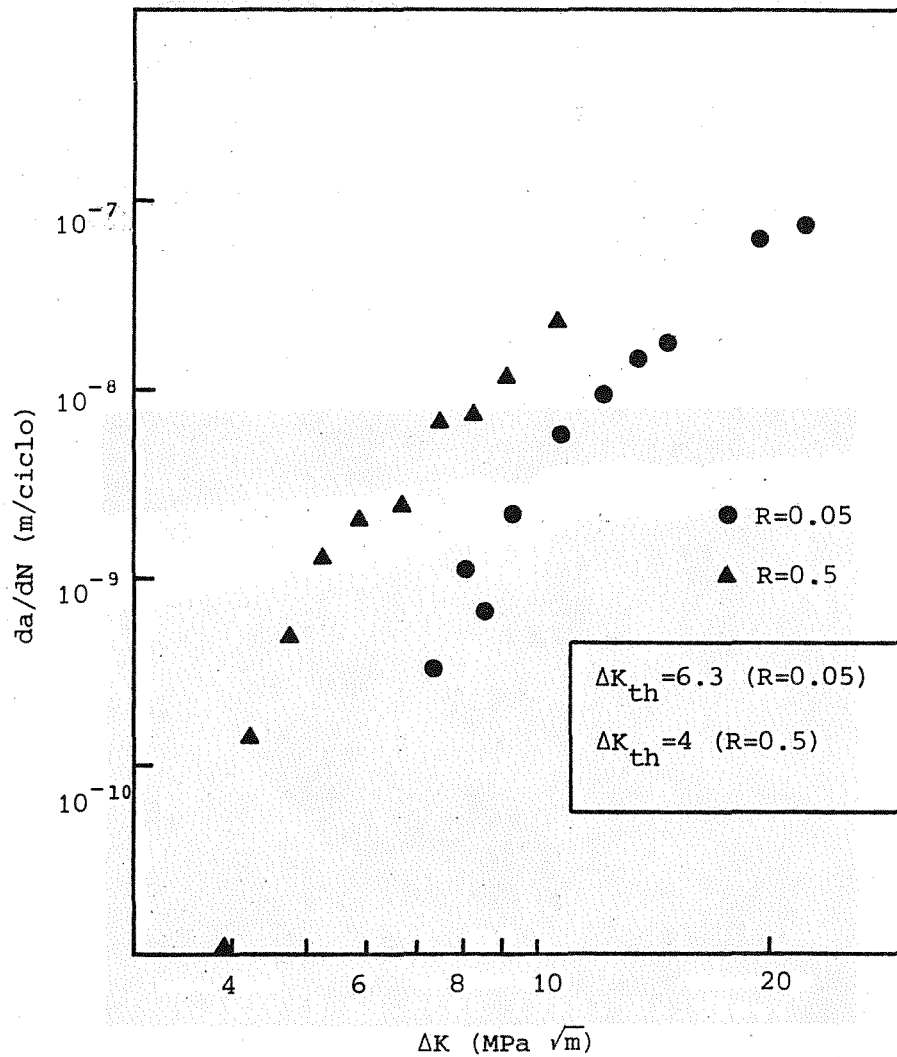


Fig. 3 - Curvas $da/dN - \Delta K$ en la región próxima al umbral de fatiga

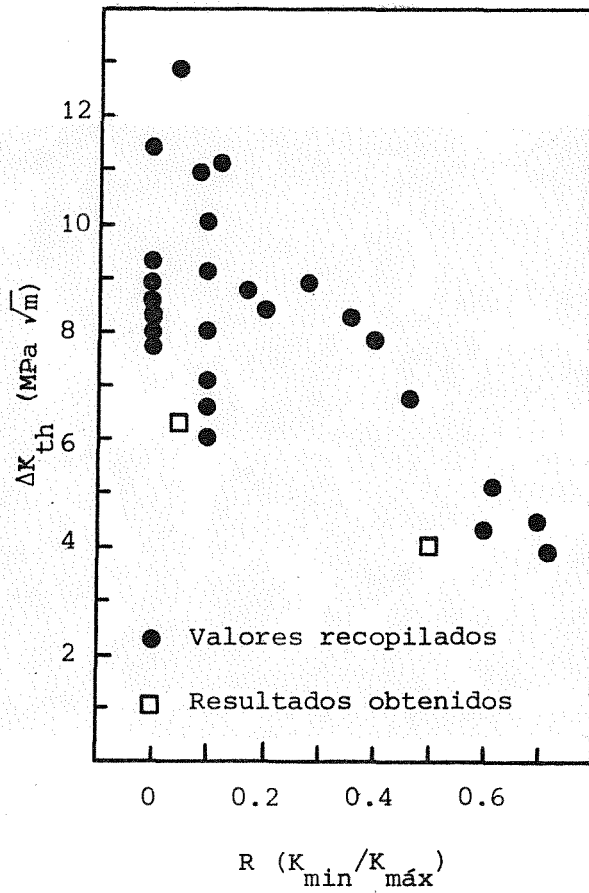


Fig. 4 - Variación de ΔK_{th} en función de R

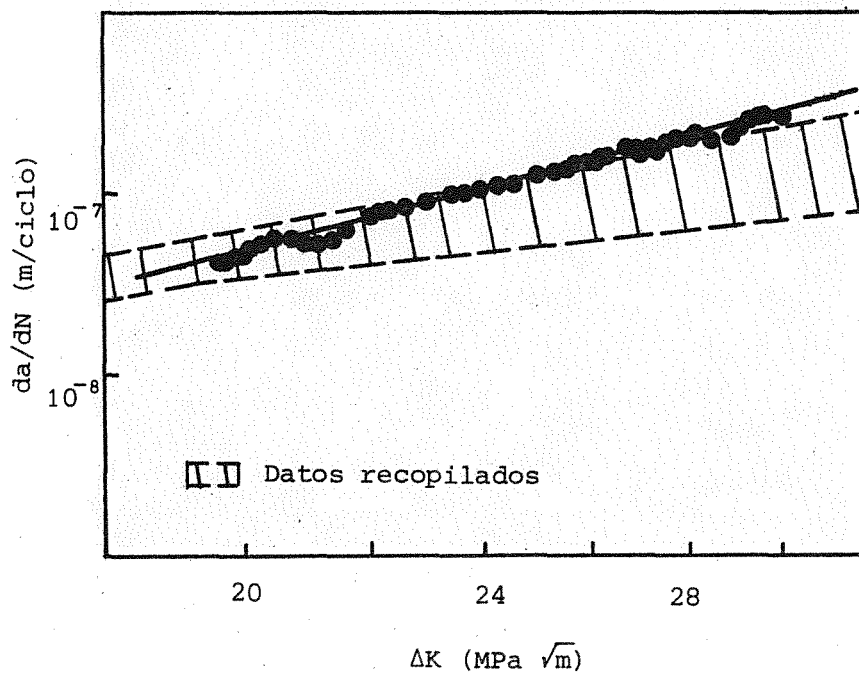


Fig. 5 - Curva $da/dN - \Delta K$ en la región de Paris

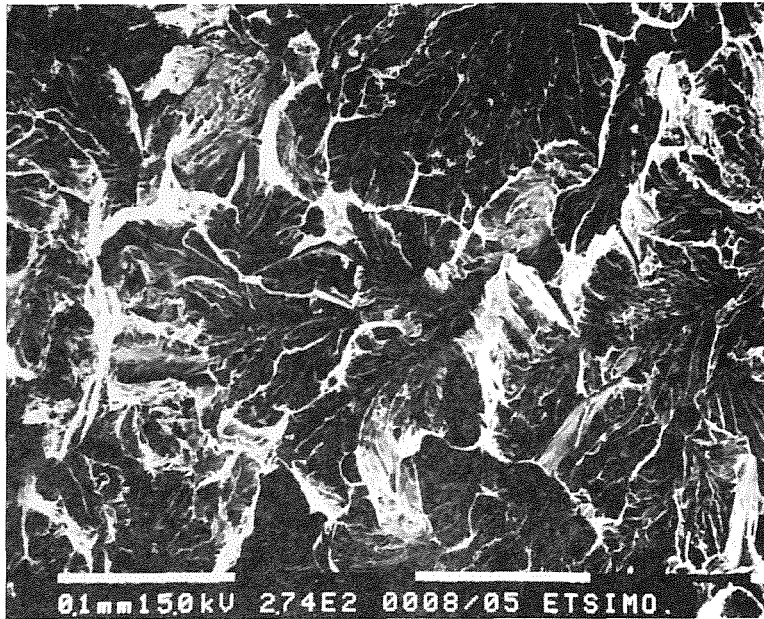


Fig. 6 - Fractura final de la probeta compacta
($K_{\max} = 35 \text{ MPa } \sqrt{\text{m}}$)
max

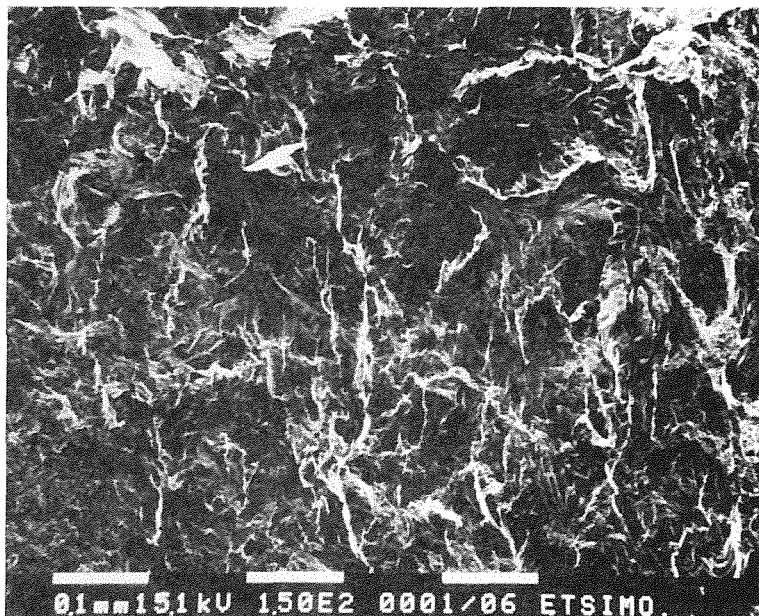


Fig. 7 - Estructura de la fractura por fatiga
(región de Paris). La dirección de cre-
cimiento de la grieta es vertical des-
cendente

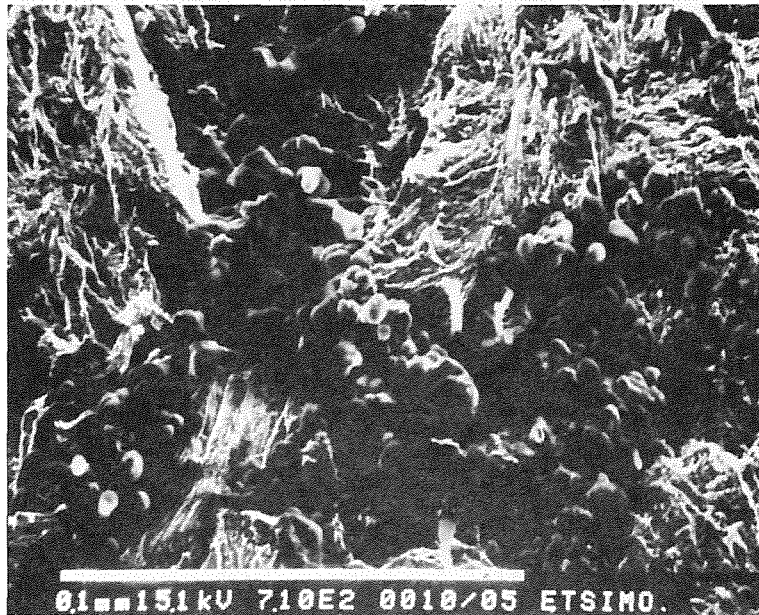


Fig. 8 - Grieta de fatiga atravesando una zona de acumulación de carburos. La dirección de crecimiento de la grieta es vertical descendente

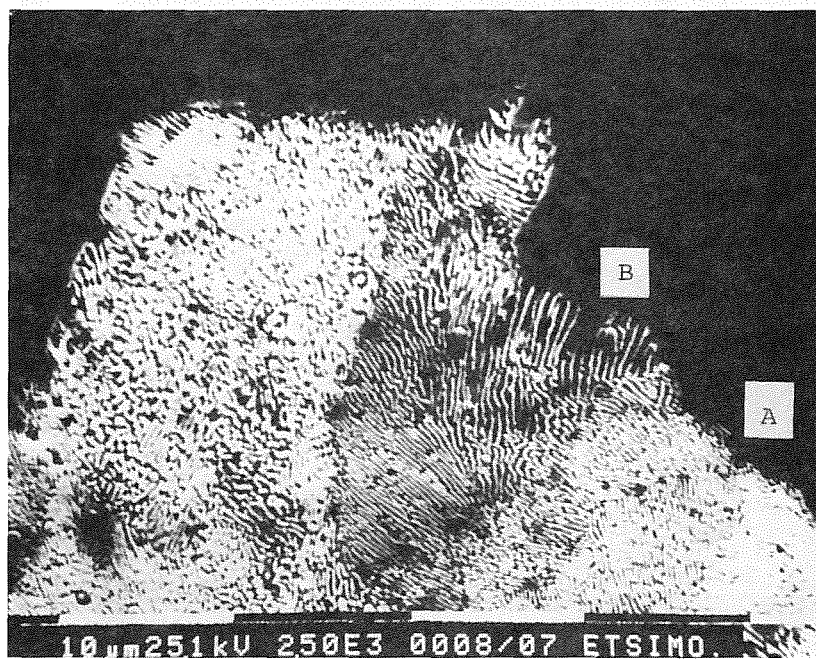


Fig. 9 - Trayectoria de la grieta de fatiga a través de las colonias de perlita

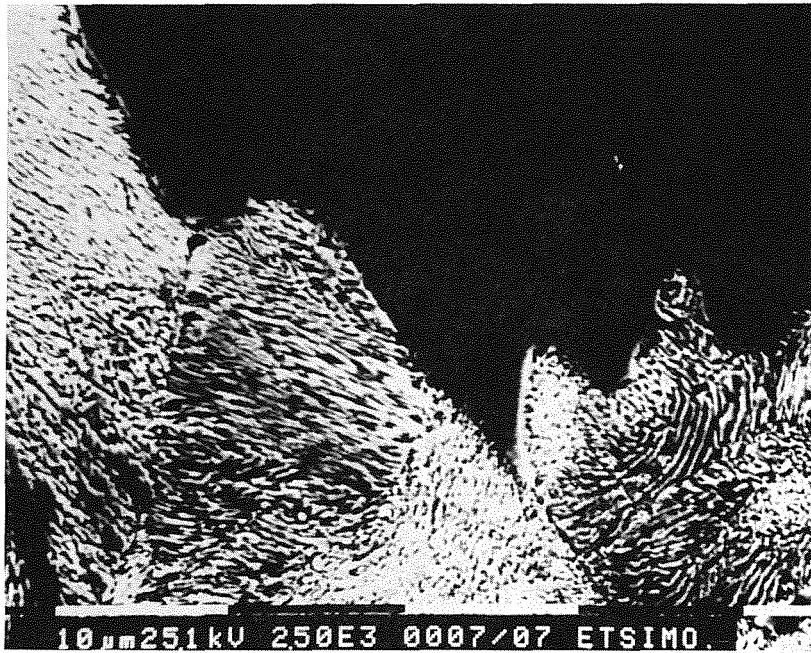


Fig. 10 - Trayectoria de la grieta de fatiga a través de las colonias de perlita

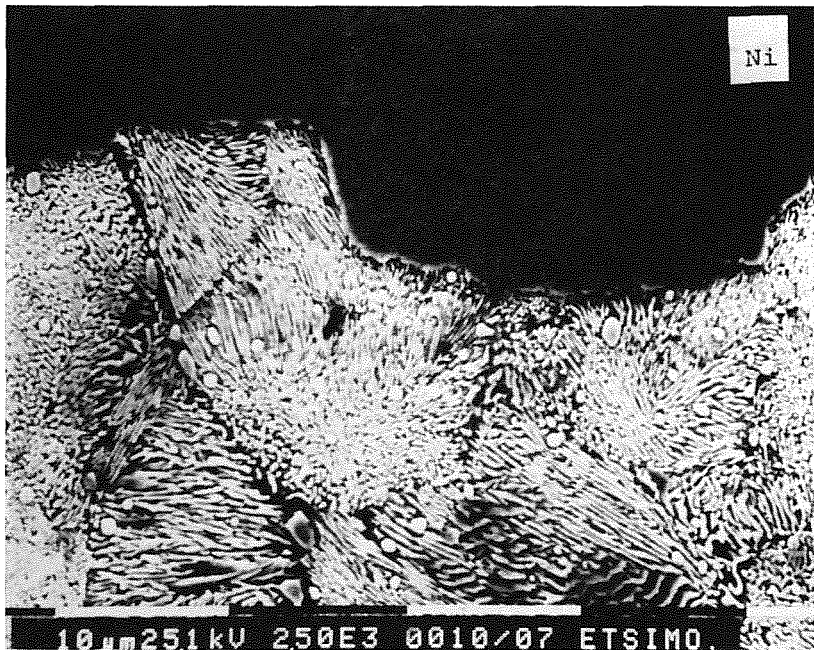


Fig. 11 - Trayectoria de la grieta de fatiga a través de una zona con carburos dispersos

MICROFRACTURA EN POLICRISTALES DUCTILES

Javier GIL SEVILLANO

CEIT, Centro de Estudios e Investigaciones Técnicas de Guipúzcoa
Apartado 1555, 20080-SAN SEBASTIAN

En situaciones de fractura de policristales con deformación plástica previa extendida a zonas de dimensiones grandes comparadas con el tamaño de grano, la anisotropía plástica de los cristales determina el establecimiento de un campo de tensiones heterogéneo en la zona plástica por interacción entre granos vecinos, obligados a deformarse compatiblemente. Mediante una aproximación sencilla basada en los estados de tensiones de Bishop y Hill- se han calculado las tensiones tractivas máximas en granos de metales cúbicos en función de su orientación cristalina, tensiones que condicionan la formación y propagación de microgrietas en dichos granos.

When plastic deformation precedes fracture in polycrystals, such as in slip-induced cleavage or in ductile fracture, the plastic anisotropy of the crystals determines the building of a heterogeneous field of internal stresses of wavelength equal to grain size, superposed over the average macroscopic stress field. For BCC or FCC metals the amplitude of the field can be estimated from the Bishop and Hill stress states, assuming uniform plastic deformation of the grains. That allows to compute the maximum normal stresses acting on each grain for a particular plastic deformation mode. Such stresses are determinant for nucleation and growth of microcracks at the grain scale.

1.- INTRODUCCION

En metales dúctiles, la fractura frágil (por descohesión) y, por supuesto, la dúctil, ocurren tras deformación plástica, al menos local. En policristales, cuando la zona plástica es grande comparada con el tamaño de grano, la anisotropía plástica de los cristales, obligados a deformarse compatiblemente, determina el establecimiento de un campo heterogéneo de tensiones, con fluctuaciones locales de longitud de onda aproximadamente igual al tamaño de grano, superpuestas, al gradiente macroscópico existente.

En muchos casos, incluida la zona plástica asociada al borde de una grieta bajo carga, la deformación plástica previa a la fractura es relativamente grande, $\epsilon > 5\%$, habiéndose sobrepasado ampliamente el régimen microplástico. En tal situación, si los granos son aproximadamente equiaxiales y no existe textura marcada, la deformación plástica es aproximadamente uniforme (1). Para producir esa deformación, en el interior de cada grano ha de establecerse un estado particular de tensiones de desviación (al que se superpondrá el estado hidrostático local existente, sin efecto plástico). Esos estados de tensiones plásticas son vértices del lugar de fluencia particular de la estructura cristalina considerada donde confluyen un mínimo de cinco sistemas de deslizamiento independientes, y su número es discreto. En el caso concreto de los metales cúbicos centrados o centrados en las caras, esos estados son los 56 estados determinados por Bishop y Hill (2), en la hipótesis de deslizamiento sobre sistemas $\{110\}\langle 111 \rangle$ o $\{111\}\langle 110 \rangle$ con tensión crítica de deslizamiento, τ_c , uniforme. Consecuentemente, las máximas tensiones tractivas variarán de grano a grano y condicionarán la nucleación y propagación de microgrietas dúctiles o frágiles en la situación descrita.

2.- TENSIONES NORMALES MAXIMAS ASOCIADAS A LOS ESTADOS DE TENSIONES DE BISHOP Y HILL.

En la referencia citada (2) se tabulan los vértices del lugar de fluencia de cristales cúbicos centrados o de caras centradas referidos al sistema de coordenadas ortogonales asociado a las aristas de la celda cúbica. A partir de esos valores se han obtenido las componentes de tensión normal a planos $\{001\}$ - los planos de descohesión de los cristales cúbicos centrados - y las tensiones principales del tensor de desviación (Tabla adjunta). Cualquier componente de tensión normal de interés en un grano se obtiene añadiendo el nivel hidrostático del agregado, σ_h , a la componente normal del estado de Bishop & Hill capaz de producir la deformación plástica requerida en la orientación cristalina del grano (determinado por la condición de trabajo plástico máximo). Como el lugar de fluencia es centrosimétrico, los 28 estados no incluidos en la tabla son los opuestos a los tabulados.

3.- APLICACIONES

Como ejemplo de aplicación, se estudian las condiciones de microfractura en la deformación axisimétrica libre (tracción y compresión) de metales cúbicos centrados.

3.1.- Fractura frágil de un policristal CC sin textura ensayado a tracción.

Los estados de B & H para producir alargamiento axisimétrico en función de la orientación cristalina del eje de tracción se representan en la fig. 1.a. Las máximas tensiones normales a planos $\{001\}$ asociadas a los desviadores de esos estados de tensiones se representan en la fig. 1b.

En ausencia de textura, la tensión de fluencia plástica para deformación axisimétrica del agregado es (1):

$$\bar{\sigma}_h \approx 3\tau_c \quad (1)$$

por lo que la componente hidrostática es, en ausencia de estricción,

$$\bar{\sigma}_h \approx \tau_c \quad (2)$$

De acuerdo con la fig. 1b, la máxima tensión normal tendente a producir descohesión es entonces:

$$(\sigma_n)_{\text{máx}} = \sigma_{(100)}^* + \tau_c \quad (3)$$

Esta tensión, referida a la de fluencia, se ha representado en la fig. 2a en función de la orientación. Como se ve, la orientación de un grano condicionará su capacidad de actuar como núcleo de descohesión en aquellos materiales en que la tenacidad a la fractura esté controlada por el tamaño de grano. La influencia de la orientación no difiere mucho de la que se obtiene a partir de la hipótesis, más sencilla, de tensión uniforme; para un grano estirado en la dirección $|hkl|$:

$$(\sigma_n)_{\text{máx}} = h^2 \bar{\sigma} \quad , \quad (h^2 + K^2 + l^2 = 1) \quad (4)$$

excepto para orientaciones particulares (por ejemplo, en granos $\langle 110 \rangle$ se prevé una tensión de descohesión de sólo $\bar{\sigma}/3$, en lugar de $\bar{\sigma}/2$ suponiendo tensión uniforme).

En la fig. 2b se representa, para el mismo caso, la máxima tensión principal en función de la orientación.

3.2.- Tracción de alambres CC con textura $\langle 110 \rangle$.

El trefilado desarrolla en los alambres CC una fuerte textura $\langle 110 \rangle$.

La deformación axisimétrica de esta orientación (fig. 1a) exige el establecimiento del estado de tensiones desviador nº6 (Tabla), que no induce tensiones normales sobre los planos $\{100\}$.

Según esto, en la deformación a tracción de alambres con textura $\langle 110 \rangle$ la descohesión es igualmente probable en cualquiera de los tres planos $\{100\}$, incluido el orientado longitudinalmente, pues los tres están sometidos a la misma tensión, la hidrostática. De hecho, en estos alambres los granos no se deforman uniformemente, sino que tienden a hacerlo por estirado plano. La tensión transversal inducida será menor que la hidrostática, pero su existencia permite explicar el agrietamiento longitudinal ("splitting") que se observa frecuentemente en el trefilado o plegado de alambres CC(3-6) y la gran densidad de grietas secundarias longitudinales que se observa en sus superficies de fractura a tracción, fig.3.

3.3.- Fractura frágil a compresión de metales CC.

Finalmente, las tensiones inducidas por la deformación plástica compatible de los granos de un policristal permiten explicar la nucleación por descohesión en metales CC sometidos a compresión axisimétrica libre. La fig. 4a muestra la máxima tensión normal a planos $\{100\}$ correspondiente al tensor de desviación inductor de la deformación plástica a compresión. Los estados de tensiones son los opuestos a los de la fig. 1a. La tensión hidrostática en el agregado es ahora compresiva:

$$\bar{\sigma}_h \approx -\tau_c \quad (5)$$

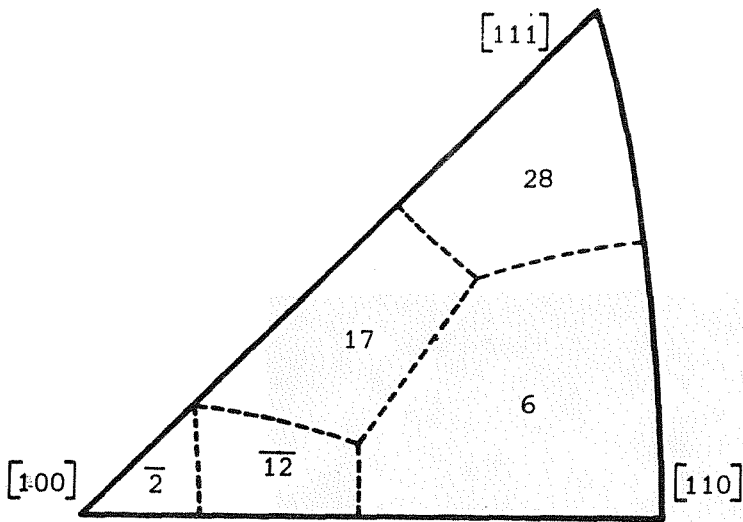
y las tensiones resultantes máximas normales a planos {100} son las indicadas en la fig. 4b. Para un pequeño ámbito de orientaciones del eje de compresión, se desarrollan tensiones de tracción perpendiculares a (010), por lo que, en principio, es posible nuclear descohesión en metales CC bajo compresión libre incluso en ausencia de abarrilamiento. La tensión inductora de descohesión bajo compresión es 12 veces menor que la correspondiente tensión bajo tracción, por lo que es necesario un nivel de tensión a compresión 12 veces mayor que el de tracción para nuclear grietas. La propagación de grietas ya nucleadas bajo compresión exige como mínimo alcanzar 8 veces la carga de fractura a tracción del material suponiendo orientación isótropa de los núcleos y ausencia de fricción entre caras de las grietas (8). Experimentalmente, la fractura frágil a compresión ocurre en materiales frágiles a tensiones entre 3 y 100 veces la tensión de fractura a tracción (9) o entre 10 y 1000 veces según otro autor (10). No se excluye por tanto que la nucleación de la descohesión juegue algún papel en el control de la fractura frágil a compresión de metales CC.

REFERENCIAS

- /1/ J. Gil Sevillano, P. Van Houtte y E. Aernoudt, Progr. Mater. Sci., 25, 69 (1980).
- /2/ J.F.W. Bishop, Philos. Mag., 44, 51 (1953).
- /3/ T. Millner, L. Varga y B. Verő, Z. Metallkde., 63, 754 (1972)
- /4/ D. Lee, Metall. Trans. A, 6A, 2083 (1975).
- /5/ S. Leber, J. Tavernelli, D.D. White y R.E. Hehemann, J. Less Common Metals, 48, 119 (1976).
- /6/ J.L. Walter, C.L. Briant y E.F. Koch, Met. Trans. A, 13A, 1501 (1982).
- /7/ R. Riveros, Tesis Master, E.S.I.I. de San Sebastián, Universidad de Navarra (1986).
- /8/ Griffith, A.A., Proc. 1st Int. Cong. of Ap. Mech., Delft, 55 (1924).
- /9/ A. de S. Jayatilaka, "Fracture of Engineering Brittle Materials". Applied Science Publishers. London (1979).
- /10/ G.C.Sih, Int. J. Fracture, 10, 305 (1974).

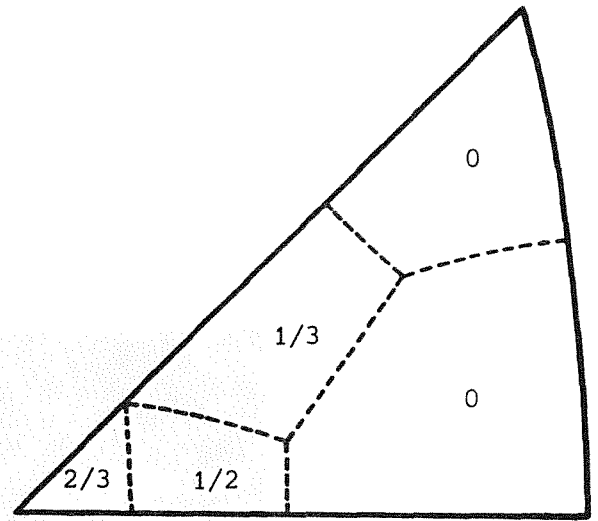
Tensiones normales a planos {001} y tensiones principales correspondientes a los estados de tensiones de desviación de Bishop & Hill para deslizamiento en sistemas {111}<110> ó {110}<111> (En unidades $\sqrt{6} \tau_c$)

Estados de tensiones	Tensiones normales a planos {001}			Tensiones principales		
	(100)	(010)	(001)	σ_1^*	σ_2^*	σ_3^*
1	1/3	1/3	-2/3	1/3	1/3	-2/3
2	-2/3	1/3	1/3	1/3	1/3	-2/3
3	1/3	-2/3	1/3	1/3	1/3	-2/3
4-6	0	0	0	1	0	-1
7,8	1/2	0	-1/2	$1/\sqrt{2}$	0	$-1/\sqrt{2}$
9,10	0	-1/2	1/2	$1/\sqrt{2}$	0	$-1/\sqrt{2}$
11,12	-1/2	1/2	0	$1/\sqrt{2}$	0	$-1/\sqrt{2}$
13-16	-1/6	1/3	-1/6	5/6	-1/6	-2/3
17-20	1/3	-1/6	-1/6	5/6	-1/6	-2/3
21-24	-1/6	-1/6	1/3	5/6	-1/6	-2/3
25-27	0	0	0	1/2	1/2	-1
28	0	0	0	1	-1/2	-1/2



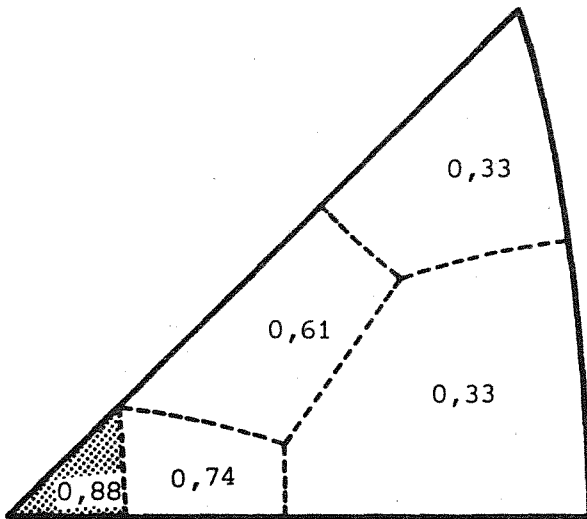
Estados de tensiones de Bishop & Hill para alargamiento axisimétrico en función de la orientación del eje de tracción (la barra sobre el número indica que se trata del vértice del lugar de fluencia centrosimétrico opuesto al del número correspondiente tabulado por B&H).

Figura 1.a



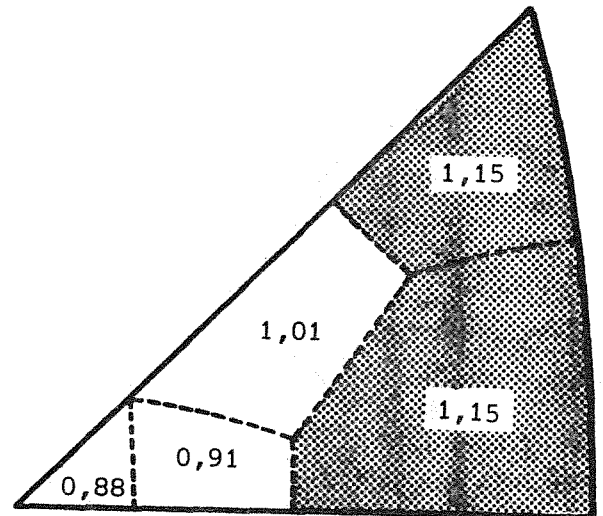
Tensión máxima normal a un plano $\{001\}$ asociada a los estados de B&H de desviación. (100) es el plano que soporta la máxima tracción para cualquier orientación del eje de alargamiento, excepto para las que fluyen bajo los estados 6 y 28, en que los tres planos $\{001\}$ están libres de tensiones normales (Unidad de tensión: $\sqrt{6} \tau_c$).

Figura 1.b



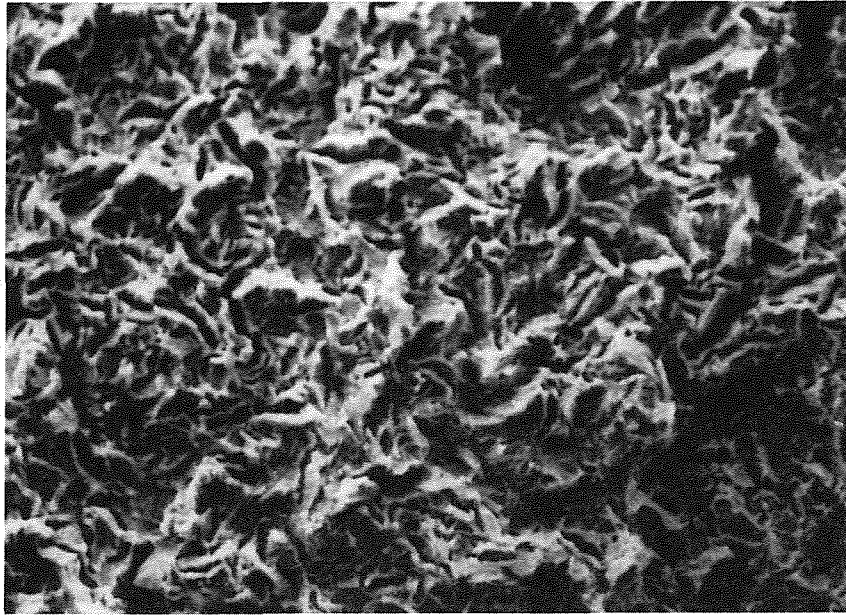
Tensión máxima normal a un plano $\{001\}$ (relativa a la tensión de fluencia del agregado) en el ensayo de tracción libre ($\bar{\sigma}_h = \bar{\sigma}/3$) de un policristal BCC sin textura.

Figura 2.a



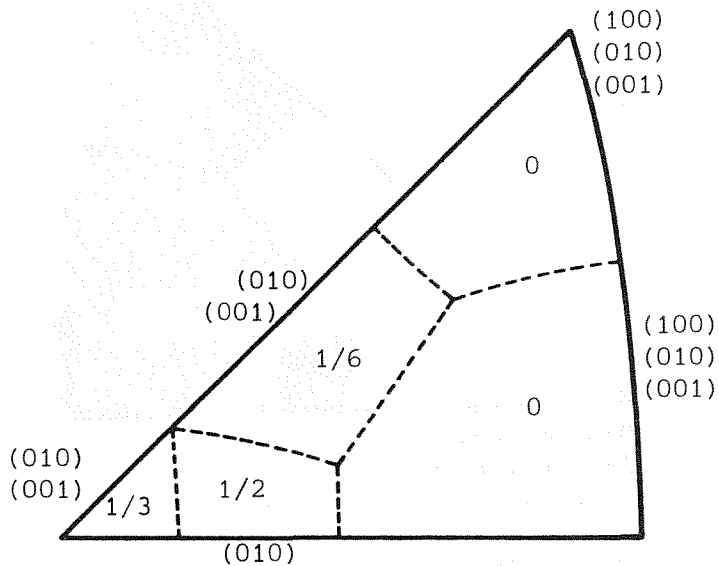
Máxima tensión principal (relativa a la tensión de fluencia), en función de la orientación, durante la deformación a tracción libre ($\bar{\sigma}_h = \bar{\sigma}/3 \approx \tau_c$) de policristales FCC o BCC sin textura.

Figura 2.b



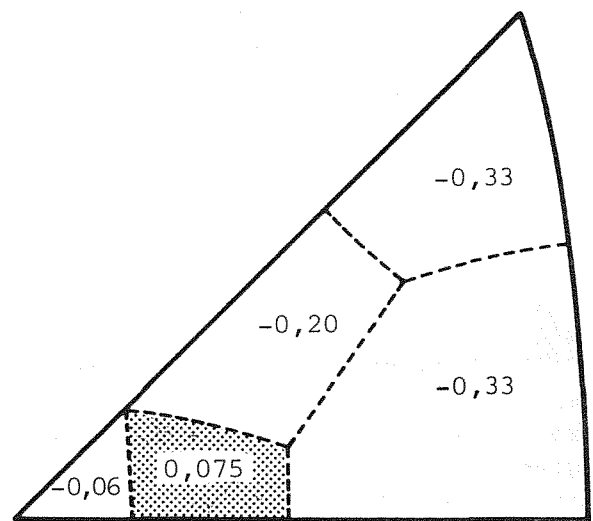
20 μm

Figura 3. Superficie de fractura a tracción en nitrógeno líquido (77K) de un alambre de acero eutectoide trefilado (deformación previa, $\epsilon=0,52$). Ref. (7)



Máxima tensión normal a planos $\{100\}$ asociada a los estados de desviación en compresión axisimétrica (unidad de tensión: $\sqrt{6}\tau_c$). Para cada zona de orientaciones se ha indicado el plano o planos que soportan la máxima tensión.

Figura 4.a



Máxima tensión normal a planos $\{001\}$ (relativa a la tensión de fluencia del agregado) en la compresión axisimétrica libre de un policristal sin textura.

Figura 4.b

CORROSION BAJO TENSION EN ACEROS DE ALTA RESISTENCIA Y BAJA ALEACION

González J.J.*, Gutiérrez-Solana F.*, Barroso S.**,
Varona J.M.*

*Escuela de Ingenieros de Caminos. Universidad de Cantabria-Santander
** Junta de Energía Nuclear-Madrid

Este trabajo analiza la influencia que variables metalúrgicas como el tamaño de grano, microestructura y resistencia mecánica ejerce sobre el comportamiento en corrosión bajo tensión de aceros de alta resistencia y baja aleación. El estudio contempla tanto las roturas de aspecto intergranular como las de aspecto transgranular, analizándose el marco de transición entre ambas.

This work analyzes the influence of metallurgical variables, as grain size, microstructure and strength, on the Stress Corrosion Cracking Behaviour of HSLA Steels. Both, intergranular and transgranular fracture processes are studied as well as the conditions for transition from one to the other.

1.- INTRODUCCION

El comportamiento de los aceros de alta resistencia y baja aleación frente al fenómeno de Corrosión Bajo Tensión (CBT) ha sido y sigue siendo tema de numerosos estudios experimentales y ulteriores publicaciones. A pesar de ello, se está todavía lejos de poder afirmar que existe un conocimiento preciso del mismo, especulándose sobre el agente y el modo en que se produce la fragilización del material. En cualquier caso, lo que si parece evidente es la decisiva influencia de la microestructura del acero sobre su resistencia a la CBT/1-2/.

El estudio de la relación entre la microestructura y el comportamiento en CBT de los aceros, ha llevado a importantes mejoras en el uso de éstos en ambientes agresivos y además a avances lentos pero positivos, en la comprensión del fundamento final del fenómeno. Es en ambos aspectos donde se enmarca el presente estudio de investigación.

En este trabajo se abordan tanto los tipos de fractura intergranular como transgranular, y la influencia que sobre ellos ejercen factores tales como el tamaño de grano, la morfología del borde de grano y el tipo de microestructura, así como la resistencia mecánica del acero.

2.- MATERIAL UTILIZADO Y MEDIO AGRESIVO

El acero empleado en este estudio posee la composición que figura en la Tabla 1, y es similar al F-1250 (CENIM). Es un acero clásico de bonificación que se usa en construcción normalmente templado y revenido con una resistencia entre 800 y 1000 MPa.

El agente agresivo empleado ha sido una solución al 3,5% en peso de NaCl en agua destilada con un pH variable durante la experimentación entre 5.5 y 5.7.

TABLA 1 - Composición química, % en peso

<u>C</u>	<u>S</u>	<u>P</u>	<u>Mn</u>	<u>Si</u>	<u>Cr</u>	<u>Mo</u>
0.35	0.009	0.015	0.72	0.23	0.99	0.16

3.- PROCESO EXPERIMENTAL

3.1. Caracterización mecánica

Los ensayos mecánicos en CBT se hicieron sobre probetas tipo DCB que fueron mecanizadas, fisuradas por fatiga una longitud próxima a 1 mm. y tratadas térmicamente como más adelante se describe. Tras ello fueron cargadas mediante un sistema de tornillos y sumergidas en la solución agresiva.

Durante la carga se controló el factor de intensidad de tensiones mediante la medida de la longitud de fisura y del desplazamiento relativo de los brazos de la probeta por medio de un extensómetro tipo C.O.D., en base a la determinación previa de la variación de la flexibilidad de la probeta con la longitud de fisura /3/.

Con los datos obtenidos en la experimentación se dibujaron las curvas características de comportamiento en CBT de cada probeta mediante la relación del factor de intensidad de tensiones, K_I , con el logaritmo de la velocidad de avance de la fisura, da/dt , (Figura 1), determinándose el estado I,

de parada, por el valor umbral K_{Isc} y el estado II, de propagación, por la velocidad da/dt .

Para las condiciones de experimentación usadas, el desplazamiento en la línea de carga se mantiene constante por lo que la propagación de la fisura es estable, yendo del estado de propagación al de parada. Así, sobre cada probeta se han llevado a cabo al menos dos procesos completos de ensayo, observándose una repetitividad aceptable de los resultados obtenidos (dispersión < 10 %).

3.2. Tratamientos Térmicos

Los tratamientos térmicos a que fueron sometidas las probetas para modificar las variables microestructurales cuya influencia se pretende analizar pueden ser agrupados en tres series:

Serie A : Las probetas de esta serie fueron austenitizadas a cinco temperaturas diferentes entre 825 y 1.000°C y tras ello templadas en aceite. Así se consigue variar el tamaño de grano austenítico y la resistencia de acuerdo con la ley de Hall-Petch, con una microestructura martensítica.

Serie B : Las probetas de esta serie fueron austenitizadas a 825°C y tras ello templadas en aceite y finalmente revenidas a temperaturas variables entre 200 y 500°C. Así se consigue un tamaño de grano constante y una resistencia gradualmente decreciente acorde con la variación microestructural.

Serie C : Las probetas de esta serie fueron austenitizadas a temperaturas diferentes tras lo cual fueron templadas en aceite y revenidas a 400°C todas ellas. Así se consiguió un tamaño de grano variable con precipitación en el borde y una microestructura y resistencia similares.

En la Tabla 2 se resume este esquema de tratamientos térmicos así como la dureza Vickers obtenida como medida indirecta de sus resistencia mecánica.

La Figura 2 muestra la variación de tamaño de grano con la temperatura de austenitización en la serie A tras un ataque de solución acuosa saturada de ácido picrico en caliente /4/.

TABLA 2 - Tratamientos térmicos

	Temperatura de austenitización (°C)	Temperatura de revenido (°C)	Dureza Vickers
Serie A	A1 (B0)	825	582
	A2	860	580
	A3	900	567
	A4	950	560
	A5	1000	540

Serie B	BO(A1)	825	--	580
	B1	825	200	540
	B2	825	300	505
	B3(CO)	825	400	460
	B4	825	425	440
	B5	825	450	425
	B6	825	500	390
Serie C	CO(B3)	825	400	460
	C1	900	400	455
	C2	1000	400	450

3.3. Microscopía electrónica

Tras la rotura de las probetas se hizo sobre ellas un análisis fractográfico de la superficie de rotura por microscopía electrónica de barrido (SEM), mostrándose el carácter intergranular en todas ellas excepto en las probetas con revenidos a 450 y 500°C en las que el modo de fractura fué transgranular.

También se hizo una observación por microscopía electrónica de transmisión (TEM) sobre muestras de las probetas tratadas, observándose tanto la microestructura de martensita dislocada (Serie A) o martensita (Series B y C), como la morfología del borde de grano, limpia (Serie A) o con precipitación (Series B y C), así como su espesor.

4.- RESULTADOS

Los resultados de la caracterización mecánica de estas probetas en corrosión bajo tensión, que se reflejan en sus curvas características, han sido correlacionados con las variables microestructurales mencionadas obteniéndose las relaciones que a continuación se comentan y se resumen en la Tabla 3.

TABLA 3- Resultados numéricos de la caracterización en CBT

Probeta	$K_{I_{scc}}$ (MPa.m ^{1/2})	da/dt para $K_I=30$ (m.s ⁻¹)	Tamaño de grano (TG)
			Tamaño Z.P. ($K_I=K_{I_{scc}}$)
A1	9.9	1.5 10 ⁻⁶	22
A2	11.7	1.3 10 ⁻⁶	23
A3	13.6	1.7 10 ⁻⁶	28
A4	15.1	1.2 10 ⁻⁶	29
A5	16.8	1.6 10 ⁻⁶	32
BO(A1)	9.9	1.5 10 ⁻⁶	22
B1	12.5	1.5 10 ⁻⁶	12
B2	16.1	1.5 10 ⁻⁶	6.5
B3	19.8	1.3 10 ⁻⁶	3.5
B4	22.5	0.3 10 ⁻⁶	2.5
B5	75	4.2 10 ⁻⁸ (*)	0.21
B6	130	4.0 10 ⁻⁸ (**)	0.06
CO(B3)	19.8	1.3 10 ⁻⁶	3.5
C1	20	1.4 10 ⁻⁶	8.4
C2	18.2	1.1 10 ⁻⁶	20

(*) para $K_I = 100 \text{ MPa.m}^{1/2}$

(**) para $K_I = 150 \text{ MPa.m}^{1/2}$

La Figura 3 muestra la variación de los parámetros básicos CBT (K_{Isc} y da/dt en estado II) en la Serie A con la temperatura de austenitización. Los valores crecientes de K_{Isc} están relacionados con el tamaño de grano en la Figura 4 y la resistencia mecánica en la Figura 5, mostrando que siguen la regla general de que mejoras en la resistencia a la CBT (del orden del 60%) están asociadas a pérdidas en el nivel resistente (del orden del 7%), que en este caso son debidas al aumento del tamaño de grano. La Figura 3 muestra también que no se observan cambios en la velocidad de propagación en estado II para rotura intergranular a pesar de la variación del tamaño de grano.

La Figura 6 muestra la variación de los parámetros básicos en CBT entre las probetas de la Serie B con la temperatura de revenido. Se observa que los valores de K_{Isc} aumentan suavemente hasta el revenido a 425°C en el rango 10-20 MPa.m^{1/2}, y bruscamente a partir de esa temperatura hasta valores de 70 y 130 MPa.m^{1/2}. Asimismo no hay variación en la velocidad de propagación en estado II, con valores análogos a los de la Serie A, cuando la propagación es intergranular, pero cuando ésta es transgranular, su velocidad se hace 30 veces menor. En la Figura 7 se observa cómo se correlaciona la pérdida gradual de resistencia en el revenido con una mejora en la resistencia a la CBT, mejora que es brusca a partir del revenido a 450°C que no se corresponde con ninguna variación microestructural repentina en esa temperatura. Este escalón está asociado al cambio en el tipo de fractura observado, de intergranular a transgranular, así como a un importante descenso en los valores de la relación tamaño de grano -tamaño de zona plástica (TG/ZP), (Tabla 3).

Para las probetas de la Serie C, la Figura 8 muestra que no hay variaciones importantes tanto en la velocidad de propagación como en el valor umbral K_{Isc} con la temperatura de austenitización y por tanto con el aumento del tamaño de grano en el revenido a 400°C.

5.- DISCUSION

Los resultados obtenidos permiten hacer las siguientes consideraciones:

- La variación de K_{Isc} en las probetas templadas de la Serie A no puede ser explicada exclusivamente por aspectos geométricos en parada, que exigirían un valor constante en la relación tamaño de grano a tamaño de zona plástica /5-6/ (Figura 9). Ello conduce a un análisis del efecto de la variación del borde de grano con la temperatura de tratamiento /7/, del que se desprende que la deformación del borde de grano juega un papel importante en el control de la rotura intergranular para las condiciones de esta serie, en cuyas probetas no se observa precipitación en borde de grano.

- La Serie B de probetas revenidas nos muestra un escalón de mejora en la resistencia a la CBT en la transición de rotura intergranular a transgranular, que no va acompañada de una variación microestructural brusca, y cuya explicación se debe al cambio de micromecanismos que controlan las condiciones de rotura, asociados a una variación en la relación TG/ZP desde valores superiores a la unidad (mínimo observado: 2.5) a valores muy inferiores a la misma (máximo observado: 0.21), descrita en anteriores trabajos /8/. Para temperaturas de revenido inferiores a la transición, rotura intergranular, la variación de K_{Isc} se asocia a la variación observada en la precipitación en borde de grano, posibles puntos de inicio de decohesión al alcanzar una concentración crítica de hidrógeno en el proceso de CBT /9/. Para temperaturas superiores a la de transición, rotura transgranular, la variación de K_{Isc} se asocia a la variación microestructural debida a los tratamientos.

- En las probetas de la serie C, de acuerdo con lo dicho para las roturas intergranulares de la Serie B, no cabe esperar grandes diferencias de comportamiento, como efectivamente sucede, al tener el mismo tipo de borde de grano con precipitaciones.

- Las únicas diferencias en cuanto a la velocidad de propagación en estado II, están asociadas a la transición intergranular-transgranular, variando desde $1.5 \cdot 10^{-6} \text{ ms}^{-1}$ a $4 \cdot 10^{-8} \text{ ms}^{-1}$. Este descenso se atribuye a la diferente velocidad de difusión del hidrógeno por borde de grano y por el interior del mismo, fenómeno que controla la velocidad de propagación de las fisuras en los procesos de CBT analizados /10-11/. En fractura intergranular es la difusividad por el borde de grano la que determina la velocidad de propagación de la fisura a lo largo de dichos bordes, sin embargo en fractura transgranular la velocidad de propagación depende de la difusividad del hidrógeno a través de la red, mucho más lenta.

6.- AGRADECIMIENTOS

Este trabajo está incluido en un programa de investigación financiado por la Comisión Asesora para la Investigación Científica y Técnica (CAICYT) del Ministerio de Educación y Ciencia. Los autores expresan asimismo su agradecimiento a la ETS de Ingenieros Industriales de Gijón y al CEIT por la colaboración prestada.

7.- REFERENCIAS

- /1/ Bernstein, I.M. y Thompson, A.W., Int. Metals Reviews, 21 pp.269-287, 1976.
- /2/ Thompson, A.W y Bernstein, I.M., Advances in Corrosion Science and Tech. 7 pp 53-173, 1980.
- /3/ Gutierrez-Solana, F., Bernstein, I.M. y Thompson, A.W., Cenim 6ª Asamblea, Madrid, art 164, 1985.
- /4/ Barraclough, D.R., Metallography, 6 , pp 465-472, 1973.
- /5/ Gonzalez, J., Gutierrez-Solana, F., y Varona, J.M., Anales de Ing. Mecánica, 3 pp 239-243, 1985.
- /6/ Hirano, K., Kobayashi, H., y Nakasawa, H., Trans. of the Japan Ins. of Metals, 21 pp 605-608, 1980.
- /7/ González, J. Pte. de publicación. Tesis Doctoral.
- /8/ Kerr, R., Gutiérrez-Solana, F., Bernstein, I.M. y Thompson. A.W., Pte. de publicación en Metallurgical Transactions.
- /9/ Pressouyre, G.M., Proc. of Corrent Solutions to Hydrogen Problems in Steels, Washington, Ed. ASM, pp 18-37, 1982.
- /10/ Pressouyre, G.M. Tesis doctoral, Carnegie-Mellon Un., Pittsburgh, 1977.
- /11/ Gutiérrez-Solana, F., Bernstein, I.M. y Thompson, A.W., Cenim 6ª Asamblea, Madrid, Art. 163, 1985.

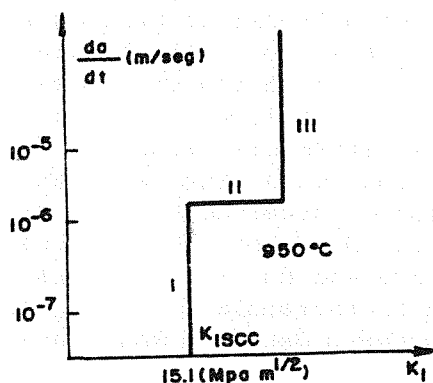


Fig.1- Curvas de comportamiento en CBT.

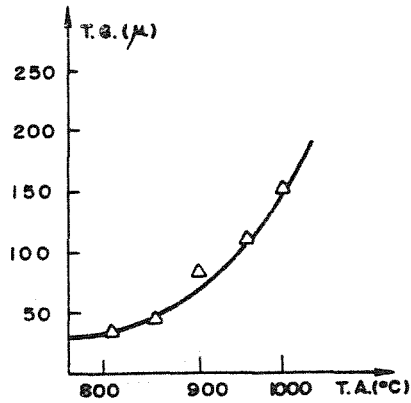


Fig. 2- Variación del tamaño de grano con la temp. de austenitización.

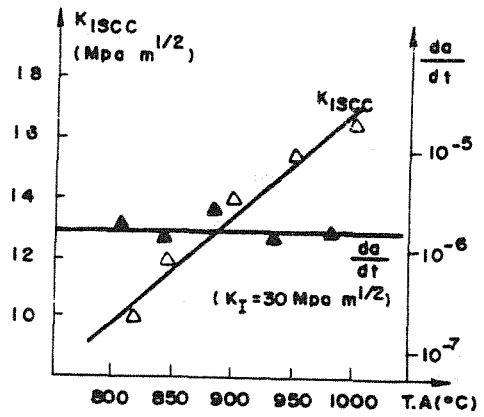


Fig. 3- Variación de los parámetros de CBT con la temp. de austenitización.

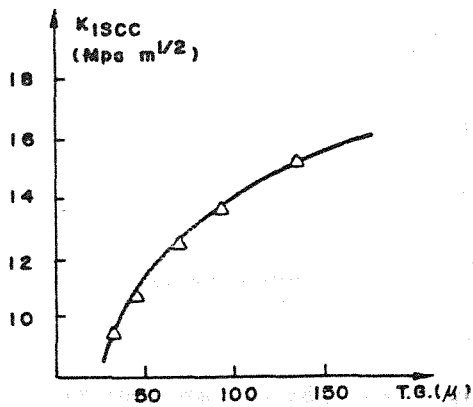


Fig. 4- Variación del $K_{I SCC}$ con el tamaño de grano.

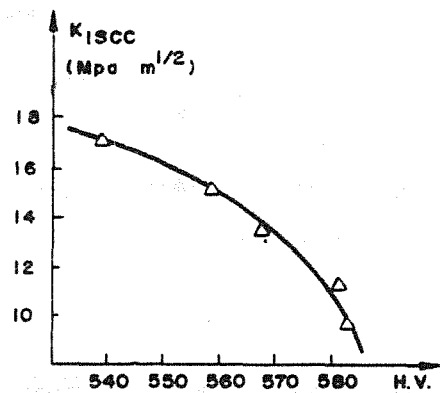


Fig. 5- Variación del $K_{I SCC}$ con la dureza.

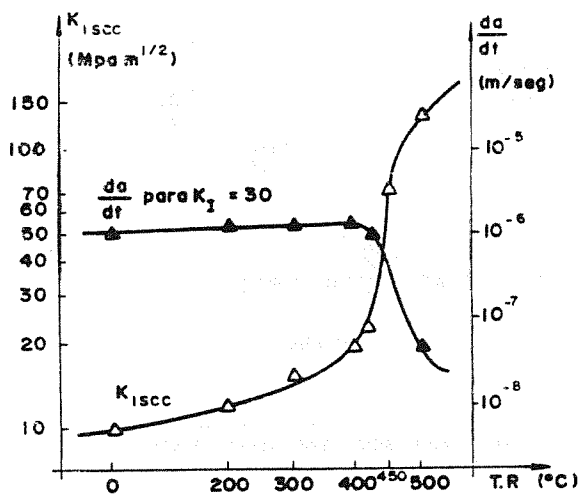


Fig.6-Variación de los parámetros de CBT con la temp.de revenido.

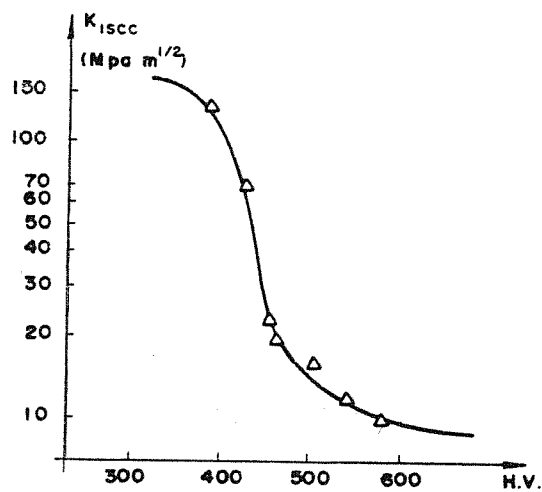


Fig.7-Variación del K_{Isc} con la dureza.

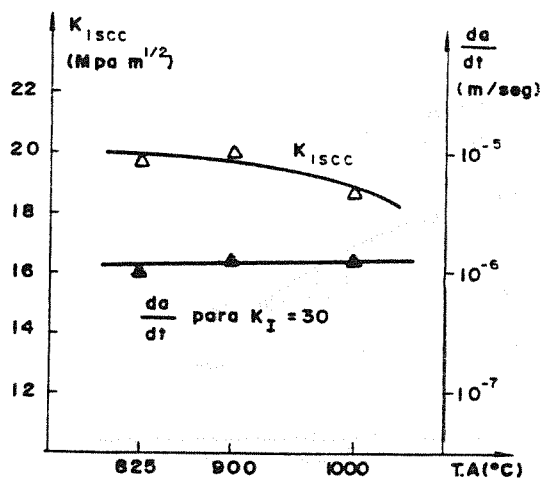


Fig.8-Variación de los parámetros de CBT con la temp.de austenit.

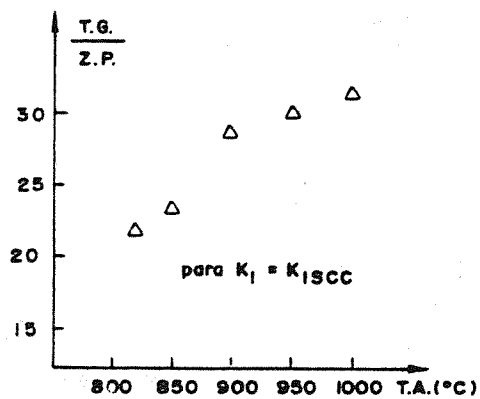


Fig.9-Variación de la relación TG/ZP con los valores de K_{Isc} (Serie A)

EVALUACION DEL CRECIMIENTO DE GRIETAS POR CORROSION BAJO TENSION EN ALEACIONES AL-ZN-MG-CU

J.Oñoro López , A. Moreno González, C.Ranninger Rodríguez

*Escuela Técnica Superior de Ingenieros Industriales.
Departamento de Ingeniería Metalúrgica.
MADRID*

Las aleaciones de aluminio de alta resistencia del grupo Al-Zn-Mg-Cu han presentado desde su aparición problemas de agrietamiento por corrosión bajo tensión. La reparación y sustitución de un gran número de componentes que presentaba este tipo de defecto ha producido pérdidas económicas elevadas tanto en la reparación como en inmovilización de los equipos.

El Departamento de Metalurgia de la E.T.S.I. Industriales de Madrid está realizando una serie de ensayos de corrosión bajo tensión en diferentes medios agresivos sobre la aleación L-3710 (7075), perteneciente a este grupo. En este trabajo se presenta la caracterización del proceso de corrosión bajo tensión de esta aleación en diferentes estados de tratamiento térmico, así como la modelización del agrietamiento a partir de las curvas velocidad de propagación de grietas en función del factor de intensidad de tensiones (curvas V-K) obtenidas en ensayos DCB (Double Cantilever Beam). Este modelo podrá generalizarse, para estructuras sometidas a un sistema de cargas complejo, una vez introducido en el programa de "evaluación automática de defectos en componentes mecánicos" desarrollado por el Departamento.

1.- INTRODUCCION

Las aleaciones de alta resistencia del grupo $AL-Zn-Mg-Cu$ tienen una importante aplicación como elementos resistentes en conjuntos estructurales fabricados con aleaciones de aluminio. A pesar del buen comportamiento general de estas aleaciones, se han producido pérdidas económicas de consideración al tener que proceder a la reparación y sustitución de piezas fabricadas con estos materiales así como inmovilización de los equipos en los que aparecen grietas producidas por un fenómeno de corrosión bajo tensión.

En la actualidad el proceso de agrietamiento por corrosión bajo tensión en estas aleaciones no se encuentra totalmente explicado /1,2/, lo que lleva a que las mejoras realizadas en los últimos años en calidad de fabricación y desarrollo de nuevos tratamientos térmicos, aunque han conducido a una mejora en las características de la aleación frente a la corrosión /3,4/ sin embargo no se dispone de un método suficientemente versátil para evaluar el proceso del crecimiento de grietas ya producidas, aunque de pequeña consideración, así como la vida útil de una estructura agrietada dentro de un margen de seguridad aceptable.

2.- MODELIZACION DE LA CORROSION BAJO TENSION

Con la intención de paliar en lo posible esta circunstancia, se han desarrollado, en los últimos años, una serie de métodos empíricos que pretenden dar una interpretación cuantificada del efecto de la corrosión, a través de una serie de parámetros que principalmente dependen de la estructura metalúrgica y el nivel de esfuerzos sobre el material /1,2,3/. En la mayoría de los casos la dificultad de aplicar estos modelos se encuentra en la difícil cuantificación de los parámetros considerados.

Teniendo en cuenta la forma que adoptan las curvas $V-K$ en la corrosión bajo tensión de estas aleaciones (figura 2), el fenómeno del agrietamiento parece seguir dos procesos distintos, correspondientes a las zonas I y II de dichas curvas. De acuerdo con esto el modelo utilizado tendrá dos formulaciones diferentes:

$$V_I = A \cdot e^{BK_I}$$

$$V_{II} = C$$

Los parámetros A, B y C los obtendremos a partir de las curvas experimentales mediante una aproximación por mínimos cuadrados. Los resultados obtenidos solamente podrán ser usados para la interpretación de condiciones semejantes a las ensayadas, dado que estos tres parámetros engloban toda una serie de condiciones y características metalúrgicas que variarán en forma muchas veces considerable según la aleación, tratamiento térmico y condiciones ambientales en las que se produzca el agrietamiento.

La facilidad de evaluación y obtención de los datos, así como su aplicación a la práctica puede compensar la necesidad de tener que calcular los parámetros considerados para cada aplicación específica en que vaya a intervenir alguna de estas aleaciones. La disponibilidad de un banco de datos con los valores contrastados de estos parámetros resolvería directamente un elevado porcentaje de los problemas existentes en la práctica.

La introducción de esta formulación en el programa desarrollado en el Departamento de Ingeniería Metalúrgica de la E.T.S.I. Industriales de Madrid de "evaluación automática de defectos en componentes mecánicos" permitiría conocer el progreso del agrietamiento en una estructura en condiciones de corrosión bajo tensión de forma que se optimizara su rendimiento -- antes de proceder a la reparación o sustitución de alguna de sus partes.

3.- TECNICA EXPERIMENTAL

Los ensayos experimentales se han realizado sobre chapa de 25 mm. de la aleación L-3710 (7075), perteneciente al grupo $Al-Zn-Mg-Cu$, cuya composición nominal se muestra en la tabla 1.

La propagación de grietas por corrosión bajo tensión se estudió utilizando probetas preagrietadas DCB (Double Cantilever Beam) (figura 1), expuestas en distintos estados de tratamiento térmico a un baño continuo de solución acuosa de $ClNa$ al 3,5 %. El ensayo se detuvo después de 10 días en los que no se apreció crecimiento en la grieta. La tensión fué aplicada, en todas las muestras, en la dirección transversal corta.

La medida de la longitud de grieta en función del tiempo para cada una de las probetas permitió obtener la curva de velocidad de propagación en función del factor intensidad de tensiones (curvas $V-K$) por medio de la ecuación.

$$K_I = \frac{\delta \quad Eh \quad [3h (a + 0,6h)^2 + h^3]^{1/2}}{4 \quad [(a + 0,6h)^3 + h^2 a]}$$

Donde E es el módulo de elasticidad, h el semiespesor de la probeta, a la longitud de la grieta y δ el desplazamiento en la línea de aplicación de la carga.

4.- INTERPRETACIÓN DE RESULTADOS

Las curvas $V-K$ obtenidas en los ensayos DCB pueden apreciarse en la figura 3 en la que se observa una significativa diferencia entre la velocidad de agrietamiento entre unos y otros tratamientos térmicos, las razones de este comportamiento se explicaron en un trabajo anterior /5/.

Con los datos obtenidos en estos ensayos se ha realizado la aproximación por mínimos cuadrados para obtener los valores de los parámetros A, B y C de la formulación propuesta, cuyos valores están reflejados en la tabla 2 para cada ensayo y en cada uno de los tratamientos térmicos estudiados, -- así como los valores de la formulación propuesta para cada uno de los casos.

La representación gráfica del modelo desarrollado con los parámetros calculados experimentalmente se muestra en la figura 3 en donde puede apreciarse su semejanza con las curvas reales de corrosión bajo tensión de la figura 2.

5.- CONCLUSIONES

La utilización de una modelización con parámetros obtenidos experimentalmente permite llegar a unos resultados muy similares a los reales, con --

una gran rapidez de cálculo, dada la sencillez de operación y ejecución de la formulación propuesta.

Los parámetros *A, B* y *C* obtenidos en este trabajo cubren un margen muy escaso dentro de los posibles existentes en aplicaciones prácticas; sin embargo se está continuando con estos trabajos para contar en poco tiempo con un banco de datos más extenso. Estos parámetros macroscópicos dependen a su vez, como ya se ha mencionado, de una serie de parámetros exteriores y microestructurales, cuya caracterización y cuantificación constituye otra línea de trabajo actualmente en ejecución.

La introducción de este modelo en el programa de "evaluación automática de defectos en componentes mecánicos" permitirá generalizar la evaluación del crecimiento de grietas en corrosión bajo tensión a cualquier estructura sometida a carga compleja, obteniéndose datos de velocidad de agrietamiento y tiempo de vida esperado.

6.- REFERENCIAS

- /1/ M.O. SPEIDEL. Stress Corrosion Cracking of Alluminun Alloys. Metallurgical Transactions, Vol. 6.A 1975. P. 631.
- /2/ J. POLMEAR. Light Alloys. 1984.
- /3/ FONTANA-ESTAHLE. Advances in Corrosion Science and Technology. Vol 2, 1970.
- /4/ M.U. ISLAM and W. WALLANCE. Stress Corrosión-Crack growth behavior of 7075 Aluminun in the T6-RR Temper. Scripta Metallurgica. Vol. 11. 1985 P. 320.
- /5/ J. OÑORO, F. SIVERIO y C. RANNINGER. Comportamiento frente a la corrosión bajo tensión de la aleación L-3710 (7075) Sobremadurada. IV Congreso Español Corrosión 1986.

Al	Zn	Mg	Cu	Cr	Si	Fe	Mn	Ti
90,17	5,5	2,3	1,6	0,21	0,06	0,11	0,03	0,02

Tabla 1. L-3710 (7075)

	V	K_I	PARAMETROS	VELOCIDADES
T6	0,005	4	$A=9,5 \cdot 10^{-4}$ $B=1,06$ $C=2$	$V_I=9,5 \cdot 10^{-4} \cdot e^{1,06K_I}$ $V_{II}=2$
	0,06	4		
	0,2	4		
	0,3	4,5		
	0,4	5		
	0,8	7		
T6 RR	0,0004	23	$A=3,2 \cdot 10^{-9}$ $B=0,57$ $C=0,01$	$V_I=3,2 \cdot 10^{-9} \cdot e^{0,57K_I}$ $V_{II}=0,01$
	0,003	23		
	0,005	24		
	0,007	25		
	0,009	26		
	0,01	27		
T73	0,0004	42,5	$A=1,45 \cdot 10^{-18}$ $B=0,8$ $C=0,004$	$V_I=1,45 \cdot 10^{-18} \cdot e^{0,8K_I}$ $V_{II}=0,004$
	0,002	43		
	0,003	43		
	0,0035	44,5		

Tabla.2.- Valores de los parámetros A,B,C y de la formulación propuesta

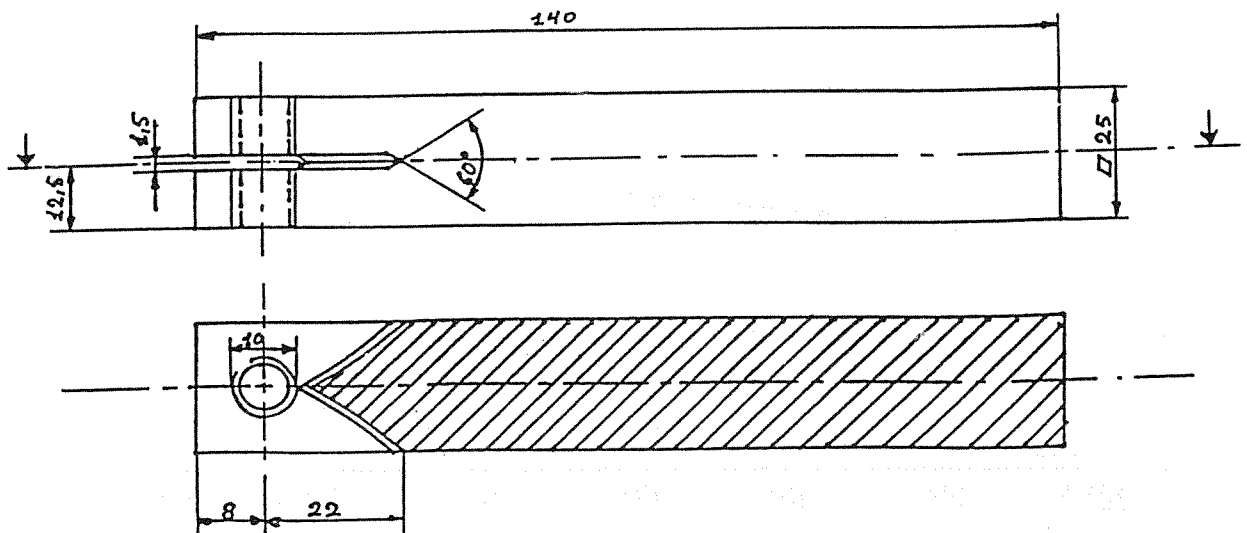


Fig.1.- Probeta DCB (double cantilever beam).

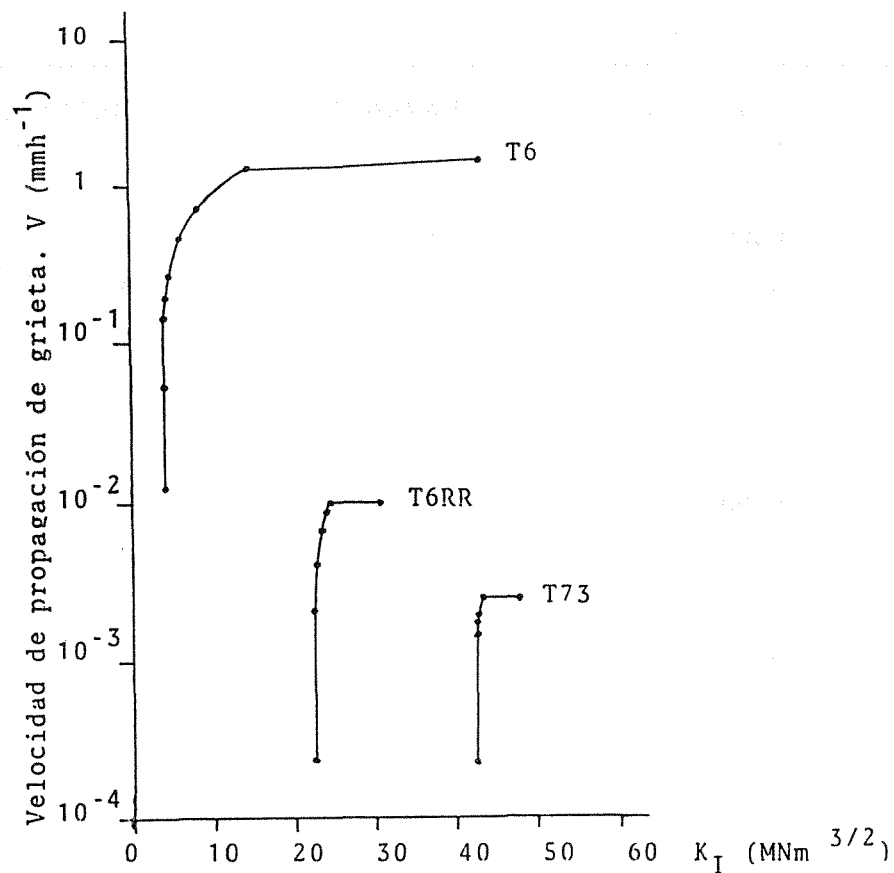


Fig.2.- Factor de intensificación de tensiones en fondo de grieta.

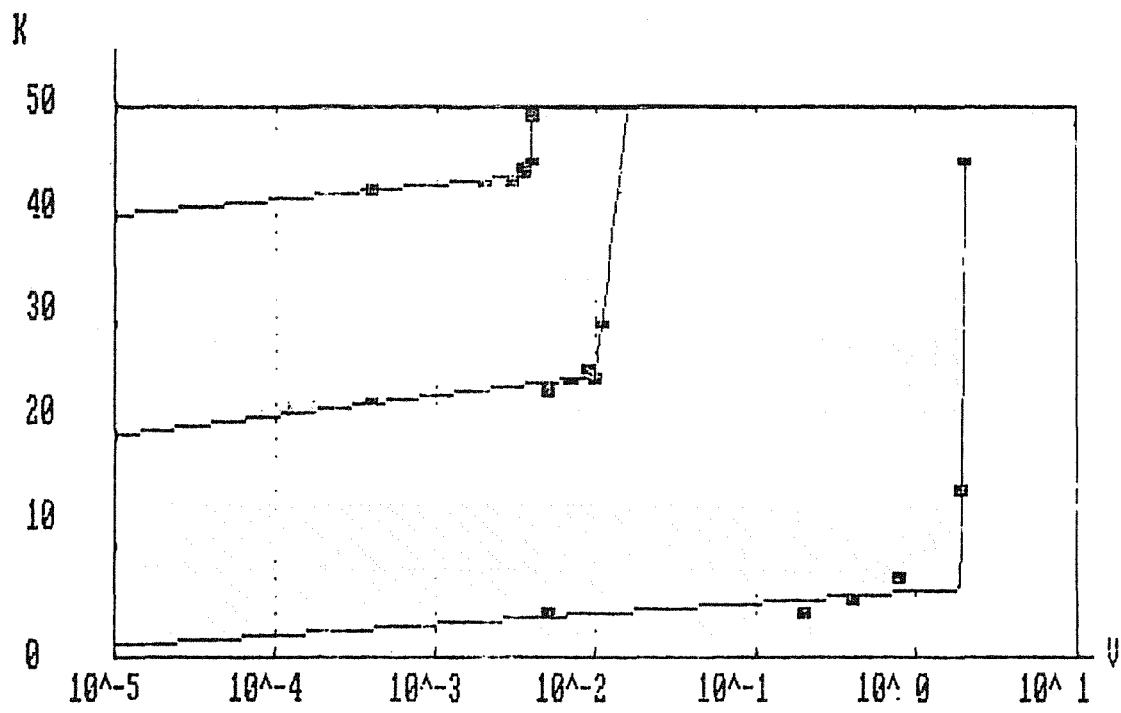


Fig.3.- Curvas V-K obtenidas por aproximación con mínimos cuadrados

FRACTURA DUCTIL DE UN ACERO A533B-1: RELACION ENTRE LA TENACIDAD Y EL COMPORTAMIENTO MICROSCOPICO

J.L.Viviente Solé, A.Martín Meizoso, J.M.Rodríguez Ibabe, J.Gil Sevillano
y M. Fuentes

Centro de Estudios e Investigaciones Técnicas de Guipúzcoa
Bº Ibaeta, s/nº - 20009 SAN SEBASTIAN

Aplicando un criterio local de fractura dúctil a las condiciones de tensiones y deformaciones existentes en la zona plástica asociada al borde de una grieta cargada en modo I, es posible derivar la condición crítica macroscópica de fractura dúctil, J_{Ic} . El criterio comunmente aceptado de fractura dúctil es la superación de una deformación equivalente crítica, ϵ_f , función del estado hidrostático de tensiones presente, $\sigma/\bar{\sigma}$, sobre una distancia mínima, x_d , relacionada con los parámetros microestructurales responsables del daño que degenera en la fractura dúctil. En un acero A533B-1 se ha medido $\epsilon_f(\sigma/\bar{\sigma})$ a diferentes temperaturas y se han obtenido valores teóricos de K_{Ic} comparables con los experimentales -utilizando un valor de x_d también compatible con la microestructura del acero- a temperaturas superiores a la ambiente ("upper shelf"). En la zona de transición, sin embargo, las medidas experimentales no pueden aparentemente explicarse por el modelo.

A critical local fracture strain model is used to describe the variation of upper shelf fracture toughness with temperature and strain rate for an A533B-1 steel. Fracture strain (ϵ_f) values as function of the stress state ($\sigma/\bar{\sigma}$) were determined from axisymmetric and plane strain notched tensile tests at different temperatures. Experimental K_{Ic} values at upper shelf temperatures can be predicted by the model using a characteristic distance X_d related to the steel microstructure.

1.- INTRODUCCION

En esta comunicaci3n se analiza la tenacidad a la fractura d3ctil, K_{jc} , de un acero A533B-1 en base a los procesos de fractura que tienen lugar a escala microsc3pica. Se pretende explicar la influencia de la temperatura sobre la tenacidad y comprender el papel de los par3metros microestructurales responsables del da3o que degenera en la fractura d3ctil.

1.1.- Criterios macrosc3picos y microsc3pico de fractura d3ctil

Desde el punto de vista macrosc3pico la condici3n cr3tica de propagaci3n de una grieta viene determinada por "el factor cr3tico de intensidad de tensiones", K_{jc} , que depende de la composici3n y estructura y es tambi3n sensible a la temperatura y a la velocidad de aplicaci3n del esfuerzo

$$K_{jc} = K_{jc}(\text{estructura}, T, \dot{\epsilon})$$

Microsc3picamente, el proceso fundamental que subyace a las fracturas d3ctiles es la nucleaci3n, crecimiento y posterior coalescencia de los huecos generados por deformaci3n pl3stica a partir de la descohesi3n o fractura de inclusiones o segundas fases.

El criterio natural de fractura d3ctil es la deformaci3n cr3tica de fractura, $\bar{\epsilon}_f$, f3cilmente relacionable con la microestructura. Por ejemplo, Rice y Tracey /1/ proponen la siguiente expresi3n de la velocidad de crecimiento de huecos esf3ricos en funci3n del estado triaxial de tensiones no teniendo en cuenta el endurecimiento por deformaci3n del material

$$\frac{dR_p}{R_p} = 0.28 d \bar{\epsilon}_p \exp\left(1.5 \frac{\sigma_m}{\bar{\sigma}}\right) \quad | 1 |$$

donde R_p es el radio del hueco, σ_m la componente hidrost3tica de la tensi3n y $\bar{\sigma}$ la tensi3n equivalente.

Si suponemos que las part3culas que dan lugar a la formaci3n de los huecos poseen un di3metro d_p y se encuentran espaciadas una distancia d_p , tomando como radio inicial $d_p/2$ y como final $d_p/2$ e integrando la ecuaci3n anterior, se obtiene la siguiente expresi3n de la deformaci3n a fractura $\bar{\epsilon}_f$ (suponiendo despreciable la deformaci3n para nucleaci3n)

$$\bar{\epsilon}_f = \frac{\ln(d_p/D_p)}{0.28 \exp(1.5 \sigma_m/\bar{\sigma})} \quad | 2 |$$

1.2.- Relaci3n entre los criterios macrosc3pico y microsc3pico de la fractura d3ctil.

K_{jc} , criterio de rotura de la Mec3nica de la Fractura es la manifestaci3n macrosc3pica del proceso de fractura d3ctil y l3gicamente es relacionable con el criterio microsc3pico de nucleaci3n, crecimiento y coalescencia de huecos, aplicando este 3ltimo a las condiciones existentes en la zona pl3stica al borde de la grieta.

Se acepta /2,3/ que la deformaci3n equivalente cr3tica, $\bar{\epsilon}_f$, funci3n del estado hidrost3tico de tensiones local, ha de ser superada sobre una distancia

\bar{x}_d relacionada con los parámetros microestructurales responsables del daño que degenera en la fractura dúctil, tal que se asegure la propagación indefinida de la grieta:

$$\bar{\epsilon}_p(x) \geq \bar{\epsilon}_f(x), \quad x \leq x_d$$

En primera aproximación, x_d sería la distancia promedio entre núcleos, fig. 1.

2.- MEDIDA EXPERIMENTAL DE LA DEFORMACION CRITICA PARA FRACTURA DUCTIL, $\bar{\epsilon}_f$

La composición del material utilizado, un acero SA533B-1 con estructura bainítica revenida se detalla en la Tabla 1. Sus propiedades mecánicas convencionales se midieron a distintas temperaturas en ensayos de tracción.

2.1.- Ensayos de fractura

Se han utilizado probetas axisimétricas y planas de tres tipos, fig.2, de geometría similar a la empleada por otros autores /4/. Las probetas se mecanizaron con orientación T-S.

Los ensayos de tracción se llevaron a cabo en una máquina Instron TT-DM-L de 10 Tn. de capacidad, bajo control de posición registrándose la carga aplicada y la disminución de la sección en la parte entallada de la probeta. Para poder medir la variación en el diámetro, se utilizó un extensómetro dinámico axial, modelo Instron 2620-601 de ± 5 mm de carrera, acoplado a un dispositivo capaz de proporcionar las variaciones diametrales de la probeta en el punto de mínima sección.

Se realizaron ensayos a 4 temperaturas diferentes -70, 20 (condiciones ambientales de laboratorio), 100 y 180°C. En estos dos últimos casos y a -70°C, los ensayos se llevaron a cabo en el interior de una cámara ambiental, modelo Instron 3110.

Como punto de iniciación de la fractura se consideró aquél en el que la tensión real soportada por la probeta comienza a disminuir. Las velocidades de deformación media a las que se realizaron los ensayos variaron entre 10^{-3} y 10^{-4} s $^{-1}$.

2.2.- Resultados

En las probetas axisimétricas sin entalla, $\sigma_m/\bar{\sigma}$ y $\bar{\epsilon}_f$ se determinaron realizando la corrección de Bridgman por estricción /5/. En las probetas planas sin entalla, $\sigma_m/\bar{\sigma}$ se consideró igual a 0.58, es decir, se ignoró la desviación respecto a la deformación plana pura. Sin embargo los valores de $\bar{\epsilon}_f$ han sido calculados teniendo en cuenta las contracciones laterales de las probetas medidas en la dirección supuestamente invariante.

Para la determinación de $\sigma_m/\bar{\sigma}$ y $\bar{\epsilon}_f$ en las probetas con entalla se utilizaron las soluciones numéricas publicadas por Hancock y Brown /4/.

Los pares de puntos ($\bar{\epsilon}_f, \sigma_m/\bar{\sigma}$) obtenidos a diferentes temperaturas se han representado en la figura 3. En las cuatro temperaturas se aprecia que a medida que disminuye el estado de triaxialidad de tensiones aumenta el valor de la deformación crítica para fractura, con un comportamiento semejante de las probetas

planas y las axisimétricas aunque las probetas planas sin entallas presentan una deformación a fractura menor que las axisimétricas.

2.3.- Ajuste de los resultados

Como puede observarse, no existe una diferencia relevante entre los ensayos realizados a diferentes temperaturas, pudiéndose atribuir a la dispersión de los resultados. Ritchie y col./3/ con un acero similar al nuestro (pero con una mayor concentración de impurezas), tampoco observaron una influencia de la temperatura sobre $\bar{\epsilon}_f$. Por ello se procedió, en el rango dúctil (20, 100 y 180°C), a un ajuste^f de todos los puntos ($\ln \bar{\epsilon}_f, \sigma_m/\bar{\sigma}$) por mínimos cuadrados con vistas a la obtención de una deformación crítica a fractura media, obteniéndose la expresión

$$\bar{\epsilon}_f = \frac{3.261}{\exp(1.859 \sigma_m/\bar{\sigma})} \quad | \quad 3 \quad |$$

representada en la figura 3 junto con su banda de comportamiento para unos límites de confianza del 95%.

3.- MEDIDA EXPERIMENTAL DEL FACTOR DE INTENSIDAD DE TENSIONES CRITICO, K_{jC}

3.1.- Ensayos

La técnica empleada es la especificada en la norma ASTM E813/6/. Se utilizaron probetas compactas de tracción con orientación T-S de 25 mm de espesor provistas de entallas laterales de 2.5 mm. de profundidad.

Los ensayos J se realizaron a -70, -40, temperatura ambiente, 150 y 285°C. en una máquina servohidráulica de 100 KN de capacidad, Instron 1342, operando bajo control de posición, con una velocidad del actuador de 1mm/100 seg. En cada ensayo se registró la carga, el desplazamiento y la apertura de los labios de la figura sobre la línea de carga. La apertura se midió directamente con un extensómetro tipo "clip" en los ensayos a -70, -40 y temperatura ambiente y mediante un varillaje coaxial de Inconel dotado de un LVDT a 150 y 285°C. Se utilizó una cámara ambiental modelo Instron 3110.

3.2.- Resultados

Dentro del rango de temperaturas de ensayo -70 a 285°C se presentan fracturas dúctiles (temperatura ambiente, 150, 285°C) y fracturas mixtas con iniciación dúctil y posterior propagación frágil (-70, -40°C.)

En la tabla 2 se representan los valores del factor de intensidad de tensiones crítico para propagación dúctil, K_{jC} , y para propagación frágil, K_{IC} , obtenidos a partir de J_{IC} .

A -70°C., de los cuatro ensayos J sólo uno de ellos cumple la norma ASTM E813, fallando los otros tres por insuficiente propagación estable ($\Delta a < 0.15$ mm) antes de la inestable que en ellas se produjo. Se calculó J_{IC} , como otros autores /7/, considerando la recta entre el punto válido y el más próximo a él, de $\Delta a = 0.125$ mm., ya que la pendiente obtenida tenía un valor semejante al de otras temperaturas.

4.- RELACION ENTRE LA TENACIDAD Y LA DEFORMACION CRITICA A FRACTURA

En la figura 4 se representan la deformación plástica equivalente, $\bar{\epsilon}_p(\sigma_m/\bar{\sigma}, x)$, y el estado hidrostático de tensiones, $\sigma_m/\bar{\sigma}(x)$ al borde de una grieta frente a x/δ , siendo δ el CTOD, obtenidos según Rice y Johnson /8/ y McMeeking /9/ (tomada de Ritchie y Thompson /10/) junto a la expresión de la deformación crítica a fractura media, $\bar{\epsilon}_f$, obtenida experimentalmente.

Según McMeeking /9/ para un material que endurezca de acuerdo con la ecuación de Hollomon ($\bar{\sigma} = \sigma_y (\epsilon/\epsilon_y)^n$) la abertura del borde de la grieta, δ , depende del factor de intensidad de tensiones aplicado. Se tiene la expresión para K

$$K = \sqrt{\frac{(1+\nu)\delta G \sigma_y}{0.3 |(1+n)\sigma_y/\sqrt{3nG}|^n}} \quad | 4 |$$

Para δ_c , es decir K_{jc} , la condición crítica es

$$\bar{\epsilon}_f(\sigma_m/\bar{\sigma})/\text{material} = \bar{\epsilon}_p(\sigma_m/\bar{\sigma}, x_d)/\text{grieta}$$

que corresponde para nuestro acero a:

$$x_d = 0.51 \delta_c$$

$$\bar{\epsilon}_f(x_d) = 0.7$$

Sustituido en la expresión de McMeeking, el factor crítico de intensidad de tensiones, K_{jc} , queda

$$K_{jc} = \sqrt{\frac{8,497G \sigma_y x_d}{|(1+n)\sigma_y/\sqrt{3nG}|^n}} \quad | 5 |$$

El límite elástico del acero, determinado a $T \geq 300^\circ\text{K}$ por deslizamiento controlado por obstáculos, depende de la temperatura y velocidad de deformación según:

$$\sigma_y = \frac{G^*}{119} \left| 1 - 1.86 \times 10^{-5} T \ln(10^6/3\dot{\epsilon}) \right| \quad | 6 |$$

$$\text{con } G^* = 10^4 (6.534 - 4.5 \times 10^{-4} T)$$

Siendo K_{IC} bastante sensible al valor del índice n, se ha tenido en cuenta su dependencia respecto a la temperatura, determinada a partir de ensayos de tracción realizados a temperatura ambiente, 80 y 150°C y $\dot{\epsilon} = 10^{-3} - 10^{-2} \text{ s}^{-1}$

$$n = 2.598 \times T^{-0.4745} \quad | 7 |$$

Los resultados experimentales de la tenacidad a fractura dúctil o frágil

(A. Martin y col. /11/) así como las predicciones teóricas se representan en la figura 5 en función de la temperatura. Los valores teóricos son aceptables si $50 < X_d < 80 \mu\text{m}$.

De la expresión $N_A = \left(\frac{0.5}{X_d} \right)^2$ y la distribución de partículas por mm^2 ($t > t_i$) frente t_i (tamaño de X_d partícula) puede determinarse el número de núcleos críticos por mm^2 y por tanto qué tamaño mínimo de partículas determina la distancia crítica. Para $X_d = 80 \mu\text{m}$ correspondería 39 núcleos críticos por mm^2 lo cual puede interpretarse, de acuerdo con la distribución de inclusiones no metálicas en el acero, como que la distancia crítica la determinan las inclusiones de tamaño medio superior a $1 \mu\text{m}$ (fig. 6).

5.- ANÁLISIS DE LOS RESULTADOS

A temperaturas superiores a la ambiente ("upper shelf") los valores teóricos de K_{Ic} son comparables a los experimentales utilizando valores de x_d compatibles con la distribución de inclusiones no metálicas del acero. Por otro lado la tenacidad predicha por el modelo presenta una dependencia mucho más suave respecto a la temperatura que la experimental.

Nosotros hemos considerado una deformación crítica media, sin tener en cuenta el tipo de deformación (plana o axisimétrica) y en principio suponiendo una completa independencia respecto a la temperatura. Pero si observamos los datos de $\bar{\epsilon}_f$ (σ_m/σ) podemos apreciar una ligera dependencia respecto a la temperatura sobre todo en las probetas de deformación plana, que nosotros hemos considerado en principio debida a la dispersión donde la deformación crítica para fractura disminuye a medida que aumentamos la temperatura y con ello X_d/δ_c aumentaría.

En la zona de transición, sin embargo, las medidas experimentales no pueden aparentemente explicarse por el modelo, ya que a medida que disminuye la temperatura, $\bar{\epsilon}_f$ se ve afectada, el límite elástico aumenta y los valores del índice n no varían apenas. La única posibilidad es que x_d sufriera un fuerte descenso que contrarrestara el aumento de σ_y . Pero resulta difícil explicar una fuerte variación de X_d por debajo de temperatura ambiente sin que $\bar{\epsilon}_f$ se vea afectada.

6.- REFERENCIAS

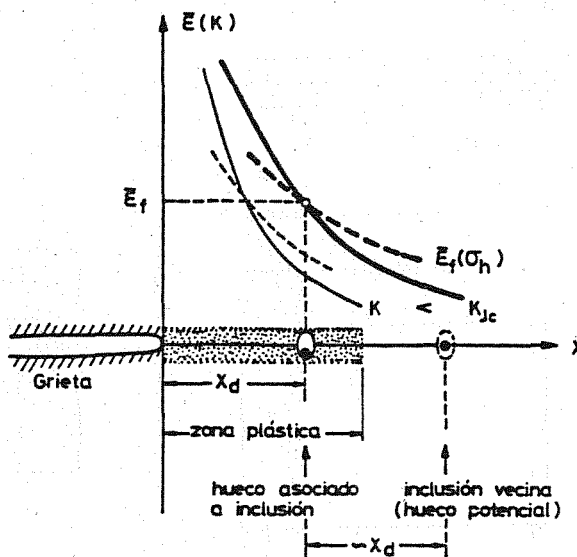
- /1/ Rice, J.R., Tracey, D.M., J. Mech. Phys. Solids, 17, pp.201, (1969).
- /2/ Pandey, R.K., Banerjee, S., Eng. Fract. Mech., 10, pp.817, (1978).
- /3/ Ritchie, R.O., Server, W.L., Wullaert, R.A., Metall. Trans. A, 10A, pp.1557, (1979).
- /4/ Hancock, J.W., Brown, D.K., J. Mech. Phys. Solids, 31, pp.1, (1983).
- /5/ P.W. Bridgman, "Studies in Large Plastic Flow and Fractura", McGraw Hill, (1952).
- /6/ ASTM, Annual Book of ASTM Standards, 10, pp.813, (1981)
- /7/ Schawalbe, Karl-Heinz, Heerens, J., Nuclear Engineering and Design, 87, pp.101, (1985)
- /8/ Rice, J.R., Johnson, M.A., "Inelastic Behavior of Solids", M. Kanninen, W.G. Adler, A.R. Rosenfield y R.I. Jaffee, eds., McGraw-Hill, New York, pp.641, (1970).
- /9/ Mc Meeking, R.M., J. Mech. Phys. Solids, 25, pp.357, (1977)
- /10/ Ritchie, R.O., Thompson, A.W., Metall. Trans. A., 16, pp. 233 (1985)
- /11/ Martin Meizoso, A., Rodriguez Ibabe, J.M., Viviente Sole, J.L., Gil Sevilano, J., The 6th European Conference on Fracture, pendiente de publicación (1986)

TABLA 1 - Composición del material (% peso)

C	Mn	Si	Ni	Cr	Mo	S	P	Cu	Al	V
0,18	1,41	0,245	0,565	0,185	0,49	0,005	0,009	0,17	0,021	0,005

TABLA 2 - Factor crítico de intensidad de tensiones.

TEMPERATURA (°C)	PROBETA	COALESCENCIA		$\Delta_{a\text{máx}}$ (mm)	DESCOHESION	
		K_{jc} (MPa \sqrt{m})	J_{Ic} (KJ/m ²)		K_{Ic} (MPa \sqrt{m})	J_{Ic} (KJ/m ²)
-70	108	83,22	32,98	~ 0.009	~ 83,22	32,98
	105	160,15	122,15	~ 0.05	~ 160,15	122,15
	106	116,09	64,17	0,18	213,35	216,75
	107			0,125	188,97	170,05
-40	42,43	200	190	0.79 (Prob.42)	290	399
	51,52					
20	100,103,53 104,102,119	246,97	290,45	5,18 (Prob.103)	537,13	-
150	116,200 114,115	189,43	170,88	-	-	-
285	110,112 111,113	152,79	111,16	-	-	-



$$K_{jc} = K_{jc} [\sigma_y(\dot{\epsilon}, T), n(\dot{\epsilon}, T), E_t, x_d]$$

Fig. 1 - Esquema de las condiciones locales al frente de una grieta en función de la distancia para una situación subcrítica y para la crítica de propagación dúctil.

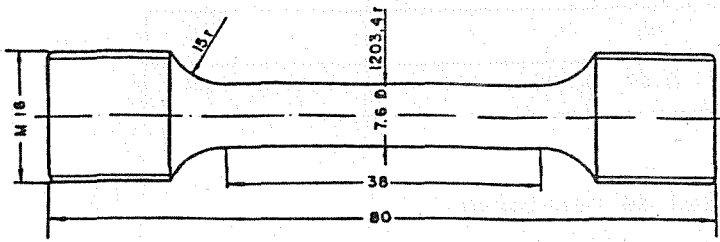
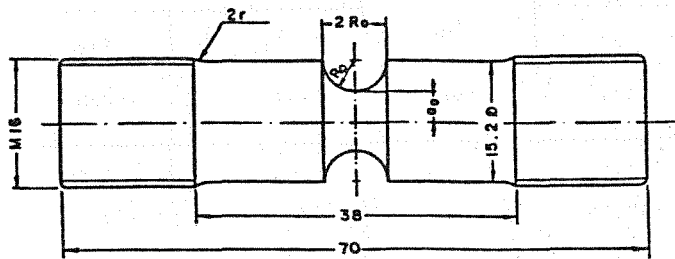


Fig. 2-a) Probetas axisimétricas



a_0 (mm)	R_0 (mm)
3.8	3.8
3.8	1.27

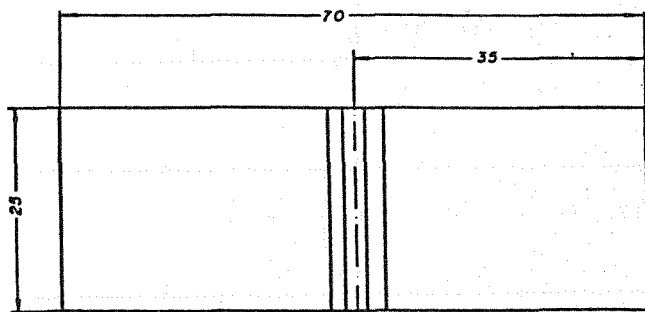
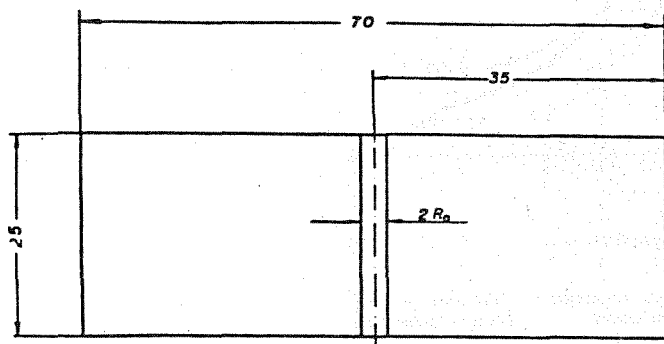
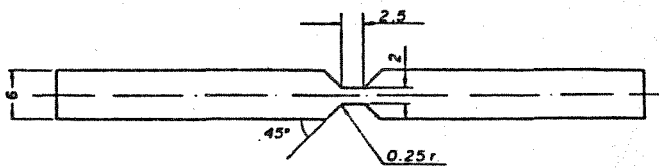
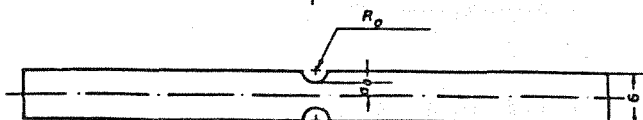


Fig. 2-b) Probetas de deformación plana.



a_0 (mm)	R_0 (mm)
1.5	1.5
1.5	0.5



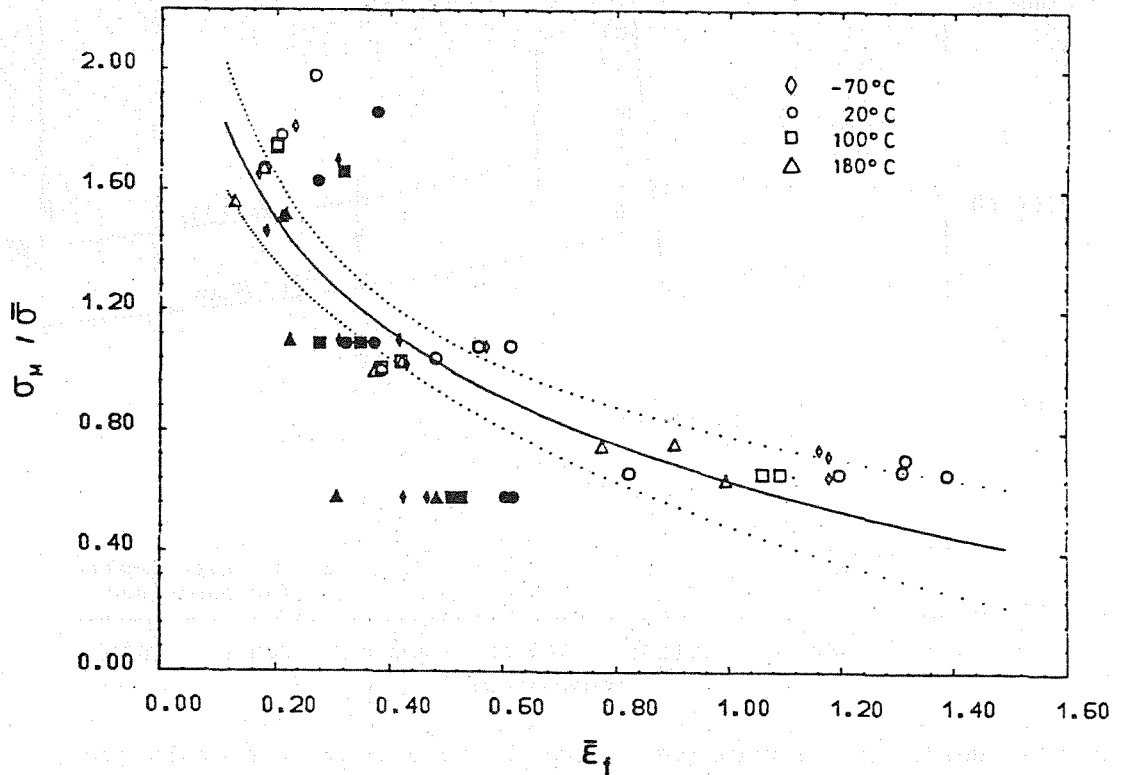


Fig. 3 - Resultados experimentales obtenidos en los ensayos de tracción (los puntos sombreados corresponden a ensayos de deformación plana). Ajuste medio de los resultados obtenidos a 20°C , 100°C y 180°C . y su límite de confianza del 95%.

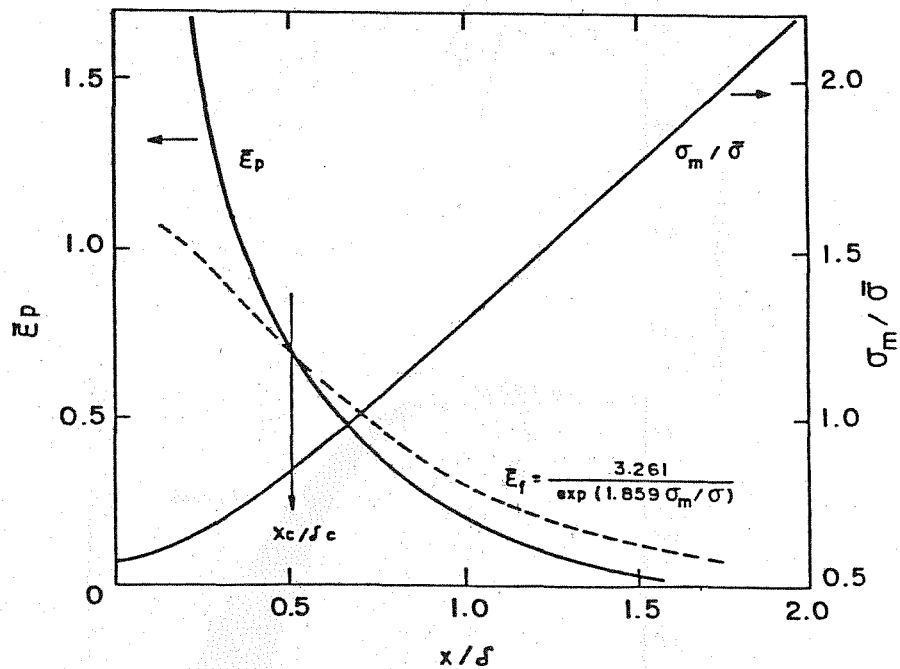


Fig. 4 - Distribución de la deformación plástica equivalente local $\bar{\epsilon}_p$, y del estado triaxial de tensiones $\sigma_m / \bar{\sigma}$ al frente de una grieta P según Rice y Johnson /8/. Superpuesta (a puntos) la curva experimental de deformación efectiva para fractura dúctil obtenida, así como la condición crítica x_c / δ_c .

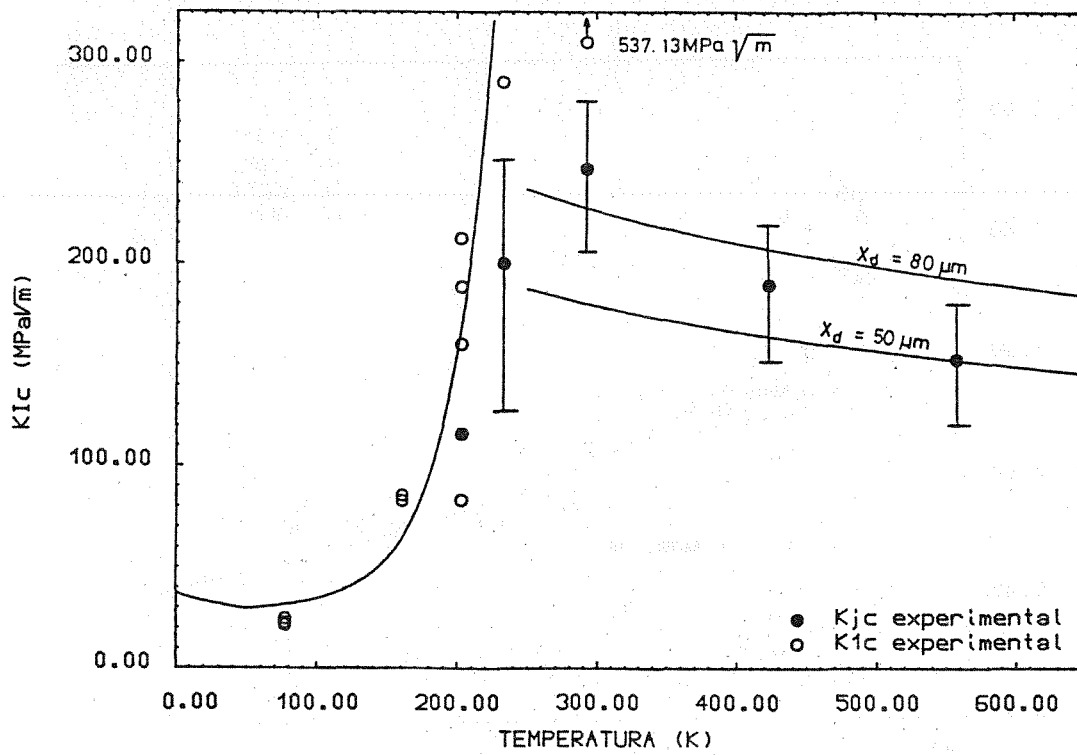


Fig. 5 - Resultados experimentales de la tenacidad a fractura junto a la predicción teórica. Para la zona frágil, predicción teórica según /11/.

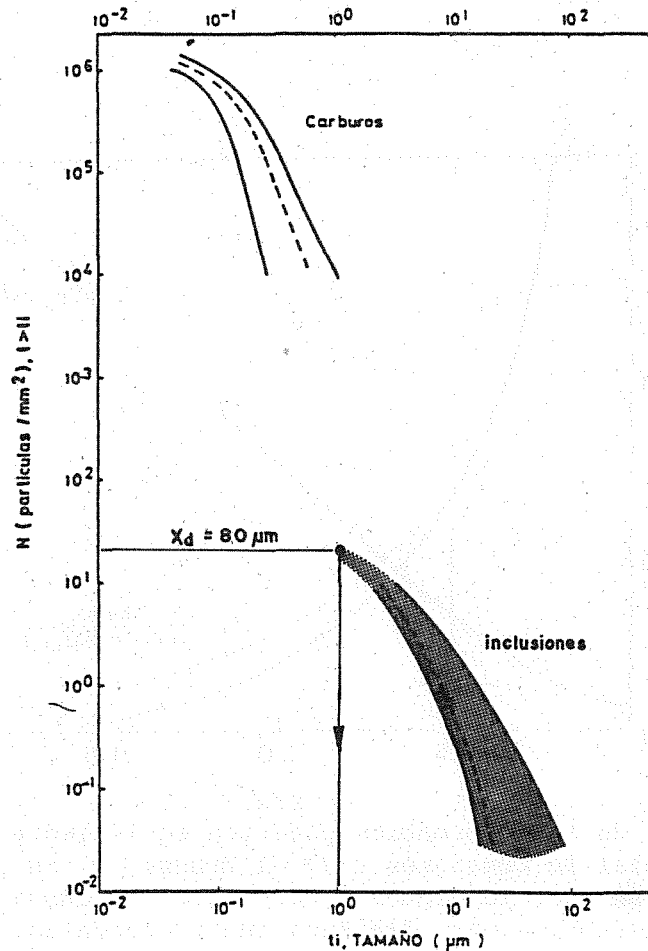


Fig. 6 - Distribución de tamaños de carburos e inclusiones no metálicas en el acero, indicándose el tamaño medio de inclusiones mínimo que determina la distancia característica $x_d = 80 \mu m$.

MEDIDA LOCAL DE LA DEFORMACION CRITICA NECESARIA PARA EL INICIO DE LA PROPAGACION DUCTIL DE GRIETAS EN UN ACERO A533B-1.

J.L. Viviente Solé, J.M. Rodríguez Ibabe, A. Martín Meizoso, J. Gil Sevillano y M. Fuentes Pérez.

CEIT (Centro de Estudios e Investigaciones Técnicas de Guipúzcoa),
Bº Ibaeta, s/n, 20009-SAN SEBASTIAN

La fractura dúctil tiene lugar por nucleación, crecimiento y coalescencia de cavidades surgidas por descohesión de inclusiones ó segundas fases. El cambio de forma desde el núcleo inicial hasta la cavidad final es relacionable con $\bar{\epsilon}_f$ y $\sigma_m/\bar{\sigma}$. En esta comunicación se presentan correlaciones entre $\bar{\epsilon}_f$ y diferentes parámetros geométricos de los alvéolos en probetas de acero A533B-1. Las correlaciones se pueden usar para determinar indirectamente la deformación local en la zona de inicio de propagación dúctil de grietas en el mismo acero.

The ductile fracture involves nucleation, growth and coalescence of voids by decohesion of inclusions or second phase particles. The shape change from the initial nucleus to the final void is related to $\bar{\epsilon}_f$ and $\sigma_m/\bar{\sigma}$. In this communication relations between $\bar{\epsilon}_f$ and different geometric parameters of the voids in A533B-1 steel specimens are presented. The correlations permit an indirect estimation in the same steel of the local deformation in the starting zone of ductile crack propagation.

1.- INTRODUCCION

La fractura dúctil tiene lugar como consecuencia de un proceso de nucleación, crecimiento y coalescencia de cavidades surgidas a partir de la descohesión o fractura de inclusiones y partículas de segunda fase, caracterizándose las superficies de fractura por encontrarse tapizadas de alvéolos.

Para un estado hidrostático de tensiones dado, $\sigma_m/\bar{\sigma}$, tanto la nucleación como el crecimiento de las cavidades están relacionados con la deformación plástica equivalente, por lo que existe una deformación equivalente crítica para que ocurra la fractura dúctil, $\bar{\epsilon}_f$, función del estado hidrostático de tensiones.

De entre los modelos que tienen en cuenta la influencia de la deformación plástica y del estado de triaxialidad de tensiones sobre el crecimiento de huecos destaca el desarrollado por Rice y Tracey /1/. Dichos autores proponen la siguiente expresión de la velocidad de crecimiento de huecos esféricos no teniendo en cuenta el endurecimiento por deformación del material:

$$\frac{dR_p}{R_p} = 0'283 d_p \bar{\epsilon}_p \cdot \exp\left(1'5 \frac{\sigma_m}{\bar{\sigma}}\right) \quad |1|$$

donde R_p es el radio del hueco.

Suponiendo que las partículas que dan lugar a la formación de las cavidades poseen un diámetro D_p y se encuentran separadas una longitud d_p , tomando como radio inicial de la cavidad $D_p/2$ y como radio final $d_p/2$ e integrando la ecuación anterior, se obtiene la siguiente expresión de la deformación a la fractura, $\bar{\epsilon}_f$, suponiendo despreciable la fase de nucleación de huecos:

$$\bar{\epsilon}_f = \frac{\ln(d_p/D_p)}{0'28 \cdot \exp\left(1'5 \frac{\sigma_m}{\bar{\sigma}}\right)} \quad |2|$$

con lo cual, para un estado triaxial de tensiones conocido, la morfología de las cavidades (medida a partir de d_p/D_p) podría relacionarse con la deformación a la fractura del material y servir d_p/D_p de testigo local del nivel de deformación sufrido en una superficie de fractura.

Thompson /2/ y Thompson y Ashby /3/ proponen el parámetro $M=h/w$, donde h es la profundidad y w la anchura del alvéolo (fig. 1), para describir la geometría de la cavidad. Suponiendo simplemente que las cavidades abarquen toda la superficie de fractura, la relación entre este parámetro y la deformación local a fracturas es:

$$\bar{\epsilon}_f \approx \frac{1}{3} \ln \left(\frac{M^2}{3f} \right) \quad |3|$$

siendo f la fracción volumétrica de las partículas que han dado origen a las cavidades. Otros parámetros que podrían usarse serían h/d y, mucho más cómodo de medir, w/d .

El objetivo de este estudio es determinar correlaciones entre diferentes parámetros morfológicos de los alvéolos y la deformación equivalente crítica en el acero A533B-1 para obtener el valor de la deformación local en la zona de inicio de la propagación dúctil de grietas en el acero A533B-1 y compararlo con los resultados predichos por métodos de elementos finitos.

2.- TECNICAS EXPERIMENTALES

El material utilizado es un acero bainítico A533B-1.

Su composición química y sus propiedades mecánicas han sido previamente expuestas en la comunicación "Fractura dúctil de un acero A533B-1: relación entre la tenacidad y el comportamiento microscópico" recogida en este mismo volumen. Asimismo, las superficies de fractura sobre las que se llevó a cabo el estudio corresponden a probetas cuyos resultados se han presentado en la comunicación citada.

La técnica utilizada para la medición de la profundidad de las cavidades, h , consistió en la obtención de pares estereográficos /4/ por medio de microscopía electrónica de barrido (en la mayoría de los casos de ángulo girado fue de 20° , si bien en algunas ocasiones se emplearon también 10° y 15°)

Debido a que en la mayoría de los casos la inclusión se encontraba en el fondo de la cavidad, se consideró como profundidad real de la misma la distancia medida más el diámetro de la partícula. Por otra parte, tanto el diámetro de la inclusión, d , como la anchura de la cavidad, w , se han determinado calculando la media geométrica de sus dimensiones máxima y mínima.

Las mediciones del tamaño de las cavidades se realizaron en cinco probetas axisimétricas ensayadas a 20, 100 y 180°C . (Tabla 1), con estados hidrostáticos de tensiones comprendidos entre 0'66 y 1'67.

3. RESULTADOS Y DISCUSION

3.1 Relación entre la geometría de los alvéolos y $\bar{\epsilon}_f$

En las superficies de fractura se observan dos grupos de huecos fácilmente diferenciables por su tamaño; grandes, nucleados a partir de inclusiones (fig.2) y los de tamaño mucho más reducido (fig.3), surgidos a partir de carburos. Se supone que la descohesión de las inclusiones ocurre para deformación despreciable, mientras que la de los carburos exige deformación relativamente grande. La coalescencia de los huecos pequeños determina la fractura. Por tanto, para conocer la deformación local crítica se procedió a la medición de los tamaños de los alvéolos nucleados a partir de las inclusiones. En la tabla 2 se presentan recopilados los valores medios de \bar{d} (tamaño de la inclusión), $2h$ (altura total de la cavidad), w (anchura de la cavidad) y las relaciones $2h/w$, $2h/d$ y w/d para unos límites de confianza del 95%, indicándose además el número de cavidades medido en cada probeta.

De los tres parámetros utilizados ($2h/w$, $2h/d$ y w/d) para caracterizar la morfología de las cavidades el menos sensible resulta ser w/d (el más fácil de cuantificar, ya que no es necesario realizar pares estereográficos para medir la anchura de la cavidad), mientras que, tanto las relaciones $2h/w$ como $2h/d$ varían apreciablemente de unas probetas a otras al hacerlo $\bar{\epsilon}_f$. Obviamente, sobre w influyen de manera contrapuesta la contracción impuesta por el cambio de forma externo y la expansión inducida por la tracción hidrostática imperante.

En la fig. 4. se representa la variación de $\ln(2h/w)$, $\ln(2h/d)$ y $\ln(w/d)$ en función de la deformación macroscópica a la fractura, $\bar{\epsilon}_f$. En los tres casos la dependencia es lineal:

$$\bar{\epsilon}_f = 0'382 + 0'664 \ln\left(\frac{2h}{w}\right) \quad r = 0'998$$

$$\bar{\epsilon}_f = -1'014 + 0'881 \ln\left(\frac{2h}{d}\right) \quad r = 0'963 \quad |4|$$

$$\bar{\epsilon}_f = 3'053 - 1'695 \ln\left(\frac{w}{d}\right) \quad r = 0'771$$

La relación w/d , como era de esperar, no sirve para caracterizar adecuadamente la deformación macroscópica. En realidad, según el modelo de Rice y Tracey /1/, w/d (en la expresión |2| Dp/dp) depende de $\bar{\epsilon}_f$ y $\sigma_m/\bar{\sigma}$. Expresando la ecuación |2| de la forma:

$$\ln \frac{w}{d} = \ln \alpha + \beta \frac{\sigma_m}{\bar{\sigma}} \quad |5|$$

y determinando los coeficientes $\alpha\beta$ mediante un ajuste por mínimos cuadrados, resulta:

$$\ln \frac{w}{d} = 0'604 \bar{\epsilon}_f \cdot \exp \left(1'642 \frac{\sigma_m}{\bar{\sigma}} \right) \quad r=0'994 \quad |6|$$

El ajuste es ahora mucho mejor (fig. 5) y el parámetro w/d puede también relacionarse con la deformación $\bar{\epsilon}_f$ siempre que se conozca la tensión hidrostática local.

El valor del coeficiente β resulta muy próximo al predicho por el modelo teórico. Sin embargo, no sucede lo mismo con el coeficiente α (0'283 según el modelo y 0'604 según el ajuste experimental). Se ha observado |5| que α depende de la fracción volumétrica de inclusiones, tal como queda señalado en la Fig. 6, y los valores de α experimentales son siempre más elevados que los propuestos por Rice y Tracey. En la misma figura se ha representado el valor de $\alpha=0'604$ obtenido con el acero A533B-1 (la fracción volumétrica de inclusiones medida es 0'38^o/oo), que se ajusta bastante bien a los resultados de la bibliografía. La predicción teórica no tiene en cuenta la interacción entre cavidades próximas.

3.2 Aplicación

Con objeto de comprobar la aplicabilidad de las expresiones anteriormente determinadas, se procedió a la medición de la relación w/d en tres probetas compactas ensayadas a -40, 20 y 150°C en las cuales el inicio de la propagación de la grieta fue dúctil. La elección del parámetro w/d se debió a su facilidad de medición, ya que no exige la realización de pares estereográficos.

En la fig. 7 se representan los valores de w/d medidos en función de la distancia al frente de fatiga para las tres temperaturas. Debido a que no se aprecia una dependencia entre la posición de la cavidad y w/d , se procedió a determinar los valores medios de todos los resultados medidos para cada temperatura (Tabla 3).

La deformación plástica equivalente frente al borde de una grieta, sobre su plano, para un sólido elasto-plástico, ha sido calculada por Rice y Johnson/6/, para un sólido no endurecible. Dichos valores admiten, en función de $\sigma_m/\bar{\sigma}$, un ajuste del siguiente tipo:

$$\frac{\sigma_m}{\bar{\sigma}} = 0'763 - 0'293 \ln \bar{\epsilon}_f \quad r=0'996 \quad |7|$$

Resolviendo simultáneamente las ecuaciones |6| y |7| para los valores de w/d promedios, se obtienen, teniendo en cuenta los intervalos de confianza de $\ln w/d$, los siguientes valores de la deformación local:

$$\begin{aligned}
-40^{\circ}\text{C} &: 0'496 < \bar{\epsilon}_f < 0'679 \\
20^{\circ}\text{C} &: 0'398 < \bar{\epsilon}_f < 0'536 \\
150^{\circ}\text{C} &: 0'490 < \bar{\epsilon}_f < 0'618
\end{aligned}$$

| 8 |

En la fig. 8 se representan los intervalos determinados de $\bar{\epsilon}_f$ superpuestos a las curvas obtenidas por Rice y Johnson de $\bar{\epsilon}_f$ y $\sigma_m/\bar{\sigma}$ en función de x/δ . Igualmente, se han indicado las curvas experimentales de deformación efectiva necesaria para que tenga lugar la fractura dúctil, calculadas con probetas axisimétricas y con probetas planas, así como la curva correspondiente al promedio de todos los ensayos.

Tal como puede apreciarse, los valores de la medida indirecta local de $\bar{\epsilon}_f$ quedan comprendidos dentro de los límites definidos por los ensayos con probetas axisimétricas y con probetas planas, aunque es necesario señalar que para las tres temperaturas el valor de la medida local es inferior a la estimación obtenida con el promedio de todos los ensayos.

La fig. 8 induce a pensar que es posible medir indirectamente la deformación local en la zona de inicio de propagación dúctil de grietas, si bien existen varias limitaciones debidas a la utilización del parámetro w/d . En primer lugar, dicho parámetro es el menos sensible de los tres (w/d , $2h/d$ y $2h/w$) a las variaciones macroscópicas de $\bar{\epsilon}_f$. Y en segundo lugar, si bien es el más fácil de medir, presenta el inconveniente de que depende de $\sigma_m/\bar{\sigma}$, siendo necesario recurrir a los cálculos de Rice y Johnson. En definitiva, es previsible pensar que la utilización de las relaciones $2h/d$ o $2h/w$ conduzca a resultados mejores que los logrados con w/d .

4.- CONCLUSIONES

- La deformación crítica equivalente, $\bar{\epsilon}_f$, puede ser caracterizada adecuadamente a través de la geometría de los alvéolos de las superficies de fractura mediante los parámetros $2h/w$ o $2h/d$.

- La relación w/d , cociente entre los diámetros de la cavidad y de la partícula, no depende exclusivamente de $\bar{\epsilon}_f$, sino de $\bar{\epsilon}_f$ y $\sigma_m/\bar{\sigma}$. La ecuación de Rice y Tracey resulta adecuada para expresar dicha dependencia.

- Una vez calibradas esas relaciones, los alvéolos de la superficie de fractura pueden utilizarse como testigos de la deformación local en la zona de proceso en el inicio de la propagación dúctil de grietas, proporcionando una comprobación adicional de los modelos teóricos de fractura.

5.- REFERENCIAS

- /1/ Rice, J.R., Tracey, D.M., J. Mech. Phys. Solids, 17, pp. 201, (1969).
- /2/ Thompson, A.W., Advances in Fracture Research, (Proc. of 6th Int. Conf. on Fracture, Nueva Delhi (India), 1984), S.R. Valluri et al. ed., Pergamon Press, Vol. 2, pp. 1393, (1984).
- /3/ Thompson, A.W., Ashby, M.F., Scripta Metall., 18, pp. 127, (1984)
- /4/ Lane, G.S., "The use of the Scanning Electron Microscope", Hearle, J.W.S., Sparrow, J.T. y Cross, P.M., ed, Pergamon Press, pp.219, (1972)
- /5/ Marini, B., Mudry, F., Pineau, A., Eng. Fract. Mech., 22, pp. 989, (1985).
- /6/ Rice, J.R., Johnson, M.A., "Inelastic Behaviour of Solids", M. Kanninen, W.G. Adler, A.R. Rosenfield y R.I. Jaffee, eds., McGraw-Hill, New York, pp.641, (1970).

TABLA 1 - Caracterización de las probetas axisimétricas utilizadas en la medición de las cavidades

Probeta	Temp. (°C)	$\frac{\sigma_m}{\sigma}$	$\bar{\epsilon}_f$
0	20	0'66	0'821
1-1	20	1'04	0'480
1-C*	100	1'03	0'419
3-0	20	1'67	0'179
3-2*	180	1'67	0'178

TABLA 2 - Resultados de los parámetros medidos en las probetas axisimétricas

Probeta	nº cavidades	d (µm)	2h (µm)	w (µm)	2h/w	2h/d	w/d
0	15	3'6 [±] 0'6	33'4 [±] 10'8	16'2 [±] 3'0	2'00 [±] 0'34	9'0 [±] 2'1	4'6 [±] 0'8
1-1	32	6'8 [±] 1'3	34'0 [±] 5'6	27'2 [±] 4'1	1'28 [±] 0'14	5'6 [±] 0'7	4'3 [±] 0'5
1-C*	23	7'8 [±] 1'8	35'5 [±] 6'8	34'9 [±] 7'0	1'10 [±] 0'14	4'6 [±] 0'7	4'7 [±] 0'5
3-0	22	5'6 [±] 1'3	22'5 [±] 6'2	28'7 [±] 5'6	0'82 [±] 0'18	4'1 [±] 0'7	5'5 [±] 0'7
3-2*	28	6'3 [±] 1'1	28'5 [±] 5'1	34'5 [±] 5'5	0'82 [±] 0'08	4'6 [±] 0'6	5'7 [±] 0'5

TABLA 3 - Resultados de los parámetros medidos en probetas compactas

Temp. (°C)	d (µm)	w (µm)	w/d
-40	4'6 [±] 0'6	23'3 [±] 3'4	5'4 [±] 0'7
20	6'0 [±] 1'0	25'1 [±] 3'5	5'0 [±] 0'6
150	6'3 [±] 0'9	29'4 [±] 3'7	5'0 [±] 0'5

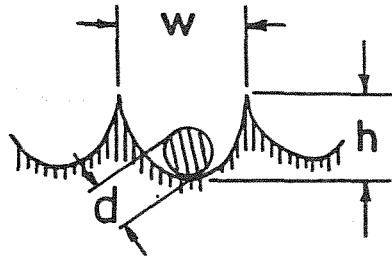


Fig.1 Esquema de una cavidad

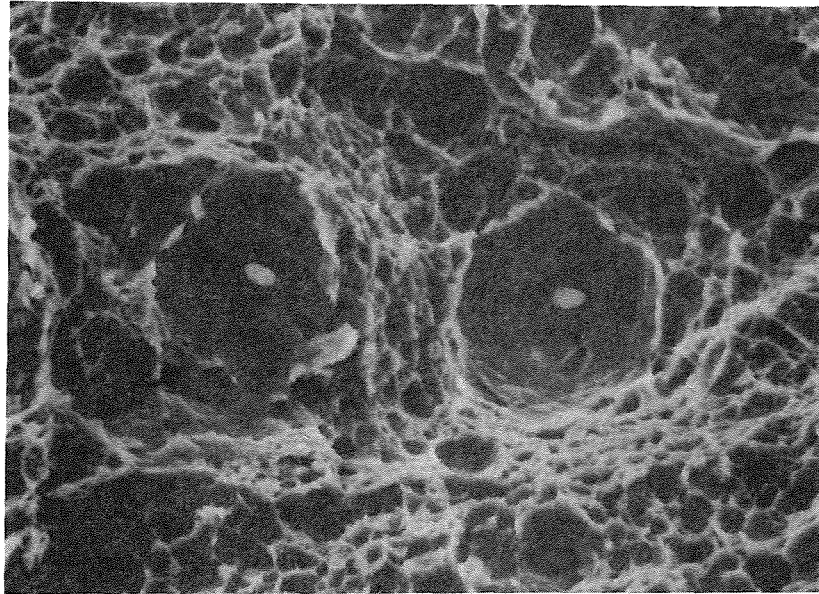


Fig.2 - Cavidades formadas a partir de inclusiones (x1250)

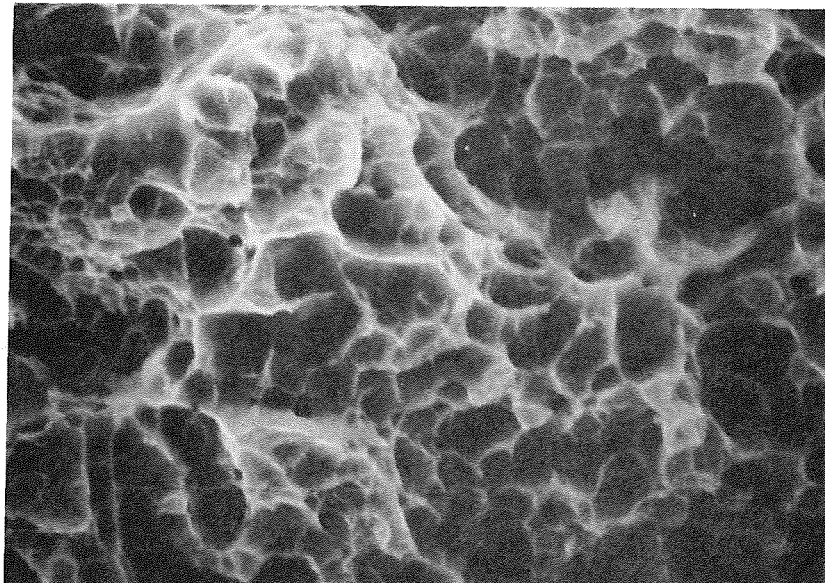


Fig.3 - Cavidades formadas a partir de carburos (x5000)

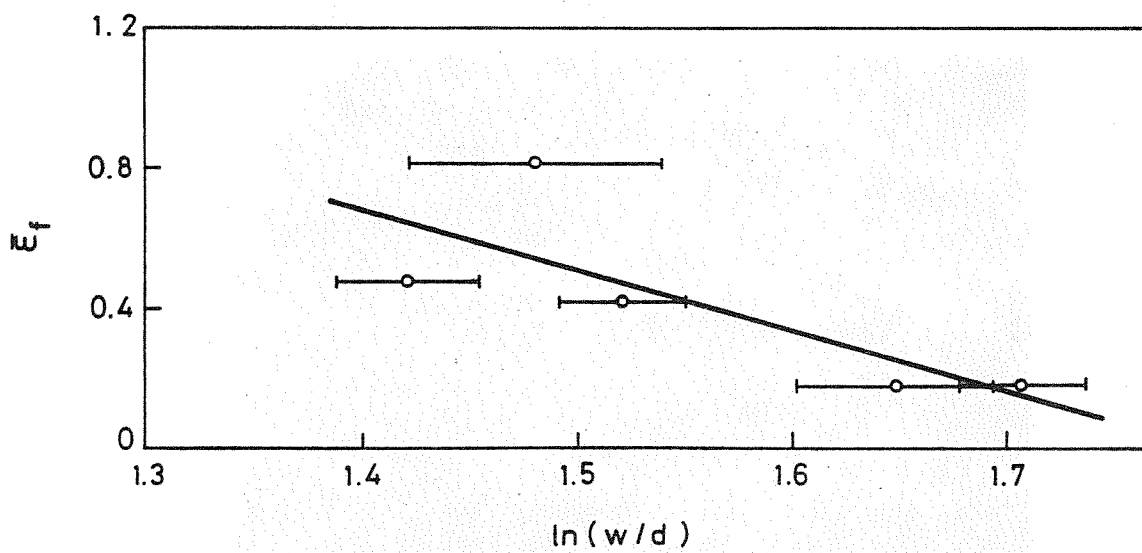
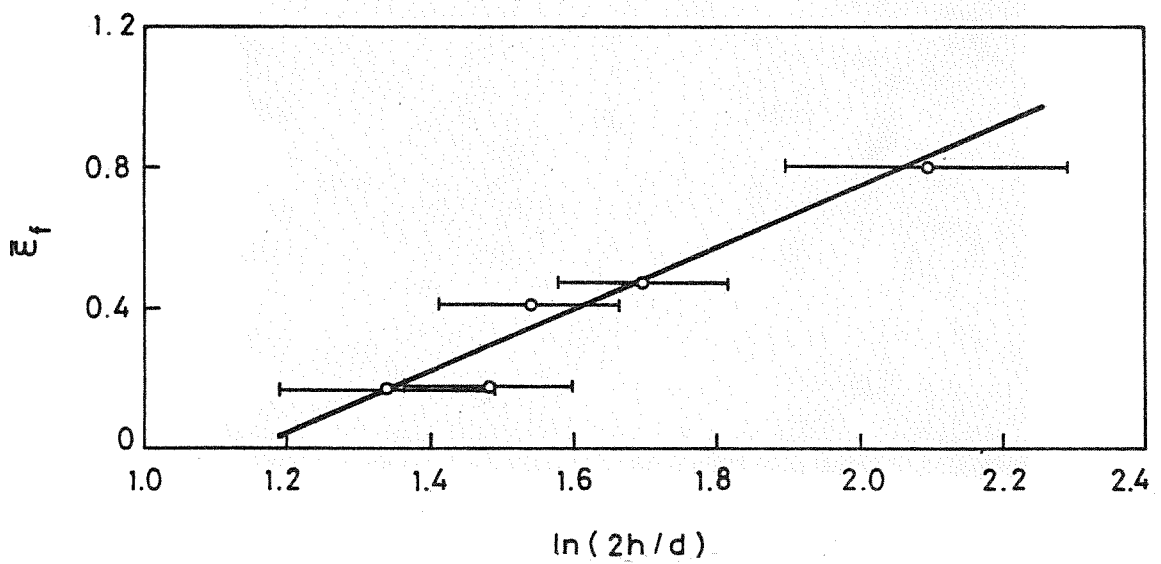
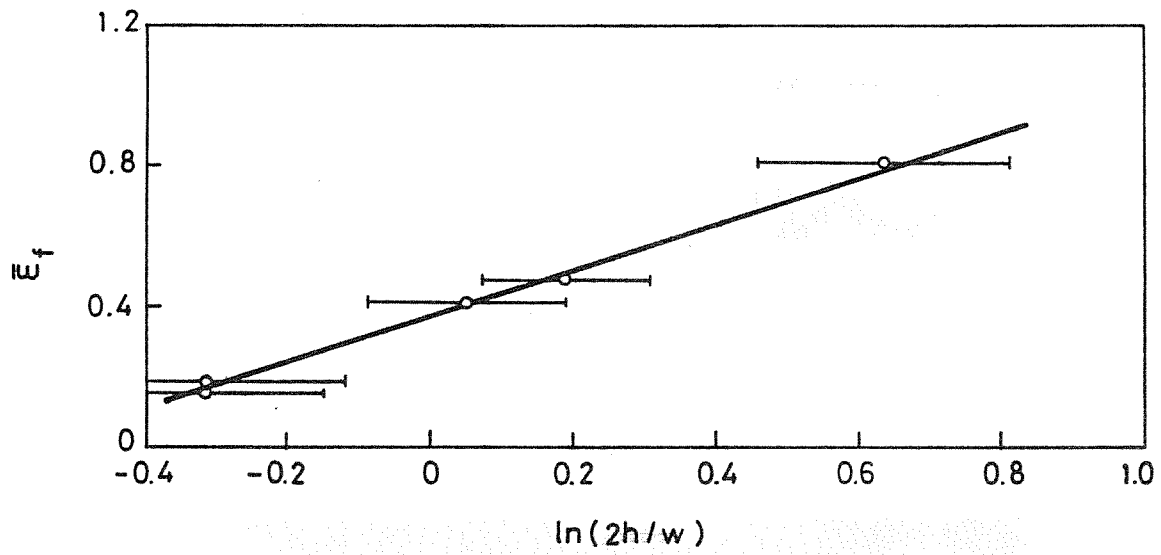


Fig. 4 - Relación entre los parámetros $2h/w$, $2h/d$ y w/d y la deformación macroscópica a la fractura, ϵ_f .

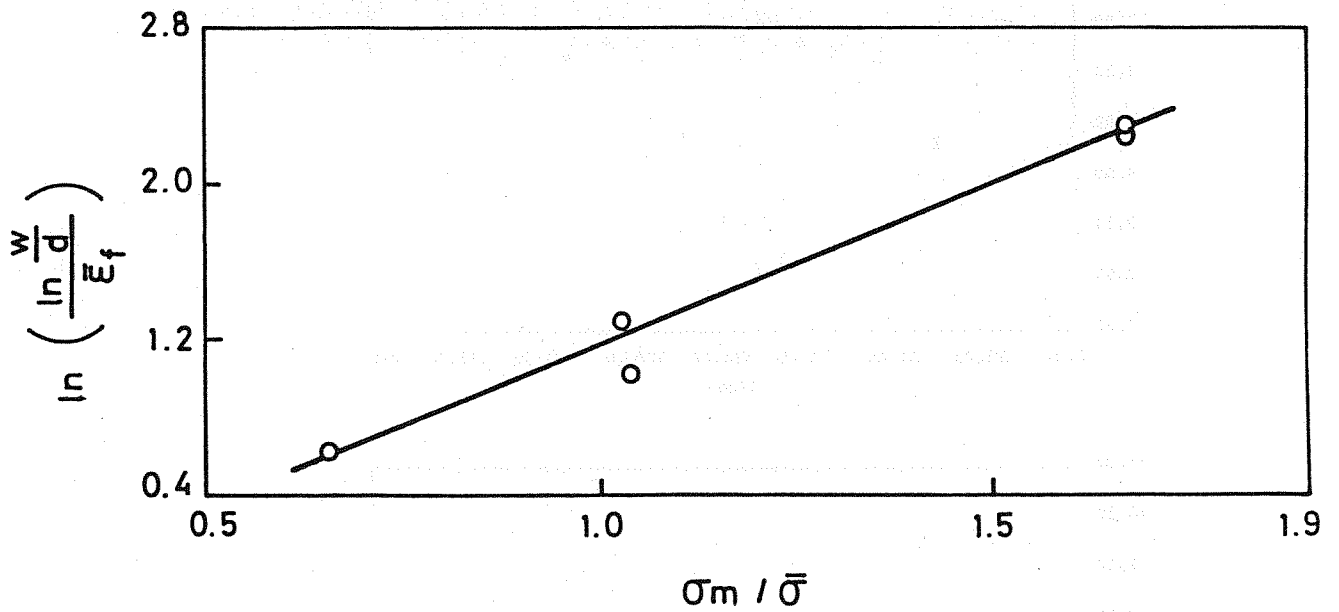


Fig. 5 - Relación entre w/d y $\bar{\epsilon}_f$ teniendo en cuenta la triaxialidad de tensiones. El ajuste es apreciablemente mejor que el obtenido con el mismo parámetro en la Fig. 4.

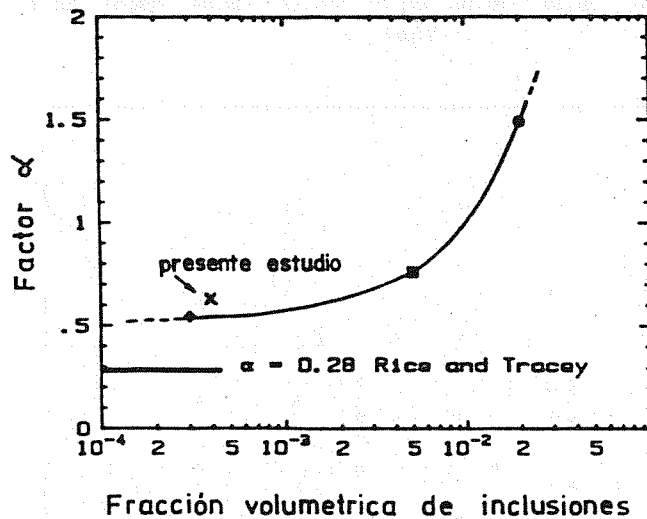


Fig. 6 - Dependencia del coeficiente α de la ecuación de Rice y Tracey con la fracción volumétrica de inclusiones /5/, señalándose el valor obtenido en el presente estudio.

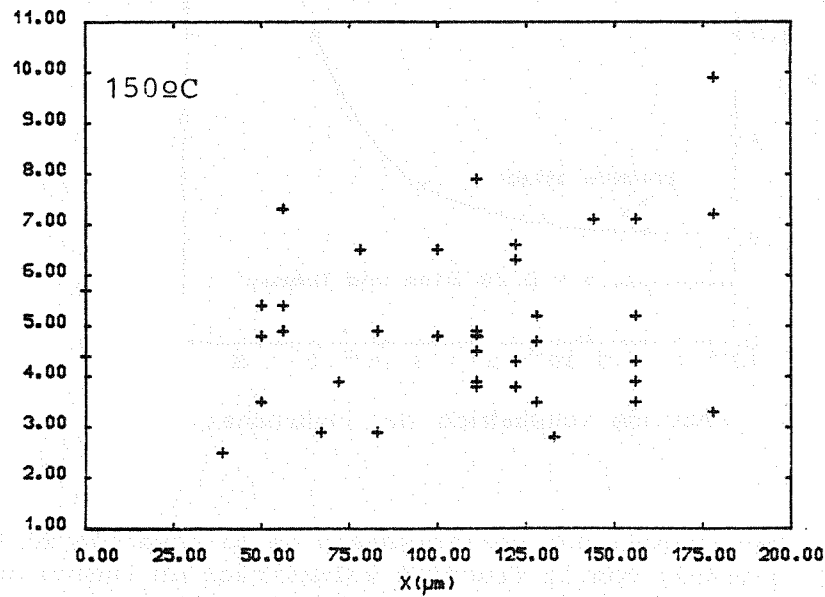
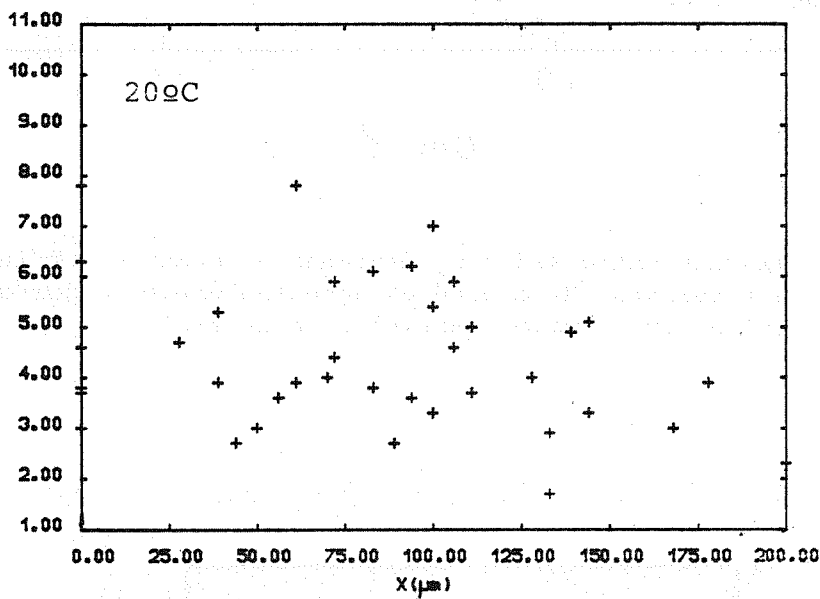
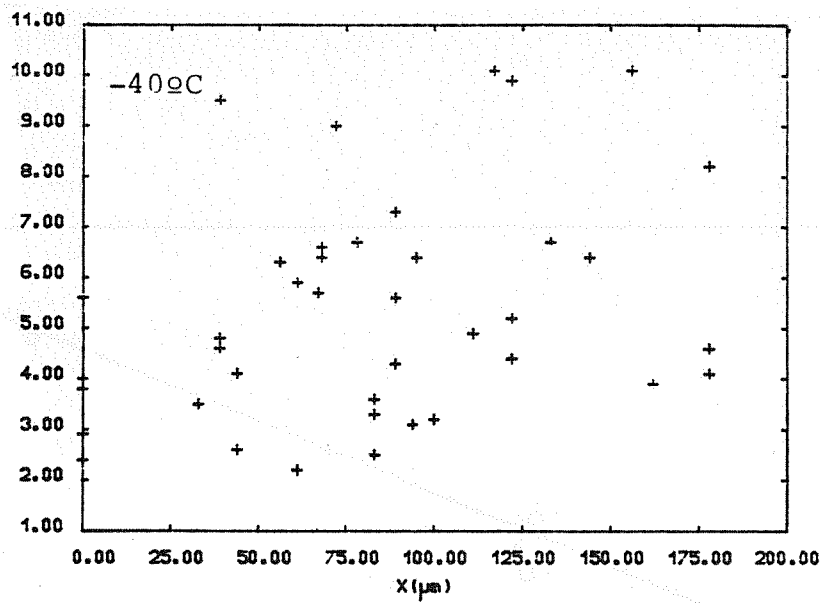


Fig. 7 - Valores de w/d medidos en función de la distancia al frente de fatiga para tres temperaturas, no apreciándose una dependencia entre la posición de la cavidad y w/d .

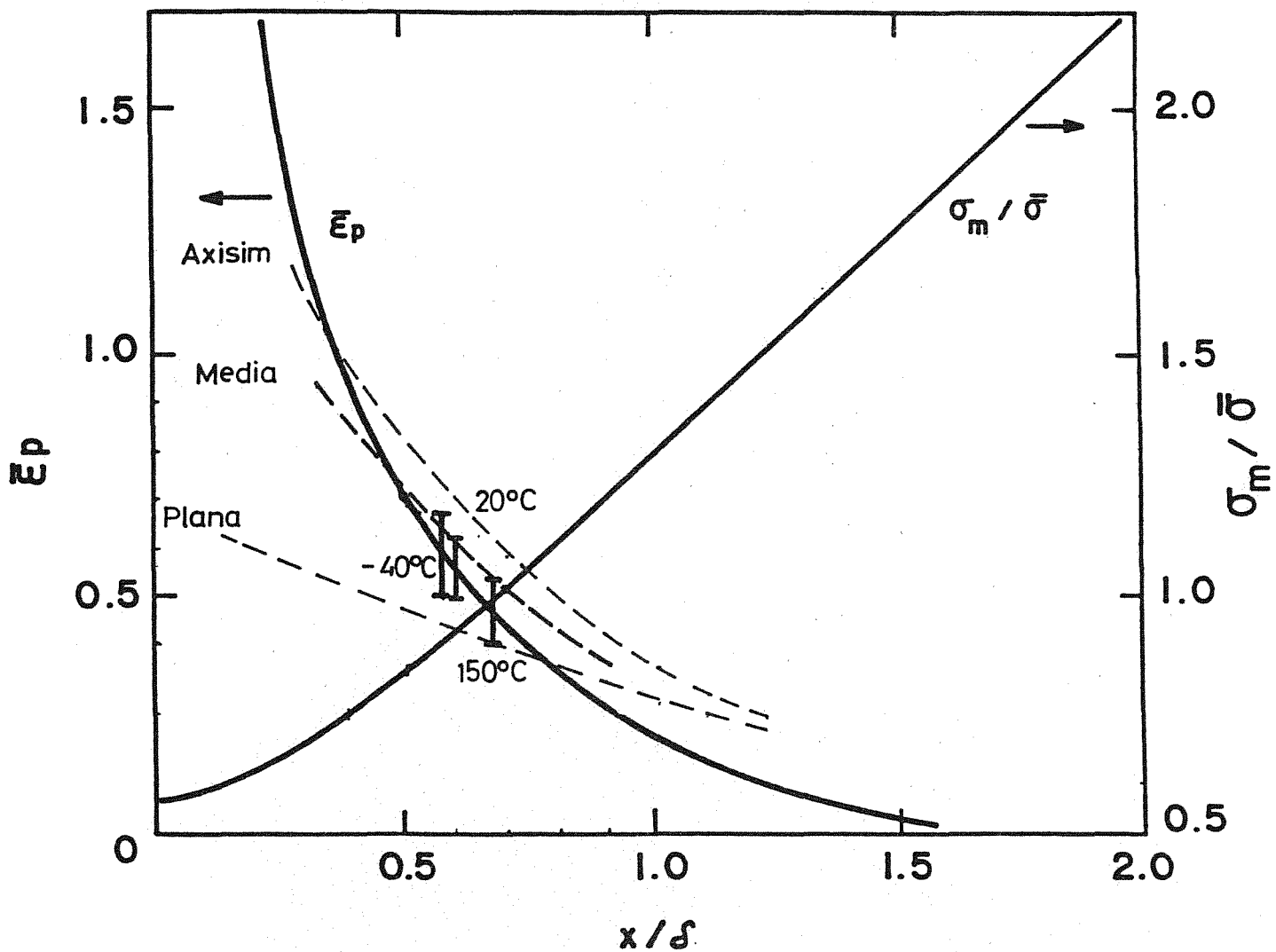


Fig. 8 - Intervalos determinados de $\bar{\epsilon}_F$ para $-40, 20$ y 150°C superpuestos a las curvas de Rice y Johnson /6/, señalándose las curvas experimentales de deformación efectiva para que se produzca la fractura dúctil, obtenidas con probetas planas y axisimétricas, así como la curva promedio de todos los ensayos.

EFFECTO DE LA RELACION $\text{SiO}_2/\text{TiO}_2$ SOBRE EL COMPORTAMIENTO A LA FRACTURA A ALTAS TEMPERATURAS DE LAS BAUXITAS REFRACTARIAS

A. CABALLERO, S. DE AZA

INSTITUTO DE CERAMICA Y VIDRIO (C.S.I.C.)
Arganda del Rey (Madrid)

Se ha estudiado el efecto que la relación $\text{SiO}_2/\text{TiO}_2$ tiene sobre el comportamiento a la fractura a temperatura elevada (1550°C) de una serie de bauxitas refractarias sintéticas.

Los resultados obtenidos han puesto de manifiesto que a medida que se incrementa la citada relación, manteniendo constantes los contenidos de alúmina y de óxido de hierro, aumenta la carga máxima soportada por las bauxitas, lo que se justifica por el incremento en las mismas del contenido de la fase mullita.

Igualmente se ha hecho patente que a medida que aumenta la relación $\text{SiO}_2/\text{TiO}_2$, se incrementa la tenacidad de estos materiales como consecuencia del aumento de la relación mullita/tieillita de los mismos.

The effect of $\text{SiO}_2/\text{TiO}_2$ ratio on the mechanical behaviour at high-temperature (1550°C) of a series of synthetic refractory bauxites has been studied.

The stress-strain tests have shown that when the Al_2O_3 and Fe_2O_3 contents are kept constant and the $\text{SiO}_2/\text{TiO}_2$ ratio is increased, both the maximum load stress and toughness of the bauxites is raised as a consequence of increasing mullite vol% and mullite/tieillite ratio.

1. INTRODUCCIÓN

En un trabajo previo /1/ se puso en evidencia que el modo de fractura de las bauxitas refractarias naturales, adecuadamente procesadas y con muy bajos contenidos de fase vítrea, sometidas a ensayos de compresión-deformación a alta temperatura (1550°C), venía determinado por la naturaleza de la segunda fase sólida presente en estos materiales, siendo tenaz cuando la segunda fase cristalina era mullita y frágil cuando ésta era tieillita.

Puesto que la naturaleza de la segunda fase sólida en las bauxitas refractarias depende, tal como se puede deducir de la proyección del volumen primario de cristalización de la alúmina en el sistema Al_2O_3 - SiO_2 - TiO_2 - Fe_2O_3 en aire /2/, de la relación $\text{SiO}_2/\text{TiO}_2$ de las mismas, se procedió a estudiar el efecto que la variación de dicha relación tiene sobre el comportamiento a la fractura, a altas temperaturas (1550°C), en dichos materiales.

2. PARTE EXPERIMENTAL

A este fin se prepararon tres bauxitas sintéticas a partir de Al_2O_3 , SiO_2 , TiO_2 y Fe_2O_3 de pureza reactiva. Las composiciones se homogeneizaron por vía húmeda en alcohol isopropílico y posteriormente se prensaron isostáticamente a 200 MPa. Las probetas obtenidas se trataron térmicamente en ciclos de 2 horas a 1650°C±5°C.

En la tabla I se exponen las composiciones químicas de cada una de las bauxitas sintetizadas y en la figura 1 se muestra la localización de dichas composiciones en la proyección del volumen primario de cristalización de la alúmina para el plano del 86% en peso de Al_2O_3 y donde se han proyectado, igualmente, los tetraedros de conexión a 1450, 1500, 1600 y 1700°C, dentro de los cuales coexisten alúmina, mullita y tieillita en equilibrio con un líquido a las temperaturas indicadas.

TABLA I - Composición química de las Bauxitas Sintéticas

MUESTRA	Al_2O_3	SiO_2	TiO_2	Fe_2O_3	$\frac{\% \text{SiO}_2}{\% \text{TiO}_2}$
1A	86,0	3,6	8,1	2,3	0,44
2A	86,0	5,9	5,8	2,3	1,01
3A	86,0	7,8	3,9	2,3	2,00

Las bauxitas obtenidas fueron estudiadas por microscopía óptica de luz reflejada y difracción de rayos X. Por ambas técnicas se puso de manifiesto el grado de reacción total alcanzado así como el que todas ellas estaban constituidas por: α -alúmina, mullita y tieillita, sin presencia de fase vítrea (fig. 2). Dichos resultados están de acuerdo con la localización de dichas muestras dentro de la proyección del tetraedro de conexión a 1700°C en el sistema Al_2O_3 - SiO_2 - TiO_2 - Fe_2O_3 en aire /2/.

A partir de las fases que coexisten a la temperatura de calcinación, de los análisis químicos de las muestras (tabla I), y de los valores de las soluciones sólidas de dichas fases /3/, se calcularon los porcentajes en peso de las mismas en las diferentes muestras así como la densidad real de cada una de éstas. Para ello se tuvieron en cuenta las densidades reales teóricas de cada una de las fases (α -alúmina=3,98 Mg.m⁻³; mullita=3,16 Mg.m⁻³ y tieillita=3,70 Mg.m⁻³). Por último se determinaron los porcentajes en volumen de cada fase en cada una de las muestras así como la densidad aparente y la porosidad de éstas. Todos los valores obtenidos se exponen en las tablas II y III.

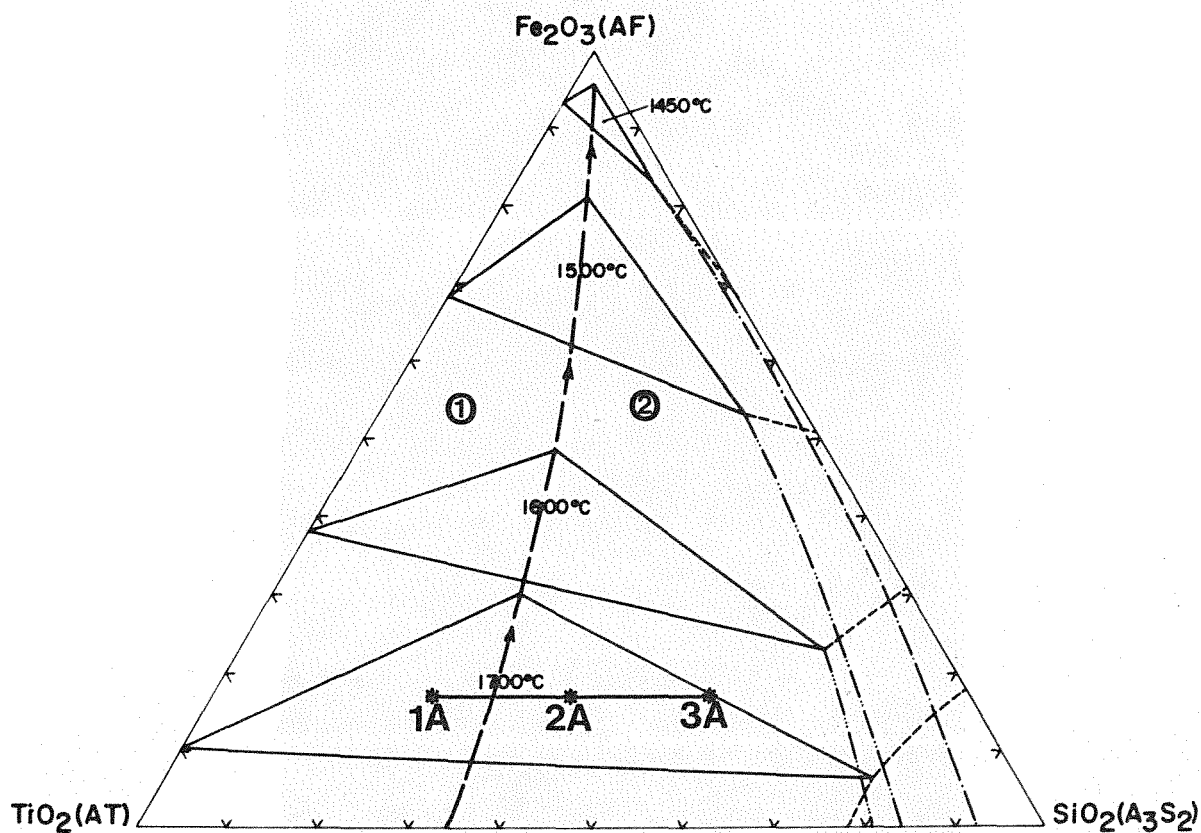


Fig. 1. Sistema $Al_2O_3-SiO_2-TiO_2-Fe_2O_3$ en aire ($P_{O_2}=0,21$ at.). Situación de las bauxitas sintéticas sobre la proyección, para un plano del 86% de Al_2O_3 , del volumen primario de cristalización de la alúmina y de los tetraedros de conexión a 1450° - 1500° - 1600° y 1700° C donde coexisten en equilibrio a las temperaturas respectivas alúmina-mullita-tieillita y un líquido.

- ① Campo de cristalización secundario de tieillita.
- ② Campo de cristalización secundario de mullita.

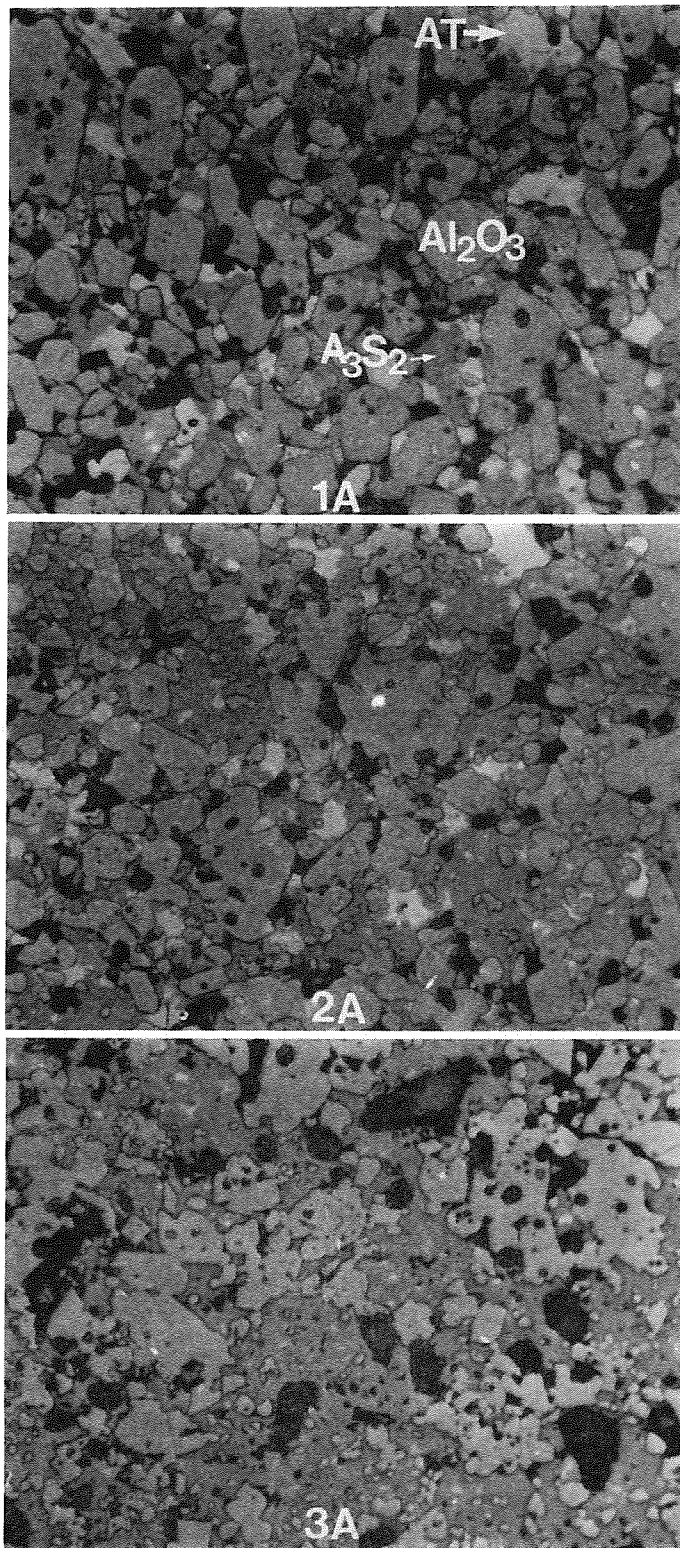


Fig. 3. Microestructuras de las bauxitas sintéticas estudiadas (x213)

$A_3S_2 = 3Al_2O_3 \cdot 2SiO_2 = \text{Mullita}$
 $AT = Al_2O_3 \cdot TiO_2 = \text{Tieillita}$

TABLA II - Composición mineralógica de las Bauxitas Sintéticas

MUESTRA	Peso (%)			Volumen (%)		
	Alúmina	Mullita	Tieillita	Alúmina	Mullita	Tieillita
1A	67,4	15,5	17,1	64,0	18,5	17,5
2A	63,9	25,4	10,6	59,6	29,8	10,6
3A	61,1	33,6	5,3	55,9	38,7	5,2

TABLA III - Densidad real, aparente y Porosidad total de las probetas de Bauxitas Sintéticas

MUESTRA	Densidad real ρ_0 (Mg.m ⁻³)	Densidad aparente ρ_0 (Mg.m ⁻³)	Porosidad total (%)
1A	3,78	3,36	11
2A	3,71	3,26	12
3A	3,64	3,12	14

3. PROPIEDADES MECÁNICAS A ALTA TEMPERATURA. CURVAS COMPRESIÓN-DEFORMACIÓN

Los ensayos de compresión-deformación, en las citadas muestras, se realizaron a la temperatura de 1550°C, con una velocidad de aplicación de carga de $8 \cdot 10^{-7}$ m.sg⁻¹ sobre probetas cilíndricas planoparalelas de razón diámetro-altura igual a uno, que cumplían las recomendaciones del PRE /4/ para ensayos mecánicos a alta temperatura en materiales refractarios.

Las curvas obtenidas se muestran en la figura 3 y cada una representa, en cada caso, la curva promedio de cinco ensayos.

4. DISCUSIÓN DE RESULTADOS

Los resultados obtenidos ponen de manifiesto que, a medida que se incrementa la relación SiO₂/TiO₂, la carga máxima alcanzada aumenta desde valores de 6,1±0,2 MPa para la muestra 1A hasta un valor de 9,2±0,2 MPa para la muestra 3A.

El aumento de la carga máxima soportada por las muestras se atribuye, ya que las diferencias de porosidad de unas muestras a otras son apenas apreciables, a un incremento en el contenido de la fase mullita (fig. 4), ya que a medida que aumenta la relación SiO₂/TiO₂ tiene lugar una elevación del porcentaje en volumen de dicha fase (tabla 2) dando lugar a un reemplazamiento de la matriz continua de alúmina por una predominantemente mullítica (fig. 2). Este hecho se justifica por los resultados de Dokko y col /5/ quienes observaron que muestras de mullita policristalina, en ensayos de compresión-deformación, análogos a los del presente trabajo, presentan valores de carga máxima (>4.000 MPa a 1500°C) muy superiores a todos los citados en la literatura para óxidos cerámicos policristalinos, incluso ponen de manifiesto que dichos valores son más del doble que los presentados por muestras policristalinas de alúmina sinterizada (99,8%) de densidad teórica.

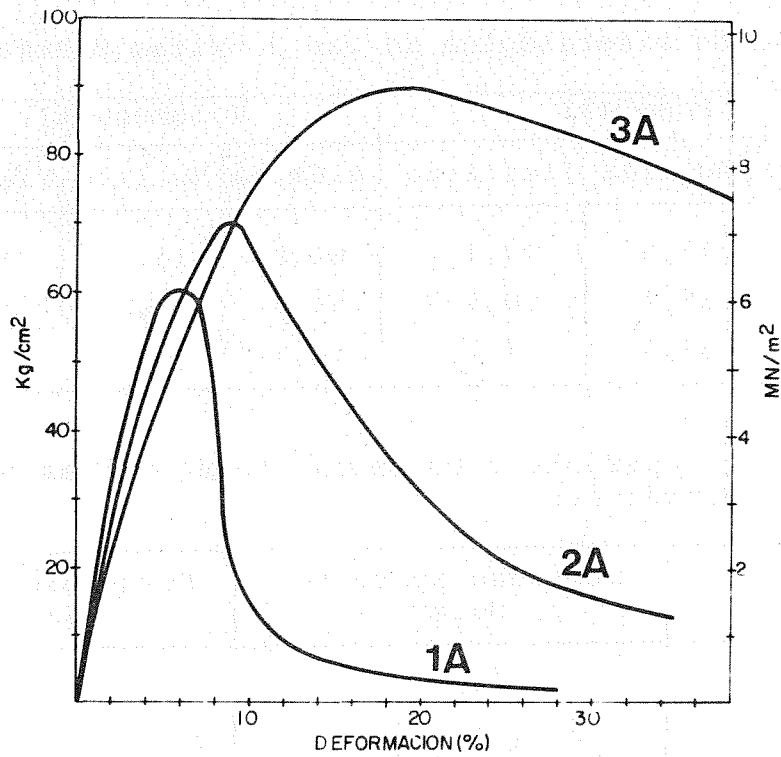


Fig. 3.- Curvas compresión-deformación a 1550°C de las bauxitas sintéticas.

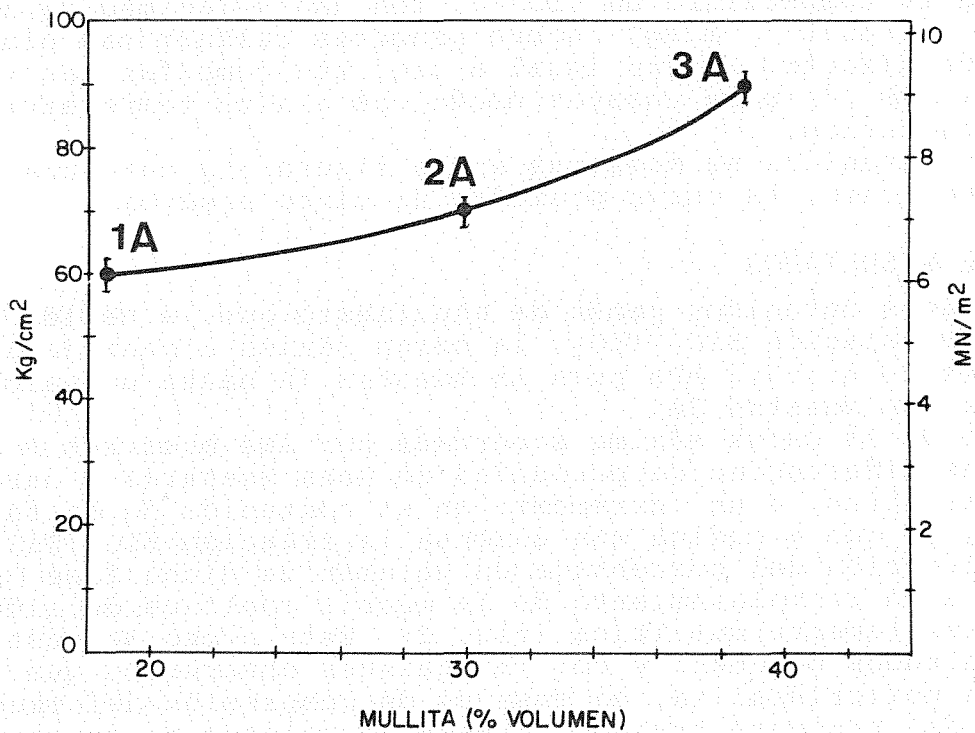


Fig. 4.- Variación de la carga máxima alcanzada en las muestras en función del contenido en mullita de las mismas.

Tal comportamiento de la fase mullita se puede entender, teniendo en cuenta la complejidad de la estructura cristalina de dicha fase, la cual no presenta planos preferenciales de deslizamiento ni de deformación plástica incluso a temperaturas de 1500°C /6/.

Por otro lado, en la figura 3, se puede apreciar cómo el modo de fractura de las muestras cambia de frágil a tenaz a medida que aumenta la relación SiO₂/TiO₂.

En la figura 5 se han representado las pendientes de las curvas obtenidas en las diferentes muestras, después de haber alcanzado la

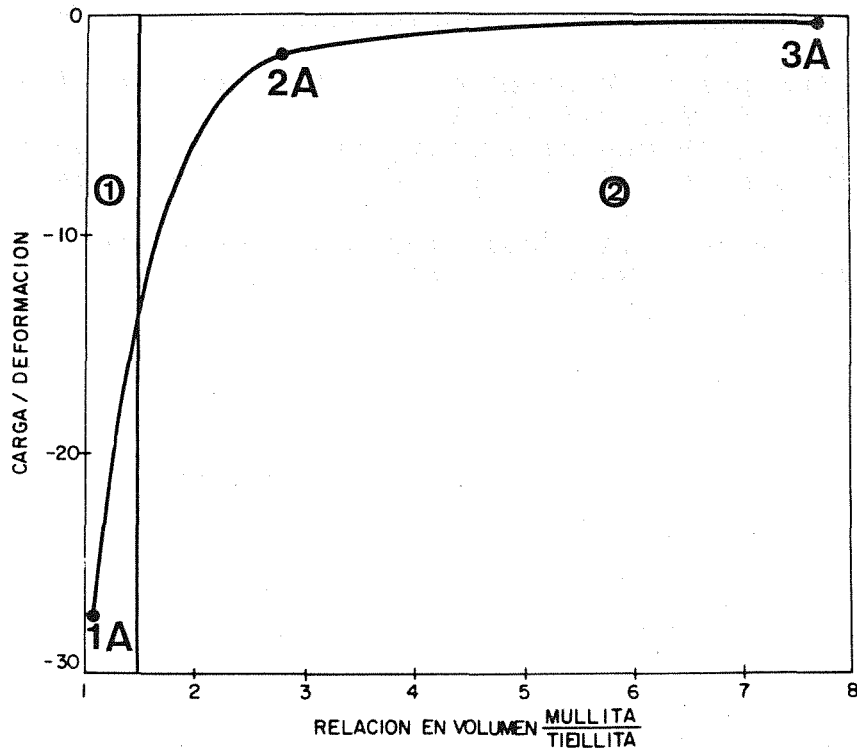


Fig. 5. Variación de las pendientes de las curvas compresión-deformación, una vez alcanzada la carga máxima en las muestras, en función de la relación en volumen mullita/tieillita.

- ① Campo de cristalización secundario de tieillita.
- ② Campo de cristalización secundario de mullita.

carga máxima, en función de la relación mullita/tieillita, indicando se igualmente la relación SiO₂/TiO₂ para la cual tiene lugar el paso del campo secundario de cristalización de tieillita al de la mullita. Se puede observar así claramente cómo la fragilidad o tenacidad de las muestras está asociada a la naturaleza de la fase secundaria, lo que viene a confirmar los resultados obtenidos en el trabajo citado previamente /1/, en el que se concluía que el comportamiento tenaz o frágil de las bauxitas refractarias naturales, adecuadamente procesadas, en ensayos de compresión-deformación a alta temperatura, estaba condicionado por la naturaleza de la segunda fase sólida, siendo tenaz cuando es la mullita la segunda fase cristalina y frágil cuando es la tieillita.

5. CONCLUSIONES

El aumento de la relación SiO₂/TiO₂ en las bauxitas refractarias, para contenidos de óxido de hierro y de alúmina constantes, da lugar a un incremento de la relación mullita/tieillita en el material. Como consecuencia se produce un aumento de la tenacidad y de la carga máxima soportada en el ensayo de compresión-deformación a alta temperatura.

REFERENCIAS

- /1/ Caballero, A. y De Aza, S. "Influencia de segundas fases sobre el modo de fractura en bauxitas a alta temperatura". Anales de la Mecánica de Fractura, vol. II pág. 87 a 93 Madrid (1985).
- /2/ Caballero, A. y De Aza, S. "Phase Equilibria relations in the system $Al_2O_3-SiO_2-TiO_2$ -Iron oxide in air". Será publicado en los Proceedings of I World Congress on High Tech. Ceramics. Italy 23-28 Junio (1986).
- /3/ Caballero, A. "Bauxitas Refractarias. Constitución y comportamiento térmico. Interpretación en base al sistema $Al_2O_3-SiO_2-TiO_2-Fe_2O_3$ ". Tesis Doctoral. Universidad Complutense, Madrid (1985).
- /4/ Asociación Europea de Productores de Refractarios (PRE) III. 23(ISO/R 1983)78 pág. 1-6 (1978).
- /5/ Dokko, O. y col. "High-Temperature Mechanical Properties of Mullite under Compression". J. Am. Ceram. Soc.(50), pág. 150-155 (1977).
- /6/ Davis, R.F. y Pask, J.A. "Mullite" High Temperature Oxides. Part IV, pág. 37-76. Edit. por Allen M. Alper. Academic Press (1971).

APLICACION DEL ENSAYO DE TORSION DOBLE AL ESTUDIO DE LA FRACTURA DE MATERIALES TERMOESTABLES COMPUESTOS.

A.B. Heredia, A.B. Martinez

*Escuela Técnica Superior de Ingenieros Industriales
Laboratorio de Materiales Plásticos
Diagonal, 647
08028-Barcelona*

En este artículo se presentan y discuten los resultados obtenidos al estudiar el comportamiento a la fractura de un material compuesto por una matriz de poliéster insaturado cargada con microesferas macizas de vidrio. Se utiliza la técnica de torsión doble. De manera especial se estudia el efecto de la fracción en volumen de microesferas, de su diámetro medio, y del tratamiento superficial. Se identifica el mecanismo de refuerzo y se interpreta la evolución de la tenacidad a la fractura en función de la fracción en volumen de microesferas.

This paper analyzes the fracture behaviour of a rigid particulate composite material, composed by an insaturated poliester resin and glass beads microespheres. The fracture toughness was monitored by double Torsion test. The improvement achieved in the fracture toughness was interpreted for different volume fractions of microspheres, and for different surface treatments. The underlying reinforcing mechanism was identified. It was also studied the microspheres avevage size influence.

1.- INTRODUCCION

La incorporación de partículas rígidas en los materiales plásticos se ha realizado tradicionalmente con el fin de abaratar costes, debido al menor precio en volumen de la segunda fase añadida. Además la adición de partículas rígidas a un material plástico puede mejorar significativamente algunas de sus propiedades.

Varios autores /1-10/, han estudiado el comportamiento a la fractura de resinas epoxi cargados con partículas rígidas encontrando un incremento de la resistencia a la propagación de grietas. Explican el incremento de K_{IC} en función de la fracción en volumen V_p de partículas en el composite por el mecanismo de crack-pinning propuesto originalmente por Lange /11/.

Las resinas de poliéster insaturado al curar reticulan tridimensionalmente formando un termosestable que posee propiedades útiles en ingeniería.

El ensayo de torsión doble permite el estudio de la propagación de grietas así como una fácil y rápida determinación de K_{IC} lo que lo hace muy adecuado para el estudio de estos materiales. En este ensayo K_{IC} es independiente de la longitud de la grieta.

En este trabajo se estudia el comportamiento a la fractura, utilizando el ensayo de torsión doble, de materiales compuestos formados por una matriz de resina de poliéster insaturado cargado con microesferas macizas de vidrio, investigándose especialmente la influencia de la fracción en volumen V_p de microesferas, del diámetro medio D_p de las microesferas y de la adhesión en la interfase partícula matriz.

2.- MATERIALES

Para la matriz se ha utilizado una resina de poliéster insaturado ESTRATIL A-228 facilitada por RIO RODANO, S.A. que contiene un 35% en peso de estireno. Por cada 100 gr. de resina se adicionaron 1 cc. de MEKP (solución al 50% en peso) como iniciador, y 0.1 cc. de Octoato de Cobalto (solución al 6% en peso) como acelerante. El curado tuvo lugar a temperatura ambiente y se realizó un postcurado a 30°C durante 96 horas.

Las microesferas de vidrio ($E=70$ GPa) nos fueron suministrados por SOVITEC IBERICA, S.A. con distribuciones estrechas de diámetros medios 13,50,76,92 y 116 μm .

Para actuar sobre la adhesión en la interfase matriz, se han realizado dos tipos de tratamientos superficiales en las microesferas. Uno para mejorar la adhesión mediante el agente de acoplamiento Z-6032 (Silano funcional Vinilbencilamino) de DOW CORNING. Por cada Kg. de microesferas se adicionó un 0.3% en peso de Z-6032 disuelto en 35 cc. de una mezcla 90/10 en volumen de metanol y agua, después de 15 minutos de agitación en un mezclador rotativo se introducen durante 10 minutos a 80°C en una estufa con circulación forzada de aire. El otro tratamiento se realizó con el antiadherente DC-1107 de DOW CORNING. Por cada Kg. de microesferas se adicionó un 0.3% en peso de DC-1107 disuelto en 35cc. de acetona, después de 15 minutos de agitación en un mezclador rotativo se introducen durante durante 2 horas en una estufa a 200°C. con circulación forzada de aire.

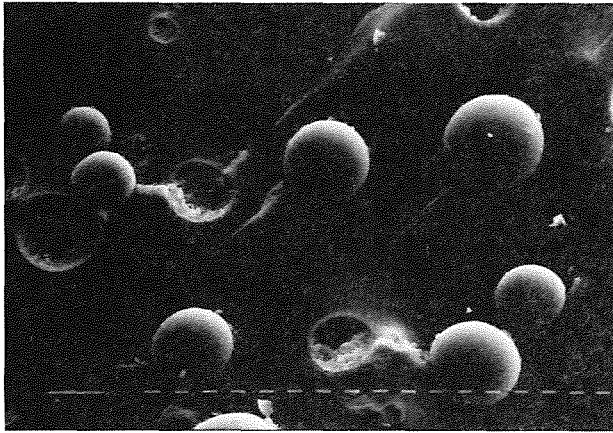


figura 1 Superficie de fractura observada por MES. Microesferas tratadas con DC1107. $V_p = 0.16$ $D_p = 50 \mu\text{m}$.

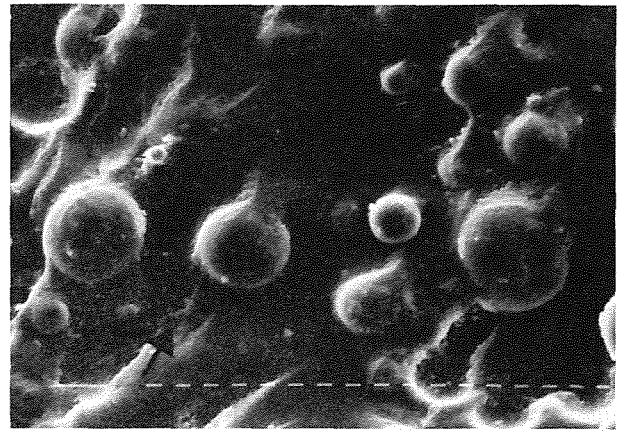


figura 2 Superficie de fractura observada por MES. Microesferas tratadas con Z-6032. $V_p = 0.40$ $D_p = 50 \mu\text{m}$.

En las microfografías de las superficies de fractura mostradas en las figuras 1 y 2, se observan las diferencias en la adhesión partícula-matriz según el tratamiento superficial de las microesferas.

3.- PROBETAS

Las probetas para el ensayo de torsión doble mostrado en la figura 3, que tienen unas dimensiones nominales de 85x40x6 mm se obtuvieron por colada en un molde que contiene las formas de las entallas evitándose así su difícil mecanización. La profundidad de la entalla longitudinal fue de 1.75 mm. Las entallas se agudizaron con una hoja de afeitar.

Los diferentes composites se fabricaron dosificando la fracción en volumen V_p de microesferas con o sin tratamiento superficiales, a la formulación de la matriz. Durante el curado el molde estuvo sometido a rotación alternativa a fin de evitar la sedimentación /12/ de las microesferas.

Se controló la dosificación de las microesferas midiéndose la densidad de las probetas. Ocasionalmente se determinó el porcentaje de cenizas, calculándose el porcentaje en volumen de aire ocluido que en ningún caso fue superior al 1%. En ninguna de las probetas ensayadas se observaron signos de sedimentación, siendo uniforme la distribución de las microesferas.

4.- ENSAYO DE TORSION DOBLE

La técnica de este ensayo se encuentra en detalle /3,19-22/ y se puede demostrar que para un material elástico

$$K_{Ic} = P_c W_n \left[\frac{3(1+\nu)}{W \cdot t^3 t_n \Psi} \right]^{1/2}$$

donde P_c es la carga crítica para la propagación de la grieta, W_n es el brazo del momento aplicado, ν es el coeficiente de Poisson ($\nu = 0.39$), W la anchura de la probeta, t el espesor de la probeta, t_n el espesor en el plano de la grieta, y Ψ una

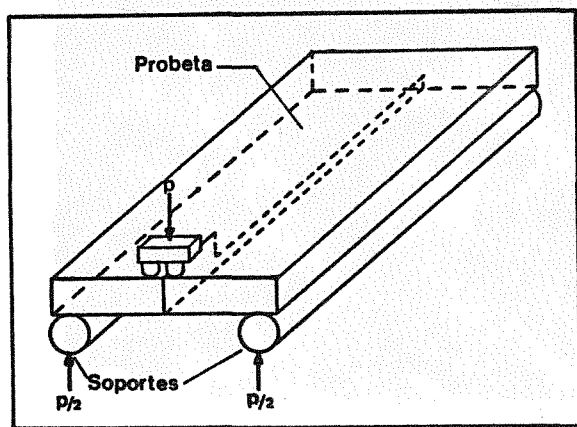


figura 3. Ensayo de torsión doble.

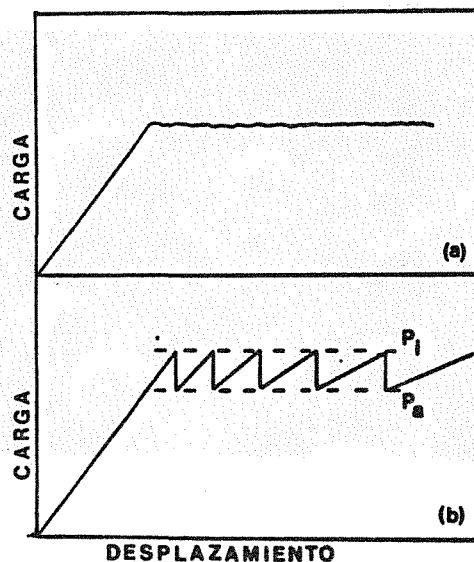


figura 4. Gráficos carga-desplazamiento.

- a) Propagación estable
- b) Propagación inestable.

corrección geométrica /13/ debida a la anchura finita de la probeta ($\Psi = 0.82$)

$$\Psi = 1 - 0.63 d + 1.2 d e^{-\pi/d}$$

donde $d = 2t/W$. Los ensayos se realizaron a temperatura ambiente en una máquina universal de ensayos INSTRON.

Las grietas pueden propagarse de dos maneras diferentes que presentan formas distintas en los gráficos carga-desplazamiento registrados en el ensayo de torsión doble. La propagación puede ser estable y continua como la mostrada en la figura 4a o inestable (stick-slip) como la mostrada en la figura 4b en la que se puede observar dos valores diferentes P_i y P_a de la carga que corresponden respectivamente a los valores de iniciación y paro del crecimiento de la grieta, y darán lugar a los valores de iniciación y paro de los parámetros de fractura.

5.- FRACTOGRAFIA.

Las superficies de fractura se examinaron en un microscopio óptico de reflexión, y también en un microscopio electrónico de barrido PHILLIPS500. En este último caso las muestras se metalizaron con una delgada capa de oro.

6.- RESULTADOS Y DISCUSION.

Los valores de K_{Ic} obtenidos a una velocidad de desplazamiento de las modas $\dot{\gamma} = 0.5$ mm/min. en función de V_p , para los diferentes tratamientos superficiales de las microesferas, se muestran en la figura 5, mientras que en la figura 6 se representa la influencia de $\dot{\gamma}$ en los composites sin tratamiento superficial de las microesferas. En composites similares se han encontrado propagaciones estables e inestables /4-8/, en nuestros composites la propagación siempre ha sido inestable.

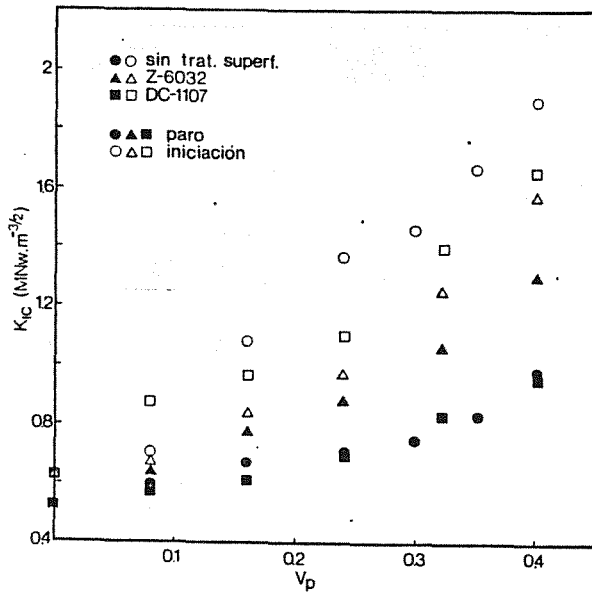


figura 5. K_{IC} versus V_p .
 $D_p = 50 \mu\text{m}$.

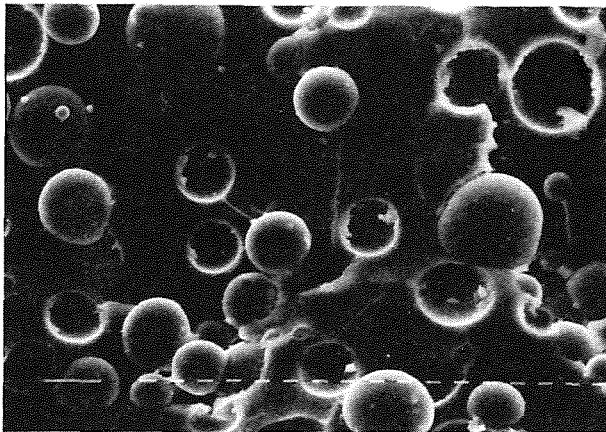


figura 7. Zona de paro de la superficie de fractura por MES.
 $V_p = 0.32$, $D_p = 50 \mu\text{m}$.

En la figura 5 se observa que a un mismo valor de V_p , el valor de K_{IC} de paro es siempre mayor para los composites en los que se ha aumentado la adhesión en la interfase, y parece también que la disminución de dicha adhesión provoca un aumento de la inestabilidad.

En la figura 6 se puede observar que la inestabilidad disminuye a medida que aumenta $\dot{\gamma}$, mientras que el valor K_{IC} de paro permanece constante. La inestabilidad en la propagación se ha explicado mediante un mecanismo de "crack tip blunting" /14/ que resulta de deformaciones plásticas localizadas (figura 7) que ocurren en la vecindad de la punta de avance de la grieta. Al sobrepasar la tensión en la proximidad de la punta de la grieta el valor del límite elástico, se produce deformación plástica y pierde agudez dejando de propagarse la grieta. Es necesario aumentar la carga para reiniciar la agudez de la grieta, siendo ahora la energía almacenada mayor que la necesaria para el crecimiento estable de la grieta y

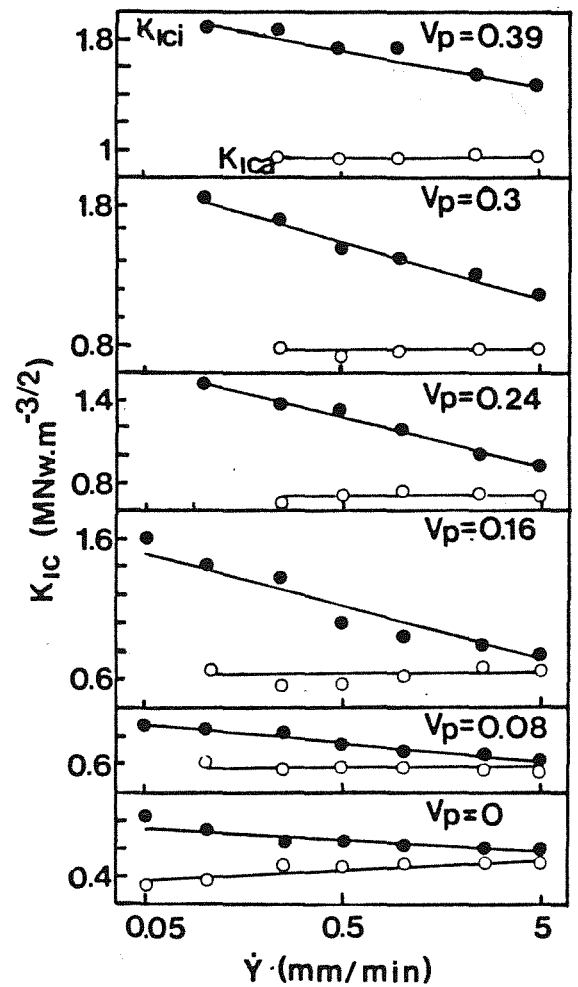


figura 6. K_{IC} versus $\dot{\gamma}$
para diferentes V_p . $D_p = 50 \mu\text{m}$.

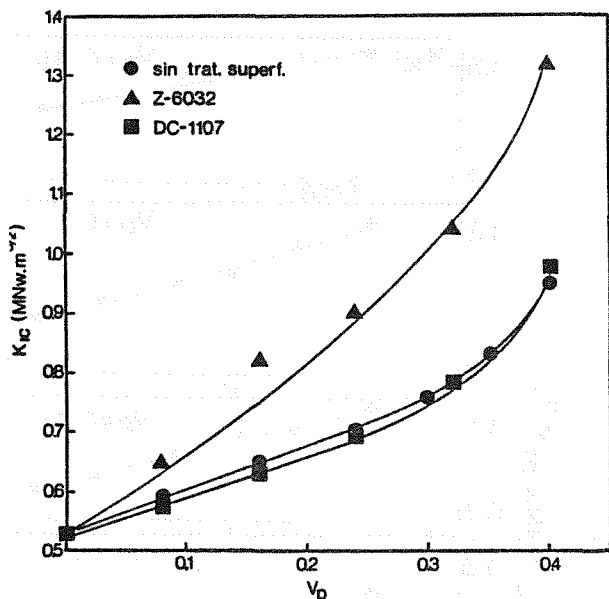


figura 8. K_{IC} de paro versus V_p
 $D_p = 50 \mu m$.

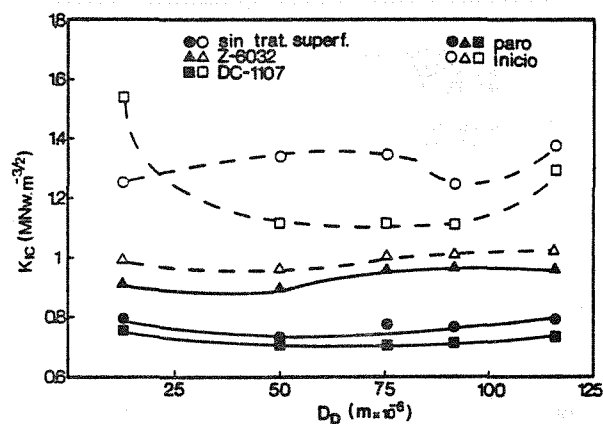


figura 9. K_{IC} versus D_p .
 $V_p = 0.24$, $\dot{\gamma} = 0.5 \text{ mm/min}$.

esta se propaga, y así sucesivamente. El aumento del límite elástico con $\dot{\gamma} / 15$ explica así la disminución de la inestabilidad con $\dot{\gamma}$.

Los valores de K_{IC} exentos de la influencia de la deformación plástica, representados en la figura 8, son los de paro, independientes de $\dot{\gamma}$ y característicos del composite. Para un mismo V_p el valor de paro K_{IC} del material aumenta a medida que se mejora la adhesión en la interfase partícula-matriz.

Utilizando microesferas con distintos diámetros medios se prepararon composites ($V_p = 0.24$) a fin de estudiar la influencia del diámetro medio de la partícula D_p . Los resultados obtenidos al ensayar estos composites con $\dot{\gamma} = 0.5 \text{ mm/min}$. se representan en la figura 9. Al contrario de lo ocurrido al variar V_p , al variar D_p no se observan cambios sustanciales en los valores K_{IC} de paro para una misma adhesión en la interfase, se mantienen las propagaciones inestables.

Para explicar el mecanismo de refuerzo, el aumento de K_{IC} al introducir partículas rígidas en la matriz, Lange /11/ propuso el mecanismo de "crack pinning" que ha sido extendido y modificado por otros autores /16-18/. Se ha encontrado evidencia de su operatividad en composites de resinas epoxi similares a los nuestros. El mecanismo de "crack pinning bowing", representado esquemáticamente en la figura 10, asume básicamente que cuando una grieta que se propaga encuentra una hilera de partículas rígidas e impenetrables es impedida en su propagación y tiende a arquearse entre las partículas formando grietas secundarias. Tal como la tensión va aumentando las grietas secundarias se van arqueando hasta que el material deja de ser capaz de aguantar la tensión y las grietas se propagan dejando tras la partícula una cola característica debida a que las grietas secundarias se propagan en distintos planos.

La figura 11 evidencia la operatividad del mecanismo en nuestro composite y se observan las colas características así como la forma semi-elíptica de las grietas cuando están ancladas. Las colas tam-

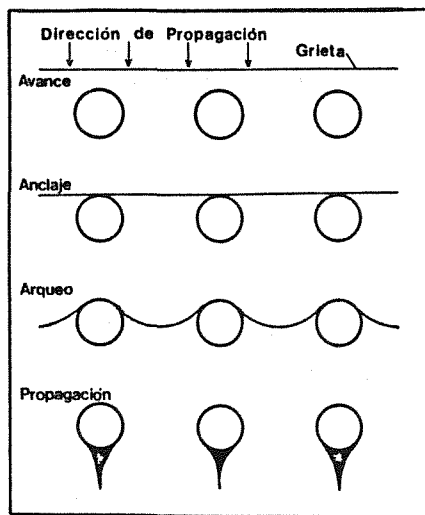


figura 10. Mecanismo de crack pinning bowing

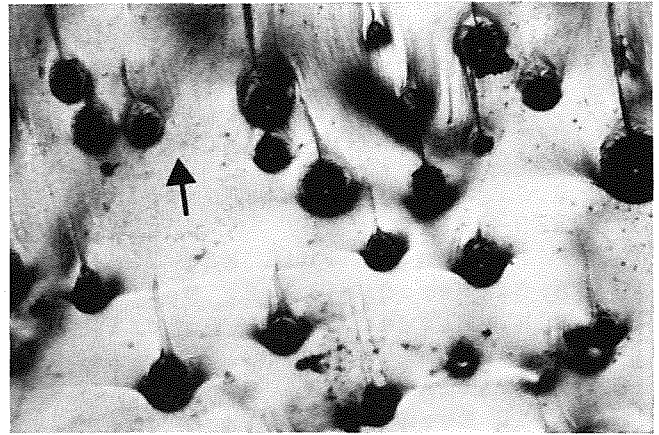


figura 11. Micrografía óptica de una superficie de fractura. $V_p = 0.05$. $D_p = 50 \mu\text{m}$. La flecha indica la dirección del frente de avance de la grieta.

bién se pueden observar en las micrografías de las figuras 1 y 2.

Un aumento de la adhesión en la interfase partícula-matriz, causa un mejor anclaje, resultando así una mayor eficacia del mecanismo de refuerzo.

7.- CONCLUSIONES.

La independencia de K_{Ic} respecto a la longitud de la grieta, hace al ensayo de torsión doble muy cómodo y útil para estudiar la propagación de grietas en este tipo de composites.

La mejora de la tenacidad a la fractura se justifica con el mecanismo de crack pinning bowing.

Los valores de K_{Ic} de paro son característicos del composite y son independientes de $\dot{\gamma}$.

La tenacidad a la fractura aumenta con V_p .

Los valores de paro de K_{Ic} son practicamente independientes de D_p .

El aumento de la adhesión en la interfase partícula-matriz mejora la eficiencia del mecanismo de refuerzo.

8.- AGRADECIMIENTOS.

Los autores agradecen a la CAICYT la financiación de este trabajo en el proyecto 2629/83.

9.- REFERENCIAS.

- /1/ F.F. Lange, K.C. Radford, J. Mat. Sci 6(1971) 1197-1203
- /2/ R.J. Young, P.W.R. Beaumont, J. Mat. Sci 10 (1975) 1343-1350
- /3/ R.J. Young, P.W.R. Beaumont, J. Mat. Sci 12 (1977) 684-692
- /4/ S, Yamini, R.J. Young, J. Mat. Sci 15 (1980) 1823-1831
- /5/ A.E. Moloney, H.H. Kausch, H.R. Stieger, J. Mat. Sci 1⁸(1983)

208-216

- /6/ J. Spanoudakis, R.J. Young, J. Mat. Sci 19 (1984) 472-486
- /7/ J. Spanoudakis, R.J. Young, J. Mat. Sci 19 (1984) 487-496
- /8/ A.C. Moloney, H.H. Kausch, H.R. Stieger, J. Mat. Sci 19 (1984) 1125-1130.
- /9/ A.J. Kinloch, D.L. Maxwell, R.J. Young, J. Mat. Sci 20(1985) 4169-4184.
- /10/ R.J. Young, D.L. Maxwell, A.J. Kinloch. J. Mat. Sci 21(1986) 380-388.
- /11/ F.F. Lange, Phil Mag 22(1970) 983-992
- /12/ A.B. Heredia, A.B. Martinez, Rev. Plast. Mod. en prensa.
- /13/ D.R. Biswas, V.K. Pujari, J. Am. Ceram. Soc. 64(1981) C98
- /14/ A.J. Kinloch, J.G. Williams, J. Mat. Sci 15(1980) 987-996
- /15/ S. Yamini, R.J. Young, J. Mat. Sci. 15 (1980) 1814-1822
- /16/ A.G. Evans, Phil Mag 26(1974) 1327-1344
- /17/ D.G. Green, P.S. Nicholson, D.J. Embury, J. Mat. Sci. 14(1979) 1413-1420
- /18/ D.G. Green, P.S. Nicholson, D.J. Embury, J. Mat. Sci. 14(1979) 1657-1661
- /19/ A.G. Evans J. Mat. Sci. 7(1972) 1137-1146
- /20/ K.R. McKinney, H.L. Smith, J.Amer.Ceram. Soc. 56(1973) 30-32
- /21/ J.S. Nadeau, J. Amer. Ceram. Soc. 57(1974) 302-306
- /22/ G.G. Trantina, J. Amer. Ceram. Soc 60(1977) 338-341

REFORZAMIENTO POR FIBRAS CORTAS EN MATERIALES CERAMICOS MONOLITICOS

P. Miranzo y J.S. Moya

Instituto de Cerámica y Vidrio (C.S.I.C.)
Arganda del Rey - MADRID

Se describen brevemente los mecanismos de reforzamiento operativos en los materiales cerámicos, en especial en los materiales cerámicos compuestos del tipo matriz/fibras. Se revisan los trabajos existentes en la Literatura que estudian las propiedades mecánicas de este tipo de materiales. Por último, se lleva a cabo un estudio preliminar sobre el procesamiento de los materiales cerámicos compuestos $Al_2O_3 + 8\%$ vol. ZrO_2 / fibras de Al_2O_3 o fibras monocristalinas de SiC .

The toughening mechanisms operative in ceramic materials are briefly described, particularly in composites matrix/fibre-type. A literature review on mechanical properties of these kinds of materials is made. Finally, a preliminary study on ceramic processing of composites of $Al_2O_3 + 8\%$ vol. ZrO_2 / Al_2O_3 fibers or single crystal of SiC fibers was also carried out.

1.- INTRODUCCION

En los últimos años se ha considerado seriamente la posibilidad de utilizar materiales cerámicos como componentes estructurales en sistemas de conversión de energía a alta temperatura. La limitación fundamental que presentan los materiales cerámicos es su fragilidad, lo que ha llevado recientemente a un intenso estudio de los mecanismos que permiten mejorar las propiedades mecánicas de estos materiales.

La posibilidad de aumentar la tenacidad de los materiales cerámicos mediante la utilización de fibras puede llegar a ser muy atractiva si se logran incorporar fibras cortas monocristalinas ("whiskers") a matrices cerámicas policristalinas mediante técnicas convencionales de procesamiento de polvos.

En este trabajo se presenta una descripción del mecanismo de reforzamiento que opera en los materiales cerámicos compuestos matriz/fibra. Además, se hace una revisión de la Literatura más importante sobre el desarrollo, procesamiento y propiedades mecánicas de este tipo de materiales compuestos. Por último, se presenta un estudio preliminar del procesamiento de materiales de $Al_2O_3 + 8\% \text{ vol } ZrO_2$ /fibras de Al_2O_3 o' fibras cortas monocristalinas de CSi.

2.- MECANISMOS DE REFORZAMIENTO

Los mecanismos de reforzamiento en los materiales cerámicos se pueden clasificar en mecanismos de escudo de grieta y mecanismos de interacción/1/.

Los mecanismos de escudo de grieta se definen como aquellos por los que la microestructura alrededor de la grieta cambia debido al campo de tensiones en el extremo de la misma. Estos mecanismos son altamente dependientes de la temperatura y del tamaño de grano. Entre ellos se encuentran el mecanismo de reforzamiento por transformación martensítica de la circonita y el mecanismo de reforzamiento mediante microgrietas.

Los mecanismos de interacción son aquellos mediante los cuales el frente de grieta deja de ser lineal debido a la interacción directa entre la grieta y la microestructura. Estos mecanismos están causados por deformaciones residuales, interfaces débiles y diferencias en las propiedades mecánicas de las dos fases, y por tanto, son comunes a muchos materiales cerámicos. Los mecanismos de interacción son operativos en intervalos amplios de microestructura y de temperatura.

Aunque los mecanismos de escudo de grieta dan un aumento en la tenacidad muy significativo ($\Delta K = 5 - 10 \text{ MPa.m}^{1/2}$), también ofrecen mayores restricciones con respecto al control de la microestructura y de la temperatura de uso. Por otra parte los mecanismos de interacción son mucho más fáciles de incorporar en el diseño del material y además son menos sensibles a requerimientos de temperatura. Desafortunadamente con estos mecanismos sólo se consiguen pequeños aumentos de tenacidad ($\Delta K = 2 - 4 \text{ MPa.m}^{1/2}$). Los materiales compuestos matriz/fibra parecen ser la solución razonable para componentes sometidos a impacto o' que deban resistir fallos mecánicos.

Para entender los mecanismos de reforzamiento operativos en los materiales cerámicos compuestos matriz/fibra se deben considerar dos parámetros: la naturaleza de la unión en la interfase matriz/fibra y el estado de tensiones residual de las fibras. En lo que a este tema se refiere, se ha observado que un descenso en la unión produce un aumento considerable en la resistencia y en la tenacidad del material/2/. Por otra parte, el estado de tensiones residual de las fibras influye en el mecanismo de reforzamiento. Así, por ejemplo, considerando el caso más frecuente en el que el módulo elástico de las fibras es mayor que el de la matriz, si la fibra tiene menor coeficiente de expansión térmica que la matriz estará sometida a compresión; por tanto, la grieta será atraída hacia ella y

ésta será arrancada de la matriz. Este mecanismo recibe el nombre de mecanismo de reforzamiento por arranque de las fibras. Por otro lado, si las fibras poseen un coeficiente de expansión térmica mayor que la matriz, las fibras estarán sometidas a tensiones residuales y la grieta se propagará a lo largo de la interfase matriz/fibra, de forma similar a lo que sucede cuando tiene lugar un reforzamiento por deflexión de la grieta.

2.1. Reforzamiento por arranque de las fibras

Lange, mediante un desarrollo teórico /3/, sugiere que la tenacidad de un material compuesto matriz/fibra viene dada por la siguiente expresión:

$$K_c^{\text{comp}} = \left(\frac{E^{\text{comp}}}{E^{\text{matriz}}} K_c^{\text{matriz}} + V_f r R^2 E^{\text{comp}} \tau_i \right)^{1/2} \quad (1)$$

siendo E^{comp} y E^{matriz} los módulos elásticos del compuesto y de la matriz, respectivamente, V_f la fracción volumétrica de fibras, r el radio de las fibras, R el cociente aparente de las fibras ($R = L/2r$, L longitud de las fibras) y τ_i la tensión de cizalla interfacial. El segundo término de esta expresión describe la resistencia que ofrece la fibra a ser arrancada. La expresión (1) indica que el carácter de la interfase y el cociente aparente son parámetros críticos para determinar las propiedades mecánicas del compuesto matriz/fibra.

2.2. Reforzamiento por interacción grieta-microestructura

La efectividad de estos mecanismos dependerá de la intensidad de la unión matriz/fibra. Por ejemplo, si la unión entre fibra y matriz es fuerte las tensiones residuales se pueden relajar mediante un mecanismo de deflexión de grieta. Sin embargo, como ya se ha indicado al hablar de los mecanismos de interacción, la cantidad de reforzamiento conseguido mediante un mecanismo de deflexión de grieta nunca supera el doble de la tenacidad correspondiente a la matriz, independientemente de la longitud de la fibra. Teniendo en cuenta que para que se produzca el fallo catástrófico, la fibra debe finalmente ser arrancada, el mecanismo de arranque daría una contribución más importante al reforzamiento. Por último, si no existe unión entre fibra y matriz, la fibra se comportará como un agujero y no tendrá lugar ningún tipo de reforzamiento.

Toda esta discusión es válida para todos los tipos de fibras, pero existe un creciente interés en los compuestos con fibras cortas, especialmente en aquellas que son monocristales. Este interés está estimulado por varias razones: el alto módulo de Young que poseen las fibras cortas monocristalinas; porque al ser monocristales pueden trabajar a temperaturas más elevadas y porque son mucho más fáciles de incorporar a las matrices de tipo cerámico.

En lo que se refiere a matrices vítreas Prewo y Brennan /4,5/ han demostrado que la tenacidad de un vidrio puede incrementarse sustancialmente mediante el uso de fibras continuas de carburo de silicio, aumentando también el rango de temperaturas de trabajo de estos vidrios. En la tabla 1 se encuentran recogidos estos resultados.

En la tabla 2 se muestran datos de la Literatura sobre compuestos en los que se han añadido fibras cortas monocristalinas de CSi a matrices cerámicas. En el caso de la alúmina la tenacidad aumenta de 4.6 a 9 MPa.m^{1/2} y la resistencia a la flexión de 400 a 800 MPa; para la mullita la tenacidad y la resistencia a la flexión pasan de 2.2 a 4.6 MPa.m^{1/2} y de 250 hasta 438 MPa, respectivamente; y por último, en el caso de la circonita tetragonal policristalina (ZTP), la tenacidad aumenta de 6 a 11 MPa.m^{1/2} mientras que la resistencia a la flexión disminuye desde 1000 hasta ~ 600 MPa. Sin embargo, en este último caso, la resistencia a la flexión tiene una dependencia mucho más suave con la temperatura (Fig.1)/6-9/.

Hay que constatar un hecho importante: todos los materiales cerámicos con fibras se han obtenido mediante prensado en caliente a temperaturas elevadas y en vacío, lo cual supone una vía de procesamiento sofisticada y cara desde el punto de vista de su posible aplicación industrial.

3.- PROCESAMIENTO DE LOS MATERIALES CERAMICOS COMPUESTOS CON FIBRAS

Se han encontrado problemas a la hora de trabajar con fibras cortas, relacionados con la naturaleza misma de las fibras; en el caso particular de las fibras monocristalinas, el modo de crecimiento da lugar a nudos especialmente para las fibras de diámetro más pequeño. Estos nudos deben romperse para individualizar las fibras y esto constituye una de las etapas más importantes del procesamiento.

Por otra parte hay que tener en cuenta que en un sistema de dos fases, cuando los dos materiales que se van a mezclar tienen aproximadamente el mismo tamaño, masa y geometría, la mezcla es relativamente fácil, pero a medida que el tamaño, la forma y la densidad son diferentes aumenta la dificultad para llevar a cabo la mezcla. Además, a medida que las partículas son más pequeñas, el cociente superficie/volumen aumenta y esto puede dar lugar a atracciones de tipo electrostático, condensación de contaminantes volátiles, grupos OH⁻ y H₂O absorbidos, y en general, superficies activas químicamente.

En lo que se refiere al tema de la homogeneización, los líquidos pueden ser efectivos. Para partículas menores o iguales a la micra es posible utilizar dispersión por ultrasonidos, considerando como medio fluido agua, alcohol o hexano (el fluido seleccionado debe ser compatible con los materiales a mezclar y debe poderse eliminar sin que deje ningún tipo de contaminantes).

En el Instituto de Cerámica y Vidrio se está empezando a trabajar en este tipo de materiales compuestos utilizando una matriz de Al₂O₃ + 8% vol. ZrO₂ y fibras de Al₂O₃ o fibras monocristalinas de CSi. Lo original de este trabajo, además de que estudia por primera vez una matriz compuesta de dos fases, es que se pretenden conseguir materiales totalmente densos mediante prensado isostático y sinterización convencional, lo cual supondría un fuerte abaratamiento del procesamiento.

En el caso de la adición de fibras de Al₂O₃ se ha observado que una pequeña contaminación de SiO₂ hace que se produzca una unión íntima entre la matriz y la fibra con difusión de las partículas de ZrO₂ hacia el interior de las fibras. Es evidente que en este caso no se produce reforzamiento.

Para la sinterización de los materiales compuestos con fibras monocristalinas de CSi la cocción debe realizarse en un horno de atmósfera neutra ya que el oxígeno oxida al CSi y descompone las fibras. Las atmósferas que se han utilizado han sido N₂ y He. El efecto de la atmósfera sobre la sinterización de estos materiales es muy complicado de investigar debido a que la química de alta temperatura es totalmente desconocida.

REFERENCIAS

- /1/ Faber, K.T., Ceramic Engineering and Science Proceedings, 5, p.p. 408, (1984).
- /2/ Sambell, R.A.J., Briggs, A., Phillips, D.C. y Bowen, D.H., J. Mater. Sci., 7, p.p. 676, (1972).
- /3/ Lange, F.F., "Fracture Mechanics of Ceramics", vol. 4, Editado por Bradt, R. C., Hasselman. D.P.H. y Lange F.F., Plenum, Nueva York, p.p. 799, (1978).
- /4/ Brennan, J.J. y Prewo, K.M., J. Mater. Sci., 17, p.p. 2371, (1982).
- /5/ Prewo, K.M. y Brennan, J.J., J. Mater. Sci., 17, p.p. 1201, (1982).
- /6/ Becher, P.F. y Wei, G.C., Comm. J. Amer. Ceram. Soc., 67, C-267, (1984)
- /7/ Wei, G.C. y Becher, P.F., Am. Ceram. Soc. Bull., 64, p.p.298, (1985).
- /8/ Samanta, S.C. y Musikant, S., Ceramic Engineering and Science Proceedings,

6, p.p. 663, (1985).
 /9/ Claussen, N., Weisskoff, K.L. y Rühle, M., J. Am. Ceram. Soc., 69, p.p.288, (1986):

TABLA 1 - Propiedades mecánicas de materiales compuestos de una matriz de vidrio con fibras continuas de CSi.

MATRIZ	% vol. CSi	σ_f (MN.m ⁻²)	K_{IC} (MN.m ^{-3/2})	Temperaturas trabajo
Vidrios SAL + ZrO ₂ *	50	700 (200)	17 (2)	20°C-1000°C
Vidrios con 97 % SiO ₂ [^]	35	500	--	20°C-1100°C
Vidrios de Borosilicato [^]	35	470	--	20°C-700°C
"	50	800	--	20°C-700°C

Entre paréntesis se dan los valores correspondientes a la matriz.

* datos de la referencia /4/.

[^] datos de la referencia /5/.

TABLA 2 - Propiedades mecánicas de materiales cerámicos compuestos que contienen fibras monocristalinas de CSi.

MATRIZ	% CSi	σ_f (MN.m ⁻²)	K_{IC} (MN.m ^{-3/2})	Procesamiento
Al ₂ O ₃ *	20(vol.)	805 (400)	9 (4.6)	PC-1850°C
Al ₂ O ₃ ⁺	20(vol.)	800 (")	8.7(")	"
Mullita*	20(vol.)	438 (250)	4.6(2.2)	PC-1600°C
Mullita ^o	30(peso)	389 (")	3.6(")	"
Circona tetragonal policristalina(ZTP)**	30(vol.)	600(1000)	11 (6)	PC-1450°C

Entre paréntesis se dan los valores correspondientes a la matriz; PC ≡ prensado en caliente.

* datos de la referencia /7/.

+ datos de la referencia /6/.

^o datos de la referencia /8/.

** datos de la referencia /9/.

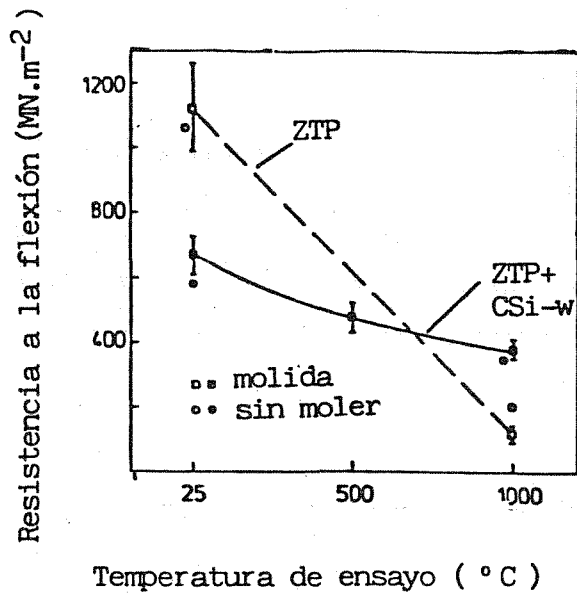


Fig.1 - Resistencia a la flexión de ZTP con y sin fibras de CSi.

PROPIEDADES MECANICAS DE MATERIALES DE CIRCONA TETRAGONAL
DE DENSIDAD PROXIMA A LA TEORICA

R.Moreno, J.S.Moya y J.Requena

*Instituto de Cerámica y Vidrio, CSIC, Arganda del Rey
Madrid.*

A partir de polvos de circonita tetragonal policristalina con un 3% molar de Y_2O_3 , se han preparado diversas probetas utilizando técnicas de procesamiento cerámico convencionales como son el prensado y el colaje. El prensado isostático se ha llevado a cabo a partir del polvo de circonita tal cual, por un lado, y a partir de dicho polvo previamente sometido a molienda en molino de atrición. Para el colaje se han preparado suspensiones acuosas con distintos contenidos en sólidos. Las probetas conformadas por ambas técnicas se han calcinado a $1650^{\circ}C/2h$. Sobre las piezas cocidas se ha determinado el módulo de rotura (σ_f) así como el factor crítico de intensidad de tensiones (K_{IC}). Se discute la influencia de los parámetros de procesamiento sobre las propiedades mecánicas del material obtenido.

I. INTRODUCCION

Frente a otros tipos de materiales, la cerámica ha presentado el problema de su inherente fragilidad y baja resistencia mecánica. En los últimos años ha tenido lugar un gran desarrollo de dichos materiales en el sentido de incrementar su tenacidad y resistencia mecánica.

Entre estos materiales ha recibido una gran atención el estudio de la circona /1/ dadas sus elevadas prestaciones mecánicas /2,3/. En este sentido cabe destacar la importancia desde el punto de vista tecnológico de la transformación de fases $t \rightarrow m$ del ZrO_2 , que lleva asociado un considerable aumento de volumen (3-5%). Cuando se le añade a la circona un óxido estabilizante, por ejemplo MgO , CaO , Y_2O_3 , etc, se obtiene una circona parcialmente estabilizada² (PSZ), la cual presenta precipitados de fase tetragonal en una matriz cúbica. Este hecho puede aprovecharse para mejorar las propiedades mecánicas de los materiales cerámicos como reconocieron por primera vez Garvie y col./4/.

De todas las composiciones de PSZ, las que contienen una determinada cantidad de Y_2O_3 (~3%) y un tamaño de grano submicrónico dan lugar a sólidos policristalinos de circona tetragonal (TZP). Estos materiales son los que según estudios previos /5/ alcanzan unos elevados valores de tenacidad y módulo de rotura.

II. PARTE EXPERIMENTAL

Se ha partido de un polvo experimental de circona tetragonal policristalina (TZP) con un contenido en Y_2O_3 de 3% molar. Las características del polvo inicial son las que se detallan a continuación:

- a) Análisis químico (% en peso): Y_2O_3 , 4,6-4,9 ; HfO_2 , 1,77 SO_3 , 0,02 ; Na_2O , 0,03-0,04 ; Al_2O_3 , 0,05 ; MgO , 0,01 ; CaO , 0,08 ; Fe_2O_3 , 0,05 ; $TiO_2 < 0,01$; $SiO_2 < 0,01$.
- b) Por difracción de rayos X se observa que la fracción de circona tetragonal en el polvo inicial, calculada a partir de la expresión de Garvie-Nicholson /6/, es de un 35-40 % del total (figura 1.a).
- c) El análisis térmico diferencial y el estudio termogravimétrico no muestran ningún efecto térmico apreciable.
- d) El tamaño medio de partícula, determinado por sedigraph, resulta ser de 0,3 μm .
- e) La superficie específica, medida por el método BET, es de 8 m^2/g .
- f) El análisis por microscopía electrónica de barrido del polvo inicial revela la existencia de aglomerados de ~4 μm de diámetro junto a la presencia de partículas aisladas de 0,3 μm de diámetro medio (figura 2).

Estos polvos se han procesado según dos mecanismos diferentes:

1.- Prensado isostático . Se ha llevado a cabo a través de dos caminos diferentes:

- a) Prensado del polvo tal cual se recibió en forma de barras cilíndricas de 5x60 mm a una presión de 200 MPa,
- b) Con el fin de eliminar los aglomerados duros existentes en el polvo según se ve en la figura 2, se sometió a una molienda en molino de atrición previa en alcohol isopropílico durante 2,5 horas; posteriormente se secó a -

70°C y se tamizó haciéndolo pasar a través de una malla de 60 μm . El polvo así tratado se prensó en las mismas condiciones de a).

2.- Colaje. Para el conformado de piezas por colaje se ha partido de suspensiones acuosas de TZP con contenidos en sólidos de 70, 75 y 80 % respectivamente. Las suspensiones se han preparado en medio alcalino utilizando un dispersante orgánico* en una proporción del 0,4% con respecto al contenido en sólidos, con la adición de un 0,05 % de hexametafosfato sódico como defloculante. El colaje se ha llevado a cabo sobre moldes porosos de escayola para obtener barras paralelepípedicas (10x10x105 mm).

Las piezas conformadas por ambas técnicas de procesamiento se han calcinado a 1650°C durante dos horas hasta alcanzar en todos los casos una densidad relativa superior al 99% de la teórica. Sobre ellas se ha determinado el σ_f por el método de resistencia a la flexión en tres puntos y el K_{IC} por microindentación, siguiendo el método de Miranzo /7/.

De las barras obtenidas por colaje se cortaron con disco de diamante probetas prismáticas de 4x3x50 mm para la determinación del σ_f , las cuales se pulieron especularmente por la cara sometida a tracción en el ensayo de flexión en tres puntos.

El estudio por microscopía electrónica de barrido se realizó a partir de probetas pulidas y sometidas a un ataque térmico.

III. RESULTADOS Y DISCUSION

La densidad en verde, medida por inmersión en mercurio, de las piezas obtenidas tanto por colaje como por prensado se muestran en la tabla I. En dicha tabla se aprecia cómo el procesamiento por colaje proporciona una mayor densidad en verde que por prensado. Asimismo se observa que las densidades en verde obtenidas por colaje son prácticamente independientes del contenido en sólidos de la suspensión en el rango considerado.

En cuanto a las propiedades mecánicas, se observa un σ_f mucho mayor para las muestras prensadas a partir del polvo sometido a molienda de atrición que el correspondiente a las muestras obtenidas a partir del polvo tal cual se recibió (tabla 2). Esto pone de manifiesto la negativa influencia que ejercen los aglomerados duros observados en el polvo (figura 2) debido posiblemente a la formación de grietas causadas como consecuencia de la contracción diferencial del compacto durante la sinterización. Los valores obtenidos para el σ_f de las muestras conformadas por colaje son iguales a los obtenidos para probetas prensadas a partir del polvo molido por atrición (tabla 2).

En todas las muestras se confirma por rayos X que el contenido de circonita tetragonal es superior al 95% (figura 1.b).

Estos resultados ponen de manifiesto que el procesamiento por colaje, como consecuencia de un mejor empaquetamiento en verde de las partículas (densidad relativa de ~57% de la teórica) hace que el efecto negativo de los aglomerados sea mucho menor. Este hecho se ve favorecido probablemente por la rotura parcial de dichos aglomerados durante la etapa de formación de la barbotina.

*Dolapix PC-33, Zschimmer-Schwarz.

Las propiedades mecánicas de las piezas obtenidas por colaje son superiores o similares a las obtenidas en la literatura por prensado isostático /8/ o por prensado axial seguido de prensado isostático /9/, valores que se recogen asimismo en la tabla 2.

A la vista de los datos aportados por el presente estudio, se pone de manifiesto que el procesamiento por colaje es apropiado para la obtención de piezas cerámicas de elevadas prestaciones mecánicas, como consecuencia de la fina y homogénea microestructura del compacto (figura 3), obtenida gracias a un adecuado control de los parámetros de procesamiento.

IV. REFERENCIAS

- /1/ Heuer, A.H. y Hobbs, L.W. (eds), "Advances in Ceramics", vol.3. Science and Technology of Zirconia. Am.Ceram.Soc., Columbus, Ohio 1981.
- /2/ Porter, D.L. y Heuer, A.H., "Mechanisms of toughening partially stabilized zirconia", J.Am.Ceram.Soc. 60 (1977) 183.
- /3/ Faber, K.T., "Toughening mechanisms for ceramic automotive applications"
- /4/ Garvie, R.C. y Hannik, R.H., "Ceramic steel?", Nature 258 (1975) 703.
- /5/ Lange, F.F., "Transformation toughening, I-IV", J.Mat.Sci. 17 (1982) 225-255.
- /6/ Garvie, R.C. y Nicholson, P.S., "Phase analysis in ZrO₂ - systems", J.Am.Ceram.Soc. 55 (1972) 303.
- /7/ Miranzo, P y Moya, J.S., "Elastic/Plastic indentation in ceramics: a fracture toughness determination method", Ceram.Int. 10 (1984) 147-152.
- /8/ Orange, G y Fantozzi, G., "Mechanical Properties and dependence with temperature of tetragonal polycrystalline zirconia", 4th Int.Conference on the Fracture Mechanics of Ceramics. Blacksbury, USA 1985.
- /9/ Tsukama, K. y Shimada, M., "Thermal stability of Y-PSZ - and Y-PSZ/Al₂O₃ composites", J.Mat.Sci. 4 (1985) 857-861.

TABLA 1 - Densidad en verde de las piezas de TZP

Técnica de procesamiento	Densidad relativa ($\frac{d}{d_t} \times 100$)
Prensado isostático	51
colaje:	
70% sólidos	56,5
75% sólidos	56,4
80% sólidos	57,2

TABLA 2 - Propiedades mecánicas probetas de TZP

Técnica de procesamiento	σ_f (MPa)	K_{IC} (MPa.m ^{1/2})
Prensado isostático		
Polvo tal cual	470 ± 80	5,3 ± 0,1
Polvo molido por atrición	730 ± 60	—
Colaje	725 ± 50	5,6 ± 0,2
Prensado isostático (ref.8)	605	—
Prensado axial + isostático (ref. 9)	800	—

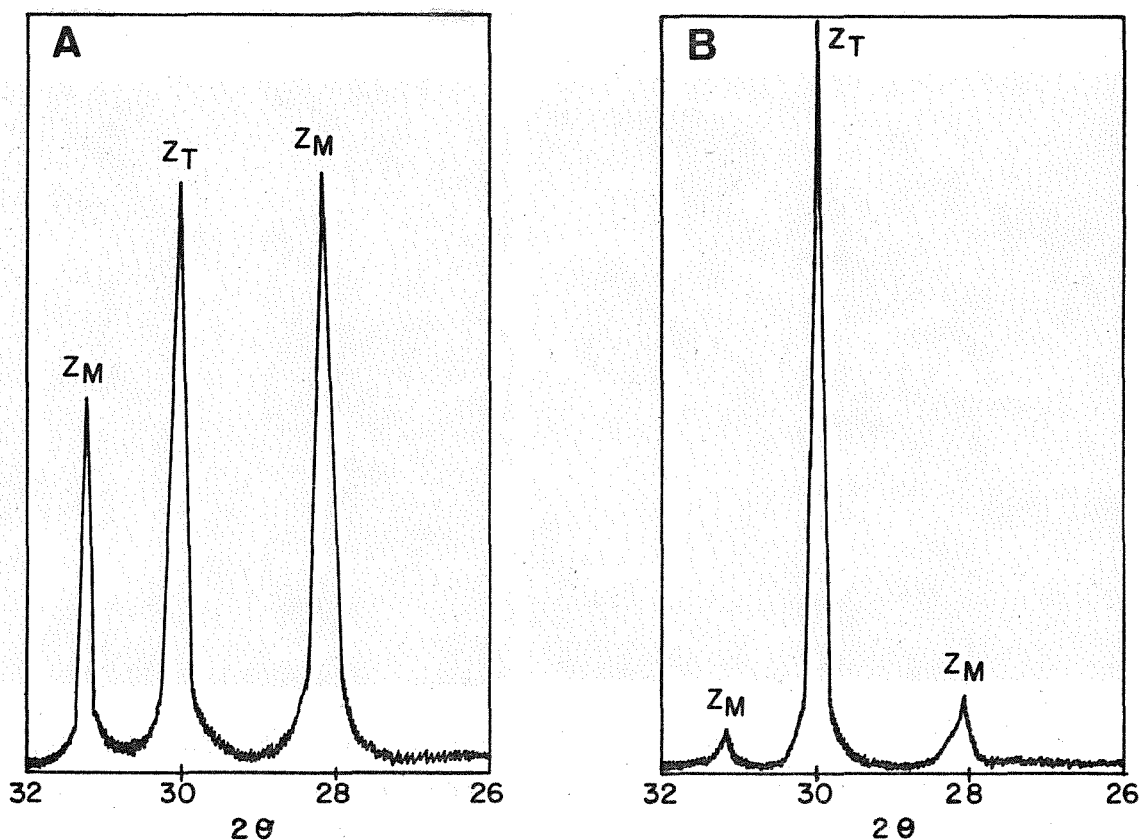


FIG.1 .- Espectro de difracción de rayos X de la ZrO_2 tetragonal y monoclinica correspondientes al polvo inicial (a) y a la muestra calcinada a 1650°C.

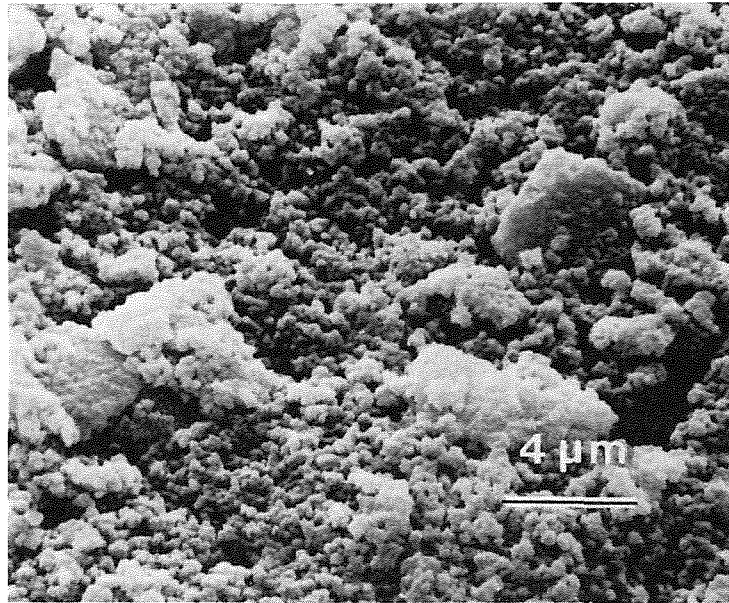


FIG.2 , - Presencia de aglomerados en el polvo inicial de ZrO_2 observados por microscopía electrónica de barrido.

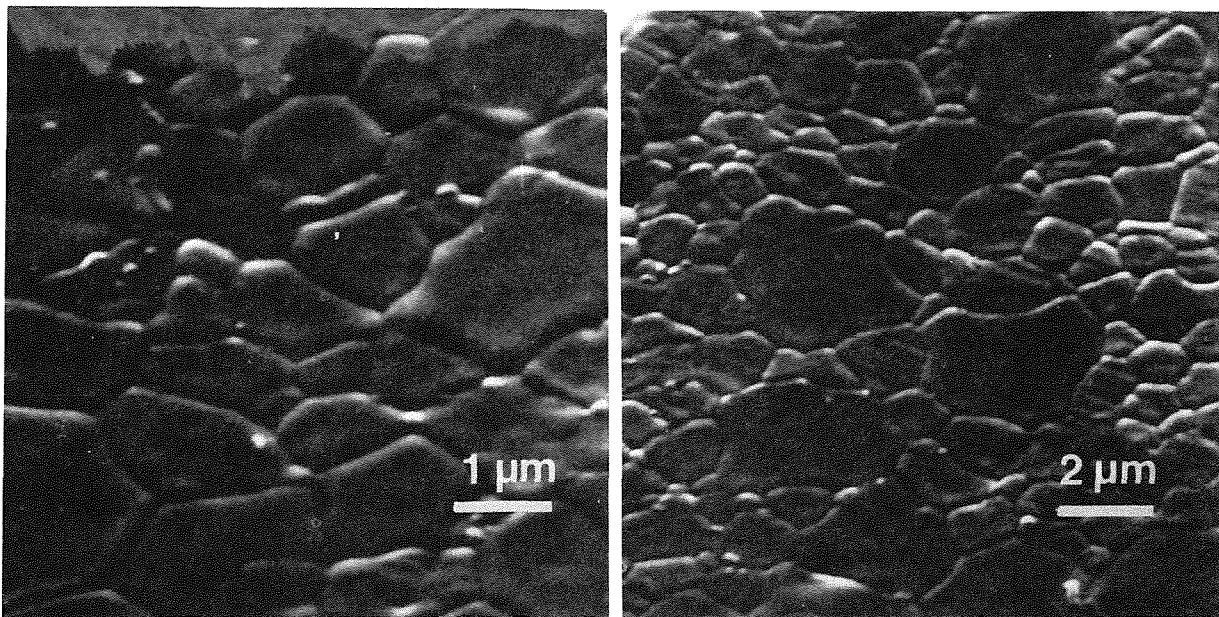


FIG.3 . - Microestructura observada por MEB para las piezas de circonita tetragonal obtenidas por colaje tratadas a $1650^{\circ}C$ durante dos horas.

UN NUEVO METODO DE ANALISIS DEL COMPORTAMIENTO ASINTOTICO DE LA PROPAGACION DE UNA FISURA COHESIVA EN MODO I

Jaime Planas y Manuel Elices

Departamento de Física de Materiales
Escuela de Ingenieros de Caminos
Ciudad Universitaria. 28040 - Madrid.

RESUMEN

Este trabajo analiza la descripción asintótica de la evolución de la zona de fisura cohesiva en piezas prefisuradas sometidas a deformación o tensión plana en modo I. El método semi analítico propuesto reduce el problema a un conjunto de ecuaciones integrales definidas sobre $(0, 1)$, que pueden resolverse secuencialmente hasta el orden de aproximación requerido con un tratamiento numérico sencillo. El método se ha aplicado al modelo de Dugdale, para el que las ecuaciones integrales pueden resolverse analíticamente, y al estudio, en el límite clásico de "Small Scale Yielding", de la forma de la curva de ablandamiento.

ABSTRACT

This work analyses the asymptotic description of the evolution of a cohesive crack zone in precracked elements subject to mode I plane stress or plane strain loading. The proposed semianalytic method reduces the problem to the solution of a set of integral equations defined on the interval $(0, 1)$, which may be solved sequentially up to the required order of the approach. The method is applied to the Dugdale Model, for which the integral equations may be solved analytically, and to the analysis -in the Small Scale Yielding approach- of the influence of the shape of the softening curve.

1.- INTRODUCCION

En los últimos 10 años se han desarrollado modelos no lineales para la descripción de la fractura del hormigón y materiales similares, motivados por la creciente evidencia de que la teoría de Fractura Elástica Lineal (FEL) no es aplicable a elementos de hormigón de tamaño ordinario, debido al desarrollo de una zona microfisurada (no lineal) de tamaño importante frente al borde de la fisura real. De entre ellos, los más desarrollados y de aplicación más general son los modelos de Fisura Cohesiva /1, 2/ y de Banda Cohesiva /3/, conceptualmente equivalentes.

Uno de los objetivos básicos de cualquier teoría de fractura (macroscópica) es reproducir adecuadamente el denominado "efecto de tamaño", es decir, poder predecir la carga de rotura de un elemento de tamaño arbitrario a partir de la de otro elemento geoméricamente semejante. Recientemente /4, 5/ los autores han deducido, a partir del análisis dimensional y de hipótesis muy generales de regularidad, que en una familia de elementos prefisurados semejantes con comportamiento descrito por el modelo de la fisura cohesiva, la tensión de rotura σ_{NR} puede escribirse en función de una dimensión característica "d" en la forma:

$$(\sigma_{NR})^{-2} = c_0 d + c_1 + c_2 (d)^{-1} + c_3 (d)^{-2} + \dots \quad (1)$$

en la que los coeficientes c_n son funciones de la geometría y de las propiedades del material. Para "d" suficientemente grande basta retener el primer término de la serie, con lo que se obtiene el comportamiento clásico de la FEL si c_0 está adecuadamente definido. La forma de los restantes coeficientes es desconocida en la actualidad.

El método de análisis semianalítico que se presenta está concebido como el primer paso hacia un método eficiente de determinación de los coeficientes de (1) hasta un orden arbitrario, y se ha desarrollado debido a la dificultad de la utilización de métodos numéricos clásicos en el estudio de la evolución de una zona cohesiva de tamaño muy inferior al tamaño del elemento considerado. El método se ha aplicado con éxito al estudio de la propagación de una zona cohesiva de Dugdale y al estudio de la propagación de una fisura cohesiva con curva de ablandamiento arbitraria en el límite de "Small Scale Yielding".

2.- DEFINICION DEL PROBLEMA

Se considera una pieza plana -de tamaño definido por una dimensión característica "d"- con las siguientes características geométricas y de carga:

- C.1.- Contiene inicialmente una fisura real plana de longitud "a".
- C.2.- Es geoméricamente simétrica respecto del plano de la fisura.
- C.3.- Está sometida a un sistema de tensiones en el contorno simétrico respecto del plano de la fisura, con tensiones nulas en los labios de la fisura.
- C.4.- El sistema de tensiones aplicado varía proporcionalmente, por lo que es posible definir un único parámetro de carga σ_N , con dimensiones de tensión.
- C.5.- Se considera estado de deformación plana o de tensión plana.

Para el comportamiento del material se supone válido un modelo de fisura cohesiva definido por las siguientes hipótesis:

- H.1.- El material, en cada punto, se comporta de forma elástica lineal -con módulo elástico E y coeficiente de Poisson ν - en tanto la tensión principal mayor alcanza el valor de la resistencia a tracción f_t , en cuyo momento se

inicia la fractura.

H.2.- La zona de fractura se representa por una fisura cohesiva (capaz de transmitir tensiones). La tensión transmitida " σ " es, para procesos de apertura monótonos, una función unívoca, decreciente y no negativa, de la apertura de fisura cohesiva " w ":

$$\sigma = f(w) \text{ con } f(0) = f_t. \quad (2)$$

Para la propagación de la zona de fractura se supone:

H.3.- La fisura cohesiva se propaga en el plano de la fisura inicial.

H.4.- El tamaño " R " de la fisura cohesiva -medido desde el frente inicial de fisura- crece de forma monótona.

Resultará conveniente reducir las expresiones a forma adimensional introduciendo, en primer lugar, la energía de fractura G_F y la longitud característica l_{ch} , definidos como

$$G_F = \int_0^\infty f(w) dw \quad (3)$$

$$l_{ch} = G_F E' / f_t^2; (E' = E \text{ en tensión plana y } E' = E / (1 - \nu^2) \text{ en deformación plana}) \quad (4)$$

y definiendo las tensiones, corrimientos y tamaños adimensionales, respectivamente como:

$$\sigma^* = \sigma / f_t \quad w^* = w / w_0; w_0 = G_F / f_t \quad d^* = d / l_{ch} \quad \text{y} \quad R^* = R / l_{ch} \quad (5)$$

donde σ y w simbolizan, respectivamente, cualquier tensión y corrimiento.

Con este criterio la ecuación (2) se transforma en,

$$\sigma^* = F(w^*) \text{ con } F(0) = 1 \text{ y } \int_0^\infty F(w^*) dw^* = 1 \quad (6)$$

Debido a la posibilidad de existencia de un máximo de carga, se tomará como variable independiente el avance " R " de la zona de fractura y por las condiciones de simetría se considerará sólo la mitad de la pieza. Con los ejes definidos en la Fig. 1a y llamando σ_{22} a la tensión vertical a lo largo del eje x_1 y w a la apertura de fisura, el problema se reduce, para cada R , a uno elástico con las siguientes condiciones de contorno:

- CC1.- Tensión proporcional a $f_t \sigma_N^*$ en el contorno exterior, con σ_N^* a determinar.
- CC2.- Para $x_1 < 0$ $\sigma_{22}^* = 0$
- CC3.- Para $0 < x_1 < R$ $\sigma_{22}^* = F(w^*)$
- CC4.- Para $x_1 > R$ $\sigma_{22}^* = 0$

3.- DESARROLLO TEORICO DEL METODO DE SOLUCION

3.1 Obtención de la Ecuación Integral Básica: Esquema de Superposición

La evidencia de que la solución elástica para cualquier fisura de profundidad comprendida entre a y $a + R$ cumple automáticamente las condiciones de contorno CC2 y CC4, sugiere la posibilidad de buscar una solución como superposición de las soluciones correspondientes a una distribución continua de elementos con fisuras clásicas de profundidad $a + u$, con $0 \leq u \leq R$, (Fig. 1b) sometidas cada una a carga exterior proporcional a la dada pero con tensión adimensional infinitesimal definida por:

$$d\sigma_N^* = p(u/R) d(u/R) \quad (7)$$

donde $p(u/R)$ es una función densidad de carga adimensional que debe determinarse de forma que en la superposición se satisfaga la condición de contorno CC3.

Con la nomenclatura definida en la figura, la distribución de tensiones y aperturas de fisura en la zona de fractura y el valor del parámetro de carga vienen dados por:

$$\sigma_{22}(x_1) = f_t \int_0^{x_1} p(u/R) k_1[u/d, (x_1-u)/d] du/R \quad (8)$$

$$w(x_1) = (f_t d/E') \int_{x_1}^R p(u/R) k_2[u/d, (u-x_1)/d] du/R \quad (9)$$

$$\sigma_N = f_t \int_0^R p(u/R) du/R \quad (10)$$

donde las funciones k_1 y $(d/E') k_2$ son, respectivamente, las distribuciones de tensiones y aperturas de fisura correspondientes a una carga unidad y que se suponen determinables por análisis elástico para cada profundidad de fisura. Adimensionalizando las variables según lo indicado en la Ec. (5), y efectuando los cambios de variables $u/R = s$, $x_1/R = x$, las ecuaciones (8) a (10) se transforman en:

$$\sigma_{22}^*(x) = \int_0^x p(s) k_1[rs, r(x-s)] ds \quad (11)$$

$$w^*(x) = (R^*/r) \int_x^1 p(s) k_2[rs, r(s-x)] ds \quad (12)$$

$$\sigma_N^* = \int_0^1 p(s) ds \quad (13)$$

donde se ha escrito $R/d = r$.

Imponiendo ahora el cumplimiento de la condición de contorno CC3, la solución del problema se reduce a la determinación -para cada R^* y cada r - de la función $p(s)$ definida sobre $(0, 1)$ que, con σ_{22}^* y w^* dadas por (11) y (12), cumpla,

$$\sigma_{22}^* = F(w^*) \quad \text{para } 0 < x \leq 1 \quad (14)$$

La determinación de la carga correspondiente se obtiene en forma inmediata de (13) una vez determinada $p(s)$. Debe notarse que la ecuación (14) define implícitamente a $p(s)$ como función de R^* y de r , lo que puede expresarse como:

$$p(s) = p(s; r, R^*) \quad (15)$$

3.2 Análisis Asintótico: Desarrollo en Serie de Potencias de "r"

En el análisis asintótico se analizan los casos en que el tamaño de la zona de fractura es pequeño frente al tamaño de la pieza, es decir aquellos casos en que "r" es pequeño. Para ello se lleva a cabo un desarrollo en serie de las ecuaciones (11) a (15) -que posteriormente se trunca- en la forma siguiente:

(a) Se escribe la solución buscada en la forma,

$$p(s; r, R^*) = \sum_{q=0}^{\infty} p_q(s; R^*) r^{q+1/2} \quad (16)$$

(b) Los núcleos k_1 y k_2 se desarrollan en serie respecto de su segundo argumento (distancia al borde de fisura) lo que, de acuerdo con el análisis clásico lleva (ver, por ejemplo /6/) -con los ejes de coordenadas considerados y las variables adimensionales definidas en (5)- a las siguientes expresiones;

$$k_1[rs, r(x-s)] = \sum_{n=0}^{\infty} \beta_n[rs] [r(x-s)]^{n-1/2} \quad (17)$$

$$k_2[rs, r(s-x)] = \sum_{n=0}^{\infty} 4 (-1)^n (n+1/2)^{-1} \beta_n[rs] [r(s-x)]^{n+1/2} \quad (18)$$

debe notarse que los coeficientes β son sólo funciones de la profundidad de fisura ($a + drs$) y pueden determinarse directamente hasta el orden deseado, utilizando el Método de Colocación de Contorno.

(c) Suponiendo a continuación que los coeficientes β_n son desarrollables en serie de Taylor en $u = 0$, puede escribirse:

$$\beta_n[rs] = \sum_{m=0}^{\infty} \beta_{nm} r^m s^m \quad (19)$$

donde los coeficientes β_{nm} son fijos para una geometría dada, e independientes del tamaño. En particular, el coeficiente β_{00} está relacionado con el factor de intensidad de tensiones nominal (para la geometría inicial) por la ecuación:

$$K_{IN} = \beta_{00} \sigma_N (2\pi d)^{1/2} \quad (20)$$

A partir de las ecuaciones obtenidas en (a), (b) y (c), las ecuaciones (11) a (13) se transforman en:

$$\sigma_{22}^*(x) = \sum_{k=0}^{\infty} r^k \sum_{n=0}^k \mathbb{Q}_n\{p_{k-n}; x\} \quad (21)$$

$$w^*(x) = R^* \sum_{k=0}^{\infty} r^k \sum_{n=0}^k \mathbb{R}_n\{p_{k-n}; x\} \quad (22)$$

$$\sigma^* = \sum_{k=0}^{\infty} r^{k+1/2} \int_0^1 p_k(s) ds \quad (23)$$

donde los operadores lineales $\mathbb{Q}_n\{f; x\}$ y $\mathbb{R}_n\{f; x\}$ se definen como:

$$\mathbb{Q}_n\{f; x\} = \sum_{m=0}^n \beta_{m(n-m)} \int_0^x f(s) s^{n-m} (x-s)^{m-1/2} ds \quad (24)$$

$$\mathbb{R}_n\{f; x\} = 4 \sum_{m=0}^n (-1)^m (m+1/2)^{-1} \beta_{m(n-m)} \int_x^1 f(s) s^{n-m} (s-x)^{m+1/2} ds \quad (25)$$

3.3 Desarrollo en Serie de la Solución: Ecuaciones Finales

Supondremos que la función $F(z)$ de la ecuación (6) es desarrollable en serie de Taylor en cualquier punto dentro del intervalo de interés (normalmente hasta alcanzar la carga máxima) y escribiremos:

$$F(z + \Delta z) = F(z) + F_1(z) \Delta z + F_2(z) (\Delta z)^2 + F_3(z) (\Delta z)^3 + \dots \quad (26)$$

$$F_n(z) = F^{(n)}(z)/n! \quad (27)$$

Sustituyendo (26) en (14), utilizando los desarrollos (21) y (22) e identificando términos de igual grado en r , se obtiene un sistema de ecuaciones integrales en las p susceptibles de ser resueltas secuencialmente, con la siguiente estructura:

$$\mathbb{Q}_0\{p_0; x\} = F[R^* \mathbb{R}_0\{p_0; x\}] \quad (28)$$

$$\mathbb{Q}_0\{p_n; x\} = R^* F_1[R^* \mathbb{R}_0\{p_0; x\}] \mathbb{R}_0\{p_n; x\} + S_n\{p_0, \dots, p_{n-1}; x\} \quad (29)$$

donde $S_n\{p_0, \dots, p_{n-1}; x\}$ es un operador, en general no lineal, cuyas expresiones en función de los operadores previamente definidos son, para los primeros términos:

$$S_1\{p_0; x\} = R^* F_1[R^* \mathbb{R}_0\{p_0; x\}] \mathbb{R}_1\{p_0; x\} - \mathbb{Q}_1\{p_0; x\} \quad (30)$$

$$S_2(p_0, p_1; x) = R^* F_1[R^* Q_0(p_0; x)] [Q_2(p_0; x) + Q_1(p_1; x)] - Q_2(p_0; x) - Q_1(p_1; x) + R^{*2} F_2[R^* Q_0(p_0; x)] [Q_1(p_0; x) + Q_0(p_1; x)]^2 \quad (31)$$

La ecuación (28) es no lineal (en general) y su solución proporciona la función p_0 , y por tanto el primer término del desarrollo en serie de la solución completa. Cuando los restantes términos se desprecian, se obtiene la aproximación asintótica de orden 0 o límite clásico de "Small Scale Yielding".

Las ecuaciones (29), que proporcionan los términos siguientes del desarrollo en serie, son lineales y resolubles en cadena, es decir, la solución del término n -simo depende de los anteriores, pero no de los siguientes. Además, lo único que varía es el término independiente S_n , pero el núcleo es el mismo para todas ellas. En un esquema de cálculo numérico esto significa que la matriz de rigidez para todo el conjunto de ecuaciones (29) es la misma y, por tanto, solamente debe ejecutarse la rutina de inversión para la primera, siendo los cálculos necesarios para las subsiguientes ecuaciones muy reducidos.

4.- APLICACIONES

Hasta el momento las aplicaciones del método general se han limitado al estudio de aproximaciones asintóticas de cualquier orden para materiales regidos por el modelo de DUGDALE y al estudio de la aproximación asintótica de orden 0 (SSY) para una familia uniparamétrica de curvas de ablandamiento.

4.1 El Modelo de Dugdale

En el modelo de Dugdale la función de ablandamiento $F(w^*)$ viene dada por:

$$\begin{aligned} F(w^*) &= 1 \quad \text{para } 0 < w^* < 1 \\ F(w^*) &= 0 \quad \text{para } 1 < w^* \end{aligned} \quad (32)$$

Con estas ecuaciones, las (28) y (29) se reducen a un sistema de ecuaciones integrales lineales resolubles analíticamente. Se puede demostrar que la solución general es:

$$p_n(s) = c_n s^{n-1/2} \quad (33)$$

donde el coeficiente c_n depende de los β_{km} tales que $k + m \leq n$.

Sustituyendo la solución (33) en la ecuación (23) y en la (22) particularizada para $x = 0$, se obtienen, respectivamente, los valores de σ^* y del CTOD* para el orden de aproximación deseado. Debe observarse que la solución es válida sólo mientras $CTOD^* \leq 1$, en cuyo momento se inicia la propagación de la fisura real.

Para verificar la bondad de los resultados y, también, para obtener límites de validez de las aproximaciones, se ha analizado el caso de la fisura inicial de longitud $2a$ en un medio indefinido sometido a tracción remota $f_t 0^*$, para la que se conoce el resultado teórico (véase, por ejemplo, /7/), dado por:

$$\sigma^* = (2/\pi) \arccos(1/(1+r)) \quad \text{con } r = R/a \quad (34)$$

$$CTOD^* = (8/\pi) a^* \ln(1+r) \quad (35)$$

Nótese que en este caso la longitud característica "d" se hace coincidir con "a".

La figura 2 muestra la representación gráfica de las ecuaciones (34) y (35) junto con las aproximaciones de orden 0 (SSY), 1 y 2. Como puede observarse, el intervalo sobre el que puede realizarse una predicción aceptable del comportamiento aumenta espectacularmente al aumentar el orden de la

aproximación, siendo el más importante, relativamente, el conseguido al pasar del SSY al orden 1. Por ejemplo, para tener una predicción del CTOD con un error menor del 1%, el valor de r debe ser inferior a 0,02 para orden 0, puede llegar a 0,177 para orden 1 y a 0,353 para orden 2.

4.2 La Aproximación de Orden 0 (SSY) para Abladamiento Arbitrario

4.2.1. Ecuaciones y método de solución

Para orden 0 la ecuación a resolver es la (28), que escrita explícitamente resulta:

$$\beta_{00} \int_0^x p_0(s) (x-s)^{-1/2} ds = F[R^* 8\beta_{00} \int_x^1 p_0(s) (s-x)^{1/2} ds] \quad (36)$$

A la vista de (49) y de que, p_0 presenta, en general, una singularidad en el origen del tipo $r^{-1/2}$, se ha tomado como incógnita la función $g(s)$ definida por la ecuación:

$$g(s) = \beta_{00} p(s) s^{1/2} \quad (37)$$

Para resolver aproximadamente la ecuación (36) se ha utilizado un método numérico muy simple con las siguientes características:

- Interpolación lineal a trozos para $g(s)$.
- Método de colocación por puntos en los puntos nodales.
- Definición analítica de $F(w^*)$ y de su primera derivada.
- Desarrollo analítico de las integrales sobre elementos.
- Cálculo incremental e iterativo (Método de Newton-Raphson).

Para cada R^* se obtienen la distribución de tensiones y aperturas de fisura en los nodos, el valor de $CTOD^*$ y el valor del factor de intensidad de tensiones.

4.2.2. Aplicación

Para el análisis del método de cálculo y el estudio de la influencia de la forma de la curva de ablandamiento en la evolución de la zona de fractura se ha considerado una familia uniparamétrica de curvas de ablandamiento cuya ecuación es:

$$F(w^*) = (1+A) e^{-Bw^*} - A \quad \text{para } w^* \leq w_c^* = B^{-1}[\ln(1+A) - \ln A] \quad (38)$$

$$F(w^*) = 0 \quad \text{para } w^* \geq w_c^* \quad (39)$$

$$B = 1 - A [\ln(1+A) - \ln A] \quad (40)$$

donde la relación (40) impone la condición de área unidad expresada en la Ecuación (6).

La ventaja teórica de esta ecuación es que incluye como casos límite el de Dugdale (A teniendo en cuenta a -1 por la izquierda), el lineal ($A = \pm\infty$) y la exponencial decreciente completa ($A = 0$). Los casos estudiados han sido el de Dugdale ($w_c^* = 1$), el lineal ($w_c^* = 2$) y las exponenciales truncadas correspondientes a valores de w_c^* de 4 y 8, que presentan una marcada similitud con los resultados experimentales obtenidos para el hormigón. El aspecto de estas curvas puede verse en la Figura 3.

Las curvas resultantes para la evolución de la carga (expresada en términos de K_{IN}) y del CTOD, se han representado en la figura 4. Las siguientes observaciones son de rigor:

(a) Para todas las curvas de ablandamiento el máximo de carga corresponde al criterio clásico del factor de intensidad de tensiones crítico.

(b) Para las curvas de ablandamiento continuas se obtiene un máximo de forma natural sin necesidad de recurrir a "criterios" adicionales. Pese a todo puede observarse que el máximo coincide también con el clásico del CTOD crítico.

(c) La influencia de la forma de la curva de ablandamiento en el tamaño de la zona cohesiva en el momento de carga máxima es espectacular. Nótese, en particular, que las curvas correspondientes a w_c^* igual a 4 y 8 serían difícilmente distinguibles a nivel experimental y, sin embargo, conducen a tamaños de la zona de fractura diferentes en una relación 1:4.

Resulta interesante hacer una estimación del tamaño de la zona de fractura crítica para un hormigón normal. Tomando $G_F = 100 \text{ N/m}$, $E = 35 \text{ GPa}$ y $f_t = 3,5 \text{ MPa}$, y considerando que la experimentación muestra que la tensión no es nula para w tan altas como $0,15 \text{ mm}$, resulta $w^* > 5,25$, e interpolando parabólicamente $R_c > 86 \text{ cm}$. Obviamente la inmensa mayoría de las piezas reales no pueden cumplir las condiciones de aplicabilidad de la aproximación SSY y es imprescindible ir a órdenes de aproximación superiores.

REFERENCIAS

- /1/ Hillerborg, A., Modeer, M. and Petersson, P.E., Cement and Concrete Research, 6, pp. 773-782, (1976).
- /2/ Hillerborg, A., Materials and Structures, núm. 106, pp. 291-296.
- /3/ Bazant, Z.P., and Kim, S.S., ASCE J. Engineering Mechanics, 105, pp. 407-428, (1979).
- /4/ Planas, J. y Elices, M., Proceedings Internat. Conf. on Fracture Mechanics of Concrete, Lausanne, pp. 269-278.
- /5/ Planas, J. y Elices, M., Informes de la Construcción, 371, pp. 35-52.
- /6/ Sih, G.C. and Liebowitz, H., in "Fracture, an Advanced Treatise", Vol. II, H. Liebowitz, Ed., Academic Press, New York, pp. 67-190, (1968).
- /7/ Knott, J.F., "Fundamentals of Fracture Mechanics", Butterworth & Co. Publishers, London, (1973).

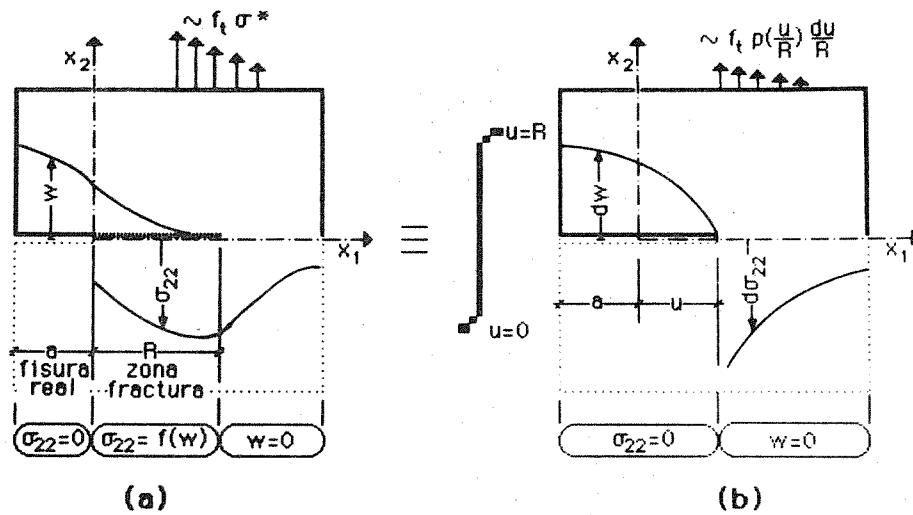


Fig. 1 - (a) Elemento real; (b) Esquema de superposición.

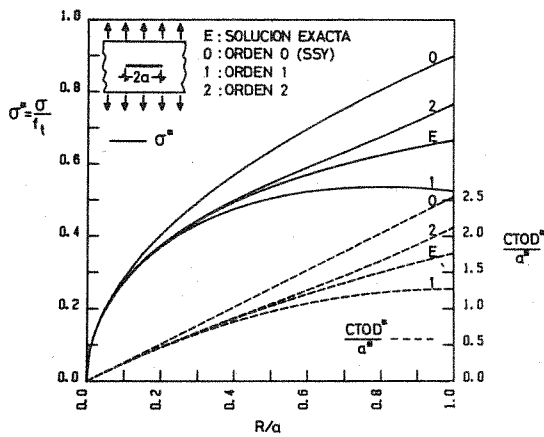


Fig. 2 - Comparación de las soluciones exactas y las aproximaciones asintóticas en el modelo de DUGDALE

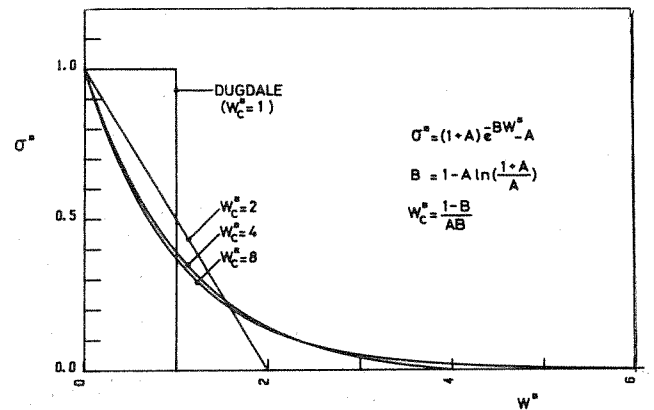


Fig. 3 - Curvas de ablandamiento analizadas.

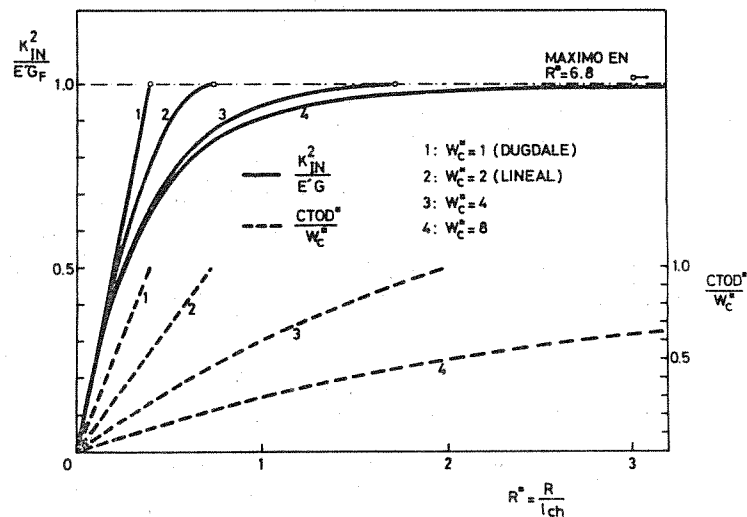


Fig. 4 - Evolución de K_I y CTOD con el desarrollo de la zona de fractura, en SSY, para distintas curvas de ablandamiento.

EFECTO DE LA MICROFISURACION DE LA MATRIZ SOBRE LA CURVA TENSION-DEFORMACION DE FIBROCEMENTOS

Andrés Valiente Cancho

*Departamento de Física y Física de Materiales
E.T.S. Ingenieros de Caminos, Canales y Puertos
Universidad Politécnica de Madrid.*

RESUMEN

Las curvas tensión-deformación de los cementos reforzados con fibras reflejan un comportamiento no lineal del material antes de que la matriz se fisure macroscópicamente y el fibrocemento alcance su máxima resistencia.

El trabajo que se presenta estudia este problema considerando que la no linealidad es debida a la microfisuración progresiva de la matriz de cemento, y aplicando la teoría de Mecánica de Fractura se desarrolla un modelo teórico que predice el comportamiento no lineal observado en las curvas tensión-deformación y pone de manifiesto el papel que las diferentes variables micromecánicas desempeñan respecto a las propiedades mecánicas macroscópicas del material compuesto. El modelo se contrasta con las curvas experimentales de tres fibrocementos reales, obteniéndose que los resultados teóricos concuerdan muy satisfactoriamente con los datos experimentales.

ABSTRACT

Tensile behaviour of fiber reinforced cements which exhibit microcracking matrix are analyzed theoretically. Fracture Mechanics principles are applied and an analytical expression for the stress-strain curve is obtained. Theoretical results are in good agreement with experimental data.

1.- INTRODUCCION

Los fibrocementos constituyen uno de los tipos de materiales compuestos menos estudiado, a pesar de su extendido uso en la industria de la construcción. A consecuencia de ello los esfuerzos que se vienen realizando en los últimos años para desarrollar nuevos fibrocementos, tropiezan con serios obstáculos. El propósito que persiguen dichos esfuerzos es encontrar alternativas al amianto para reforzar el cemento y aunque se están estudiando posibilidades muy prometedoras (fibra de vidrio, de acero, polipropileno, celulosa, fibra de carbono, fibras Kevlar, etc. /1/), no es fácil obtener resultados óptimos, porque no se dispone de modelos teóricos que relacionen las propiedades del fibrocemento, en particular la curva tensión-deformación, con la composición y con las características de los componentes.

En algunos casos, como el del cemento reforzado con película continua de polipropileno que se describe en la referencia /2/, existen modelos para enfibrados continuos unidireccionales de matriz frágil /3/ que explican satisfactoriamente la curva tensión-deformación del fibrocemento, pero no sirven si la microfisuración de la matriz es un factor determinante de dicha curva porque no consideran este proceso. El modelo que se desarrolla en los apartados siguientes está basado en el mismo, y aplicando la Mecánica de Fractura permite obtener una expresión analítica de la curva tensión-deformación.

2.- DESARROLLO TEORICO

La curva tensión-deformación de un fibrocemento presenta el aspecto típico de la figura 1. Los diferentes tramos que la componen están asociados a los fenómenos esquemáticamente representados en la figura que se describe a continuación.

- El tramo inicial refleja la desviación del comportamiento lineal que experimenta el material como consecuencia de la microfisuración de la matriz. Es un fenómeno progresivo debido a la formación creciente de microfisuras, como indica la disminución paulatina de pendiente.

- El tramo horizontal corresponde al proceso de agrietamiento macroscópico de la probeta. Las primeras fisuras se forman al comienzo del tramo y se van multiplicando hasta fragmentar la probeta en trozos unidos por haces de fibras. La transición entre este proceso y el anterior puede explicarse por analogía con el fenómeno de estricción, considerando que al llegar la tensión a un máximo durante la microfisuración, la formación de microfisuras deja de producirse homogéneamente y se concentra en zonas localizadas dando lugar a las microfisuras.

- El tramo final es de tensión creciente o decreciente con la deformación según que la resistencia de los haces de fibras supere o no la tensión de fisuración de la probeta. Este último caso es el más usual y la rama descendente de la curva indica el fallo progresivo de los haces, por rotura o arrancamiento de las fibras.

La resistencia a tracción del fibrocemento viene dada por la máxima tensión registrada en la curva y la energía volúmica de rotura, que mide la tenacidad del material, por el área encerrada bajo la curva hasta el punto de tensión máxima. Por consiguiente, dichas magnitudes serán, respectivamente, la ordenada del tramo horizontal y el área encerrada hasta el final del mismo si la rotura no se produce antes, durante la microfisuración de la matriz por fractura frágil, o durante la fisuración de la probeta por falta de resistencia de las secciones agrietadas.

El objeto de este trabajo es modelizar analíticamente el proceso de microfisuración de la matriz para obtener una expresión teórica del tramo de la curva

tensión-deformación correspondiente a dicho proceso. Obteniendo el máximo de esta expresión quedaría determinado el tramo horizontal de la curva o lo que es lo mismo la resistencia a tracción del material y asimismo, integrándola, se obtendría la fracción de la energía volúmica de rotura absorbida por microfisuración, cualitativamente la más importante.

Las hipótesis en que se fundamenta el modelo son las siguientes:

- 1.- Las fibras contienen el crecimiento de las microfisuras. El tamaño de éstas vendrá dado por el espaciamiento entre aquellas.
- 2.- La matriz de cemento tiene comportamiento frágil en fractura. Su energía específica de fractura G_C es constante.
- 3.- El comportamiento macroscópico del fibrocemento es el de un material con fisuras pero microscópicamente elástico-lineal. Las fisuras están suficientemente alejadas para poder suponer independientes sus efectos sobre la deformabilidad global y sus dimensiones son pequeñas respecto a las del material.
- 4.- La energía consumida en microfisurar la matriz es igual a la diferencia entre las energías de deformación del fibrocemento supuesto sin defectos y del fibrocemento real.

A partir de estas dos últimas hipótesis se pueden formular dos relaciones independientes entre las coordenadas σ y ϵ de la curva tensión deformación y el grado de microfisuración correspondiente, cuantificado a través del área microfisurada A por unidad de volumen. Eliminando esta variable entre las dos relaciones e integrando el resultado se obtiene la expresión analítica buscada.

La primera ecuación procede de la hipótesis 4, ilustrada en la figura 2. Cuando se aplica una tensión σ al fibrocemento se produce una deformación ϵ y se genera un área de microfisuras por unidad de volumen A . Las densidades de energía absorbidas por deformación y por microfisuración son, respectivamente, $\int_0^\epsilon \sigma d\epsilon$ y $G_C A$, mientras que la primera de ellas, para el mismo fibrocemento en ausencia de defectos, sería $1/2 E\epsilon^2$ si el módulo de elasticidad de este material ideal se representa por E . Por lo tanto, de acuerdo con la hipótesis 4:

$$\frac{1}{2} E\epsilon^2 - \int_0^\epsilon \sigma d\epsilon = G_C A$$

y diferenciando respecto a ϵ :

$$\sigma = E\epsilon - G_C \frac{dA}{d\epsilon} \quad (1)$$

La segunda ecuación deriva de la hipótesis 3. En la figura 3 se ha representado un ortoedro de fibrocemento de volumen unidad orientado en la dirección de la tensión aplicada y se han supuesto, alternativamente, fisuras de dos tipos: rectangulares pasantes de anchura el espaciamiento entre fibras s y circulares internas de diámetro igualmente s . La flexibilidad del ortoedro fisurado puede calcularse según el procedimiento sugerido en la referencia /4/, teniendo en cuenta que se consideran independientes los efectos de cada fisura.

Si n es el número de fisuras en el ortoedro, para las fisuras pasantes se tiene:

$$\epsilon = \frac{\sigma}{E} \left(1 + \frac{\pi}{2} s^2 B n \right) = \frac{\sigma}{E} \left(1 + \frac{\pi}{2} s A \right)$$

y para las fisuras circulares:

$$\epsilon = \frac{\sigma}{E} \left(1 + \frac{2}{3} (1-\nu^2) s^3 n \right) = \frac{\sigma}{E} \left(1 + \frac{8}{3} \frac{1-\nu^2}{\pi} sA \right)$$

En ambos casos se llega a expresiones del tipo:

$$\sigma = \frac{E}{1 + ksA} \quad (2)$$

con $k = 1,57$ y $k = 0,77$ respectivamente. Si se asimila el caso real a uno intermedio entre los dos anteriores, pero más próximo al de las fisuras circulares - adoptando $k = 1$, se obtiene la ecuación buscada.

Eliminando σ entre las ecuaciones (1) y (2) con $k = 1$ resulta una ecuación diferencial en las variables A y ϵ que una vez integrada, permite, por eliminación de A con la ecuación (2), obtener una relación entre σ y ϵ que es la expresión analítica de la curva tensión-deformación:

$$\epsilon^2 = \frac{2G_C}{sE} \left[\ln \frac{E\epsilon/\sigma - 1}{E/E_0 - 1} + E \frac{\epsilon}{\sigma} - \frac{E}{E_0} \right] \quad (3)$$

donde E_0 es el módulo de elasticidad tangente en el origen, distinto de E por la porosidad del fibrocemento.

La ecuación (3) determina un máximo de σ dependiente del cociente E/E_0 que es el valor teórico de la resistencia a tracción del fibrocemento σ_F . El área encerrada bajo la curva hasta el máximo también es función de E/E_0 y representa el valor teórico de la energía volúmica de microfisuración w_F . Dichos valores son:

$$\sigma_F = \sqrt{\frac{2G_C E}{s}} g \left(\frac{E}{E_0} \right) \quad w_F = \frac{2G_C}{s} h \left(\frac{E}{E_0} \right) \quad (4)$$

donde las funciones $g(E/E_0)$ y $h(E/E_0)$ se han calculado numéricamente y aparecen representadas gráficamente en la figura 4.

3.- COMPROBACION EXPERIMENTAL

Aún habiendo obtenido experimentalmente las curvas tensión deformación de tres fibrocementos comerciales con probetas extraídas de chapas onduladas, su comparación con las curvas teóricas es dificultosa al ignorarse la composición de los fibrocementos y las características de sus componentes. No obstante, pueden realizarse comprobaciones parciales y estimaciones suficientemente significativas.

La primera comprobación ha consistido en ajustar una curva teórica del tipo definido por la ecuación (3) a cada curva experimental, utilizando como parámetros de ajuste los cocientes E/E_0 y $2G_C/sE$. El método empleado ha sido el de mínimos cuadrados en las variables ϵ^2 y $\epsilon E_0/\sigma$ y posteriormente se han representado en un mismo gráfico la curva experimental y la curva ajustada. Se han analizado de este modo ocho curvas correspondientes a tres materiales distintos ensayados a diferentes humedades y temperaturas. La figura 5 muestra un ajuste representativo de los conseguidos e indica que la ecuación (3) es una expresión analítica capaz de reproducir con fidelidad resultados experimentales.

La segunda comprobación se basa en el análisis de las propiedades de los componentes que pueden calcularse a partir de los parámetros de ajuste y de medidas directas:

MATERIAL	POROSIDAD	s (mm)	E ₀ (GPa)	$\sqrt{2G_C/sE}$	E/E ₀	E (GPa)	G _C (J/m ²)
A, 20°C, seco	0,32	0,3	17,5	0,98.10 ⁻³	1,59	27,8	4,0
A, 70°C, seco			14,4	1,17.10 ⁻³	1,69	24,3	5,0
C, 20°C, satur.	0,35	0,1	9,8	0,82.10 ⁻³	1,69	16,5	0,55
C, 70°C, satur.			9,3	1,06.10 ⁻³	1,75	16,4	0,92
P, 20°C, seco	0,33	0,1	19,7	0,71.10 ⁻³	1,79	35,3	0,89
P, 70°C, seco			16,5	0,66.10 ⁻³	1,61	26,5	0,58
P, 20°C, satur.			16,1	0,36.10 ⁻³	1,70	27,4	0,18
P, 70°C, satur.			13,0	0,34.10 ⁻³	1,74	22,6	0,13

Como primer dato a analizar aparece el cociente E/E₀ que depende de la porosidad como ya se ha indicado. Los valores obtenidos en los ocho casos son muy parecidos, en concordancia con las similares porosidades que presentan los tres materiales. Por otra parte si se calcula teóricamente la relación E/E₀ a partir de la porosidad utilizando el procedimiento propuesto en la referencia /5/ se obtiene en este caso un valor de 1,60 si los huecos se suponen cúbicos y 1,90 si se suponen esféricos. La coincidencia con los valores de ajuste es total.

Los valores que resultan para E y G_C son más difíciles de enjuiciar porque sólo en el caso del fibrocemento A se sabe que la matriz es de cemento Portland curado al aire y las fibras son de amianto. Para una matriz de estas características, en la referencia /6/ se recogen diferentes valores de la tenacidad de fractura K_{IC} que oscilan con escasas diferencias en torno a un valor de 0,35 MPa√m. En cuanto a su módulo de elasticidad, E varía entre 12 y 30 GPa cuando la relación agua/cemento lo hace entre 0,50 y 0,25 /7/. La energía específica de fractura de la matriz G_C, calculada como K_{IC}²/E, variaría entonces entre 10 y 4 J/m², en completa coincidencia con los valores calculados, sobre todo si se considera que la relación agua/cemento empleada debe ser la menor posible.

El módulo de elasticidad del fibrocemento A puede estimarse a partir de los de la matriz de cemento y de las fibras de amianto (190 GPa), dando un valor a la fracción volumétrica de fibras. Suponiendo un 10% y aplicando una de las fórmulas de cálculo contenidas en la referencia /8/, se obtiene que el valor del módulo de elasticidad del fibrocemento debe situarse entre 20 y 38 GPa, tal como sucede con los valores anteriormente calculados.

4.- CONCLUSIONES

Las comprobaciones realizadas indican que la expresión teórica propuesta reproduce correctamente las curvas experimentales, y por tanto son válidas en principio las predicciones que de ella resultan en cuanto a las características de un fibrocemento. No obstante, el objetivo de mayor interés práctico no es tanto poder predecir con exactitud cuantitativa dichas características, como llegar a conocer el modo de optimizarlas operando sobre las variables de que dependen. En este sentido el modelo propuesto representa una buena aproximación al objetivo porque pone de manifiesto relaciones contrastadas entre las propiedades del fibrocemento y de sus componentes.

REFERENCIAS

- /1/ Wells, R.A., Composites, 13, nº 2, pp. 169-172, (Abril, 1982).
- /2/ Hibbert, A.P. y Hannant, D.J., Composites, 13, nº 4, pp. 393-399, (Octubre, 1982).
- /3/ Aveston, I., Cooper, G.A. y Kelly, A., "The properties of fiber composites" IPC Science and Technology Press Ltd., pp. 93-103, (1971).
- /4/ Elices, M., "Curso de Mecánica de Fractura", Servicio de Publicaciones de la E.T.S. de Ing. de Caminos de Madrid, (1986).
- /5/ Jones, R.M., "Mechanics of composite materials", Scripta Book Co., Washington, (1975).
- /6/ Sagar, V. y Prat, P.L., "Advances in fracture research (Fracture 84)", Pergamon Press, pp. 2809-2816, (1986).
- /7/ Granju, J.L. y Maso, J.C., Cem. Conc. Res., 14, pp. 539-545, (1984).
- /8/ Derek, H., "An introduction to composite materials", Cambridge University Press, (1981).

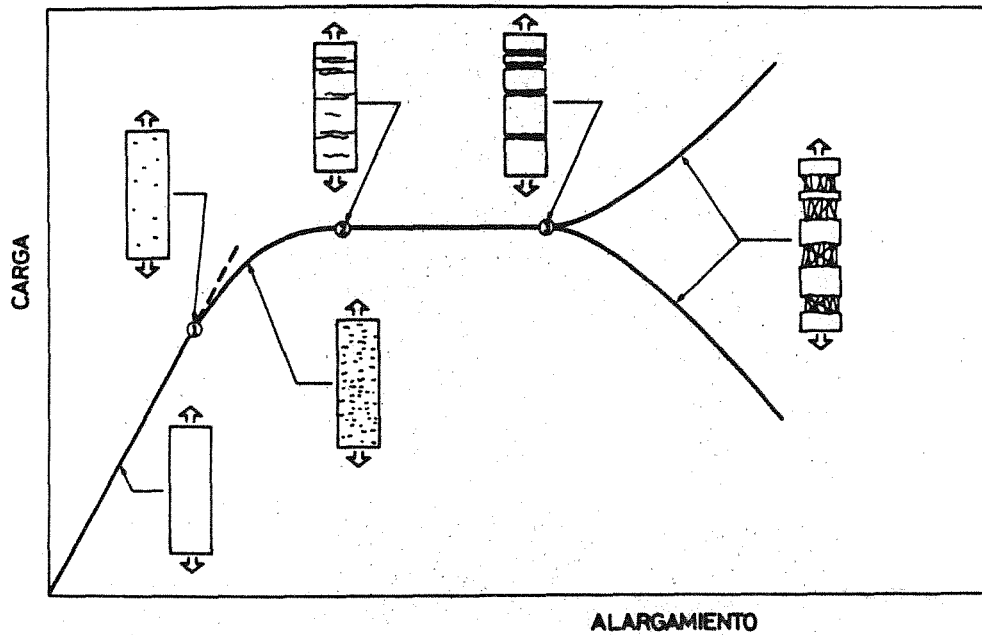


Figura 1. Comportamiento de un fibrocemento en tracción simple.

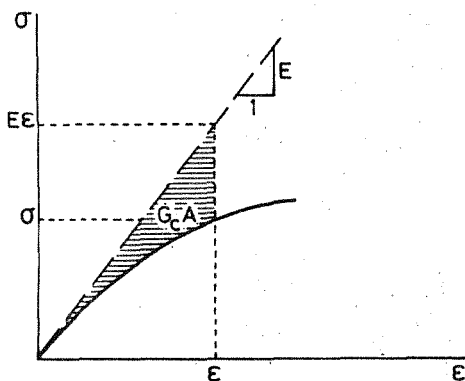


Figura 2. Efecto energético de la microfisuración.

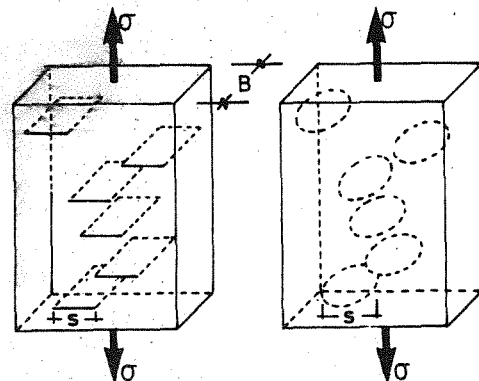


Figura 3. Tipos de microfisuras considerados.

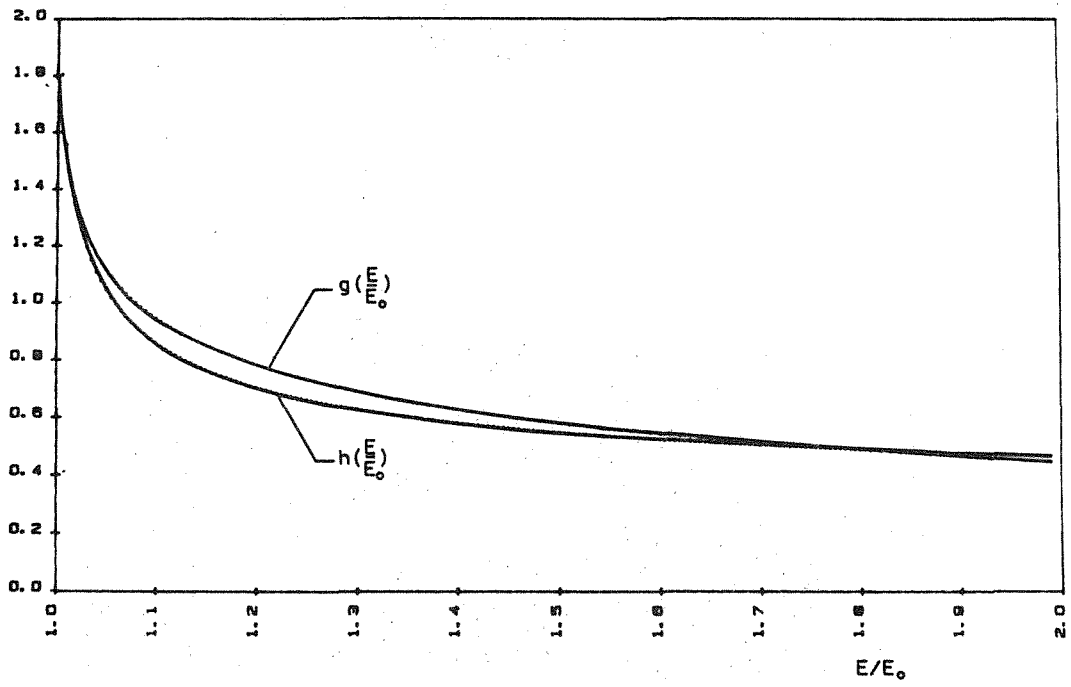


Figura 4. Representación gráfica de las funciones h y g .

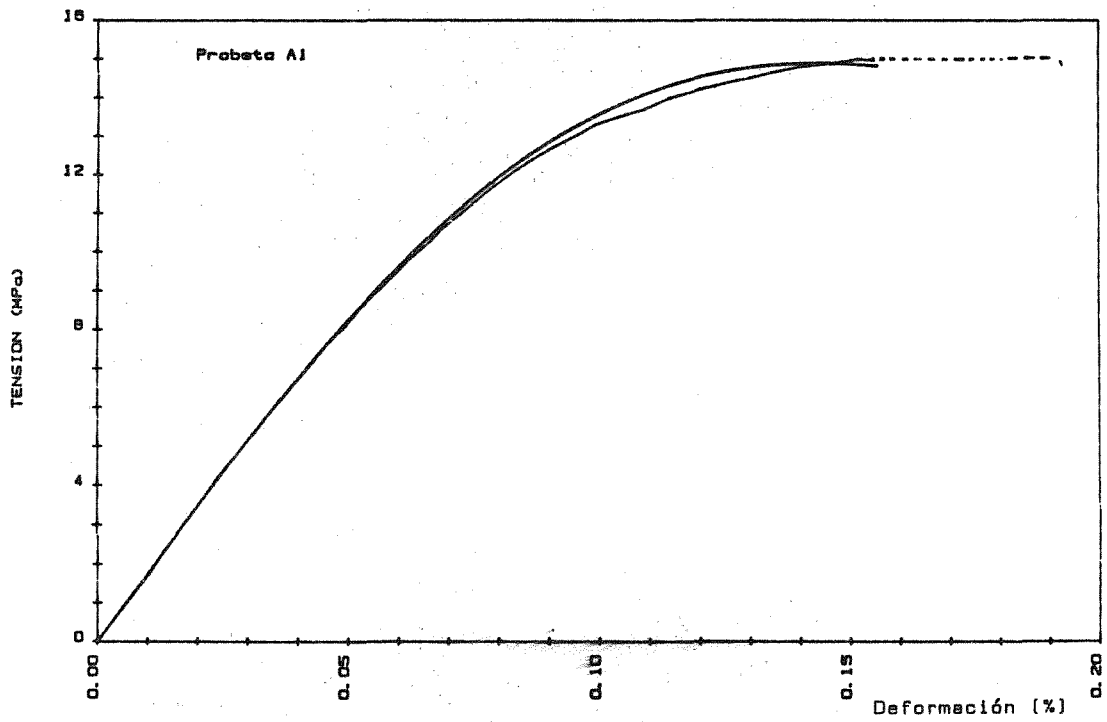


Figura 5. Comparación de curvas teóricas y experimentales.

APLICACION DE LA TECNICA DE EMISION ACUSTICA AL ESTUDIO DE LA FRACTURA DE UN MATERIAL CERAMICO MULTIFASICO

C. BAUDIN*
F. CAMBIER**
L. DELAHEY***

- * INSTITUTO DE CERAMICA Y VIDRIO (C.S.I.C.)
Arganda del Rey (Madrid).
- ** CENTRE DE RECHERCHES DE L'INDUSTRIE BELGE DE LA CERAMIQUE
Mons (Bélgica).
- *** KATHOLIEKE UNIVERSITEIT LEUVEN, Dept. Metaalkunde en
Toegepaste Materiaalkunde.

En este trabajo se ha detectado la emisión acústica de tres materiales cerámicos tipo, con objeto de fijar las posibilidades de esta técnica a la hora de determinar los distintos mecanismos de reforzamiento que actúan durante la fractura de los materiales cerámicos a base de circonia.

In the present work it has been recorded the acoustic emission of three standard ceramic materials in order to fix the usefulness of these techniques to distinguish the different toughening mechanisms taking place during the fracture of zirconia-based ceramics.

1. INTRODUCCIÓN

Se puede definir emisión acústica (EA) de un material como las ondas de presión generadas en él durante los procesos dinámicos.

Dependiendo de la fuente responsable de la emisión, el rango de frecuencias de la EA se extiende desde el infrasónico (<16 Hz) hasta el ultrasónico (>16 kHz). Los sucesos conocidos de mayor longitud de ondas, los movimientos de tierra, se encuentran en el extremo inferior de la escala ($\sim 10^{-1} \cdot 10$ Hz). Las emisiones de frecuencias situadas en la zona audible provienen de sucesos microseismológicos como la fractura de las rocas, y la E.A. propiamente dicha cubre frecuencias desde el audible hasta la zona ultrasónica de altas frecuencias (fig. 1).

Históricamente fue la seismología la primera ciencia que utilizó la E.A. como técnica experimental. Las ondas elásticas producidas durante los movimientos de tierra se analizaban en términos de la energía disipada y servían para la localización de los movimientos. Los padres del estado actual de esta técnica son Joseph Kaiser y sus colaboradores los cuales, en 1950, utilizaron por primera vez instrumentación electrónica para detectar los sonidos producidos en los metales durante su deformación.

En la década de los 60 la E.A. pasó a ser una técnica utilizada en todo el campo de la ciencia de los materiales. Ha sido aplicada con éxito para diferenciar los procesos que ocurren durante la fractura de los metales tales como la deformación plástica, la formación de microgrietas a las transformaciones martensíticas (para una revisión bibliográfica ver ref. 1).

En el campo de los materiales compuestos reforzados con fibras es también posible diferenciar por medio de esta técnica procesos tales como la fractura de una fibra de la laminación de la matriz /2/.

La E.A. ha sido también utilizada para estudiar la formación de microfisuras y la propagación de fisuras principales en varias cerámicas estructurales tales como porcelana /3-5/, alúmina /6-10/, y carburo de silicio /8-9/; en vidrios /10/, y en materiales de arcilla cocida /11/ (ver T-I).

El material que nos ocupa ha sido preparado siguiendo una técnica denominada sinterización reactiva /12-17/. Está formada por un esqueleto mullítico en el cual están embebidas partículas de circonato de forma redondeada y matrices alumínicas. Existen pequeñas discontinuidades formadas por una fase vítrea siliciosa donde se encuentran partículas de circonato de forma angulosa y matrices alumínicas. Existen también partículas de alúmina y circonato parcialmente embebidas en la fase vítrea y parcialmente en la matriz mullítica (fig 2).

Los valores de factor crítico de concentración de tensiones de estos materiales son del orden de $4 \text{ MPa m}^{\frac{1}{2}}$, más del 100% mayores que los obtenidos para la mullita pura ($\sim 2 \text{ MPa m}^{\frac{1}{2}}$). Si se tiene en cuenta el exceso de alúmina, los valores obtenidos mediante cálculos /18/ son de $2.6 \text{ MPa m}^{\frac{1}{2}}$, también inferiores que los medidos experimentalmente.

Se ha observado que durante la fractura de estos materiales ocurren varios fenómenos /19/. La fractura atraviesa la matriz mullítica cambiando su dirección dependiendo de las distintas inclusiones encontradas. Las partículas pequeñas de circonato ($<1 \mu\text{m}$) presentan fractura intergranular, siendo únicamente las partículas de mayor tamaño las que se encuentran atravesadas por la grieta. Las submatrices alumínicas presentan una fractura principalmente intergranular. Por último, la fisura crece también a lo largo de las interfases fase vítrea-matriz mullítica.

Para los materiales cerámicos a base de circonato se han propuesto dos mecanismos de reforzamiento basados en la transformación mar

tensítica (tetragonal → monoclínica) de la circona; ésta tiene lugar, durante el enfriamiento, a partir de 1200°C y lleva consigo un apreciable aumento de volumen (3-5%):

1) Transformación de las partículas de circona, retenidas en forma tetragonal durante el enfriamiento, en el campo de tensiones de la grieta principal.

2) Nucleación de las microgrietas, creadas debido a la transformación de las partículas durante el enfriamiento, en el campo de tensiones de la grieta principal. (para revisión ver ref. /20-21/).

En este trabajo se ha utilizado la E.A. como técnica para diferenciar los distintos fenómenos que ocurren durante la fractura de un material multifásico preparado por sinterización reactiva. Para ello se ha comparado la emisión procedente de este material durante la fractura con la emisión procedente de materiales patrón de microestructuras más sencillas.

2. MATERIALES PATRÓN

Se han utilizado como materiales patrón circona tetragonal policristalina y alúmina pura.

La circona tetragonal policristalina es un material formado por granos muy pequeños de circona retenida a temperatura ambiente bajo forma tetragonal. Existen dos factores que contribuyen a la estabilización de la circona: Por una parte, la adición de un 3% (en moles) de Y_2O_3 produce una estabilización química; y, por otra, existe también una estabilización mecánica debida a la presión que ejercen unos granos sobre otros. Hoy día se acepta que la mejora de sus propiedades mecánicas (respecto a las de la circona cúbica o monoclínica) se debe a la transformación de las partículas de circona en el campo de tensiones creado por el frente de la fisura /20-21/.

La alúmina es un material policristalino cuya expansión térmica se produce de forma altamente anisotrópica /6-7/, /24-26/. Su tenacidad aumenta al aumentar el tamaño de grano y alcanza un máximo, para tamaños del orden de 60 μm , a partir del cual empieza a disminuir al crecer el grano. La dilatación térmica anisotrópica durante el enfriamiento produce tensiones residuales, que dan lugar al desarrollo de microgrietas en el campo de tensiones de la fisura principal. Así se ve reducida la energía de deformación disponible para la propagación de la fisura principal. Este efecto es mayor para tamaños de grano mayores. Cuando el tamaño de grano es muy grande, se produce un crecimiento de la grieta principal por unión de ésta con las microfisuras lo cual conduce a un debilitamiento del material.

3. PARTE EXPERIMENTAL

Se ha registrado la emisión procedente de los materiales durante la penetración de una punta de diamante piramidal (V-136) a una velocidad de 0.05 mm/min en superficies previamente pulidas. La máquina utilizada fue una Instron. Las cargas máximas utilizadas fueron 10 y 40 Kg.

La salida del amplificador de la célula de carga se conectó al equipo de E.A. la cual permitía la representación de la E.A. en función de la carga aplicada.

Los detectores fueron cristales de circona parcialmente estabilizada (Philips PXE5) de 5 mm de diámetro y 1 mm de espesor, con ambas caras metalizadas. La frecuencia de resonancia de estos cristales era de 1 MHz. Para mejorar el acoplo mecánico entre la muestra y el detector se utilizó grasa.

Las señales acústicas fueron previamente amplificadas y filtradas con un preamplificador AET (modelo 160 B) cuya ganancia era de 60 dB y su banda de frecuencias de 250 a 500 kHz.

La unidad de procesamiento fue un amplificador AET 5000 de ganancia ajustable entre 0 y 40 dB y un microprocesador el cual permitía tanto representaciones de la E.A. en tiempo real como el procesamiento posterior de la señales.

Con objeto de evitar los ruidos de fondo y los procedentes del acoplamiento material-indentor se realizaron ensayos a cargas débiles, a las cuales no se producía grieta y se caracterizaron las señales registradas. Este tipo de emisión fue eliminado en los ensayos posteriores.

Para caracterizar la emisión registrada se escogió la representación de la distribución de energías de los sucesos. Esta es calculada por el microprocesador a partir de la amplitud máxima del suceso y su duración

$$10 \log \frac{V}{V_0}$$

Energía = máx. amplitud + 10 log (duración)

donde las unidades de la amplitud son dB y las de duración microsegundos.

El óxido de aluminio se preparó utilizando polvos RC172DBM a los cuales se añadieron pequeñas cantidades de MgO con objeto de evitar el crecimiento de grano exagerado y enaltecer el proceso de sinterización. El polvo fue prensado isostáticamente (200 MPa) y recibió un tratamiento térmico de una hora a 1600°C.

La circona tetragonal policristalina se preparó a partir de polvos comercializados por la firma TOYOSÓDA (Japón). Los polvos de partida se prensaron isostáticamente (200 MPa) y recibieron un tratamiento de una hora a 1500°C.

Las propiedades generales de los materiales patrón utilizados se resumen en la tabla II.

4. RESULTADOS

Las características principales de la emisión detectada son las siguientes:

1.- La emisión empezó a detectarse a partir de cargas pequeñas (~1 Kg) para la alúmina y el material preparado por sinterización reactiva. En el caso de la circona tetragonal la primera emisión ocurrió para cargas de 3-4 Kg.

2.- Para la alúmina y el material preparado por sinterización reactiva la emisión se producía de forma continua, incrementándose gradualmente, alcanzando un estado estacionario durante la carga y cesando al terminar ésta. La forma de la emisión en el caso de la alúmina fue más regular.

Para la circona tetragonal la emisión se incrementaba de forma brusca, siendo mayor a cargas bajas (<20 Kg). También en este caso tuvo lugar únicamente durante la carga, cesando bruscamente al terminar ésta.

3.- El material más activo acústicamente fue el preparado por sinterización reactiva y el menos activo la circona tetragonal policristalina.

Es interesante remarcar que, en general, el número de sucesos registrado para un material y carga máxima dadas fue mayor en las experiencias en las cuales el tamaño de la fisura era menor.

La reproducibilidad de las experiencias fue buena en los casos alúmina y circona tetragonal policristalina. Para el material preparado por sinterización reactiva se encontró dispersión en los resultados; ésta está ligada posiblemente a la mayor irregularidad en la forma de las huellas realizadas sobre este material.

La fig. 3 muestra ejemplos típicos de las distribuciones de sucesos en función de la energía de éstas obtenidas para los tres ma-

teriales en experiencias en las cuales la carga máxima aplicada fue 40 Kg. Los hechos más significativos a resaltar son los siguientes:

1.- En el caso de la circona tetragonal policristalina la distribución empieza en aproximadamente 22 dB y tiene su máxima entre 61 y 76.

-Para el óxido de aluminio la distribución va de 18 dB a 73 dB y tiene un pico pronunciado entre 33 y 38. Es posible dividir la distribución en dos partes; una de ellas entre 18 y 43 dB, cuyo máximo se situaría en 28 dB y otra entre 30 y 73, con el máximo situado en 38 dB. El pico central procedía en este caso de la adición de las dos subdistribuciones.

-En el material compuesto la distribución tiene su máximo entre 23 y 33 dB y puede dividirse en tres partes. En las experiencias realizadas utilizando 20 Kg como carga máxima hay dos picos claramente diferenciados: uno va de 23 a 28 dB y el otro de 30 a 48 dB; en las experiencias en las que la carga máxima fue 40 Kg la zona central entre estas dos subdistribuciones crece, haciendo que la separación entre ellas sea menos clara (fig. 4). Por último, existe un tercer pico situado a energías mayores que 63 dB, claramente diferenciado en las experiencias en las que la carga máxima fue 40 Kg.

Es interesante resaltar que el pico situado entre 30 y 48 dB se encuentra también en las experiencias realizadas en alúmina.

2.- Para todos los materiales, al aumentar la carga, el número de sucesos de baja energía crece más rápido que el de los de alta (fig. b3-4).

5. DISCUSIÓN

Dado el tipo de experiencias realizado no es posible diferenciar los fenómenos que ocurren durante la fractura del material en términos temporales, esto es: se detectan a la vez los fenómenos subcríticos y el crecimiento de la fisura principal.

El aumento del número de sucesos al disminuir el tamaño de la fisura para un material y una carga máxima dados puede ser debido a la ocurrencia de un mayor número de sucesos subcríticos, lo cual emplearía energía que en otro caso estaría disponible para el crecimiento de la fisura principal.

El que no se detecte emisión a cargas inferiores a 4 Kg en el caso de la circona tetragonal, está de acuerdo con que hasta 4 Kg no comienza la fractura. En los otros dos materiales ya se forman fisuras radiales a la huella cuando se utilizan cargas del orden de 1 Kg, lo cual está de acuerdo con que haya emisión desde el principio de la carga (dentro de los límites de error experimentales).

Común a todas las experiencias es un aumento del número de sucesos de baja energía al aumentar la carga, este tipo de sucesos ha sido relacionado con crecimiento subcrítico de las fisuras /7/. En nuestro caso este crecimiento subcrítico puede ser debido a ramificaciones de la fisura principal (a veces estas ramificaciones se ven incluso en la superficie, principalmente en el material preparado por sinterización reactiva), lo cual originaría los sucesos de baja energía antes mencionados.

El fenómeno de ramificación de la fisura principal es más importante en el material preparado por sinterización reactiva ya que es mayor el número de discontinuidades que ésta encuentra (p.e. los bordes de grano mullita-fase vítrea), también es mayor el número de sucesos de baja energía encontrado en este caso.

Al aumentar la carga es más importante este fenómeno. Por un lado, la fisura principal es mayor lo cual hace que haya un mayor número de puntos susceptibles de ser origen de fisuras secundarias; por otro, al ser la carga mayor, pueden desarrollarse fisuras a par

tir de defectos de menor tamaño.

Las distribuciones de sucesos en función de la energía de éstos obtenidas en las experiencias realizadas en la circonita tetragonal policristalina son estrechas y centradas en las altas energías (fig. 4-5-6). Esto es imagen de una forma de fractura bastante uniforme, llevada a cabo a base de sucesos iguales y muy energéticos. La primera característica está de acuerdo con la homogeneidad de la microestructura de este material y la segunda con su alta tenacidad.

Para la alúmina las distribuciones de sucesos por energía son más anchas que en el caso anterior, la división de éstas en dos subdistribuciones puede estar relacionada con los dos tipos de fenómenos que ocurren durante la fractura de la alúmina. Por un lado, el desarrollo de las fisuras alrededor de las partículas podría ser responsable de los sucesos de alta energía (>30 dB); la coalescencia de estas fisuras, proceso menos energético que el anterior, daría origen a la emisión de bajas energías (~18-43 dB).

En el material compuesto alúmina-mullita-circonita, las distribuciones antes mencionadas son mucho más complejas. En este caso hay al menos tres tipos de procesos que tienen lugar durante la fractura:

1.- Crecimiento de la fisura a lo largo de la interfase mullita-fase vítrea. Este fenómeno es el menos energético y no tiene lugar ni en la alúmina ni en la circonita, la gran cantidad de sucesos de baja energía (<30 dB) detectados en este material puede ser debida a él.

2.- Crecimiento de la fisura a través de las submatrices aluminicas. Este proceso podría ser el origen de la subdistribución de sucesos encontrada para el material mullita-alúmina-circonita, la cual coincide con la distribución encontrada para la alúmina (figs. 4-5).

3.- Crecimiento de la fisura en la matriz mullítica. La trayectoria de la fisura en la matriz mullítica no es regular, cambia su dirección dependiendo de las distintas inclusiones que encuentra. Así pues, su propagación está dividida en varios "saltos", cada uno caracterizado por una cantidad de energía disipada distinta.

El factor crítico de concentración de tensiones de una mullita reforzada con circonita es $3.3 \text{ MPa m}^{\frac{1}{2}}$, así pues, para la misma cantidad de fisura formada, la cantidad de energía dispersada en este caso es ligeramente menor que en el caso de la alúmina (ver T-II). Sin embargo, debido a la trayectoria de la fisura en este caso (cada extensión de la fisura tienen distinta longitud ya que depende de las inclusiones que encuentre), es de esperar la ocurrencia de sucesos de variadas energías. Esto podría ser responsable de las anchas distribuciones encontradas para este material y de la extensión de éstas hacia las altas energías (>30 dB).

5. CONCLUSIONES

Ha quedado demostrada la posibilidad de diferenciar los procesos que ocurren durante la fractura de un material multifásico por medio de la emisión acústica procedente de ellos.

La técnica de la indentación posee dos características que la hacen idónea para estos estudios: reproductibilidad y facilidad de realización.

REFERENCIAS

- /1/ Wadley, H.N.G, Mehrabian, R. Mat. Sci. Eng., 65. (1984), 245.
- /2/ Wevers, M., Verpoest, I., Aernoudt, E., de Meester, P., "Analysis of Fatigue Damage in CFR composites by means of Acoustic Emission: Setting up a Damage Accumulation Theory", presentado en "The 2nd International Conference on Acoustic Emission", Lago Tahoe, Stateline, Nevada (EE.UU.), 1985.
- /3/ Kirchoff, G., Pompe, W., Bahr, H.A., J. Mat. Sci., 17. (1982), 2809.
- /4/ Evans, A.G., Wiedharn, S.M., Linzer, M., Fuller J-R, E.R., Ceram. Bull, 54, (6), (1975), 20-
- /5/ Evans, A.G., Linzer, M., J. Amer. Ceram. Soc., 56, (11), (1973) 575.
- /6/ Evans, A.G., Linzer, M., Russell, L.R., Mat. Sci. Eng. 15, (1974), 253.
- /7/ Dagleish, B.J., Pratt, P.L., Rawlings, R.D., Fakhr, A., Mat. Sci. Eng., 45. (1980), 9.
- /8/ Cooke, R.G., en "Science of Ceramics, 10", Publ: Deutsche Keramische Gesellschaft, ed: H. Hausner 1980, 449.
- /9/ Hoeller, H.H., Powers, T., Petrak, D.R., Coulter, J.E., SAMPE Quaterly, 16, (4), (1985), 44.
- /10/ Dagleish, B.J., Farkhr, A., Pratt, P.L., Rawlings, R.D., J. Mat. Sci., 14. (1979), 2605.
- /11/ Wilshaw, T.R., Rothwell, R., Nature Phys. Sci., (London), 229, (1971), 156.
- /12/ Claussen, N., Jahn, J., J. Amer. Ceram. Soc., 63, (1980), 228.
- /13/ Anseau, M.R., Leblud, C., Cambier, F., J. Mat. Sci. Letters, 2. (1983), 366.
- /14/ Pena, P., Moya, J.S., de Aza, S., Cardinal, E., Cambier, F., Leblud, C., Anseau, M.R., J. Mat. Sci. Letters, 2, (1983), 772.
- /15/ Pena, P., Miranzo, P., Moya, J.S., de Aza, S., J. Mat. Sci., 20, (1985), 2011.
- /16/ Miranzo, P., Pena, P., Moya, J.S., de Aza, S., *ibid* 1702.
- /17/ Melo, M.F., Moya, J.S., Pena, P., de Aza, S., *ibid* 2711.
- /18/ Baudin, C., Leblud, C., Leriche, A., Cambier, F., Anseau, M.R., J. Mat. Sci. Letters, 4. (1985), 1099.
- /19/ Baudin, C., Cambier, F., Delacy, L., aceptado para publicación en J. Mat. Sci.
- /20/ Marshal, D.B., Evans, A.G., Drory, M., en "Fracture mechanics of Ceramics", vol. 6, Ed: R.C. Bradt, Plenum Press, New York-London, 289.
- /21/ Claussen, N., Rülhe, M., en "Science and Technology of Zirconia", Advances in Ceramics vol. 3, Ed: A.H. Heuer, L.W. Hobbs, 1981.
- /22/ Lange, F.F., J. Mat. Sci., 17, (1982), 240.
- /23/ Rice, R.W., Freiman, S.W., Becher, P.F., J. Amer. Ceram. Soc., 64, (6), (1981), 345.
- /24/ Mussler, B., Swain, M.V., Claussen, N., J. Amer. Ceram. Soc., 65, (11), (1982), 566.
- /25/ Evans, A.G., J. Amer. Ceram. Soc., 58, (5-6), (1975), 239.
- /26/ Dappra, L., Comunicación Personal.
- /27/ Leriche, A., Comunicación Personal.
- /28/ Osendi, M.I., Moya, J.S., J. Mat. Sci., 19, (1984), 2909.

TABLA I.- Revisión de las experiencias de Emisión Acústica realizadas en Materiales Cerámicos.

MATERIAL	TIPO DE EXPERIENCIA	UMBRAL DE DETECCION	FRECUENCIA DE RESONANCIA DEL TRANSDUCTOR	PROCESAMIENTO DE LA SEÑAL
PORCELANA	-Doble tensión ⁵ (en agua)	-Cero cuando la carga se aplica en la parte no prefisurada de la muestra.	160 kHz	-Amplificador de 80 dB -Filtro de frecuencias -Contador de pulsos individuales y acumulados
	-Flexión ⁵	-Cero cuando la carga se aplica sobre una muestra no emisora (vidrio)		
	-Ciclo de calentamiento y enfriamiento ³		240 kHz	-Preamplificador -Filtro de frecuencias -Contador de sucesos y de cuentas
	-Sobrecarga de aisladores ⁴		180 kHz	
ALUMINA	-Doble tensión ⁶	-Cero cuando la carga se aplica en la parte no prefisurada de la muestra	160 kHz	-Amplificador de 8 dB -Filtro de frecuencias -Contador de pulsos individuales y acumulados
	-Flexión en 4 puntos con especímenes preparados ⁶ -Flexión en 4 puntos ⁶	-Cero cuando la carga se aplica sobre una muestra no emisora		
	-Localización lineal (2 detectores) del frente de fisura en experiencias de doble torsión ⁹		500 kHz	-Contador de sucesos -Posibilidad de establecer t entre la emisión recibida por dos detectores
	-Comparación de distintos métodos de medida de propiedades mecánicas (DCB, DT, SENB) y distintas microestructuras ⁵			-Contador de sucesos y de cuentas -Distribución de sucesos por amplitud y anchura

TABLA I (Continuación)

MATERIAL	TIPO DE EXPERIENCIA	UMBRAL DE DETECCION	FRECUENCIA DE RESONANCIA DEL TRANSDUCTOR	PROCESAMIENTO DE LA SEÑAL
CARBURO DE SILICIO	<p>-Flexión en 3 puntos sobre especímenes prefisurados y no prefisurados ⁶</p> <p>-Localización lineal (2 detectores) del frente de fisura en experiencias de doble torsión ⁹</p>		180 kHz	<p>-Preamplificador de 60 dB.</p> <p>-Amplificador de 20 dB</p> <p>-Integrador</p> <p>-Contador de sucesos</p> <p>-Posibilidad de establecer Δt entre la emisión recibida por 2 detectores</p>
VIDRIO ¹⁰	-Raspado	-Por encima del ruido del contador	120 kHz	-Filtro, amplificador, contador de pulsos
ARCILLA + ARENA ¹¹	-Flexión en 3 puntos sobre especímenes prefisurados y no prefisurados.			
CERAMICAS A BASE DE ARCILLA ⁸	-Flexión en 3 puntos sobre especímenes prefisurados y no prefisurados			
CERAMICAS FINAS ⁸				

TABLA II - Propiedades generales de los materiales patrón utilizados.

<r> (μm)	E (GPa)	K _{IC} (MPa m ^{1/2})			H (GPa)		Material
		SNEB (4P)	IND (Evans)	IND (Lawn)	Q < 20 Kg	Q > 20 Kg	
<0.8	194±4	7.8±9 ²⁶	5.6 ²⁶	5.6 ²⁶	~12	~12	Circona tetragonal policristalina
~2.3	373±22	3.8 ²⁷	-	-	~40	~30	Alúmina

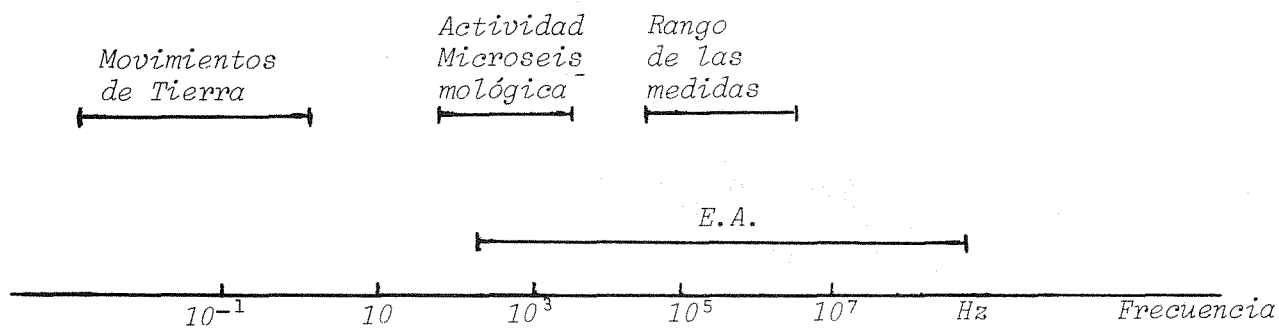


Fig. 1.- Rango de frecuencias de los fenómenos acústicos.



Fig. 2.- Microestructura del material compuesto mullita-alúmina-circona preparado por sinterización reactiva.

M: Mullita
 A: Alúmina
 Z: Circona

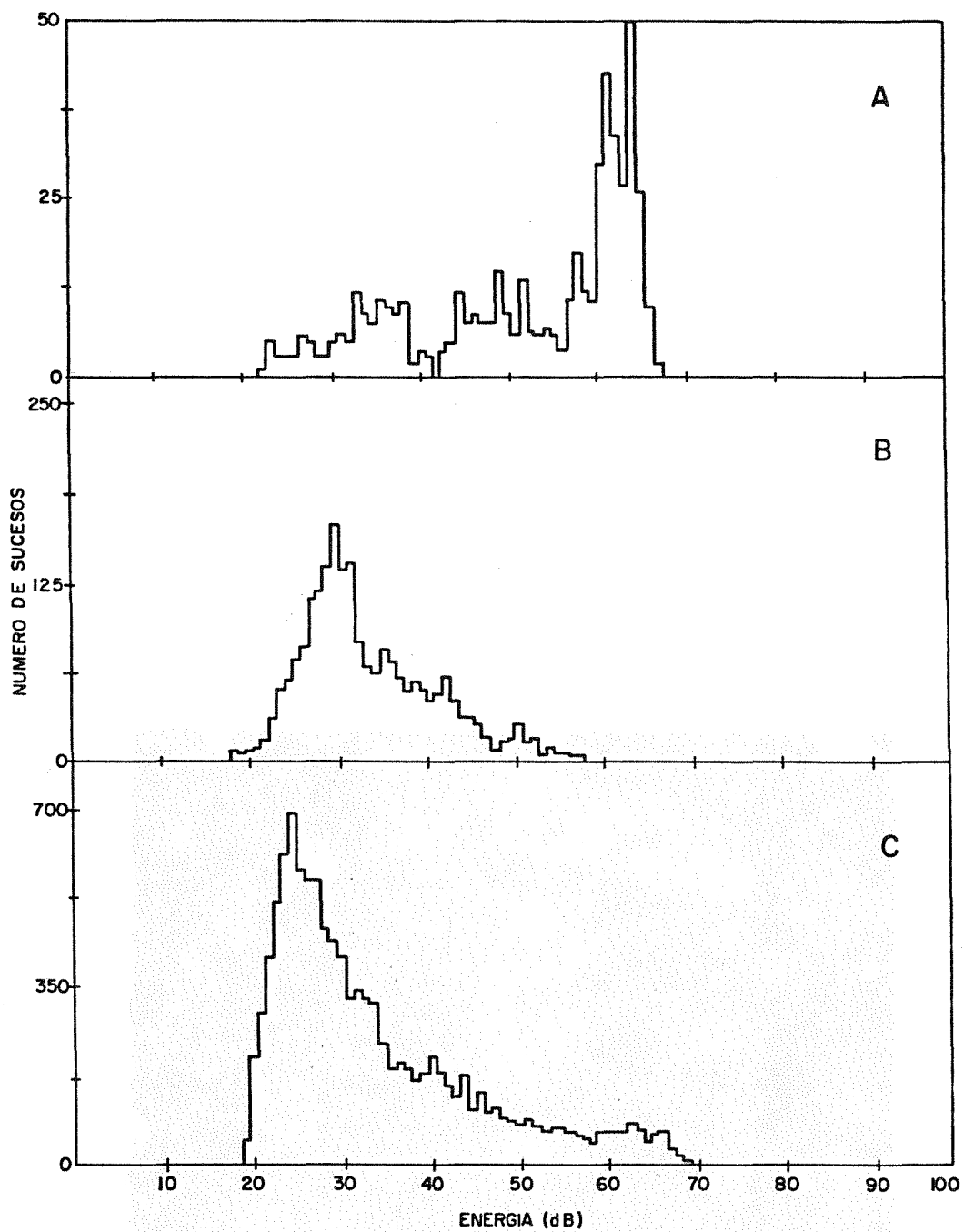


Fig. 3.- Distribución por energías de los sucesos registrados en experiencias realizadas utilizando una carga máxima de 40 Kg:

- a: Material compuesto mullita-alúmina-circona
- b: Alúmina
- c: Circona tetragonal policristalina

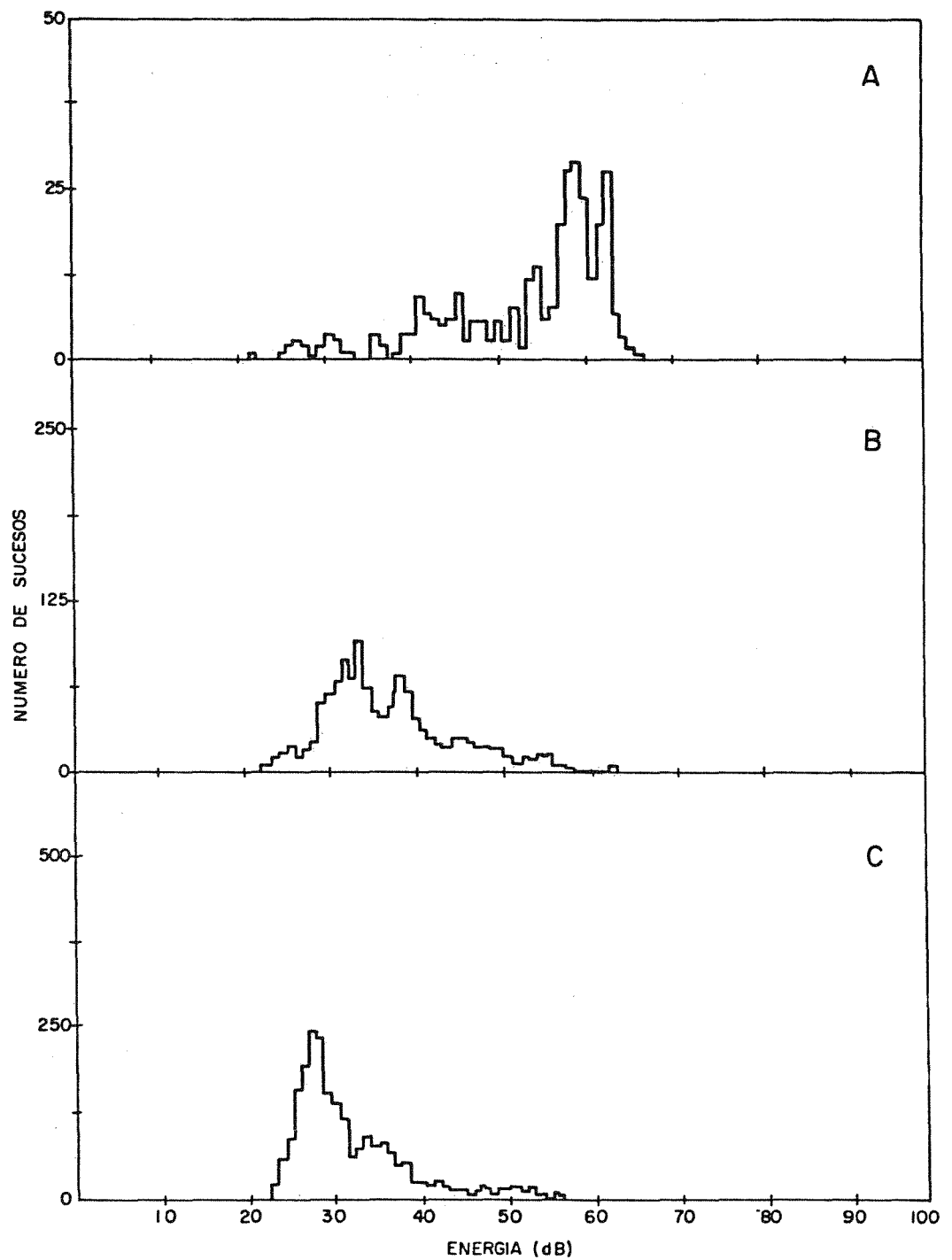


Fig. 4.- Distribución por energías de los sucesos registrados en experiencias realizadas utilizando una carga máxima de 20 Kg:

- a) Material compuesto mullita-alúmina-circona
- b) Alúmina
- c) Circona tetragonal policristalina

INFLUENCIA DE LAS TENSIONES RESIDUALES EN LA FRAGILIZACION POR HIDROGENO DE ALAMBRES TREFILADOS

José Manuel Campos y Manuel Elices

*Departamento de Física y Física de Materiales
E.T.S. de Ingenieros de Caminos, Canales y Puertos
Universidad Politécnica de Madrid*

RESUMEN

En el presente trabajo se estudia la influencia de las tensiones residuales axiales en alambres de acero obtenidos por trefilado y su relación con la resistencia a la fragilización por hidrógeno en ensayos normalizados de tiocianato amónico.

Se parte de alambres con pocas tensiones residuales y se modifican las tensiones residuales superficiales mediante un laminado superficial bajo diferentes presiones. La técnica utilizada para la medida de estas tensiones residuales es la difracción de rayos X. Las medidas a distintas profundidades se obtienen por sucesivos pulidos electrolíticos. Los tiempos de rotura de los alambres se obtienen a partir de ensayos normalizados de tiocianato amónico bajo carga constante.

ABSTRACT

The role of axial residual stresses in hydrogen embrittlement of high strength steel wires for prestressing concrete is ascertained.

Compressive longitudinal residual stresses are introduced by rolling the wire surface under several pressures. Residual stresses until a few mm depth have been measured by electropolishing and using X ray diffraction techniques. Hydrogen embrittlement tests have been performed at constant load and using NH_4SCN environment.

1.- INTRODUCCION

En el presente trabajo se analiza la influencia de las tensiones residuales en la fragilización por hidrógeno en varios alambres de acero eutectoide trefilado.

Las tensiones residuales se han medido por difracción de rayos X. Hasta hace pocos años la cuantificación de estas tensiones a través de las medidas de difracción se ha realizado manualmente mediante un proceso muy laborioso. Actualmente, los avances de la electrónica han permitido el desarrollo de equipos de difracción de rayos X muy automatizados que facilitan enormemente este proceso.

Para este estudio se han modificado las tensiones residuales de los alambres - plastificando las capas superficiales con un laminador superficial. Se ha pulido electrolíticamente para eliminar material hasta una profundidad de medio milímetro aproximadamente. Se han realizado ensayos de fragilización por hidrógeno y se han medido los tiempos de rotura para cada alambre, lo cual nos proporciona un índice de la susceptibilidad de este material a la fragilización por hidrógeno.

2.- PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

2.1 Material de Ensayo

El material que se estudia es alambre de acero eutectoide trefilado, estabilizado y enfriado en aceite. Su diámetro nominal es de 7 mm y se utiliza para el pretensado de hormigón.

La composición química se refleja en la tabla 1.

Las características mecánicas se obtienen a partir de un ensayo de tracción - simple realizado en una máquina universal de ensayos INSTRON modelo 1115 y se indican en la figura 1.

2.2 Probetas Utilizadas

Las probetas utilizadas para el estudio tensional y posterior ensayo de fragilización por hidrógeno son alambres de 7 mm de diámetro y 370 mm de longitud.

Dos de las tres series de probetas ensayadas se someten a un proceso de laminado superficial para modificar su estado de tensiones residuales. Para ello se hace pasar el alambre por un laminador de los habitualmente utilizados en ensayos de fatiga para evitar roturas en mordazas /1/. Con este proceso se deforman plásticamente las capas superficiales de los alambres.

Se utilizan las siguientes claves para la designación de las probetas:

- C-0: Alambre sin laminar superficialmente.
- C-1/2: Alambre laminado a una presión de 12,5 kg.
- C-1: Alambre laminado a una presión de 25 kg.

2.3 Caracterización del Estado Tensional

La técnica empleada para la medida de las tensiones residuales es la de difracción de rayos X /2, 3/. El equipo utilizado es un equipo comercial modelo Strainflex de la marca RIGAKU.

Se mide la tensión axial en varios puntos de una determinada generatriz elegida aleatoriamente para cada probeta.

Para medir las tensiones residuales en profundidad necesitamos eliminar capas de material por procedimientos que no introduzcan tensiones residuales. Por este motivo se preparó un proceso de pulido electrolítico para eliminar capas de material de unas cuantas decenas de micras. El electrolito utilizado se obtiene a base de ácido perclórico, alcohol y aditivos orgánicos de los comúnmente usados para los aceros /4/.

2.4. Ensayos de Fragilización por Hidrógeno

Una vez determinadas las tensiones residuales en profundidad para los tres alambres, se someten al ensayo de fragilización por hidrógeno, siguiendo la propuesta de la FIP /5/ y del primer anteproyecto de la norma UNE 36-464 de Abril de 1985.

Este ensayo consiste en someter la probeta a una carga constante del $80\% \pm 2\%$ de la carga de rotura bajo una disolución acuosa de tiocianato amónico (NH_4SCN) al 20% en peso a temperatura controlada de $50^\circ\text{C} \pm 1^\circ\text{C}$. Este ambiente agresivo favorece la penetración de los iones de hidrógeno en el material provocando un debilitamiento de la sección hasta provocar la rotura, contabilizándose el tiempo transcurrido hasta la misma.

3.- RESULTADOS

Las tensiones residuales axiales medidas en profundidad se muestran en las figuras 2, 4 y 6. La incertidumbre de estas medidas se obtienen con un nivel de confianza del 95%.

Las figuras 3, 5 y 7 muestran la evolución de la anchura del pico de difracción con la profundidad. La anchura del pico de difracción está relacionada con la distancia intercrystalina de los planos en posición de difractar mediante la Ley de Bragg y, por consiguiente, con la deformación del material. Si el material está deformado elásticamente la anchura del pico de difracción tiende a tomar el mismo valor /2, 3/.

Los tiempos de rotura obtenidos del ensayo de fragilización por hidrógeno aparecen en la tabla 2 así como las condiciones de los ensayos.

4.- CONCLUSIONES

De los resultados anteriores podemos obtener las siguientes conclusiones:

- 1.- El laminado superficial introduce tensiones de compresión en el alambre de 17 kg/mm^2 para el proceso C-1/2 y de 38 kg/mm^2 para el proceso C-1.
- 2.- La presión de laminado afecta tanto al valor de la tensión de compresión en superficie como al espesor de la zona del alambre sometida a compresiones. En el proceso C-1/2 penetra hasta $40 \mu\text{m}$, mientras que en el proceso C-1 alcanza las $190 \mu\text{m}$.
- 3.- La anchura del pico de difracción es un buen parámetro para definir el espesor de material deformado plásticamente, ya que se correlaciona bastante bien su variación con la profundidad del material plastificado.
- 4.- Los tiempos de rotura de los ensayos de fragilización por hidrógeno aumentan en un orden de magnitud cuando se aumenta la presión del laminado superficial. En principio parece que existe una relación de tipo logarítmico; al duplicarse la tensión de compresión superficial el tiempo de rotura aumenta un orden de magnitud.

5.- Estos primeros resultados muestran un camino para entender la susceptibilidad a la fragilización por hidrógeno de estos aceros, no obstante queda mucho trabajo por realizar en esta dirección. El valor de las tensiones residuales en la superficie no basta para estimar el tiempo de rotura en los ensayos citados. Experimentos realizados en nuestro Laboratorio /6/ demuestran que la distribución de tensiones en profundidad también tiene una influencia preponderante. Dos aceros con la misma tensión residual superficial pueden presentar tiempos de rotura muy diferentes según cuál sea la distribución de estas tensiones en dirección radial.

REFERENCIAS

- /1/ Material Testing Equipment, W. Testor, Amsler. Wolpert Werkstoff-prüfmaschinen AG Schaffhausen. Instruction 110/28.
- /2/ Castex, L., Lebrun, J.L., Maeder, G. y Sprauel, J.M., "Determination des contraintes résiduelles par diffraction des rayons X", ENSAM (Ecole National S. d'Arts et Métiers), París, 1981.
- /3/ Barral, M., Tesis Doctoral, ENSAM (Ecole National Superieure d'Arts et Métiers), París.
- /4/ Metals Handbook, 8ª Edición, 8, Metallography, Structures and Phase Diagrams, American Society for Metals, January, 1975.
- /5/ FIP-78 (Stress Corrosion Test), "Stress Corrosion Cracking Resistance Test for Prestressing Tendons", Technical Report, número 5, FIP, Wexham Spring, Slough, U.K.
- /6/ Sánchez Beitia, S., Elaboración Tesis Doctoral, Comunicación Privada. Cátedra de Física de Materiales, E.T.S. Ingenieros de Caminos, Canales y Puentes Madrid.

TABLA 1 - Análisis Químico (% en peso)

C	Mn	Si	P	S	Fe
0,81	0,60	0,27	0,014	0,029	resto

TABLA 2 - Tiempos de Rotura en los Ensayos de Fragilización por Hidrógeno

Alambre	Tensión de Rotura (kg/mm ²)	Tensión de Ensayo (kg/mm ²)	Tiempo de rotura (horas)
C-0	168,7	134,5	15,5
C-1/2	168,7	134,4	138,6
C-1	168,7	134,4	1102,8

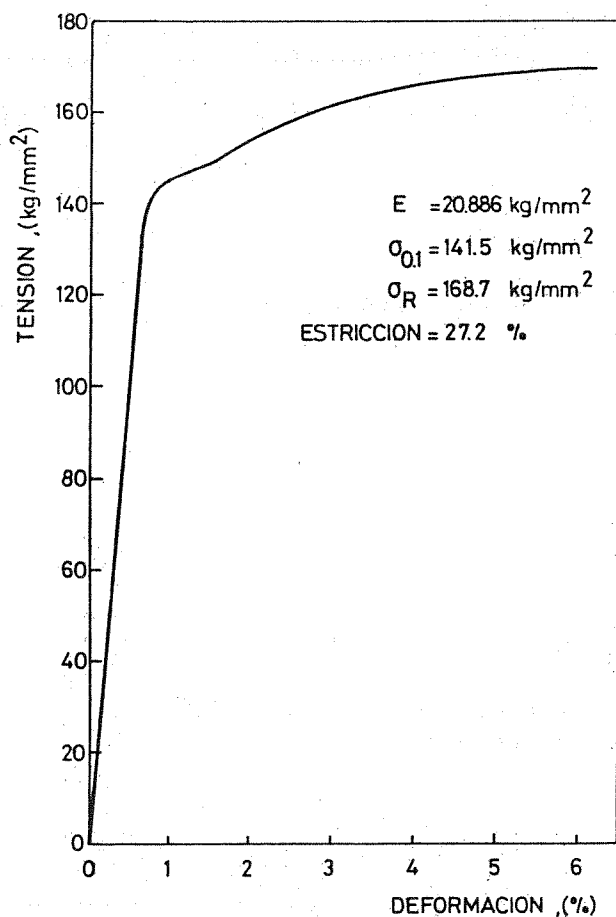


Fig. 1 - Ensayo de tracción simple.

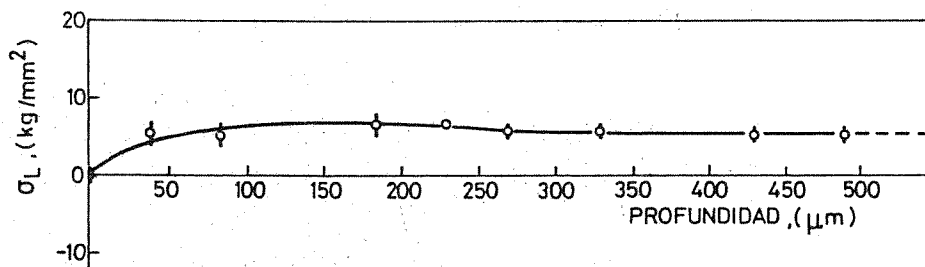


Fig. 2 - Tensión residual frente a la profundidad para la probeta C-0.

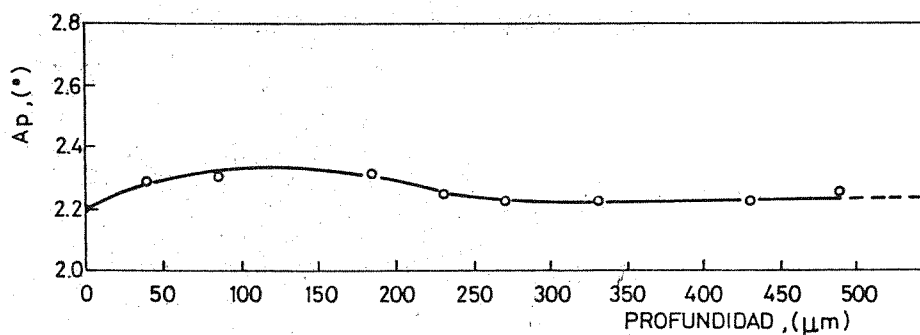


Fig. 3 - Anchura del pico de difracción frente a la profundidad para la probeta C-0.

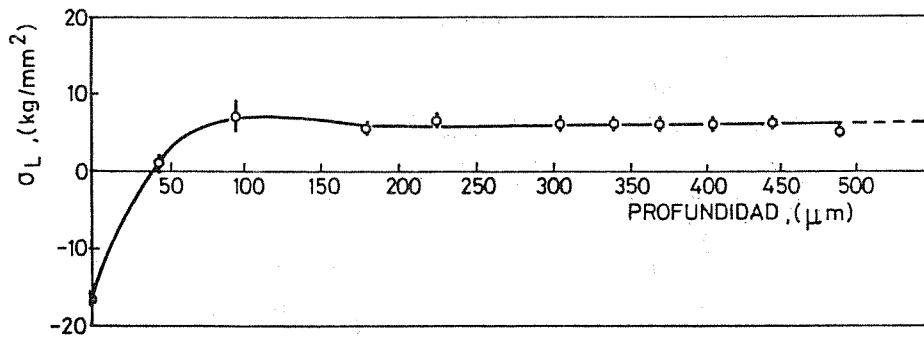


Fig. 4 - Tensión residual frente a la profundidad para la probeta C-1/2.

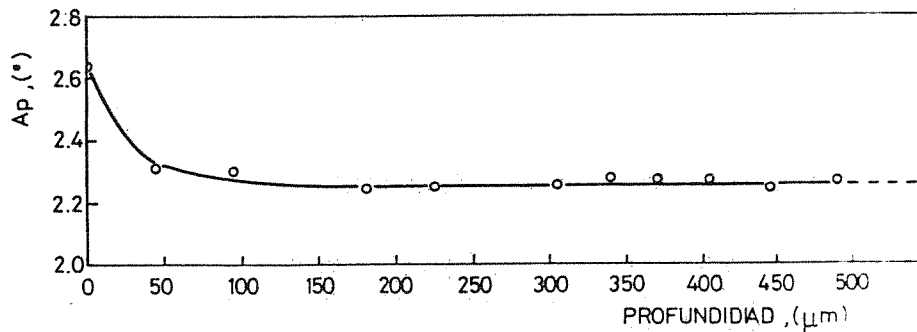


Fig. 5 - Anchura del pico de difracción frente a la profundidad para la probeta C-1/2.

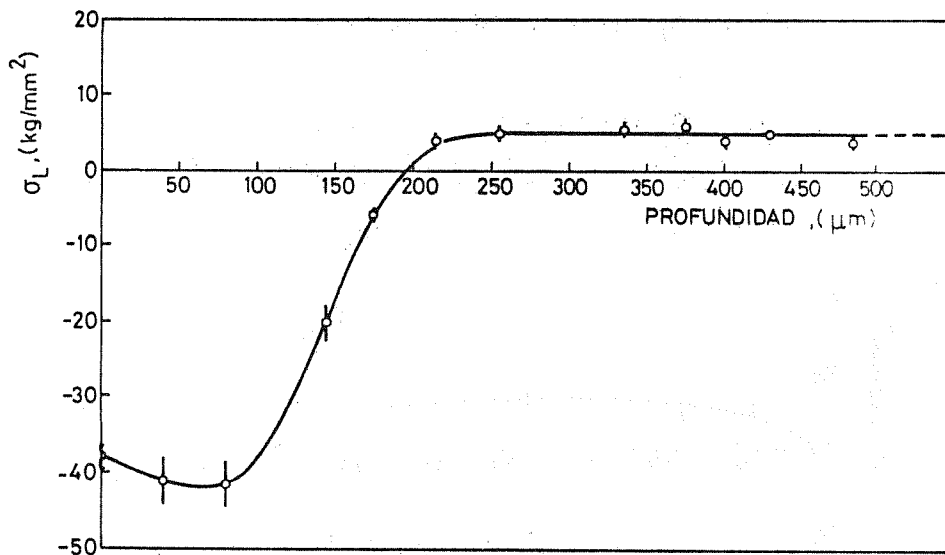


Fig. 6 - Tensión residual frente a la profundidad para la probeta C-1.

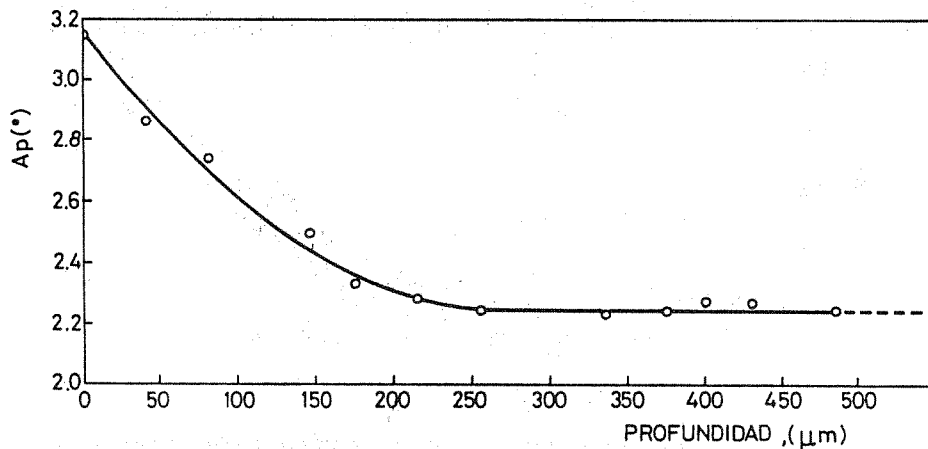


Fig. 7 - Anchura del pico de difracción frente a la profundidad para la probeta C-1.

PRECICLADO A BAJA DEFORMACION EN INICIACION DE FISURAS POR FATIGA

Alejandro Font Filax
Javier Mulet Evans

Departamento Ingeniería Mecánica y Metalurgia
Pontificia Universidad Católica de Chile

En este trabajo se estudió la acumulación de daño en la etapa de iniciación de fisuras. Para esto se vió en particular el efecto de un preciclado a $+ 0,25\%$, de amplitud de deformación diametral total, cuando era seguido de postciclados $+ 0,5\%$, $+ 0,75\%$ y $+ 1\%$. Se ensayaron probetas hasta la iniciación de la propagación en Modo I de apertura para determinar el número de ciclos a la iniciación N , a cada nivel de deformación a considerar. El estudio se hizo para fracciones de vida a la iniciación n/N , en que las fracciones de preciclado a $+ 0,25\%$ se hicieron variar entre $0,012$ y 1 . Para ver la posibilidad de extender los resultados se estudió otros preciclados.

Un resultado fué que fracciones de vida a la iniciación entre $0,012$ y $0,09$ del preciclado producen una reducción poco mayor que 30% en la acumulación total de daño a la iniciación para cualquiera de los postciclados. Otro resultado fué que fracciones de vida a la iniciación entre $0,012$ y $0,30$ del preciclado dejan una fracción residual de daño para el postciclado casi constante y del orden de 60 a 70 por ciento. Se discuten estos aspectos y su significado microestructural.

1.- INTRODUCCION

En general el fenómeno de acumulación de daño en fatiga plástica ha recibido bastante atención. La mayor parte de los investigadores han tomado la acumulación de daño lineal de Miner como referencia y N_f la vida a la ruptura. Como un intento para mejorar las predicciones Manson /1/ desarrolló un modelo bilingüe, en el que reconoce que físicamente existe una diferencia entre la etapa de iniciación y de propagación de fisuras. En cada una de dichas etapas propone usar la relación de Miner:

$$\sum \frac{n_i}{N_i} = 1 \qquad \sum \frac{n_p}{N_p} = 1$$

en que los subíndices i y p indican iniciación y propagación respectivamente según Manson hay ruptura cuando se cumplen ambas relaciones.

Aparte de reconocer el interés en separar las fases de iniciación y propagación, no se pudo durante bastante tiempo determinarlas experimentalmente y en la mayoría de los trabajos se toma como fin de la iniciación el que se haya desarrollado una microfisura de una cierta talla crítica, la que según diversos autores oscila entre $a_c = 10 \mu\text{m}$ y $100 \mu\text{m}$, por ejemplo Maiya (2). Conviene hacer notar que es ampliamente reconocida la existencia de tres etapas, por ejemplo Lukas y Klesnil /3/:

- 1.- Iniciación propiamente tal, con el desarrollo de una subestructura de dislocaciones y formación de intrusiones y extrusiones en la superficie del metal.
- 2.- Crecimiento cristalográfico, más bien según un plano cristalográfico próximo al corte máximo (Stage I).
- 3.- Propagación, más bien según un plano promedio normal a la tracción-compresión (Stage II).

Actualmente es posible determinar experimentalmente la transición Stage I-Stage II mediante el método eléctrico o microscopía óptica durante el ensayo, Font, Taupin, Bathias /4/. Mediante esta ayuda ya no es necesario suponer una longitud crítica de fisura como criterio de iniciación. Un modelo de acumulación de daño que involucra la iniciación y Stage I fué propuesto por Miller y Zachariah /5/. En ese trabajo postulan que la acumulación de daño en la iniciación y Stage I son lineales, pero con distinta pendiente, la frontera entre ambos estados la determinan mediante análisis de los datos experimentales y el parámetro para describir el daño es la fisura, considerando como tal incluso a la rugosidad. Investigaciones recientes, Bathias et al. /6/, muestran que el problema sigue insoluto.

En nuestro trabajo hemos tomado como preciclado una amplitud de deformación diametral total, $\pm 0,25\%$, y para varias fracciones de vida hemos continuado con postciclados de $\pm 0,5\%$, $\pm 0,75\%$ y $\pm 1\%$ hasta iniciación en Stage II con observaciones ópticas de la transición.

Nuestros resultados no pueden ser explicados mediante los modelos anteriores.

2.- PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL Y RESULTADOS

Se usaron probetas de sección circular y perfil variable, lisas y pulidas electrolíticamente, de acero inoxidable Cr, Ni. Los ensayos se realizaron en una máquina servohidráulica bajo control de la amplitud de deformación diametral total, forma de ciclo sinusoidal y frecuencias entre 0,1 y 0,5 Hz, con un sistema especial de mordazas, atmósfera normal del laboratorio y temperatura ambiente.

La superficie de la probeta se observó continuamente con un microscopio transversal y se definió la iniciación en Stage II cuando los labios de las microfisuras se mueven en sentido de abrir y cerrar, como se explica en /4/. Se realizaron los siguientes ensayos:

- 1.- Hasta ruptura total, N_f : $\pm 0,25\%$, $\pm 0,50\%$, $\pm 0,75\%$, $\pm 1\%$.
- 2.- Hasta iniciación, N_i : idem.
- 3.- Preciclado a $\pm 0,25\%$, para fracciones de vida a la iniciación n/N , desde 0,012 a 1, seguido de postciclado a $\pm 0,5\%$ hasta iniciación. Análogamente para postciclados de $\pm 0,75\%$ y 1% .
- 4.- Preciclado a $\pm 0,5\%$, para fracciones de vida a la iniciación n/N , desde 0,034 hasta 1 seguido de postciclado a $\pm 0,75\%$ hasta iniciación.

La Figura 1 muestra los resultados de vida a la ruptura N_f y a la iniciación N_i .

La Figura 2 muestra la fracción de vida a la iniciación, para los postciclados, para distintos valores de fracciones de vida del preciclado a $\pm 0,25\%$.

La Figura 3 muestra el caso del preciclado a $\pm 0,5\%$ con postciclado $\pm 0,75\%$.

En todos los casos se ven numerosas microfisuras cuyos labios se mueven, pero que no lo hacen en el sentido de abrir y cerrar, lo que indica Stage I. Cuando se alcanza el Stage II sólo unas pocas microfisuras entran en este estado y no todas al mismo tiempo.

3.- DISCUSION

En la Figura 2 se ve que para el preciclado a $\pm 0,25\%$ de amplitud de deformación diametral total las fracciones de vida entre 0,3 y 1 dejan fracciones de vida residuales a la iniciación que pueden ser descritas en primera aproximación mediante una acumulación de daño lineal, como lo hace Manson /1/ en la fase de iniciación. En la misma figura se ve que para fracciones de preciclado entre 0,012 y 0,3 la fracción de vida residual a la iniciación es casi constante para postciclados entre $\pm 0,5\%$ y $\pm 1\%$. En general es notable que un preciclado a bajo nivel da una fracción de vida acumulada inferior a 1. En lo que sigue desglosaremos estas observaciones en una discusión gradual.

En un primer acercamiento podríamos decir que, visto por el postciclado, el daño del preciclado es prácticamente el mismo y del orden del 35%, cualquiera que sea la fracción de preciclado entre 0,01 y 0,30. Esto podría interpretarse como que el estado del material para un preciclado de 0,01 o de 0,30 es prácticamente el mismo si el ciclado se continuara por un postciclado a 0,5%, 0,75% ó 1% de amplitud de deformación. Siguiendo la idea podemos pensar que los ciclos iniciales, hasta 0,01, han causado un cambio rápido en el material, cambio que se ha estabilizado posteriormente. A este nivel podríamos decir que en los primeros ciclos se forma una subestructura de dislocaciones que condiciona la evolución posterior de ella y que culmina para una fracción de vida de 0,30, momento en que

comienza la etapa de fisuración cristalográfica (Stage I) que dura hasta una fracción igual a 1, fin de la iniciación de fisura (Stage II). Esta interpretación nos lleva a pensar que la etapa de fisuración cristalográfica se alcanza en pocos ciclos de postciclado para los distintos preciclados, o lo que es lo mismo, a partir de las distintas microestructuras que éstos generaron. En apoyo de este razonamiento podemos citar el trabajo de Young y Greenough /7/ quienes aplicaron una fracción de vida y repulieron la muestra eliminando unos 100 μm , hicieron esto diez veces obteniendo una fracción de vida acumulada del orden de 3.

Otro caso similar de repulido es mostrado en el libro de McClintock/8/en que se muestra como un repulido hecho antes del 10% de la vida total no logra borrar toda la deformación subyacente a la superficie y que en las trazas que quedan, las que se siguen desarrollando en los ciclos posteriores, terminan por formarse microfisuras. Aunque estos casos corresponden a ciclados en tensiones mucho menores que las nuestras, la naturaleza de los fenómenos es similar y la tendencia sería en el sentido de tener los mismos fenómenos, pero para fracciones de vida menores, cosa que ocurre con nuestros resultados.

Pasemos ahora a una inspección más detallada de la Figura 2, ahí vemos marcada una banda de daño total acumulado entre 0,65 y 0,70 y vemos que para preciclados entre 0,01 y 0,09 el daño del preciclado y del postciclado se adecúan para dar ese total; adecuación similar a la acumulación de daño lineal de Miner con límite 1, pero aquí con 0,65 a 0,70. Después de esta fracción de preciclado (0,09) y hasta 0,30, el daño acumulado total aumenta acercándose a 1. El comportamiento en el primer tramo, de 0,01 a 0,09, nos indica que el daño debido al preciclado aumenta efectivamente disminuyendo en la misma proporción el daño residual del postciclado, pero siempre, con el valor reducido del acumulado total. El comportamiento en el segundo tramo indica que el daño residual es casi constante, pero que el acumulado total aumenta, o sea, que los ciclos en exceso de la fracción 0,09 no disminuyen la vida residual sino que sólo aumentan el valor numérico del daño total. Se podría decir que esos ciclos "no dañan" al material. Vemos así que es posible distinguir dos etapas antes de iniciarse la fisuración cristalográfica: una primera etapa relacionada con una evolución de la microestructura de dislocaciones y que se extiende hasta 0,09 y otra de formación de las primeras microfisuras que se extendería hasta 0,30, de ahí en adelante estaríamos en la etapa de fisuración cristalográfica (Stage I).

Finalmente la Figura 3 nos muestra que el preciclado a $\pm 0,5\%$ frente a un postciclado a nivel $\pm 0,75\%$ tiene un comportamiento similar.

4.- CONCLUSIONES

En el material estudiado se distinguen tres etapas a la iniciación de fisuras en modo I de abertura o Stage II.

Para un preciclado a $\pm 0,25\%$ la primera etapa se produce para fracciones de preciclado entre 0,012 y 0,09 que reducen la acumulación de daño total a la iniciación de 1 a 0,65 ó 0,70 para postciclados de $\pm 0,5\%$, $\pm 0,75\%$ y $\pm 1\%$. La segunda etapa va de 0,09 a 0,30 y el daño acumulado total se recupera regularmente hasta poco menos de 1. La tercera etapa va de 0,3 a 1 y el daño acumulado total vale aproximadamente 1.

En las dos primeras etapas el daño residual es casi independiente de la fracción de preciclado (banda de 10%). La secuencia $\pm 0,5\%$ - $\pm 0,75\%$ presentó un comportamiento análogo.

REFERENCIAS

- /1/ Manson, S. S. y Freche, J. C. and Ensign, C. R. "Application of a Double Linear Damage Rule to Cumulative Fatigue". ASTM STP 415. Fatigue Crack Propagation 1967, 384.
- /2/ Maiya, P. S. "Considerations of Crack Initiation and Crack Propagation in Low Cycle Fatigue". Scripta Metallurgica Vol. 9, 1975, 1141.
- /3/ Lukas, P. and Klesnil, M. "Fatigue Damage and Resultant Dislocation Substructures". Proceedings of an Int. Conf. on Corrosion Fatigue, U. of Connecticut Storrs. 1971, Paper 12.
- /4/ Font, A., Taupin, Ph. et Bathias, C. "Detection de L'amorcage des Fissures en Fatigue Oligocyclique", Ecole International d'été Sur la Fatigue des Materiaux et des Structures". Sherbrooke, Canadá 1978.
- /5/ Miller, K. J. and Zachariah, K. P. "Cumulative Damage Laws for Fatigue Crack Initiation and Stage I Propagation". Journal of Strain Analysis. Vol. 12, N° 4, 1977, 262.
- /6/ Bathias, C., Gabra, M., Aliaga, D. "Low Cycle Fatigue Damage Accumulation of Aluminum Alloys, ASTM STP 770, 1982, 23.
- /7/ Young, J. M. and Greenough. In J. Int. Met., 89, 1960/61, 241 citado en /3/.
- /8/ Mc Clintock, F. A., Argon, A. S. Mechanical Behavior of Materials, Ch. 18 Fatigue, Mechanisms of Crack Initiation, Addison Wesley 1966.

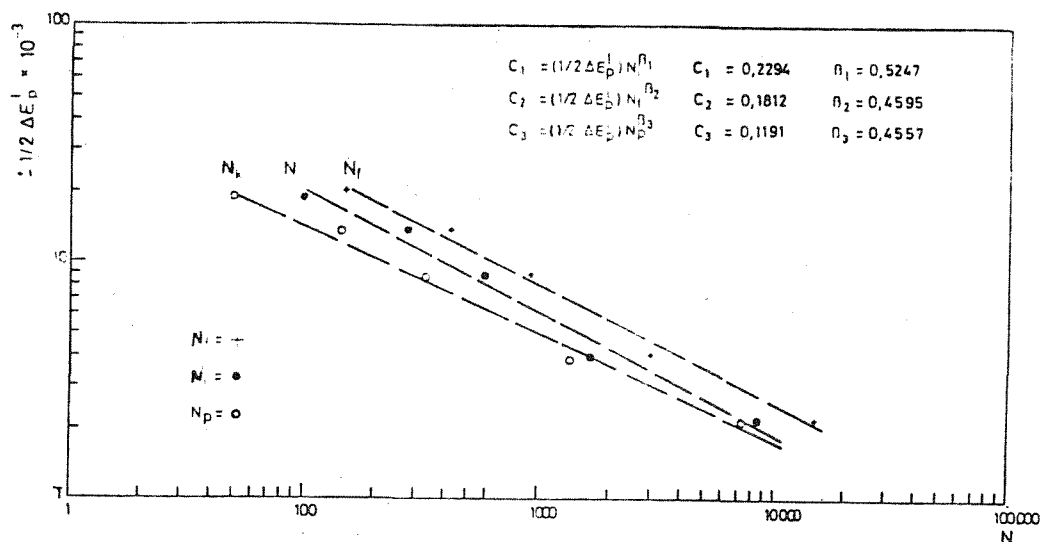


FIG. 1
 RELACION DE COFFIN-MANSON PARA INICIACION DE FISURAS N_i , PROPAGACION DE FISURAS N_k Y VIDA TOTAL N_p , ACERO AISI-316 L

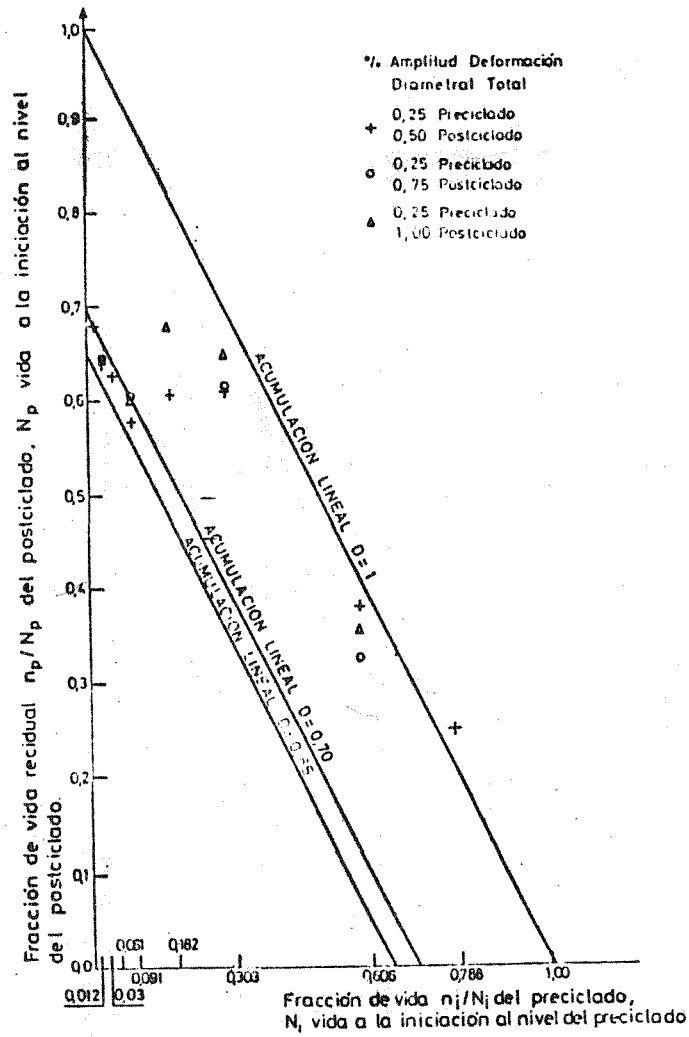


FIG 2
ACUMULACION DE DAÑO A LA INICIACION PARA UN PRECILLADO A $\pm 0,25\%$,
ACERO AISI -316 L

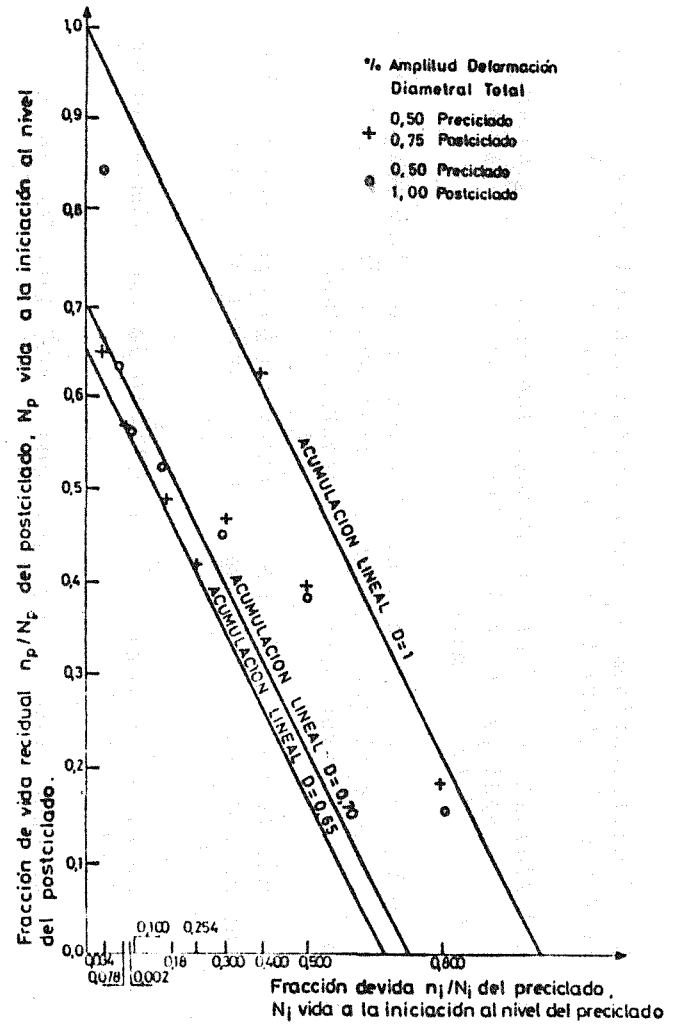


FIG 3
ACUMULACION DE DAÑO A LA INICIACION PARA UN PRECILLADO A $\pm 0,50\%$,
ACERO AISI -316 L

FRAGILIZACION A ALTA TEMPERATURA EN ALEACIONES DE AL-MN SUPERSATURADAS

C. García-Cordovilla¹, J.Barrena¹ y E.Louis^{1,2}

¹Centro de Investigación y Desarrollo. Industria Española del Aluminio, S.A., Apdo. 25 - 03080 ALICANTE.

²Departamento de Física. Universidad de Alicante. Apdo. 99 03080 ALICANTE

Estudios realizados en las dos últimas décadas¹, han permitido demostrar la fuerte influencia que, sobre las propiedades de las aleaciones metálicas, ejercen la segregación y la precipitación de impurezas en interfases. Uno de los fenómenos de mayor interés científico e importancia tecnológica derivados de éstas, es el conocido como fragilización a alta temperatura². Este fenómeno ha sido observado en aceros y superaleaciones² y su comprensión ha experimentado un gran avance en los últimos años gracias a la utilización de las técnicas de microanálisis desarrolladas en física de superficies^{1,2}. Recientemente, los presentes autores han presentado evidencia experimental que demuestra la susceptibilidad de las aleaciones de Al-Mn supersaturadas a la fragilización a alta temperatura³. En este trabajo se discute la influencia de diversos tratamientos de homogeneizado, así como de la velocidad de deformación sobre la ocurrencia de este fenómeno con aleaciones de Al-Mn. Se presentan además resultados de estudios microestructurales y fractográficos que permiten entender el origen de la susceptibilidad de estas aleaciones a la fragilización a alta temperatura.

¹ W.C. Johnson y J.M. Blakely, eds., "Interfacial segregation", American Society for Metals (1979).

² A. Joshi en "Fractography in Failure Analysis", B.M. Strauss y W.H. Callen, eds., ASTM STP 645, American Society for Testing Materials (1978).

³ J. Barreno, C. García Cordovilla y E. Louis, Scripta Metall., 19, 1113 (1985).

CONSIDERACIONES ACERCA DEL UMBRAL DE PROPAGACION DE FISURAS POR FATIGA EN ACEROS PERLITICOS

Javier Llorca y Vicente Sánchez Gálvez

*Departamento de Física y Física de Materiales
E.T.S. de Ingenieros de Caminos, Canales y Puertos
Universidad Politécnica de Madrid*

RESUMEN

En esta comunicación se presentan los primeros resultados experimentales para ΔK_{th} obtenidos en el Departamento de Física y Física de Materiales de la E.T.S. de Ingenieros de Caminos de Madrid. Con objeto de obtener mayor precisión en las velocidades de propagación, las fisuras fueron tintadas por calor y el incremento de longitud de la fisura se midió con un proyector de perfiles y un microscopio electrónico de barrido. Se comentan estos resultados y se comparan con los obtenidos por otros autores para aceros perlíticos y eutectoides trefilados.

ABSTRACT

In this paper the first ΔK_{th} experimental results in high strength eutectoid cold drawn wires are shown. With the aim of getting high accuracy in the crack growth rates measurements, cracks were heat tinted and crack growth increments were determined by both profile projector and scanning electron microscope measurements. These results are discussed and compared with results obtained by other authors in pearlitic and eutectoid drawn steels.

1.- INTRODUCCION

Según se ha comprobado experimentalmente, la velocidad de propagación de una grieta por fatiga en los materiales metálicos está relacionada con la oscilación del factor de intensidad de tensiones ΔK . Esta relación sigue una ley exponencial para velocidades comprendidas entre 10^{-8} y 10^{-6} m/ciclo. Para velocidades superiores la fisura se acelera por la aparición de modos de fractura estáticos al acercarnos a la tenacidad de fractura del material. Por debajo de 10^{-8} m/ciclo se ha observado una deceleración de la velocidad de propagación. Este hecho llevó a los investigadores a plantearse si existía un valor de la oscilación del factor de intensidad de tensiones umbral (ΔK_{th}) por debajo del cual no existía propagación (figura 1).

Inicialmente se supuso que se habría alcanzado el umbral cuando la distancia de propagación de la fisura en un ciclo fuera igual a la separación interatómica (10^{-9} - 10^{-10} m). Sin embargo, cuando se han realizado ensayos más refinados, se han obtenido velocidades de propagación inferiores a 10^{-10} m/ciclos, y no se descarta que se puedan observar velocidades inferiores. Todo esto hace difícil dar una definición estricta de ΔK_{th} y parece que el modo más riguroso es dar junto al valor de ΔK_{th} que se obtiene experimentalmente, la velocidad de propagación para ese valor. En un reciente trabajo de recopilación de valores de ΔK_{th} , sólo se admiten aquellos en los que la curva de velocidad de propagación frente a ΔK presente algún valor por debajo de 10^{-10} m/ciclo /1/.

2.- DETERMINACION EXPERIMENTAL DE ΔK_{th}

Conocer el valor de ΔK_{th} en aceros de pretensado tiene gran importancia para predecir si en un alambre liso sometido a una oscilación de tensiones $\Delta\sigma$ se propagará una fisura hasta rotura. Estos materiales presentan defectos superficiales de gran tamaño a partir de los cuales puede comenzar la propagación de una fisura desde el primer ciclo (figura 2). En esta situación, no existe fase de iniciación de fisuras y la vida en fatiga de un elemento puede disminuir de un modo drástico. Conocido el valor de ΔK_{th} y el tamaño del defecto superficial más importante se puede determinar cuál es el valor de la oscilación de tensiones $\Delta\sigma$ por debajo de la cual no existe propagación y que el alambre puede resistir durante un número de ciclos casi indefinido.

Se han realizado los ensayos con alambres de 7 mm de diámetro en una máquina dinámica de 250 kN, a frecuencias variables entre 10 y 20 Hz, en control de carga y con onda sinusoidal. Para que la fisura se propagara en el lugar deseado se hizo una entalla lateral de borde recto por electroerosión. Se ha comprobado que con esta técnica las fisuras se inician con cargas menores que para entallas mecanizadas, debido posiblemente a que este sistema induce tensiones residuales de compresión menores en el fondo de la entalla. Como es conocido, la introducción de una sobrecarga en la fisuración produce un retardo en la velocidad de propagación puesto que la zona plástica creada por la sobrecarga es mayor y en la descarga esta región plastificada se encuentra constreñida por el material elástico que la rodea, produciendo el cierre de la fisura /2/. Si la velocidad de propagación de la fisura es muy pequeña (como ocurre cerca del umbral) una pequeña sobrecarga puede producir su parada total y obtenerse valores de ΔK_{th} anormalmente elevados. Para evitar este problema, la fisuración se realizó siguiendo esquemas diferentes en función del factor de tensiones $R = \sigma_{min} / \sigma_{max}$ para el que se iba a determinar el umbral. Para valores de $R = 0,8$, se mantuvo la tensión máxima constante disminuyendo la tensión mínima hasta que la oscilación producía un valor de ΔK suficientemente pequeño (figura 3a). En los ensayos de $R = 0,5$, la fisuración se llevó a cabo con $R = 0$ y disminuyendo la tensión máxima progresivamente (figura 3b). En los ensayos con $R = 0,1$, la fisuración se hizo también con $R = 0$ y la tensión máxima se disminuyó en cada bloque. En los dos -

últimos bloques antes de alcanzar el umbral la tensión máxima se redujo sólo en un 10%, de acuerdo con las técnicas habituales en este tipo de ensayos (figura 3c). Durante toda la fisuración, el crecimiento de la fisura se siguió mediante un extensómetro de pequeña base de medida /3/ para el que se había determinado previamente la relación entre la profundidad a de la fisura y la flexibilidad. En todos los ensayos antes de someter a la probeta a la oscilación de tensiones cercana al umbral, se obligó a que la fisura creciera al menos 200 μm . Esta longitud es varias veces superior al tamaño de la zona plástica que pudiera haber producido alguna sobrecarga espúrea.

En estos ensayos es necesario determinar con gran precisión cuál es el incremento de longitud de la fisura durante la propagación cerca del umbral. Como en este caso, debido a la geometría de las probetas, la profundidad a de la fisura no se puede conocer por métodos ópticos y el extensómetro no proporcionaba precisión suficiente se hizo necesario recurrir a otro sistema. Como la disminución de la tensión en la fisuración fue suave tampoco se podía distinguir fácilmente estudiando la morfología de las superficies de fractura. Por todo ello se decidió tintar por calor la probeta antes de realizar el ensayo de propagación de la fisura en el umbral. Para los ensayos con $R = 0,5$ y $R \geq 0,8$ se mantuvo la probeta a 200°C durante 15 minutos. En los ensayos a $R = 0,1$, se redujo el tiempo de permanencia en el horno a 10 minutos para evitar que la capa de óxido producida pudiera incrementar el efecto de cierre de la fisura /2/.

Después del ensayo, los incrementos en la longitud de la fisura se midieron en un proyector de perfiles con 20 y 50 aumentos. La precisión de estas medidas se comprobó luego mediante un microscopio electrónico de barrido, pudiendo estimarse la precisión en $\pm 3 \mu\text{m}$.

A partir de los valores de la oscilación de tensiones y la profundidad a de la fisura, se obtuvo el valor del factor de intensidad de tensiones mediante la expresión /4/,

$$\Delta K = M \Delta \sigma \sqrt{\pi a} \quad (1)$$

donde,

$$M = (0,473 - 3,286(a/D) + 14,797(a/D)^2)^{1/2} ((a/D) - (a/D)^2)^{-1/4} \quad (2)$$

en la que a es la profundidad de la fisura en el centro y D es el diámetro del alambre.

3.- RESULTADOS Y DISCUSION

Los valores de la velocidad de propagación en función de la oscilación del factor de intensidad de tensiones pueden verse en la figura 4 y en la tabla 1.

TABLA 1

$R = \sigma_{\min} / \sigma_{\max}$	ΔK ($\text{MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$)	da/dN (m/c)
0,8	2,8	$1,06 \cdot 10^{-11}$
0,5	3,8	$1,28 \cdot 10^{-11}$
0,1	5,2	$1,10 \cdot 10^{-11}$

Los resultados señalan la conocida dependencia de ΔK_{th} respecto de R. Este efecto tiene importancia en la zona cercana al umbral mientras que para velocidades de propagación superiores a 10^{-9} m/c, su influencia es mucho menor y los puntos experimentales para $R = 0,1$ y $R = 0,5$ se encuentran muy próximos. Además, la influencia de R parece acentuarse cuando la velocidad de propagación disminuye. - Mientras que para 10^{-10} m/c aproximadamente, el valor del factor de intensidad de tensiones varía entre 3,9 y 5,4 MPa $m^{1/2}$ para $R = 0,1$ y $R = 0,8$ respectivamente, para 10^{-11} m/c, la diferencia es de 2,8 a 5,2 MPa $m^{1/2}$.

Estos efectos pueden explicarse postulando la existencia de un valor del factor de intensidad de tensiones K_{cl} por debajo del cual la fisura permanece cerrada /1/. En esta situación, la oscilación real del factor de intensidad de tensiones a la que se encuentra sometida la fisura es,

$$\Delta K_r = K_{max} - K_{cl} < K_{max} - K_{min} \quad \text{si} \quad K_{min} < K_{cl} \quad (3)$$

$$\Delta K_r = K_{max} - K_{cl} = K_{max} - K_{min} \quad \text{si} \quad K_{min} \geq K_{cl} \quad (4)$$

Para valores elevados de R, la oscilación del factor de intensidad de tensiones real coincidirá con la calculada a partir de los datos experimentales mientras que para valores reducidos de R, la oscilación real será menor que la experimental, produciendo velocidades de propagación menores. Este efecto será más pronunciado cuanto menor sea ΔK , puesto que para valores de ΔK elevados, se verifica que:

$$\Delta K = K_{max} - K_{min} \approx K_{max} - K_{cl} = \Delta K_r \quad (5)$$

Se han propuesto diversas expresiones empíricas para reflejar la dependencia entre ΔK y R. Para aceros ferrítico-perlíticos con más de un 80% de perlita, ha tenido éxito la relación lineal /5, 6/,

$$\Delta K = A - BR \quad (6)$$

Para el material ensayado en nuestro departamento esta relación se verifica correctamente (figura 5).

4.- AGRADECIMIENTOS

Este trabajo se ha realizado contando con financiación de la CAYCIT, proyecto nº 1459/82.

REFERENCIAS

- /1/ Taylor, D., "An Analysis of Data on Fatigue Crack Propagation Thresholds", Proceedings "Fatigue 84", Birmingham, U.K., pp. 327-334, (1984).
- /2/ Ritchie, R.O., "Thresholds for Fatigue Crack Propagation: Questions and Anomalies", Advances in Fracture Research, 6th. ICF, Nueva Delhi, India, pp. 235-259, (1984).
- /3/ Sánchez-Gálvez, V., Elices, M. y Valiente, A., "Fatigue Crack Propagation in Steel Prestressing Wires", Fatigue of Steel and Concrete Structures, IABSE, Lausanne, (1982).
- /4/ Valiente, A., Sánchez-Gálvez, V. y Elices, M., "On Fatigue Cracking in Prestressing Steel Wires", Advances in Fracture Research, 6th. ICF, Nueva Delhi, India, pp. 2143-2151, (1984).
- /5/ Rodríguez Ibabe, J.M., Gil Sevillano, J. y Fuentes, M., "El Umbral de Fatiga de un Acero Ferrítico-Perlítico con un 0,5% de C", Revista de Metalurgia, 20, pp. 21-25, (1984).
- /6/ Vosikovsky, O., "The Effect of Stress Ratio on Fatigue Crack Growth Rates in Steels", Engineering Fracture Mechanics, 11, pp. 595-602, (1979).

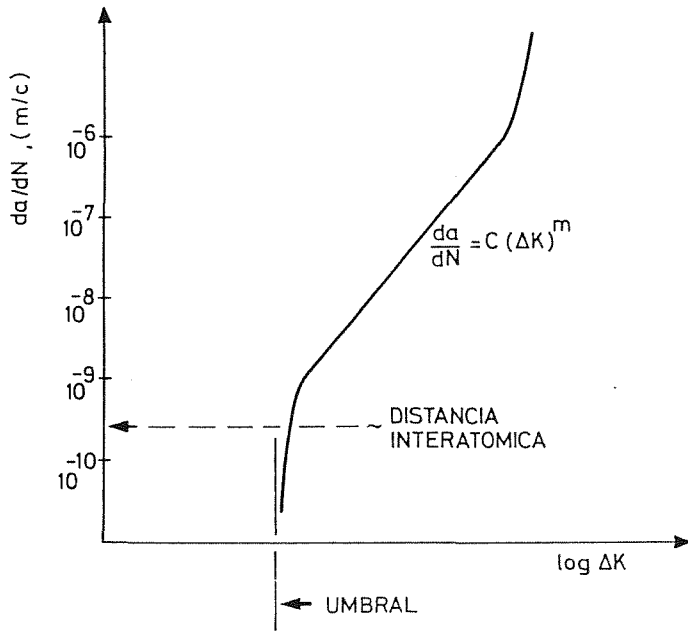
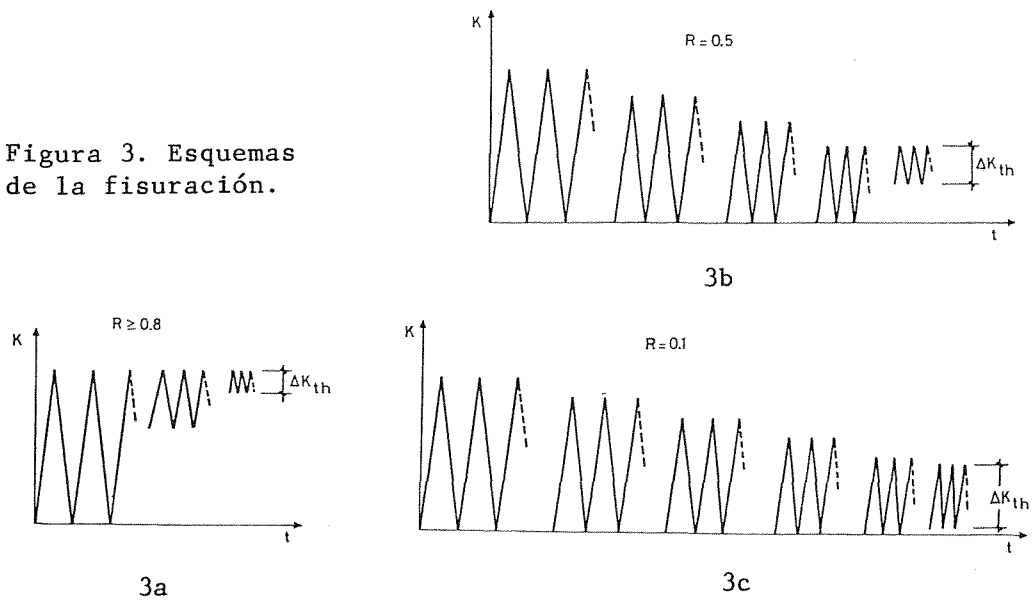


Figura 1. Velocidad de propagación de una fisura por fatiga frente a ΔK .

Figura 2. Defecto superficial.



Figura 3. Esquemas de la fisuración.



MECANICA DE LA FRACTURA. EVALUACION DE DEFECTOS. ENSAYOS DE FISURACION

J.M.Amo, J.Durán, J.Chao

CENTRO NACIONAL DE INVESTIGACIONES METALURGICAS.
MADRID

La presencia de fisuración en frío en las construcciones soldadas está condicionada por tres factores fundamentales: microestructura de la zona afectada térmicamente, contenido en H₂ del material de aportación y grado de embriamiento de la unión.

El estudio de la influencia de los factores anteriores sobre el riesgo de fisuración como punto de iniciación de roturas frágiles y la evaluación de defectos de apilamiento, aplicado al caso de la construcción de gasoductos, ha sido analizado con diferentes ensayos.

The presence of cold cracking in the welding construction is depending on fundamental factors: the microestructure of the heat affected zone, the weld metal hydrogen content and the embrittled joint degree.

The study of the influence of those factors on the cracking risk as cause of brittle fracture initiation and the defects' evaluation, all applied to the pipelines construction, has been analyzed by different test.

La presencia de fisuración en frío en las construcciones soldadas está condicionada por tres factores fundamentales: microestructura de la zona afectada térmicamente, contenido en hidrógeno del metal fundido y grado de tensión a que se encuentra sometida la unión.

Con respecto a la microestructura, las estructuras de temple resultan muy fragilizadas por el H_2 , por tanto, su estudio o control mediante la dureza de la ZAT pone de manifiesto su presencia. Todos los procedimientos de precalentamiento o de post-calentamiento de las uniones soldadas, intentan evitar un enfriamiento excesivamente rápido de la unión soldada, que pueda permitir la transformación de la austenita en martensita y de resultar esto inevitable, la necesidad de efectuar un revenido posterior a la soldadura.

La necesidad de emplear procedimientos seguros y eficientes para la soldadura de los grandes gasoductos, obliga al empleo de la soldadura manual con electrodos revestidos o con soldadura semiautomática con o sin gas protector; constituyendo el primero de ellos el más generalizado y por tanto utilizado en este trabajo. Estos procedimientos se caracterizan por su alta velocidad de soldadura y como consecuencia por un bajo nivel de energía térmica aportada a la unión. Por esta razón, las velocidades de enfriamiento conseguidas son muy rápidas y el temple de la zona afectada puede producirse. Lógicamente la influencia de la composición química del acero base empleado contribuye de forma esencial en la microestructura resultante.

El empleo de electrodos con revestimiento celulósico, por su elevada productividad de ejecución en obra, tienen como contrapartida proporcional al metal fundido una elevada cantidad de H_2 , del orden de 40 ml/100 gr, frente a un nivel en torno a los 5 ml exigido para los electrodos de revestimiento básico empleados en calderería a presión para aceros de alto límite elástico. La mayor cantidad de H_2 presente en la soldadura de los gasoductos incrementa el riesgo de fisuración en frío y parece lógico mantener las uniones soldadas a temperatura superior a $100^\circ C$ para permitir escapar el H_2 , con la consiguiente pérdida de productividad en el depósito de material de aportación.

Finalmente la tensión a que se encuentra sometida la unión soldada, tanto de embridamiento como residual constituye un campo tensional complejo, afectado por la eliminación de las mordazas de sujeción de los tubos, los posibles movimientos y las tensiones residuales que se incrementarán con el mayor límite elástico del acero empleado. Por otra parte, la presencia de desnivelaciones en el montaje de los tubos en obra, las diferencias de espesor y las entallas propias de la raíz de las soldaduras incrementan las tensiones locales a que se encuentra sometido el material.

Al estudio de la influencia de los factores anteriores sobre el riesgo de fisuración, se ha dedicado una parte importante de nuestros trabajos en el campo de la soldadura de gasoductos. La presencia de defectos en la pasada de raíz, observados en examen metalográfico y difícilmente puesto de manifiesto en el control radiográfico en obra, hace imprescindible la evaluación de la severidad de dichos defectos en base a las determinaciones de los valores COD para las diferentes zonas metalúrgicas de la unión soldada.

Para este estudio se ha partido de tubería de acero microaleado de calidad API 5LX de 1067 mm de diámetro (42 pulgadas) y 16 mm de espesor, con características mecánicas: $Re = 48 \text{ Kg/mm}^2$, $Rm = 60 \text{ Kg/mm}^2$ y composición química en %: $C=0,082$; $Mn=1,56$; $Si=0,24$; $P=0,020$; $S=0,007$; $Nb=0,040$ y $V=0,058$.

La determinación del tiempo de enfriamiento se establece normalmente en base al tiempo transcurrido en el enfriamiento entre 800 y $500^\circ C$, lo que puede ser establecido teóricamente en función de la energía térmica aportada a la

unión y el espesor del tubo. Para 16 mm de espesor la influencia de la temperatura de precalentamiento resulta básica para la modificación de las condiciones bitérmicas a tritérmicas en la gama de energías teóricas de cálculo entre 1 y 2 KJ/mm, empleadas en la soldadura de primera pasada de gasoductos. Por esta razón en nuestros ensayos de fisuración realizados en laboratorio se empleó como base la energía de 1,5 KJ/mm, analizando la influencia del precalentamiento entre 20 y 100°C.

La determinación de los ciclos térmicos de soldadura permitió determinar velocidades de enfriamiento $t_{8/5}$ entre 6 y 10,8 s, que corresponden a microestructuras de bainita y martensita. La dureza de la martensita se establece para este tipo de acero en 380 Hv y la de la bainita en 212 Hv. Pudo observarse en los ensayos, de los que se obtuvieron macrosecciones del cordón de soldadura realizadas a título comparativo con electrodos básico y celulósico con $t_{8/5} = 10,8$ s, que la dureza en la ZAT es de 270 Hv y su microestructura fundamental corresponde a B+M. Los resultados obtenidos mediante la formulación,

$$Hv = 2019 \left[C(1 - 0,5 \log t_{8/5}) + 0,3(Si/11 + Mn/8 + Cu/9 + Cr/5 + Ni/17 + Mo/6 + V/3) \right] + 66(1 - 0,8 \log t_{8/5})$$

y desarrollada por Mannesman. Doc. I.I.S. IX-1356-85 confirma su aplicación práctica y la necesidad de modificar los coeficientes sobre los clásicos establecidos en la formulación del carbono equivalente, para su aplicación a tubos.

En las uniones reales obtenidas en campo, las durezas obtenidas son inferiores a 240 Hv, con muy pequeña influencia de la temperatura de precalentamiento, Figuras nº 1 y 2 y con microestructura con apreciable contenido en ferrita.

Pueden, por tanto, tomarse las condiciones de enfriamiento impuestas a los ensayos de laboratorio como más desfavorables a las realmente deducidas de las condiciones reales, para juzgar la tendencia a la fisuración en frío.

Los ensayos de resiliencia con entalla en la ZAT, permitieron establecer la prácticamente nula influencia de la temperatura de precalentamiento -Figura nº3- no obstante, detectable con el ensayo COD.

Ensayo de implantes

Para el establecimiento de la tensión de rotura se preparó una serie de doce implantes, mecanizados a partir del material base del tubo en sentido longitudinal y con entalla en forma helicoidal, para asegurar el inicio de la rotura por la zona afectada térmicamente.

La chapa base del ensayo fue de 100x75x10 mm, empleándose aportación con electrodo AWS E-9010G de 40 mmØ. El diámetro nominal del implante fue de 6 mm con sección resistente de 23,75 mm². Los parámetros de soldadura se ajustaron a las condiciones de obra 150 A. 27V para mantener la energía en los niveles lo más bajos posibles (inferior a 2 KJ/mm), que suponen tiempos de enfriamiento $t_{8/5}$ análogos a los considerados anteriormente.

El resultado del ensayo se da en la tabla nº 1.

Debe considerarse que con tensión del límite elástico se produce la rotura del implante y con ligeras disminuciones de la carga la rotura completa es evitada, aún con las severas condiciones del implante. El límite de rotura puede ser situado en el valor del límite elástico, con la propia severidad del ensayo.

En el examen metalográfico efectuado al implante después del ensayo, pudo apreciarse presencia de microfisuras propagadas a partir de la entalla mecánica por la ZAT, aún con los niveles inferiores de carga aplicados. Este resultado pone de manifiesto la importancia de las irregularidades geométricas como punto de inicio de fisuras, originadas en la pasada de raíz de las uniones soldadas en campo.

En la figura nº 4 pueden apreciarse implantes con rotura/no rotura y en la figura nº 5 la propagación de microfisuras a partir de la entalla mecánica del implante situada en la ZAT, hacia el metal de aportación. Pudo comprobarse el efecto anterior en las uniones en campo y en pasada de raíz, como se observa en la figura nº 6.

Ensayos con implantes realizados en análogas condiciones y con energías teóricas entre 1,5 y 2 KJ/mm precalentados a 100°C, pusieron de manifiesto un comportamiento análogo al expuesto. Las expresiones matemáticas adoptadas para evaluar la temperatura de precalentamiento en base al carbono equivalente del acero base empleado, tomando como tiempo de enfriamiento $t_{8/5}$ entre 2 y 6 s. proporcionan valores de 61°C o de 67°C respectivamente. Las más empleadas en tu bería son:

$$T_p = 416 \cdot \log (100 \cdot CE) - 456$$

$$T_p = 678 \cdot CE - 52$$

$$CE = C + Si/25 + Mn/20 + Cu/20 + Cr/10 + Ni/40 + Mo/15 + V/10$$

De esta forma se confirma la no necesidad de especificar, desde el punto de vista de comportamiento mecánico una temperatura de precalentamiento de los tubos superior a 100°C.

Ensayo de embridamiento

La influencia de la tensión de embridamiento en la raíz de las uniones soldadas manifiesta como un factor importante en la tendencia a la fisuración. Mediante probetas tipo TEKKEN y modificación del grado de embridamiento por variación de la longitud de corte transversal al cordón de soldadura, se trató de poner de manifiesto las condiciones límites de rotura y la propagación de las microfisuras por la ZAT. Debe señalarse que este tipo de probetas muy empleadas en control de soldaduras, pretende fundamentalmente caracterizar el inicio de la rotura por el material de aportación, tomando como parámetro el nivel de embridamiento adoptado para la probeta de ensayo.

Empleando electrodos de revestimiento celulósico y parámetros de soldadura los anteriormente reseñados, para conseguir tiempos de enfriamiento del orden de los obtenidos en obra, se obtuvieron los resultados recogidos en la tabla nº 2, sobre probetas mecanizadas del propio material base del tubo.

Puede observarse que, únicamente con tensiones bajas de embridamiento no se obtiene rotura, independientemente del tipo de electrodo celulósico empleado e identificado por la segunda letra de designación de la probeta. En la figura nº 7 se observan casos de rotura/no rotura estudiados. En los casos de rotura la propagación de la misma se realiza por el material de aportación.

Tomando como valores de cálculo, que en una construcción soldada los valores del coeficiente de embridamiento se sitúan en la gama entre 70 y 40 veces el espesor del material a soldar, los embridamientos para los 16 mm de espesor

del tubo considerado serían de: 1120 y 640 KG/mm.mm respectivamente, que produciría la rotura del cordón de raíz de los tubos, según el ensayo de embriamiento utilizado.

En la realidad de obra no se origina rotura en la raíz de los tubos, como pudimos comprobar en nuestros propios ensayos realizados en condiciones muy adversas de temperatura, por la necesidad de emplear una segunda pasada, la pasada caliente, con una demora muy reducida en tiempo sobre la pasada de raíz, lo que de forma indirecta supone aceptar que la unión soldada mantiene una temperatura de precalentamiento entre pasadas. Es evidente, que la ausencia de esta segunda pasada realizada inmediatamente a la propiamente de raíz, supone la rotura de la pasada de raíz en casos examinados.

Resultados COD y evaluación de defectos

Los valores obtenidos en el ensayo COD situando la entalla en diferentes zonas de la unión soldada se reproducen en la tabla nº 3 y en base a ellos se ha realizado la evaluación de defectos tomando como criterios diferentes recomendaciones o normas.

Condición	Probeta*	Sector	COD (mm)	COD medio
Sin Precalentamiento	ABS	0-3	0,228	0,208
	ADS	6-9	1,128	
	ABT	0-3	0,317	0,389
	ADT	6-9	0,462	
Precalentamiento a 100°C	AGS	0-3	0,246	0,253
	AIS	6-9	0,261	
	AGT	0-3	0,564	0,521
	AIT	6-9	0,479	

(*) S = Soldadura

T = Zona térmicamente afectada

COD Obtenidos: BS-5762

Tabla Nº 1. Resultado del ensayo de implantes

<u>Implante nº</u>	<u>Energía JK/mm</u>	<u>Tensión Kg/mm²</u>	<u>Resultado</u>
1	1,8	64	rotura
2	1,4	60	rotura
3	1,4	51	rotura a 5h
4	1,5	47,3	sin rotura
5	1,7	47,3	sin rotura
6	1,4	47,3	sin rotura
7	1,7	25,5	sin rotura
8	1,6	25,5	sin rotura
9	1,5	25,5	sin rotura
10	1,5	16	sin rotura
11	1,8	13	sin rotura
12	1,6	13	sin rotura

Tabla Nº2. Ensayo de embridamiento

<u>Probeta</u>	<u>Longitud corte</u>	<u>Embridamiento</u>	<u>Energía</u>	<u>Resultado</u>
G-B	0 mm	1250 Kg/mm.mm	1,59 KJ/mm	rotura
A-L	0 mm	1025	1,52	rotura
I-T	0 mm	1025	1,35	rotura
B-L	10 mm	890	1,69	rotura
D-B	10 mm	890	1,69	rotura
C-T	10 mm	890	1,49	rotura
F-L	30 mm	535	1,55	no rotura
H-B	30 mm	535	1,55	no rotura
E-T	30 mm	535	1,45	no rotura

Tabla Nº3. Tamaños críticos de defectos

<u>Código</u>	<u>Situación defectos</u>	<u>Altura mm</u>	<u>Longitud mm</u>
PD-6493	Superficial	0-6,2	Sin límite
	Interno	0-13	Sin límite
API 1104 Apéndice A	Superficial Interno	0-3,9	427
BS-4515 Apéndice H	Superficial Interno	0-3	230

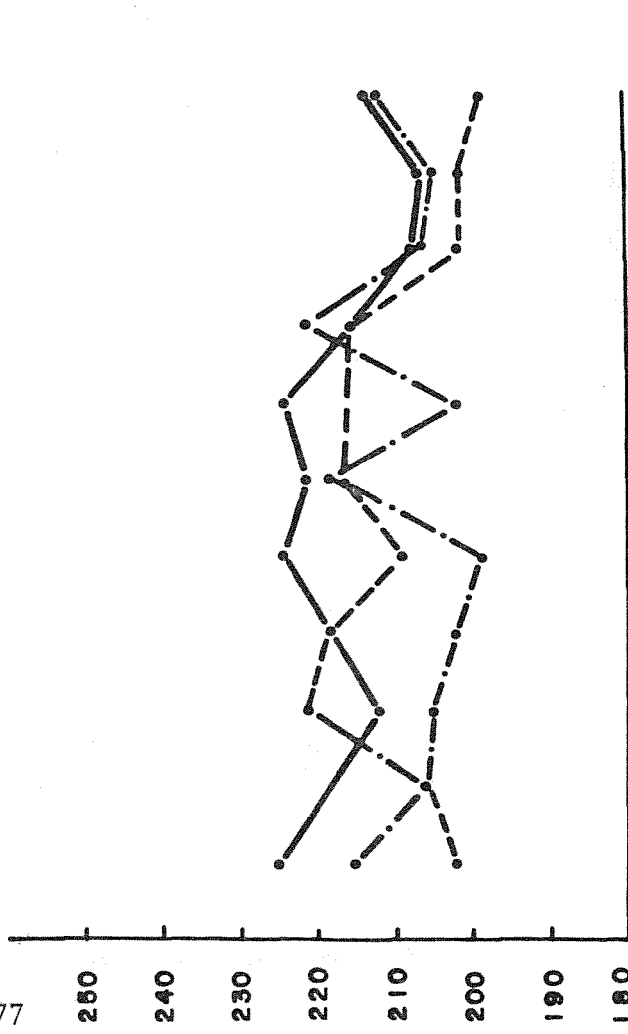
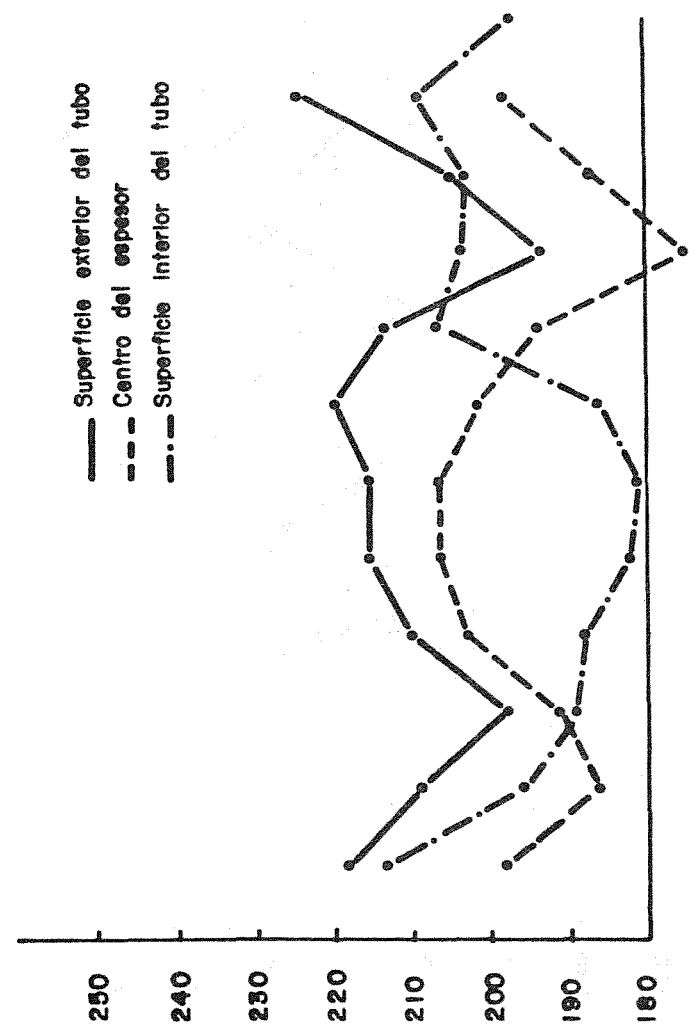
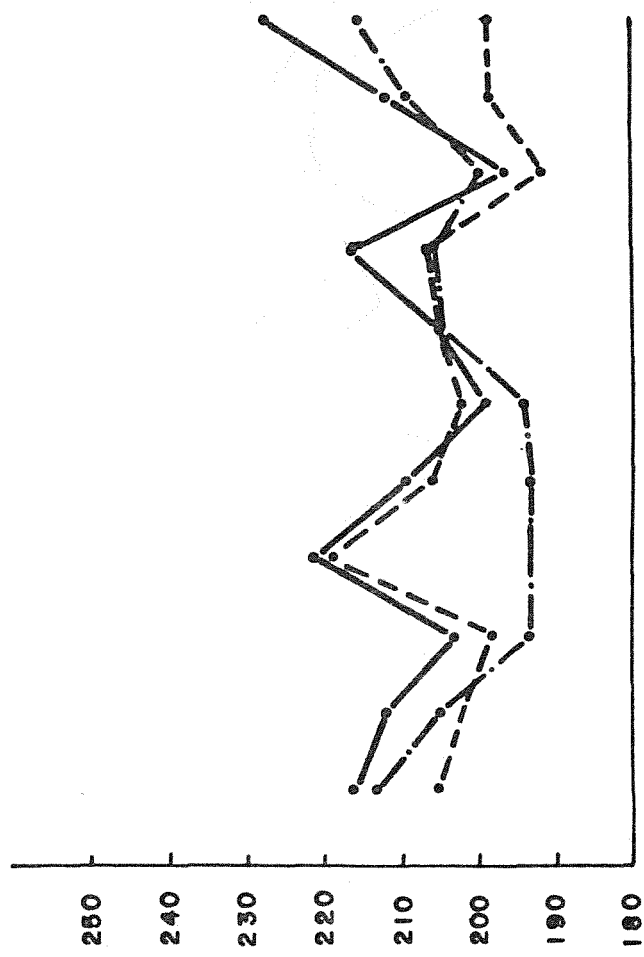
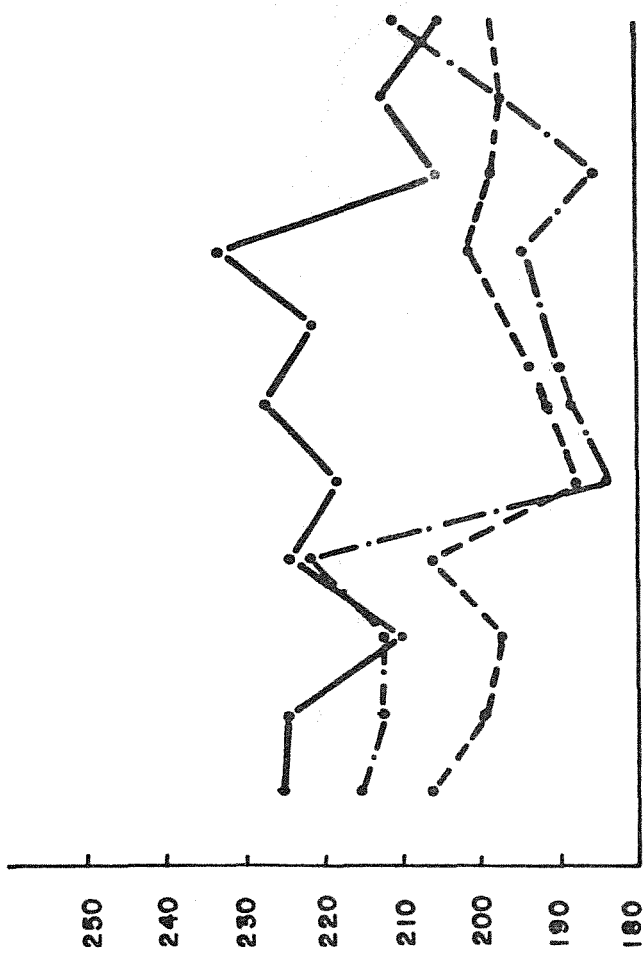


Fig: 1. UNION EN CAMPO
Electrodo E--901QIn precalentar

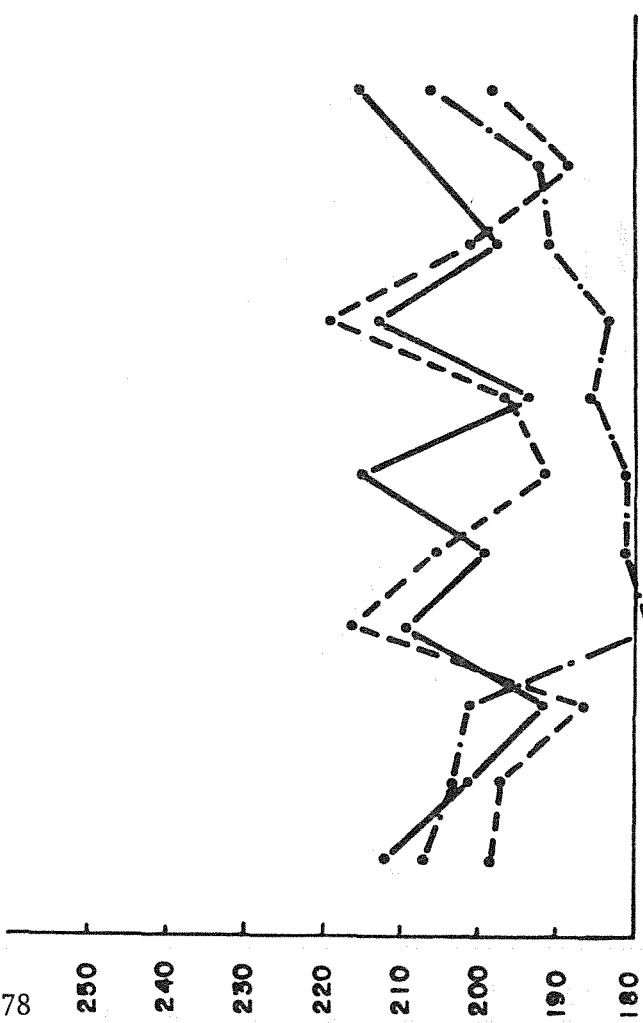
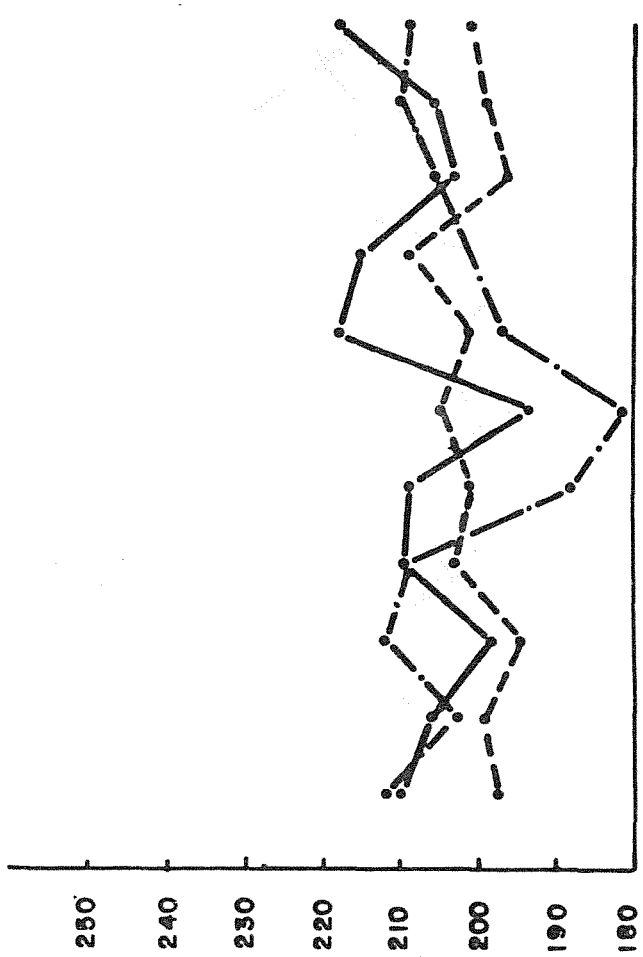
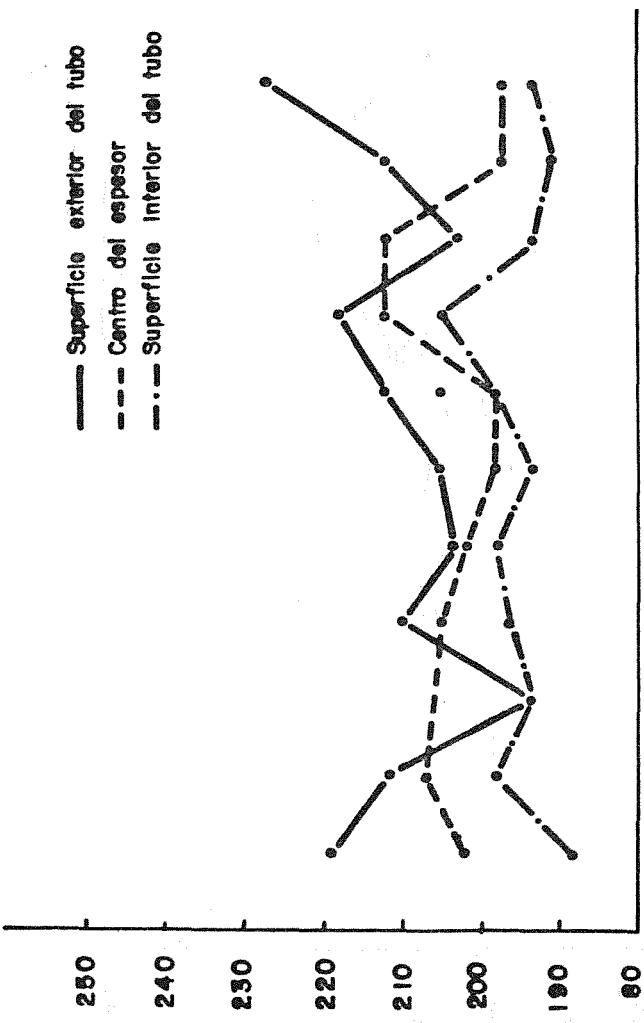
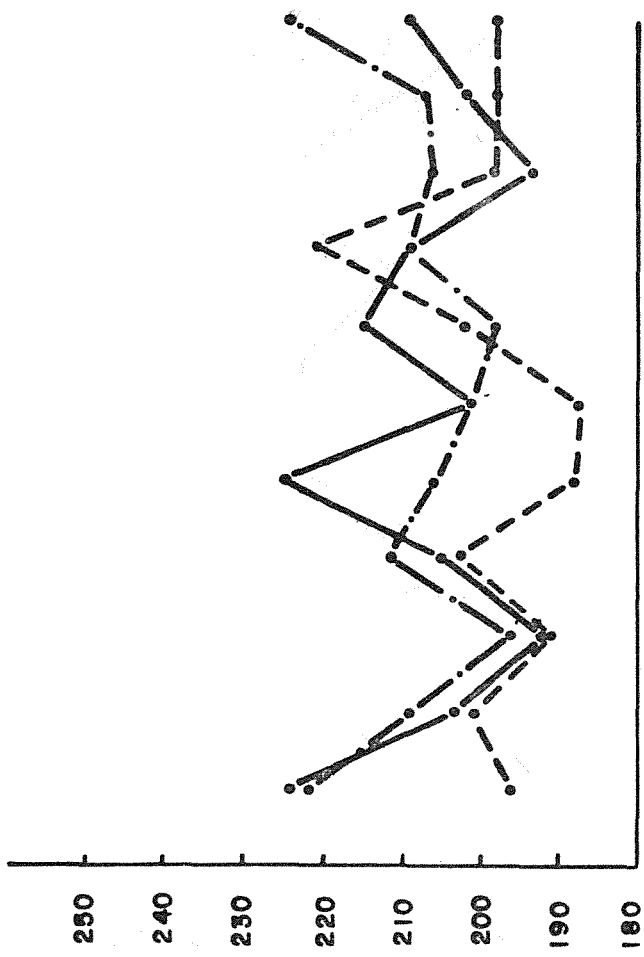


Fig : 2. UNION EN CAMPO
Electrodo E-901 Qrecalentado a 100°C

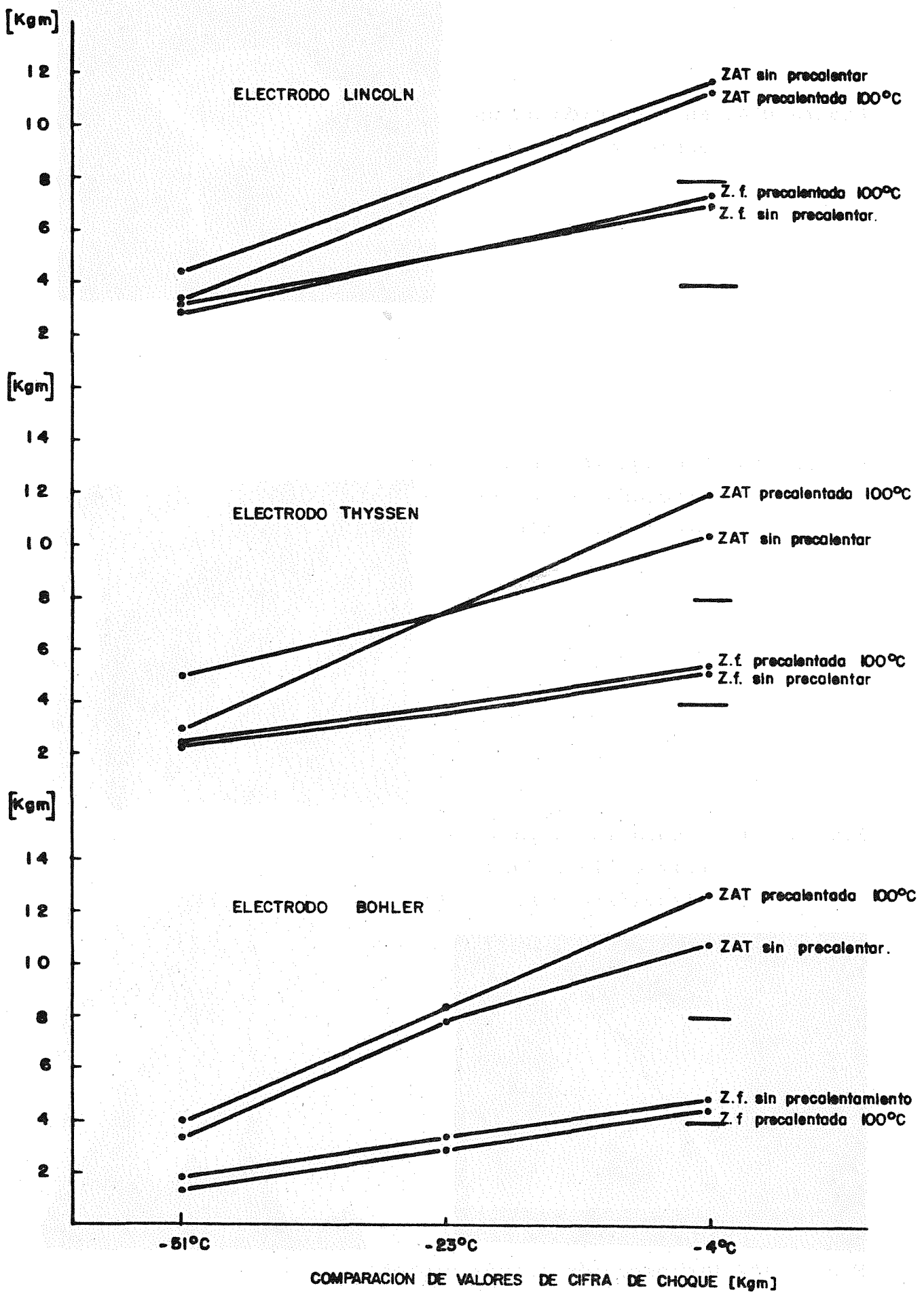


Fig 3.

Figura N°4. Macrosección de un ensayo de implante (x3).

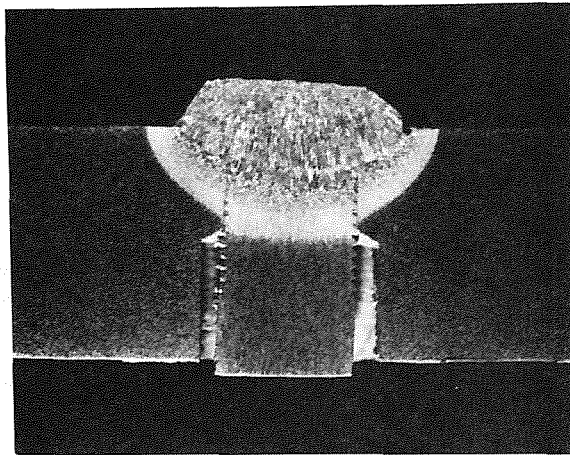


Figura N°5. Propagación de la fisura iniciada en la entalla mecánica. (x100)

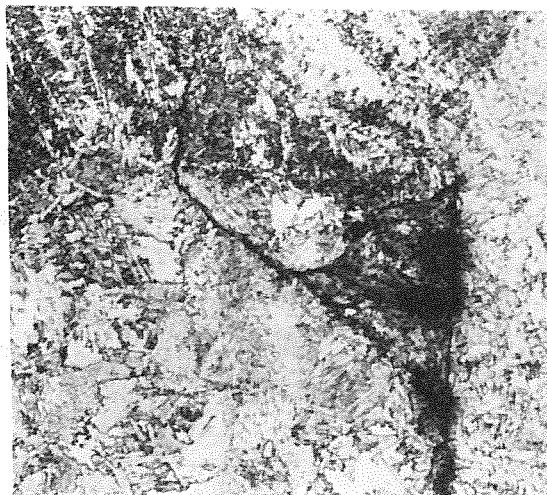


Figura N°6. Fisuración a partir de la raíz de la soldadura circunferencial. (x100)

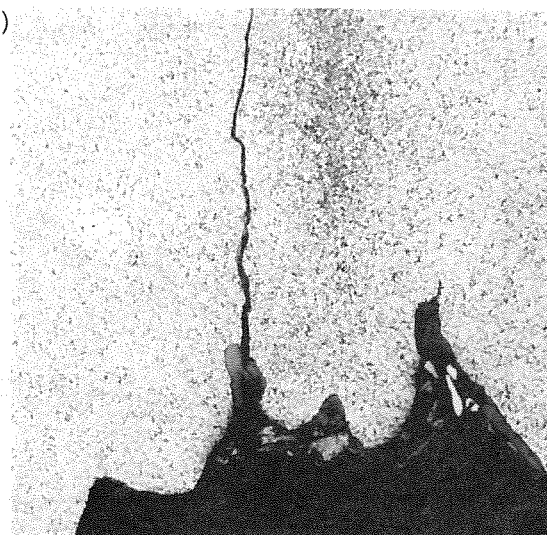
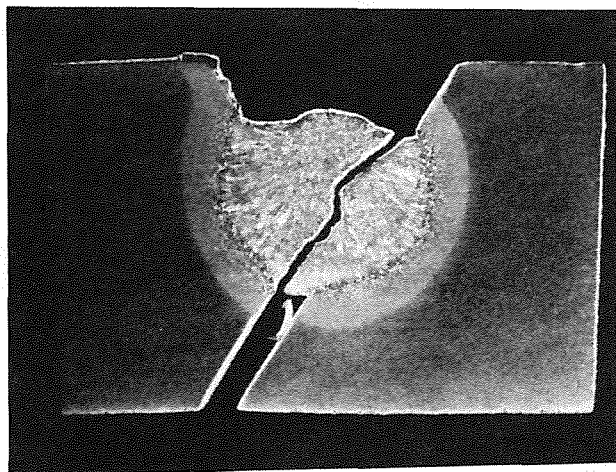


Figura N°7. Macrosección de una probeta de fisuración Tekken. (x3).

TAMAÑO CRITICO INICIAL DE GRIETA EN COMPONENTES NUCLEARES

JUAN BROS, FERNANDO MILLAN Y JOSE CARRERO

TECNATOM, S.A.

KM 19, C.N. I MADRID-IRUN. SAN SEBASTIAN DE LOS REYES (MADRID)

Para obviar los retrasos que se producirían en la puesta en marcha de una planta nuclear al realizarse la evaluación por mecánica de fractura de una posible indicación de defecto detectada en la inspección en servicio, Tecnatom ha desarrollado una metodología de cálculo encaminada a reducir al mínimo el tiempo de respuesta entre la detección de la indicación de defecto y la decisión sobre la aceptabilidad o no del mismo. Esta metodología se desarrolla alrededor del definido por Tecnatom como "tamaño crítico inicial de grieta".

In order to reduce the time involved in the fracture mechanic analysis of detected flaws during in service inspection, it is necessary to perform the analytical evaluation before the flaw detection. How? Determining for each critical location and all areas subjected to inspection the "Initial Critical Crack Size" defined as the flaw size, that after the evaluation time period will be equal to the fracture mechanic critical crack size.

1.- INTRODUCCION

La vigilancia periódica de la integridad estructural de los componentes y/o tuberías de una planta de producción eléctrica con combustible nuclear, se encuentra regulada en nuestro país, al carecer de normativa propia, por la del país suministrador de la ingeniería y diseño de la misma. En la actualidad, casi todas las plantas en operación en España son de origen Estadounidense.

La normativa actualmente en vigor es la establece el Código ASME y en concreto la Sección XI del mismo en lo referente a inspección en servicio.

Dentro de esta Sección, se establecen, en una serie de artículos, los requisitos de inspección de los distintos componentes, tuberías y accesorios sometidos a examen y seguimiento periódico. Asimismo se establecen unos estándares de aceptación para indicaciones de defecto en lo que al tamaño de los máximos defectos que pueden admitirse sin violar la integridad estructural de dichos componentes hace referencia. En concreto y en el caso de componentes de clase nuclear I, los estándares de aceptación los determina el artículo IWB-3500 de ASME XI.

Si estos estándares son excedidos, es obligada en principio, la reparación por eliminación del defecto o la sustitución de la parte afectada del componente previamente a la puesta de nuevo en funcionamiento de la planta, con el consiguiente perjuicio económico que esto conlleva al dilatarse en el tiempo los trabajos programados para la parada para recarga.

No obstante el Código ASME permite la reanudación de la puesta en servicio de la planta sin la reparación del defecto siempre y cuando, de acuerdo con el artículo IWB-3600, un estudio analítico, basado en conceptos de mecánicas de fractura, demuestre que las dimensiones del defecto en un período de tiempo dado no van a experimentar un crecimiento tal que las haga superar las de la grieta definida como crítica, dependiendo, dicho valor crítico de la grieta, de las propiedades mecánicas del material y del estado tensional presente en la estructura.

Son por tanto obvias las ventajas de la aplicación de esta metodología, ya que permite una ampliación de los estándares de aceptación que nos pueden llevar a obviar la reparación del componente o posponer ésta al momento más idóneo, siempre dentro del período de evaluación que haya sido fijado.

Todo lo anterior se presenta muy esquematizado en la figura 1.

Sin embargo, el análisis de mecánica de fractura, es un análisis relativamente complejo, debido fundamentalmente al elevado número de transitorios a analizar, con la consiguiente generación de gran cantidad de datos que hay que manejar y procesar. Todo esto puede suponer, para un área de geometría algo compleja, la inviabilidad del estudio analítico en un corto período de tiempo, que es el requerido para dar una respuesta eficaz al problema que se plantea.

Para evitar estos retrasos y los consiguientes perjuicios económicos es preciso, de alguna forma, adelantarse a la propia aparición de la grieta.

Para ello y conociendo cuales son las zonas críticas en el componente en cuestión, se ha llevado a cabo un estudio paramétrico consistente, a grandes rasgos, en determinar los distintos tamaños críticos de grieta para las secciones más representativas de esas zonas críticas y determinar, a partir de los mismos,

las dimensiones de las grietas que evolucionarían hasta los distintos tamaños críticos de grieta en determinados períodos de tiempo. El tamaño de esas grietas que concluirían en el tamaño crítico de grieta es el definido por Tecnatom como tamaño crítico inicial de grieta.

Determinados estos tamaños críticos iniciales de grieta se puede decidir, con un pequeño grado de incertidumbre, a cerca de la aceptabilidad o no de un defecto por comparación de las dimensiones reales del mismo con las del defecto crítico inicial de referencia.

El objetivo de esta ponencia es el de ofrecer la metodología desarrollada por Tecnatom para la determinación del tamaño crítico inicial de grieta.

2.- PLANTEAMIENTO DE LAS BASES DE PARTIDA DEL PROBLEMA

De acuerdo con lo indicado en el punto anterior se han fijado las zonas críticas del componente nuclear, que a partir de ahora centraremos en una vasija de reactor de agua a presión típica de tres lazos tipo Westinghouse.

Estas zonas críticas son básicamente aquellas en las que se presentan discontinuidades estructurales por cambio de espesor, etc, a parte de la zona de la vasija que rodea al núcleo, cuya criticidad obedece al efecto degradante que tiene el bombardeo neutrónico sobre las propiedades mecánicas del material.

De estas zonas y para ilustrar esta presentación se han seleccionado las dos zonas para las que Tecnatom ha desarrollado recientemente este estudio paramétrico. Las zonas, sombreadas en la figura 2 son la unión virola superior de vasija-bridada de cierre y tobera de salida o de rama caliente.

De estas dos zonas se han escogido a su vez, aquellas secciones tipo o críticas de cada una de ellas. Así en la unión vasija-bridada se ha escogido la sección mas tensionada, que se corresponde con el cambio de espesor, y en la tobera de salida se han elegido las secciones representativas de la unión tobera a vasija, corner y unión tobera anillo de transición.

Finalmente y en cada una de estas secciones se han supuesto defectos superficiales y subsuperficiales así como, para cada tipo, defectos de orientación circunferencial y longitudinal.

3.- DESCRIPCION DE LA METODOLOGIA DE CALCULO

Para el estudio de mecánica de fractura a realizar, es necesario disponer del estado de sollicitaciones de la estructura. Para ello es necesario realizar un análisis térmico-tensional, análisis que ha sido el punto de partida del trabajo que ahora presentamos.

3.1 Análisis térmico-tensional

3.1.1. Análisis térmico

Para conocer la distribución de temperaturas en las secciones elegidas y en el tiempo, se hace necesario resolver el correspondiente problema de transmisión de calor analizando todo y cada uno de los transitorios de operación rela-

cionados en las especificaciones técnicas del circuito primario.

El análisis se ha realizado utilizándose la técnica de los elementos finitos mostrándose en las figuras 3 y 4 la modelización de las zonas seleccionadas. Puede observarse que se han utilizado elementos triangulares y cuadrangulares isoparamétricos con tres nodos por lado y que permiten interpolar, con buena precisión, grandes gradientes térmicos. Obviamente los elementos son mucho más estrechos en la parte de la zona más en contacto con el fluido teniendo en cuenta en una parte, la presencia del plaquedo de acero inoxidable existente y de diferente conductividad térmica a la del acero al carbono constitutivo de la vasija. Para la modelización de la tobera se ha considerado la zona de la vasija con radio de valor doble del valor real, para simular el efecto de la no aximetría de dicha zona. Esta consideración es práctica habitual en análisis similares para evitar el enorme costo y complejidad de un análisis tridimensional.

El mecanismo de transmisión de calor utilizado en el caso de la zona de brida-vasija ha sido el de convección natural mientras que en el caso de la tobera se han distinguido tres tipos: Convección forzada en la zona de contacto con el fluido de la rama caliente, convección natural en la zona de contacto con el fluido de la vasija y el mecanismo intermedio para la zona de contacto con el fluido existente a través de la holgura entre el barrilete y la tobera.

En la figura 5 se puede observar el gráfico de variación de temperatura obtenido para un determinado transitorio.

3.1.2.- Análisis tensional

Las tensiones a que se encuentra sometida la vasija del reactor son fundamentalmente de origen térmico y mecánico.

Las de origen térmico proceden de las dilataciones y contracciones que experimenta la vasija al variar las temperaturas a lo largo de los diferentes transitorios, variaciones consideradas en el punto anterior.

Las tensiones de origen mecánico proceden fundamentalmente de las variaciones de presión que experimenta la vasija desde la presión de operación normal a las derivadas por condiciones transitorias.

La combinación de estos dos tipos de tensiones corresponde al estado tensional presente en la estructura en condiciones de operación normal y en situaciones anómalas por efectos de los transitorios.

Para la obtención de estas tensiones se ha realizado una discretización semejante a la utilizada en el análisis térmico con el fin de evitar complejidades a la hora de utilizar los valores de temperaturas en los nodos determinados anteriormente como datos de entrada del cálculo de dichas tensiones.

Hay que hacer constar finalmente que el plaquedo de recubrimiento de la pared interna de la vasija no ha sido considerado como elemento resistente.

La figura 6 ofrece la distribución de tensión para un determinado transitorio y zona analizada.

3.2 Análisis de mecánica de fractura

Realizado el análisis térmico-tensional debe procederse al tratamiento de los resultados obtenidos para obtener el tamaño crítico de grieta y obtener a su vez, de él, el tamaño crítico inicial de grieta para un periodo de evaluación determinado.

Como en todo análisis de mecánica de fractura intervienen en el trabajo que nos ocupa los conceptos habituales como son: Factor de intensidad de tensiones, Factores críticos de tenacidad a la fractura de crecimiento y grietas incidiendo, en alguno de ellos, otros aspectos como el del efecto de la irradiación en la tenacidad del material.

3.2.1.- Determinación del factor de intensidad de tensiones

El factor de intensidad de tensiones, característica definitiva del estado tensional en la punta de una grieta, como es bien sabido depende de la geometría estructural, de las tensiones aplicadas y del tamaño del defecto.

Para su determinación se han tenido en cuenta las expresiones recogidas en los trabajos de Buchalet and Bamford que permiten el cálculo del factor de intensidad de tensiones, a partir de distribuciones de tensiones polinómicas de hasta tercer grado, para grietas superficiales continuas. Estas expresiones se han obtenido a partir de modelos de elementos finitos bidimensionales y permiten un enorme ahorro de tiempo al no ser necesario estar efectuando para cada incremento del tamaño de grieta un nuevo análisis por elementos finitos de la estructura. Los factores de intensidad de tensiones son corregidos de forma que sean así mismo válidos para grietas no continuas.

$$K_I = \sqrt{\pi} a \left(A_0 F_1 + \frac{2a}{\pi} A_1 F_2 + \frac{a^2}{2} A_2 F_3 + \frac{4a^3}{3\pi} A_3 F_4 \right) * R^{(00)}$$

donde a: Profundidad de la grieta

$A_0 A_1 A_2 A_3$: Coeficientes del ajuste polinómico de las tensiones

$F_1 F_2 F_3 F_4$: Factores de magnificación que dependen de la geometría considerada

$R^{(00)}$: Factor de corrección elíptico.

Para grietas superficiales, para las que las anteriores expresiones no son aplicables, se ha utilizado el procedimiento recomendado en el Apéndice A ASME XI, en el que se parte de un proceso de linealización conservativo de tensiones.

Las expresiones mencionadas nos permiten, pues, conocer el valor del factor de intensidad de tensiones en función de la profundidad de la grieta para cada uno de los estados tensionales a los que se someten el componente como resultado de la ocurrencia de los transitorios considerados.

3.2.2.- Determinación de los factores críticos de tenacidad

El factor de intensidad de tensiones K_I , debe ser comparado en todo momento con los valores de K_{IC} (factor de intensidad de tensiones crítico aso-

ciado al fenómeno de iniciación del crecimiento de grieta) y de K_{IA} (factor de intensidad de tensiones crítico asociado al fenómeno de detención del crecimiento de grieta).

Cuando K_I supere, para unas condiciones dadas de profundidad de grieta, estado tensional, temperatura e irradiación, el valor de K_{IC} , el crecimiento de la grieta será inestable tendiendo a la rotura rápida del componente salvo el valor de K_I , en un instante superior a ese crecimiento se haga igual o menor que K_{IA} y entonces la grieta detenga su crecimiento.

Las expresiones de K_{IC} y K_{IA} dependen de la temperatura en el extremo de la grieta y de la temperatura de referencia de ductilidad nula (RT_{NDT}).

La RT_{NDT} es quien contempla la irradiación recibida por el material puesto que el bombardeo neutrónico del componente se refleja en un desplazamiento de dicha temperatura de referencia. Estos desplazamientos pueden ser cuantificados como resultado de los programas de vigilancia de materiales de vasija o por estimación de la Guía Reguladora 1.99.

3.2.3.- Determinación del tamaño crítico

Para cada transitorio el tamaño crítico para una localización y orientación de defecto dada se obtiene mediante la intersección de los perfiles de la tenacidad a la fractura en la detención o curva de K_{IA} y el perfil del factor de intensidad de tensiones aplicadas.

Este proceso debe ser repetido para todos los transitorios especificados. El más pequeño de los valores de tamaño crítico calculado, una vez que todos los transitorios han sido considerados nos da el tamaño crítico mínimo de defecto para operación normal o valor a_c .

La determinación de un tamaño crítico mínimo de defecto para la iniciación de una propagación sin detención de una grieta en condiciones de emergencia o accidente se obtiene mediante la intersección de la curva K_{IC} para las condiciones de accidente y de la variación del factor K_I a lo largo del espesor. Este proceso se repite para cada uno de los instantes t_i en que se ha subdividido el transitorio de emergencia o accidente postulado y se van obteniendo los distintos valores de a_i (profundidad en la iniciación del crecimiento inestable). A su vez el corte de la curva K_I con la curva de K_{IA} nos darán las profundidades críticas de grieta en el momento de la detención o la paralización de la propagación de grieta (a_a). Este procedimiento se ilustra en la figura 7.

El mas pequeño de los valores de a_i para el cual la profundidad en la detención a_a supera 75% del espesor despues que todos los accidentes postulados han sido considerados representan las dimensiones de defectos críticos mínimas para la iniciación en condiciones de accidente.

3.2.4.- Determinación del tamaño crítico inicial

Definimos como tamaño crítico inicial del defecto para un período determinado de tiempo las dimensiones iniciales de defecto que después del período de crecimiento fijado se convertirán en las dimensiones del defecto de tamaño crítico.

Para determinar estos tamaños críticos iniciales se parte del menor de los tamaños críticos obtenidos en el punto 3.2.3 afectados por el coeficiente de seguridad (0,1 para condiciones normales y 0,5 en condiciones de emergencia y/o accidente) de acuerdo con IWB-3600 de ASME XI siempre y cuando ese valor sea mayor que el tamaño de defecto correspondiente a la intersección de las curvas K_I y K_{IA} y K_{IC} , afectados estos dos últimos de los coeficientes de seguridad establecidos en IWB-3600. Si fuera menor, entonces se escogería como tamaño crítico el menor de los tamaños de defecto correspondiente a las intersecciones aquí señaladas.

A continuación se van considerando uno a uno todos los transitorios de operación normal especificados, obteniéndose en cada uno de ellos la mayor fluctuación del factor de intensidad de tensiones, ΔK_I , con la cual se entra en la curva de crecimiento en fatiga propuesta en el Ap. A de ASME XI y se obtiene la velocidad de crecimiento en profundidad en función del número de ciclos de ese transitorio, es decir, el valor de da/dN .

A partir de ese valor y teniendo en cuenta la frecuencia con que se postulan los distintos transitorios de diseño se obtiene el incremento de profundidad debido al transitorio analizado.

Sustrayendo del valor del tamaño crítico corregido, el valor de incremento de profundidad hallado, obtendremos las dimensiones del defecto actualizadas. Una vez que hayan sido considerados todos los transitorios, obtendremos el valor de tamaño crítico inicial antes definido.

Un esquema de este proceso se da en la figura 8

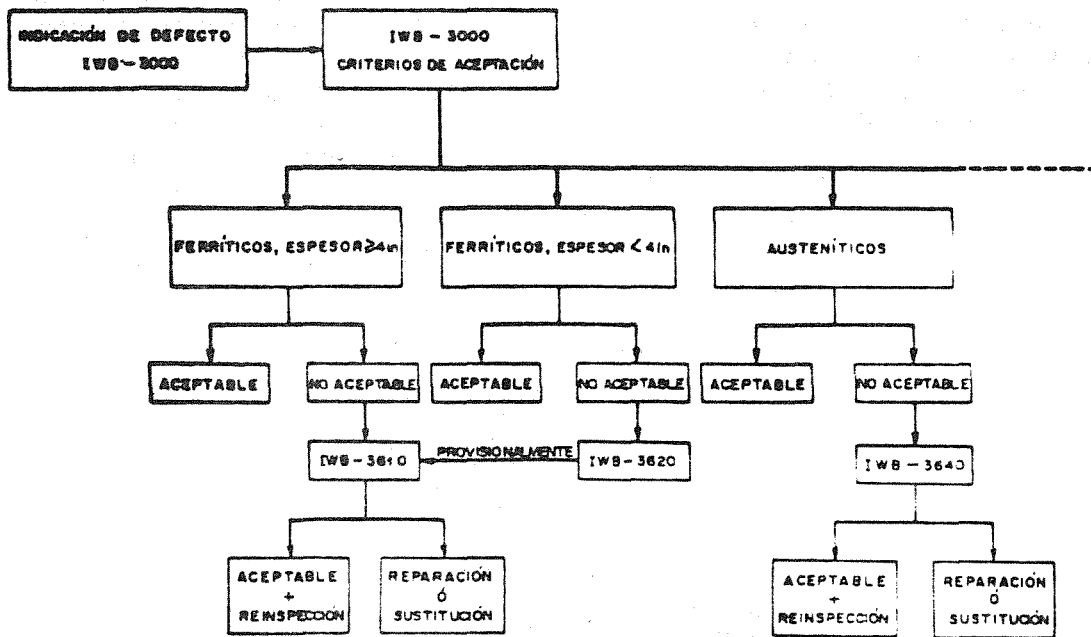
4.- RESULTADOS

Todo el proceso de cálculo ha sido automatizado mediante el programa de ordenador EVA, desarrollado por Tecnatom incorporando, este, al Ap. A de ASME XI los criterios posteriores de mecánica de fractura que se describen en el punto 3.2.

Los resultados obtenidos han sido condensados en una serie de mapas de decisión en las cuales se representa en abcisas el factor de forma o relación $a/1$, variando desde 0,0 a 0,5 y en ordenadas los valores máximos admisibles de la relación a/t (relación profundidad/espesor). En estos mapas de decisión quedan recogidos los valores máximos que se indican en IWB-3500 del código ASME (Sección XI) y los máximos admisibles (tamaños críticos iniciales) para un período de evaluación de 0,15 y 30 años, equivalente a plena potencia, obtenidos con este estudio analítico.

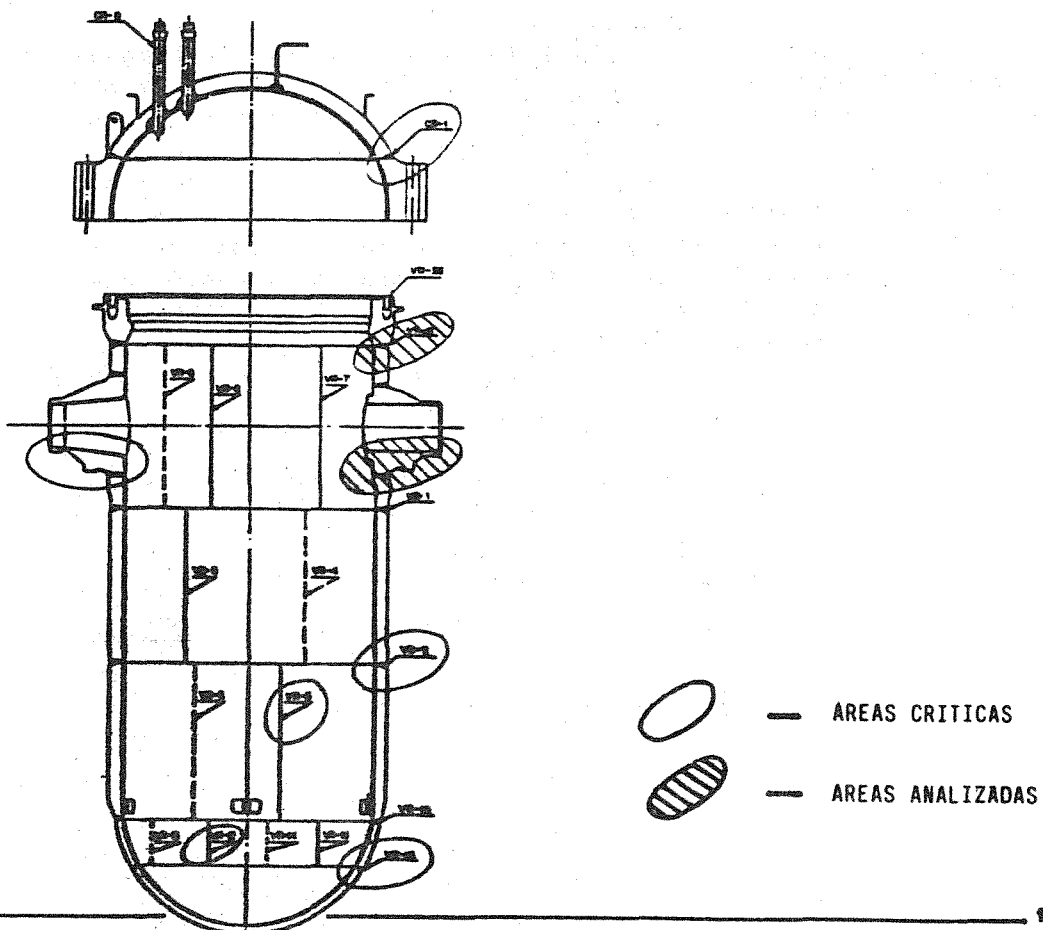
Una muestra de estos mapas de decisión se presenta en la figura 9.

EVALUACIÓN DE INDICACIONES (IWB-3000)



tecnaTom, s.a.

FIGURA 1



tecnaTom, s.a.

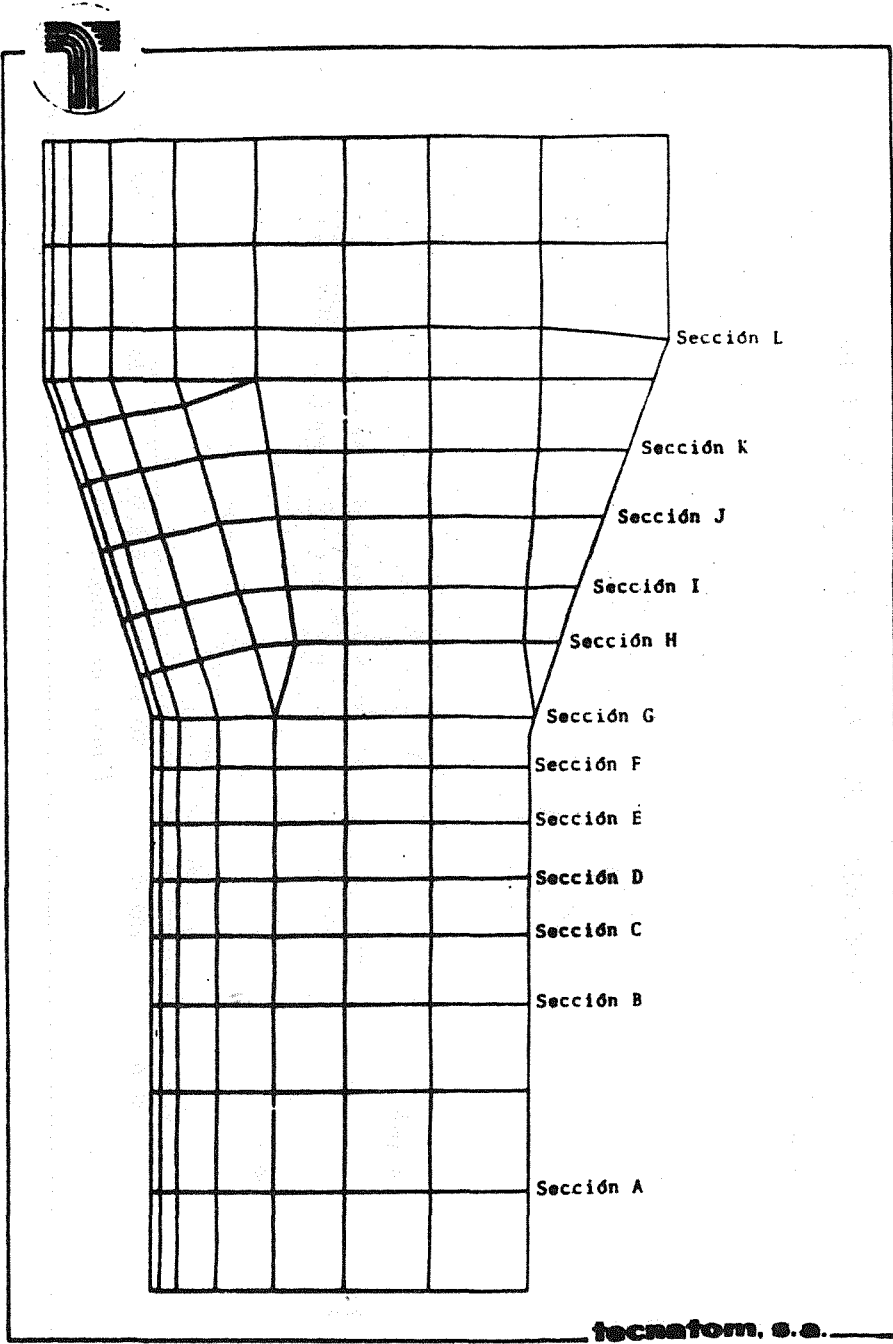


FIGURA 3

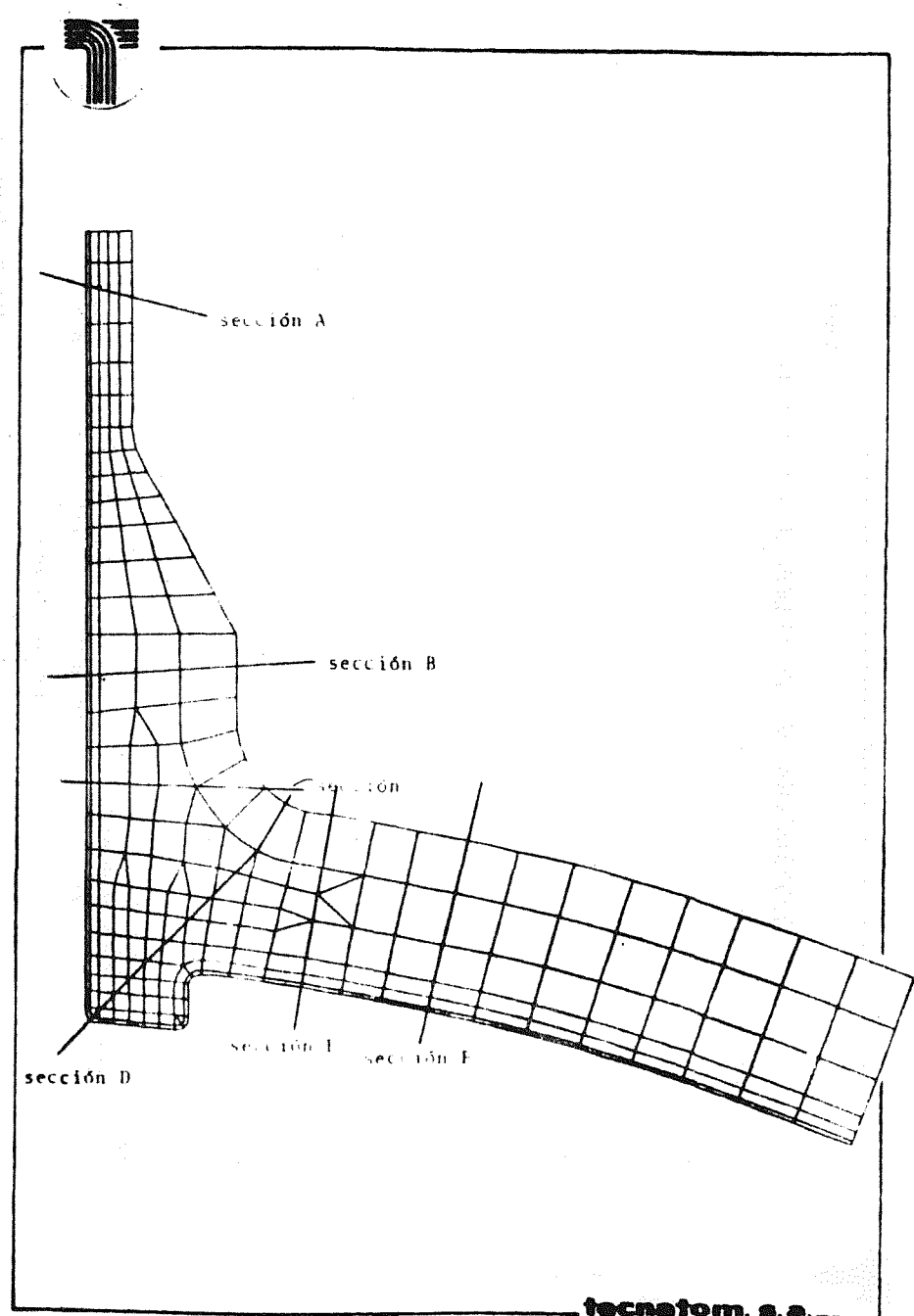
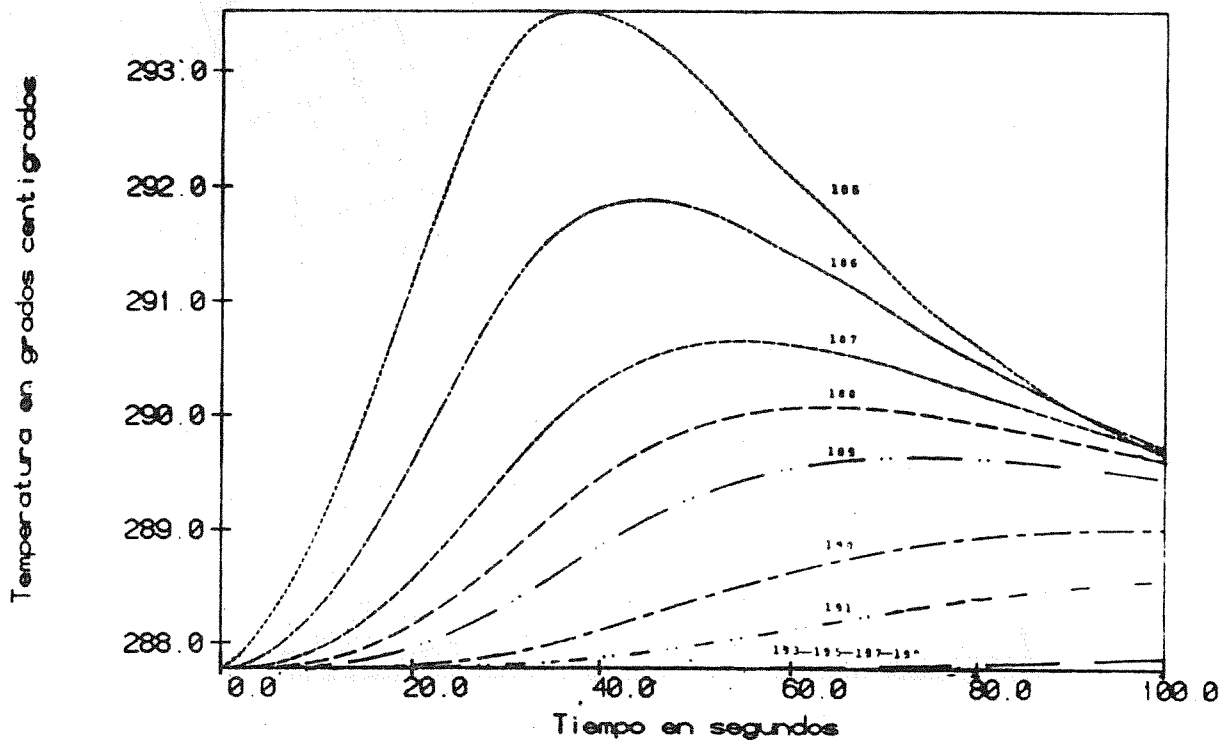


FIGURA 4



TRANSITORIO 9

TEMPERATURA DE LOS NUDOS DE LA SECCION G



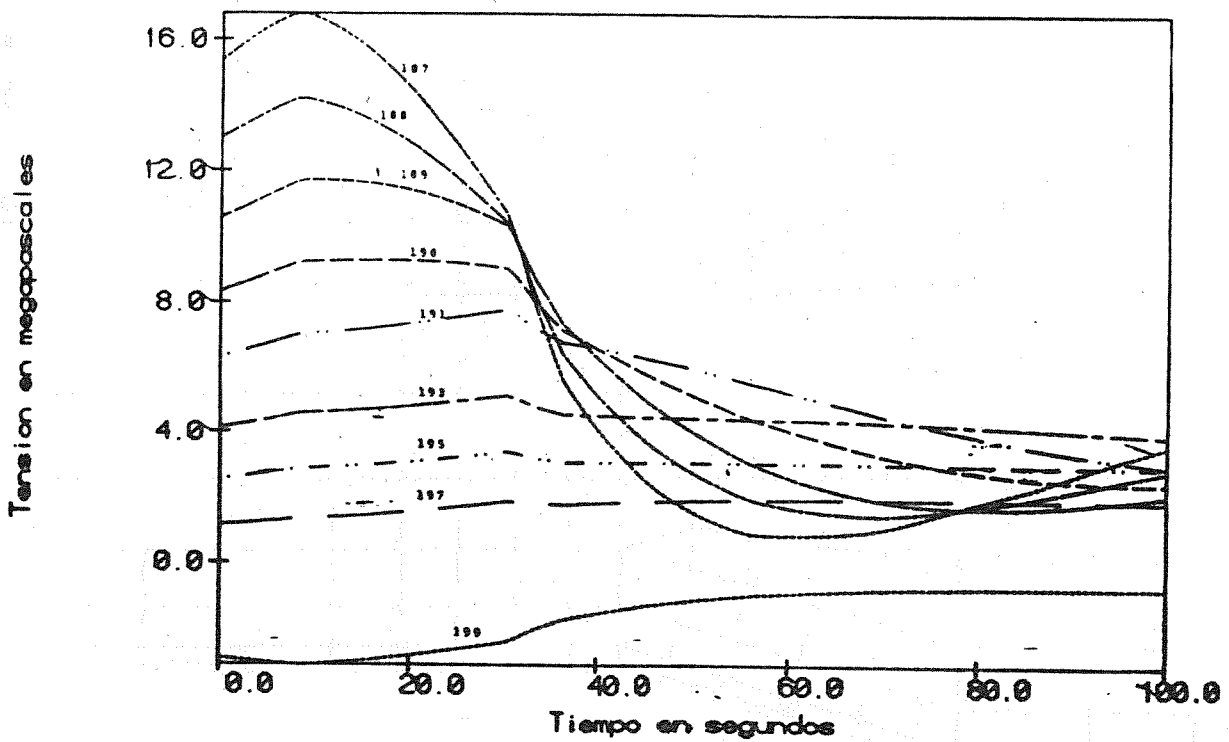
tecnatom, s.a.

FIGURA 5



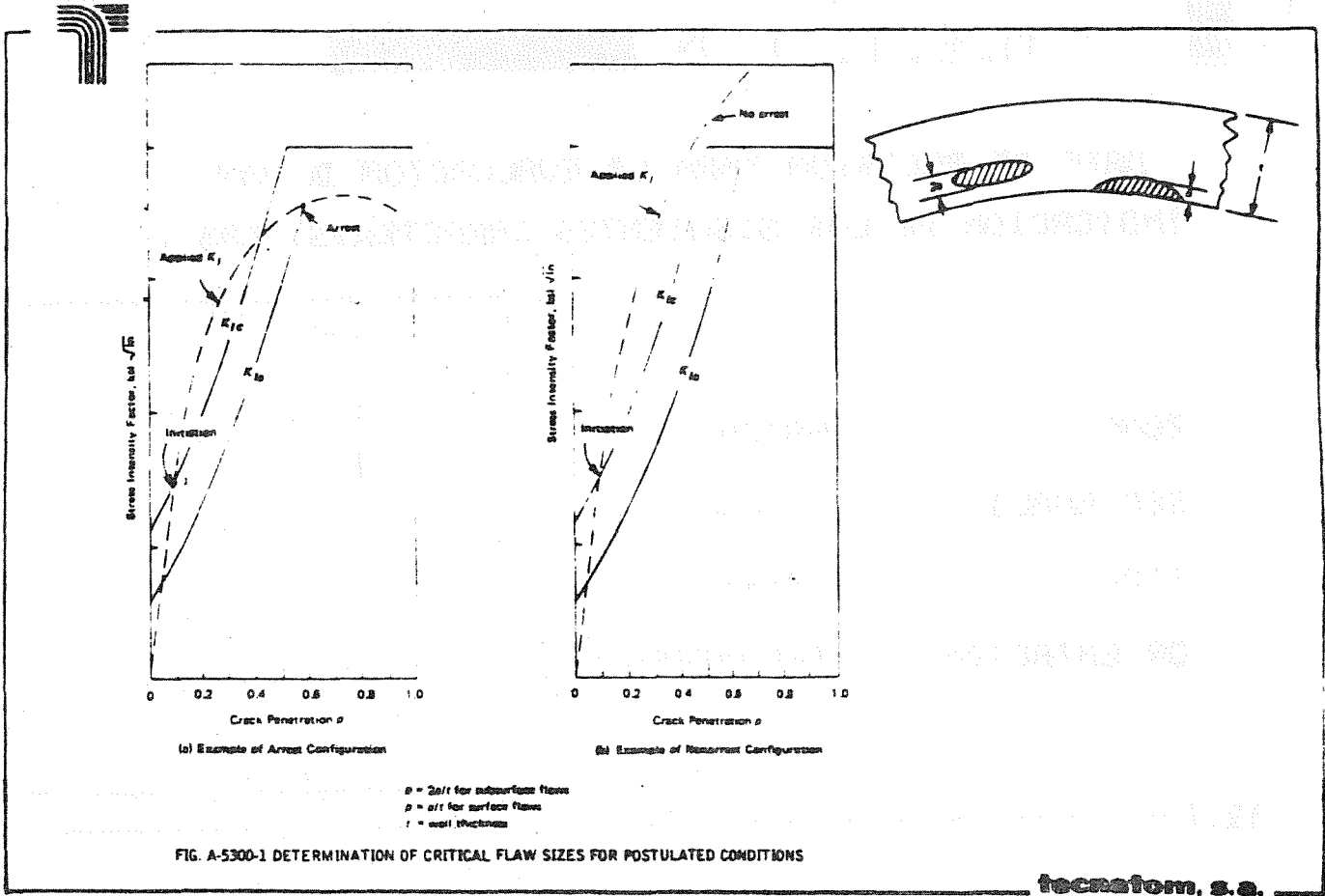
TRANSITORIO 9

TENSIONES (ZZ) DE LOS NUDOS DE LA SECCION G



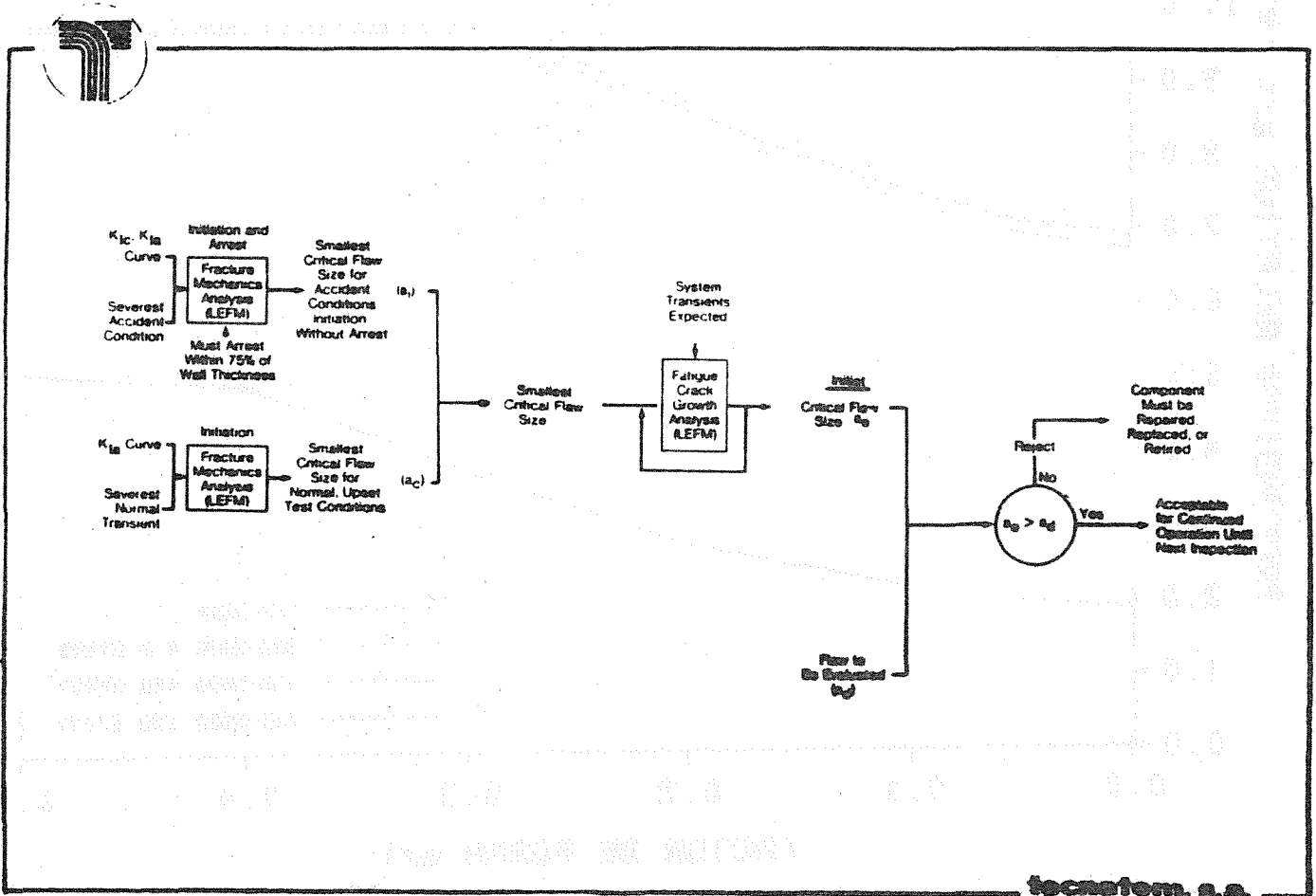
tecnatom, s.a.

FIGURA 6



tecnatom, s.a.

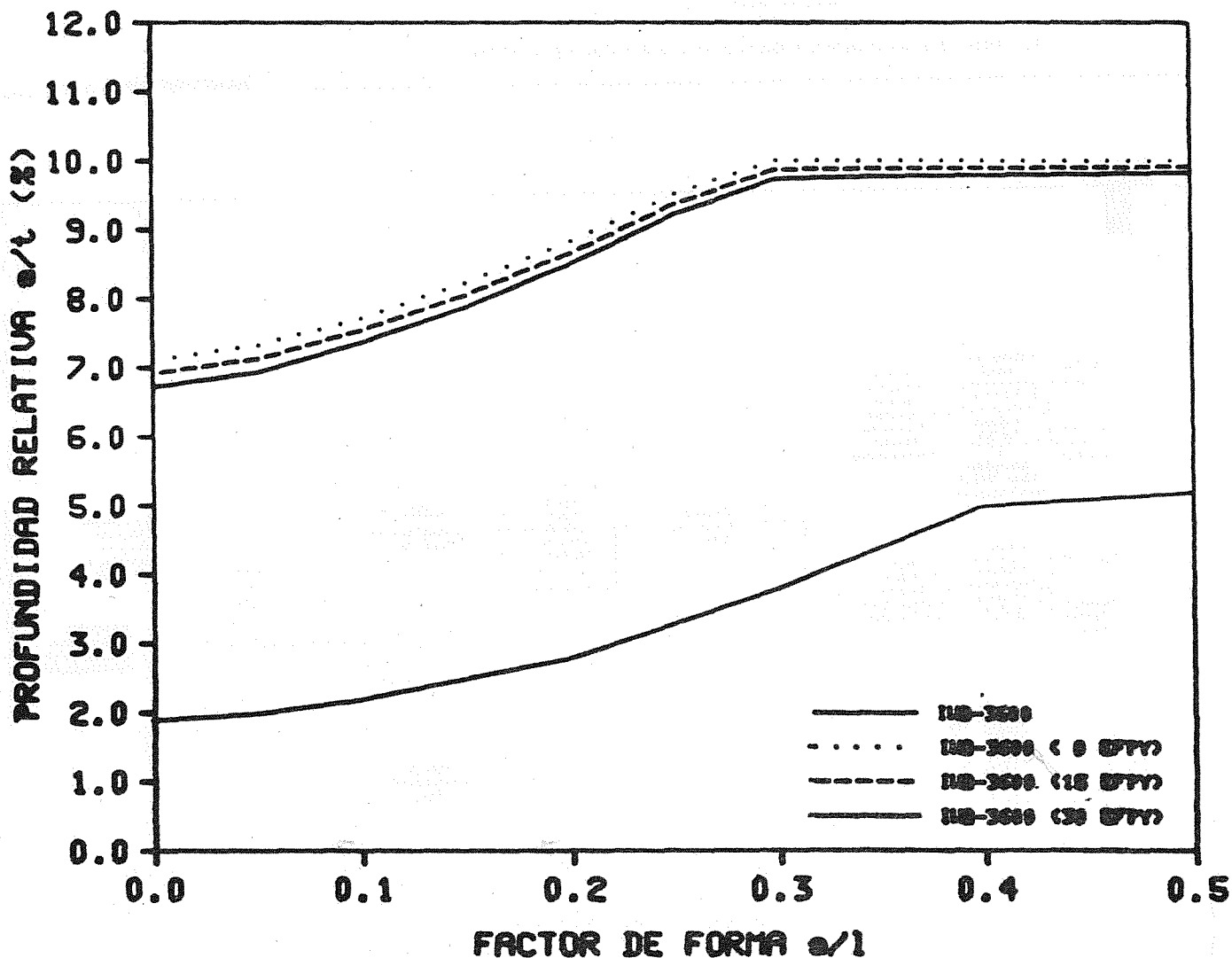
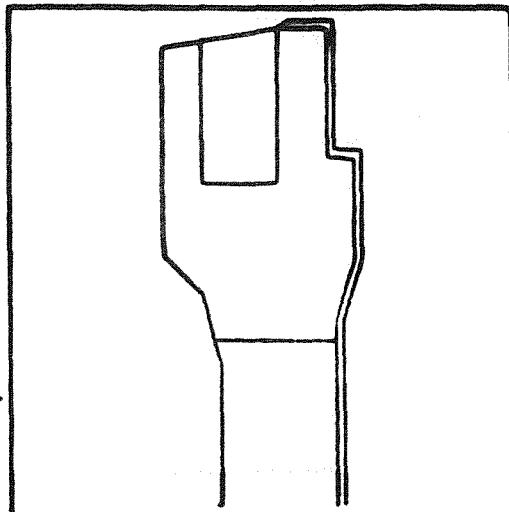
FIGURA 7



tecnatom, s.a.

MAPA DE DECISION PARA LA EVALUACION DE UNA INDICACION DE LAS SIGUIENTES CARACTERISTICAS :

ZONA : VASIJA-BRIDA
 SEC. ANALIZ. : _____
 TIPO : SUPERFICIAL
 ORIENTACION : CIRCUNFERENCIAL



tecnaTom, s.a.

EVALUACION NUMERICA DE LA VELOCIDAD DE AVANCE DE UNA FISURA EN FATIGA

Raúl Cortés G.* y Alejandro Font F.

Departamento de Ingeniería Mecánica y Metalurgia, Pontificia Universidad Católica de Chile, Santiago. Chile

****Departamento de Física y Física de Materiales, E.T.S. Ing. Caminos. Madrid.***

RESUMEN

Se evaluó numéricamente la velocidad de avance de una fisura en fatiga mediante un modelo de acumulación de daño y el método de los elementos finitos, para el caso de un acero inoxidable AISI-316. Los resultados del análisis obtenidos en deformación plana están en buen acuerdo con las medidas experimentales correspondientes. Las evaluaciones numéricas realizadas en tensión plana predicen, no obstante, velocidades de avance de la fisura muy superiores a aquellas asociadas a deformación plana. Esta tendencia de los cálculos efectuados en tensión plana, se discute en términos cualitativos.

SUMMARY

The fatigue crack propagation rate in an AISI-316 stainless steel was evaluated numerically by use of a damage accumulation model and the finite element method. Results obtained in plane strain are in good agree with experimental measurements. Plane stress calculations, on the other hand, predict much higher values than those corresponding to plane strain. This tendency of plane stress computations is discussed in qualitative terms.

1.- INTRODUCCION

Se han desarrollado en la literatura diversos modelos de propagación de fisuras en fatiga basados en la noción de acumulación de daño /1-5/, esto es, basados en la idea de que la propagación de una fisura en fatiga se produce bajo la condición de que una función adecuadamente definida, alcanza en la punta de la fisura un valor crítico. Algunos de tales modelos consideran una función de daño definida en términos de las deformaciones plásticas cíclicas experimentadas por el material frente a la punta de la fisura /4, 5/. Dichos modelos relacionan la velocidad de avance de la fisura con la vida de un elemento microestructural situado frente a la punta de la fisura. En el presente estudio, se hará uso de uno de estos modelos con el fin de estimar la velocidad de avance de una fisura en fatiga. La estimación de las deformaciones plásticas cíclicas producidas frente a la punta de la fisura se hará numéricamente, por medio del método de los elementos finitos. Se estudiará el caso de una probeta de tensión compacta, sometida alternativamente a estados de tensión plana o de deformación plana. El material analizado será un acero inoxidable AISI-316. Los resultados obtenidos son confrontados con las medidas experimentales disponibles en la literatura. La importancia de desarrollar modelos que permitan estimar los valores de (da/dN) del modo señalado, radica fundamentalmente en que dicha estimación se efectúa considerando sólo la microestructura del material frente a la punta de la fisura, lo cual permite considerar el efecto que puede tener el tamaño de la pieza sobre el valor de (da/dN) , para una geometría dada.

2.- METODO DE ANALISIS

Se analizó el caso de una probeta de tensión compacta con $W = 75$ (mm) y una longitud de fisura de 40,7 (mm) bajo las hipótesis alternativas de un estado plano de tensiones o de deformaciones. El material considerado corresponde a un acero inoxidable AISI 316. La representación de dicha probeta se realizó mediante elementos finitos, empleando una malla de 85 elementos isoparamétricos parabólicos y 300 puntos nodales. No se emplearon elementos singulares. Se supuso que el acero inoxidable AISI 316 en estudio, obedecía durante la aplicación de la carga externa, a la curva cíclica estabilizada experimental, la cual había sido de terminada previamente en la referencia /6/. Se simuló, tanto en tensión plana como en deformación plana, el proceso de ciclado de la probeta, cargando la probeta monótonamente hasta un valor dado del factor de intensidad de tensiones, y suponiendo, como se ha dicho, que en el rango plástico el material obedecía a la curva cíclica estabilizada. Se seleccionaron valores terminales del factor de intensidad de tensiones, comprendidos en el rango 0 - 40 MPa \sqrt{m} , con intervalos de 2 MPa \sqrt{m} . Se supuso que durante dicho proceso, el material obedecía el criterio de fluencia de Von Mises y la regla de endurecimiento isotrópico. El tamaño de los elementos situados en la vecindad de la punta de la fisura, fue seleccionado tomando en cuenta que la microestructura originada por los ensayos de fatiga oligocíclica en un acero inoxidable AISI-316, se caracteriza por un tamaño de las celdas de dislocaciones del orden de 1 (μm), y por una distancia de separación entre maclas mecánicas inferior a 1,5 (μm) /6/. Por esta razón se consideró que debían emplearse, en la punta de la fisura, elementos de dimensiones no inferiores a 1 (μm), con el fin de poder asumir, con cierta seguridad, que el material exhibía un comportamiento relativamente uniforme al interior de los elementos considerados. En particular, se optó por situar, frente a la punta de la fisura, elementos cuadrados de 2 μm de longitud por lado. El programa utilizado en la resolución del problema, es aquél desarrollado por Owen y Fawkes /7/, empleándose en el presente caso integración de 2 x 2. La velocidad de avance de la fisura se evaluó empleando un modelo de acumulación de daño basado en la relación de Manson-Coffin $N_f^B(\Delta\epsilon_p/2) = C$ y en la regla de Miner. Dicho modelo considera que la velocidad de avance de la fisura se relaciona con el daño acumulado en un elemento microestructural situado frente a la punta de la fisura. Si dicho elemento experimenta deformaciones plásticas cíclicas $(\Delta\epsilon_p/2)_i$, mientras la fisura avanza una distancia ΔX_i , ($i = 1, 2, \dots, n$), entonces el modelo de daño acumulado empleado en el presente trabajo conduce a la

siguiente expresión para la velocidad de avance por ciclo /6/:

$$\frac{da}{dN} = \frac{1}{C^{1/\beta}} \sum_{i=1}^n (\Delta \epsilon_{pi}/2)^{1/\beta} \Delta X_i \quad (1)$$

En el presente trabajo, se empleó el modelo de acumulación de daño anterior en dos variantes, a saber, asumiendo que el daño se produce a lo largo de toda la zona plástica cíclica (Variante I), o bien suponiendo que dicho daño se produce únicamente dentro de una zona de procesos de fractura (fracture process zone), cuyo tamaño ΔX_1 se tomó igual al tamaño de la microestructura (Variante II). En tal caso la expresión para la velocidad de avance de la fisura por ciclo queda como:

$$\frac{da}{dN} = \frac{1}{C^{1/\beta}} (\Delta \epsilon_{p1}/2)^{1/\beta} \Delta X_1 \quad (2)$$

En el presente trabajo, se estimaron los valores de las deformaciones plásticas cíclicas, del modo antes señalado, y, para efectos de la evaluación de (da/dN) , se consideraron los valores correspondientes a los puntos de integración más próximos a la línea de propagación de la fisura. Tal línea, correspondía a un eje de simetría en la modelación por elementos finitos. Así, los puntos de integración considerados formaban en su mayoría un ángulo de aproximadamente 20° con la línea de propagación de la fisura. Los valores ΔX_i ($i = 1, 2, \dots, n$) se tomaron iguales al semiancho de cada uno de los elementos considerados.

El modelo de acumulación de daño antes mencionado se aplicó también, en sus dos variantes, y para el caso de deformación plana, a una segunda malla, que no fue procesada, más basta que la anterior en la zona inmediatamente adyacente a la punta de la fisura. En particular, el elemento situado en la punta de la fisura en esta segunda malla, era un elemento cuadrado cuyos lados tenían una longitud de $10 \text{ } (\mu\text{m})$. Los valores de la deformación plástica cíclica asociada a los puntos de integración de interés de esta segunda malla fueron determinados mediante interpolación lineal a partir de la solución previamente determinada. Experiencias preliminares demostraron que el mencionado procedimiento de interpolación lineal era muy eficaz para estimar los resultados correspondientes a mallas gruesas a partir de aquellos asociados a mallas más finas.

3. RESULTADOS

En la Figura 1 se muestran los resultados obtenidos mediante el análisis numérico para la velocidad de avance de la fisura en función de la variación del factor de intensidad de tensiones ΔK , para el vaso del acero inoxidable AISI-316. Tales velocidades corresponden a las situaciones hipotéticas en que la probeta se encuentra en un estado plano de tensiones o deformaciones. Tal como se aprecia en la Figura 1, ambas variantes del modelo de acumulación de daño, empleadas condujeron, para el caso de deformación plana, prácticamente a los mismos resultados para la velocidad de propagación de la fisura, tanto para el caso de la malla original como en el de la malla modificada. Además, los resultados correspondientes al estado plano de deformaciones están en buen acuerdo con las medidas experimentales, también mostrados en la Figura 1, de las velocidades de propagación medidas en la referencia /6/ en una probeta de tensión compacta para un valor de $R (=K_{min}/K_{max})$ de 0,1, de igual geometría a la probeta analizada en este trabajo y de 20 mm de espesor. Esta última probeta puede, a su vez, considerarse en tales condiciones, como sometida aproximadamente a un estado de deformaciones planas. Cabe señalar que, en el caso de las medidas experimentales recién mencionadas, la posición de la punta de la fisura coincide con aquella asociada a las mallas empleadas en este estudio.

Por otra parte, se puede apreciar en la Figura 1 que el cálculo de (da/dN) efectuado a partir de la malla modificada conduce aún a un mejor acuerdo, en relación con la malla original, con los resultados experimentales correspondientes a la probeta de tensión compacta de 20 mm de espesor.

En la Figura 1 se señalan, además, los valores del exponente m de la relación de Paris-Erdogan $(da/dN) = A(\Delta K)^m$, correspondiente a cada uno de los casos allí señalados.

Como puede apreciarse en la Figura 1, los cálculos efectuados en tensión plana, predicen una velocidad de avance de la fisura 20 a 30 veces mayor que la correspondiente a deformación plana, para la variante I del modelo de acumulación de daño empleado, y 10 a 15 veces mayor para la variante II de dicho modelo.

4.- DISCUSION

El hecho de que las estimaciones de la velocidad de avance de la fisura obtenidas bajo la hipótesis de un estado plano de deformaciones, estén en buen acuerdo con las medidas experimentales correspondientes, puede atribuirse a una adecuada selección del tamaño del elemento situado en la punta de la fisura. En efecto, puede apreciarse en la Figura 1 que las estimaciones numéricas de (da/dN) son relativamente sensibles a la selección de dicho tamaño. Así, parece claro que el criterio empleado en el presente trabajo, basado en consideraciones metalúrgicas, resulta adecuado, al menos en el caso del acero inoxidable AISI-316. Luego, se sigue que siempre que se desee determinar la velocidad de avance de una fisura en fatiga por medio del método utilizado en el presente estudio, es preciso que se conozca previamente, la naturaleza de la microestructura generada por el ciclado y, en particular, las mínimas dimensiones de dicha microestructura. Esto último permitiría, en principio, efectuar una estimación del tamaño que debe poseer el elemento ubicado frente a la parte de la fisura.

Por otra parte, en la Figura 1 se muestran los resultados experimentales de las velocidades de avance de una fisura para el acero inoxidable AISI-316, reportados en la referencia /8/. La geometría precisa para las que fueron tomadas dichas medidas se desconoce. Además, en la Figura 1 se muestra, en línea segmentada, la predicción teórica para la velocidad de propagación de la fisura en dicho material de acuerdo al modelo de acumulación de daño desarrollado por Chelant y Rémy /8/, para el caso de deformación plana. Puede apreciarse que, a pesar de las eventuales diferencias de comportamiento mecánico que puedan presentarse entre los aceros AISI-316 estudiados en las referencias /6/ y /8/, a las curvas asociadas al modelo empleado en el presente trabajo, corresponde, para la situación de un estado plano de deformaciones, un mejor acuerdo con las medidas experimentales de las referencias /6/ y /8/, en relación al modelo presentado en la referencia /8/ (ver la Figura 1).

Es un hecho bien conocido que las velocidades de avance de una fisura en fatiga son notoriamente menores en tensión plana que en deformación plana /9/. Esto ha sido asociado al hecho de que los esfuerzos tangenciales desarrollados frente a la punta de la fisura son superiores en el caso de deformación plana. Así, en esta última situación y considerando que el proceso de fractura se suele asociar a la componente dilatacional o volumétrica de la energía, el proceso de propagación de la fisura, ya sea en fractura o en fatiga, se vería facilitado, en relación al caso de tensión plana. Por su parte, los resultados del análisis numérico realizado predicen para un mismo nivel de carga aplicada, valores de la deformación plástica cíclica que son siempre mayores en tensión plana que en deformación plana, de lo cual deriva la obtención de mayores valores de (da/dN) en tensión plana. Además, las deformaciones plásticas se asocian usualmente a la componente distorsional de la energía, y no a la componente dilatacional, que es la responsable de los procesos de fractura. Así, en vista de los resultados obtenidos, parece objetable la aplicación indiscriminada de un

modelo de acumulación de daño a situaciones tanto de tensión plana como de deformación plana. Si bien en este último caso los resultados del análisis numérico se ajustan bien a los resultados experimentales, no se dispone de ningún argumento que permita suponer que las correspondientes evaluaciones en tensión plana tendrán igual validez. Por otra parte, Sih /10/ ha sugerido que la propagación de una fisura se producirá en la dirección para la cual la densidad de energía de deformación es mínima, dirección en la cual la componente dilatacional de la energía sería predominante. Además, se ha propuesto /11/ que la fluencia se producirá a lo largo de direcciones en las cuales la densidad de energía de deformación es máxima, en las cuales predominaría la componente distorsional. En deformación plana, y en modo I de sollicitación, se puede apreciar, de acuerdo a la información entregada en la referencia /12/, que el mínimo de (dW/dV) , que se tiene en la punta de la fisura sería bastante marcado, mientras que en tensión plana sería prácticamente inexistente, o bien extremadamente débil. De aquí que sea de esperar, como efectivamente se ha observado, que en deformación plana y en modo I de sollicitación, las zonas plásticas se desarrollen hacia los lados, mientras que en tensión plana, se desarrollan preferentemente hacia adelante /13/. Lo anterior sugeriría que la componente dilatacional de la energía sería importante frente a la punta de la fisura, en el caso de deformación plana, mientras que lo sería mucho menos en el caso de tensión plana, lo cual llevaría asociado un comportamiento de propagación de la fisura claramente distinto en ambos casos.

CONCLUSIONES

De los resultados del presente trabajo, es posible establecer las siguientes conclusiones:

- a) El método de los elementos finitos y el modelo de acumulación de daño empleado en el presente trabajo, conducen a estimaciones de la velocidad de avance de una fisura en fatiga que, para el caso de un estado plano de deformaciones y para un acero inoxidable AISI-316, están en buen acuerdo con las observaciones experimentales.
- b) Las dos variantes del modelo de acumulación de daño empleadas en este trabajo, conducen a valores bastante próximos de (da/dN) , particularmente para el caso de deformación plana.
- c) Las estimaciones de (da/dN) obtenidas de acuerdo al procedimiento referido en a), son relativamente sensibles al tamaño del elemento situado en la punta de la fisura. Para el caso del acero inoxidable AISI-316, se recomienda que el tamaño de dicho elemento sea del orden de la microestructura originada por el ciclado. Para el caso de otros materiales, es preciso realizar investigaciones adicionales que, en principio permitan dar una validez más general al criterio recién enunciado.

REFERENCIAS

- /1/ McCartney, L.N. y Gale B., "A generalized theory of fatigue crack propagation", Proc. Roy. Soc. London A, 332, pp. 223-241, (1971).
- /2/ Weertman, J., "Rate of growth of fatigue cracks calculated from the theory of infinitesimal dislocations distributed on a plane", Int. J. Fract., 2, pp. 460-467, (1966).
- /3/ Weertman, J., "Theory of fatigue crack growth based on a BCS theory with work hardening", Int. J. Fracture, 9, pp. 125-130, (1973).
- /4/ Liu, H.W. y Iino, N., "A mechanical model for fatigue crack propagation", en Fracture, Proc. 2nd. Int. Conf. on Fracture, Brighton, pp. 812-823, Chapman and Hall, London, (1969).
- /5/ Antolowich, S.D., Saxena, A. y Chanani, G.R., "A model for fatigue crack propagation", Engn. Fracture Mech., 7, pp. 649-652, (1975).

- /6/ Font, A., "Mecanismos de fissuración por fatiga liés a l'ecrouissage cyclique", These d'Etat, Université de Technologie de Compiègne, France, (1979).
- /7/ Owen, D.R.J. y Fawkes, A.J., Engineering Fracture Mechanics: Numerical Methods and Applications, Pineridge Press, Swansea, U.K., (1983).
- /8/ Chalant, G. y Rémy, L., "Model of fatigue crack propagation by damage accumulation at the crack tip", Engn. Fracture Mech., 18, pp. 939-952, (1983).
- /9/ Broek, D. y Shijve, J., NLR-TR, M2111, Amsterdam, (1965).
- /10/ Sih, G.C., "Some basic problems in fracture mechanics and new concepts", Engn. Fracture Mech., 5, pp. 365-377, (1973).
- /11/ Gdoutos, E.E. y Sih, G.C., "Failure prediction of structural components damaged by yielding and/or fracture", Technical Report, (1983).
- /12/ Hutchinson, J.W., "Singular behaviour at the end of a tensile crack in a hardening material", J. Mech. Phys. Solids, 16, pp. 13-31, (1968).
- /13/ Cortés, R., "Análisis de una fisura en fatiga mediante elementos finitos", Tesis de Magister, Pontificia Universidad Católica de Chile, Santiago, Chile, (1985).

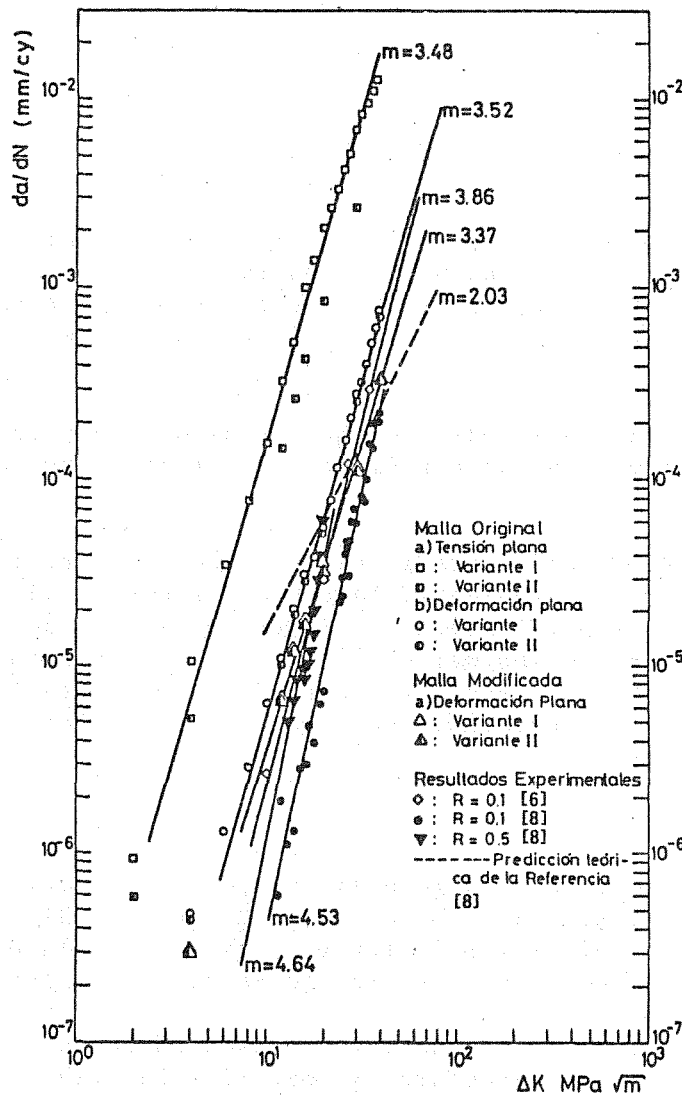


Fig. 1. Valores de la velocidad de avance de la grieta, en función de ΔK , para los casos que se especifican.

ANALISIS DE LA CAPACIDAD ULTIMA DE UNA CONTENCIÓN MARK-III DE HORMIGÓN
ARMADO EN CONDICIONES DE ACCIDENTE

Antonio Moreno González

Silvino Morales Sanchís

EPTISA-GHESA-TRSA, EMPRESARIOS AGRUPADOS

C/ Magallanes, 3 - 28015 MADRID

En este trabajo se presentan los resultados obtenidos en la evaluación preliminar de una Contención MARK-III de hormigón armado con las cargas de presión y gradientes térmicos de accidente.

Se han supuesto dos modelos diferentes de comportamiento de materiales.

Las zonas de hormigón con armaduras, se incluyen mediante un modelo ortotrópico de rigidez repartida. El modelo incluye una modificación de la participación del hormigón en función de la tensión de rotura a tracción y de un coeficiente de ligadura entre la armadura y el hormigón.

El recubrimiento metálico del interior se modeliza como un material elasto-plástico clásico.

El análisis permite definir de una manera realista la capacidad última de las contenciones de hormigón armado, y las áreas críticas tanto del recubrimiento interior como del hormigón estructural exterior.

1. INTRODUCCION

El Edificio de Contención de los reactores de agua ligera tiene, entre otras, la función de impedir el escape de productos potencialmente peligrosos. Por tanto se diseña de modo que, en caso de accidente, conserve su estanqueidad y su integridad estructural.

El accidente base de diseño considerado es un accidente de pérdida de refrigerante (LOCA = Loss of coolant accident) que, en una contención del tipo MARK III (Fig. 1), provoca las condiciones de presión y temperatura que se describen en la Fig. 2.

En el caso de un LOCA con fusión del núcleo, puede producirse hidrógeno que, si escapa de la vasija, generará en el Edificio de Contención una mezcla potencialmente explosiva.

En tal situación el punto crítico es determinar si la capacidad última del Edificio de Contención será suficiente para soportar, sin perder su estanqueidad, la presurización que la explosión puede suponer.

El interés del tema queda patente en diferentes publicaciones recientes: En la Ref. 1 se efectúa un análisis de dos tipos de contención utilizando elementos finitos axisimétricos multicapa en el que los materiales se modelizan simplifícadamente teniendo en cuenta únicamente el punto de rotura del hormigón y el límite elástico de cada material de armado o pretensado. En las Ref. 2, 3, 4 y 5 se utilizan sólidos axisimétricos de cuatro lados, para determinar el modo fundamental de fallo y las zonas críticas de la Contención.

En esta ponencia se presentan resultados obtenidos con una versión especial del programa NONSAP-C (Ref. 6) adoptada en EMPRESARIOS AGRUPADOS, que permite un tratamiento completo del proceso no lineal de deformación de la contención de hormigón armado o pretensado hasta alcanzar su capacidad última.

2. DESCRIPCION DE LA ESTRUCTURA

La Fig. 1 muestra la disposición general de un Edificio de Reactor con Contención tipo MARK III.

Mientras que las estructuras del Pedestal, Vertedero y Pozo Seco son estructuras interiores, la Contención propiamente dicha está constituida por el Edificio Exterior y la Losa de Cimentación.

El Edificio Exterior está constituido por un recubrimiento metálico interior y un muro de hormigón armado exterior. Este conjunto estructural exterior es el objeto del análisis efectuado en esta ponencia.

3. CARGAS DURANTE EL ACCIDENTE BASE DE DISEÑO

En la Fig. 2 se muestra la distribución de presiones y temperaturas durante el accidente base de diseño.

La capacidad última de la contención deberá ser varias veces la presión de diseño.

4. DEFINICION DE LA ESTRUCTURA DEL EDIFICIO DE CONTENCIÓN

La contención incluye un forro interior de acero de 0,7 cm. de espesor. El resto de los elementos son de hormigón con la armadura indicada en la Tabla 1. Las letras indican la capa en la que se incluye la armadura.

TABLA 1

CUADRO DE ARMADURAS

	INFERIOR		SUPERIOR		CORTANTE		
	X	Y	RADIAL	CIRCUNF.	VERTICAL		
LOSA	2 ϕ 57/25	2 ϕ 57/25	2 ϕ 57/2°	2 ϕ 57/25	2 ϕ 57/30		
	MERIDIONAL		CIRCUNFERENCIAL		DIAGONAL	U-2	a 90°
CILINDRO	INTERIOR	EXTERIOR	INTERIOR	EXTERIOR	MALLA A 45°	INTERIOR	EXTERIOR
	+ 14 m.	ϕ 57/0,9°	ϕ 57/0,9°	ϕ 57/35	2 ϕ 57/35	2 ϕ 57/100	
+ 14 a 41 m.	"	"	"	1 ϕ 57/35	"		
41 a 47 m.	"	2 ϕ 57 ϕ 0,9	"	2 ϕ 57/35	"		
	b	d	b	d	c		
CUPULA							
50°	ϕ 57/1,5°	-	ϕ 57/40	ϕ 57/40	2 ϕ 35/140	2 ϕ 30/1.2°	2 ϕ 57/1.2°
90°	-	-	-	-	-	"	"
	b	-	b	d	c	a	d

5. MATERIALES

En la tabla 2 se indican los materiales utilizados en sus propiedades.

TABLA 2

PROPIEDADES	FORRO	ACERO ARMADURAS	HORMIGON
	ASTM A240 Tipo 304 Acero Inox.	ASTM 615 grado 60	
MODULO ELASTICIDAD, E	$2 \times 10^6 \text{ Kg/cm}^2$	$2.1 \times 10^6 \text{ Kg/cm}^2$	$0.3 \times 10^6 \text{ Kg/cm}^2$
COEFICIENTE DE POISSON " γ "	0,3	0,3	0,2
LIMITE ELASTICO τ_y	2000 Kg/cm^2	4200 Kg/cm^2	C - 350 Kg/cm^2 T - 35 Kg/cm^2
MODULO DE PLASTICIDAD " E_p "	7400 Kg/cm^2	11700 Kg/cm^2	
DEFORMACION ULTIMA	--	--	0,003

6. MODELO

El modelo utilizado se describe en la Fig. 3. Está constituido por un sector de 4° con desplazamiento circunferencial restringido. El elemento utilizado es un elemento tridimensional de ocho nudos, Fig. 4. El modelo completo tiene 224 elementos, con 470 nudos y 910 grados de libertad. Para el forro se ha utilizado un elemento membrana de 4 nudos.

Para el hormigón armado se ha utilizado un material con rigidez homogeneizada. En la Fig. 5 se indica el proceso de homogeneización. En dicha figura, b es un parámetro de cohesión acero-hormigón que se anula cuando las armaduras se plastifican.

La fisuración del hormigón se tiene en cuenta redistribuyendo las tensiones sobre el acero.

El material del forro se supone elasto-plástico con endurecimiento lineal.

7. EJEMPLOS DE CALCULO

Como ejemplo de cálculo se ha procesado una hipótesis de carga debida a temperatura y una segunda hipótesis debida a presión interior.

7.1 CARGAS TERMICAS EN CONDICIONES DE ACCIDENTE

La hipótesis de carga térmica corresponde a la hipótesis de accidente base de diseño.

La distribución de temperaturas se ha calculado a partir de las condiciones térmicas más desfavorables en el momento del accidente en el exterior del edificio y con las temperaturas interiores definidas en la Fig. 2.

Con un programa de cálculo de transitorios térmicos (Ref. 7) se ha calculado la distribución más desfavorable de temperaturas en los elementos de edificio de Contención.

En la Fig. 6 se muestran las zonas fisuradas debido a dichas cargas térmicas. Se observa que no hay fisuración en dirección meridional y que la fisuración circunferencial afecta únicamente a una pequeña capa exterior.

Teniendo en cuenta que las cargas térmicas se relajan cuando el muro se fisura, se concluye que la fisuración por cargas térmicas será menor que la descrita en la Fig. 8.

Al superponer estas cargas con las cargas de presión interior, aumentará la zona fisurada, lo que contribuirá a relajar las tensiones térmicas y a reducir, por tanto, la participación ya de por si pequeña, de dichas cargas, tal como se ve en la Fig. 4.

7.2 CALCULO DE LA CAPACIDAD ULTIMA

Para la obtención de la capacidad última se ha procesado el histograma de carga descrito en la Fig. 7. La carga máxima es de 38 T/m^2 (54 psi).

Las zonas con pendiente nula o reducción de pendiente se corresponden con los niveles de presión que fisuran la sección de hormigón y que tienden a producir la plastificación de las armaduras.

En la Fig. 7 se representan también la evolución de las deformaciones y desplazamientos meridionales de un punto situado a media altura en el cilindro. La fisuración del hormigón por tensión meridional comienza aproximadamente al 75% de la carga máxima ($28,5 \text{ l/m}^2$). A partir de este momento aumenta la deformación debido a que el acero absorbe las cargas liberadas por la rotura del hormigón. Después, la deformación sigue aumentando porque las armaduras siguen absorbiendo esfuerzos de rotura e incrementos de carga.

Las armaduras meridionales se plastifican con una carga entre el 85 y el 100% de la carga máxima.

La complejidad de este proceso exige que se multiplique el número de iteraciones y de correcciones de la matriz de rigidez necesarias para alcanzar la convergencia.

En la Fig. 8 se describe la evolución de la deformación circunferencial y del histograma de carga.

La fisuración debida a tensiones circunferenciales comienza aproximadamente al 63% de la carga (24 t/m^2 , 36 psi). A partir de esta carga, la armadura circunferencial empieza a recoger la carga liberada por la fisuración del hormigón.

Al aumentar la carga se produce la plastificación de las armaduras, aproximadamente al 67% de la carga máxima (25.5 T/m^2 , 36 psi).

Puesto que la deformación admisible en el forro es muy superior al 0,2%, salvo efectos locales, la carga última es la que produce la plastificación de las armaduras.

En este caso $25,5 \text{ T/m}^2$, osea, 2,4 veces la carga de diseño. El modo de fallo es por plastificación de las armaduras circunferenciales.

7.3 PROCESO DE FISURACION

En la Fig. 9 se muestra la fisuración correspondiente a una carga del 63% de la carga máxima. Se observa que la fisuración por tensión circunferencial afecta únicamente a la capa interior de la contención, donde el porcentaje supuesto de armadura es prácticamente nulo.

La fisuración por tensión meridional afecta unicamente a una pequeña zona del arranque del edificio. Esta situación contrasta con la indicada en la Fig. 10 en la que, con un 64,5% de la carga, la fisuración circunferencial se ha extendido a todo el cilindro y parte de la cúpula.

La diferencia entre ambas figuras ilustra el mecanismo por el que, una vez comenzado el proceso de fisuración, éste se propaga inmediatamente al resto de la estructura aún con pequeños aumentos de carga.

En la Fig. 11 se muestra el estado de la fisuración con el 91% de la carga. En este caso la fisuración circunferencial afecta a todo el edificio incluida la zona de arranque del cilindro. La fisuración por tensión meridional afecta a todo el edificio salvo una zona del zócalo

8. CONVERGENCIA

En la Fig. 8, la línea con cruces representa la deformación circunferencial calculada efectuando un mayor número de pasos de carga en el intervalo de carga de fisuración del hormigón. La comparación de esta línea con la línea continua (menor número de pasos de integración) muestra que, cuando el número de pasos es insuficiente, el programa puede dar un estado de deformaciones que no se corresponde con el real. La rápida subida de la línea correspondiente a un mayor número de pasos, con apenas variación de la carga, se corresponde con la transferencia de la carga del hormigón a las barras de armado. Después de la subida inicial debería haber un tramo horizontal indicativo de que la transferencia de cargas habría terminado. El que no lo haya significa que la convergencia no es correcta. De hecho, se obtiene una carga de plastificación del orden del 25% inferior a teórica. Esta diferencia se debe a que, como se deduce de la comparación de las figuras 9 y 10, la fisuración circunferencial es un proceso casi

instantáneo que produce grandes desequilibrios en el sistema impidiendo la convergencia. Una manera de solucionar este problema es modelizar la carga y la estructura de modo que la fisuración circunferencial se produzca sucesivamente por pequeñas zonas.

La carga última en las armaduras meridionales coincide, prácticamente con la teórica. Ello se debe a que la existencia de momentos flectores importantes en las secciones, implica diferencias significativas entre las deformaciones de los elementos exteriores e interiores. De esta manera el proceso de fisuración meridional es progresivo y el desequilibrio introducido en cada fase es absorbido sin problemas numéricos.

9. CONCLUSIONES

Según se ha expuesto, la versión presentada del NONSAP-C permite tratar con to da su complejidad el proceso de fisuración de estructuras de hormigón armado. Los resultados muestran que:

- Las cargas térmicas no producen una fisuración significativa del Edificio de Contención.
- La presión de diseño (15 psi) no produce fisuraciones. Por lo tanto, en las condiciones de diseño se satisfacen los requisitos de estanqueidad y resistencia.
- La capacidad última de la contención es varias veces la carga de diseño (ma yor de 2,4 veces).
- El fallo crítico es por plastificación de las armaduras circunferenciales.
- El hormigón comienza a fisurarse aproximadamente a 2,4 veces la carga de di seño.
- El proceso de fisuración circunferencial afecta, de forma prácticamente in- mediata, a todo el cilindro de la contención lo que genera una inestabili- dad de la solución, y una subestimación de la carga última.
- El proceso de fisuración meridional es progresivo y no genera inestabilida- des.

10. REFERENCIAS

- Ref. 1 C.N. Krishnaswamy, R. Namperamal y A. AL-Dabbagh. "Ultimate Internal Pressure Capacity of Concrete Containment Structures", SMIRT-7, 1983, J3/6.
- Ref. 2 S. Sharma. M. Reich. "Nonlinear Finite Element Analysis of a Reinforced Concrete Mark III Containment under Pressure and Gravity Loads", SMIRT-7-1983 J2/8.
- Ref. 3 J.P. McGaughy y F.T. Lin. "Ultimate Internal Pressure Capacity of a Reinforced Concrete Mark III Containment", SMIRT-7-1983 J3/7.

- Ref. 4 R.S. Dunham, Y.R. Rashid. "Recent Results on the Evaluation of the Overpressure Response of Concrete and Steel Containments", N.E.D. 90 (1985) 193-208.
- Ref. 5 M. Fardis y Alex Nacar. "Static Ultimate Capacity of R/C Containment". Journal of Structural Engineering, Vol 110, num. 5 May-1984 ASCE.
- Ref. 6 P.D. Smith y C.A. Anderson. NONSAP-C. "A Nonlinear Stress Analysis Program for Concrete Containments Under Static, Dynamic and Longterm Loading", NUREG-CR-0416.
- Ref. 7 THOR. "Programa para el Cálculo de Transitorios Térmicos". EMPRESARIOS AGRUPADOS.

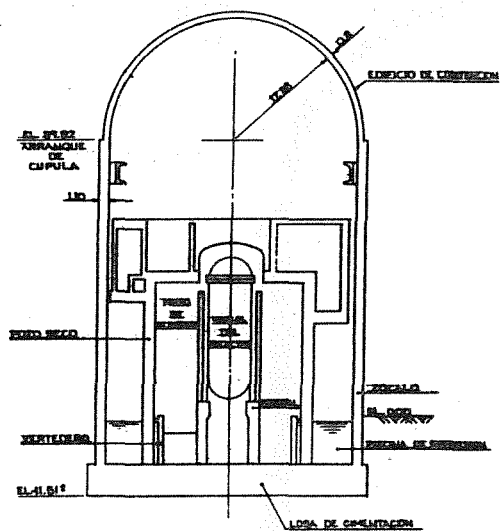


FIG-1 EDIFICIO DEL REACTOR - DISEÑO MARK-III

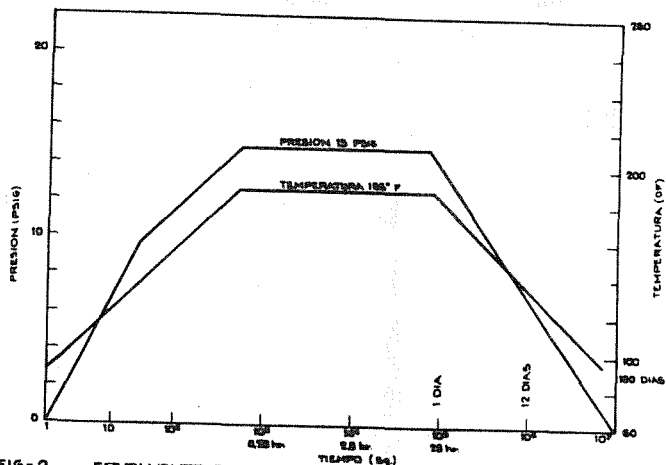


FIG-2 ENVOLVENTE DE PRESION Y TEMPERATURA EN CASO DE ACCIDENTE

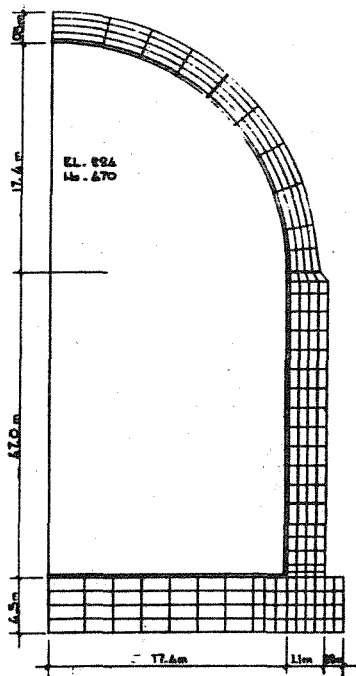


FIG. 3 MODELO DE ELEMENTOS FINITOS

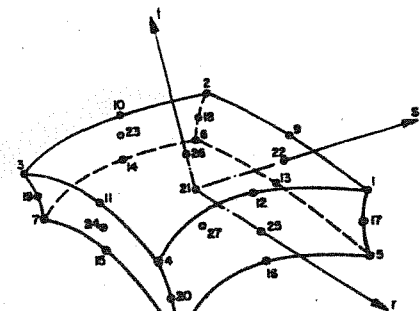


FIG. 4 ELEMENTO SOLIDO TRIDIMENSIONAL

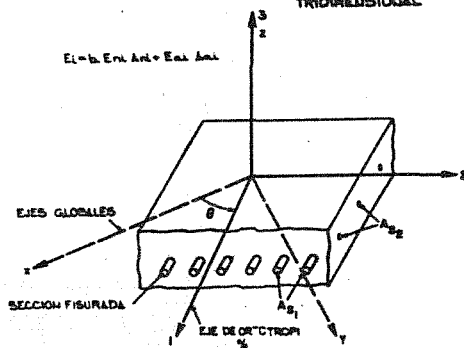


FIG. 5 MODELO DE MATERIAL PARA EL HORMIGON ARMADO

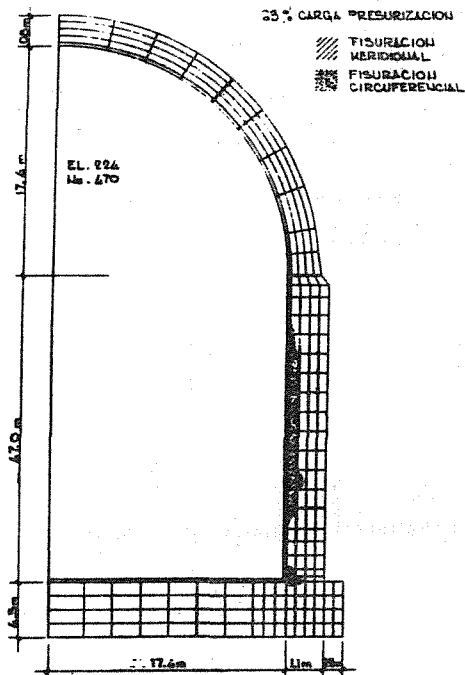


FIG. 9 FISURACION AL 25% DE LA CARGA MAXIMA

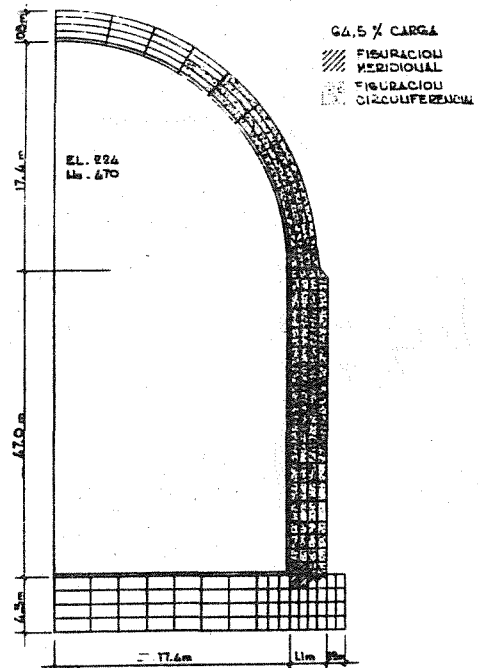


FIG. 10 FISURACION AL 64.5% DE LA CARGA MAXIMA

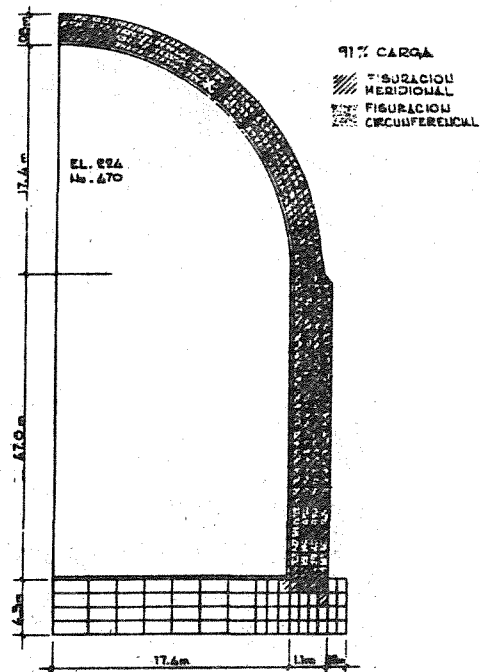


FIG. 11 FISURACION AL 91% DE LA CARGA

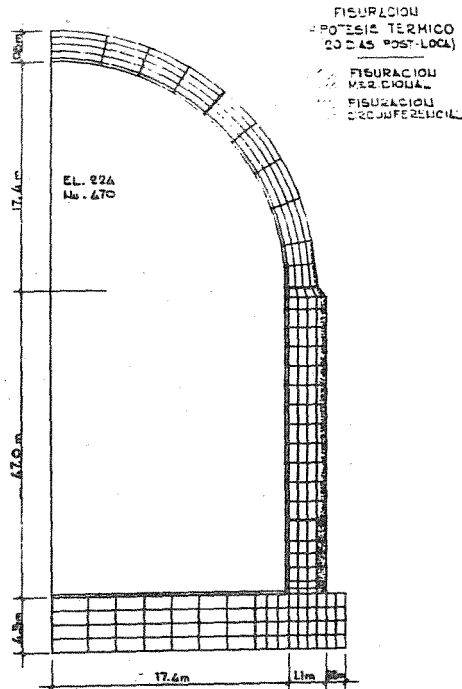
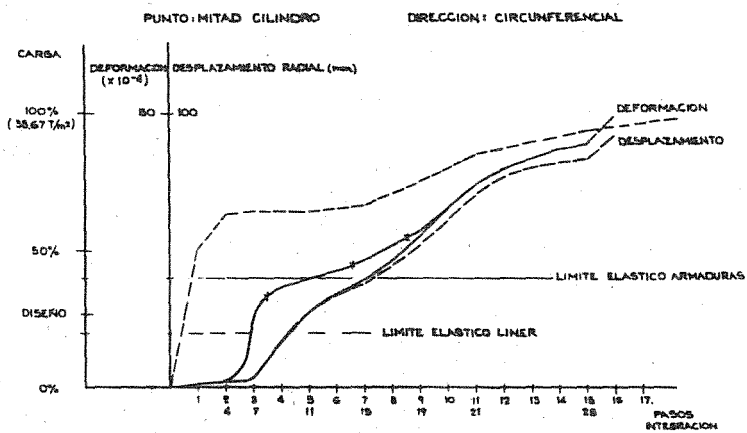
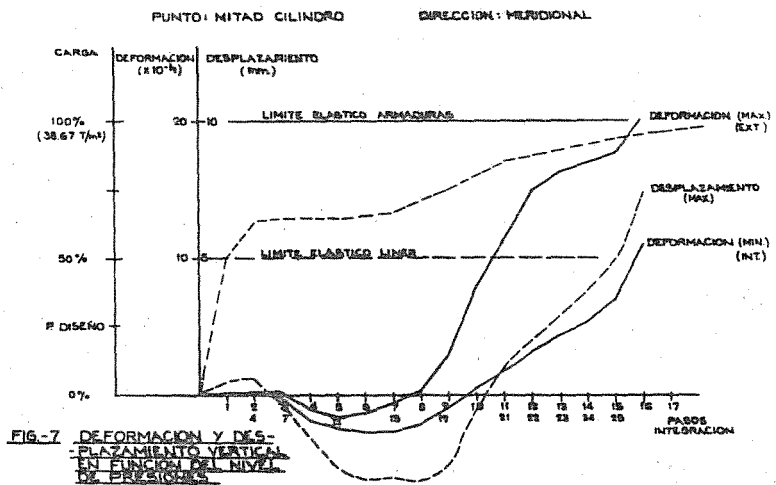


FIG. 6 FISURACION POR CAUSAS TERMICAS



SISTEMA AUTOMÁTICO DE EVALUACION DE GRIETAS CON CRITERIOS DE FRACTURA

C. Ranninger Rodríguez - A. Moreno González
J. Oñoro López - A. García Crespo

*Departamento de Ingeniería Metalúrgica
Escuela Técnica Superior de Ingenieros Industriales de la
Universidad Politécnica de Madrid.*

En esta ponencia se presenta el sistema automático de evaluación de grietas, desarrollado en el Departamento de Metalurgia de la Universidad Politécnica de Madrid.

El sistema ha sido diseñado con las siguientes características:

- Gestiona estos datos para determinar en forma automática los parámetros K y J tanto en régimen elástico como plástico. El sistema evita la necesidad de recurrir a complejos sistemas de cálculo, aprovechando una amplia base de datos.*
- Elabora los diagramas de crecimiento de grieta, de inestabilidad y las curvas de fallo de la geometría, los diagramas se generan gráficamente, dando la información necesaria para una rápida evaluación de la grieta.*
- Ha sido generado pensando en facilitar las operaciones del usuario. Se ha programado en BASIC, en modo de trabajo interactivo y es operativo en un ordenador personal.*

1.- INTRODUCCION

La evaluación de un defecto en un componente en operación requiere la utilización de complejas técnicas de análisis. En general estas técnicas no son fácilmente accesibles, ni son fácilmente utilizables.

Puesto que las inspecciones son cada vez más exigentes, cada vez es más frecuente la detección de defectos. En estas condiciones es manifiesta la conveniencia de disponer de unos medios que estando disponibles y siendo de fácil uso permitan estimar el comportamiento del defecto y su criticidad, aunque ello se efectúe con un elevado grado de conservadurismo.

En la evaluación de defectos complejos se requiere una gran experiencia técnica y potentes medios de análisis. Sin embargo, muchas veces éste no es el caso y lo que se necesita es saber si el componente puede seguir operando en un determinado momento.

En el Departamento de Ingeniería Metalúrgica de la E.T.S.I.I. de la U.P.M. se está llevando a cabo el desarrollo de un procedimiento que permita efectuar la evaluación de defectos de forma automática.

En la fig. 1 se muestra la estructura básica del sistema, en forma de módulos. Los módulos de análisis y ensayos alimentan el Banco de Datos. El módulo de Evaluación se alimenta directamente del Banco de Datos sin necesidad de efectuar análisis complejos.

La normativa se aplica directamente a los resultados de la evaluación para elaborar los criterios de decisión.

2.- MODULO DE DATOS

En este módulo se almacenan dos clases de datos, los relativos a la geometría y los relativos al material.

El Banco de Datos de geometrías, fig. 2 y ejemplo de panel en fig. 3, está constituido por los coeficientes de las funciones que determinan los valores de la integral J , del desplazamiento en borde de grieta δ y del desplazamiento entre puntos de medida Λ . Estos coeficientes se introducen en función de las dimensiones de la geometría seleccionada y de las características del material con comportamiento no lineal. Parámetros α y n del ajuste con una ecuación del tipo Ramberg Osgood.

$$\frac{\epsilon}{\epsilon_0} = \alpha \cdot \left(\frac{\sigma}{\sigma_0} \right)^n + \frac{\sigma}{\sigma_0} \quad (1)$$

El Banco de Datos de materiales reúne, para cada uno, las propiedades mecánicas lineales y no lineales que caracterizan el comportamiento del mismo $E, \nu, \alpha, n, \sigma_0, \epsilon_0$, así como el parámetro J_{IC} y la función $J_R(\Delta a)$ características del crecimiento de grieta en la matriz del material.

Estos parámetros pueden introducirse directamente desde el exterior de forma interactiva, ejemplo en fig. 4. Con esta opción se facilitan los análisis paramétricos del crecimiento de grieta en función de las características del material.

Este Banco de Datos dispone de un postprocesador que genera también de manera interactiva un nuevo Banco de Datos. Este Banco de Datos está constituido por el valor de las funciones J, δ y Λ para una red plana de puntos en

un intervalo de cargas de tamaño de grieta definido previamente e introducido interactivamente por el usuario.

La hipótesis básica es, Ref. 1, el cálculo de las funciones J, δ y Λ como superposición de dos cálculos, uno suponiendo material elástico-lineal, y otro, suponiendo material no lineal con parámetros de Ramberg Osgood.

3.- MODULO DE EVALUACION

En el módulo de Evaluación se utiliza el nuevo Banco de Datos de J, δ y Λ para generar los gráficos de evaluación.

Las opciones gráficas introducidas son, fig. 5:

- diagrama de crecimiento de grieta.
- diagrama de inestabilidad.
- diagrama de fallo.

El diagrama de crecimiento de grieta es un gráfico en el que se representan las curvas de J y δ ó Λ para diversos niveles de carga y tamaño de grieta. Frente a estas curvas se representa la curva $J_e (\Delta a)$ del material. Sobre esta curva se superpone el punto representativo del defecto actual, tamaño del defecto y nivel de cargas. La posición relativa del punto indicará si hay crecimiento y si éste es estable o inestable, fig. 6.

A veces, es más conveniente disponer de un diagrama de inestabilidad. En este diagrama se representa la función T_j en función de J o del tamaño de grieta a . Junto a estas curvas se representa el $T_{JR} (\Delta a)$ del material. En estos diagramas, se representan para el valor J ó a del defecto dos puntos con distinto T_j ; cuando ambos coinciden sobre la curva del material se alcanza el estado de crecimiento inestable, fig. 7 y fig. 8.

En el diagrama de fallo se representa en ordenadas la relación de la carga real a la que produce la plastificación del material. En abscisas se representa la relación $K_I(a, P) / K_R (\Delta a)$ para un determinado a y un Δa admisible. La curva de fallo representa el conjunto de puntos límite. Junto a esta curva determinada para el material y geometría del problema se representa la curva R6. La situación del punto representativo del defecto actual indica, si se está del lado de la seguridad por debajo de la línea o de inseguridad por encima de ella, fig. 9.

4.- MODO DE OPERACION

Detectado un defecto, el modo operativo de evaluación implica los siguientes pasos.

- Seleccionar la geometría del Banco que sea representativa del defecto.
- Identificado el material, introducir en el Banco sus características, si previamente no formaban parte del Banco.
- Introducir el intervalo de variación de las cargas y el intervalo de crecimiento de grieta, en los que se estima probable el crecimiento del defecto.
- Con estos datos se generan opcional y automáticamente:
 - el diagrama de crecimiento del defecto,
 - el diagrama de inestabilidad,
 - el diagrama de fallo.

Estos diagramas aparecen sucesivamente en la pantalla con la indicación de la situación del defecto actual sobre cada uno de los gráficos anteriores.

5.- CONCLUSIONES

- El Banco de Datos de geometrías y materiales constituye un método idóneo para tener almacenado y utilizable la gran cantidad de información que sobre mecánica de la fractura hay actualmente disponible.
- La automatización del uso de dicha información permite efectuar rápidamente y sin problemas una evaluación de la severidad del defecto. Todo ello sin recurrir a costosos sistemas de análisis y sin necesidad de experiencia previa.
- El acoplamiento a este sistema de un módulo de crecimiento de grieta permite visualizar y predecir la evolución de un defecto, indicando la solución más adecuada a cada problema.
- La implementación en un PC-IBM permite que este sistema sea inmediatamente operativo por cualquier usuario.
- El soporte adicional que supone el programa en desarrollo en el Dep. de Ingeniería Metalúrgica de la U.P.M. constituye una fuente de alimentación continua, tanto de geometrías, como de propiedades de los materiales del Banco de Datos de fractura incluido en este procedimiento.
- Las figuras 2 a 9 son una reproducción exacta de lo que aparece en la pantalla del ordenador personal, pudiendo obtenerse los diagramas en plotter o vertido de pantalla.

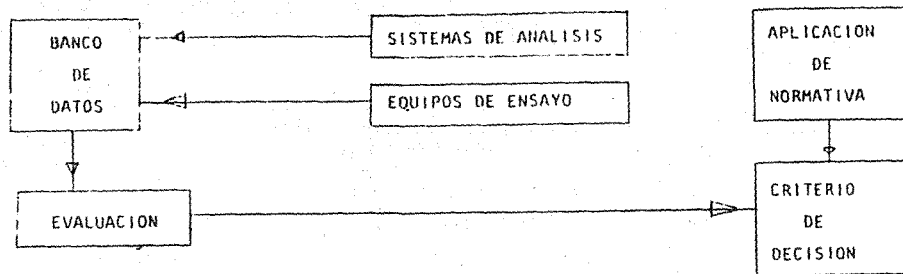
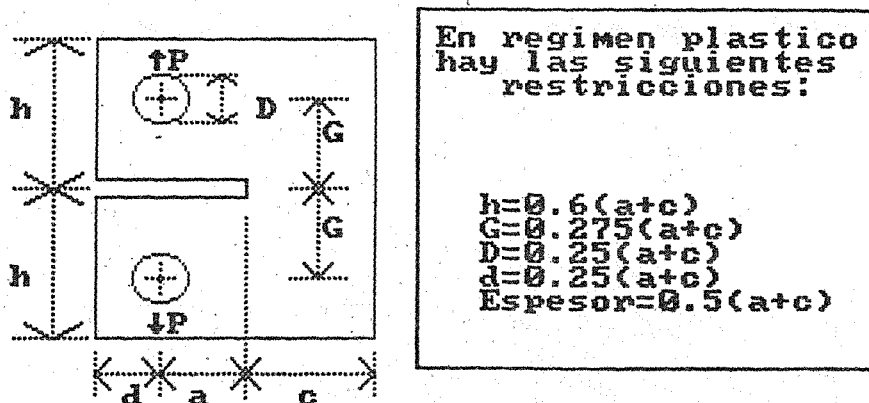


Fig. 1 Sistema de evaluación de defectos

OPCIONES	ELASTICA	ELASTO-PLASTICA
A - Probeta compacta	*	*
B - Placa con grieta central (tension)	*	*
C - Placa con grieta lateral (tension)	*	*
D - Probeta de flexion con tres puntos de apoyo	*	*
E - Placa con grieta bilateral (tension)	*	*
F - Cilindro con grieta axial y presion interior	*	*
G - Cilindro con grieta circunferencial y tension	*	*
H - Modelo plano de fisura en tobera	*	*
I - Grieta eliptica longitudinal interna en cilindro con gradiente de tensiones	*	*
J - Grieta eliptica longitudinal externa en cilindro con gradiente de tensiones	*	*
K - Grieta circunferencial con penetracion completa con tension remota	*	*
L - Grieta circunferencial con penetracion completa con momento flector	*	*
M - Grieta eliptica longitudinal interna en cilindro con presion interior	*	*
N - Grieta eliptica circunferencial interna en cilindro con carga axial	*	*
O - Cilindro con grieta circunferencial y gradiente de tensiones	*	*

Fig. 2 Banco de geometrías



INTRODUCCION DE LAS CARACTERISTICAS FISICAS en MM

a= 50

Fig. 3 Panel de geometría



Fig. 4 Panel de propiedades

- 1) Elegir otro tipo de grieta
- 2) Cambiar propiedades o características
- 3) Calcular para las condiciones de entrada los parametros
- 4) Diagrama de 'J' como fuerza impulsora del crecimiento de fisura
- 5) Diagrama de inestabilidad
- 6) Diagrama de fallo y linea R-6

Fig. 5 Opciones de cálculo

C=cambio de escala I=instruccion M=menu
P=plotter

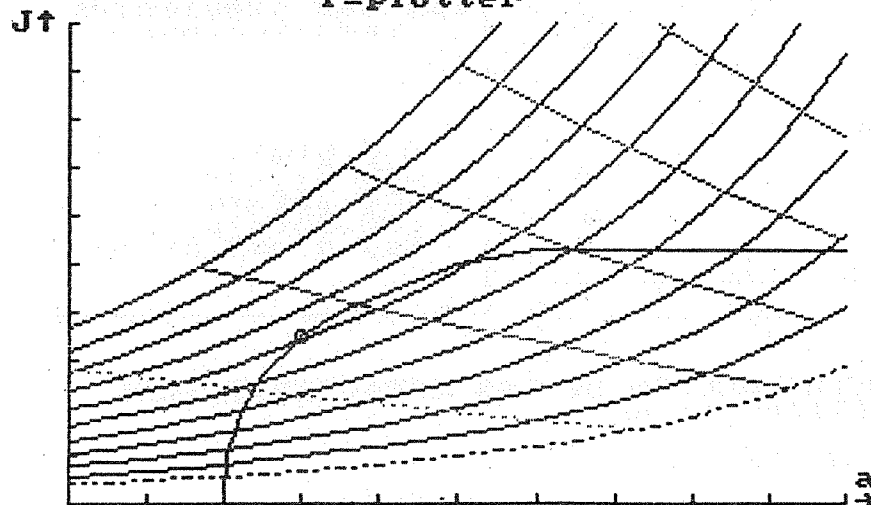


Fig. 6 Diagrama de crecimiento de grieta

C=cambio de escala I=instruccion M=menu
P=plotter

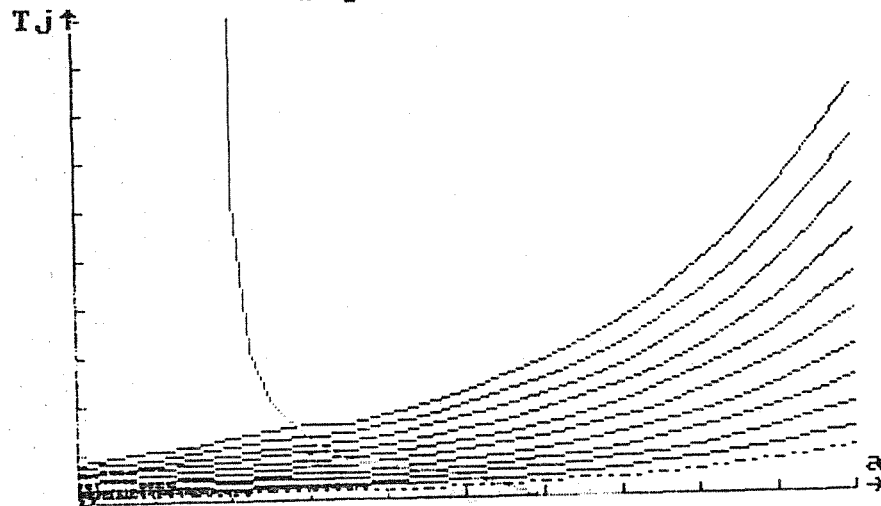


Fig. 7 Diagrama de inestabilidad T-a

C=cambio de escala I=instruccion M=menu
P=plotter

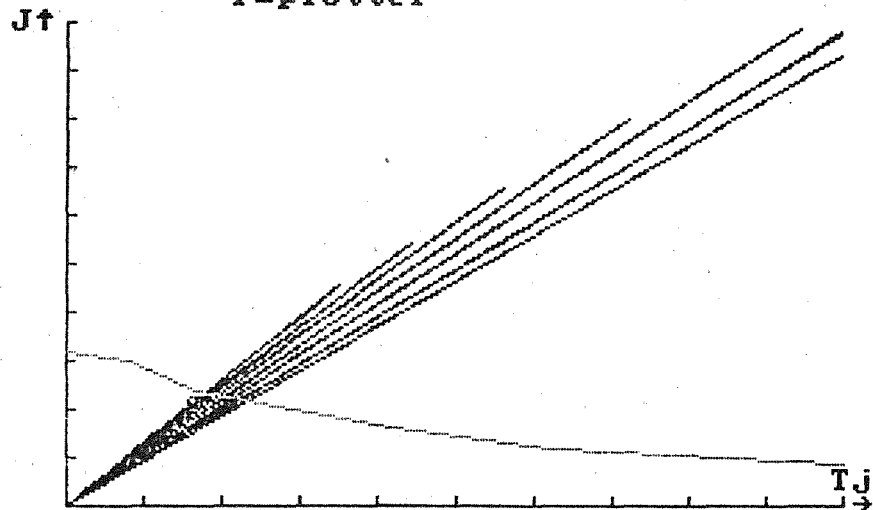


Fig. 8 Diagrama de inestabilidad T-j

I=instruccion M=menu P=plotter

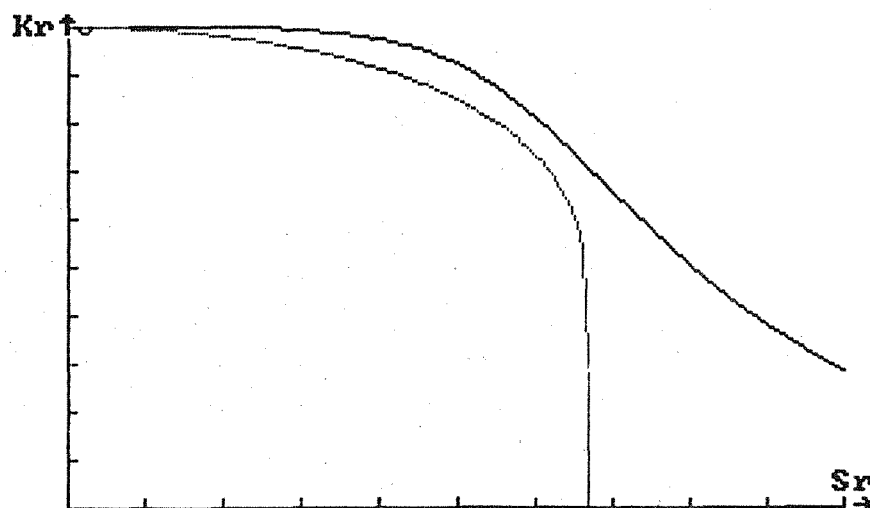


Fig. 9 Diagrama de fallo