

Anales de Mecánica de la Fractura

TEXTO DE LAS COMUNICACIONES PRESENTADAS EN EL

**XIII ENCUENTRO DEL GRUPO ESPAÑOL DE FRACTURA Y
III JORNADAS IBERICAS DE FRACTURA**

Luso

27, 28 y 29 de Marzo de 1996

Anales de Mecánica de la Fractura



Universidad
de Navarra
Facultad
Superior de
Ingenieros

BIBLIOTECA

N. R. 34.501.

N. C. R-006-144m

Nº. 13, Año 1996

**Editado por la Secretaría del
Grupo Español de Fractura**

Depósito Legal: C-321/95
I.S.S.N. 0213-3725

Imprime: RUGARTE, S.L.
Puerto de Arlabán, 33 - Madrid - 28018

EDITORIAL

Este volumen de ANALES DE MECANICA DE LA FRACTURA contiene las comunicaciones presentadas con ocasión del Tercer Encuentro Luso-Hispano y Decimotercero del Grupo Español sobre Mecánica de la Fractura.

Nueve años han transcurrido desde el primer encuentro Hispano-Luso (Braga, 23-24 de Abril de 1987) y tres años desde el segundo encuentro (Mérida, 24-26 de Marzo de 1993). Estas reuniones han facilitado el conocimiento mutuo de los investigadores ibéricos que trabajan en el campo de la Mecánica de la Fractura, el establecimiento de proyectos conjuntos y la posibilidad de hacer amigos. En el primer encuentro se presentaron 36 comunicaciones, en el segundo 52 y 72 en el tercero. Estas cifras indican un progresivo interés y crecimiento de esta disciplina en nuestra península Ibérica y sugieren la conveniencia de realizar encuentros periódicos entre las dos naciones hermanas.

Los editores desean que quede constancia de su agradecimiento a los profesores C. M. Branco y J. A. Martins Ferreira por la coordinación de los artículos portugueses y por su esfuerzo en la preparación de este Encuentro, organizado por el Grupo de Fractura de Sociedad Portuguesa de Materiales. También desean agradecer su contribución a todos los autores de las comunicaciones, sin cuyo esfuerzo y cooperación no hubiera sido posible la publicación de este volumen.

Luso, marzo de 1996.

Manuel Elices
Manuel Fuentes
Javier LLorca

INDICE

CONFERENCIAS INVITADAS

Fractura de materiais compósitos: uma revisão de alguns resultados. <i>P. T. de Castro, A. T. Marques, A. B. de Morais</i>	1
Fractura por contacto de materiales cerámicos. <i>F. Guiberteau</i>	9
Aproximaciones global y local de la fractura dúctil. <i>A. Pineau</i>	20
A model for creep rupture in ceramic matrix composites. <i>R. M. McMeeking, M. R. Begley, B. N. Cox</i>	30

1. MÉTODOS ANALÍTICOS

Dimensionado de probetas carbono/epoxi y reducción de datos en ensayos de tipo viga doble en voladizo (VDV). <i>J. M. Pintado</i>	39
Glide plane decohesion in hydrogen induced cracking. <i>V. Kharin, J. Toribio</i>	45
Modelización analítica de la respuesta frente a impacto de blindajes cerámica-aluminio. <i>R. Zaera, V. Sánchez-Gálvez</i>	51
Ramificación de grietas en materiales anisótropos. <i>C. Blanco, J. M. Martínez Esnaola, J. M. Bastero</i>	57
El análisis de discontinuidad fuerte en la simulación de problemas de mecánica de fractura. <i>J. Oliver, M. Cervera, O. Manzoli</i>	63
Nueva expresión de la flexibilidad para la probeta de flexión en tres puntos. <i>J. Y. Pastor, G. V. Guinea, J. Planas, M. Elices</i>	69
Análise do efeito de fendas na variação de diferentes parâmetros modais de vigas. <i>A. J. M. Araújo Gomes, J. M. Montalvão e Silva</i>	75

2. MÉTODOS NUMÉRICOS

Estudio de la fractura por deslaminación de laminados compuestos multidireccionales. <i>C. Betegón, F. J. Belzunce</i>	81
Aplicación de la mecánica de fractura a la fisuración de fábricas de ladrillo. <i>G. Hussein, G. V. Guinea, M. Elices</i>	86
New results in fracture analysis of concrete microstructure using interface elements. <i>C. M. López, I. Carol, A. Aguado</i>	92
Simulación numérica del impacto de proyectiles sobre placas delgadas de aluminio. <i>J. L. Pérez-Castellanos, R. Cortés, J. Fernández- Sáez, C. Navarro</i>	98
Modelización de la fractura de los haces de fibras en materiales compuestos. <i>A. Martín-Meizoso, J. M. Martínez-Esnaola, J. M. Sánchez, I. Puente, R. Elizalde, A. M. Daniel, M. Fuentes</i>	103
Simulación del crecimiento de grietas en materiales dúctiles mediante elementos interface de espesor nulo. <i>A. de Andrés Martínez, J. L. Pérez Aparicio</i>	109
Modelos numéricos de análisis de danos da fadiga de juntas soldadas. <i>A. Silva Ribeiro, A. A. Fernandes</i>	114

3. TÉCNICAS EXPERIMENTALES

Comprobación experimental de las funciones de flexibilidad en secciones rectangulares y secciones en T. <i>F. Ustáriz , A. Valiente, M. Elices</i>	119
Caracterización dinámica de un PVC estabilizado. <i>J. J. del Coz, F. J. Belzunce</i>	125
Fisuración del hormigón en modo mixto. <i>J. Gálvez, G. V. Guinea, M. Elices</i>	130
Aplicações da técnica de análise experimental de tensões baseada no efeito termoelástico. <i>J. P. M. Gonçalves, J. E. P. C. Ribeiro, F. M. F. Oliveira, A. A. Fernandes, P. M. S. T. de Castro</i>	136
Caracterização da deterioração superficial de um aço de construção mecânica sujeito a impacto simples de esferas de alumina. <i>J. P. Nobre, A. Morão Dias, R. Gras</i>	142

4. MATERIALES METÁLICOS

- Fracture behaviour of an aluminide coating on a single crystal superalloy under tensile conditions.
M. Arana, P. K. Johnson, K. M. Ostolaza, J. M. Martínez-Esnaola, J. Bressers 148
- Micro-daño inducido por hidrógeno: modelo de fisura macroscópica y efecto sobre la tenacidad.
J. Toribio 154
- Análisis comparativo de la tenacidad de fractura estática y dinámica de un acero ASTM A 533 B.
J. Lapeña, F. J. Perosanz, M. Serrano 160
- Limitaciones de la aplicación del modelo del "weakest link" en la fractura frágil de aceros microaleados.
M. A. Linaza, J. M. Rodríguez, J. J. Urcola 166
- Determinación analítica y experimental de la curva J_R utilizando probetas normalizadas y reconstruidas.
J. A. Alvarez, I. Gorrochategui, F. Gutiérrez-Solana, L. Van -Wulpen 172
- Efecto de la velocidad de sollicitación sobre el comportamiento en CBT a través de los micromecanismos de rotura locales.
J. A. Alvarez, F. Gutiérrez-Solana, J. J. González 178
- Influência da resistência mecânica do metal depositado na tenacidade da zona afectada pelo calor de soldaduras num aço temperado e revenido.
C. A. S. Soares , A. J. R. Loureiro 185
- Avaliação da tenacidade em soldaduras com grande heterogeneidade estrutural.
A. J. R. Loureiro 191
- Tenacidade à fractura a baixas temperaturas de aços estruturais microligados.
C. Moura Branco, A. Sousa e Brito 197

5. MATERIALES NO METÁLICOS

Ensayo brasileño: efecto tamaño y mecanismos de rotura. <i>C. Rocco, G. V. Guinea, J. Planas, M. Elices</i>	203
Crecimiento de grietas por fatiga en la circona parcialmente estabilizada (Mg-PSZ). <i>R. Fernández, L. Llanes, M. Anglada</i>	209
Rotura frágil de PMMA provocada por entallas en V. <i>F. J. Gómez, A. Valiente, M. Elices</i>	215
Efecto de la incorporación del hidrogel hidroxipropil-metacrilato en el comportamiento a fractura de cementos óseos acrílicos. <i>M. P. Ginebra, F. X. Gil, I. Khairoun, J. Ginebra, I. Goñi, M. Gurruchaga, B. Pascual, J. San Roman, J. A. Planell</i>	221
Fractura de mezclas de policarbonato (PC) con acrilonitrilo-butadieno-estireno (ABS). <i>O. Santana, A. B. Martínez</i>	226
Fractura de un elastómero termoplástico. <i>M. LL. Maspoch, J. Grando, A. B. Martínez</i>	231
Propiedades mecánicas de Si ₃ N ₄ autoreforzado producido a partir de polvos obtenidos por síntesis autopropagada. <i>J. S. Moya, M. A. Rodríguez, A. Souto, F. Guitián, J. Y. Pastor, J. LLorca, M. Elices</i>	237

6. MATERIALES COMPUESTOS

- Evolución de las características mecánicas a flexión y tracción en materiales compuestos de poliéster-fibra de vidrio expuestos a luz solar.
C. Ferrer, F. Segovia, M. D. Salvador, V. Amigó 243
- Evolución del daño en materiales compuestos de matriz cerámica.
M. R. Elizalde, J. M. Sánchez, A. M. Daniel, I. Puente, A. Martín-Meizoso, J. M. Martínez-Esnaola, M. Fuentes 249
- Análisis micromecánico de la degradación de la energía de fractura a 1200°C en un material compuesto SiC_f/Al₂O₃.
J. A. Celemín, J. Y. Pastor, J. LLorca, M. Elices 254
- Rotura a tracción de probetas del composite Al-5%NAI obtenidas por vía pulvimetalúrgica.
J. A. Rodríguez, J. M. Gallardo, E. J. Herrera 260
- Estudio de uniones mecánicas de materiales compuestos de matriz cerámica.
E. Erauzkin, J. Andikoetxea 266
- Efecto de la temperatura en el comportamiento mecánico a tracción de un composite de matriz cerámica CAS/SiC.
I. Puente, J. M. Sánchez, M. R. Elizalde, A. Martín, J. M. Martínez, A. M. Daniel, M. Fuentes, C. P. Beesley 269
- Análisis de la rotura del refuerzo en un material compuesto de matriz de aluminio.
P. Poza, J. LLorca 275
- Resistencia à fractura e à fadiga de um compósito de matriz de alumínio 6061 reforçado com cerâmicos SiC.
R. Carvalho, M. de Freitas 281

7. FATIGA E INTERACCIÓN CON EL MEDIO

- Effect of cycle type on the damage of a diffusion aluminide coating on a Ni-based monocrystalline superalloy tested under TMF conditions.
K. M. Ostolaza, P. K. Johnson, M. Arana, J. Bressers 287
- On the intrinsic character of the crack growth kinetics curve.
V. Kharin, J. Toribio 293
- Tenacidad a fractura y resistencia de grietas por fatiga de aceros utilizados en la fabricación de carril.
C. Rodríguez, F. J. Belzunce, J. L. González 301
- Tenacidad de fractura de un acero sinterizado.
H. D'Armas, M. Manaut, L. Llanes, J. Bas, M. Anglada 306
- Diferencias en el comportamiento a deformación cíclica de la aleación Ti-6Al-4V en función de la temperatura de temple.
J. M. Manero, F. X. Gil, M. Marsal, J. A. Planell 312
- A safe approach to environmentally assisted cracking evaluation.
V. Kharin, J. Toribio 318
- Aplicación de la integral J en la propagación de grietas por fatiga en condiciones elasto-plásticas.
M. A. Linaza, J. M. Rodríguez Ibabe 322
- Fatiga de materiales de nitruro de silicio.
J. Bermudo, M. Li, M. J. Reece, M. I. Osendi 328
- Fatiga cíclica en Al_2O_3 y en compuestos $Al_2O_3-Al_2TiO_5$ mediante "push-pull" directo.
J. F. Bartolomé, J. Requena, J. S. Moya, F. Guiu, M. Li 334

Modelización de la fragilización por envejecimiento en aceros duplex a través del camino de rotura. <i>L. Sánchez, F. Gutiérrez-Solana, J. González</i>	340
Propagação de fendas superficiais no aço A515. <i>J. Salgueiro Marques, J. A. Martins Ferreira, C. Moura Branco</i>	346
O fecho de fenda como causa principal para as influências da tensão média e da espessura na velocidade de propagação de fendas por fadiga no aço CK45. <i>L. M. P. Abreu, J. D. Costa, J. A. Martins Ferreira</i>	351
Propagação de fendas semi-elípticas em flexão rotativa e em flexão alternada combinadas com torção estática. <i>M. A. da Fonte, M. M. de Freitas</i>	357
Influencia da razão de tensões e tempo à carga máxima na propagação de fissuras de fadiga em INCONEL 718 a 600°C. <i>F. V. Antunes, J. M. Ferreira, C. Moura Branco</i>	363
Influencia da geometria do pé do cordão no comportamento à fadiga de juntas soldadas melhoradas. <i>C. Moura Branco, E. C. Gomes, V. Infante</i>	368
Determinação de curvas S-N do aço 34 CrNiMo6 numa máquina de ensaios de fadiga de flexão rotativa e torção biaxial. <i>A. C. Marques de Pinho, C. Moura Branco</i>	374
Influencia del envejecimiento en la vida a fatiga del acero inoxidable duplex UNS S31803 en aire y en vacío. <i>A. Mateo, P. Violan, L. Llanes, J. Méndez, M. Anglada</i>	380

8. APLICACIONES

Cuantía mínima en flexión: teoría y normativa. <i>G. Ruiz, J. Planas, M. Elices</i>	386
Fractura de un elemento de acero perteneciente a una grúa situada en ambiente marino. <i>J. M. Gallardo, E. J. Herrera, L. Soria, J. A. Rodríguez</i>	392
Estado actual de las investigaciones en mecánica de fractura en uniones soldadas. <i>J. C. Suárez, F. López, F. Molleda</i>	398
Long life public service vehicle study. <i>A. A. Fernandes, C. Reis Gomes, F. Oliveira, A. Torres Marques, A. Walgode, F. Fernandes, J. Abreu Teixeira, S. Caetano, O. do Douro, D. Kecman, H. Schenkel</i>	404
Resistência ao impacto de juntas de aço ao carbono coladas. <i>D. Ferreira Monteiro, F. Oliveira, A. A. Fernandes</i>	411
Análisis de la rotura en servicio de un eje de accionamiento. <i>P. Merino, E. Porto, F. Iglesias, M. R. Iglesias, A. Collazo, G. Pena</i>	417
Fadiga de contacto em engrenagens de uma caixa de velocidades de automóvel. <i>A. C. Batista, A. M. Dias, J. L. Lebrun, J. C. Le Flour, G. Inglebert</i>	422
Análise de fractura de moldes para PVC em aço DIN X42Cr13. <i>M. T. Ferraz, J. Faustino, M. Santos</i>	428

FRACTURA DE MATERIAIS COMPÓSITOS: UMA REVISÃO DE ALGUNS RESULTADOS

P. T. de Castro*, A. T. Marques*, A. B. de Morais†

*Departamento de Engenharia Mecânica e Gestão Industrial
Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto (FEUP)
Rua dos Bragas 4099 Porto Codex

†Instituto de Engenharia Mecânica e Gestão Industrial (INEGI)
Rua do Barroco 174/214 4465 S. Mamede de Infesta

Resumo. Neste artigo são revistos alguns aspectos relativos à fractura de materiais compósitos de matriz polimérica. Abordam-se os problemas actuais em dois domínios fundamentais: a fractura interlaminar e a fractura intralaminar. A discussão é complementada com a apresentação de alguns resultados experimentais obtidos pela FEUP.

Abstract. In this paper certain aspects of the fracture of Polymer matrix composite materials are reviewed. Both inter and intra-laminar fracture are discussed. Experimental results obtained by FEUP are also presented.

1. INTRODUÇÃO

Os compósitos de matriz polimérica são hoje alvo de grande interesse por parte dos investigadores e da indústria, dadas as excelentes propriedades mecânicas combinadas com baixo peso específico. Todavia alguns aspectos do seu complexo comportamento permanecem mal compreendidos, o que tem limitado o campo de aplicações. Os laminados são constituídos por várias camadas fortemente anisotrópicas, facto que está na origem dos diversos modos de rotura observados.

A anisotropia da camada gera tensões interlaminares, de cálculo extremamente elaborado, e que podem provocar delaminagens. Estes defeitos podem ser gerados em situações furtivas, como por exemplo o impacto resultante da queda de uma ferramenta em operações de manutenção. Sendo frequentemente invisíveis, podem contudo debilitar fortemente a estrutura, particularmente no que toca ao comportamento à compressão, devido a encurvadura localizada. Torna-se assim evidente o interesse [1-7] no desenvolvimento de métodos normalizados de ensaio que permitam quantificar a resistência à propagação de delaminagens, ou seja, medir a

tenacidade interlaminar. Em 2. são abordadas questões relativas a estes ensaios e apresentados alguns resultados obtidos pela FEUP no âmbito dos trabalhos da ESIS (*European Structural Integrity Society*).

Ao nível da camada podem surgir vários modos de rotura, sendo os mais comuns a rotura longitudinal e a fissuração transversal [8-10]. Tradicionalmente recorre-se a modelos macromecânicos (Teoria Clássica dos Laminados, vulgarmente), que, combinados com critérios de rotura da camada (por exemplo o critério de Tsai-Hill), permitem prever a ocorrência daqueles modos de rotura. A rotura longitudinal deve-se, ao nível micromecânico, à fractura das fibras. É naturalmente o modo de rotura mais importante, ao qual corresponde a maior tensão de rotura, e que acarreta geralmente a rotura do laminado. Pelo contrário, laminados com camadas fissuradas transversalmente podem continuar a suportar cargas crescentes [11-13]. Há portanto que considerar o carácter progressivo do dano sofrido pelos laminados, o que dificulta em muito a previsão da resistência, dados os complexos fenómenos de redistribuição de tensões e interacções dos diversos modos de rotura. A presença de descontinuidades introduz complexidades adicionais, em face da natureza localizada do dano.

Este é contudo um problema de grande interesse pois a presença de descontinuidades é essencial em grande parte das aplicações. Este caso é tratado em 3., sendo referida a contribuição da FEUP para um projecto BRITE/EURAM [14-15].

2. FRACTURA INTERLAMINAR

Existem actualmente protocolos e normas apresentados pela ASTM, JIS (*Japanese Industrial Standards*) e pela ESIS (*European Structural Integrity Society*), da qual a FEUP faz parte.

Os métodos de ensaio [1-3] permitem reproduzir as situações de carregamento na frente da fenda, nomeadamente (Fig. 1)

- o ensaio de modo I *Double Cantiliver Beam* (DCB);
- os ensaios de modo II *End Notched Flexure* (ENF) e *End Loaded Split* (ELS);
- o ensaio de modo misto I/II *Asymetrical Double Cantiliver Beam* (ADCB);

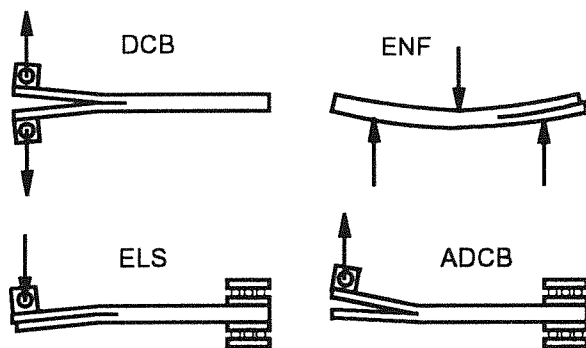


Fig. 1. Esquema ilustrando os vários ensaios de fractura interlaminar.

Os provetes utilizados são unidireccionais, cujo comportamento essencialmente linear elástico é consistente com a Mecânica da Fractura Linear Elástica. A delaminação inicial é criada aquando do fabrico da placa da qual aqueles são cortados. Para tal recorre-se a um filme desmoldante que é inserido a meio da espessura da placa. Um dos bordos do provete é coberto por uma fina camada de fluido corrector para facilitar a observação da frente da fenda, cujo crescimento é seguido durante o ensaio através de um microscópio móvel. Cada vez que a fenda atinge uma das marcas previamente realizadas no bordo, são registados os valores da carga (P) e do deslocamento (d), associados ao comprimento de fenda (a). Após a

propagação desejada, procede-se à descarga de modo a detectar eventuais deformações permanentes, que põem em causa a validade dos resultados.

O tratamento de dados permite a obtenção das taxas críticas de libertação de energia G_{Ic} e G_{IIc} . Os métodos [1-3] são essencialmente de dois tipos. Um primeiro, em que cada metade do provete (acima e abaixo da fenda) é tratada como uma viga. Um segundo, que recorre à aproximação por curvas adequadas dos dados obtidos em termos da *compliance* ($C=d/P$) em função de a . Para qualquer dos métodos estão disponíveis correcções para grandes deslocamentos, corte transversal e efeitos dos *tabs* (peças em Al para transmissão da carga). Os métodos designam-se habitualmente por Teoria das vigas corrigida (*corrected beam Theory* - CBT) e calibração experimental da *compliance* (*experimental compliance calibration*).

Actualmente existe um *workbook* desenvolvido pela EMPA [2-4] que permite fazer de uma forma bastante expedita o tratamento de dados utilizando o programa EXCEL. Desta forma procura-se garantir a homogeneidade e evitar erros no confronto de resultados obtidos pelos vários participantes nos *round-robins* promovidos pelo *Technical Committee 4* (*Polymers and Composites Group*) da ESIS.

Nos parágrafos que se seguem são revistos os principais resultados obtidos pela FEUP no âmbito da sua participação nos trabalhos da ESIS. São referidos os problemas actuais e os objectivos do trabalho em curso.

2.1. O ENSAIO DCB

Trata-se do ensaio mais estudado, para o qual existem inclusive várias normas [5]: ASTM D5528, JIS K7086 e o *draft* proposto pela ESIS [2] e que é actualmente o documento de trabalho da ISO. Apesar de tudo subsistem algumas questões a esclarecer.

No ensaio DCB verifica-se geralmente uma propagação estável da fenda (Fig. 2), cujo crescimento é seguido com relativa facilidade, permitindo posteriormente a obtenção da chamada curva R, isto é, G_{Ic} em função de a .

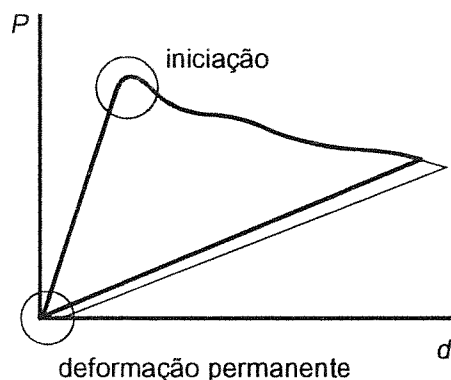


Fig. 2. Curva carga - deslocamento ($P-d$) típica num ensaio DCB. A eventual ocorrência de deformações permanentes põe em causa a validade dos resultados.

Em geral os compósitos de fibra de vidro apresentam curvas R algo pronunciadas (Fig. 3), ao contrário dos de fibra de carbono (Fig. 4). Crê-se que esta se deve sobretudo ao chamado *fibre bridging* (fibras ligando as metades do provete). Em provetes carbono/epóxico de boa qualidade não se observa geralmente tal efeito, pelo que a curvatura da frente de delaminação poderá ser o factor responsável.

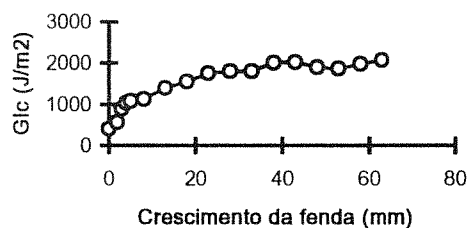


Fig. 3. Curva R obtida para um laminado vidro/epóxico.

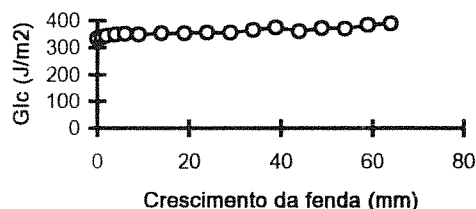


Fig. 4. Curva R obtida para um laminado carbono/epóxico [6].

Uma das dificuldades é a definição do valor de G_{Ic} de início de propagação. Esta pode ser estável (Fig. 5) ou instável (*stick-slip*), podendo neste caso ser precedida de algum crescimento estável.

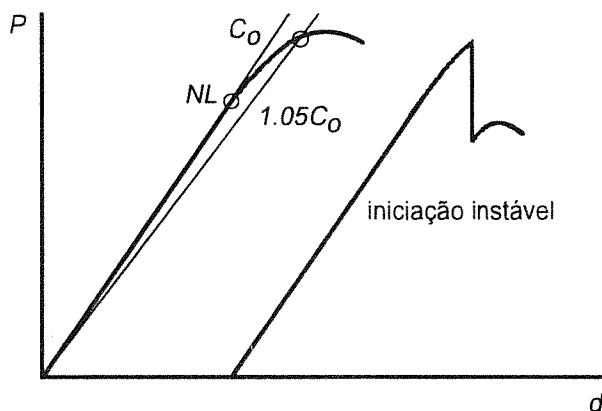


Fig. 5. Início do crescimento da fenda em ensaios DCB: tipo e critérios da ESIS.

Em qualquer dos casos ao operador será praticamente impossível assinalar exactamente o momento do início da propagação. A ESIS preconiza dois critérios adicionais para a definição deste (Fig. 5): o limiar da não-linearidade (critério NL) da curva, e o ponto de 5 % de acréscimo da *compliance*, ou, caso anterior a este, o ponto de carga máxima da curva (critério 5/M). O G_{Ic} é calculado com base no valor inicial do comprimento da fenda. Na prática o critério NL, naturalmente mais conservador, tem como principais desvantagens a dependência da escala do gráfico utilizado, bem como o facto de poder ser falseado por grandes deslocamentos que nada têm a ver com a propagação da fenda. O critério 5/M é uma definição arbitrária mas que poderia constituir o compromisso necessário e fornecer os valores conservadores desejados. A prática contudo tem demonstrado (Fig. 6) que a observação visual fornece menores valores de G_{Ic} que o referido critério. É opinião dos autores que, apesar dos erros inevitáveis que lhe são inerentes, a observação visual parece ser o critério de início de propagação a utilizar.

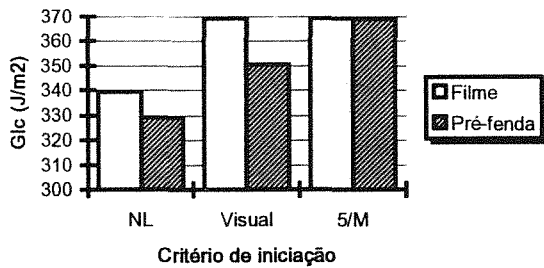


Fig. 6. Valores de G_{Ic} de início de propagação obtidos para laminados carbono/epóxico segundo os critérios ESIS. Resultados obtidos a partir do filme e de pré-fenda gerada em ensaios DCB anteriormente realizados.

Outra questão fundamental é a natureza da fenda inicial. A ASTM [5] e a ESIS [1,2] estabelecem que esta deve ser gerada por um filme de espessura não superior a 15 μm . Entre os problemas das fendas assim geradas incluem-se adesão parcial, acumulação de resina na frente do filme, que enrugua facilmente. O início de propagação é invariavelmente instável e conduz a valores de G_{Ic} superiores aos obtidos com pré-fendas geradas em ensaios DCB realizados previamente (Fig. 6). O argumento contra a geração de pré-fendas advém da existência de uma curva R, e consequentemente de este procedimento implicar a perda do valor de G_{Ic} para o comprimento do filme. Tal não se verifica se a pré-fenda for criada por um ensaio DCB, mas ocorre se se recorrer à inserção de uma lâmina, método mais expedito actualmente em avaliação.

Outro ponto a esclarecer neste método de ensaio prende-se com o tratamento de dados. A Teoria das vigas corrigida permite, para cada comprimento da fenda, o cálculo do módulo de elasticidade E , o que pode ser utilizado para efeitos de verificação da qualidade dos dados. Tem-se verificado contudo que o valor calculado é geralmente superior em cerca de 10-20 % [7] ao medido no ensaio de flexão em 3 pontos. Na origem destas discrepâncias podem estar o já referido *bridging* e a curvatura da frente de delaminação. De referir que problemas semelhantes afectam o método da calibração experimental da *compliance*, com a agravante das aproximações que este envolve serem mais sensíveis à qualidade e quantidade dos pontos experimentais obtidos.

Em resumo, no ensaio DCB são questões importantes a esclarecer a definição do início do crescimento da fenda e a robustez do método de tratamento de dados.

2.2. OS ENSAIOS DE MODO II

Conforme se viu em 1., são dois os métodos de ensaio estudados pela ESIS. O preferido tem sido o ELS, uma vez que este, ao contrário do ENF, envolve um crescimento estável da fenda, o que permite a obtenção de uma curva R. De facto no ensaio ENF o início de propagação é intrinsecamente instável. O maior interesse [5] que lhe têm devotado a ASTM e a JIS, que apresentou inclusive uma norma (K7086), reside na simplicidade e disponibilidade do dispositivo, que não é mais do que o de flexão em 3 pontos.

Os problemas que se põem neste tipo de ensaios são muito semelhantes aos referidos em 2., sendo porém quantitativamente mais graves. A definição do início da propagação baseia-se nos mesmos critérios. Nos ensaios ENF o critério NL resulta geralmente em valores bastante baixos (Fig. 7) para G_{IIc} .

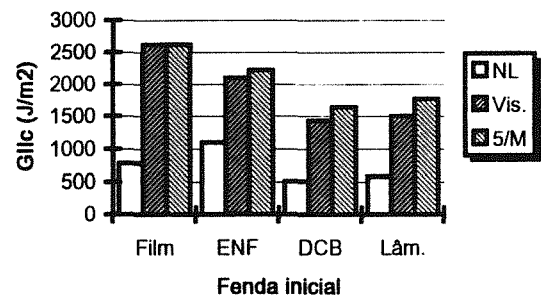


Fig. 7. Resultados obtidos em ensaios ENF de provetes vidro/epóxico. Foram empregues pré-fendas geradas em ensaios ENF, DCB e feitas com uma lâmina de barbear.

Em geral os ensaios ENF fornecem G_{IIc} [7] inferiores cerca de 20 % aos ELS.

A detecção visual é mais difícil que nos ensaios DCB, dada a ausência de qualquer abertura da fenda. Nos ensaios ELS o início de propagação pode ser estável, mas permanecem as questões já referidas em 2. A estabilidade do início da propagação está condicionada, tal como nos ensaios de modo I, ao tipo de pré-fenda utilizado. A partir do filme obtém-se uma iniciação instável e valores para G_{IIc} superiores que com pré-fendas. São as pré-fendas DCB as que resultam em menores valores de G_{IIc} de início de propagação, quer nos ensaios ENF (Fig. 7) quer nos ensaios ELS (Fig. 8)

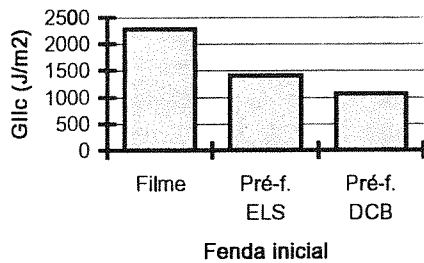


Fig. 8. Valores de G_{IIc} de início de propagação obtidos em ensaios ELS de provetes carbono/epóxico [6]. O critério empregue é a observação visual.

Conforme já foi referido a grande vantagem dos ensaios ELS é o facto de permitirem a obtenção de uma curva R. Todavia é de assinalar que seguir a fenda não é tarefa fácil nestes ensaios. Por outro lado a *compliance* varia pouco com o comprimento da fenda. Por estas razões a calibração experimental da *compliance* é um método a preterir em relação à Teoria das vigas corrigida. De facto as diferenças entre os G_{IIc} obtidos pelos dois métodos são por vezes significativas [4-7].

Outra desvantagem dos ensaios ELS é a grande propensão para grandes deslocamentos, em particular quando se desejam propagações importantes, o que obriga a empregar maiores comprimentos livres. Os critérios de início da propagação NL e 5/M são portanto de excluir. Recentemente verificou-se a impossibilidade de ensaiar provetes vidro/epóxico de módulo relativamente baixo (20 GPa), enquanto que o ensaio ENF pôde ser aplicado.

Finalmente, e talvez a deficiência mais grave, o aperto do provete na guia móvel (Fig. 1) parece exercer uma indesejável influência [7]. Isto é notório quando se usa o dispositivo para medir o módulo, o que é feito alterando a posição do provete de modo a excluir a fenda do comprimento livre. Os valores de E assim obtidos são consideravelmente (20-30%) inferiores aos medidos em flexão em 3 pontos, e são afectados pela força de aperto empregue. Estas discrepâncias reflectem-se nos G_{IIc} , o que põe de alguma forma em causa este método de ensaio. Estão previstos novos *round-robins* com o objectivo de esclarecer estas questões.

3. FRACTURA INTRALAMINAR

Uma das grandes vantagens dos laminados compósitos é a adaptabilidade da construção do laminado (orientações das camadas e sequência de empilhamento) às solicitações. Em geral procurar-se tirar pleno partido da elevada resistência longitudinal da camada, caso a que se restringe esta discussão.

A presença de discontinuidades é essencial em grande número de aplicações, daí a importância do estudo do seu efeitos na resistência dos laminados. São diversos [9-15] os estudos dedicados ao problema, em particular à resistência à tracção e à compressão de placas contendo um furo circular (Fig. 9).

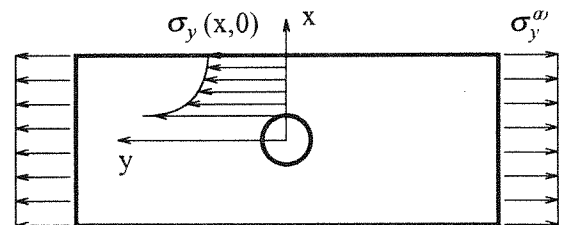


Fig. 9. Placa de dimensões infinitas com um furo circular submetida a uma tensão no topo.

A previsão da resistência pode basear-se directamente na Mecânica da Fractura [8,11,12]. Pressupõe-se que o dano localizado na frente da discontinuidade é representável por uma fenda equivalente (Fig. 10), que, ao atingir um determinado comprimento crítico, provoca a rotura da placa.

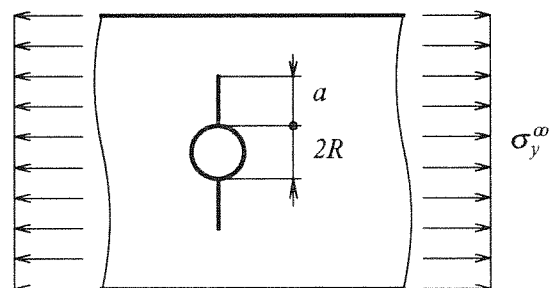


Fig. 10. Fenda equivalente numa placa com um furo circular.

A propagação da fenda equivalente ocorre quando a tensão na frente da fenda é igual à tensão de rotura do laminado (sem furo) σ_u . As distribuições de tensão $\sigma_y(x,0)$ utilizadas são obtidas da Elasticidade 2D para os diversos tipos de discontinuidades. O comprimento

crítico da fenda é relacionável com a Tenacidade K_c [8]

$$a_0 = \left(\frac{\sigma_u}{K_c} \right)^2 \frac{1}{\pi} \tag{1}$$

ou com a Taxa Crítica de Libertação de energia G_c [11,12]. Uma vez obtida uma destas quantidades, é possível obter a tensão de rotura da placa σ_{uN}

$$\sigma_{uN} = \frac{\sigma_u}{f\left(\frac{a_0}{R}\right)} \tag{2}$$

em que f é uma função tabelada e R a dimensão característica do entalhe.

Os critérios de Tensão Pontual (Point Stress) e de Tensão Média (Average Stress) de Whitney e Nuismer [9] estão bastante divulgados. O critério de Tensão Pontual admite que a rotura se dá quando a tensão σ_y a uma distância crítica d_0 atingir a tensão de rotura do laminado σ_u . No critério de Tensão Média a rotura da placa ocorre quando a tensão média ao longo de uma distância crítica a_0 é σ_{uN} . Recorrendo à Elasticidade 2D, o critério de tensão pode exprimir-se

$$\sigma_{uN} = \sigma_u \frac{2}{2 + \xi^2 + 3\xi^4 - (K_T - 3)(5\xi^6 - 7\xi^8)} \tag{3}$$

onde K_T é o factor de concentração de tensão e

$$\xi = \frac{R}{R + d_0} \tag{4}$$

O critério da Tensão Média exprime-se de modo análogo. Na realidade estes critérios são equivalentes à abordagem anterior, conduzindo, para uma placa com uma fenda central de comprimento $2a$, a uma Tenacidade

$$K_c = \sigma_u \sqrt{\pi a (1 - \zeta^4)} \tag{5}$$

sendo

$$\zeta = \frac{a}{a + d_0} \tag{6}$$

Trata-se de um critério simples de aplicar, mas cuja utilidade prática depende de a distância crítica d_0 ser constante. Na realidade esta tem-se revelado [8] sensível à construção do laminado. Alternativamente, a abordagem baseada na Mecânica da Fractura requiere

a medição da Tenacidade K_c , o implica a realização de um ensaio complexo e dispendioso. Neste caso seria mais fácil e directo realizar um ensaio de resistência. Outra desvantagem importante de qualquer destes métodos é a necessidade da resistência do laminado sem entalhe, particularmente se tivermos em conta a grande variedade de construções possíveis para os laminados. Finalmente, há que salientar que, baseiando-se estes critérios em distribuições de tensão da Elasticidade 2D, não têm em conta dano intermédio que provoca redistribuição de tensões. Apesar de tudo mantém-se aceso o interesse nos critérios de Whitney e Nuismer, dada a simplicidade de aplicação e a falta de abordagens mais rigorosas.

A FEUP realizou, no âmbito de um projecto BRITE/EURAM, um estudo [14,15] sobre o comportamento à tracção e à compressão de provetes contendo um furo circular. Tratou-se de dois materiais fibra de carbono (T300)/ resina epoxy, aqui designados por C/R1 e C/R5. Os laminados tinham construções do tipo $[(0^\circ)_n/(45^\circ)_n/(90^\circ)_n/(-45^\circ)_n]_{ms}$ com $n=1,2$ e 4 e $m=4/n$, com o objectivo de estudar o efeito da sequência de empilhamento. Os provetes tinham 150 mm de comprimento, 30 mm de largura, aproximadamente 4 mm de espessura e um furo central circular de 6mm de diâmetro. Os comprimentos livres adoptados foram de 60 mm para os ensaios de tracção e 30 mm para os ensaios de compressão. Nestes, de execução mais delicada, utilizou-se o dispositivo IITRI modificado [14-16]. Os resultados estão expostos na Tabela 1

Tabela 1. Resultados dos ensaios de resistência de provetes com um furo circular.

Material	n	Ensaio	Res. (MPa)
C/R0	1	tracção	274
	2		285
	4		298
C/R0	1	compressão	335
	2		325
	4		373
C/R5	1	tracção	287
	1	compressão	316

Conforme se pode constatar, no caso presente, as resistências à tracção e à compressão são relativamente pouco sensíveis à sequência de empilhamento. Radiografias revelaram a ausência de dano intermédio nos provetes sem agrupamento de camadas da mesma orientação ($n=1$). Pelo contrário, nos provetes ($n=4$) notam-se quantidades apreciáveis de dano intermédio (Fig. 11), incluindo fissuração transversal e delaminagens. O dano intermédio parece portanto provocar um certo relaxar da concentração de tensão.

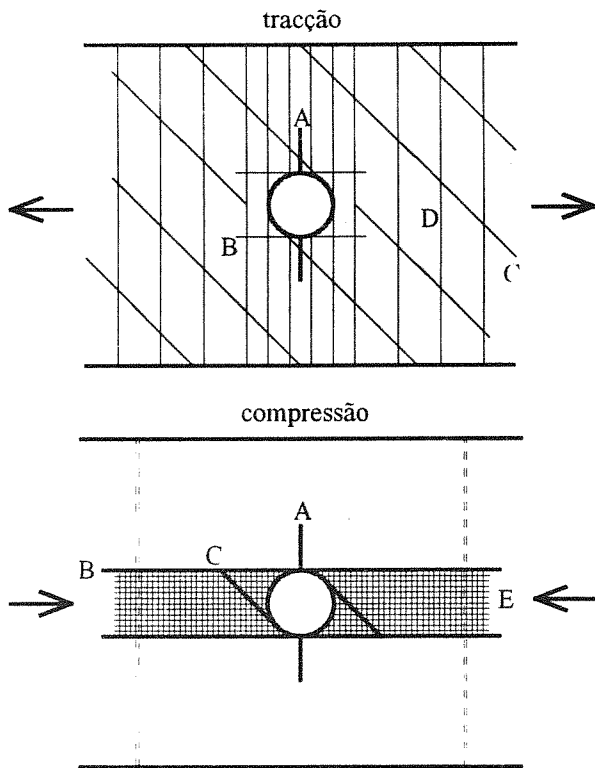


Fig. 11. Representação esquemática do dano intermédio em provetes $[(0^\circ)_4/(45^\circ)_4/(90^\circ)_4/(-45^\circ)_4]_s$. A-fenda longitudinal responsável pela rotura final; B-fissuração transversal das camadas a 0° ; C-fissuração transversal das camadas a 45° ; D-fissuração transversal das camadas a 90° ; E-delaminagem entre as fendas transversais B.

Apesar de se medirem resistências ligeiramente superiores com crescente agrupamento de camadas, na prática utilizar-se-ão geralmente sequência de empilhamento ($n=1$) ou ($n=2$), por razões de melhor comportamento ao impacto. Nestes casos o dano intermédio é nulo ($n=1$) ou incipiente ($n=2$), facto que favorece a aplicabilidade dos critérios de Whitney e Nuismer aos laminados de construção $[(0^\circ)_n/(45^\circ)_n/(90^\circ)_n/(-45^\circ)_n]_{ms}$. Os valores experimentais até agora disponíveis apontam para uma distância crítica de 0.45 mm. Naturalmente os dados experimentais são nesta fase limitados para tirar conclusões definitivas.

4. CONCLUSÕES

Trataram-se questões relativas ao comportamento à fractura de materiais compósitos

Foi abordado o estado da arte dos ensaios de fractura interlaminar de laminados compósitos. Expuseram-se as questões relativas aos procedimentos e interpretação dos resultados, ilustradas com resultados obtidos pela

FEUP no âmbito da sua participação na ESIS. Trabalho futuro procurará dar resposta aos principais problemas aqui analisados.

Foram também analisado o problema da fractura intralaminar, em particular dos laminados contendo descontinuidades. Apresentaram-se critérios de previsão da resistência e discutiram-se as condições de aplicabilidade.

5. REFERÊNCIAS

- [1] ESIS, Polymers & Composites Task Group. "Protocols for Interlaminar Fracture Testing of Composites", Edited by P. Davies, Marine Materials Laboratory IFREMER.
- [2] ESIS, Polymers & Composites Task Group. "Determination of the Mode I Delamination Resistance of Unidirectional Fibre-Reinforced Polymer Laminates using the Double Cantilever Beam (DCB) Specimen", draft standard presented to ISO.
- [3] ESIS, Polymers & Composites Task Group. "Determination of the Mode II Delamination Resistance of Unidirectional Fibre-Reinforced Polymer Laminates using the End Loaded Split (ELS) Specimen", draft standard presented to ISO.
- [4] Brunner, A. J., S. Tanner, P. Davies, H. Wittich. "Interlaminar Fracture Testing of Unidirectional Fibre-Reinforced Composites: Results from ESIS Round-Robins", Proceedings of the European Conference on Composite Materials - Composites Testing and Standardisation 2, Hamburg, September 1994, pp. 523-523.
- [5] Williams, J. G., P. Davies, A. J. Brunner, "Standard Tests for the Toughness Measurement of Composite Laminates - some bones of contention", Proceedings of the 10th International Conference on Composite Materials, Canada August 1995. Vol. 1, pp. 71-75.
- [6] Morais, A. B., P. T. de Castro, A. T. Marques. "Determinação das Taxas Críticas de Libertação de Energia (G_{Ic} e G_{IIc}) de Laminados Compósitos Carbono/Epóxico", 5^{as} Jornadas de Fractura, Sociedade Portuguesa de Materiais, Abril 1994.
- [7] Brunner, A. J., P. Flüeler, "Interlaminar Fracture Toughness Testing: Comments, Ideas and Suggestions", EMPA-Report 149'956/4, 1994.

- [8] Beaumont, P. W. R., "The failure of Composite Materials: An Overview", *Journal of Strain Analysis*, Vol. 24 N. 4, pp.189-205, 1989.
- [9] Whitney, J., R. Nuismer, "Stress Fracture Criteria for Laminated Composites Containing Stress Concentrations", *Journal of Composite Materials*, 8, pp. 253-265, 1974.
- [10] Tan, S. "Effective Stress Fracture Models for Unnotched and Notched Multidirectional Laminates", *Journal of Composite Materials*, 22, pp. 322-340, 1988.
- [11] Soutis, C., N. Fleck, "Static Compression Failure of Carbon Fibre T800/924C Compression Plate with a Single Hole" *Journal of Composite Materials*, 24, pp. 536-558, 1990.
- [12] Soutis, C., N. Fleck, P. Smith, "Failure Prediction Technique for Compression Loaded Carbon Fibre-Epoxy Laminates with Open Holes" *Journal of Composite Materials*, 25, pp. 1476-1498, 1991.
- [13] Chang, F., L. Lessard, "Damage Tolerance of Laminated Composites Containing an Open Hole and Subjected to Compressive Loadings: Part II-Experiment" *Journal of Composite Materials*, 25, pp. 44-64, 1991.
- [14] Balacó de Moraes, A., A. Torres Marques, "NT-1401-U/1: Contribution of the University of Porto to Subtask 1.4", BRITE/EURAM project contract N° BRE2-CT92-0314.
- [15] Balacó de Moraes, A., A. Torres Marques, "NT-1401-U/1: Contribution of the University of Porto to Subtask 1.4", BRITE/EURAM project contract N° BRE2-CT92-0314.
- [16] ASTM D3410-87: "Standard Test Method for Compressive Properties of Unidirectional or Crossply Fiber-Resin Composites".

FRACTURA POR CONTACTO DE MATERIALES CERAMICOS

F. Guiberteau

Departamento de Física, Fac. de Ciencias.
Univ. de Extremadura
Avda. de Elvas s/n, 06071 Badajoz

Resumen. En este trabajo se realiza un estudio de los procesos de daño por contacto en materiales cerámicos mediante ensayos de indentación Hertz. A diferencia de la clásica fisura cónica típica de materiales frágiles homogéneos, desarrollada en la región sometida a tensiones de tracción fuera del círculo de contacto, en los materiales cerámicos policristalinos se observa un cierto daño bajo la superficie de contacto, donde existen fuertes tensiones hidrostáticas y de cizalladura. Las curvas experimentales tensión-deformación revelan una cierta ductilidad por contacto. El elemento clave responsable de esta ductilidad es la existencia de un plano débil en la microestructura que, al estar sometido a fuertes tensiones de cizalladura, origina una "falla". Se discuten las implicaciones que tienen los resultados obtenidos para el diseño de materiales cerámicos en aplicaciones de contacto.

Abstract. A study of contact damage process from Hertzian indentation tests in ceramics materials is presented. In contrast to the classical Hertzian cone crack that form in more homogeneous materials in the region of tensile stress outside the contact circle, the damage in heterogeneous materials develops in the zone of high shear stress and hydrostatic compression beneath the contact circle. Measurement of indentation-stress curves reveal a certain indentation "ductility". The key element for this plasticity is the existence of a weak plane in the microstructure, which is submitted to high shear stress and generates a "shear fault". Implications of these results in relation to microstructural design of ceramic materials for contact related applications are discussed.

I. INTRODUCCION

En las últimas décadas se ha realizado un gran esfuerzo encaminado al diseño de materiales cerámicos para aplicaciones estructurales. En particular, se ha avanzado considerablemente en el desarrollo de cerámicos tenaces, que se caracterizan por presentar curvas de tenacidad creciente al aumentar la longitud de fisura (curva-R). Este comportamiento se debe a la activación de mecanismos de refuerzo de tenacidad, destacando por su eficacia el de puentado (crack-interface bridging), observado en alúmina así como en materiales compuestos [1-4], y el mecanismo de transformación tenaz (transformation-toughening), característico de los cerámicos a base de zirconia [5-7]. Sin embargo, este enfoque no siempre es el más adecuado frente a una determinada aplicación. Efectivamente, es un hecho bien conocido que en el dominio de fisuras largas (en relación a la microestructura) la tenacidad de la alúmina aumenta al aumentar el tamaño de grano [8]

pero, al mismo tiempo, ésta disminuye para fisuras cortas [9].

En el caso de materiales de espesor limitado (láminas delgadas, recubrimientos cerámicos, etc.) la degradación mecánica del compuesto está relacionada con el desarrollo de fisuras a escala microestructural (microfisuras) más bien que con la propagación catastrófica de fisuras macroscópicas. Una situación similar se plantea en la selección de materiales resistentes a erosión. En éstas y en otras aplicaciones los materiales están sometidos a fuertes tensiones de contacto, limitadas a pequeñas regiones, y no a la distribución macroscópica de tensiones, característica de un ensayo típico de fractura. Existe pues la necesidad de incidir en el estudio de aspectos relacionados con la fractura de materiales cerámicos a escala microestructural.

En este trabajo, nuestro interés se centra en la relación existente entre la microestructura y los

micromecanismos reponsables del daño por contacto en materiales cerámicos. Se muestran resultados de diversos estudios sobre policristales de alúmina y zirconia [10-13], con el fin de efectuar un análisis comparativo entre materiales con mecanismos de refuerzo de tenacidad de diferente naturaleza. Como veremos, este estudio permitirá la deducción de implicaciones de gran interés práctico para el diseño de microestructuras adecuadas en aplicaciones de contacto. Por otro lado, se muestra la utilidad de una simple metodología para la realización de este tipo de estudios. Se trata de efectuar ensayos de indentación Hertz, consistentes en la aplicación de una cierta carga, P , sobre la superficie del material en estudio utilizando impresores esféricos (fig.1). Esta metodología ofrece ventajas evidentes por su simplicidad y, lo que es también importante, reproduce con mayor fidelidad las tensiones reales que actúan sobre algunos materiales en servicio. Como veremos, se trata de una excelente alternativa experimental de gran interés práctico para la caracterización mecánica de materiales cerámicos.

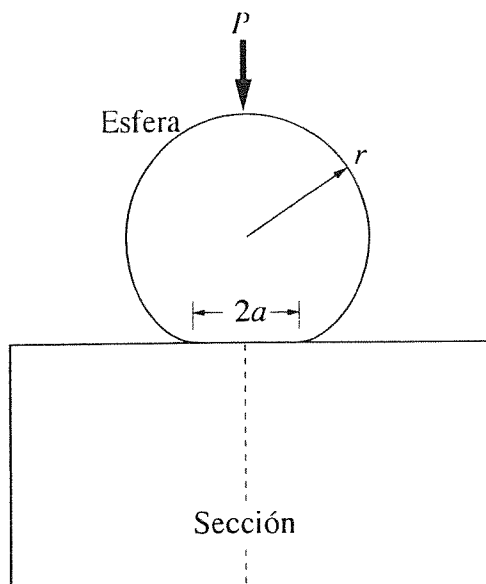


Fig. 1. Esquema ilustrativo de un ensayo de indentación Hertz.

2. ENSAYOS DE INDENTACION HERTZ

En los ensayos de indentación Hertz, el campo de tensiones se escala con la presión de contacto, p_0 , [14,15]

$$p_0 = P/\pi a^2 \quad (1)$$

donde P es la carga de indentación y a el radio

del círculo de contacto (fig. 1). Por ello, a p_0 se le suele denominar tensión de indentación.

De acuerdo con el principio de similitud geométrica, el campo de deformaciones se escala con la razón

$$a/r, \quad (2)$$

donde r es el radio de la esfera. A esta razón se le denomina deformación de indentación.

La determinación experimental de a permite la obtención de la curva tensión-deformación de indentación

$$p_0(a/r), \quad (3)$$

característica de cada material e independiente del radio, r , del impresor o impresores esféricos utilizados. La figura 2 ilustra una curva tensión-deformación genérica. La parte lineal corresponde al dominio de contacto elástico. A partir de un cierto nivel de tensiones la respuesta deja de ser lineal [15,16], indicando la iniciación de procesos irreversibles que generan un cierto daño. Esta figura ilustra también la diferencia esencial entre los ensayos Hertz (blunt) y los realizados con impresores puntiagudos (sharp), tipo Vickers, Knoop, etc., en los que la presión de contacto es una constante independiente de la carga del ensayo denominada dureza, H . Esta diferencia es la que justifica la ventaja de los ensayos Hertz frente a los ensayos Vickers o Knoop para analizar la evolución del daño, ya que en estos últimos se produce daño saturado desde el inicio del contacto.

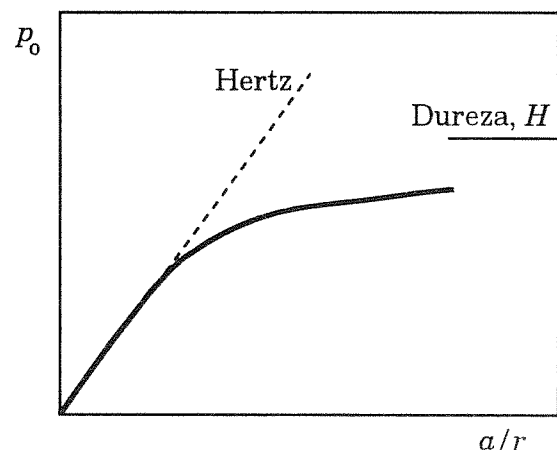


Fig. 2. Curva típica tensión-deformación de indentación.

Los ensayos Hertz han sido ampliamente utilizados en materiales frágiles y homogéneos

como el vidrio [17-20], en los que se desarrollan fisuras cónicas debido a la acción de tensiones de tracción. Sin embargo, sólo recientemente han comenzado a ser aplicados al estudio de materiales cerámicos heterogéneos.

Por ser de interés para nuestro estudio, resumiremos brevemente algunos resultados deducidos de la teoría elástica de Hertz [21]. En condiciones de contacto elástico se cumple

$$p_o = (3E/4\pi k)(a/r) \quad (4)$$

donde E es el módulo de Young del material y k una constante adimensional en la forma

$$k = (9/16) \{ (1-\nu^2) + (1-\nu'^2) E/E' \} \quad (5)$$

siendo ν y ν' los coeficientes de Poisson del material e impresor, respectivamente, y E' el módulo de Young del impresor [15]. En condiciones de contacto elástico, es posible determinar las tensiones principales σ_1 , σ_2 y σ_3 , escogidas de forma que $\sigma_1 > \sigma_2 > \sigma_3$ en casi todos los puntos bajo la superficie de contacto (los valores positivos corresponden a tensiones de tracción) [18,19,22]. La figura 3 muestra las isolíneas de tensiones principales (a) y (b), así como la tensión hidrostática (c) y la tensión principal de cizalladura (d). Las tensiones de tracción (σ_1) son relativamente débiles, alcanzando su valor máximo ($0.28p_o$) en la zona exterior e inmediatamente próxima al círculo de contacto (Fig. 3a). Esta tensión decrece muy rápidamente fuera de esta zona y es la responsable de la formación de fisuras cónicas. Las tensiones de cizalladura son más intensas y alcanzan su valor máximo ($0.48p_o$) a la profundidad $0.5a$ sobre el eje de carga.

3. METODO EXPERIMENTAL

Ensayos

Los ensayos de indentación se efectuaron con una máquina universal (Instron modelo 1122) en el rango de cargas comprendido entre 0 y 3500 N, utilizando como impresores esferas de carburo de tungsteno (WC) de radios $r=1.98, 3.18, 4.76, 7.94$ y 12.70 mm.

Las superficies de las muestras fueron previamente pulidas y recubiertas con oro, para determinar el radio de contacto, a , (fig.1) a partir de la huella residual en el recubrimiento. Las observaciones se realizaron en un microscopio óptico de luz reflejada (Nikon), equipado con contraste interferencial Nomarski.

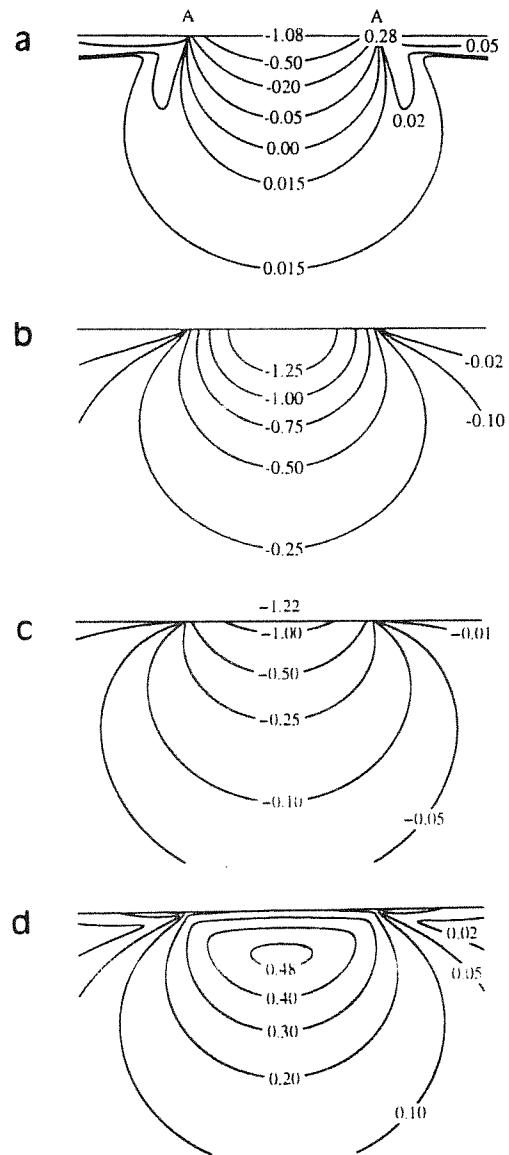


Fig. 3. Isolíneas de tensiones elásticas de Hertz (Alúmina $\nu=0.22$) normalizadas según la presión de contacto p_o . (a) Tensión principal máxima σ_1 (σ_2), (b) tensión principal mínima σ_3 , (c) tensión hidrostática $1/3(\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3)$, (d) tensión de cizalladura. $1/2(\sigma_1 - \sigma_3)$.

Con el fin de examinar el daño introducido bajo la superficie de contacto, se han realizado experimentos de sección, similares a los utilizados originalmente por Mulream [23] y otros [24]. Para ello, se unen las superficies de dos muestras previamente pulidas ($1 \mu\text{m}$) mediante una fina capa ($10 \mu\text{m}$) de adhesivo (Loctite). A continuación, se obtiene una nueva superficie perpendicular al plano de unión mediante corte. Una vez pulida esta nueva superficie, se realizan los ensayos sobre la interfase como se ilustra en la figura 1. Finalmente, se disuelve el adhesivo en acetona y las dos secciones se examinan al microscopio.

Para precisar la secuencia de evolución del daño generado en el transcurso del ensayo, se han realizado algunos experimentos de detección de la actividad acústica emitida durante el ciclo de carga-descarga. Para ello, se utilizó un equipo comercial (LOCAN 320) situando un transductor piezoeléctrico en contacto con la superficie de la muestra a una determinada distancia de la zona de ensayo.

Materiales utilizados

Los ensayos fueron realizados sobre policristales de alumina de tamaños de grano de 3, 9, 15, 21, 35 y 48 μm , cuyas curvas de tenacidad son bien conocidas [8]. Se trata de materiales procesados en cámara limpia, para minimizar el contenido de impurezas, cuyas microestructuras se caracterizan por su elevada densidad, una distribución uniforme de granos equiaxiados y un bajo contenido de poros y puntos triples [8].

En cuanto a las muestras de zirconia, los resultados corresponden a policristales de zirconia estabilizada con una concentración de magnesia 9.9 mol% (9.9Mg-PSZ). Los ensayos fueron realizados sobre muestras sinterizadas a 1700 °C (AF), así como sobre muestras posteriormente recocidas a la temperatura eutectoide (1400 °C) durante 2h. (PA) y 16 h. (OA). El tamaño de grano es aproximadamente igual a 35 μm en todos los casos [25]. La microestructura de las muestras AF (as-fired) consiste en una matriz cúbica con una distribución uniforme de precipitados tetragonales submicroscópicos (100 nm) que son muy estables. Se trata de un material de baja tenacidad (2 MPa $\text{m}^{1/2}$). En las muestra PA (peak-aged) los precipitados tetragonales alcanzan el tamaño crítico durante el recocido (300 nm), originando un material con comportamiento tipo curva-R óptimo (plateau de tenacidad 6 MPa $\text{m}^{1/2}$), ya que el mecanismo de transformación tenaz es operativo. En las muestras OA (over-aged) los precipitados tetragonales crecen excesivamente durante el recocido (500 nm) y se hacen muy inestables, transformándose espontáneamente a la fase monoclinica en el enfriamiento. La tenacidad del material OA resultante es muy similar a la del material AF. Las concentraciones de las diferentes fases cúbica/tetragonal/ monoclinica son: 80/20/0 para la muestra AF, 55/45/0 para PA y 50/10/40 para OA.

4. RESULTADOS EXPERIMENTALES

Curvas tensión-deformación

Las curvas experimentales tensión-deformación correspondientes a las muestras de alumina y zirconia se muestran en las Figuras 4 y 5,

respectivamente. En todos los casos, los resultados concuerdan con las predicciones de la teoría elástica de Hertz hasta una cierta tensión (límite elástico), a partir de la cual los resultados se desvían del comportamiento lineal indicando una cierta ductilidad.

En alumina, los resultados indican la existencia de una curva tensión-deformación universal, independiente del tamaño de grano (fig. 4), sugiriendo un origen intrínseco para la ductilidad de este compuesto, con independencia de su microestructura. La coincidencia de los valores de dureza Vickers para estos materiales avala también esta hipótesis.

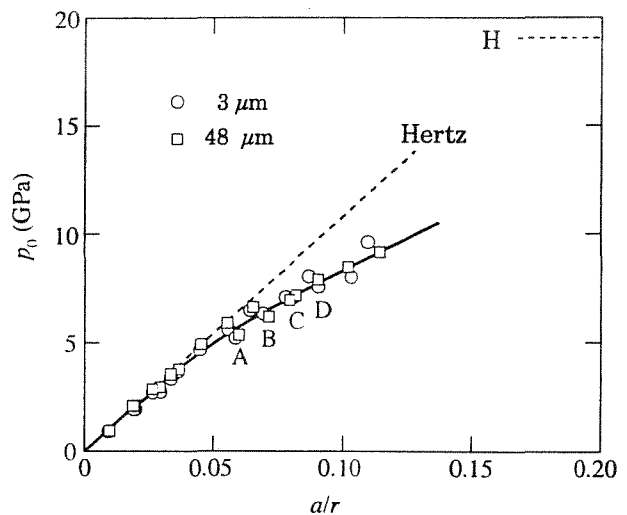


Fig. 4. Curvas experimentales tensión-deformación de indentación para alumina (tamaños de grano 3 y 48 μm). La línea discontinua corresponde a la predicción de la teoría elástica de Hertz. Se indica la dureza, H.

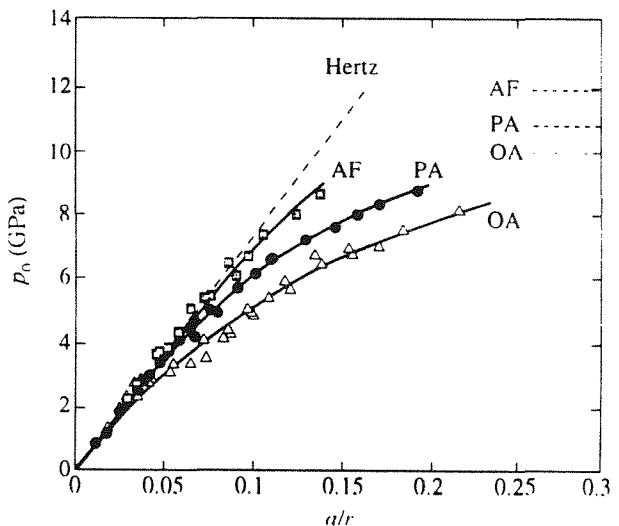


Fig. 5. Curvas experimentales tensión-deformación de indentación de muestras de zirconia AF, PA y OA. Los valores de dureza se indican mediante trazo discontinuo en la parte superior derecha de la figura.

Contrariamente a lo que sucede en alúmina, existen diferencias notables entre las curvas tensión-deformación correspondientes a los tres tipos de zirconia examinados (fig.5), indicando claramente una mayor ductilidad para la muestra OA, intermedia para PA y tan sólo ligera para AF, en concordancia con los valores de dureza Vickers de estos materiales. Es importante destacar que la situación en zirconia es diferente que en la alúmina, ya que el tamaño de grano es similar y su contenido de fases diferentes.

Observaciones microscópicas

Para analizar la evolución del daño con la presión de contacto, describiremos en primer lugar observaciones efectuadas sobre una muestra de grano grueso ($d=48 \mu\text{m}$). Las micrografías A, B, C y D de la figura 6 muestran secciones correspondientes a ensayos realizados con cargas de indentación progresivamente crecientes (puntos A, B, C y D de la curva tensión-deformación). Esta secuencia confirma que la desviación respecto del comportamiento lineal se debe al inicio de un cierto daño bajo la zona de contacto, que se extiende al aumentar la carga del ensayo tanto en profundidad como hacia la superficie de la muestra. En cuanto a la naturaleza del daño, se aprecian maclas en el interior de los granos. El número de granos afectados, así como su grado de deformación, crece al aumentar la tensión de contacto. Se aprecian también microfisuras en las fronteras de los granos deformados, sugiriendo que el proceso de deformación actúa como precursor de la microfisuración.

La influencia del tamaño de grano sobre la naturaleza del daño introducido queda patente en las micrografías de la figura 7. La incidencia de microfisuras parece disminuir al decrecer el tamaño de grano, si bien esta tendencia va acompañada de una mayor tendencia al desarrollo de fisuras fuera del círculo de contacto. Efectivamente, para las muestras de grano fino ($3 \mu\text{m}$) se observan fisuras cónicas [17-20], que no se desarrollan en las muestras de grano grueso, debido a que en este último caso la microestructura desvía las fisuras de las trayectorias favorecidas por el campo de tensiones.

En las muestras de zirconia la situación es diferente ya que, como se ha mencionado anteriormente, el tratamiento térmico modifica su respuesta plástica. En la figura 8 se muestran micrografías de la superficie, así como de secciones transversales, correspondientes a muestras AF, PA, y OA sometidas a presiones de contacto de 5.4, 4.9 y 4.3 GPa, respectivamente. La impronta es más pronunciada para la muestra OA, seguida de la

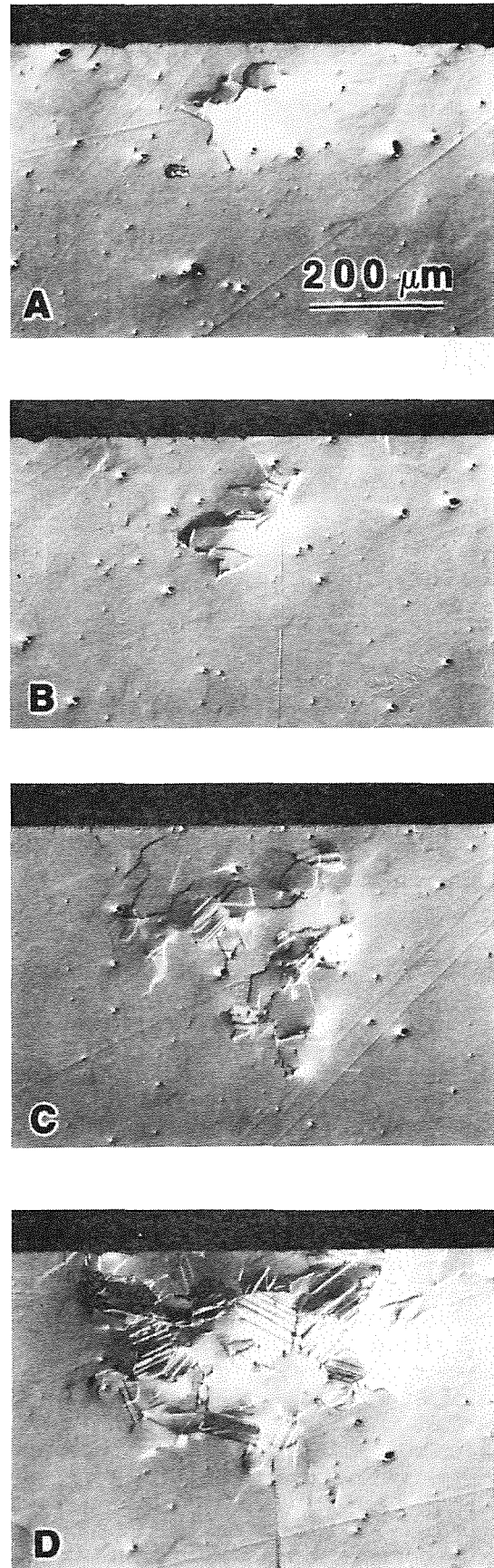


Fig. 6. Evolución del daño bajo la zona de contacto en una muestra de alúmina de tamaño de grano $48 \mu\text{m}$, a presiones de contacto, p_0 : (A) 5.3, (B) 6.2, (C) 7.0 y (D) 8.0 GPa.

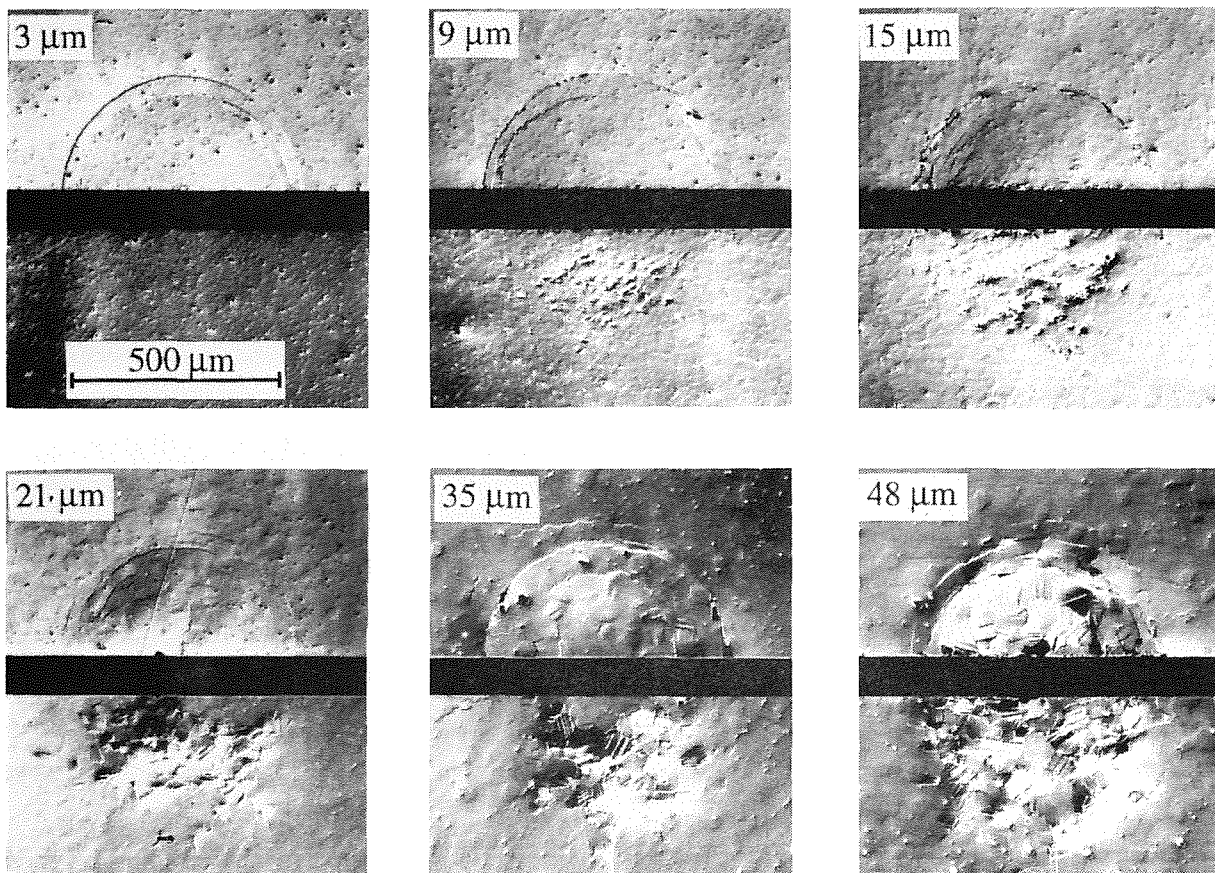


Fig. 7. Micrografías de superficie y sección correspondientes a muestras de alúmina con diferentes tamaños de grano sometidas a ensayos Hertz ($p_0 = 8.0$ GPa). El diámetro de contacto, $2a$, coincide aproximadamente con la escala de aumentos ($\approx 500 \mu\text{m}$).

muestra PA y apenas distinguible en el caso de la muestra AF, de acuerdo con la tendencia observada en las curvas tensión-deformación de estos materiales. Al igual que las muestras de alúmina de grano grueso, se observan fisuras en la superficie de las muestras AF y OA que no llegan a desarrollarse completamente para formar fisuras cónicas, debido a que el tamaño de grano es también grueso ($35 \mu\text{m}$). El caso de la muestra PA es el más singular ya que es el único donde no se observan fisuras en superficie y, en su lugar, aparece una cierta rugosidad en las direcciones que forman 45° con las direcciones radiales y tangenciales (trayectorias de cizalladura), similares a las observadas en ensayos Vickers y que corresponde a transformación de partículas tetragonales a la fase monoclinica [26]. En cuanto al daño generado bajo la superficie, si bien en ningún caso se observa desarrollo de fisuras cónicas, existen diferencias entre los tres tipos de muestras. En el caso de las muestras AF se observa microfisuración intergranular pero, a diferencia de lo que sucede en alúmina, sin signos de deformación intragranular. Para la muestra PA se observa una notable rugosidad en la sección, así como bandas en el interior de los granos asociadas a transformación que son

similares a las observadas en superficie; de nuevo estas bandas muestran una cierta tendencia a alinearse según trayectorias de cizalladura. Finalmente, en la muestra OA el daño parece ser relativamente modesto, contrariamente a lo que podía esperarse teniendo en cuenta que el tamaño de la impronta es mayor. También se observa una cierta rugosidad en la sección de la muestra OA, pero a escala mas reducida que en la muestra PA y sin bandas de transformación en los granos. Para esta muestra se observan también microfisuras entre los granos, pero su incidencia es menor que en la muestra AF.

Emisión Acústica

Los resultados de las experiencias de detección acústica correspondientes a los diferentes tipos de muestras de alúmina y zirconia se muestran en las figuras 9 y 10, respectivamente.

La emisión acústica tiene lugar durante la secuencia de carga y se inicia siempre a presiones de contacto que son superiores al límite elástico. En ocasiones, se registra una cierta actividad durante la descarga, pero muy

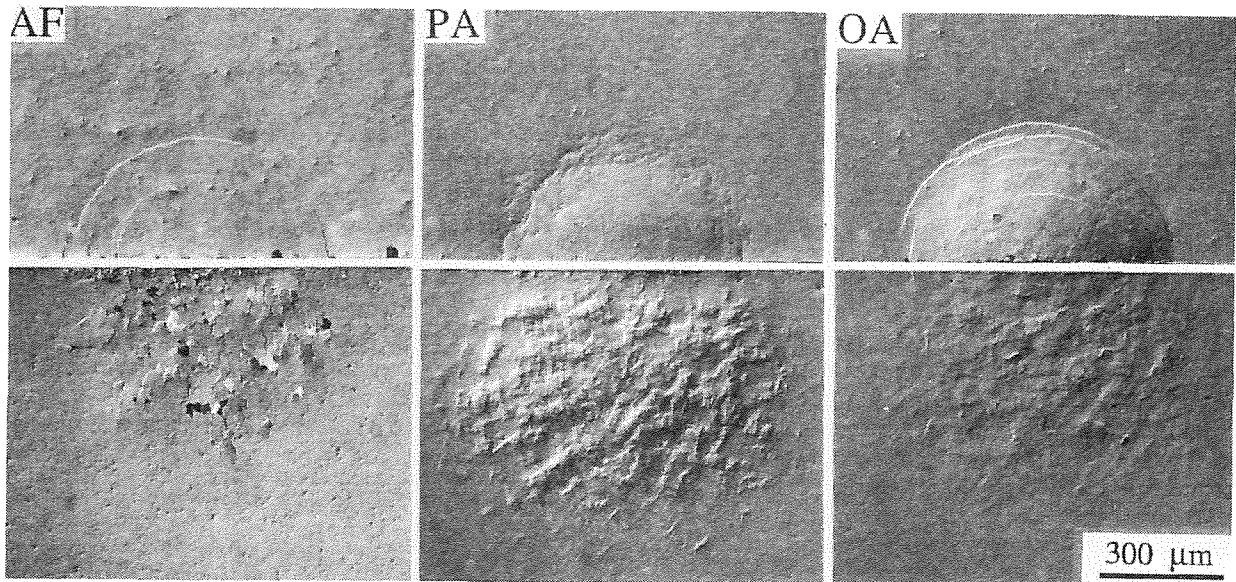


Fig. 8. Micrografías (superficie y sección) de zirconia as-fired (AF), peak-aged (PA) y over-aged (OA) sometidas a ensayos Hertz a presiones de contacto 5.4, 4.9 y 4.3 GPa, respectivamente.

débil comparada con la detectada en carga.

En alúmina, la emisión acústica se inicia a presiones de contacto que resultan más bajas para las muestras de grano grueso (fig. 9). Por

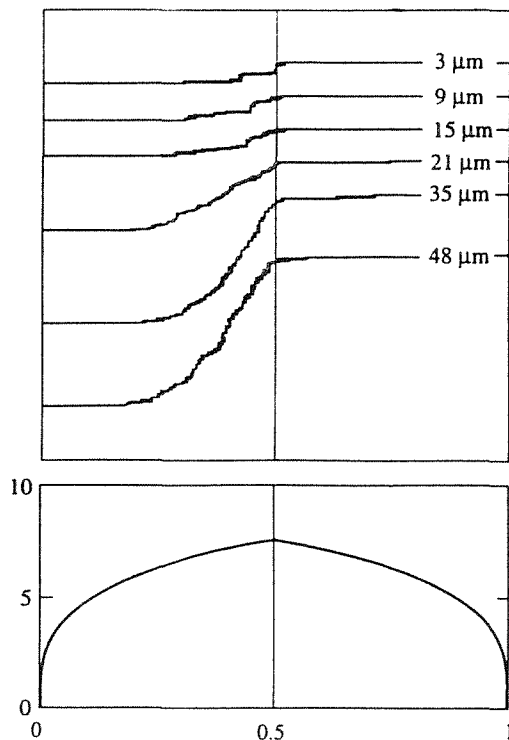


Fig. 9. Actividad acústica emitida (unidades arbitrarias) por muestras de alúmina de diferente tamaño de grano durante el ciclo de carga (0-0.5) y descarga (0.5-1) de un ensayo de indentación Hertz. El gráfico inferior de la figura muestra la variación de la presión de contacto (en GPa) durante el ensayo.

otro lado, los resultados muestran una tendencia clara de emisión creciente cuando se aumenta el tamaño de grano. De hecho, para la muestra de grano fino sólo se registran algunas emisiones discretas (fig. 9), probablemente debidas al inicio y posterior desarrollo de fisuras cónicas. En el caso de las muestras de grano grueso, la emisión se produce de forma continua, en buen acuerdo con el aumento de microfisuras observado bajo la superficie al aumentar la presión de contacto (fig. 6).

La actividad acústica registrada en zirconia (fig. 10) es intensa en el caso de la muestra AF, muy inferior para la muestra OA y apenas detectable para la muestra PA, de nuevo de acuerdo con la diferente tendencia a microfisuración exhibida por estos materiales.

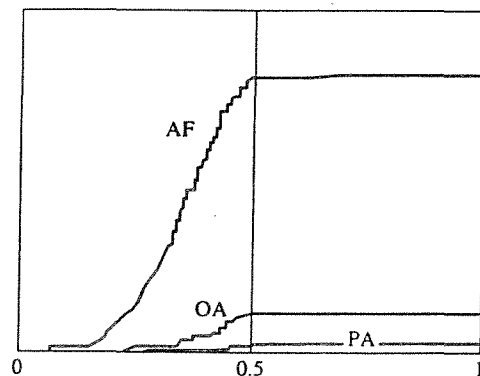


Fig. 10. Actividad acústica emitida por las muestras de zirconia AF, PA and OA durante un ensayo de indentación Hertz ($r=3.18$ mm y $P=1500$ N).

5. DISCUSION, CONCLUSIONES E IMPLICACIONES

En todos los casos analizados se observan diferencias con respecto a la respuesta elástica ideal, reflejadas macroscópicamente por la existencia de curvas tensión-deformación de indentación no lineales, indicando una respuesta "dúctil" bajo la acción de tensiones de contacto. Este comportamiento se debe a la generación de un cierto daño bajo la superficie de la muestra, en la región sometida a fuertes tensiones hidrostáticas y de cizalladura (fig. 3). Así pues, la naturaleza del daño generado mediante ensayos Hertz difiere esencialmente de la clásica fisura cónica, observada en materiales frágiles homogéneos [17-20], y que se origina debida a tensiones de tracción que son comparativamente más débiles.

La existencia de una curva tensión-deformación universal en alúmina, independiente del tamaño de grano, indica una plasticidad intrínseca para este compuesto a presiones de contacto superiores al límite elástico. La observación de planos de macla en los granos individuales sugiere que éste es el micromecanismo responsable de su ductilidad. Estos resultados indican que, si bien el número de granos deformados depende del tamaño de grano de la muestra, la deformación neta integrada sobre todo el volumen de material deformado es idéntica en todos los casos y, en consecuencia, independiente del tamaño de grano. Sin embargo, las observaciones microscópicas (fig. 7) y, sobre todo, las experiencias de detección acústica (fig. 9) indican que el tamaño de grano afecta sensiblemente a la naturaleza del daño generado. Efectivamente, el aumento del tamaño de grano inhibe el desarrollo de fisuras cónicas, en favor del desarrollo de microfisuras intergranulares bajo la zona de contacto. Es importante precisar que el mecanismo precursor para el inicio de microfisuras en alúmina es la deformación por maclaje de los granos. En un trabajo reciente [27] se ha propuesto un modelo para la iniciación y propagación de microfisuras en cerámicos policristalinos sometidos a ensayos Hertz, poniendo de manifiesto que el tamaño de grano es un elemento crítico en la evolución de microfisuras, especialmente en el proceso de iniciación.

Los resultados obtenidos en alúmina tienen implicaciones de interés práctico inmediato para seleccionar estrategias de procesado que conduzcan a la obtención de materiales resistentes al daño por contacto. En particular, sugieren la conveniencia de minimizar el tamaño de grano para evitar la iniciación de microfisuras y, en consecuencia, aumentar la resistencia a erosión del material, en buen

acuerdo con estudios previos realizados sobre alúmina [9]. Debido a que el proceso de contacto genera su propia población de defectos, el enfoque adoptado en los métodos de procesado tradicionales, encaminados a la obtención de materiales de alta pureza y libres de defectos, pierde su interés. En su lugar, parece más adecuado la obtención de microestructuras con distribuciones de grano fino y homogéneas, al objeto de evitar la formación ocasional de agrupaciones de granos de tamaño grueso que faciliten el desarrollo de microfisuras. Sin embargo, es importante destacar que esta estrategia puede reducir la tenacidad en el dominio de fisuras largas para aquellos materiales que, como la alúmina, exhiban el mecanismo de puenteado.

Al igual que en alúmina, el daño generado en las muestras de zirconia está localizado en la región situada bajo la zona de contacto sometida a fuertes tensiones hidrostáticas y de cizalladura. Sin embargo, la situación en zirconia es esencialmente diferente ya que su ductilidad depende del tratamiento térmico previo, sugiriendo la existencia de diferentes mecanismos de plasticidad en los tres tipos de muestras. En la muestra PA existen indicios claros que sugieren la transformación de partículas tetragonales a la fase monoclinica durante el ensayo. Se trata del mecanismo de plasticidad por transformación [28,29]. El aumento de volumen asociado a la transformación supone un aumento del estado de compresión hidrostático que dificulta el desarrollo de microfisuras, incluso en la superficie de la muestra, predicción ésta que resulta consistente con los resultados de las observaciones y la baja emisión acústica de este material. En la muestra AF los precipitados tetragonales son muy estables, debido a su reducido tamaño, y el mecanismo de deformación por transformación no es posible. Este material exhibe una gran tendencia a la microfisuración intergranular, similar a la observada en alúminas de grano grueso, pero en este caso sin signos de deformación intragranular previa. Así pues, la ligera ductilidad observada solo puede ser atribuida a microfisuración intergranular. La clave para comprender estos resultados radica en el hecho de que se trata de un material de baja tenacidad, siendo la unión entre granos débil. Efectivamente, en trabajos recientes sobre materiales bifásicos caracterizados por uniones entre fases muy débiles (mica-containing glass-ceramics, silicon carbide platelet composites) [30-32], se observan microfisuras originadas por deslizamiento relativo entre las distintas fases (o granos), sin que estas hayan sufrido deformación plástica previa. Los resultados de estos trabajos son concluyentes en relación a la efectividad de la microfisuración para dotar al

material cerámico de una cierta ductilidad frente a tensiones de contacto, siendo ésta tanto mayor cuanto mayor sea la densidad de microfisuras. En el caso de la muestra AF la efectividad de la microfisuración es limitada debido a que se trata de un material de grano grueso (35 μm). En la muestra OA, casi todos los precipitados han sufrido la transformación previa a la fase monoclinica con anterioridad al ensayo y el mecanismo de plasticidad por transformación tampoco es posible, sin embargo, es el que exhibe mayor ductilidad sugiriendo la existencia de otro mecanismo que debe ser incluso más efectivo. Este mecanismo es el de deformación por maclaje de las partículas tetragonales submicroscópicas [28,33] que tiene lugar a bajas tensiones. En este caso la deformación de las partículas monoclinicas induce al desarrollo de fisuras submicroscópicas en la interfase precipitado-matriz (fase cúbica), constituyendo otro mecanismo efectivo de ductilidad. Al igual que sucede en las muestras de alúmina de grano grueso, en los tres tipos de zirconia examinados la microestructura inhibe el desarrollo de fisuras cónicas. Esta inhibición se debe al modo de propagación intergranular de las fisuras, así como a la relajación de tensiones de tracción que supone la ductilidad que presentan estos materiales. El mecanismo de deformación por maclaje no es tan efectivo como el transformación para inhibir el desarrollo de microfisuras, justificando la modesta emisión acústica detectada en la muestra OA.

A diferencia de lo que sucede en alúmina, en el caso de la zirconia existe una microestructura óptima para la mayoría de las aplicaciones. Se trata de la muestra PA, de tenacidad más elevada y, a la vez, resistente a microfisuración bajo tensiones de contacto. Sin embargo, la muestra OA, aunque algo más susceptible a microfisuración, es la que presenta mayor ductilidad y, en consecuencia, sería también adecuada para aplicaciones que requieran absorción de energía en el contacto.

A pesar de que hemos centrado nuestra atención en estos dos tipos de materiales, podemos deducir ciertas características generales relativas a los procesos de daño por contacto en materiales cerámicos heterogéneos. El daño observado bajo la superficie se debe a la acumulación de procesos elementales originados por fuertes tensiones de cizalladura. El elemento clave es la existencia de planos débiles en la microestructura (ya sean intergranulares, intragranulares, en interfases, etc.), de forma que las fuertes tensiones de cizalladura generan algún tipo de falla de cizalladura; en el caso de la alúmina se trata de planos cristalográficos (maclas) intragranulares, en zirconia sucede algo similar en el interior de los precipitados

submicroscópicos, en materiales compuestos pueden ser interfases débiles, etc. La naturaleza de estos micromecanismos es pues más general que el deslizamiento de dislocaciones típico de materiales metálicos. La ductilidad de estos materiales frágiles a temperatura ambiente es posible gracias a la componente hidrostática adicional del campo de tensiones. La comparación de estos resultados con los de otros materiales homogéneos sugiere una transición frágil-dúctil al aumentar el grado de heterogeneidad de la microestructura. Efectivamente, a mayor heterogeneidad se produce mayor deflexión de las fisuras con respecto a las trayectorias de tensiones favorecidas por el campo de tensiones, inhibiendo el desarrollo de fisuras cónicas características de la respuesta frágil ideal. Por otro lado, las fuertes tensiones de cizalladura producen fallas en los planos débiles dotando al material de una cierta ductilidad. Por otro lado, en la mayoría de los casos el contacto suele generar una cierta población de microfisuras estabilizadas bajo la acción de fuertes tensiones hidrostáticas.

En relación a la metodología utilizada, es evidente que los ensayos Hertz constituyen una alternativa experimental excelente para investigar las propiedades de deformación y fractura de materiales cerámicos. Parte de esta información, en especial la relativa a los procesos de deformación, resulta inaccesible haciendo uso de otros ensayos convencionales (ensayos de resistencia, tenacidad, compresión uniaxial, etc.) ya que en éstos las tensiones de tracción favorecen la propagación de una fisura individual. Para obtener información sobre los procesos de cizalladura es necesario aplicar tensiones hidrostáticas adicionales, al objeto de evitar la fractura catastrófica del material. Los ensayos de indentación (Vickers, Knoop, Hertz, etc.) son una forma simple de aplicar dichas tensiones. La relativa ventaja de los ensayos Hertz, frente a los realizados con impresores puntiagudos, radica en que permite analizar la evolución del daño debido a la posibilidad de control de la presión de contacto. Esta metodología tiene además interés para investigar la posible fatiga por contacto de materiales cerámicos [10,13,34,35] y, actualmente, está siendo utilizada para caracterizar la respuesta mecánica de recubrimientos cerámicos sobre materiales metálicos.

Como conclusión general, el análisis comparativo de los resultados obtenidos en alúmina y zirconia ilustra claramente el diferente papel que juegan los mecanismos de puenteado y transformación tenaz en la respuesta mecánica de materiales cerámicos sometidos a tensiones de contacto. Estos

resultados tienen implicaciones de interés práctico para el procesado de materiales cerámicos. Mediante un adecuado diseño microestructural es posible variar de forma controlada la naturaleza del daño introducido y, en consecuencia, optimizar la respuesta mecánica del material frente a una determinada aplicación.

Agradecimientos. El autor expresa su agradecimiento a los coautores de trabajos cuyos resultados se recogen en este estudio, en particular a los doctores B.R. Lawn, A. Pajares, y N.P. Padture. También agradece la subvención del proyecto CICYT MAT94-0120-C03-02, así como la Ayuda a Equipos de investigación mod A (Consejería Educación y Juventud, Junta de Extremadura-Fondo Social Europeo).

REFERENCIAS

- [1].-P. L. Swanson, C. J. Fairbanks, B. R. Lawn, Y.-W. Mai and B. J. Hockey, "Crack-Interface Grain Bridging as a Fracture Resistance Mechanism in Ceramics: I. Experimental Study on Alumina," *J. Am. Ceram. Soc.*, **70** [4] 279-89 (1987).
- [2].-R. W. Steinbrech and O. Schmenkel, "Crack Resistance Curves of Surface Cracks in Alumina," *J. Am. Ceram. Soc.*, **71** [5] C271-73 (1988).
- [3].-S. J. Bennison and B. R. Lawn, "Role of Interfacial Grain-Bridging Sliding Friction in the Crack-Resistance and Strength Properties of Nontransforming Ceramics," *Acta Metall.*, **37** [10] 2659-71 (1989).
- [4].-L. M. Braun, S. J. Bennison and B. R. Lawn, "Objective Evaluation of Short-Crack Toughness-Curves Using Indentation Flaws: Case Study on Alumina-Based Ceramics," *J. Am. Ceram. Soc.*, **75** [11] 3049-57 (1992).
- [5].-R. C. Garvie, R. H. J. Hannink and R. T. Pascoe, "Ceramic Steel?," *Nature*, **258** 703 (1975).
- [6].-D. J. Green, R. H. J. Hannink and M. V. Swain, *Transformation Toughening of Ceramics*, CRC Press, Boca Raton, FL, 1989.
- [7].-R. H. J. Hannink and M. V. Swain, "A Mode of Deformation in Partially Stabilized Zirconia," *J. Mater. Sci.*, **16** 1428-31 (1981).
- [8].-P. Chantikul, S. J. Bennison and B. R. Lawn, "Role of Grain Size in the Strength and R-Curve Properties of Alumina," *J. Am. Ceram. Soc.*, **73** [8] 2419-27 (1990).
- [9].-S.-J. Cho, B. J. Hockey, B. R. Lawn and S. J. Bennison, "Grain-Size and R-Curve Effects in the Abrasive Wear of Alumina," *J. Am. Ceram. Soc.*, **72** [7] 1249-52 (1989).
- [10].-F. Guiberteau, N. P. Padture, H. Cai and B. R. Lawn, "Indentation Fatigue: A Simple Cyclic Hertzian Test for Measuring Damage Accumulation in Polycrystalline Ceramics," *Phil. Mag.*, **68** [5] 1003-16 (1993).
- [11].-F. Guiberteau, N. P. Padture and B. R. Lawn, "Effect of Grain Size on Hertzian Contact Damage in Alumina," *J. Am. Ceram. Soc.*, **77** [7] 1825-31 (1994).
- [12].-A. Pajares, F. Guiberteau, B. R. Lawn and S. Lathabai, "Hertzian Contact Damage in Magnesia-Partially-Stabilized Zirconia," *J. Am. Ceram. Soc.*, **78** [4] 1083-86 (1995).
- [13].-A. Pajares, L. Wei, B. R. Lawn and D. B. Marshall, "Damage Accumulation and Cyclic Fatigue in Mg-PSZ at Hertzian Contacts," *J. Mater. Res.*, **10** [10] 2613-25 (1995).
- [14].-D. Tabor, *Hardness of Metals*, Clarendon, Oxford, 1951.
- [15].-M. V. Swain and B. R. Lawn, "A Study of Dislocation Arrays at Spherical Indentations in LiF as a Function of Indentation Stress and Strain," *Physica Status Solidi*, **35** [2] 909-23 (1969).
- [16].-M. V. Swain and J. T. Hagan, "Indentation Plasticity and the Ensuing Fracture of Glass," *Journal of Physics D: Applied Physics*, **9** 2201-14 (1976).
- [17].-F. C. Roesler, "Brittle Fractures Near Equilibrium," *Proceedings of the Physical Society of London*, **B69** 981 (1956).
- [18].-F. C. Frank and B. R. Lawn, "On the Theory of Hertzian Fracture," *Proc. Roy. Soc. London*, **A299** [1458] 291-306 (1967).
- [19].-B. R. Lawn and T. R. Wilshaw, "Indentation Fracture: Principles and Applications," *J. Mater. Sci.*, **10** [6] 1049-81 (1975).
- [20].-J. S. Williams, B. R. Lawn and M. V. Swain, "Cone Crack Closure in Brittle Solids," *Physica Status Solidi (A)*, **2** 7-29 (1970).

- [21].-H. H. Hertz, *Hertz's Miscellaneous Papers*, Macmillan, London, Chs. 5,6, 1896.
- [22].-K.L. Johnson, *Contact Mechanics*, Cambridge University Press, London, 1985.
- [23].-T. O. Mulhearn, "The Plastic Deformation of Metals by Vickers-Type Pyramidal Indenters," *J. Mech. Phys. Solids*, **7** 85-96 (1959).
- [24].-S. v. d. Zwagg, J. T. Hagan and J. E. Field, "Studies of Contact Damage in Polycrystalline Zinc Sulphide," *J. Mater. Sci.*, **15** 2965-72 (1980).
- [25].-S. Lathabai and R. H. J. Hannink, "Microstructure-Crack Resistance Fatigue Correlations in Eutectoid-Aged Mg-PSZ"; pp. 360-70 in *Science and Technology of Zirconia V*, Edited by S. P. S. Badwal, M. J. Bannister and R. H. Hannink. Technomic Publishing Co, Lancaster, PA, 1993.
- [26].-D. B. Marshall and M. V. Swain, "Crack-Resistance Curves in Magnesia-Partially-Stabilized Zirconia," *J. Am. Ceram. Soc.*, **71** [6] 399-407 (1988).
- [27].-B. R. Lawn, N. P. Padture, F. Guiberteau and H. Cai, "A Model for Microcrack Initiation and Propagation Beneath Hertzian Contacts in Polycrystalline Ceramics," *Acta Metall. Mater.*, **42** [5] 1683-93 (1994).
- [28].-B. C. Muddle and P. M. Kelly, "Stress-Activated Martensitic Transformation and Transformation Plasticity," *MaterialsActa Metallurgica et Materialia Forum*, **11** 182-93 (1988).
- [29].-V. Tikare and A. H. Heuer, "Temperature Dependent Indentation Behaviour of Transformation-Toughened Zirconia-Based Ceramics," *J. Am. Ceram. Soc.*, **74** [3] 593-97 (1991).
- [30].-B. R. Lawn, N. P. Padture, H. Cai and F. Guiberteau, "Making Ceramics "Ductile"," *Science*, **263** 1114-16 (1994).
- [31].-H. Cai, M. A. S. Calceff and B. R. Lawn, "Deformation and Fracture of Mica-Containing Glass-Ceramics in Hertzian Contacts," *J. Mater. Res.*, **9** [3] 121-29 (1993).
- [32].-N. Padture and B. R. Lawn, "Toughness Properties of a Silicon Carbide with in Situ Induced Heterogeneous Grain Structure," *J. Am. Ceram. Soc.*, **77** [10] 2518-22 (1994).
- [33].-I.W. Chen, "Implications of Transformation Plasticity in ZrO₂-Containing Ceramics: Elastic-Plastic Indentation," *J. Am. Ceram. Soc.*, **69** [3] 189-94 (1986).
- [34].-H. Cai, M. A. S. Calceff, B. R. Hooks and B. R. Lawn, "Cyclic Fatigue of Mica-Containing Glass-Ceramic at Hertzian Contacts," *J. Mater. Res.*, **9** [10] 2654-61 (1994).
- [35].-N. Padture and B. R. Lawn, "Contact Fatigue of a Silicon Carbide with Heterogeneous Grain Structure," *J. Am. Ceram. Soc.*, **78** [6] 1431-38 (1995).

APROXIMACIONES GLOBAL Y LOCAL DE LA FRACTURA DUCTIL

A. Pineau

Centre des Matériaux - Ecole des Mines
B.P.87 - 91003 EVRY CEDEX (FRANCIA)
URA CNRS n°866

Resumen. Se presentan brevemente las aproximaciones globales y locales de la fractura ductil. En la aproximación global, se insiste sobre el efecto de los términos no-singulares del campo de tensiones y de deformaciones en la punta de la fisura. En la aproximación local de la fractura, se muestra la importancia del mecanismo de los medios porosos. Asimismo se presentan tres tipos de modelos : (i) totalmente desacoplados; (ii) parcialmente acoplados; (iii) totalmente acoplados, para preveer la tenacidad de los materiales. En cada uno de los casos se discute las ventajas comparandolas con las aproximaciones utilizadas.

Abstract. The global and local approaches of ductile fracture are briefly reviewed. In the presentation of the global approach the emphasis is laid on the effect of non-singular terms in the crack-tip stress-strain field. In the local approach the importance of the mechanics of damaging porous materials is underlined. Three types of models to predict the fracture toughness are introduced : (i) fully uncoupled; (ii) partly coupled; (iii) fully coupled. In each case the advantages of using a given model is discussed.

1. INTRODUCCION

Para la evaluación de la resistencia mecánica de las estructuras fisuradas es necesario el desarrollo de aproximaciones generales que sean capaces de tratar no solamente los casos de esfuerzos simples, como el modo I simétrico en plasticidad confinada, sino también los casos más complejos como los esfuerzos no simétricos (Modo II y III), los esfuerzos termomecánicos o el caso de la plasticidad generalizada. Son varias las aproximaciones posibles. La primera, la "aproximación global", se basa en la mecánica (lineal y no lineal) de la fractura. En ella, se supone que la tensión de fractura puede caracterizarse con ayuda de un solo parámetro, K_{IC} , J_{IC} o la CTOD. Esta aproximación se basa en la similitud de las zonas de tensión y de deformación en el extremo de la grieta entre diversos sólidos fisurados, ya sean probetas de laboratorio o estructuras. De forma general este principio de similitud se establece en base a un solo parámetro, K o J , al que se supone capaz de describir perfectamente el campo asintótico de las tensiones y de las deformaciones en el extremo de la grieta. Sin embargo, se ha demostrado recientemente que esta aproximación global basada en un solo parámetro no es totalmente satisfactoria en la medida en que el campo de tensiones en el extremo de la grieta, incluso en plasticidad confinada, depende de la geometría del problema estudiado.

Una segunda aproximación, la "aproximación local", se apoya en el hecho de que se puede modelizar el comportamiento macroscópico con respecto a la fractura

con ayuda de criterios de fractura locales. Esta aproximación local de la fractura se ha desarrollado más recientemente que la aproximación global. De hecho, ambas aproximaciones son más complementarias que opuestas, en la medida en que la aproximación local de la fractura requiere igualmente un conocimiento preciso del campo de tensiones en el extremo de la grieta. El desarrollo de la aproximación local supone el cumplimiento de dos condiciones :

(i) El campo de tensión y de deformación en el extremo de la grieta debe ser conocido perfectamente. Es la razón por la cual, en la primera parte de este artículo, se recuerdan algunos resultados recientes en este campo.

(ii) Deben establecerse criterios de fractura basados en el estudio de mecanismos elementales de la fractura. En este artículo, se presenta brevemente la metodología utilizada para establecer estos criterios y, asimismo, se ilustra con resultados obtenidos para la fractura ductil de aceros ferríticos y de aceros duplex, así como en aleaciones de aluminio de alta resistencia.

El mismo tipo de aproximación ha sido desarrollado para la fractura frágil ya sea por clivaje o de tipo intergranular (ver p.e.[1.2]).

2. CAMPO DE TENSION-DEFORMACION EN EL EXTREMO DE LA GRIETA

2.1. Plasticidad confinada

Cuando el esfuerzo es suficientemente debil, el campo de tensiones esta caracterizado por la ecuacion de Williams [3] :

$$\sigma_{ij}(r, \theta) = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} f_{ij}(\theta) + T \delta_{1i} \delta_{1j} \quad (1)$$

Normalmente se utiliza unicamente el primer termino. Sin embargo, Larsson y Carlsson [4] han demostrado que el segundo termino en la expresion (1) tiene un marcado efecto sobre la forma y la extension de la zona plastica en el extremo de la grieta.

Este segundo termino, T, traduce la existencia de una tension no singular paralela a la grieta. A menudo, para representar este efecto, se introduce un parametro adimensional β . Este parametro β viene definido como :

$$\beta = \frac{T\sqrt{\pi a}}{K_I} \quad (2)$$

Un cierto numero de resultados relativos al parametro β vienen referidos en la bibliografia [5-7]. Para las placas conteniendo una entalla central (CCP), β es muy negativo y proximo a -1, mientras que para las probetas CT conteniendo grietas profundas ($a/w = 0,60$), β es positivo y proximo a 0.60. Cuando la tension T es negativa, la zona plastica crece. Por otra parte, calculos detallados realizados por el metodo de elementos finitos han demostrado que el parametro T influye marcadamente sobre el estado triaxial o la triaxialidad de las tensiones alrededor de la grieta. Valores negativos de T provocan una disminucion de esta triaxialidad, mientras que valores positivos producen un ligero aumento [8].

Algunos autores han propuesto recientemente caracterizar la fractura ductil, es decir el valor de J_{IC} y la pendiente dJ/da de las curvas J- Δa de fractura ductil, con ayuda del parametro T (ver. p.e.[9]). En este caso se supone que la fractura puede describirse por un lugar de fractura en el plano K (J)- β . La mayor objeccion que puede hacerse a esta aproximacion resulta del hecho de basarse en la existencia de un campo asintotico caracterizado por la expresion (1). Cuando la plasticidad se extiende, este campo deja de existir.

2.2. Plasticidad extendida

La mecanica de la fractura no lineal y su utilizacion, han conocido recientemente progresos importantes (ver.p.e. [9-12]). O'Dowd y Shih [13] han demostrado que para un material cuya curva σ - ϵ puede escribirse por una ley potencial :

$$\epsilon = \begin{cases} \sigma/E, & \text{si } \sigma < \sigma_0 \\ \epsilon_0(\sigma/\sigma_0)^n, & \text{si } \sigma > \sigma_0 \end{cases} \quad (3)$$

el campo de tension sera de la forma :

$$\frac{\sigma_{ij}}{\sigma_0} = \left(\frac{J}{\epsilon_0 \sigma_0 I_n r} \right)^{1/n+1} \tilde{\sigma}_{ij} + Q \delta_{ij} \quad (4)$$

En esta expresion, J es la integral de contorno de Rice-Cherepenov, I_n es una constante que varia con n y $\tilde{\sigma}_{ij}$ representa la distribucion angular del campo de Hutchinson, Rice y Rosengren (H.R.R.). La ecuacion (4) indica que el segundo termino, Q, que mide la desviacion con respecto al campo H.R.R. corresponde a una tension puramente hidrostatica. O'Dowd y Shih han demostrado que el valor exacto de Q no depende mucho de la distancia al extremo de la grieta en la medida en que Q viene determinada a $\Theta = 0$ y a una distancia $r/((J/\sigma_0))^{-2}$. Un ejemplo de calculo del campo de tensiones existente en el extremo de una grieta situada en una probeta CCP se muestra en la figura 1. A excepcion de la zona de influencia de C.O.D. de la grieta, se pueden notar, para esta geometria, grandes desviaciones con respecto a la solucion asintotica del campo H.R.R. Por otra parte, el valor de Q que mide la desviacion con respecto al campo H.R.R. varia con la tension. Sin embargo, esta vez, contrariamente al caso del parametro T, no existe una relacion sencilla entre el valor de Q y la medida de la tension.

Del mismo modo que anteriormente, un cierto numero de autores admiten esta vez que la fractura puede ser descrita en un plano J-Q (ver p.e. [14]). Sin embargo, el caracter unico de esta correlacion asi propuesta nunca ha sido demostrada. Por otra parte, la determinacion precisa de Q necesita mallas muy finas en los calculos por elementos finitos. En estas condiciones, podemos muy bien preguntarnos sino es preferible recurrir directamente a la aproximacion local de la fractura.

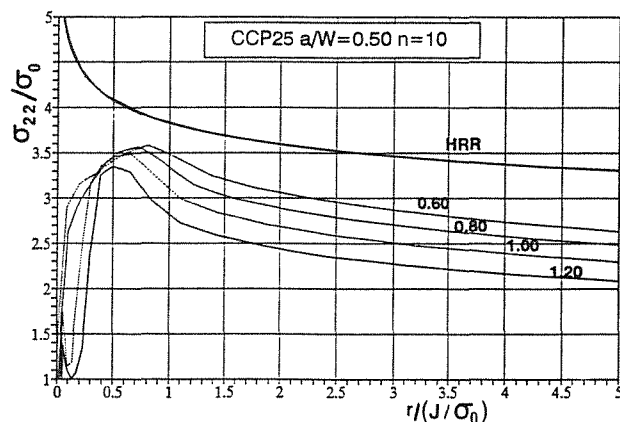


Fig.1. Campo de tensiones en la punta de la fisura de una probeta CCP. Comparacion entre el campo HRR y los resultados de calculos por elementos finitos.

3. APROXIMACION LOCAL DE LA FRACTURA DUCTIL

Como se ha indicado en la introduccion, ante todo, es necesario estudiar los mecanismos de la fractura ductil en manera a poder establecer los criterios que permiten deducir las tres etapas bien conocidas (nucleacion de cavidades, su crecimiento y su coalescencia). Despues de describir brevemente estas tres etapas, presentaremos

sucintamente la mecanica de los medios porosos que sera la base para los dos tipos de modelos de fractura de elementos de volumen que introduciremos. Finalmente la aplicacion de estos modelos a la prevision de la tenacidad de los materiales metalicos sera presentada y discutida.

3.1. Mecanismos y criterios

Formacion de cavidades

En muchos de los materiales utilizados en la construccion, las cavidades se inician en las inclusiones (Ex.: sulfuros en los aceros, compuestos intermetalicos en las aleaciones de aluminio). Cuando los nucleos de germinacion corresponden a particulas suficientemente grandes ($\geq 1\mu\text{m}$) y suficientemente espaciadas ($\geq 100\mu\text{m}$) la formacion de cavidades es discontinua. Puede entonces describirse por la mecanica del medio continuo [15]. A partir de la teoria de Eshelby [16], Beremin [17] demostro que la tension de fractura de las inclusiones o de la descohesion de la interfase entre las inclusiones y la matriz puede escribirse en la forma :

$$\sigma_d = \Sigma_1 + k(\sigma_{eq} - \sigma_0) \tag{5}$$

En esta expresion, Σ_1 es la mayor tension principal, σ_0 es el limite elastico del material, σ_{eq} la tension equivalente de Von Mises y k es una funcion de la forma de las particulas.

En otros materiales, la formacion de cavidades es continua. Se observa entonces que el numero de estas es una funcion creciente de la deformacion. En todos los casos, la descohesion es el resultado de las concentraciones de las tensiones provocadas por las incompatibilidades de deformacion entre la matriz y las particulas. Un estudio reciente relativo a un acero inoxidable bifasico (austenita + alrededor 20% ferrita) ha puesto claramente en evidencia este aspecto [18-20]. Se ha demostrado entonces, que en este material, la componente de la fraccion volumetrica de las cavidades ligada a la germinacion, df_n , era una funcion lineal de la deformacion y que dependia del estado de tension, sea :

$$df_n = A_n d\epsilon_{eq} \tag{6}$$

En esta relacion, $d\epsilon_{eq}$ es el incremento de deformacion plastica equivalente en el sentido de Von Mises y A_n es la velocidad de germinacion. En este material, se ha demostrado que el valor de A_n era extremadamente heterogeneo en el espacio, como puede imaginarse a partir de los datos de la figura 2. Puede observarse, en particular, que los puntos de germinacion se agrupan en forma de nodos cuyas dimensiones son del orden de $1 \times 1 \times 1 \text{ mm}^3$. En el interior de estos nucleos, se ha medido la distribucion de las densidades de cavidades y, por consiguiente, de los valores de A_n .

Crecimiento de las cavidades

Se dispone de un cierto numero de modelos de crecimiento de las cavidades (p.e. [21-23]). Por el contrario, el numero de datos experimentales es pequeno. En el modelo de Rice y Tracey [23] que es muy utilizado, la velocidad de crecimiento de las cavidades se expresa, para los valores importantes de la triaxialidad de las tensiones, σ_m/σ_{eq} , bajo la forma :

$$\frac{dR}{R} = \frac{1}{3} \frac{df}{(1-f)} = \alpha \exp\left(\frac{3}{2} \frac{\sigma_m}{\sigma_{eq}}\right) \times d\epsilon_{eq} \tag{7}$$

En esta expresion, R designa el radio de la cavidad supuestamente esferica, f la fraccion volumetrica de la porosidad, σ_m la componente de traccion hidrostatica y α una constante ($\alpha = 0,283$).

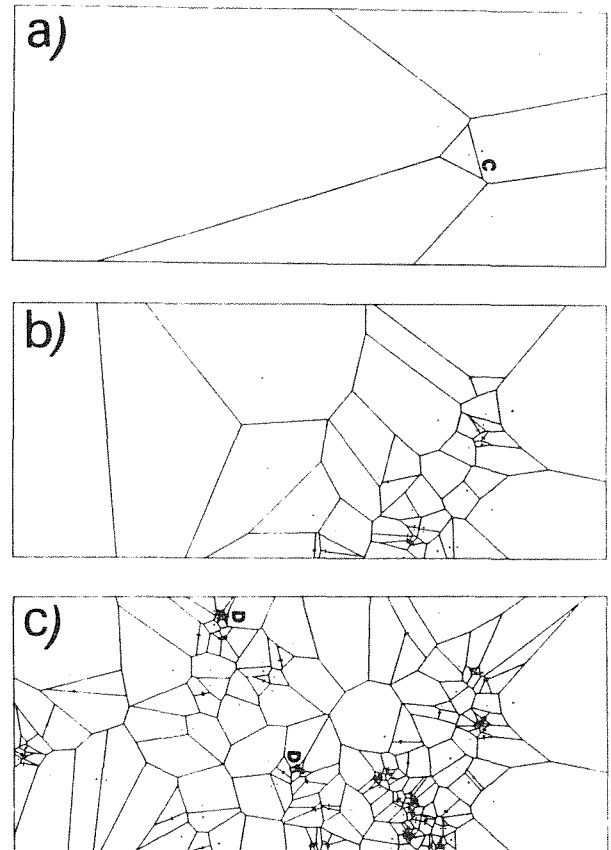


Fig.2. Acero duplex austeno-ferritico. Evolucion de la distribucion de microfisuras de clivaje en la ferrita con la deformacion; a) $\epsilon = 3.60\%$; b) $\epsilon = 7.20\%$; c) $\epsilon = 10.7\%$. En la figura, la traccion uniaxial corresponde a la horizontal. Los microfisuras estan señaladas gracias a las celulas de Voronoi.

Los pocos datos experimentales de los que disponemos (ver, p.e. [24]) parecen indicar que la variacion exponencial prevista por esta ley esta bastante bien verificada. Sin embargo, el termino preexponencial, α es una funcion creciente de la fraccion de cavidades, f . La relacion (7) subestima pues, la velocidad de crecimiento. Frecuentemente se enuncian dos razones para explicar esta diferencia. La primera se apoya en el hecho de que la ecuacion (7) no tiene en cuenta las interacciones entre las cavidades. La segunda explicacion reside en el hecho de que, en la mayoria de los materiales, deben distinguirse dos poblaciones de inclusiones. Una esta formada por particulas grandes mientras que la otra corresponde a las fases endurecedoras : carburos en los aceros y precipitados en el endurecimiento por precipitacion estructural de las aleaciones de aluminio. El problema de la doble poblacion de cavidades ha sido tratado teoricamente por Leblond y

Perrin [25], mientras que Marini y al. [24] han demostrado que el crecimiento de las cavidades mayores puede acelerarse por la presencia de cavidades mas pequeñas que las rodean.

Coalescencia - Modelo desacoplado de la fractura ductil
 La ultima etapa de la fractura ductil es la menos conocida. McClintock [26] fue el primero en proponer que la fractura se produce cuando la fraccion de cavidades alcanza un valor critico, f_c . Esta idea fue retornada por Beremin [17] para establecer asi un criterio de fractura simple. Este modelo que denominaremos en adelante "modelo desacoplado" en la medida en que, contrariamente a los modelos presentados a continuacion no hay acoplamiento entre el endurecimiento por deformacion y el comportamiento del material.

Si admitimos esta hipotesis, la relacion (7) indica que para un trayecto de carga para el caso en el que la triaxialidad de las tensiones se mantiene constante, la cantidad de crecimiento critico $(R/R_0)_c$ donde R_0 es el radio inicial de las cavidades (a menudo tomado como el tamaño de la inclusion) viene dado por :

$$\ln (R/R_0)_c = 1/3 \times \ln (f/f_c) = \alpha \epsilon_R \exp (3\sigma_m/2\sigma_{eq}) \quad (8)$$

De esta forma, al comienzo, como viene indicado en la figura 3, se debe observar, en un diagrama semilogaritmico donde ϵ_R es la deformacion a la fractura, una pendiente de $-3/2$ cuando la fractura esta controlada unicamente por la fase de crecimiento, siendo la germinacion casi instantanea. Se ha demostrado efectivamente que en un cierto numero de casos : aceros ferriticos conteniendo inclusiones de MnS [27] y, mas recientemente, aleaciones de aluminio con diferentes contenidos en Si y Fe, que la relacion (8) se cumplia bastante bien. En estas condiciones, se dispone de un metodo muy sencillo para establecer el criterio de fractura.

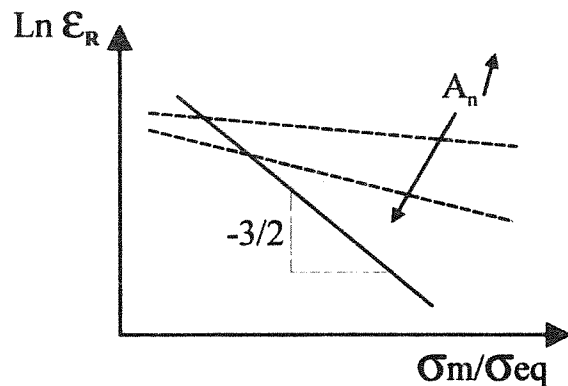


Fig. 3. Esquema que muestra la variacion de la ductilidad con el porcentaje de triaxialidad de las tensiones.

Este metodo se apoya en diferentes ensayos llevados a cabo en probetas de simetria axial entalladas, con facilidad de calculo por el metodo de elementos finitos. Variando el radio de las entallas, se modifican facilmente los volumenes del termino de triaxialidad a la fractura. Con ayuda de un extensometro diametral, es suficiente para

determinar la deformacion a la fractura media $\bar{\epsilon}_R$, y a continuacion con la ayuda de los resultados de calculo, realizarlo para los valores de la deformacion en el centro de las probetas, $\bar{\epsilon}_R$.

Es necesario hacer notar que para un cierto numero de casos, como son los aceros inoxidable duplex mencionados anteriormente, no es posible admitir que la germinacion de cavidades es instantanea. Si a pesar de ello la fractura se produce siempre para un valor critico de la porosidad f_c , es facil demostrar que, con una ley de germinacion lineal (Eq.6), la deformacion a la fractura se expresa en la forma [19-20] :

$$\bar{\epsilon}_R = \frac{1}{K} \cdot \ln [1+K(f/A_n)_c] \quad (9)$$

donde $K = 3 \alpha \exp (3\sigma_m/2\sigma_{eq})$. Esta expresion se halla esquematizada en la figura 3. Cuando el valor de A_n aumenta, la ductilidad no presenta una dependencia tan fuerte de σ_m/σ_{eq} como cabia esperar ya que, en tales condiciones, la germinacion (supuestamente independiente del estado de tensiones) predomina sobre la fase de crecimiento. Se dispone asi, con ayuda de resultados aportados en la forma indicada en la figura 3, de un diagnostico simple sobre la fase preponderante en el esquema de fractura de un material. Esta aproximacion, a pesar del hecho de ser sencilla y eficaz, no permite explicar el origen de la fractura. Para seguir en esta direccion, es necesario introducir la mecanica de los medios porosos.

3.2. Mecanica de los medios porosos

La mecanica de los medios porosos se emplea cada vez mas para describir la inestabilidad debida a la coalescencia de las cavidades. Varios potenciales se utilizan para describir el efecto del debilitamiento asociado a la germinacion y al crecimiento de las cavidades. Todos estos potenciales contrariamente al caso de la plasticidad clasica hacen intervenir la presion hidrostatica (ver p.e. Gurson [29] y Rousselier [30-31]) como se indica esquematicamente en la figura 4. En particular, el criterio de Gurson modificado por Tvergaard [32] se expresa en la forma :

$$\frac{\sigma_{eq}^2}{\sigma_Y^2} + 2 q_1 \cosh \left[q_2 \frac{3}{2} \frac{\sigma_m}{\sigma_Y} \right] - 1 - q_3 f^2 = 0 \quad (10)$$

En esta relacion, designa la resistencia a la deformacion plastica de la matriz no afectada, q_1 , q_2 y q_3 son constantes tales que $q_1 = 1,50$, $q_2 = 1$ y $q_3 = q_1^2$. Puede demostrarse facilmente que, despreciando el termino $q_3 f^2$, de la fraccion de cavidades debida al crecimiento, viene dada por :

$$d\epsilon_{ii} = df/(1-f) = \frac{3}{2} f q_1 \sinh \left[\frac{3}{2} \frac{\sigma_m}{\sigma_Y} \right] d\epsilon_{eq} \quad (11)$$

Se puede notar que, para valores elevados del porcentaje de triaxialidad, esta relacion es muy parecida a la de Rice

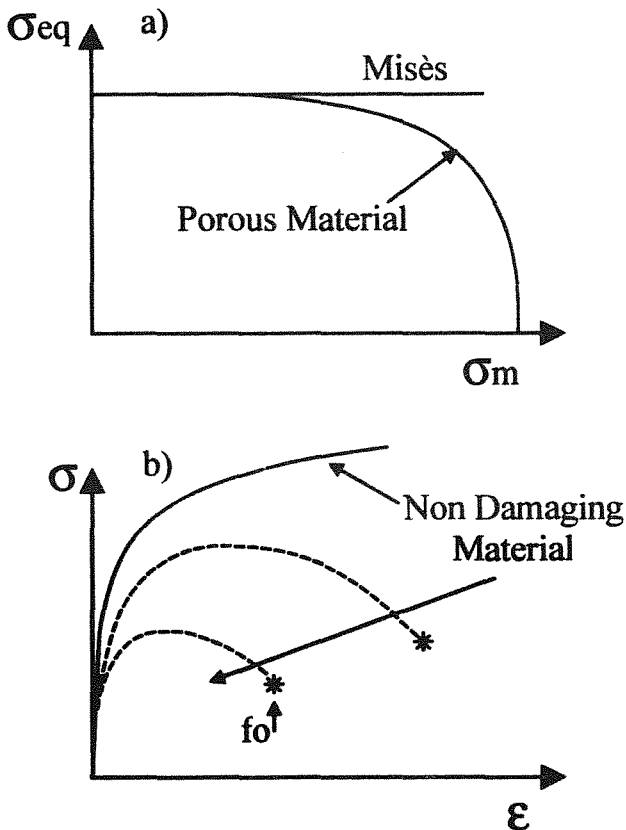


Fig. 4. Plasticidad de medios porosos deteriorables. a) Forma del potencial, b) Esquema que enseña el ablandamiento provocado por el deterioro.

y Tracey (Eq.7). Como esta indicado en la figura 4b, el efecto de debilitamiento compensa sobradamente el efecto de la acritud de la matriz de tal manera que para valores de deformacion elevados, la curva inicial σ - ϵ pasa por un maximo. En los calculos para elementos de volumen, Mudry [33] ha supuesto que la localizacion de la deformacion y la fractura se producen en el maximo de la curva σ - ϵ , es decir cuando :

$$d\sigma_{eq}/d\epsilon_{eq} = 0 \tag{12}$$

Cuando la nucleacion es continua, es posible considerar las dos contribuciones a la deformacion de la porosidad; la asociada a la nucleacion (dada p.e. por una relacion del tipo de la ecuacion 6) y la correspondiente al crecimiento. Las curvas σ - ϵ correspondientes se muestran en la figura 5a para un valor dado de triaxialidad. Cabe remarcar el importante efecto de la velocidad de nucleacion A_n . Utilizando la relacion 12, se puede entonces predecir la evolucion de la ductilidad calculada en funcion de la cantidad de triaxialidad σ_m/σ_{eq} (Fig.5b). Se observa entonces, que la ductilidad es tanto menos sensible a la triaxialidad como el valor de A_n crece. Se trata de un resultado ya anunciado, de manera cualitativa (Fig.3) y al cual se esperaba llegar.

De hecho, la mayor parte de investigadores que utilizan el potencial de Gurson hacen intervenir, a partir de un valor critico de la porosidad, f_c , una aceleracion de f , como se

indica esquematicamente en la figure 4b. Se hace, entonces, intervenir una fraccion efectiva, f^* , tal que :

$$f^* = f \quad \text{si } f < f_c$$

$$f^* = f_c + \left[\frac{1/q_1 - f_c}{f_u - f_c} \right] (f - f_c) \quad \text{si } f > f_c \tag{13}$$

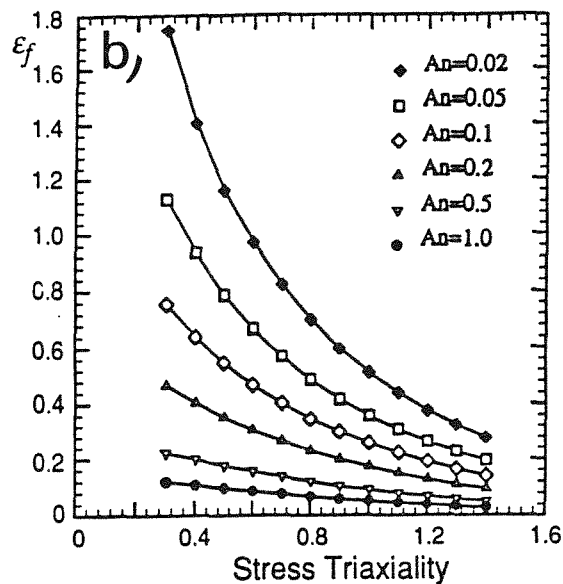
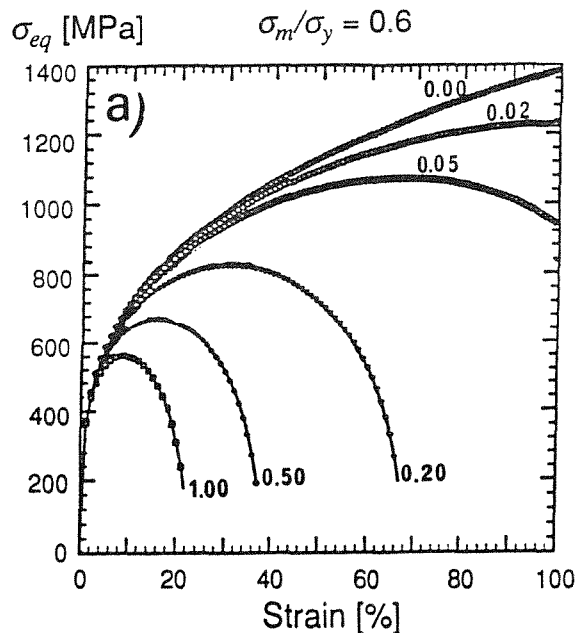


Fig.5. Efecto de la germinacion de cavidades, a) desconsolidacion creciente de A_n , b) ductilidad calculada en funcion del porcentaje de triaxialidad.

Si no se introdujera este efecto de aceleracion, se sobreestimarian, de manera general, las ductilidades de los materiales. Esto se debe, sin duda, al hecho de que se supone que el deterioro se reparte de forma uniforme, lo que no es el caso, como demostraremos mas adelante. Asi pues, podemos decir que, en esta forma, el potencial de Gurson y el criterio de fractura asociado se encuentran cercanos del introducido anteriormente y que hacia

intervenir una fraccion critica de cavidades. El interes esencial de estos potenciales reside sin embargo en la medida en que permiten describir numericamente el progreso del deterioro y sobre todo la formacion de zonas fracturadas.

3.3. Tres clases de modelos de fractura ductil para elementos de volumen

Se pueden agrupar los modelos de fractura de los elementos de volumen en los cuales los gradientes de tensiones y de deformaciones y, por consiguiente los del deterioro son debiles, en tres categorias : (i) modelos totalmente desacoplados; (ii) modelos parcialmente acoplados; (iii) modelos totalmente acoplados.

. Modelos desacoplados

En estos modelos completamente desacoplados, las leyes de comportamiento (ecuaciones descriptivas) no hacen intervenir el deterioro. Se propone un criterio de fractura de forma general :

$$\phi_c = \int_0^{\epsilon_R} f(\sigma, \epsilon_{eq}) d\epsilon_{eq} \quad (14)$$

El criterio del porcentaje de crecimiento critico de las cavidades introducido anteriormente (Eq.8) pertenece a esta familia. Se puede señalar tambien la existencia de otros criterios empleados a menudo en el campo del conformado (Ex : Latham y Cockcroft [34], Oyane [35] y Norris y al. [36], etc).

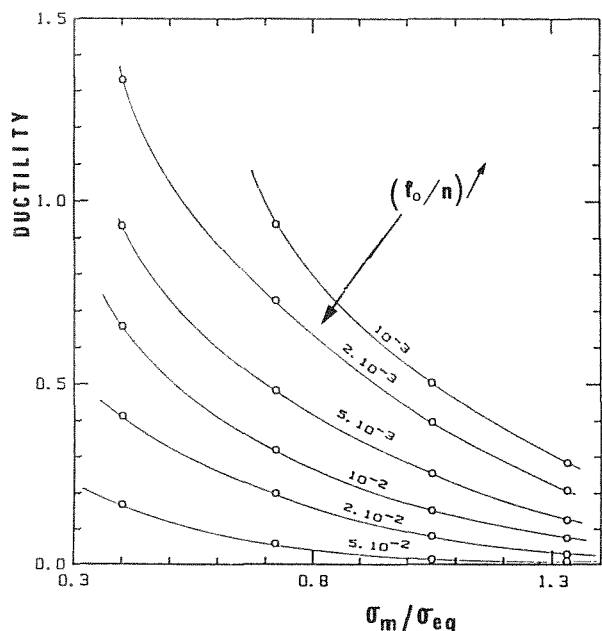


Fig. 6. Ductilidad en funcion del porcentaje de la triaxialidad de las tensiones, σ_m/σ_{eq} para los valores crecientes de la relacion f_0/n .

Ya se ha dicho que la utilizacion de estos criterios es simple. El mayor inconveniente es la ausencia de bases fisicas generales. De modo que si nos limitamos al criterio del porcentaje de crecimiento critico, $(R/R_0)_c$ o f_c , calculado a partir de la ecuacion 7, y que lo aplicamos a

los materiales clasicos de construccion como los aceros y las aleaciones de aluminio de alta resistencia, se halla que, a menudo, los valores de $(R/R_0)_c$ son inferiores a 2, lo que conduce a valores de $(f/f_0)_c$ inferiores a un orden de las fracciones de inclusiones siendo, frecuentemente, inferiores a 0,1%, ello conduce a fracciones de cavidades calculadas a fractura del orden de 1%. Se entiende mal como unos valores de la porosidad tan debiles pueden iniciar la fractura. De esta manera resulta esencial hacer intervenir la distribucion heterogenea de las fracciones, como ha sido mostrado esquematicamente en el caso de un material particular (fig.2). Este efecto de heterogeneidad se tiene en cuenta en la segunda clase de modelo.

. Modelos parcialmente acoplados

En estos modelos, los calculos de estructura se hacen, como anteriormente, utilizando las ecuaciones descriptivas (leyes de comportamiento) que no hacen intervenir el deterioro. Esta hipotesis es tanto mas justificada cuanto que la fraccion media de cavidades es debil. Al contrario, localmente se acopla el comportamiento y el deterioro por medio de potenciales de tipo Gurson.

En un elemento de volumen (volumen V) importante en comparacion con las heterogeneidades microestructurales, se distribuyen las celulas de deterioro; su probabilidad de presencia se denomina P. Para una celula que encierra una fracion inicial f_0 , el esquema de la figura 4b indica que la fractura se produce supuestamente para un valor de la deformacion local, ϵ_{micro} . Con un modelo en el que se supone que todas las celulas estan sometidas a la misma tension, esta fractura local provoca la fractura del elemento de volumen. Se acude de esta manera a una nocion de malla mas debil, de modo que el criterio esta formulado de manera estadistica. La probabilidad de fractura puede escribirse como sigue :

$$P_R = 1 - \exp [-P V/V_0] \quad (15)$$

en la cual P es la probabilidad de arrastrar una celula elemental que da lugar a una velocidad de germinacion superior a A_n o a una fracion inicial de cavidades f_0 superior a f_c y V_0 el volumen de celulas elementales.

Esta teoria es facil de utilizar ya que los calculos a la fractura son realizados en post-tratamiento de los calculos de estructura. Esta teoria prevee un efecto de escala que por desgracia no ha sido estudiado de manera amplia en la literatura, contrariamente a lo que ocurre con el hormigon (ver p.e [37]). Este analisis ha sido aplicado a la fractura ductil de diversos tipos de aceros C-Mn-Ni-Mo por Mudry [33], este suponía que las inclusiones estaban distribuidas segun una ley de Poisson. Los resultados de esta aplicacion estan consignados en la figura 6 en donde se observa que en primera aproximacion, para materiales que siguen una ley de acritud potencial ($\sigma = k\epsilon^n$) las variaciones de la ductilidad con el porcentaje de triaxialidad tan solo dependen de la proporcion f_0/n . Mas recientemente, el mismo tipo de modelo ha sido aplicado a aleaciones de aluminio de alta resistencia. En este caso se ha demostrado que las fracciones locales deben ser, en termino de media, 5 a 10 veces superiores a las fracciones medias para dar cuenta de la ductilidad de estos materiales [28]. Tales distribuciones de fracciones de volumen han sido medidas por metalografia cuantitativa [38]. Este modelo ha sido tambien utilizado para interpretar la

dispersion de los resultados de ductilidad obtenidos para un acero inoxidable bifasico asi como para interpretar los efectos de escala observados en este material.

. Modelos totalmente acoplados

De manera general, es necesario considerar el efecto de la distribucion de las cavidades sobre la fractura ductil y recurrir a los modelos en los que, se debe hacer intervenir, desde la fase de calculo de estructura, al acoplamiento entre el comportamiento del material y su deterioro. Los aceros inoxidables bifasicos a los que se ha hecho referencia precedentemente (fig.2) dan un buen ejemplo. El efecto de una distribucion no uniforme de cavidades sobre la localizacion de la deformacion y la fractura ya ha sido estudiado por Becker [39]. El potencial Gurson-Tvergaard ha sido utilizado para simular la tenacidad de probetas entalladas, particularmente de probetas Charpy U, (fig.7)[19,20,40]. Se distribuyen las celulas con diferentes valores de An utilizando una simulacion de tipo Monte Carlo. La figura 7b da un ejemplo de distribucion simplificada de los valores An . La modelizacion se hace en deformacion plana. Esta es bidimensional en la medida en la que se supone que los nucleos son cilindros de seccion $1 \times 1 \text{ mm}^2$ y de longitud igual a la anchura de las probetas. En la figura 7 se han reproducido los resultados de tres simulaciones numericas de las curvas carga-desplazamiento que hacen intervenir valores de An distribuidos. Se pueden comparar estos valores al resultado obtenido con un valor de An

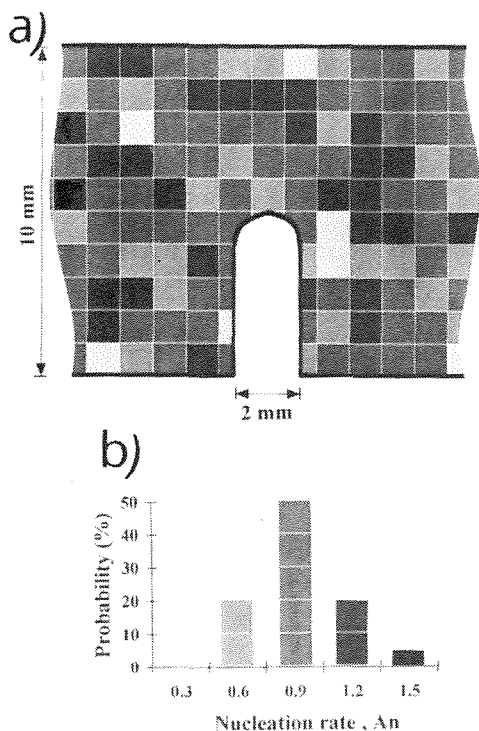


Fig. 7. Simulacion numerica por el metodo de Monte-Carlo de la fractura de probetas Charpy U. Acero Duplex, a) Distribucion de celulas en las probetas, b) Ley de distribucion de los An .

uniforme. Se observa que, en todos los casos, el efecto de ablandamiento debido a la presencia de cavidades se traduce por la existencia de un maximo en la curva de

carga. Este maximo coincide con la iniciacion de la fisura como se puede comprobar en la figura 8. De manera general, la iniciacion de la fisura se produce mas bien cuando los valores de An se encuentran distribuidos. Esto se entiende comodamente en la medida en que la probabilidad de encontrar una celula correspondiente a un fuerte valor de An alrededor de la entalla es entonces mas importante.

Es importante de subrayar que, en esta modelizacion, el material se fractura cuando la fraccion de volumen local alcanza el valor $1/q_1 = 0,66$ y no un valor f_c escogido de manera mas o menos arbitraria como esta indicado esquematicamente en la figura 4b en la modificacion del potencial de Gurson introducida por Tvergaard [32]. Por otro lado, el principal interes de este modelo totalmente acoplado reside en el hecho de que es capaz de reproducir no solo la iniciacion de fisura sino tambien la propagacion de las fisuras (fig.8). El principal inconveniente es que los calculos resultan pesados. Deberian ser realizados en tres dimensiones para representar con mas fidelidad la microestructura del material.

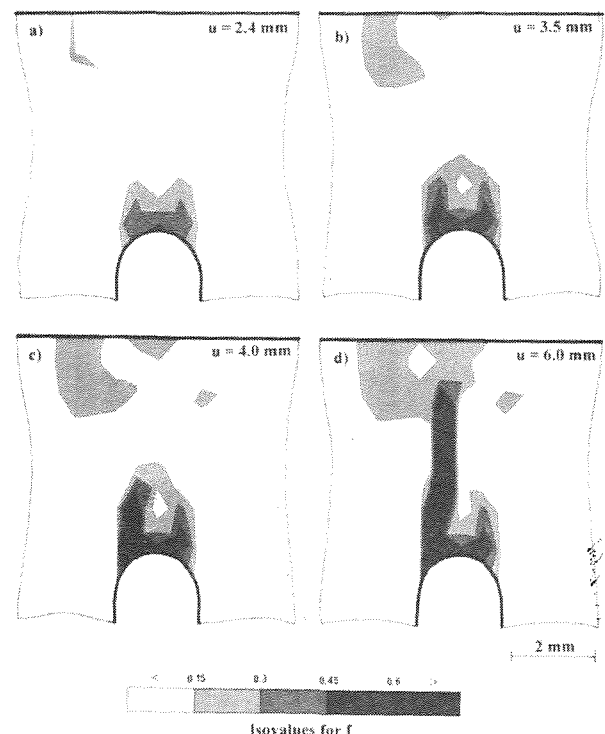


Fig. 8. Resultado de la simulacion de la fractura de los probetas Charpy U para valores crecientes del desplazamiento.

3.4. Aplicacion a la tenacidad

En los limites de este articulo, no es posible exponer, de manera detallada, las utilizaciones que han sido hechas de la aproximacion local para prever la tenacidad de los materiales. Nos limitaremos a prever algunas indicaciones y indicar las ideas directrices.

La primera dificultad esta relacionada con los gradientes elevados de tensiones y de deformaciones en punta de la

fisura. Numerosos modelos de aproximacion local introducen una distancia caracteristica, λ , llamada zona de elaboracion de la fractura. Se toman las medias de tensiones y deformaciones sobre esta distancia. En los calculos por elementos finitos, esta distancia representa la talla de las primeras mallas situadas en punta de fisura. La eleccion de esta distancia λ no es demasiado critica cuando los mecanismos elementales de la fractura estan controlados por las tensiones. Esto es debido al efecto de la zona COD de la fisura que reduce los gradientes de tensiones. En cambio, la eleccion de λ es demasiado importante cuando la fractura depende esencialmente de las deformaciones, lo que es debido habitualmente en el caso de la fractura ductil. Teoricamente, la utilizacion de las leyes de comportamiento (ecuaciones descriptivas) acopladas rebaja esta dificultad. Por otra parte, algunas tentativas se han llevado a cabo para recurrir a las aproximaciones no-locales en las que una distancia caracteristica es tambien introducida pero, esta vez, no esta directamente relacionada con la talla de la malla.

A pesar de esta dificultad, modelos basados sobre este metodo han sido establecidos y resultan muy utiles. Para un relato mas completo, se podra consultar la referencia [41]. De modo que, en caso de materiales para los que la germinacion de cavidades es casi-instantanea, se puede calcular el porcentaje medio de crecimiento de las cavidades en la punta de las fisuras y suponer que habra la iniciacion de fisura cuando el porcentaje alcance el valor determinado con las probetas entalladas, como se ha dicho anteriormente. Resultados satisfactorios han sido obtenidos de esta manera para la determinacion de la tenacidad, J_{IC} de los aceros ferriticos C-Mn-Ni-Mo [41]. En plasticidad confinada se ha podido establecer una relacion semi-analitica entre el valor J_{IC} y el porcentaje de crecimiento critico de las cavidades $(R/R_0)_c$ [1]:

$$J_{IC} = \alpha \lambda \sigma_0 \ln (R/R_0)_c \tag{16}$$

en que λ ha sido definido como la distancia media entre inclusiones en un plano perpendicular al frente de fisura y α es un factor numerico. Este modelo ha sido tambien utilizado para mostrar que, en plasticidad extendida, el valor de J_{IC} no es una magnitud intrinseca, pero depende de la geometria, como se ha indicado anteriormente. En particular, se ha podido mostrar que el valor de J_{IC} calculado a partir del criterio $(R/R_0)_c$ es mas importante para geometrias de probetas del tipo traccion (CCP) que para probetas del tipo flexion (CT con fisura profunda). De esta manera se vuelve a encontrar un resultado que ha sido el objeto de correlaciones J-Q propuestas por ciertos autores.

Modelos del mismo tipo (no acoplados o parcialmente acoplados) han sido tambien aplicados en casos en los que la fase de germinacion no puede ser omisible y en los que esta se produce de manera continua, como se ha visto para los aceros inoxidables bifasicos. Un modelo del mismo tipo que el que se utiliza para los elementos de volumen y que estan basados sobre una simulacion de tipo Monte-Carlo ha sido por lo tanto puesta a punto. Para los detalles, se podra consultar la referencia [42]. Los resultados de las simulaciones numericas se observan en la figura 9. Corresponden a probetas CT de 18 mm de espesor. La comparacion con algunos datos experimentales se puede hacer, obteniendose un acuerdo bastante bueno. Este

modelo ha sido tambien utilizado para abordar los efectos de escala. Se han modelizado probetas CT de misma dimension en el plano, pero de espesor variable. Los resultados obtenidos (fig.10) muestran que los valores medios de la tenacidad $J_{0,2}$ tienden a disminuir con el espesor, pero sobre todo que la dispersion es inferior cuando el espesor aumenta. El comportamiento esperado puede tener aplicaciones practicas importantes para la sistematica de los ensayos y para la evaluacion de los valores mas debiles.

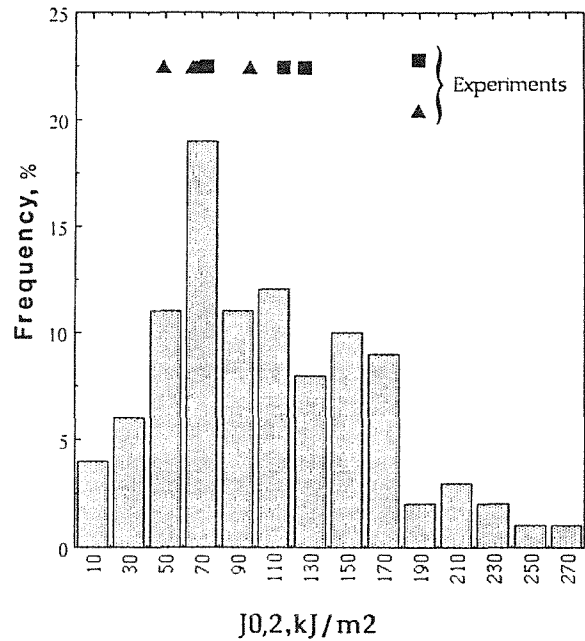


Fig. 9. Comparacion entre los resultados experimentales y los calculos de la tenacidad del acero inoxidable duplex.

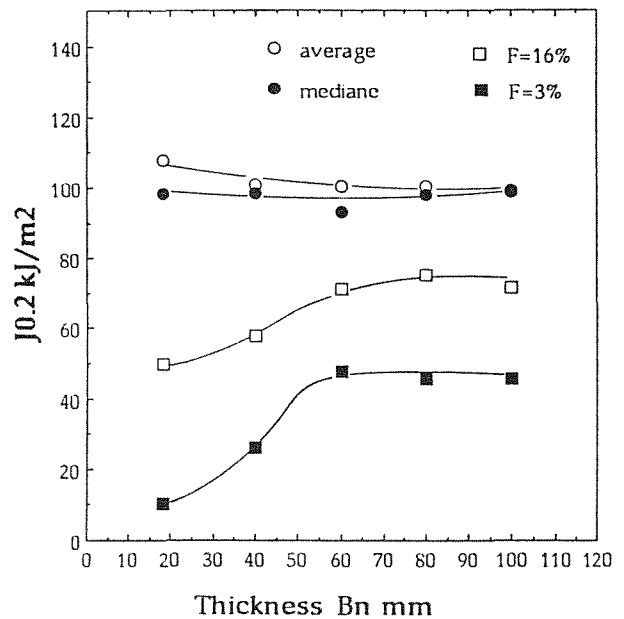


Fig. 10. Acero inoxidable duplex. Variacion de la tenacidad con el espesor de las probetas.

La utilizacion de modelos totalmente acoplados para describir la iniciacion de fisura y la propagacion ductil de las fisuras es reciente (ver ejemplos [43,44]). Estos autores han utilizado un potencial de Gurson para calcular el

crecimiento de las cavidades y la fractura en las celulas disqueadas en la punta de fisura, se supone que la talla de las celulas es del orden de magnitud de la distancia media entre inclusiones. Los efectos del confinamiento relacionados con las geometrias de las probetas han sido estudiados con ayuda de los parametros T o Q. De esta manera Xia y Shih [43] han mostrado que, con las probetas de flexion 3 puntos, los valores de la curva J- Δa son mas debiles para las figuras profundas que las pequeñas fisuras. De modo que se dispone, gracias a la aproximacion local de la fractura y, como ha sido citado anteriormente [42]) de un metodo mucho mas general y mas satisfactorio que las correlaciones J-T o J-Q para explicar los efectos de la geometria. El interes aun mas importante reside en la utilizacion de calculos de estructura como los de discos en rotacion [45]. Estos autores han mostrado que la aplicacion local basada sobre el potencial de Rousselier permite de dar cuenta de la fractura de estos componentes.

Conclusions

La aproximacion global con dos parametro. (J-T, J-Q) presenta inconvenientes y no puede explicar todas las condiciones de fractura. La aproximacion J-T tiene la ventaja de ser simple. La aproximacion local de fractura es mas general y, teoricamente, debe describir mejor todas las estricciones que se pueden encontrar en la medida en que se apoya sobre una descripcion fisica de los mecanismos de fractura. Sin embargo, esta necesita un esfuerzo particular para calcular el campo de tensiones y de deformaciones en la punta de la fisura. Se desarrollaran los modelos parcialmente o totalmente acoplados en los cuales se acopla el comportamiento con el deterioro. Estos permiten particularmente tener en cuenta los efectos de la heterogeneidad en la microestructura de los materiales.

Agradecimientos

El autor quisiera agradecer a todos sus estudiantes y sus colegas asi como a las sociedades industriales y ministeriales que lo han apoyado (DSIN, EDF, Framatome, CEA, etc...). Le damos las gracias a M.T. FARRE y al Dra N. LLORCA-ISERN que han traducido este manuscrito, asi como a Mme H. BEAUGENDRE que ha tenido la gentileza de pasar a maquina el manuscrito.

4. REFERENCIAS

- [1] Mudry, F., Di Rienzo, F. y Pineau, A. ASTM STP 995, 24-39, (1989).
- [2] Pineau, A. "Global and Local Approach to brittle fracture of ferritic steels", The 25th Israel Conf. on Mechanical Engineering, Haifa, 25-26 May (1994).
- [3] Williams, M.L., J. Appl. Mech. Vol.24, 109-114, (1957).
- [4] Larsson, S.G. y Carlson, A.J., J. Mech. Phys. Solids, Vol.21, 263-278, (1973).
- [5] Sham, T.L. Int. J. Fracture, Vol.48, 81-102, (1991).
- [6] Levers, P.S. y Radon, J.C. Int. J. Fracture, Vol.19, 311-325, (1982).
- [7] Kfoury, A.P., Int. J. Fracture, Vol.30, 301-315, (1986).
- [8] Parks, D.M. in "Topics in Fatigue and Fracture". Ed. A.S. Argon, Springer Verlag, 59-98, (1992).
- [9] Hancock, J.W. in "Topics in Fatigue and Fracture". Ed. A.S. Argon, Springer Verlag, 99-144, (1992).
- [10] Betegon, C. y Hancock, J.W. in ECF8, "Fracture behaviour and design of materials and structures". Eds. D. Firrao, 999-1002, (1990).
- [11] Sumpter, J.D.G. y Forbes, A.T. "Shallow crack fracture mechanics. Toughness and applications". TWI Cambridge (U.K.). 23-24 Sept. (1992).
- [12] Parks, D.M. "Three-dimensional aspects of HRR dominance in "Defect assessment in components - Fundamentals and applications". ESIS/ECF9 eds. Blauel, J.G. and Schwalbe, K.H., 205-231, (1991).
- [13] O'Dowd, N.P. y Shih, C.F., J. Mech. Phys. Solids, Vol.39, 989-1015, (1991).
- [14] Dodds, R.H., Shih, C.F. y Anderson, T.L. Int. J. of Fracture, Vol.64, 101-133, (1993).
- [15] Argon, A.S., Im, J. y Safoglu, R., Met. Trans., Vol.6A, 825-837, (1975).
- [16] Eshelby, J.D., Proc. Royal Soc., Vol.A241, 375, (1967).
- [17] Beremin, F.M., Cavity formation from inclusions in ductile fracture of A.508 steel. Met. Trans., Vol.12A, 723-731, (1981).
- [18] Joly, P., Cozar, R. y Pineau, A., Scripta Metallurgica et Materialia, Vol.24, 2235-2240, (1990).
- [19] Joly, P., Meyzaud, y.y Pineau, A., in "Advances in Fracture/Damage models for the analysis of engineering problems" AMD, ASME, Vol.137, 151-180, (1992).
- [20] Joly, P. y Pineau, A., Modelling of the effect of thermal aging of duplex stainless steels on their fracture toughness. To appear in Scandinavian Journal of metallurgy (1996).
- [21] Berg, C.A., Proc. 4th U.S. National Congress of Applied Mechanics, Univ. of California, June 18-21, (1962).
- [22] Mc Clintock, F.A., J. App. Mech. Vol.35, 363-371, (1968).
- [23] Rice, J.R., y Tracey, D.M., J. Mech. Phys. Solids, Vol.17, 201-207, (1969).
- [24] Marini, B., Mudry, F. y Pineau, A. Eng. Fracture Mechanics, Vol.22, 989-996, (1985).

- [25] Perrin, G. y Leblond, J.B., *Int. J. Plasticity*, Vol.6, 677-699, (1990).
- [26] Mc Clintock, F.A., Plasticity aspects of fracture, in *Fracture*, Liebowitz, H. Ed., Vol.3, 47-225, (1971).
- [27] Pineau, A. Review of fracture micromechanisms and a local approach to predicting crack resistance in low strength steels in François et al, Ed. "Advances in Fracture Research" ICF5, Cannes, 553-577, (1981).
- [28] Pineau, A. Modelling micromechanisms and statistical features of ductile fracture, ECF10 "Structural Integrity", Ed. Schwalbe K-H. y Berger, C., Vol.1, 37-51, (1994).
- [29] Gurson, A.L., *J. of Eng. Materials and Technology*, Vol.93,2, (1977).
- [30] Rousselier, G. Finite deformation constitutive relations including ductile fracture damage, in "Three dimensional constitutive relations and ductile fracture", Nemat-Nasser Ed., North Holland, 331, (1981).
- [31] Rousselier, G. *Nuclear Engineering and Design*, Vol.105, 97-111, (1987).
- [32] Tvergaard, V. *Int. J. of Fracture*, Vol.17, 389, (1981).
- [33] Mudry, F. Etude de la rupture ductile et de la rupture par clivage d'aciers faiblement alliés, PhD Thesis, Université de Technologie de Compiègne (1982).
- [34] Cockcroft, M.G. y Latham, D.J. *J. Inst. of Metals*, Vol.33,33, (1968).
- [35] Oyane, M. *Bull. J.S.M.E.*, Vol.15, 1507, (1972).
- [36] Norris, D.M., Reough, J.E., B. y Quinones, D.F., *J. Eng. Mat. Tech.* Vol.100, 279, (1978).
- [37] Elices, M. y Planas, J. in "Applications of fracture mechanics to reinforced concrete". Capinteri A., Ed., Elsevier Applied Science, Chap.5, 169-200, (1992).
- [38] Achon, P. Comportement et ténacité d'alliages d'aluminium à haute résistance. Thèse Ecole des Mines, (1994).
- [39] Becker, R. *J. Mech. Phys. Solids*, Vol.35, 377, (1987).
- [40] Besson, J., Devillers-Guerville, L., Joly, P. y Pineau, A. Statistical modelling of damaging duplex stainless steels. IUTAM Symp "Micromechanics of Plasticity and Damage of Multiphase Materials", Sèvres, 28 Août-1st Sep. (1995).
- [41] Pineau, A. Global and local approaches of fracture. Transferability of laboratory test results to components in Argon, A.S., Ed. "Topics in fracture and fatigue" Springer Verlag, 196-234, (1992).
- [42] Joly, P., Pineau, A. y Meyzaud, Y. in *Mecamat 93*, Int. Seminar on micromechanics of materials, Eyrolles, 210-221, (1993).
- [43] Xia, L. y Shih, C.P. *J. Mech. Phys. Solids*, Vol.43, 233-259, (1995).
- [44] Xia, L., Shih, C.F. y Hutchinson, J.W. *J. Mech. Phys. Solids*, Vol.43, 389-413, (1995).
- [45] Bilby, B.A., Howard, I.C. y Li, Z.H. *Fatigue Fract. Engng. Mater. Structures*, Vol.16, 1-20, (1992).
-

A MODEL FOR CREEP RUPTURE IN CERAMIC MATRIX COMPOSITES

R. M. McMeeking,* M. R. Begley** and B. N. Cox***

*Mechanical and Environmental Engineering Department
University of California, Santa Barbara, California 93106, U. S. A
and
Engineering Department, University of Cambridge
Trumpington Street, Cambridge CB2 1PZ, U. K.

**Division of Applied Sciences, Harvard University
Cambridge, Massachusetts 02138, U. S. A.

***Rockwell Science Center, 1049 Camino Dos Rios,
Thousand Oaks, California 91360, U. S. A.

Abstract. A model for crack growth in ceramic matrix composites with creeping fibers has been developed using a time dependent bridging law to account for the effect of fibers bridging a matrix crack. Time dependent crack growth was predicted when the matrix crack growth occurs at a critical stress intensity factor at the matrix crack tip. Crack growth rates are presented as a function of crack length and time. After the crack has grown completely across a laminate, life is controlled by the time to rupture exposed creeping fibers. A transition is expected from life dominated by matrix crack growth at low stress to life dominated by fiber creep rupture after crack growth at higher stress.

1. INTRODUCTION

The creep rupture behavior of ceramic matrix composites (CMCs) is most harmful when the fibers exhibit creep behavior and the matrix is elastic [1,2]. Stress relaxation in the creeping fibers causes load to be shed to the matrix, increasing the likelihood of matrix cracking. Matrix cracks will cause additional loading of the fibers, advancing creep and possibly leading to creep rupture of the fibers. The decaying bridging tractions of creeping fibers cause time dependent growth of matrix cracks, due to the reduction of the shielding effect of the fibers. A model for this time dependent crack growth is presented here.

We consider the growth of matrix cracks from naturally occurring flaws in unnotched laminated CMCs. In laminated

CMCs subjected to increasing stress in the 0° fiber direction, flaws grow into tunnelling cracks, which appear first in the 90° layers [3]. (See Figure 1.) Since the tunnelling cracks propagate through the 90° plies unstably, this phase of crack growth is not affected by creep. Subsequently, crack growth will proceed stably into the adjacent 0° layers, with increasing stress required to increase the size of the bridged region [4]. When the fibers creep, however, the bridging tractions will decay by relaxation and the crack will continue to grow through the 0° layers. The time to rupture will depend strongly on how long it takes matrix cracks to completely penetrate the 0° layers. Once they have done so, cracks will grow unstably across the specimen until the material is held together only by creeping fibers.

Cracks that have tunnelled through the 90° plies and are now growing through the 0° plies have an unbridged zone of length equal to the 90° ply width. Since the fibers and matrix are assumed to have identical elastic constants, which is justified in many CMCs, the crack growth problem for the laminate reduces to the idealization shown in Figure 2 with an unbridged notch of length 2a₀ and a partially bridged crack of length 2a in an infinite body.

2. TIME DEPENDENT BRIDGING LAW

The relationship between the opening rate of the matrix crack and the stress rate in the fibers must be determined. Based on this relationship, a standard line spring model can be used to determine the time derivatives of the bridging stress, which are used to update the bridging stress profile as time progresses. The time dependent bridging law used in our model assumes that the matrix behaves elastically and the fibers creep linearly [5]. The tensile strain rate of the fibers was assumed to consist of the elastic response and a creep term;

$$\dot{\epsilon}_f = \frac{\dot{\sigma}_f}{E} + B\sigma_f \quad (1)$$

where E is Young's modulus, B is the creep coefficient, σ_f is the stress in the fiber, and σ̇_f is the rate of change of stress in the fiber. A constant shear sliding stress τ was assumed to exist along a slip zone whose length is time-dependent. The following bridging law results from a shear lag cell model similar to the elastic rate-independent case [5]. A simplified version of the bridging law is [6]

$$\dot{\delta}(x) = 2\lambda\sigma(x)[\dot{\sigma}(x) + \beta\sigma(x)] \quad (2)$$

where δ̇(x) is the rate of change of crack opening at position x along the crack, σ(x) is the bridging stress at x, β is a modified creep coefficient given by

$$\beta = \frac{BE}{2(1-f)} \quad (3)$$

and

$$\lambda = \frac{D(1-f)^2}{4\tau f^2 E} \quad (4)$$

In these expressions, the elastic properties of the matrix and fiber are the same (e.g. SiC/SiC) and f is the volume of fibers having diameter D. When B=0 (i.e. no creep), the bridging law is the classical one for ceramic composites [7-10].

3. NUMERICAL PROCEDURE

The simplified bridging law given by equation (1) was used to calculate crack velocity as a function of crack length. The crack is modelled as if it were embedded in elastic material and the solution technique is very similar to the static case [11,12]. The problem is solved by determining the time step, Δt, necessary to advance the crack by a given increment in length, denoted Δa. Δt is determined as the time required for creep to reduce the bridging tractions sufficiently for the requirement that the crack tip stress intensity K_{tip} equals the matrix toughness K_C to be maintained following the crack growth increment. Since the problem is nonlinear, this must be done by iterating over estimates of Δt. The crack growth increment Δa causes the crack tip stress intensity factor to rise, so that the balance among crack growth, shielding and creep relaxation of the bridge is maintained.

At each stage, consistency between the crack opening profile, the bridging stresses and the applied load must be maintained. This is achieved by standard integral equation methods in which the relationship between the bridging stresses, the applied load and the crack opening profile is represented by a Green's function. Iteration on the bridging stresses is then carried out to solve the integral equation, given that an increment of crack opening is occurring during this process. A full description of the method is given in [6] which used an approach based on the techniques described in [11,12]. Once the bridging stress profile has been computed for a given value of Dt, the crack tip stress

intensity factor is evaluated using the standard weight function relationship for crack surface tractions on a finite crack in an infinite body [6]. If the crack tip stress intensity factor equals or exceeds the matrix toughness at the end of the increment, Dt is too large; if K_{tip} is smaller than the matrix toughness, Dt is too small. Iteration is pursued varying Dt until $K_{tip} = K_c$ to some specified precision after the crack growth increment. Finally, the crack growth rate $v = da/dt$ is computed by interpolating the computed crack length versus time curve with polynomials over a few increments.

4. RESULTS

The predicted crack velocity as a function of crack length for several notch sizes and load levels is shown in Figure 3. The curves shown in Figure 3 represent a universal set of results for composites exhibiting the behavior outlined in the introduction, given that the fiber and matrix have identical elastic properties. All relevant combinations of material property constants are contained in the normalizations. The term a_m in the normalization of velocity and crack length is

$$a_m = \frac{\pi E \sigma_{mc} \lambda}{4} \quad (5)$$

where σ_{mc} is the matrix cracking stress [10] given by

$$\sigma_{mc} = \left[\frac{12 E f^2 \tau \Gamma}{D(1-f)} \right]^{1/2} \quad (6)$$

and Γ is the matrix toughness. The applied stress is σ_a . The generalizations of the normalizing parameters when fiber and matrix have different elastic properties is given in [6].

The starting point for the velocity curves in Figure 3 is the crack length corresponding to the condition $K_{tip} = K_c$ for a given applied load level, which creates an initial bridge with a length dependent on the applied load [3,4,6].

Increasing the applied load increases the initial bridged crack length. Thus, velocity curves with higher loads will start further along the crack length axis. The initial crack velocities are high because creep allows the initially high fiber bridging stresses to decay rapidly. The relatively rapid crack growth at the beginning causes fiber bridging stresses to rebuild elastically and the crack slows down. After the initial deceleration, the crack growth rate steadily increases as the crack lengthens and the crack accelerates monotonically thereafter. For large crack lengths (beyond the deceleration transient), the crack velocity appears to be asymptotically independent of initial crack size. The bridging traction profile is found to be very similar for different initial crack sizes in this regime and depends only on current crack size and applied load. Crack acceleration in the long crack domain also declines with crack length and increasing applied stress. However the logarithmic scale on the ordinate of Figure 3 minimizes the appearance of increases in velocity.

Integration of the reciprocal of the velocity shown in Figure 3 with respect to crack length yields the crack length as a function of time. Typical results are shown in Figure 4 for one initial crack size and several load levels. As expected from Figure 3, the time to a given crack length depends strongly on the load level. Figure 4 also indicates that the deceleration transient sometimes dominates the time to extend the crack to significant lengths. For instance, for stress $\sigma_a/\sigma_{mc} = 0.4$, a deep narrow dip in Figure 3 corresponds to the long times taken to achieve modest extensions of the crack as shown in Figure 4. In a laminated composite as shown in Figure 1 with plies of equal thickness, the critical crack length is $a = 3a_0$; that is, crack growth across the first 0° ply. For all the cases shown in Figure 3, crack growth up to this critical length is dominated by the deceleration transient.

5. DISCUSSION

The rupture time of a composite can be considered to have two components. The first component is the time required to grow matrix cracks across the 0° plies. All such plies will be affected by matrix

cracks growing across them and they will either link up or a given crack will propagate unstably across all zero degree plies. This component of the rupture time can be estimated directly from the results shown in Figure 4. The second component of the rupture time of the composite is the time required to cause creep rupture of the fibers holding the remaining intact pieces of material together. This contribution to the time to rupture, t_r , is estimated by considering fibers loaded uniformly. This gives [6]

$$t_r = \frac{f \epsilon_c}{B \sigma_a (1 + \epsilon_c)} \quad (7)$$

where ϵ_c is the critical true strain for rupture. For Nicalon SiC fibers, a critical strain of $\epsilon_c = 1\%$ has been suggested [13]. Use of this critical strain with $B = 6.51 \times 10^{-16} \text{ (Pa s)}^{-1}$ (determined for a temperature of 1200 C from the creep curves in [13]), $\sigma_a = 150 \text{ MPa}$, and $f = 1/3$, Eq. (7) predicts the approximate creep rupture time for the fibers as $t_r \approx 9.4$ hours.

This creep rupture time of the fibers can be compared directly with results presented in Figure 4. For the case of a common SiC/SiC composite, the values used above correspond to the case where $\sigma_a/\sigma_{mc} = 0.6$. For the case where $a_0/a_m = 2$ and B is the same as above, the time needed to penetrate the first 0° ply (crack length $a/a_m = 6$) is $t \approx 8.2$ hours. Thus stable matrix crack growth and creep rupture of the fibers after crack growth is complete take similar amounts of time in this case.

The initial crack velocity varies very strongly with applied load as shown by Fig. 3. On the other hand, t_r , which is inversely proportional to σ_a has a weaker dependence. Therefore, a transition will occur from a lifetime dominated by creep-controlled crack growth at lower applied loads to a lifetime dominated by creep rupture after crack growth at higher loads.

6. CLOSURE

Solutions have been presented for the problem of a crack growing through a brittle matrix when it is bridged by creeping fibers. The crack velocity is characterized by a transient deceleration, during which the stress in fibers near the edge of the unbridged segment of the crack falls rapidly through creep. Subsequently acceleration occurs during which the velocity appears to be most strongly influenced by fibers near the crack tip.

The solutions presented are pertinent to predicting the creep-rupture life of unnotched laminated ceramic matrix composites at high temperature. If life is defined by the rupture of the laminate, then lifetime is dominated by creep-controlled matrix crack growth at stresses well below the rate-independent matrix cracking stress and by fiber rupture following crack growth at higher stresses.

7. ACKNOWLEDGMENTS

M.R. Begley and R.M. McMeeking were supported by the Advanced Research Projects Agency through the University Research Initiative, ONR Contract N00014-92-J-1808. B.N. Cox was supported by the U.S. Department of Energy, Contract No. DE-FG03-89ER45400. Funding by the U.S. Department of Energy does not constitute an endorsement of the views expressed herein. R.M.M. also acknowledges the support of the Engineering Department at Cambridge University during a Sabbatical Leave.

8. REFERENCES

1. A.G. Evans and F.W. Zok, *Journal of Materials Science*, 29, 3857, (1994)
2. C.H. Henager and R.H. Jones, *Materials Science and Engineering, A*, 166, 211, (1993)
3. C. Xia, R.R. Carr, and J.W. Hutchinson, *Acta Metallurgica et Materialia*, 41, 2365, (1993)

4. C. Xia and J.W. Hutchinson, *Acta Metallurgica et Materialia*, 42, 1933, (1994).
5. M.R. Begley, A.G. Evans and R.M. McMeeking, *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 43, 727, (1995).
6. M.R. Begley, B.N. Cox and R.M. McMeeking, *Acta Metallurgica et Materialia*, 43, 3927, (1995).
7. D.B. Marshall, B.N. Cox and A.G. Evans, *Acta Metallurgica et Materialia*, 33, 2013, (1985).
8. L.N. McCartney, *Proceedings of the Royal Society of London*, A409, 329, (1987).
9. B.N. Cox and D.B. Marshall, *Acta Metallurgica et Materialia*, 42, 341, (1994).
10. J. Aveston, G.A. Cooper, and A. Kelly, *Conference Proceedings of the National Physical Laboratory*, "Properties of Fiber Composites", pp 15-26, IPC Science and Technology Press, Surrey, England 197120.
11. B. N. Cox and D. B. Marshall, *Acta Metallurgica et Materialia*, 39, 579, (1991).
12. B.N. Cox and L.R.F. Rose, *Mechanics of Materials*, 19, 39, (1994).
13. Tressler, R.E. and DiCarlo, J., 1993, "High temperature mechanical properties of advanced ceramic fibers," *High Temperature Ceramic Matrix Composites*, (edited by R. Naslain, et al), Woodhead, U.K., pp. 33-49.

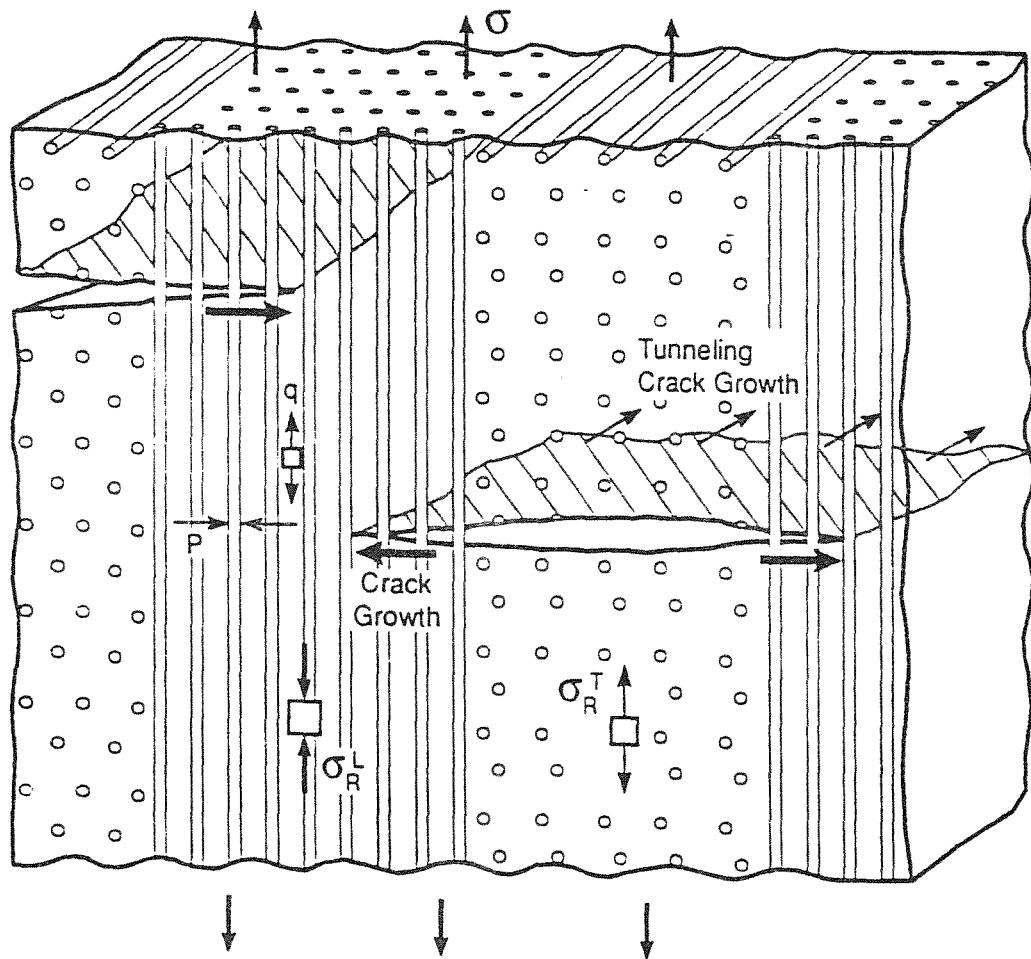


Figure 1. Schematic of tunnelling cracks in a laminated composite.

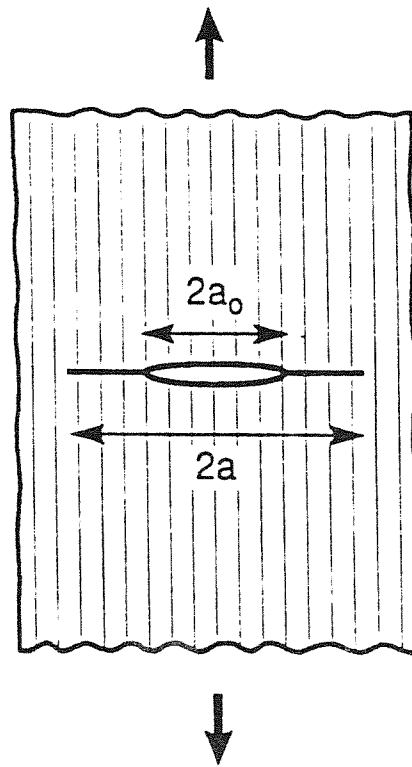


Figure 2. Schematic of the crack configuration for growth into the 0° plies in a laminated composite.

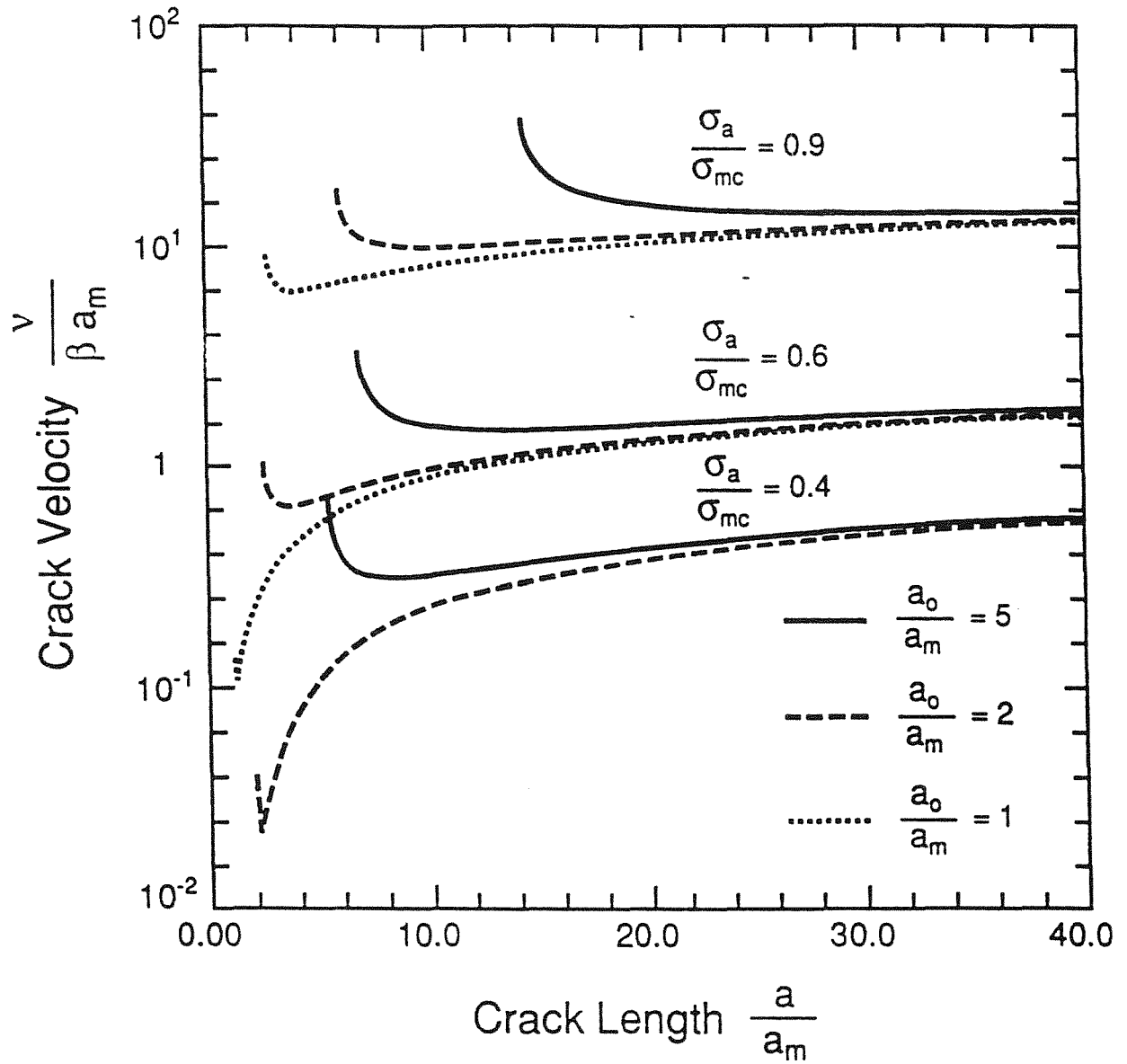


Figure 3. Crack velocity as a function of crack length.

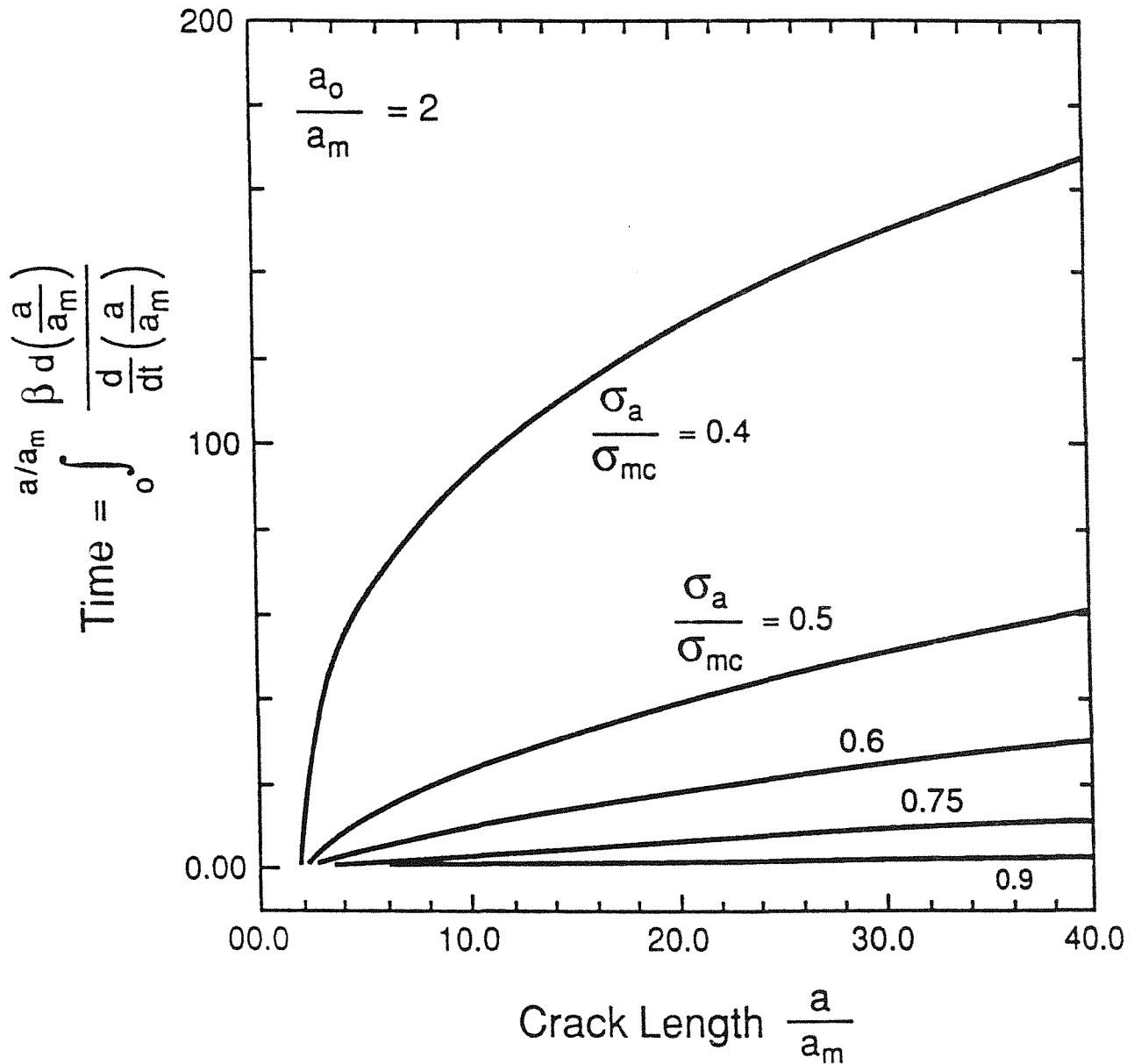


Figure 4. Time needed to grow the matrix crack to various lengths. The absolute time is the normalized time multiplied by $1/\beta$.

“DIMENSIONADO DE PROBETAS CARBONO/EPOXI Y REDUCCION DE DATOS EN ENSAYOS DE TIPO VIGA DOBLE EN VOLADIZO (VDV)”.

J. M. Pintado S.

Instituto Nacional de Técnica Aeroespacial, E. T.
División de Materiales y Estructuras.
Cra. Ajalvir P.K. 4'5, 28850 Torrejón de Ardoz, Madrid

Resumen. Esta comunicación presenta un breve y sencillo análisis de diferentes aspectos teóricos relativos al dimensionado de las probetas y la reducción de los datos experimentales obtenidos mediante el ensayo de tipo “Viga Doble en Voladizo (VDV)” que se va imponiendo como el más apropiado para determinar el comportamiento frente al crecimiento de grietas interlaminares bajo modo-I “puro” en los laminados de material compuesto.

Abstract. This communication presents a brief and simple analysis of several theoretical aspects related to the specimen thickness estimation and experimental data reduction in “Double Cantilever Beam (DCB)” test type. This specimen is being accepted as the more adequate to investigate interlaminar crack growth behaviour under “pure” mode-I in composite laminates.

1. INTRODUCCION

La probeta tipo “Viga Doble en Voladizo” (“VDV”) o “Double Cantilever Beam” (“DCB”), rectangular o de bordes paralelos, descrita en varios métodos de ensayo utilizados en la Industria Aeroespacial, como los CRAG, el CASA I+D-E 290, el AITM 1.0005, el propuesto en la NASA Reference Publication 1092 [1] o el que está siendo evaluado por el comité D30 de ASTM, entre otros, es el tipo de probeta generalmente utilizado en investigaciones relacionadas con la determinación de la variación de energía liberada por unidad de superficie de fractura generada (“G”) durante el crecimiento de grietas interlaminares bajo modo-I en laminados de material compuesto.

Esta probeta, de forma rectangular y con una delaminación iniciadora en su plano medio y en uno de sus extremos, se obtiene mediante corte de un panel o laminado de dimensiones y secuencia de apilamiento adecuada a cada caso de ensayo. Las dimensiones de este tipo de probeta varían de unos autores a otros y los tipos y detalles de las piezas de introducción de carga son diferentes en muchos casos, aunque los resultados obtenidos parecen corresponderse bastante bien si se interpretan con cuidado en función de todas las variables del ensayo.

El espesor total del laminado, $2t$, debería ser lo menor posible desde el punto de vista de minimizar la cantidad de material necesario y el coste de laminación y preparación de los paneles de ensayo, pero dependiendo del tipo de material, secuencias de apilamiento y/o condiciones de ensayo particulares (temperatura elevada, material húmedo, etc.), cabe esperar variaciones de rigidez en flexión, E_f , y

de energía de fractura disipada por unidad de superficie de rotura generada, lo que lleva a la conveniencia de utilizar espesores mayores que un determinado valor mínimo, para proporcionar adecuada rigidez en flexión a las dos mitades («semivigas o semiprobetas») de la probeta tipo VDV, de modo que se garantice comportamiento lineal elástico en flexión y pequeñas deformaciones.

El espesor mínimo requerido por la probeta considerada para cumplir esta condición, puede evaluarse de forma sencilla utilizando la teoría lineal elástica clásica de vigas en flexión, enfoque utilizado en esta breve comunicación, justificando el dimensionado de la probeta de modo que se verifiquen las hipótesis utilizadas como base para la reducción de los datos obtenidos en los ensayos.

Es importante que cada «semiviga» o mitad de la probeta tipo VDV, tenga una secuencia de apilamiento equilibrada y simétrica para evitar efectos de acoplo flexión-torsión, pero con la mayor parte de las láminas orientadas a cero grados a fin de dar a la probeta la mayor rigidez posible en flexión y no necesitar recurrir a espesores excesivos que, aparte de la pega de precisar mayor cantidad de material a veces escaso y caro, podrían llevar a la necesidad de longitudes grandes de probeta para mantener una relación apropiada entre la longitud inicial de grieta, a_0 y el semiespesor, t , de la probeta, lo que volvería a incidir en la necesidad de mucho material por probeta o a plantear problemas en ensayos a temperaturas distintas de la ambiente, en los que la probeta debe estar en el interior de una cámara climática durante todo el ensayo, por lo que su longitud total vendrá limitada por las dimensiones interiores útiles de la cámara disponible.

2. ESPESOR DE LA PROBETA TIPO «VDV».

Cada «semiprobeta» de espesor «t» y anchura «w» (Figura 1) se supone tiene comportamiento lineal elástico y equivalente al de flexión de una viga en voladizo empotrada en la sección AA', con la carga «P» concentrada y aplicada a una distancia «a» (longitud real de la grieta interlaminar o delaminación) del empotramiento.

En base a las anteriores hipótesis, siempre y cuando no existan efectos de acoplo flexión-torsión y de acuerdo con Timoshenko [2, pág. 142 y págs. 166-167] y [3, pág. 62], (debe tenerse presente que la forma de introducir la carga puede tener algún efecto), la flecha en el punto de aplicación de carga puede expresarse como:

$$\delta/2 = [(P \cdot a^3)/(3E_f I)] \cdot [1 + (3E_f t^2)/(8G_{13} \cdot a^2)], \quad (1)$$

donde se ha tenido en cuenta el efecto de la fuerza cortante, pero se supone que la sección empotrada puede alabeo libremente.

En dicha expresión, «I» es el momento de inercia del área transversal de cada semiprobeta, de valor $I = (wt^3)/12$ (dado que la sección transversal es rectangular), E_f es el módulo en flexión correspondiente y G_{13} el módulo de cortadura fuera del plano del laminado que, a efectos prácticos y para secuencias $[0]_1$, puede tomarse igual al módulo de cortadura intralaminar o en el plano del laminado, G_{12} , cuya determinación experimental es sencilla.

Si se supone que el alabeamiento del extremo empotrado está totalmente impedido, la flecha adicional debida a las fuerzas cortantes será algo menor que la supuesta en la expresión anterior, aunque para el caso de voladizos suficientemente largos, dicha expresión puede considerarse válida, de acuerdo con Timoshenko [3, pág. 63], en secciones alejadas del empotramiento, por lo que conviene garantizar una relación suficientemente grande entre

longitud inicial de grieta interlaminar, a_0 , y semiespesor de probeta (un valor recomendado por Russell y Street [4] es $a_0/t > 30$).

El valor del término $(3E_f t^2)/(8G_{13} \cdot a^2)$ en la expresión (1) corresponde al efecto de la fuerza cortante y en la Figura 2 se ha representado en función de la relación (t/a) y para diferentes valores del parámetro E_f/G_{13} , a fin de comprobar si el efecto adicional de la fuerza cortante en el desplazamiento total, « δ », para la probeta tipo VDV considerada, podría despreciarse y no ser tenido en cuenta en la reducción de los datos de los ensayos, sin que por ello se cometieran errores apreciables.

Para el caso de la probeta considerada, de anchura, w, constante, ensayada bajo modo-I y suponiendo una superficie de fractura macroscópicamente plana, el valor de la variación de la energía de deformación liberada durante la rotura respecto a la superficie de fractura generada, G_f , puede expresarse como:

$$G_f = (1/w) \cdot [d(F - U)/da], \quad (2)$$

donde F es el trabajo realizado por las fuerzas externas y U es la energía elástica de deformación (se supone que no existe ningún otro mecanismo disipativo de energía al escribir la ecuación anterior).

En un ensayo de Viga Doble en Voladizo, comportándose la probeta de forma lineal elástica, como:

$$F = \int P \cdot d\delta \quad \text{y} \quad U = (P \cdot \delta)/2, \quad (3)$$

puede ponerse que:

$$d(F - U) = P \cdot d\delta - (P \cdot d\delta + \delta \cdot dP)/2 = (P \cdot d\delta - \delta \cdot dP)/2. \quad (4)$$

Teniendo presente además que la flexibilidad para comportamiento lineal elástico se define como $C = \delta/P$,

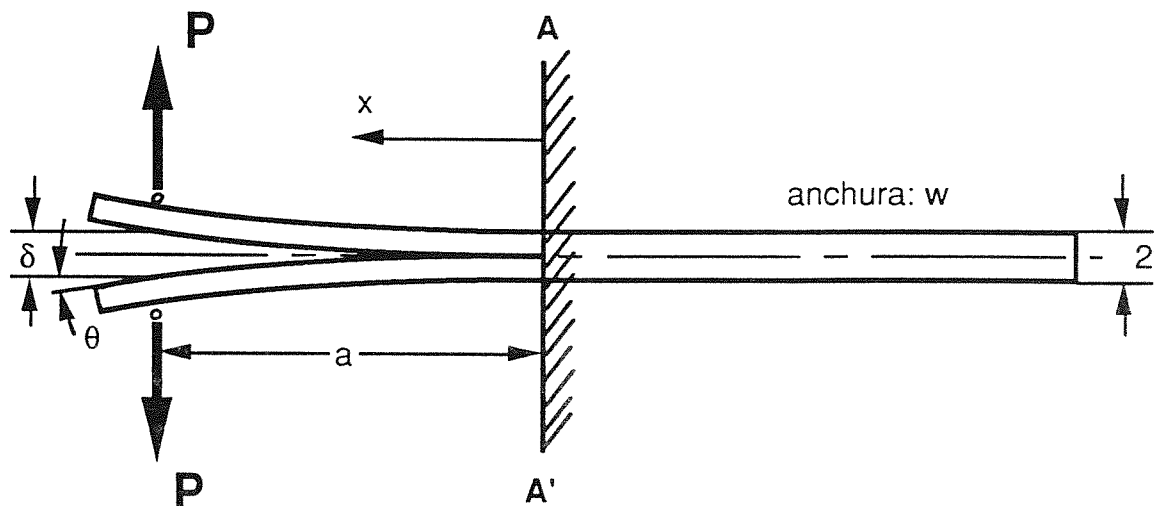


Figura 1. Esquema del ensayo con probeta tipo VDV.

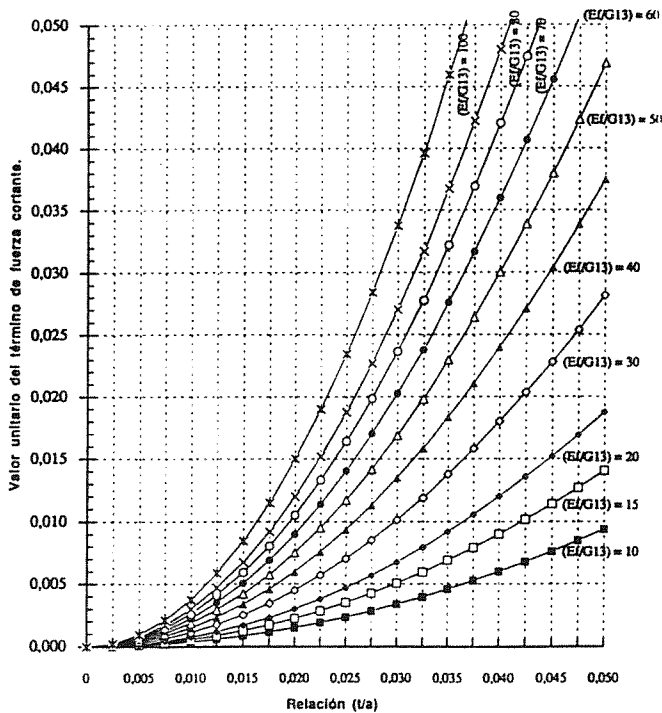


Figura 2. Efecto de la fuerza cortante en el desplazamiento del punto de aplicación de carga.

puede ponerse:

$$dC = (P \cdot d\delta - \delta \cdot dP) / P^2, \tag{5}$$

con lo que sustituyendo (5) en (4), queda finalmente que:

$$d(F - U) = (P^2/2) \cdot dC, \tag{6}$$

valor este último que sustituido en (2), conduce finalmente a la expresión:

$$G_I = (P^2/2w) \cdot (dC/da), \tag{7}$$

donde, utilizando el valor de δ proporcionado por la teoría de vigas en flexión de acuerdo con la expresión (1), la flexibilidad, C, viene dada por:

$$C = \delta/P = [(2a^3)/(3E_t I_t)] \cdot [1 + (3E_t t^2)/(8G_{13} \cdot a^2)], \tag{8}$$

La mayor parte de los autores consultados [4, 5, 6, 7, 8, 9, 10], no consideran efectos de cortadura y utilizan la expresión (8), simplificada sin considerar el término $(3E_t t^2)/(8G_{13} \cdot a^2)$, en la reducción de datos; otros como Gustafson et al. [11], sí consideran dichos efectos, pero utilizan un denominado «factor de forma para deformaciones por cortadura», μ , según la siguiente expresión de la flexibilidad:

$$C = 2 \cdot [a^3/(3E_t I) + (\mu \cdot a)/(G_{13} \cdot t \cdot w)], \tag{9}$$

Para $\mu = 3/2$, esta última expresión coincide con la (8).

Por su parte, Aliyu y Daniel [12] indican que el análisis de

la probeta tipo VDV suele realizarse suponiendo que toda la energía de deformación debida a la apertura de la probeta se almacena únicamente en la parte ya abierta de ella (de hecho, esta hipótesis se ha venido utilizando de modo implícito en lo expresado en páginas anteriores). La realidad es que una cierta fracción de esa energía resulta almacenada en la parte aún sin agrietar de la probeta, ya que no puede suponerse de modo realista que esa parte sea infinitamente rígida. Consideran entonces los autores mencionados el efecto de los esfuerzos de cortadura, utilizando para la flexibilidad la expresión:

$$C = [24/(E_t \cdot w)] \cdot [(1/3) \cdot (a/t)^3 + (1/10) \cdot (E_t/G_{13}) \cdot (a/t)]; \tag{10}$$

expresión que coincide en realidad con la deducida mediante la teoría de vigas en flexión incluyendo efectos de cortadura, pero no para una viga empotrada, sino para la mitad de una viga simplemente apoyada con una carga concentrada en su centro, siendo la única diferencia que el factor 3/8 de (8), aquí es 3/10 [2, págs. 292-293]. Por otro lado, si en la expresión (9) de Gustafson et al., se hace $\mu = 6/5$, se obtiene la expresión (10) de Aliyu y Daniel.

Básicamente debe escogerse un espesor de probeta suficientemente pequeño (espesor máximo) como para poder despreciar los efectos de cortadura, pero lo suficientemente grande (espesor mínimo) como para garantizar que realmente aquélla se comporta de acuerdo con una viga lineal elástica en flexión y dentro de las hipótesis de pequeños desplazamientos, premisas que se han supuesto válidas desde el comienzo de esta discusión.

Para que efectivamente se produzcan sólo pequeñas curvaturas (pequeños desplazamientos), la máxima pendiente de la elástica de la semi-probeta tipo VDV, que por otra parte se da en el punto de aplicación de la carga, debe alcanzar como mucho un valor tal que pueda efectivamente afirmarse que $\theta \cong tg \theta = dy/dx$. La pendiente de la semiprobeta VDV en el punto de aplicación de carga ($x = a$) para pequeños desplazamientos, en función del desplazamiento de dicho punto, $\delta/2$, viene dada por:

$$y' = (dy/dx)_{x=a} = (3\delta)/(4a). \tag{11}$$

Partiendo ahora de la expresión (7) de G_I y sustituyendo en ella el valor de la flexibilidad dado por (8), despreciando los efectos de cortadura y expresando P en función de δ , quedaría:

$$G_I = (3E_t t^3 \delta^2)/(16a^4), \tag{12}$$

expresión donde, despejando el valor del desplazamiento correspondiente al inicio de crecimiento de grieta o desplazamiento crítico, δ_c , se llega finalmente a que:

$$\delta_c = 4a^2 \cdot [G_{Ic} / (3E_t t^3)]^{1/2}. \tag{13}$$

Volviendo ahora a la expresión (11) y despejando en ella, queda $\delta = (4a \cdot y')/3$ y si ahora se limita el valor de y' a uno

tal que se verifique efectivamente la hipótesis de que $\theta \cong \text{tg } \theta$ (pequeños desplazamientos) y se denomina a ese valor de y' como y'_p (valor permisible de y'), quedaría el valor máximo permisible de δ , δ_p , como:

$$\delta_p = (4a / 3) \cdot y'_p \tag{14}$$

Imponiendo ahora la condición de que la flecha correspondiente al comienzo del crecimiento de la grieta interlaminar, δ_c , dada por (13) sea menor o igual que ese valor permisible, δ_p , dado por (14), es decir, $\delta_c \leq \delta_p$, simplificando y despejando el valor del espesor, quedaría:

$$t \geq (3a / y'_p)^{2/3} \cdot (G_{Ic} / 3E_f)^{1/3} \tag{15}$$

El otro punto a considerar es el de comprobar si efectivamente se desarrolla el ensayo dentro del régimen lineal elástico, sin que se produzca el fallo por flexión de la probeta tipo VDV antes de que se haya alcanzado el momento del inicio de crecimiento de la grieta interlaminar (eso podría suceder de elegirse un espesor demasiado pequeño, lo que conduciría a la rotura de las semiprobetas por flexión, antes de que pudiera empezar a crecer la delaminación). De hecho, el esfuerzo máximo se da precisamente en el fondo de la delaminación y la deformación máxima cerca del fondo de grieta y asociada a ese esfuerzo de flexión (sin considerar la singularidad de fondo de grieta), puede expresarse como [2, pág. 60]:

$$\varepsilon = (P \cdot a \cdot t) / (2E_f \cdot I) = (3t \cdot \delta) / 4a^2, \tag{16}$$

habiendo sustituido P por su valor obtenido despejando en la expresión (1) simplificada sin considerar efectos de fuerza cortante. Despejando ahora δ en (16) y siendo δ_a el desplazamiento máximo admisible del punto de aplicación de carga de la probeta tipo VDV, correspondiente a una deformación máxima admisible ε_a tal que garantice un comportamiento lineal elástico del material, quedaría:

$$\delta_a = (4a^2 \cdot \varepsilon_a) / 3t, \tag{17}$$

Si ahora se expresa que $\delta_c \leq \delta_a$, utilizando para δ_c la expresión (13) y para δ_a el valor obtenido en (17), el espesor, t, de semiprobeta tipo VDV mínimo para garantizar que no se produzca el fallo por flexión durante el ensayo, vendría finalmente dado por:

$$t \geq (3 / \varepsilon_a^2) \cdot (G_{Ic} / E_f) \tag{18}$$

Los espesores mínimos dados por las ecuaciones (15) y (18) se han representado en las figuras 3 y 4, habiéndose tomado un valor de $y'_p = 0'1$ (efectivamente se cumple que $\theta \cong \text{tg } \theta$, ya que $\theta = \text{arctg}(0'1) = 5'7106^\circ = 0'09967$ radianes $\cong 0'1 = \text{tg } \theta = y'_p$) en la primera de ellas, para diferentes longitudes de grieta y un valor de $\varepsilon_a = 0'5\%$ en la segunda.

En ensayos realizados a elevada velocidad de aplicación de carga, podría tener influencia en el valor de G_I medido

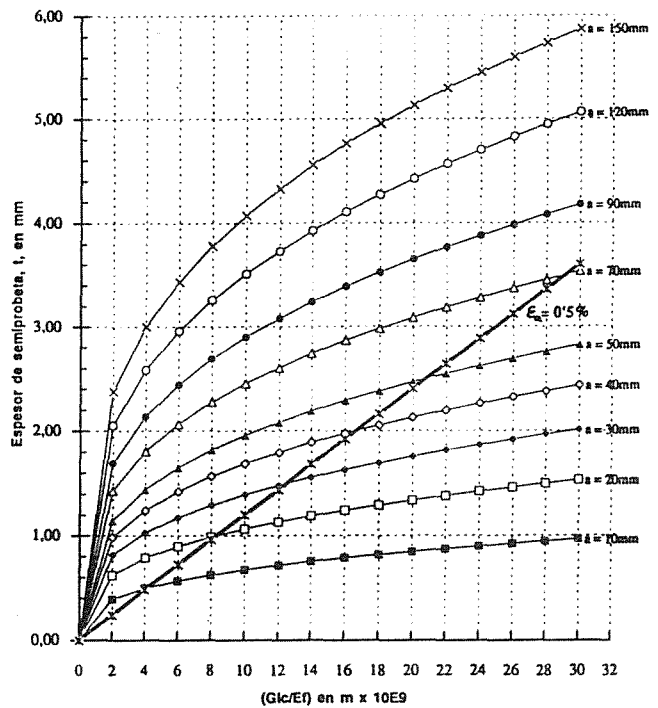


Figura 3. Espesor mínimo de semiprobeta para comportamiento lineal-elástico y pequeñas deformaciones.

experimentalmente la contribución de la energía cinética, detalle considerado por algunos autores [9, 12] que llegan a la conclusión de que el término de contribución de la energía cinética al valor de G_I es realmente despreciable, incluso para valores muy altos de $(d\delta/dt)$.

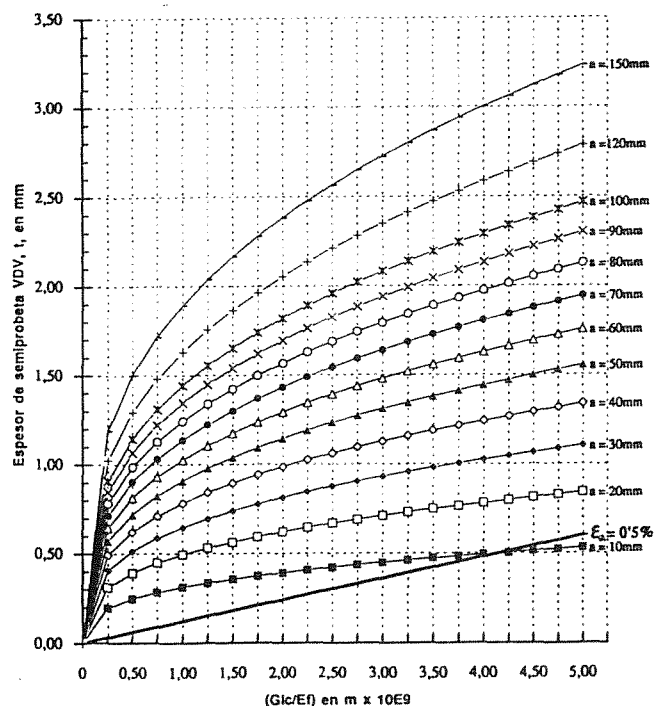


Figura 4. Detalle de la zona correspondiente a valores pequeños de (G_{Ic} / E_f) de la Figura 3.

Finalmente y a la vista de todo lo discutido anteriormente, si se elige un espesor de probeta, $2t$, tal que se verifiquen las hipótesis de pequeños desplazamientos y comportamiento lineal elástico sin fallo por flexión, de acuerdo con los datos de las figuras 3 y 4, parece adecuado reducir los resultados de los ensayos con probetas VDV de acuerdo con los conceptos indicados en páginas anteriores suponiendo, además, despreciables los efectos de cortadura siempre y cuando ésto sea cierto de acuerdo con la figura 2 que indica lo importante de dicho efecto para un laminado concreto (E_f/G_{13}) y geometría dada de probeta (t/a).

3. REDUCCION DE DATOS EXPERIMENTALES OBTENIDOS CON PROBETAS TIPO «VDV».

Un repaso detallado a la bibliografía consultada, lleva a la conclusión de que diversos autores han utilizado métodos diferentes para calcular el valor de G_{ic} a partir de los resultados del ensayo sobre probeta tipo «VDV», aunque en realidad todos los métodos se basan en las consideraciones teóricas del apartado anterior, diferenciándose tan sólo en el modo de tratar los datos del ensayo.

En líneas generales se utilizan, bien la expresión teórica de G_{ic} en función de la carga crítica, « P_c », necesaria para que comience a crecer una delaminación de longitud inicial « a » y en función de la variación de la «flexibilidad», « C », respecto a la longitud de la delaminación, bien la medida directa de la energía utilizada para hacer crecer la grieta. Esta energía puede estimarse a base de medir las áreas correspondientes bajo la curva experimental de variación de la carga aplicada, P , en función del desplazamiento, δ , es decir, se mide la parte del trabajo realizado por las fuerzas exteriores que se ha convertido en energía gastada para generar superficie de fractura.

Pueden realizarse varias determinaciones de G_{ic} sobre una misma probeta, lo que plantea la necesidad de poder medir la longitud de la delaminación en cada instante o al menos varias longitudes escogidas o puede «calibrarse» una probeta obteniendo una relación entre la flexibilidad, C , y la longitud de la delaminación, a , es decir, $C = f(a)$ para la muestra de probetas que se vayan a ensayar.

Otras consideraciones que deben tenerse presentes son el que el valor de G_{ic} correspondiente al primer inicio de crecimiento de la grieta interlaminar, puede no ser igual que los medidos durante la propagación (efectos de «puenteo» de fibras, influencia del fondo de grieta, etc.) y que para ciertas condiciones de ensayo (dentro de cámara de temperatura, velocidades altas, etc.) puede ser realmente difícil, si no imposible, observar visualmente sobre el canto de la probeta el avance de la delaminación, lo que sólo permitiría determinar un valor experimental de G_{ic} correspondiente a la delaminación inicial. A veces se determina sólo ese valor, aunque pudieran medirse los avances de grieta, por conveniencia, a fin de eliminar la

posible influencia del puenteo de fibras en la medida de G_{ic} .

3.1 Método de las áreas.

En este método, utilizado por autores como Aliyu y Daniel [12], Whitney y Browning [13], Hibbs y Bradley [14], Davies et al. [15], Hibbs et al. [7] y Hunston et al. [16], entre otros, se calcula directamente y a partir de los datos experimentales el incremento de energía por unidad de extensión de la grieta como:

$$G_{ic} = (P_1 \cdot \delta_2 - P_2 \cdot \delta_1) / (2w \cdot a), \quad (19)$$

donde la carga P_1 correspondiente a una apertura de grieta δ_1 , cae a una carga P_2 correspondiente a una apertura de grieta δ_2 , tras un incremento, $\Delta a = a_2 - a_1$, en longitud de grieta. Se supone comportamiento lineal-elástico de la probeta.

Este método es idéntico a la teoría lineal de vigas cuando las flexibilidades al descargar son lineales y pasan por el origen de la curva carga desplazamientos.

3.2 Método de análisis mediante teoría de vigas

Su fundamento teórico se ha desarrollado a lo largo del presente trabajo, calculándose G_{ic} de acuerdo con la expresión (7), donde, utilizando para la flexibilidad la expresión (8) (supuesto despreciables los efectos de cortadura) y sustituyendo en ella el valor de $I = (wt^3)/12$, queda finalmente que:

$$G_{ic} = (3C \cdot P_c^2) / (2w \cdot a), \quad (20)$$

De la curva carga-desplazamiento se obtiene la pendiente δ/P que es precisamente el valor de la flexibilidad, C , y también la carga crítica, P_c , correspondiente.

3.3 Método de la flexibilidad.

Una primera variante de este método, utilizado por autores como Wilkins et al. [10], Smiley y Pipes [9], Ramkumar y Whitcomb [8], Bradley y Cohen [5], Hibbs y Bradley [14], Davies et al. [15], Hunston et al. [16] y Russell [17], se basa en la teoría lineal elástica de vigas, suponiendo despreciables los efectos de cortadura en la expresión (8) y suponiendo además que G_{ic} es una constante del material e independiente de la longitud de grieta. De ese modo, se llega a la expresión:

$$G_{ic} = (3 \cdot A_2^2 \cdot A_1) / (2w), \quad (21)$$

donde A_1 se determina representando los datos experimentales de flexibilidad frente a longitud de grieta en ejes log-log y ajustándolos a una recta de pendiente 3 ($\log C = \log A_1 + 3 \cdot \log a$) y A_2 se determina representando los datos experimentales de carga crítica, P_c , frente a longitud de grieta, a , en ejes log-log y ajustándolos a una recta de pendiente -1 ($\log P_c = \log A_2 - \log a$).

Otros autores [6, 7, 11] utilizan este mismo método, pero ajustan los datos tratando de considerar efectos que puedan desviar el comportamiento real de la probeta tipo VDV del supuesto mediante la teoría simple de vigas en flexión, proponiendo en lugar de la expresión (8), la siguiente:

$$C = a^n / h, \quad (22)$$

donde «n» y «h» se determinan mediante experimentos sobre un conjunto de probetas con varios valores de longitud de grieta «a», hallando luego la flexibilidad, C, mediante la representación de: $\log C = n \log a - \log h$ y evaluando posteriormente G_{Ic} como:

$$G_{Ic} = (n \cdot P_c \cdot \delta_c) / (2a \cdot w), \quad (23)$$

Estos métodos permiten determinar fácilmente el valor crítico de G_I interlaminar, pero la energía consumida por unidad de área de fractura no permanece constante al ir creciendo la delaminación y el incremento de G_I durante el crecimiento de la grieta interlaminar, queda entonces bien descrito mediante las denominadas «curvas de resistencia» o «curvas-R» que son la representación del valor de G_I instantáneo en función de la longitud de grieta «a». Su determinación puede hacerse fácilmente, suponiendo despreciables los efectos de cortadura, por el método de la flexibilidad, conocida la función de calibración $C = f(a)$ y la curva carga-desplazamiento.

4. REFERENCIAS

- [1] NASA, «Standard Tests for Toughened Resin Composites», Reference Publication 1092, 1983.
- [2] Timoshenko, S., «Resistencia de Materiales, Vol. I», Espasa Calpe, S.A., Madrid, 1970.
- [3] Timoshenko, S. y Goodier, J. N. «Teoría de la Elasticidad», Ediciones Urmo, Bilbao, 1972.
- [4] Russell, A. J. and Street, K. N., «Moisture and Temperature Effects on the Mixed-Mode Delamination Fracture of Unidirectional Graphite/Epoxy», *Delamination and Debonding of Materials, ASTM STP 876*, W. S. Johnson, Ed., American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1985, p. 349-370.
- [5] Bradley, W.L. and Cohen, R.N., «Matrix Deformation and Fracture in Graphite-Reinforced Epoxies», *Delamination and Debonding of Materials, ASTM STP 876*, W.S. Johnson, Ed., American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1985, p. 389-410.
- [6] de Charentenay, F. X., Harry, J. M., Prel, Y. J. and Benzeggagh, M. L., «Characterizing the Effect of Delamination Defect by Mode I Delamination Test», *Effects of Defects in Composite Materials, ASTM STP 836*, American Society for Testing and Materials, 1984, p. 84-103.
- [7] Hibbs, M. F., Tse, M. K. and Bradley, W. L., «Interlaminar Fracture Toughness and Real-Time Fracture Mechanism of some Toughened Graphite/Epoxy Composites», *Toughened Composites, ASTM STP 937*, Norman J. Johnston, Ed., American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1987, p. 115-130.
- [8] Ramkumar, R. L. and Whitcomb, J. D., «Characterization of Mode I and Mixed-Mode Delamination Growth in T300/5208 Graphite/Epoxy», *Delamination and Debonding of Materials, ASTM STP 876*, W.S. Johnson, Ed., American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1985, p. 315-335.
- [9] Smiley, A. J. and Pipes, R. B., «Rate Effects on Mode I Interlaminar Fracture Toughness in Composite Materials», *Journal of Composite Materials*, Vol. 21, July 1987, p. 670-687.
- [10] Wilkins, D. J., Eisenmann, J. R., Camin, R. A., Margolis, W. S. and Benson, R.A., «Characterizing Delamination Growth in Graphite-Epoxy», *Damage in Composite Materials, ASTM STP 775*, K. L. Reifsnider, Ed., American Society for Testing and Materials, 1982, p. 168-183.
- [11] Gustafson, C-G., Jilken, L. and Gradin, P. A., «Fatigue Thresholds of Delamination Crack Growth in Orthotropic Graphite/Epoxy Laminates», *Delamination and Debonding of Materials, ASTM STP 876*, W. S. Johnson, Ed., American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1985, p. 200-216.
- [12] Aliyu, A. A. and Daniel, I. M., «Effects of Strain Rate on Delamination Fracture Toughness of Graphite/Epoxy», *Delamination and Debonding of Materials, ASTM STP 876*, W.S. Johnson, Ed., American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1985, p. 336-348.
- [13] Whitney, J. M. and Browning, C. E., «Materials Characterization for Matrix-Dominated Failure Modes», *Effects of Defects in Composite Materials, ASTM STP 836*, American Society for Testing and Materials, 1984, p. 104-124.
- [14] Hibbs, M. F. and Bradley, W. L., «Correlations Between Micromechanical Failure Processes and the Delamination Toughness of Graphite/Epoxy Systems», *Fractography of Modern Engineering Materials: Composites and Metals, ASTM STP 948*, J. E. Masters and J. J. Au, Eds., American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1987, p. 68-97.
- [15] Davies, P., Benzeggagh, M. L. and de Charentenay, F. X., «The Delamination Behavior of Carbon Fiber Reinforced PPS», *SAMPE Quarterly*, Vol. 19, No. 1, October 1987, p. 19-24.
- [16] Hunston, D. L., Moulton, R. J., Johnston, N. J. and Bascom, W. D., «Matrix Resin Effects in Composite Delamination: Mode I Fracture Aspects», *Toughened Composites, ASTM STP 937*, Norman J. Johnston, Ed., American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1987, p. 74-94.
- [17] Russell, A. J., «Micromechanisms of interlaminar fracture and fatigue», *Polymer Composites*, vol. 8, October 1987, p. 342-351.

GLIDE PLANE DECOHESION IN HYDROGEN INDUCED CRACKING

V. Kharin and J. Toribio

Departamento de Ciencia de Materiales, Universidad de La Coruña
ETSI Caminos, Campus de Elviña, 15192 La Coruña, Spain

Abstract. A dislocation theory of the mechanism of hydrogen induced fracture is developed in this paper. The Stroh-type model of cleavage in blocked array of dislocations is advanced to consider possible separation along the shear plane, too. The cores of densely placed dislocations in a coarse slip band of multiple plain pileups are taken into account as the nuclei of both probable transverse and longitudinal cleavages in a band. The equations of equilibrium of this dislocation population in stress field are built up and fracture criteria are derived as the limit conditions for stability of band equilibrium. The role of hydrogen is associated with its effect on lattice cohesion (interatomic potential) just in dislocation cores, which allows one to explain peculiarities of hydrogen assisted fracture of metals.

Resumen. En este artículo se desarrolla una teoría dislocacional del mecanismo de fractura inducida por hidrógeno. El modelo de Stroh de clivaje en alineamientos bloqueados de dislocaciones es mejorado para incluir también la separación a lo largo del plano de deslizamiento. Los núcleos de dislocaciones densamente poblados en una banda de deslizamiento consistente en apilamientos planos múltiples se tienen en cuenta como embriones de clivaje tanto longitudinal como transversal a lo largo de una banda. Se formulan las ecuaciones de equilibrio del conjunto de dislocaciones en el campo tensional, y se derivan criterios de fractura como condiciones límite para la estabilidad del equilibrio de la banda. El papel del hidrógeno se asocia con su efecto sobre la cohesión de la red (potencial interatómico) precisamente en los núcleos de dislocaciones, lo que permite explicar las peculiaridades de la fractura inducida por hidrógeno en metales.

1. INTRODUCTION

Significant amount of observations of hydrogen assisted damage in iron- and nickel-base alloys implies that hydrogen affected fracture is a plasticity enhanced phenomenon [1-3]. Depending on the particular circumstances, e.g., on hydrogen content in metal, temperature, etc., fracture proceeds apparently by microcracks opening either *transversely* to blocked shear planes (*t*-cracks), or by *longitudinal* separation of intense slip bands (*l*-cracks) localised along characteristic slip traces [3-6], as shown in Fig. 1. Interactions of dislocations in slip bands immersed in macroscopic external stress field σ_{xx}^* , σ_{yy}^* and τ_{xy}^* (Fig. 1) are supposed to be responsible for the background mechanism of these manifestations.

The objective of this work is to develop mathematically the model for elucidation of related dislocation reactions towards a better understanding of hydrogen effects on materials. The model to be presented below was inspired by the previous studies [7,8] which involved dislocation core in analysis of fracture micromechanisms.

2. MODEL BACKGROUNDS

Apart from hydrogen effects, it is now commonly recognised that (micro)plastic shear is a necessary prerequisite and an inevitable attribute of fracture in crystalline solids which have favourable density and mobility of dislocations, such as the majority of metals and alloys. Under sufficiently fine examination this seems to be always observable, even in rather brittle macroscopic manifestations of fracture [2,9].

The dislocational nature of the microscopic *deformation-and-fracture* event has been well proved and has received ample theoretical elaboration [10]. Evolution of dense dislocation arrays in stress fields was shown to be the common way of nucleation and growth (at least, initial) of microcracks. Peculiarities of the particular array configuration —e.g., if it is a Stroh-shape blocked plain pileup or a Cottrell-type couple of two intersecting ones or other [9,10]— have minor importance. With independence of specific array structures, interaction of closely spaced dislocations and their coalescence produce cleavage microcracks in unrelaxed pileups.

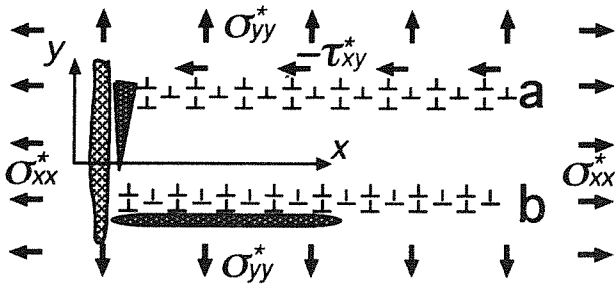


Fig. 1. Two modes of microcracking in unrelaxed coarse slip bands blocked at an impenetrable obstacle (a — *t*-cleavage, b — *l*-separation)

Minute analysis of a dislocations [11,12] revealed that, apart from the leading term of its stress field responsible for interaction between dislocations at long distance r with the force $F \propto r^{-1}$, there is a series of the opposite sign terms which dominate the short range components of the force as $F \propto -r^{-(2i+1)}$ ($i = 1, \dots$). The latter ones are due to the dislocation core effects and are quite essential for interaction of closely spaced dislocations, breakdown of interatomic bonds and nucleation of dislocational cracks in pileups [7,12]. This implies the key role of a dislocation core in the initiation of microscopic fracture processes.

Drastic effects of hydrogen on mechanical behaviour of metals are habitual for certain macroscopically averaged hydrogen content, e.g., in BCC ferrous alloys, about few ppm by weight [13] which corresponds to 10^{-5} — 10^{-4} in atomic fractions H/Fe [14]. This should argue the incredible impact of each hydrogen atom on metal lattice as far as it must be of enormous intensity and long span to be able to cause observable macroscopic effects, if hydrogen is assumed to be uniformly distributed in metal. Meanwhile, more precise studies proved that nearly all the hydrogen in metal at moderate temperatures $T \lesssim 400$ K segregates on dislocations [15], namely, in their adjacent Cottrell clouds and in cores, where its atomic concentration can exceed unity [15,16]. This saturation level seems to be able to induce significant changes in the dislocation core.

Combination of the last notion and the previous one on the role of dislocation cores in microfracture implies the auspicious way to explanation of mechanisms of hydrogen assisted damage. To follow it, advancement of dislocation models of fracture is desired with attention to the dislocation core. Moreover, stress field produced by plain edge dislocation has no tensile component $\sigma_{yy} \neq 0$ able to facilitate cracking along its own glide plane (*l*-cleavage) as is depicted in Fig. 2 in accordance with known formulae for stresses [17]

$$\begin{aligned} \sigma_{xx} &= -Mby \frac{3x^2 + y^2}{r^4}, & \sigma_{yy} &= Mby \frac{x^2 - y^2}{r^4}, \\ \tau_{xy} &= Mbx \frac{x^2 - y^2}{r^4} & \left(M &= \frac{E}{4\pi(1 - \mu^2)} \right) \end{aligned} \quad (1)$$

where $r^2 = x^2 + y^2$, b is the length of the Burgers vector of a dislocation, E is the Young modulus, μ is the Poisson coefficient, and Cartesian coordinates x and y are fixed as in Fig. 2. Only dislocation cores can provide tensile stresses to promote *l*-cleavage in slip plane of a single pileup [8], which makes their incorporation not only advantageous but necessary to analyse this mode of fracture in a slip band.

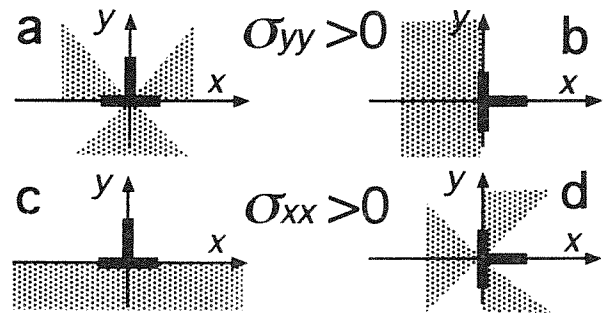


Fig. 2. Stress-fields of edge dislocations (a, b — stress σ_{yy} , c,d — stress σ_{xx}). Areas of positive (tensile) stresses are shadowed and on borders between sectors the correspondent stresses are zero.

Hirth [8] analysed stress concentration from core fields in the Stroh-type blocked pileup of edge dislocations assuming the cores to be the centres of dilatation. They give rise only to tensile stress components of each dislocation, in particular, to $\sigma_{yy} \propto r^{-2}$, and thus can not affect neither interaction between dislocations being carried through shear stress component τ_{xy} nor dislocation spacing and their coalescence in arrays to form crack nuclei, consequently. To fill in this deficiency the mechanistic model [7,12] served well where the core was treated as a V-shape wedge cavity (Fig. 3a) represented by a distribution in a domain $-h \leq y \leq 0$ (i.e., h being the core size) of infinitesimal dislocations with density $\eta(y)$ so that its width is

$$u(y) = \int_{-h}^y \eta(\xi) d\xi \quad (2)$$

and opposite faces attract each other as atomic planes in crystal do with the interatomic force intensity $g = g(u)$, Fig. 3a. In addition, the preservation condition for Burgers vector must be obeyed:

$$\int_{-h}^0 \eta(\xi) d\xi = b \quad (3)$$

This model quantitatively agrees with more refined physical studies and is able to explicate the way how the Stroh-type *t*-crack arises in a pileup, including the role of hydrogen (cf. [7,12,14]). To adopt the model for consideration of the *l*-cracking in a pileup it is natural to introduce there the carrier of this sort of cleavage as it has been done for the *t*-one, i.e., to consider a T-shape dislocation core as in Fig. 3b. It is represented by the same *t*-part (2) and (3) together with the *l*-component of a core given by a density of infinitesimal dislocations $\zeta(x)$ at $-a \leq x \leq a$ so that the *l*-opening is

$$v(x) = \int_{-a}^x \zeta(\xi) d\xi \quad (4)$$

with the complementary condition of Burgers vector preservation

$$\int_{-a}^a \zeta(\xi) d\xi = 0 \quad (5)$$

Again, according to common approach of cohesive forces, the opposite faces of this core element attract each other with the intensity $g = g(v)$, see Fig. 3b.

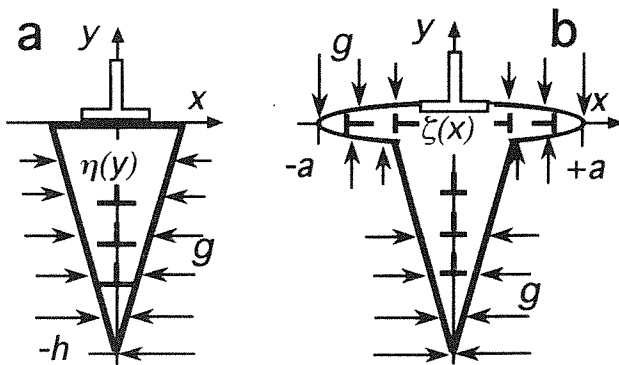


Fig. 3. Cohesive-forces models of the core of an edge dislocation: (a) — the V-shape wedge-like core; (b) — the triple wedge T-shape one.

The relation between traction g and separation δ between core faces, $g = g(\delta)$, is specified by the maximum attraction $g_m = \max_{\delta} g(\delta)$ corresponding to the ideal lattice strength and by the span of interatomic forces efficacy δ_c , so that

$$g(\delta) = 0 \text{ when } \delta \geq \delta_c \quad (6)$$

In general, these two parameters are the functions of hydrogen content in a core C^* :

$$g_m = g_m(C^*) \text{ and } \delta_c = \delta_c(C^*) \quad (7)$$

With this core model the two types of potential cleavage in a pileup may be studied as is used to do in fracture mechanics of cohesive cracks. The criterion of crack initiation will spring from the limit equilibrium of the whole dislocational configuration which bears all the forces: external resolved stresses and interactions between pileup constituents (cf. [7,12]).

Apparently a common attribute of hydrogen affected fracture is that it happens by localisation of plastic strain, also promoted by hydrogen, when slip bands become extremely coarse and widely spaced [6]. In average, these bands of the width H_B are supposed to be formed by the N -floors heap of identical plain

pileups of n dislocations in each one (Fig. 4a), so that cumulative Burgers vector of a band is $B = nNb$. Coarsening of shear especially favours the l -cleavage in the bottom-floor slip line of the shear band because at $y = 0$ a cumulative non-zero tensile stress σ_{yy} acts (cf. Fig. 2a) from a closely adjacent body B_B of dislocations of a remainder pileups situated above, i.e., at $y > 0$. Slip localisation urges pull apart of the planes of atoms along this single pileup of a heap.

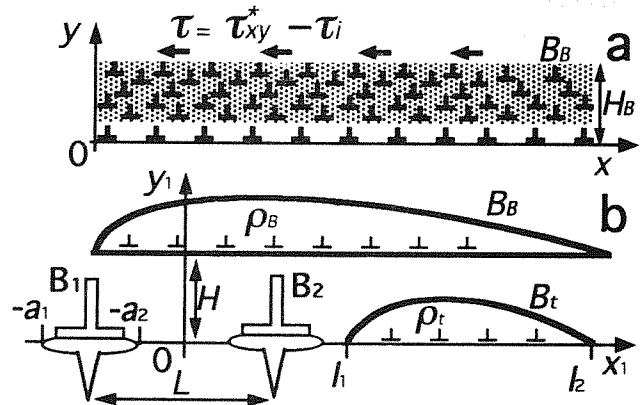


Fig. 4. The scheme (a) and the basic model (b) of a coarse shear band as a scene for development t - and l -decohesion cracking. The assemblage B_B of the upper-floor pileups of a band is shadowed in (a).

From previous analyses of stress fields and dislocation interactions in arrays (cf. [7-10,12]) it may be assumed that in the band under consideration the stress concentration from all its dislocations is the most severe just in the vicinity of the head of the bottom pileup. In addition, the head dislocations B_1 and B_2 separated by the distance L (Fig. 4b) are the most closely spaced in the whole set, so that the core interactions are there the strongest whereas the role of the remainder dislocations is dominated by their long-range stress fields according to equations (1) for each one. Thus, the only two dislocations B_1 and B_2 are worthy of minute treatment with attention to their cores whereas consideration of all the others as the classical elastic ones will be a proper approximation to the analysis of cleavage nucleation. These ordinary dislocations form two arrays: the super-array B_B which comprises the main body of the band, and the tail B_t of the bottom pileup (Fig. 4b).

3. BASIC EQUATIONS

To evaluate interactions and equilibrium in the shear band, the two arrays B_t and B_B of ordinary elastic dislocations are described by continuous dislocation densities, correspondingly, $\rho_t(x)$ and $\rho_B(x)$ situated along certain portions $l_1 \leq x \leq l_2$ and $0 \leq x \leq L_B$ of their slip lines $y = 0$ and $y = H$, where L_B is the length and H is the effective width of the shear band. These densities are constrained to preserve the cumulative Burgers vectors of the arrays as follows:

$$\int_{l_1}^{l_2} \rho_t(x) dx = B_t \quad (B_t = (n - 2)b \approx nb \text{ at } n \gg 1) \quad (8)$$

$$\int_0^{L_B} \rho_B(x) dx = B_B \quad (B_B = n(N - 1)b \approx nNb \text{ at } N \gg 1) \quad (9)$$

The exact configurations of these arrays are to be found from the equations of equilibrium of dislocations under glide forces defined by the cumulative shear stress τ_{xy} [17]. They are as follows (cf. [7,12]):

$$\int_{l_1}^{l_2} \frac{\rho_t(\xi)}{\xi - x} d\xi = \frac{b}{x} + \frac{b}{x - L} + \int_0^{L_B} \rho_B(\xi)(x - \xi) \frac{(x - \xi)^2 - H^2}{[(x - \xi)^2 + H^2]^2} d\xi - \frac{\tau}{M} \quad (10)$$

$$\int_0^{L_B} \frac{\rho_B(\xi)}{\xi - x} d\xi = bx \frac{x^2 - H^2}{[x^2 + H^2]^2} + b(x - L) \frac{(x - L)^2 - H^2}{[(x - L)^2 + H^2]^2} + \int_{l_1}^{l_2} \rho_t(\xi)(x - \xi) \frac{(x - \xi)^2 - H^2}{[(x - \xi)^2 + H^2]^2} d\xi - \frac{\tau}{M} \quad (11)$$

where resolved shear stress $\tau = \tau_{xy}^* - \tau_i$ accounts for lattice resistance (friction) against dislocation glide τ_i .

The structure of the core of each dislocation B_i ($i = 1, 2$) is not frozen but depends on stress field in the dislocation site taking there the equilibrium configuration of densities $\eta(y)$ and $\zeta(x)$ under cumulative stresses, correspondingly, σ_{xx} and σ_{yy} , opposed by lattice cohesive forces $g(u)$ and $g(v)$. Following the same route as in previous studies of the t -cleavage in a single pileup [7,12], two cores of B_i are supposed to be identical and symmetrical with respect to the axis y_1 of new coordinate system (x_1, y_1) with the origin pinned at $x = L/2, y = 0$ (Fig. 4b). Then, the cores B_1 and B_2 occupy the intervals $[-a_1, -a_2]$ and $[a_2, a_1]$ of the x_1 -axis, correspondingly. It is convenient to continue analysis in this new coordinates. Because the spacing L is small comparing with all other characteristic dimensions of the shear band (i.e., H, L_B, l_1 and l_2), this shift of coordinate system may cause only insignificant alterations of the equations describing the heavy components of the shear band. For this reason we do not discriminate below between the two coordinate systems while considering the long-range stress fields.

Closeness of B_1 and B_2 allows one to neglect the x -variation of stress field in the region of their location assuming it to be approximately the same as at $x = 0$. Then, for the t -cleavage components of both cores the equation of equilibrium may be derived as it was done before [7,12], calculating the stresses $\sigma_{xx}(x=0, y)$ on the wedge faces from all constituents of the band, i.e., long-range stress on the core B_i from its neighbour B_j ($i, j = 1$ or $2, i \neq j$), pileup tail B_t and band body B_B , and from the l -cleavage component $\zeta(x)$ of the core itself, sequentially. Equilibrating them with external stress σ_{xx}^* and cohesive forces $g(u)$ gives:

$$\int_{-h}^0 \frac{\eta(\xi)}{\xi - y} d\xi = by \frac{3L^2 + y^2}{[L^2 + y^2]^2} + \int_{l_1}^{l_2} \rho_t(\xi) \frac{3\xi^2 + y^2}{[\xi^2 + y^2]^2} d\xi + \int_0^{L_B} \rho_B(\xi) \frac{3\xi^2 + (y - H)^2}{[\xi^2 + (y - H)^2]^2} d\xi + \int_{-a_2}^{-a_1} \zeta(\xi) \frac{\xi(y^2 - \xi^2)}{[\xi^2 + y^2]^2} d\xi + \frac{g(u) - \sigma_{xx}^*}{M} \quad (12)$$

Using the same technique, the equilibrium equation for the l -pulled portion of the i -th core comprises the $\sigma_{yy}(x, y=0)$ stresses from the symmetric counterpart of the j -th one, from its own t -cleavage part represented by the density $\eta(y)$, the long-range stress of the super-pileup B_B (the tail B_t does not contribute to σ_{yy} stress), and the external field component σ_{yy}^* , all them opposed by the cohesive force intensity $g(v)$. Explicitly this yields the following:

$$\int_{-a_1}^{-a_2} \zeta(\xi) \left[\frac{1}{\xi - x} - \frac{1}{\xi + x} \right] d\xi = \int_{-h}^0 \xi \eta(\xi) \frac{(x + L/2)^2 - \xi^2}{[(x + L/2)^2 + \xi^2]^2} d\xi + \int_0^{L_B} \rho_B(\xi) \frac{\xi^2 - H^2}{[\xi^2 + H^2]^2} d\xi + \frac{g(u) - \sigma_{yy}^*}{M} \quad (13)$$

Finally, to close the system of equations describing the structure of the localised shear band the equation to define equilibrium position of the dislocation B_2 , i.e., the spacing L between B_1 and B_2 , must be derived. It consists of the forces of interaction of the element B_2

with B_1 , B_t , and B_B , summarising which we have the following:

$$\begin{aligned}
 & L \int_{-h}^0 \int_{-h}^0 \eta(\xi) \eta(y) \frac{L^2 - (y - \xi)^2}{[L^2 + (y - \xi)^2]^2} d\xi dy + \\
 & + b \int_{l_1}^{l_2} \frac{\rho_t(x)}{L - x} dx + \\
 & + b \int_0^{L_B} \rho_B(x)(L - x) \frac{(L - x)^2 - H^2}{[(L - x)^2 + H^2]^2} dx - \frac{b\tau}{M} = 0
 \end{aligned}
 \tag{14}$$

Singular integral equations (10)-(13) with respect to correspondent densities of infinitesimal dislocations accompanied with equation (14) regarding equilibrium location of the dislocation B_2 , and supplemented with norm conditions (3), (5) and (8), (9) form the closed system of equations to define equilibrium of the slip band and evaluate its stability in external stress field — microfracture criteria— provided the lattice cohesive properties (7) are known as functions of hydrogen content in dislocation core C^* .

4. DISCUSSION

Two possible forms of microfracture nucleation in a shear band are obvious: (i) cleavage of the dislocation B_1 spreading as a brittle cohesive crack along negative y -semiaxis — t -cleavage; (ii) breakthrough of the l -parts of neighbour cores B_1 and B_2 towards each other to produce another brittle cohesive crack of the length $2c \geq (2a_1 + L)$ on the x -axis — l -cleavage or glide plane decohesion. These events are governed by the common criteria of the fracture mechanics of cohesive cracks [10] with account for local stress from all available sources, i.e., dislocations of the shear band.

In addition, the third less evident form of the stability loss exists in the pileup: instability of the position, firstly, of the dislocation B_2 , and afterwards of the whole tail B_t so that they drop down to the pileup head B_1 and coalesce there producing a superdislocation with Burgers vector $B_c \gg B_1 + B_2 = 2b$, probably up to $B_c = B_t$ [7,12]. The opposite faces of this superdislocation do not attract each other and it really forms the wedge-like brittle crack. The origin of this instability is in the interaction of the closely spaced dislocations B_1 and B_2 with account for the role of their cores. Namely, the first integral-term in equation (14) represents the force $F(B_1, B_2)$ between two dislocations. Applying Taylor's series expansion with respect to $|(y - \xi)/L| \leq h/L < 1$ to the integrand this force can be calculated as follows:

$$F(B_1 B_2) = \frac{Mb^2}{L} \left[1 - \right.$$

$$\begin{aligned}
 & - \frac{3}{L^2} \int_{-h}^0 \int_{-h}^0 F(\eta(\xi)\eta(y)(\xi - y)^2; b^2) dy d\xi - \\
 & \left. - O\left(\frac{h^4}{L^4}\right) \right]
 \end{aligned}
 \tag{15}$$

Positive force corresponds here to repulsive interaction of dislocations B_1 and B_2 . As distinct from the classical formula of dislocations theory, in (15) appears the term in brackets which reflects the role of cores. These latter give rise to attraction of dislocations which dominates at short distance L between them. In general, the cores attraction is controlled by the their structures, mainly by correspondent densities $\eta(y)$, which, in turn, depend on stresses in dislocations location produced by external forces and adjacent elements of the shear band.

Therefore, in addition to the two mentioned above fracture mechanics-type criteria, the following condition of the limit of the stable equilibrium of the shear band must be evaluated, too:

$$\frac{\partial F(B_1 B_2)}{\partial L} = 0
 \tag{16}$$

The criterion (16) determines nucleation of t -cleavage in single Stroh-type pileup which occupies unique slip line because the alternative criterion of cohesive crack extension is more difficult to fulfil [7,12]. This is unlikely to be changed with respect to t -crack in a shear band, too. What about initiation of the l -cleavage, it also seems to be less probable in single pileup due to insufficient tensile stress concentration. However, in a localised intense shear band the opposite may happen, i.e., l -cleavage may be easier. The main reason for this is that the body B_B produces tensile stress, roughly, $\sigma_{yy} \sim MB_B/H$ (cf. formulae (1)) which promotes slip band decohesion. Beside, shear stresses produced by B_B on the bottom pileup at $y = 0$ may be unfavourable for t -cleavage in accordance with instability criterion (16) as far as they push the tail B_t away from the pileup head and thus assist repulsion of the dislocations B_1 and B_2 . Although, this repulsion of B_2 may compete with attractive action on this dislocation of the very head portion of the body B_B , i.e., of its density $\rho_B(x)$, situated at $0 \leq x \leq x_0 < L$, $y = H$, if the "cap" of its negative stress τ_{xy} covered the location of the element B_2 . This probability, and finally, the possibility of t -cleavage, increases with rising of the ratio of H/L , i.e., for more thicker shear bands (less localised plasticity). On contrary, narrowing of the shear bands, e.g., due to hydrogen, promotes l -cleavage.

The central idea of the presented model concerning the role of hydrogen associates microfracture facilitation with diminishing of lattice cohesion properties (decohesion) just in dislocation cores, cf. (7). The effect of hydrogen on decrease of interatomic forces in metal now is well grounded (cf. [12]). On the other hand, lattice friction stress τ_i also was confirmed to depend strongly on interatomic potential [18], which surely

affects the whole structure of the core, i.e., relations between its t - and l -components, and the Peierls one [17] not taken into account herein as apparently less relevant directly. This way by which the core-decohesive action of hydrogen can provoke shear localisation [6] is the predecessor for decohesion fracture itself, and promotes the l -cleavage in shear band, in particular, through narrowing of the band width H . On the other hand, apparent increase of lattice friction due to pinning dislocation to hydrogen [6] amplifies even more the susceptibility to l -cleavage as it follows from the presented model because greater τ_i prevents the external stress τ_{xy}^* to bring dislocations of the blocked arrays more close and nucleate the wedge-like t -crack. All that suggests interactive roles of hydrogen in both shear localisation and cleavage, the two having their origins in hydrogenous disturbance of interatomic potential just in dislocation cores. However, to assess the effective contribution of these anticipated influences of hydrogen on deformation and fracture needs further quantitative elaboration of the dislocation model of shear band evolution.

5. CONCLUSIONS

A dislocation model is developed towards elucidation of underlying mechanisms of hydrogen induced fracture. The earlier discrete-continuum model of Stroh-type cracking going transversely to slip plane of blocked array of edge dislocations is advanced to make it possible the consideration of the shear plane separation, too. The interactions of dislocations in a narrow shear band containing a number of plain arrays are considered with attention to the dislocation cores role. This latter is shown to be essential for microfracture initiation in dense dislocation configurations. Accounting for the effect of hydrogen on interatomic potential in a dislocation core which must be strong because of segregation of hydrogen on dislocations, this provides a reasonable description of mechanism of hydrogen affected fracture (embrittlement) as a plasticity-related phenomenon. Further development of the proposed model, expectedly, will allow establishing correlations between hydrogen effect on material and microstructural parameters such as grain size or inclusions spacing, slip band width and localisation (spacing).

Acknowledgements

This work was funded by the Spanish DGICYT (Grant UE94-001) and Xunta de Galicia (Grants XUGA 11801A93 and XUGA 11801B95). One of the authors (VKh) is also indebted to the Spanish DGICYT (Grant SAB95-0122) for supporting his stay as a visiting scientist at the University of La Coruña.

REFERENCES

- [1] Beachem, C.D., "A new model for hydrogen assisted cracking (hydrogen "embrittlement")", *Met. Trans.*, **4**, pp. 437-451 (1973).
- [2] Thompson, A.W., and Bernstein, I.M., "The role of plastic fracture processes in hydrogen embrittlement". In: *Advances in Research on the Strength and Fracture of Materials (ICF 4, Waterloo, 1978)*. Vol. 2A. Pergamon Press, Oxford, pp. 249-254, (1978).
- [3] Hicks P.D., and Altstetter, C.J., "Hydrogen-enhanced cracking of superalloys", *Met. Trans.*, **A23**, pp. 237-249 (1992).
- [4] Takeda Y., and McMahon C.J., "Strain controlled vs. stress controlled hydrogen induced fracture in a quenched and tempered steel", *Met. Trans.*, **A12**, pp. 1255-1266 (1981).
- [5] Tabata, T., and Birnbaum, H., "Direct observation of hydrogen enhanced crack propagation in iron", *Scr. Met.*, **18**, pp. 231-236 (1984).
- [6] Altstetter C., and Abraham, D., "Model for plasticity enhanced decohesion fracture". In: *Hydrogen Effect on Behavior of Materials: Moran, 1994*.
- [7] Kharin, V., "Nucleation and growth of microcracks: An improved dislocational model and implications for ductile/brittle behaviour analysis". In: *Defect Assessment in Components — Fundamentals and Applications (ESIS/EGF9, Ed. by J.G.Blaue and K.-H.Schwalbe)*. Mech. Eng. Publ., London, pp. 489-500 (1991).
- [8] Hirth, J.P., "Crack nucleation in glide plane decohesion and shear band separation", *Scr. Met.*, **28**, pp. 703-707 (1993).
- [9] Averbach, B.L., "Some physical aspects of fracture". In: *Fracture: An Advanced Treatise (Ed. by H.Liebowitz)*. Vol. 1 (Russian Edition). Mir, Moscow, pp. 471-504 (1973).
- [10] Lawn, B.R., and Wilshaw, T.R. *Fracture of Brittle Solids*. Cambridge Univ. Press (1975).
- [11] Sinclair, J.E., "Improved atomistic model of a bcc dislocation core", *J. Appl. Phys.*, **42**, pp. 5321-5329 (1971).
- [12] Panasyuk, V.V., Andreikiv, A.Ye., and Kharin, V.S., "The nucleation and growth of cracks created by blocked dislocation arrays", *Soviet Materials Science*, **21**(2), pp. 5-16 (1985).
- [13] Farrell, K., and Quarrell, A.G., "Hydrogen embrittlement of ultra-high-tensile steel", *J. Iron Steel Inst.*, **202**, pp. 1002-1011 (1964).
- [14] Panasyuk, V.V., Andreikiv, A.Ye., and Kharin, V.S., "Model of crack growth in deformed metals under the action of hydrogen", *Soviet Materials Science*, **23**, pp. 111-124 (1987).
- [15] Hirth, J.P., and Carnahan, B., "Hydrogen adsorption at dislocations and cracks in Fe", *Acta Met.*, **26**, pp. 1795-1803 (1978).
- [16] Heady, R.B., "Hydrogen embrittlement and hydrogen-dislocation interactions", *Corrosion*, **34**, pp. 303-306 (1978).
- [17] Weertman, J., and Weertman J.R. *Elementary dislocation Theory*. The Macmillan Co., New York (1966).
- [18] Frakas, D., and Rodrigues, P.L., "Embedded atom study of dislocation core structure in Fe", *Scr. Met.*, **30**, pp. 921-925 (1994).

MODELIZACION ANALITICA DE LA RESPUESTA FRENTE A IMPACTO DE BLINDAJES CERAMICA-ALUMINIO

R. Zaera ⁽¹⁾, V. Sánchez-Gálvez ⁽²⁾

(1) Dpto. de Ingeniería. Escuela Politécnica Superior. Universidad Carlos III de Madrid. C/Butarque 15, 28911-Leganés, Madrid. Tfno: (91) 624 99 20. Fax: (91) 624 94 30.

(2) Dpto. Ciencia de Materiales. E.T.S. Ingenieros de Caminos, Canales y Puertos. Universidad Politécnica de Madrid. Ciudad Universitaria. 28040 Madrid. Tfno: (91) 336 66 79. Fax: (91) 336 66 80.

Resumen. En los últimos años se ha acentuado en las distintas fuerzas armadas la tendencia a reforzar el blindaje de sus vehículos blindados ligeros. En este sentido han ido cobrando importancia los blindajes "add-on", entre los que destacan por su efectividad los formados por una losa cerámica respaldada por una placa de aluminio. La optimización de este tipo de blindajes puede enfocarse de tres maneras diferentes. La primera de ellas es experimental y presenta el inconveniente de su alto costo siendo por contra la más precisa de las tres. La segunda es la simulación numérica que tiene frente a la anterior las ventajas de su aceptable fiabilidad y de un costo más reducido. Sin embargo, cada cálculo requiere de tiempos de ejecución excesivamente altos. El tercer método consiste en crear un modelo analítico sencillo que permita resolver cada problema en unos pocos segundos en un ordenador personal. Por descontado, la precisión de este último método es menor que la de los dos anteriores, pero permite realizar gran cantidad de cálculos en poco tiempo, ofreciendo una herramienta de gran valor para el diseño. En este artículo se presentan los resultados de un modelo analítico para el análisis balístico de blindajes cerámica-metal sometido al impacto de proyectiles de medio calibre. El modelo ha sido desarrollado a partir de datos obtenidos de pruebas reales de fuego mediante radiografía ultrarrápida.

Abstract. In the last years an increasing interest is observed in the armies of different countries to increase the protection of existing infantry fighting vehicles (IFV) by means of add-on armours. Among the different possibilities to improve the ballistic protection of IFV armours, the utilization of ceramic tiles backed by aluminium plates is being considered as an optimum solution. Design optimization of add-on armours may be carried out by empirical methods, which are obviously the most reliable approaches although they are expensive. It can also be performed by numerical methods, using commercial hydrocodes, but this approach used to be very time consuming. Finally, the third approach is the development of analytical models to simulate the impact phenomenon and obtain solutions of the differential equations by introducing simplifying assumptions. This approach has the advantage of achieving optimised designs in a very short time with the simple help of a PC or even a hand calculator. On the other hand, its validity is limited by the accuracy of the assumptions. This paper presents a new analytical model development to simulate ballistic impact of medium caliber projectiles on ceramic-metal add-on armours. The model has been checked with data of residual mass and residual velocity of real fire tests.

1. INTRODUCCION

La protección de personas, estructuras, armas y vehículos frente a los efectos del impacto de proyectiles ha sido siempre objeto de cuidadoso estudio. La utilidad de determinados sistemas depende fundamentalmente de su habilidad para resistir cargas impulsivas. Aunque es en el campo Militar donde más importancia ha tenido el problema de la protección frente a impacto, también en otras ramas de la Ingeniería existen dispositivos que presentan un serio riesgo de ser dañados por el impacto a alta velocidad de objetos pertenecientes al propio sistema o exteriores a él; el recinto interior de una

separadora centrífuga, la carcasa interior de una turbina de aviación o el casco de una nave aeroespacial son claros ejemplos de componentes estructurales que deben proporcionar una eficiente protección ante eventuales cargas impulsivas para evitar que el daño causado por el impacto afecte al resto del sistema y lo deje fuera de servicio.

Las características del sistema que se pretende proteger influyen decisivamente en el diseño del blindaje. En la protección de obras de fortificación o de edificios, el peso no es un factor determinante en la elección del blindaje. En estos casos es frecuente la utilización de

materiales de bajo costo que permiten compensar con espesores generosos sus pobres o moderadas propiedades resistentes. El uso de sacos de arena en fortificaciones militares o de muros, paneles y losas de hormigón de gran potencia en refugios militares, garitas de vigilancia y cubiertas de reactores nucleares constituyen ejemplos de blindajes en los que su elevado peso no resta eficacia a los sistema que pretenden proteger.

No obstante ésta no es la situación más frecuente con que se encuentra el técnico responsable de diseñar un blindaje. El *peso* es uno de los factores que más importancia tiene en el diseño de la coraza que deberá resistir los impactos, ya que la mayor parte de los sistemas en los que es necesaria la protección frente a cargas impulsivas -vehículos y aeronaves militares y personal de los cuerpos de defensa y seguridad- se caracterizan por ser *móviles*. En este contexto cobra interés el desarrollo de los *blindajes ligeros*, cuya importancia ha ido creciendo acompañada de un considerable incremento en la variedad de materiales utilizados para su fabricación y de los diseños ideados para conseguir una mayor protección.

Con la introducción de los materiales cerámicos en la protección balística desde principios de los años 60 se dió un salto cuantitativo en la disminución del peso de los blindajes. La idea de *unir dos materiales*, uno de elevada dureza situado en la cara exterior de la placa y encargado de "romper" la punta del proyectil y otro de mayor ductilidad situado detrás del primero y capaz de absorber la energía cinética del proyectil por deformación plástica permite reducir hasta un 60 % la densidad areal del blindaje respecto de los aceros utilizados habitualmente en este tipo de aplicaciones (Ogorkiewicz [1]). Así surgen los *blindajes mixtos cerámica-metal*, cuya estructura se muestra en la figura 1.

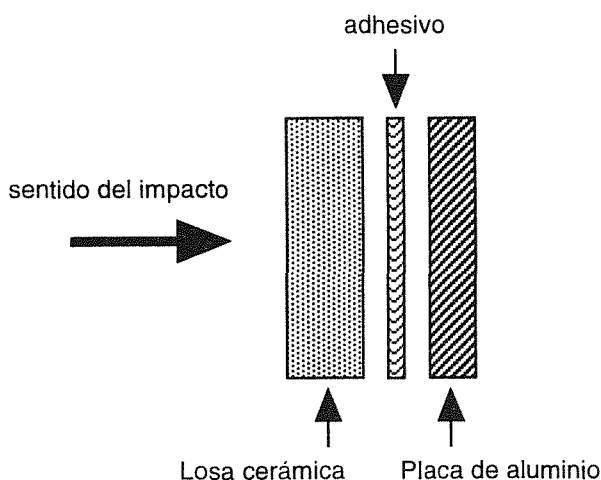


Figura 1. Esquema del blindaje cerámica/aluminio.

Aunque los blindajes cerámica-metal se han utilizado en la protección de cabinas de aviones y helicópteros militares (Ogorkiewicz et al. [2]) su estudio está ligado al desarrollo de los vehículos blindados ligeros. Este tipo de vehículos se ha convertido durante los últimos decenios en un elemento indispensable para los cuerpos de Infantería de los ejércitos occidentales y está diseñado para transportar de 8 a 10 soldados cuya tarea debe ser la de cooperar con los carros de combate en el mismo campo de batalla, por lo que deben disponer de un grado de movilidad y protección similar al de éstos. El blindaje cerámica-metal se dispone sobre el blindaje principal del vehículo -que hace las veces de estructura- en forma de pequeños paneles fácilmente sustituibles en caso de daño.

La amenaza característica de estos vehículos es el proyectil perforante disparado por las ametralladoras pesadas, formados por un núcleo duro de acero o wolframio que alcanza a la salida del cañon velocidades de entre 800 y 1300 m/s; su energía cinética oscila entre los 15.000 y los 150.000 julio. En la figura 2 podemos observar la sección de uno de estos proyectiles perforantes.

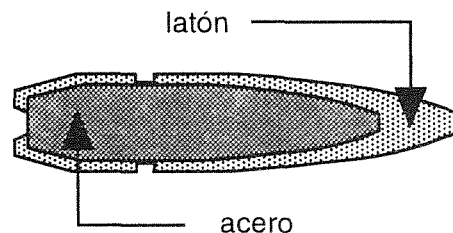


Figura 2. Sección del proyectil 12,70 mm AP OTAN (tamaño real).

2. DISEÑO DE BLINDAJES CERAMICA METAL

El diseño de este tipo de blindajes es una actividad muy compleja para la que se requieren diferentes herramientas de diseño. Entre ellas, los *métodos empíricos* son obviamente los que más seguridad ofrecen y por ello han sido los más utilizados en el pasado, pero presentan la desventaja de ser válidos exclusivamente para el sistema proyectil-blindaje ensayado; cualquier modificación en el sistema requiere la repetición del ensayo. Un acercamiento alternativo consiste en la utilización de *métodos numéricos* -elementos finitos o diferencias finitas-, que permiten simular correctamente el proceso de penetración del proyectil en el blindaje cerámica-metal. Sin embargo, los programas numéricos adecuados para este tipo de simulaciones requieren de las ecuaciones constitutivas a *altas velocidades de deformación* de los materiales involucrados; estas ecuaciones se desconocen en la mayoría de los casos y es necesario introducir una serie de parámetros que deben ser ajustados para la correcta

caracterización del material. Por otra parte, la simulación numérica de un caso de impacto es muy costosa en tiempo, por lo que el número de sistemas proyectil-blindaje analizados no puede ser muy elevado.

Los *métodos analíticos* para la simulación de impactos se muestran como una herramienta de gran utilidad en el diseño de blindajes por su rapidez y sencillez de manejo, además de proveer una detallada información acerca del proceso de penetración. La caracterización de los materiales en estos modelos se suele expresar mediante ecuaciones sencillas y a través de parámetros de fácil determinación experimental tales como el módulo elástico, la resistencia a compresión o la deformación de rotura. Las ecuaciones utilizadas en mecánica se simplifican considerablemente al introducir hipótesis derivadas del análisis del comportamiento global del fenómeno. La principal desventaja de estos métodos respecto de los numéricos es obviamente la menor fidelidad en la aproximación a los resultados experimentales.

Hasta la fecha sólo se han propuesto tres modelos analíticos que simulen el impacto sobre blindajes cerámica-metal (Woodward [3], den Reijer [4], Zaera et al. [5]). Todos estos modelos son unidimensionales y consideran el impacto normal contra una losa de material cerámico respaldada por una placa metálica de un proyectil metálico cilíndrico de características similares a las del 7,62 AP OTAN, munición característica del fusil utilizado durante la última época por los ejércitos del bloque occidental.

El modelo propuesto por los autores del presente artículo permite simular el impacto de proyectiles de mayor calibre y características similares a los disparados por las ametralladoras pesadas. Se contempla también la posibilidad de resolver impactos oblicuos (Fig. 3) mediante la utilización de una Regla de Equivalencia Balística (REB).

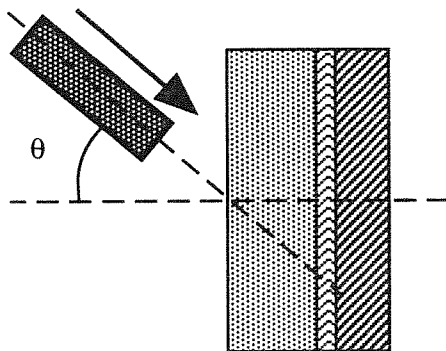


Figura 3. Impacto con θ grados de oblicuidad (según criterio OTAN).

El problema oblicuo se transforma en un problema normal equivalente a través de una serie de conversiones realizadas sobre los distintos parámetros que definen el caso de impacto. Una vez determinado el nuevo problema, se resuelve mediante el modelo analítico disponible para impacto normal.

3. DESCRIPCION DEL MODELO.

Primera fase: fragmentación de la cerámica.

Las radiografías obtenidas durante el impacto del proyectil sobre el blindaje cerámica-aluminio muestran que durante los primeros microsegundos la losa cerámica permanece casi intacta, mientras que la deflexión de la placa de metal es despreciable. La cerámica intacta es muy rígida y por tanto la presión transmitida a la placa es pequeña. Durante esta primera fase se asume en el modelo que la placa de aluminio no sufre deformación alguna. Se adopta la ecuación de Tate [6] y Alekseevski [7] para representar el proceso de penetración en la cerámica intacta:

$$Y_p + \frac{1}{2} \rho_p (v-u)^2 = Y_c + \frac{1}{2} \rho_c u^2 \quad (1)$$

donde Y_p es el límite elástico del proyectil, Y_c la resistencia a compresión de la cerámica confinada, ρ_p y ρ_c las densidades de proyectil y cerámica, v la velocidad del proyectil y u la velocidad de penetración. La ecuación (1) es una corrección de la ecuación de Bernouilli para velocidades de impacto por debajo de los 2 km/s, para las cuales las propiedades resistentes de los materiales deben ser tenidas en cuenta. En un trabajo posterior Tate [8] apuntó la necesidad de tomar para Y_p un valor de $1.7 \sigma_p$, siendo σ_p el límite elástico del proyectil, para conseguir una mejor aproximación a los resultados experimentales.

La resistencia a compresión de la cerámica Y_c se toma como tres veces la resistencia a compresión del material. Hauver et al. [9] han calculado en un reciente trabajo la historia de la resistencia de la cerámica durante la penetración a alta velocidad de proyectiles en blancos de cerámica, obteniendo valores iniciales de entre 5 y 10 GPa para alúmina del 99,5 % de pureza y de entre 5 y 8 GPa para alúmina del 90 % de pureza. Por lo tanto, durante esta fase Y_c es mayor que Y_p para todas las cerámicas avanzadas que se han estudiado y existen dos rangos de velocidades de impacto separadas por una velocidad límite v_{lim} dada por la ecuación (2) por debajo de la cual no existe penetración ($u = 0$). Este es el caso del impacto del proyectil 12,70 mm perforante cuyo núcleo está formado por acero. Para el proyectil 20 mm perforante subcalibrado, cuyo núcleo es de wolframio, v_{lim} es inferior a la velocidad de impacto y la ecuación (1) da una velocidad de penetración positiva.

$$v_{lim} = \sqrt{\frac{2(Y_c - Y_p)}{\rho_p}} \quad (2)$$

Como es sabido, la onda de compresión generada en la cerámica por el impacto viaja a través de la cerámica y al alcanzar el extremo posterior producen una deflexión en la losa cuyo resultado es la aparición de tracciones en sentido circunferencial (Fig. 4). estas tracciones provocan una fisuración radial de la losa cerámica que se va propagando como un frente de fractura a una velocidad muy inferior a la de las ondas elásticas (Hornemann [10]). En este modelo se toma para la propagación del frente la quinta parte de la velocidad de las ondas elásticas en el medio, igual al valor adoptado por otros autores (den Reijer [4]). La primera fase se da por concluida cuando las fisuras radiales alcanzan la punta del proyectil.

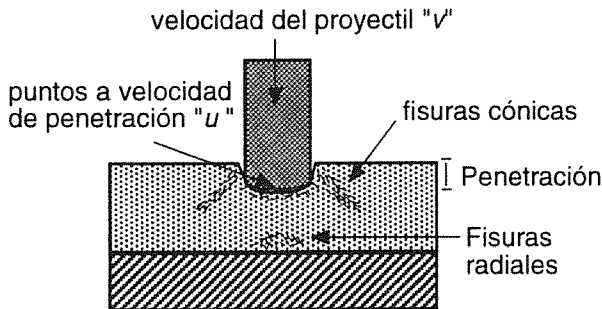


Figura 4. Propagación de las fisuras en la cerámica.

Segunda fase: penetración en la cerámica fracturada.

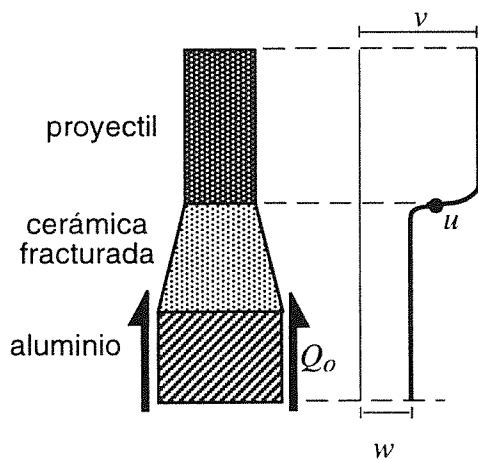


Figura 5. Sistema proyectil-blindaje en la fase 2.

Si siguiendo las ideas del modelo propuesto por den Reijer se asume que durante esta segunda fase la erosión del proyectil continúa mientras que un conoide de material cerámico fracturado comienza a moverse junta con un cilindro de la placa de aluminio. El estudio de pruebas de fuego con proyectiles de medio calibre muestra que

la deformación del blindaje está mucho más concentrada cerca del eje del impacto que en las predicciones del modelo de den Reijer, donde se toma un conoide de 65° de semiángulo en el eje. En el presente modelo se considera que el conoide tiene un ángulo mucho más reducido. En la figura 5 se muestra el conjunto proyectil, conoide de cerámica fracturada y placa metálica; a la derecha del dibujo aparece el campo de velocidades adoptado. La fuerza resistente por unidad de longitud en la placa metálica se considera igual a

$$Q_0 = h_b \tau_{yb} \quad (3)$$

donde τ_{yb} es el límite elástico a cortante del metal y h_b el espesor de la placa. En cuanto a la resistencia a compresión de la cerámica, se toma para esta segunda fase un valor inferior al de la cerámica intacta. Se aplican ecuaciones de variación del momento lineal sobre el proyectil y sobre el conjunto cerámica-aluminio.

La segunda fase concluye cuando finaliza la erosión del proyectil ($v = u$) o cuando la cerámica deja de erosionarse ($u = w$). Igualmente se da por concluida cuando la punta del proyectil contacta con la placa metálica; en este momento, el proyectil "empuja" el tapón de aluminio hacia delante.

Tercera fase: el proyectil empuja el blindaje.

Durante esta fase no existe erosión de proyectil o de cerámica y por lo tanto la discontinuidad de velocidades entre proyectil y blindaje no puede ser resuelta a través de la velocidad de penetración u . Se asume que el proyectil transmite su momento lineal al blindaje a través de una onda que se propaga a velocidad absoluta v . La figura 6 ilustra el perfil de velocidades durante la tercera fase.

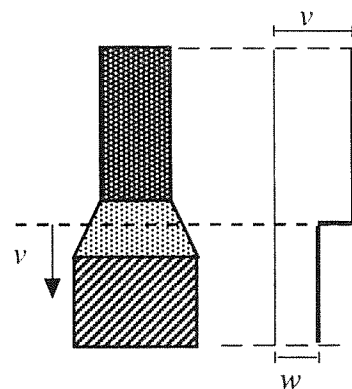


Figura 6. Sistema proyectil-blindaje en la fase 3.

La tercera fase finaliza cuando todo el sistema alcanza la misma velocidad, bien porque v y w se igualan o

porque la onda alcanza la parte posterior de la placa metálica.

4. RESULTADOS.

La validación del modelo se ha realizado comparando los resultados con pruebas de fuego de proyectiles de calibre medio -12,70 AP, 20 APDS, 25 APDS y 30 APDS- sobre paneles de cerámica -se utilizaron tres tipos diferentes, alúmina 95 %, alúmina 99,5 % y nitruro de aluminio- respaldados por aluminio 6082-T6. Durante cada impacto se obtuvieron cuatro radiografías cuyo análisis posterior permitió determinar las velocidades y longitudes residuales de los proyectiles después de atravesar el blindaje. Una descripción más detallada de este dispositivo experimental, diseñado por el Centro de I+D de la empresa Santa Bárbara se puede obtener en la referencia [11].

En las figuras 7 y 8 aparecen comparados los resultados experimentales y analíticos para diversos casos de impacto normal de un proyectil 20 APDS contra blindajes de alúmina 95 % y aluminio. Este proyectil tiene una velocidad a la salida del cañon de 1250 m/s y una longitud de 36 mm. La longitud residual del proyectil viene condicionada fundamentalmente por el espesor de cerámica utilizado en el blindaje ya que es este material el encargado de erosionar la punta del proyectil. En la velocidad residual tiene influencia el espesor total de la placa: la cerámica en cuanto que la reducción de longitud del proyectil favorece la deceleración de éste y el aluminio por ser el material capaz de absorber su energía cinética.

En las figuras 9 y 10 se muestran las velocidades residuales de varios casos de impacto de proyectiles 20 APDS contra blindajes de alúmina 99,5 % y aluminio. La primera corresponde a impactos oblicuos a 50° y la segunda a impactos oblicuos a 60°.

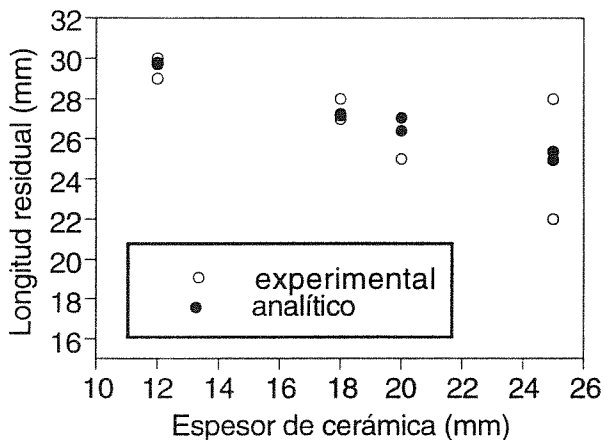


Figura 7. Longitudes residuales para 20 APDS contra blindajes de alúmina 95 % y aluminio 6082.

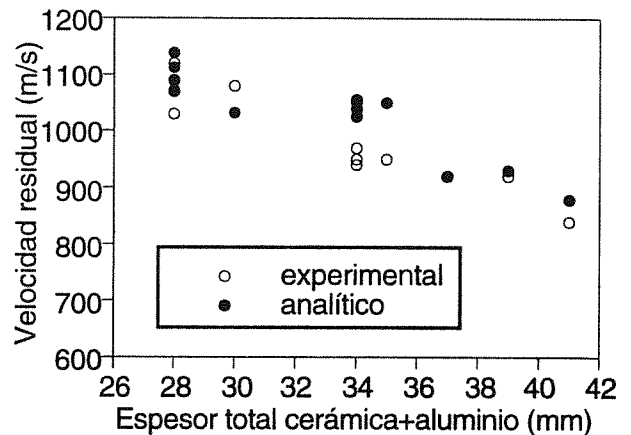


Figura 8. Velocidades residuales para 20 APDS contra blindajes de alúmina 95 % y aluminio 6082.

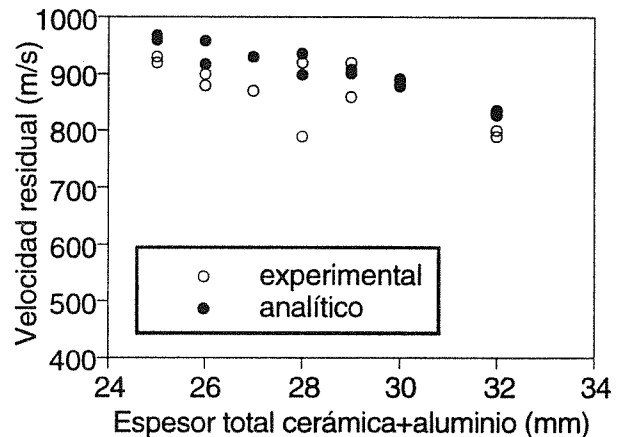


Figura 9. Velocidades residuales para 20 APDS contra blindajes de alúmina 99,5 % y aluminio 6082. Impacto oblicuo a 50° OTAN.

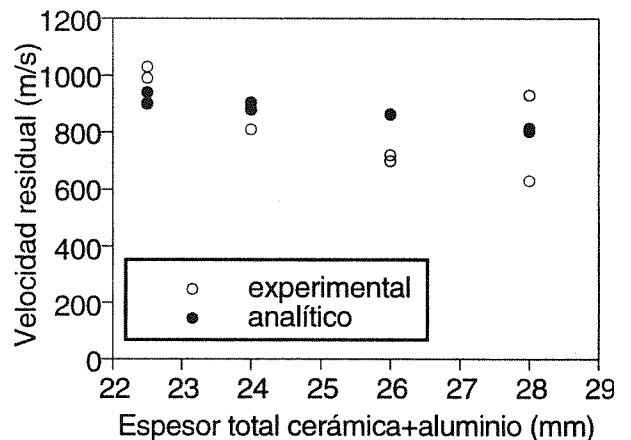


Figura 10. Velocidades residuales para 20 APDS contra blindajes de alúmina 99,5 % y aluminio 6082. Impacto oblicuo a 60° OTAN.

Dentro de la dispersión propia de todo ensayo de estas características, las predicciones del modelo presentado se muestran suficientemente aproximadas, confirmando la validez del modelo para simular el impacto de proyectiles de medio calibre contra blindajes cerámica-aluminio.

5. AGRADECIMIENTOS.

Los autores desean expresar su agradecimiento al Departamento de Investigación y Desarrollo de la Empresa Santa Bárbara (Madrid) por la realización de las pruebas de fuego y la obtención de las radiografías.

6. REFERENCIAS.

- [1] Ogorkiewickz R. M., "Development of Lightweight Armour Systems", Proceedings Lightweight Armour System Symposium, Royal Military College of Science, Cranfield (1995).
- [2] Ogorkiewicz R. M., Willis J., "Aluminium Armour for Fighting Vehicles", 1983, Military Technology, Vol. 9, (1983).
- [3] R. L. Woodward, "A simple one-dimensional approach to modelling ceramic composite armour defeat", Int. Journal Impact Engn., Vol. 9, n° 4, pp. 455-474, (1990).
- [4] P. C. den Reijer, "Impact on Ceramic Faced Armour", Ph. D. Thesis Delft, University of Technology Delft, The Netherlands, (1991).
- [5] Zaera R., Cortés R., Briales C., Martínez M. A., Sánchez-Gálvez V., "Modelo Analítico para la simulación de la Rotura de Blindajes Cerámica-Metal sometidos a Impacto de Proyectiles", Anales de Mecánica de la Fractura, Vol. 12, pp 67-72, La Coruña, España, (1995).
- [6] Tate, A. "A theory for the deceleration of long rods after impact". J. Mech. Phys. Solids 15, 387-399 (1967).
- [7] Alekseevski, V.P. "Penetration of a rod into a target at high velocity". Combustion, Explosion and Shock Waves 2, 63-66 (traducción del ruso) Faraday Press, New York (1966).
- [8] Tate A. "Long rod penetration models. Part I and Part II". J. Mech. Sci. 28(9), 535-548 and 599-612 (1986).
- [9] Hauver, G.E., Netherwood, P.H., Benck, R.F., Gooch, W.A., Perciballi, W.J. and Burkins, M.S. "Variation of target resistance during long-rod penetration into ceramics". 13th. Int. Symp. on Ballistics, Estocolmo, Suecia, 257-264 (1992).
- [10] Hornemann et al. "Experimental investigation of wave and fracture propagation in glass slabs loaded by steel cylinders at high impact velocities". 3rd. Conf. of Mech. Properties at High Strain Rates, Oxford, England (1984).
- [11] Briales, C., Cortés, R., Zaera, R., Martínez, M.A. and Sánchez-Gálvez, V. "An experimental and numerical study on the impact of ballistic projectiles onto ceramic/metal armours". 15th. Int. Symp. on Ballistics, Jerusalem, Israel (1995).

RAMIFICACIÓN DE GRIETAS EN MATERIALES ANISÓTROPOS

C. Blanco, J.M. Martínez Esnaola y J.M. Bastero

Escuela Superior de Ingenieros Industriales de San Sebastián, Universidad de Navarra,
P. Manuel Lardizábal 13, 20009 San Sebastián

y

Centro de Estudios e Investigaciones Técnicas de Guipúzcoa (CEIT),
P. Manuel Lardizábal 15, 20009 San Sebastián

Resumen. Se analiza el problema de la determinación del tipo de singularidad de las tensiones en un entorno del punto de ramificación de una grieta acodada en un material anisótropo. Partiendo de la solución de Stroh [1] para una dislocación en un medio infinito, se modelizan la grieta principal y la rama como distribuciones continuas de dislocaciones, las cuales se suponen singulares en el punto de ramificación, con tipo de singularidad desconocido, aunque más suave que para las puntas de la grieta. Aplicando la transformada de Mellin se obtiene un sistema funcional de seis ecuaciones con seis incógnitas que permite deducir el tipo de singularidad. Los resultados de este análisis se comparan con las soluciones disponibles para algunas geometrías y modelos materiales particulares (entallas agudas en materiales isótropos) que pueden resolverse como casos límite de la formulación general. Se presentan resultados para la situación general de una grieta acodada en un medio infinito anisótropo, que muestran la influencia de parámetros geométricos y del material.

Abstract. The stress singularity at the apex of a kinked crack in an anisotropic material is studied. The starting point is the solution of Stroh [1] for a dislocation in an anisotropic material. The crack and the branch are modelled as continuous distributions of such dislocations, which are assumed to be singular at the apex, the kind of singularity being unknown and weaker than at the crack tip. The Mellin transform is used to obtain a system of simultaneous functional equations that permits to find the kind of singularity. Results are presented to compare the present analysis with existing solutions for some particular geometries and materials models such as isotropic sharp angular notches. For the general anisotropic case, results are presented showing the influence of geometric and material parameters.

1. INTRODUCCIÓN

Se analiza el problema de la singularidad en las tensiones en un entorno del punto de ramificación de una grieta acodada en un material anisótropo. El problema es tridimensional aunque se supone que los campos de desplazamientos dependen únicamente de dos componentes $-u_k = u_k(x_1, x_2)$.

En la sección 2, partiendo de la solución de Stroh [1] para una dislocación en un material anisótropo, se modeliza la grieta acodada como una distribución continua de dichas dislocaciones. Aplicando la transformada de Mellin, se obtiene un sistema funcional del que se deduce una ecuación para la obtención del tipo de singularidad de las tensiones en los puntos próximos al codo de la grieta.

En la sección 3 se comparan los resultados obtenidos mediante este método con algunas geometrías, como puntas de entallas agudas, donde el comportamiento de las tensiones es análogo al que se estudia en este trabajo. Se presentan también resultados para el caso de anisotropía.

2. ESTUDIO ASINTÓTICO DE LA SINGULARIDAD DE LAS TENSIONES EN EL PUNTO DE RAMIFICACIÓN DE UNA GRIETA ACODADA.

2.1. Planteamiento del problema

Se considera un sistema de referencia (O, x, y) en el cual la grieta principal yace sobre el plano $y = 0$, el origen de coordenadas coincide con el punto de ramificación, y la recta sobre la que yace la rama forma

un ángulo ϕ con el eje Ox (Fig. 1). En las proximidades del punto de ramificación, el campo de tensiones es singular, aunque la singularidad es más débil que en las puntas de la grieta, es decir, se verifica (Bogy [2])

$$\sigma_{ij}(r, \theta) \approx r^{-\lambda} \quad (r \rightarrow 0, -\pi < \theta < \phi) \quad (1)$$

con $0 < \lambda < 1/2$, y donde (r, θ) representan las coordenadas polares con el punto de ramificación como polo y eje polar el eje de abscisas.

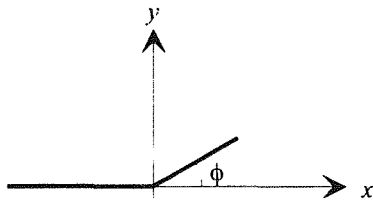


Fig. 1. Grieta acodada.

Se trata, por tanto, de hallar el valor de λ para una grieta acodada situada en un material anisótropo cualquiera, con ángulo grieta-rama y longitudes de ambas arbitrarias.

Las longitudes de la grieta y la rama no influyen en el tipo de singularidad de las tensiones, puesto que se están considerando únicamente los puntos infinitamente próximos al codo. Debido a este hecho, se considerará que ambas son semi-infinitas, lo que simplifica notablemente la formulación del problema.

2.2. Desarrollo analítico

Aplicando al sistema de referencia anterior un giro de ángulo ϕ en sentido antihorario, se obtiene un nuevo sistema (O, x', y') (Fig. 2). Aunque se está considerando una grieta acodada infinita con dos ramas semi-infinitas, para facilitar la notación, y por analogía con el problema real a resolver, se llamará *grieta* a la rama situada sobre el semieje Ox negativo y *rama* a la situada sobre el semieje Ox' positivo

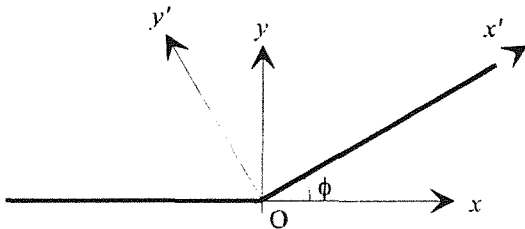


Fig. 2. Sistemas de referencia.

La solución de tensiones para una dislocación situada en un medio anisótropo infinito viene dada por las ecuaciones (Stroh [1])

$$\sigma_{11}(x, y) = \frac{-1}{4\pi} \sum_{\alpha} L_{i\alpha} M_{ij} p_{\alpha} \frac{d_j}{z_{\alpha} - \zeta_{\alpha}} + C.C. \quad (2)$$

$$\sigma_{12}(x, y) = \frac{1}{4\pi} \sum_{\alpha} L_{i\alpha} M_{ij} \frac{d_j}{z_{\alpha} - \zeta_{\alpha}} + C.C.$$

donde C.C. denota el complejo conjugado de la expresión que le precede y se aplica el convenio de la suma para los índices latinos. Las magnitudes p_{α} , $L_{i\alpha}$, M_{ij} , z_{α} , ζ_{α} y d_j son las designadas con los mismos nombres en el trabajo de Stroh [1]. Las tres primeras son constantes que dependen del material, z_{α} designa la posición del punto, ζ_{α} la posición de la dislocación y d_j es la componente j -ésima del vector de Burgers.

Se modeliza la grieta acodada como una distribución continua de dislocaciones, que se designarán f_j si se encuentran sobre la grieta, y g_j si están sobre la rama. Así pues, el campo de tensiones debido al apilamiento de dichas dislocaciones vendrá dado por las ecuaciones

$$\sigma_{11}(x, y) = \frac{-1}{4\pi} \sum_{\alpha} L_{i\alpha} M_{ij} p_{\alpha} \left\{ \int_{-\infty}^0 \frac{f_j(\zeta)}{z_{\alpha} - \zeta_{\alpha}(\zeta)} d\zeta + \int_0^{\infty} \frac{g_j(\eta)}{z_{\alpha} - \zeta_{\alpha}(\eta)} d\eta \right\} + C.C. \quad (3.a)$$

$$\sigma_{12}(x, y) = \frac{1}{4\pi} \sum_{\alpha} L_{i\alpha} M_{ij} \left\{ \int_{-\infty}^0 \frac{f_j(\zeta)}{z_{\alpha} - \zeta_{\alpha}(\zeta)} d\zeta + \int_0^{\infty} \frac{g_j(\eta)}{z_{\alpha} - \zeta_{\alpha}(\eta)} d\eta \right\} + C.C. \quad (3.b)$$

Las funciones f_j y g_j se espera que sean singulares en el origen por lo que se pueden expresar

$$f_j(\zeta) = \frac{F_j(\zeta)}{(-\zeta)^{\lambda}} \quad \text{y} \quad g_j(\eta) = \frac{G_j(\eta)}{\eta^{\lambda}} \quad (4)$$

con $F(\zeta)$ y $G(\eta)$ regulares.

Las tracciones sobre los labios de la grieta acodada deben ser nulas, de lo que se deducen las ecuaciones

$$-t_i(x) = \frac{1}{4\pi} \sum_{\alpha} L_{i\alpha} M_{ij} \left\{ \int_{-\infty}^0 \frac{f_j(\zeta)}{x - \zeta} d\zeta + \int_0^{\infty} \frac{g_j(\eta)}{x - \eta \tau_{\alpha}} d\eta \right\} + C.C. \quad (x < 0) \quad (5.a)$$

$$-t'_k(x') = \frac{l_{ki}}{4\pi} \sum_{\alpha} L_{i\alpha} M_{ij} \tau_{\alpha} \left\{ \int_{-\infty}^0 \frac{f_j(\zeta)}{x' - \tau_{\alpha} - \zeta} d\zeta + \frac{1}{\tau_{\alpha}} \int_0^{\infty} \frac{g_j(\eta)}{x' - \eta} d\eta \right\} + C.C. \quad (x' > 0) \quad (5.b)$$

donde

$$\tau_\alpha = \cos \phi + p_\alpha \text{sen } \phi \tag{6}$$

$$t_i(x) = t_{i2}(x,0) \tag{7}$$

$$t'_k(x') = t'_{k2}(x',0) \tag{8}$$

con t_{ij} y t'_{ij} los tensores de tensiones en el medio sin agrietar en los sistemas de referencia (O, x, y) y (O, x', y') respectivamente. La matriz l_{ki} es la matriz del cambio de coordenadas.

Efectuando algunos cambios de variable, las ecuaciones (5. a.b) se pueden escribir

$$t_i^*(x_1) = \frac{1}{4\pi} \sum_\alpha L_{i\alpha} M_{\alpha j} \left\{ - \int_0^\infty \frac{f_j^*(\zeta)}{x_1 - \zeta} d\zeta - \int_0^\infty \frac{g_j(\eta)}{x_1 + \eta \tau_\alpha} d\eta \right\} + C.C. \quad (x_1 > 0) \tag{9.a}$$

$$t'_k(x') = \frac{l_{ki}}{4\pi} \sum_\alpha L_{i\alpha} M_{\alpha j} \tau_\alpha \left\{ \int_0^\infty \frac{f_j^*(\zeta)}{x' \tau_\alpha + \zeta} d\zeta + \frac{1}{\tau_\alpha} \int_0^\infty \frac{g_j(\eta)}{x' - \eta} d\eta \right\} + C.C. \quad (x' > 0) \tag{9.b}$$

con

$$t_i^*(x_1) = -t_i(-x_1) \tag{10}$$

$$t'_k(x') = -t'_k(x') \tag{11}$$

$$f_j^*(\zeta) = f_j(-\zeta). \tag{12}$$

Aplicando la transformada de Mellin a las ecuaciones (9. a.b), y tras algunas operaciones se obtiene

$$\begin{aligned} \tilde{t}_i^*(s) = & \frac{1}{4\pi} \sum_\alpha L_{i\alpha} M_{\alpha j} \left\{ - \int_0^\infty f_j^*(\zeta) \zeta^{s-1} d\zeta \int_0^\infty \frac{r^{s-1}}{r-1} dr \right. \\ & \left. - \int_0^\infty g_j(\eta) \eta^{s-1} d\eta \int_0^\infty \frac{r^{s-1}}{r + \tau_\alpha} dr \right\} \\ & + \frac{1}{4\pi} \sum_\alpha \bar{L}_{i\alpha} \bar{M}_{\alpha j} \left\{ - \int_0^\infty f_j^*(\zeta) \zeta^{s-1} d\zeta \int_0^\infty \frac{r^{s-1}}{r-1} dr \right. \\ & \left. - \int_0^\infty g_j(\eta) \eta^{s-1} d\eta \int_0^\infty \frac{r^{s-1}}{r + \bar{\tau}_\alpha} dr \right\} \end{aligned} \tag{13.a}$$

$$\begin{aligned} \tilde{t}'_k(s) = & \frac{l_{ki}}{4\pi} \sum_\alpha L_{i\alpha} M_{\alpha j} \tau_\alpha \left\{ \int_0^\infty f_j^*(\zeta) \zeta^{s-1} d\zeta \int_0^\infty \frac{r^{s-1}}{r\tau_\alpha + 1} dr \right. \\ & \left. + \frac{1}{\tau_\alpha} \int_0^\infty g_j(\eta) \eta^{s-1} d\eta \int_0^\infty \frac{r^{s-1}}{r-1} dr \right\} \\ & + \frac{l_{ki}}{4\pi} \sum_\alpha \bar{L}_{i\alpha} \bar{M}_{\alpha j} \bar{\tau}_\alpha \left\{ \int_0^\infty f_j^*(\zeta) \zeta^{s-1} d\zeta \int_0^\infty \frac{r^{s-1}}{r\bar{\tau}_\alpha + 1} dr \right. \\ & \left. + \frac{1}{\bar{\tau}_\alpha} \int_0^\infty g_j(\eta) \eta^{s-1} d\eta \int_0^\infty \frac{r^{s-1}}{r-1} dr \right\} \end{aligned} \tag{13.b}$$

siendo $\tilde{t}_i^*(s)$ y $\tilde{t}'_k(s)$ las transformadas de Mellin de las funciones $t_i^*(x_1)$ y $t'_k(x')$ respectivamente, es decir,

$$\tilde{t}_i^*(s) = \int_0^\infty x_1^{s-1} t_i^*(x_1) dx_1 \tag{14}$$

$$\tilde{t}'_k(s) = \int_0^\infty x'^{s-1} t'_k(x') dx'. \tag{15}$$

Obsérvese que las integrales que aparecen en el sistema (13) con variable muda r , son todas ellas transformadas de Mellin de ciertas funciones; se puede demostrar (Sneddon [3])

$$\int_0^\infty \frac{r^{s-1}}{r-1} dr = -\pi \cot(\pi s) \quad (0 < \text{Re}(s) < 1) \tag{16}$$

$$\int_0^\infty \frac{r^{s-1}}{r + \tau_\alpha} dr = \pi \tau_\alpha^{s-1} \csc(\pi s) \quad (0 < \text{Re}(s) < 1) \tag{17}$$

$$\int_0^\infty \frac{r^{s-1}}{r\tau_\alpha + 1} dr = \pi \tau_\alpha^{-s} \csc(\pi s) \quad (0 < \text{Re}(s) < 1). \tag{18}$$

Definiendo

$$\hat{f}_j(s) = \int_0^\infty f_j^*(\zeta) \zeta^{s-1} d\zeta \tag{19}$$

$$\hat{g}_j(s) = \int_0^\infty g_j(\eta) \eta^{s-1} d\eta \tag{20}$$

y teniendo en cuenta que las matrices $L_{i\alpha}$ y $M_{\alpha j}$ son matrices inversas, es decir

$$\sum_\alpha L_{i\alpha} M_{\alpha j} = \delta_{ij}. \tag{21}$$

las ecuaciones (13. a.b) se pueden escribir

$$\tilde{t}_i^*(s) = \frac{1}{2} \cot(\pi s) \hat{f}_i(s) - \frac{1}{4} \csc(\pi s) H_{ij}(s-1) \hat{g}_j(s) \tag{22.a}$$

$$\tilde{t}'_k(s) = \frac{l_{ki}}{4} \csc(\pi s) H_{ij}(1-s) \hat{f}_j(s) - \frac{l_{ki}}{2} \cot(\pi s) \hat{g}_i(s) \tag{22.b}$$

con

$$H_{ij}(z) = \sum_\alpha L_{i\alpha} M_{\alpha j} \tau_\alpha^z + \sum_\alpha \bar{L}_{i\alpha} \bar{M}_{\alpha j} \bar{\tau}_\alpha^z. \tag{23}$$

Las ecuaciones (22) constituyen un sistema funcional de seis ecuaciones y seis incógnitas $\hat{f}_j(s)$ y $\hat{g}_j(s)$ con $j = 1, 2, 3$. De forma matricial se puede escribir

$$\mathbf{M}(s)\mathbf{F}(s) = \mathbf{T}(s) \tag{24}$$

siendo

$$\mathbf{M}(s) = \begin{pmatrix} \frac{\cot(\pi s)}{2} \mathbf{I}_{3 \times 3} & -\frac{\csc(\pi s)}{4} H_{ij}(s-1) \\ I_{ki} \frac{\csc(\pi s)}{4} H_{ij}(1-s) & -I_{ki} \frac{\cot(\pi s)}{2} \end{pmatrix} \tag{25}$$

donde $\mathbf{I}_{3 \times 3}$ es la matriz identidad, y $\mathbf{F}(s)$ y $\mathbf{T}(s)$ las matrices columna 6×1

$$\mathbf{F}(s) = \begin{pmatrix} \hat{f}_1(s) \\ \hat{g}_1(s) \end{pmatrix} \tag{26}$$

y

$$\mathbf{T}(s) = \begin{pmatrix} \tilde{t}_i^*(s) \\ \tilde{t}_k^{**}(s) \end{pmatrix} \tag{27}$$

A continuación se estudia el dominio de analiticidad de las funciones que componen dicho sistema funcional.

Teniendo en cuenta las ecuaciones (16-18) y que las funciones $H_{ij}(z)$ son enteras, se puede concluir que los elementos de la matriz del sistema son funciones analíticas en la banda $0 < \text{Re}(s) < 1$.

Por lo que se refiere a la matriz $\mathbf{F}(s)$, teniendo en cuenta las ecuaciones (4), (12) y (19), las funciones $\hat{f}_j(s)$ se pueden expresar

$$\hat{f}_j(s) = \int_0^\infty \frac{F_j(-\zeta)}{\zeta^\lambda} \zeta^{s-1} d\zeta, \tag{28}$$

por lo que son analíticas en el semiplano $\text{Re}(s) > \lambda$. Lo mismo se puede afirmar de las incógnitas $\hat{g}_j(s)$ razonando de modo análogo.

Finalmente se puede afirmar que los elementos de la matriz de términos independientes $\mathbf{T}(s)$ son analíticos en el semiplano $\text{Re}(s) > 0$, puesto que las funciones $t_i^*(x)$ y $t_k^{**}(x')$ que aparecen en las ecuaciones (14) y (15) son regulares.

Multiplicando por la izquierda los dos miembros de (24) por la matriz inversa de $\mathbf{M}(s)$,

$$\mathbf{F}(s) = \mathbf{M}^{-1}(s)\mathbf{T}(s). \tag{29}$$

El hecho de que $\mathbf{T}(s)$ sea analítica en el semiplano $\text{Re}(s) > 0$, y sin embargo $\mathbf{F}(s)$ lo sea únicamente en el semiplano $\text{Re}(s) > \lambda > 0$, indica que la matriz $\mathbf{M}^{-1}(s)$

tiene una singularidad en un punto s_0 con $\text{Re}(s_0) = \lambda$, es decir, la ecuación

$$\det [\mathbf{M}(s)] = 0 \tag{30}$$

tiene una raíz cuya parte real coincide con el parámetro λ que determina el tipo de singularidad de las tensiones en las proximidades del punto de ramificación.

El sistema (24) se resuelve por la regla de Cramer. Si se designa $\Delta(s)$ al determinante de la matriz del sistema, las incógnitas se obtienen como

$$\hat{f}_i(s) = \frac{\Delta_i(s)}{\Delta(s)} \quad \text{y} \quad \hat{g}_i(s) = \frac{\Delta_{i+3}(s)}{\Delta(s)} \quad (i = 1, 2, 3) \tag{31}$$

donde $\Delta_i(s)$ es el determinante de la matriz del sistema en la que se ha sustituido la columna i -ésima por $\mathbf{T}(s)$.

Sustituyendo (20) en (31),

$$\int_0^\infty g_j(\zeta) \zeta^{s-1} d\zeta = \frac{\Delta_{i+3}(s)}{\Delta(s)}, \tag{32}$$

y aplicando el teorema de inversión para la transformada de Mellin,

$$g_j(\zeta) = \frac{1}{2\pi i} \int_{\gamma-i\infty}^{\gamma+i\infty} \frac{\Delta_{i+3}(s)}{\Delta(s)} \zeta^{-s} ds. \quad (\lambda < \gamma < 1). \tag{33}$$

Cerrando el contorno por la izquierda y aplicando el teorema de los residuos, se obtiene

$$g_j(\zeta) = \sum_p \text{Res} \left(\frac{\Delta_{i+3}(s)}{\Delta(s)} \zeta^{-s}, s = s_p \right) = \sum_p \frac{\Delta_{i+3}(s_p)}{\Delta'(s_p)} \zeta^{-s_p} \tag{34}$$

siendo s_p los polos del integrando situados en el semiplano $\text{Re}(s) < \gamma$ y

$$\Delta'(s_p) = \left(\frac{d\Delta(s)}{ds} \right)_{s=s_p} \tag{35}$$

De la ecuación (34) se deduce que

$$g_j(\zeta) \approx \zeta^{-s_0} \quad \text{cuando} \quad \zeta \rightarrow 0 \tag{36}$$

donde s_0 representa el polo con mayor parte real y $\text{Re}(s_0) > 0$.

Para que la solución tenga sentido físico, s_0 tiene que ser real. En caso contrario, el salto en desplazamientos en un punto de la rama x' sería

$$[u_i(x')] = \int_0^{x'} g_i(\eta) d\eta \approx x'^{1-s_0} \tag{37}$$

es decir, si $s_0 = s_1 + is_2$

$$[u_i(x')] \approx x'^{1-s_1} \{ \cos(-s_2 \ln x') + i \operatorname{sen}(-s_2 \ln x') \} \quad (38)$$

lo que sólo tiene sentido cuando $s_2 = 0$.

Esta propiedad no se ha probado analíticamente, pero de hecho en los resultados obtenidos al resolver numéricamente la ecuación (30) se verifica.

Se puede concluir, por tanto, que el parámetro λ que caracteriza la singularidad de las tensiones en las proximidades del punto de ramificación es la raíz de la ecuación (30) de mayor parte real.

3. RESULTADOS

Se presentan a continuación algunos de los resultados obtenidos para el parámetro λ que caracteriza el tipo de singularidad de las tensiones en un entorno del punto de ramificación. La solución de la ecuación (30) se ha obtenido resolviendo numéricamente el sistema de dos ecuaciones y dos incógnitas que se obtiene al igualar a cero la parte real e imaginaria de la función $\det [M(s)]$. Como era de esperar, la solución de mayor parte real puede considerarse un número real, puesto que su parte imaginaria en ningún caso ha superado el valor de 10^{-8} .

Los campos de tensiones y desplazamientos en el entorno de la punta de una entalla aguda, para el caso isótropo son conocidos [4, 5]. Se demuestra que λ es una raíz de la ecuación

$$\operatorname{sen}((1-\lambda)\beta) = \pm(1-\lambda)\operatorname{sen}\beta \quad (39)$$

siendo β el ángulo de la parte material. A diferencia del caso anisótropo, la singularidad es independiente de las constantes elásticas.

En la Tabla 1 se comparan los resultados que obtuvieron Atkinson *et al.* [4] con los obtenidos mediante el método desarrollado en este trabajo, considerando el caso isótropo como un caso límite de anisotropía suave. Cuando $\phi = 0^\circ$, la grieta y la rama están sobre el mismo plano y por tanto la grieta es recta, por lo que en la posición correspondiente al "punto de ramificación" las tensiones no son singulares y se obtiene, para todos los casos, $\lambda = 0$. El otro caso límite corresponde al valor $\phi = 180^\circ$ por el cual la punta de la entalla corresponde al extremo de una grieta y, como era de esperar, se obtiene $\lambda = 1/2$. Aunque no tiene sentido físico considerar este caso para la grieta acodada, se han recogido los resultados obtenidos mediante el análisis anterior.

Tabla 1. Comparación de los valores de λ para el caso isótropo.

ángulo ϕ	Ref [4]	presente trabajo
0°	0.000000	0.0000000
10°	0.099956	0.0999563
20°	0.181304	0.1813043
30°	0.248025	0.2480256
40°	0.302835	0.3028352
50°	0.347730	0.3477306
60°	0.384269	0.3842691
70°	0.413721	0.4137213
80°	0.437161	0.4371607
90°	0.455516	0.4555165
100°	0.469604	0.4696045
110°	0.480146	0.4801459
120°	0.487779	0.4877788
130°	0.493067	0.4930674
140°	0.496510	0.4965097
150°	0.498547	0.4985472
160°	0.499574	0.4995738
170°	0.499947	0.4999472
180°	0.500000	0.5000000

En la Tabla 2 se recogen los resultados obtenidos para λ cuando el material es anisótropo. Las columnas segunda y tercera corresponden a materiales monoclinicos, y la cuarta y quinta a materiales con anisotropía general; las constantes elásticas de dichos materiales se recogen en el anexo.

Tabla 2. Valores de λ para materiales anisótropos.

ángulo ϕ	M-1	M-2	A-1	A-2	Isótropo
0°	0.0000000	0.0000000	0.0000000	0.0000000	0.0000000
5°	0.0503991	0.0451267	0.0558471	0.0761649	0.0526284
10°	0.0964703	0.0869185	0.1042536	0.1410883	0.0999563
15°	0.1391085	0.1261972	0.1462803	0.1949498	0.1426683
20°	0.1788659	0.1635320	0.1839976	0.2400362	0.1813043
30°	0.2505845	0.2335444	0.2524791	0.3147426	0.2480256
40°	0.3114456	0.2971224	0.3124190	0.3688054	0.3028352
50°	0.3601852	0.3514929	0.3612075	0.4041585	0.3477306
60°	0.3969997	0.3937718	0.3981096	0.4272152	0.3842691
70°	0.4239829	0.4241848	0.4249835	0.4430274	0.4137213
80°	0.4438177	0.4455232	0.4445890	0.4545890	0.4371607
90°	0.4587367	0.4608047	0.4592605	0.4635784	0.4555165

Se observa que al variar las constantes del material, el tipo de singularidad varía ligeramente.

4. CONCLUSIONES

Se ha desarrollado un método analítico-numérico para obtener el tipo de singularidad en el punto de ramificación de una grieta acodada en un material anisótropo.

Agadecimientos: C.B. agradece a la Asociación de Amigos de la Universidad de Navarra la beca concedida para la realización de la Tesis Doctoral.

5. REFERENCIAS

- [1] Stroh, A.N. "Dislocations and cracks in anisotropic elasticity". *Philosophical Magazine*, **3**, 625-646 (1958).
- [2] Bogy, D.B. "The plane solution for anisotropic elastic wedges under normal and shear loading", *J. Appl. Mech.* **39**, 1103-1109 (1972).
- [3] Sneddon, I.N. "The use of integral transforms". *Tara McGraw-Hill Publishing Company Ltd. New Delhi*, 1974.
- [4] Atkinson, C., Bastero, J.M. and Martínez Esnaola, J.M. "Stress analysis in sharp angular notches using auxiliary fields", *Engng. Fracture Mech.* **31**, 637-646 (1988).
- [5] Sih, G.C., and Ho, J.W. "Sharp notch fracture strength characterised by critical energy density", *Theoretical and Applied Fracture Mechanics* **16**, 179-214 (1991).

ANEXO: CONSTANTES ELÁSTICAS DE LOS MATERIALES.

M-1. Tartrato de dipotasio: $K_2(C_4H_4O_2)\frac{1}{2}H_2O$

$$\begin{bmatrix} 4.75 & -1.74 & -0.8 & 0 & -0.75 & 0 \\ & 3.53 & -0.62 & 0 & 0.80 & 0 \\ & & 2.40 & 0 & -1.4 & 0 \\ & & & 11.4 & 0 & -0.68 \\ \text{sim} & & & & 10.2 & 0 \\ & & & & & 12.3 \end{bmatrix}$$

M-2. Tiosulfato sódico: $Na_2S_2O_3$.

$$\begin{bmatrix} 5.02 & -3.23 & 0.621 & 0 & 1.52 & 0 \\ & 15.6 & -7.19 & 0 & -18.2 & 0 \\ & & 6.74 & 0 & 11 & 0 \\ & & & 22.3 & 0 & 10 \\ \text{sim} & & & & 32.7 & 0 \\ & & & & & 21.2 \end{bmatrix}$$

Los materiales anisótropos A-1 y A-2 no son reales: se han tomado una matrices simétricas y definido-positiva con elementos arbitrarios.

A-1.

$$\begin{bmatrix} 4.75 & -1.74 & -0.8 & 1 & 2 & -1 \\ & 3.53 & -0.62 & 0 & 0.5 & 0.2 \\ & & 2.4 & 4.3 & 2 & 3.5 \\ & & & 11.4 & -0.68 & 0.8 \\ \text{sim} & & & & 50. & -0.8 \\ & & & & & 30. \end{bmatrix}$$

A-2.

$$\begin{bmatrix} 20.3 & -3.1 & 1.6 & -1 & 4 & 0.8 \\ & 4 & 20 & 1.5 & 2 & -0.1 \\ & & 150.5 & 2 & 10 & 6.2 \\ & & & 1.75 & 1.7 & 5.7 \\ \text{sim} & & & & 9.5 & 4.1 \\ & & & & & 222.2 \end{bmatrix}$$

EL ANALISIS DE DISCONTINUIDAD FUERTE EN LA SIMULACION
DE PROBLEMAS DE MECANICA DE FRACTURA.

J. Oliver, M. Cervera, O. Manzoli

E.T.S. d'Enginyers de Camins, Canals i Ports.
Universitat Politècnica de Catalunya
Gran Capità s/n. Mòdul C-1, 08034 Barcelona, Spain

Resumen. El trabajo presenta el análisis de discontinuidad fuerte como una herramienta que permite relacionar las técnicas de la mecánica de sólidos clásica, y en particular las que se refieren a problemas de localización de deformaciones via ecuaciones constitutivas tensión-deformación, con las técnicas de la mecánica de fractura cohesiva, con el objetivo de disminuir la actual distancia conceptual entre ambos áreas de trabajo. Se establecen los requisitos que deben cumplir las ecuaciones constitutivas standard (tensión-deformación) para que sean consistentes con los campos de deformación no acotados (deltas de Dirac) generados por los desplazamientos discontinuos en la interface de la fractura y se presentan las ecuaciones constitutivas discretas (tensión-salto en la interface) a los que conducen. Finalmente se presenta un ejemplo representativo de aplicación de la metodología desarrollada.

Abstract. The paper deals on the strong discontinuity analysis as a tool that allows to relate the solid mechanics techniques used in strain localization problems via standard (stress-strain) constitutive equations, with the ones of cohesive fracture mechanics, in order to close the present gap between both methodologies. Several requirements on the standard constitutive equations are imposed in order to make them consistent with the unbounded (Dirac's delta) strain fields emerging from the discontinuous displacement fields at the interface, and the corresponding discrete (stress-jump) constitutive equations are derived. A representative example of application of the proposed methodology is also presented.

1. INTRODUCCION

Entendemos por discontinuidades fuertes los saltos en el campo de desplazamientos que aparecen en ciertos procesos de deformación de sólidos, a lo largo de líneas de discontinuidad cuya situación, instante de generación y progresión son desconocidas antes del análisis. El estudio y consideración de dichas discontinuidades han sido tradicionalmente reservados a la disciplina Mecánica de Fractura, mientras que la Mecánica de Medios Continuos, en sentido estricto, se ha dedicado al estudio de procesos de deformación con campos de desplazamientos continuos o, como mucho, con deformaciones o velocidades de deformación discontinuos (ondas de choque). Sin embargo, en la última década se ha dedicado un considerable esfuerzo al estudio, con vistas a su simulación numérica, de procesos de deformación en los que en la fase previa al colapso o rotura aparecen discontinuidades físicas (fisuras, líneas de deslizamiento); son los denominados problemas de localización de deformaciones [2,8] que contemplan la concentración de deformaciones (de magnitud teóricamente infinita) a lo largo de líneas o bandas de discontinuidad.

Dichos métodos, inscritos en un ambiente de Mecánica de Medios Continuos y en los que la deformación es un objeto matemático bien definido, incluso a través de la teórica línea de discontinuidad que se quiere modelar, han adolecido tradicionalmente de dos inconvenientes:

- Un diseño teórico, que está íntimamente conectado al método numérico elegido para la simulación (generalmente el método de los elementos finitos), no del todo riguroso desde el punto de vista matemático y en el que se introducen parámetros, como la denominada longitud característica [6], que derivan más de la intuición ingenieril que del propio análisis teórico.
- Su falta de conexión con la mecánica de fractura, y en particular con los métodos de mecánica de fractura cohesiva.

En este trabajo se introducen los aspectos esenciales del denominado *análisis de discontinuidad fuerte*: un entorno de trabajo, sobre el que se ha profundizado recientemente [1,4,5,7,9-12], destinado a analizar bajo qué condiciones ecuaciones constitutivas *standard* (tensión vs. deformación) cuando son inscritas en un problema clásico de mecánica no lineal de sólidos, conducen a soluciones discontinuas en el campo de desplazamientos y, por tanto, no acotadas en el campo de deformaciones (deltas de Dirac, o distribuciones en lenguaje matemático). Los resultados pueden conectarse íntimamente con la mecánica de fractura cohesiva mediante dos ingredientes:

- La definición de la energía de fractura, como en-

ergía disipada por unidad de superficie en la interface de la discontinuidad.

- Una ecuación constitutiva discreta *tensión-salto*, del tipo de las comúnmente utilizadas en la mecánica de fractura cohesiva [3], que está implícitamente contenida en la ecuación constitutiva standard *tensión-deformación* y que, por tanto, no necesita ser derivada explícitamente.

2. CINEMATICA: CAMPOS DE DESPLAZAMIENTOS DISCONTINUOS

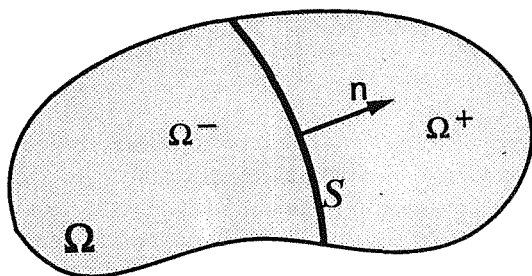


Figura 1. Línea de discontinuidad.

Consideremos un dominio Ω que exhibe una discontinuidad fuerte sobre una línea (superficie en el caso tridimensional) S de normal n la cual divide a Ω en los dominios Ω^+ y Ω^- (ver Fig. 1). El campo de desplazamientos u en un punto material x y en un instante t puede escribirse como:

$$u(x, t) = \bar{u}(x, t) + H_S(x)[[u]](x, t) \quad (2.1)$$

donde \bar{u} corresponde a la parte *regular* (continua) de los desplazamientos, $[[u]]$ al salto en S y H_S es una función de Heaviside ($H_S(x) = 1 \forall x \in \Omega^+$ y $H_S(x) = 0 \forall x \in \Omega^-$, ver Fig.2 para el caso unidimensional). El correspondiente campo de deformaciones puede calcularse como el gradiente simétrico (∇^S) de los desplazamientos:

$$\begin{aligned} \epsilon &= (\nabla u)^S = \underbrace{(\nabla \bar{u})^S + H_S (\nabla [[u]])^S}_{\bar{\epsilon}} + \delta_S ([[u]] \otimes n)^S \\ &= \bar{\epsilon} + \delta_S ([[u]] \otimes n)^S \end{aligned} \quad (2.2)$$

donde el término $\bar{\epsilon}$ recoge la parte regular (como mucho discontinua, pero acotada) de las deformaciones y el término no acotado $\delta_S ([[u]] \otimes n)^S$, contiene una delta de Dirac δ_S , asentada sobre la línea de discontinuidad S , que procede de la derivación del salto $H_S [[u]]$ en la ec.(2.1).

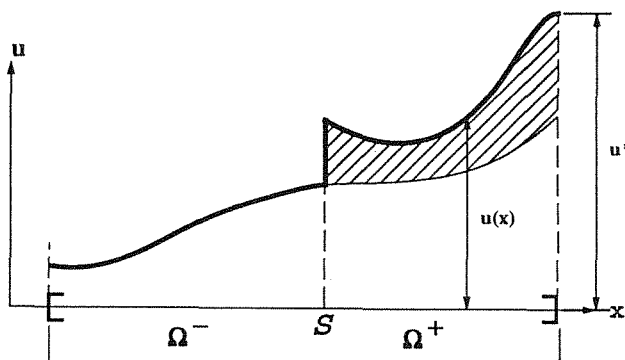
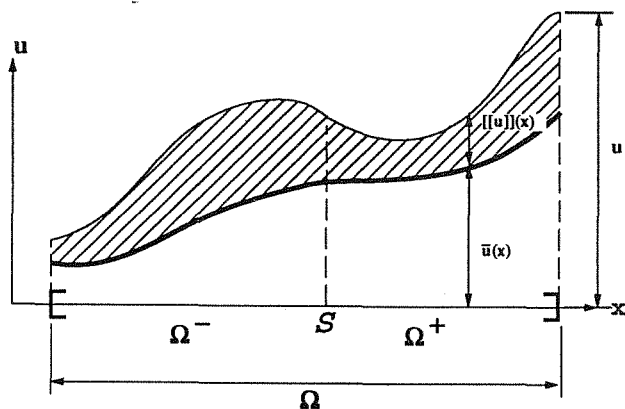


Figura 2. Descomposición cinemática del campo de desplazamientos.

La aparición de deformaciones no acotadas (infinitas) es una característica típica de los problemas de discontinuidades fuertes lo cual, sin embargo, no impide que el análisis pueda ser continuado. Lo que sí establece es que, en sentido matemático estricto, el análisis debe llevarse a cabo no ya en el espacio de funciones regulares sino en el de las distribuciones.

3. ANALISIS DE DISCONTINUIDAD FUERTE: CONDICIONES EN LA ECUACION CONSTITUTIVA

El análisis de discontinuidad fuerte se asienta en tres requerimientos, con claro sentido físico, sobre el campo de tensiones proporcionado por la ecuación constitutiva tensión-deformación:

- El campo de tensiones debe ser *acotado* en todo el sólido incluso en la propia interface de la discontinuidad S donde las deformaciones son de magnitud infinita de acuerdo con la ec.(2.2). La motivación de esta condición procede de la carencia de sentido físico de tensiones infinitas.
- El vector de tracciones $\sigma \cdot n$ debe ser *continuo* a través de la interface de discontinuidad S . Es decir, debe tomar el mismo valor tanto en ambos lados de

la discontinuidad como en la propia interface \mathcal{S} :

$$\sigma_{n+} \cdot \mathbf{n} \Big|_{x \in \mathcal{S}} = \sigma_{n-} \cdot \mathbf{n} \Big|_{x \in \mathcal{S}} = \sigma_s \cdot \mathbf{n} \quad (3.1)$$

La motivación de esta condición procede de las ecuaciones de balance del momento lineal [12].

- La superficie de discontinuidad es una superficie material (una vez determinada \mathcal{S} en toda su longitud, o en parte de ella, su traza se mantiene fija a lo largo del resto del análisis $\implies \dot{\mathbf{n}} = 0$). La normal a la superficie de discontinuidad \mathbf{n} en cada punto de \mathcal{S} queda entonces determinada por el estado tensional en la propia interface en el instante de inicio de la discontinuidad (caracterizado por $[[\mathbf{u}]] = 0$ y $[[\dot{\mathbf{u}}]] \neq 0$)

Consideremos ahora cualquier ecuación constitutiva no caracterizada por una rama elástica inicial a la que sigue una rama cuya pendiente está definida por el denominado *parametro de endurecimiento-ablandamiento* \mathcal{H} ($\mathcal{H} > 0 \implies$ endurecimiento por deformación, $\mathcal{H} < 0 \implies$ ablandamiento por deformación, ver Fig. 3 para el caso unidimensional). Todas las ecuaciones constitutivas usualmente consideradas en la mecánica de sólidos pueden ser incluidas en dicha familia puesto que la rama inicial puede considerarse, en el caso más general, no-lineal con endurecimiento por deformación.

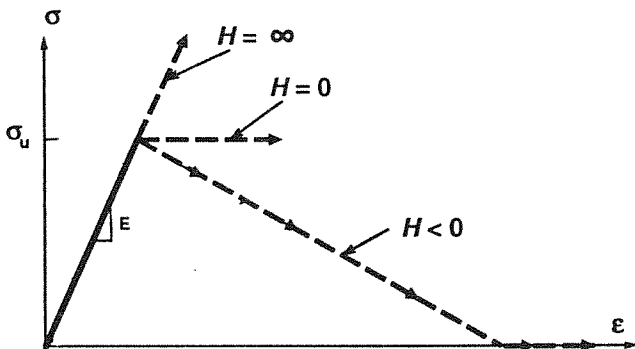


Figura 3. Ecuación constitutiva tensión-deformación para el caso unidimensional.

La aplicación del análisis de discontinuidad fuerte a dichas ecuaciones constitutivas conduce, tras cierta elaboración matemática, a las siguientes conclusiones (ver refs. [7,10] para más detalles):

- a) El parámetro de endurecimiento \mathcal{H} debe ser negativo. Es decir la ecuación constitutiva debe tener ablandamiento por deformación que conduzca, para valores de la deformación suficientemente

grandes, a la total relajación de las tensiones.

- b) La inversa del parámetro de endurecimiento debe ser una delta de Dirac ($1/\mathcal{H} = \delta_S 1/\bar{\mathcal{H}}$, donde $\bar{\mathcal{H}} < 0$ es el denominado *parámetro de ablandamiento intrínseco*). De una forma intuitiva, y con un cierto abuso descriptivo, esta condición establece que la rama de ablandamiento debe tender a ser "casi" horizontal (ver el caso $\mathcal{H} = 0$ en Fig. 3). Como consecuencia directa del carácter distribucional del parámetro de endurecimiento el análisis permite concluir que:

- Fuera de la interface el comportamiento tenso-deformacional del sólido se rige por la parte elástica de la ecuación constitutiva (en el caso más general puede ser no-lineal con endurecimiento).

- En la propia interface, la ecuación constitutiva standard (tensión-deformación) define implícitamente una ecuación constitutiva discreta tensión-salto ($\sigma_s - [[\mathbf{u}]]$) específica del tipo de ecuación constitutiva tensión-deformación que se haya considerado (plasticidad, daño etc.). Aunque dicha ecuación constitutiva discreta puede derivarse explícitamente, si así se desea, el análisis no requiere su conocimiento y puede realizarse trabajando exclusivamente con la ecuación constitutiva tensión-deformación. El apartado 4, se extiende sobre estos aspectos.

- c) La disipación \mathcal{D} tiene en todos los casos la estructura $\mathcal{D} = -\delta_s \alpha/\bar{\mathcal{H}}$ donde $\alpha > 0$ es una función, constante a lo largo de \mathcal{S} , de los parámetros que definen el modelo constitutivo tensión-deformación (módulo de elasticidad, coeficiente de Poisson, límite elástico etc.). Como consecuencia, la energía disipada en un proceso de deformación que conduce a la formación de la discontinuidad en \mathcal{S} y a la relajación total de las tensiones en Ω puede escribirse como:

$$\int_{\Omega} -\delta_s \frac{\alpha}{\bar{\mathcal{H}}} d\Omega = \int_{\mathcal{S}} \underbrace{-\frac{\alpha}{\bar{\mathcal{H}}}}_{G_f} d\Gamma \quad (3.2)$$

El integrando del lado derecho de la ec.(3.2) puede ser inmediatamente interpretado como la energía disipada por unidad de superficie, que es constante a lo largo de la interfase \mathcal{S} , y que, consiguientemente, corresponde a la definición clásica de la energía de fractura G_f .

En consecuencia, la ec.(3.2) conduce a la relación:

$$\bar{\mathcal{H}} = -\frac{\alpha}{G_f} \quad (3.3)$$

que permite interpretar el parámetro intrínseco de ablandamiento $\bar{\mathcal{H}}$ como una propiedad del material inversamente relacionada con la energía de fractura G_f . El carácter negativo de $\bar{\mathcal{H}}$ (ablandamiento

por deformación en la ecuación constitutiva) queda también establecido por el signo de la ec.(3.3).

4. APLICACION A ECUACIONES CONSTITUTIVAS DE DAÑO Y PLASTICIDAD

La metodología presentada anteriormente puede ser aplicada a cualquier familia de ecuaciones constitutivas de las comúnmente utilizadas en Mecánica de Sólidos. Se presentan a continuación dos resultados interesantes a efectos de la modelización de problemas de fractura: la ecuación constitutiva *discreta* (tensión-salto) que se obtiene de la ecuación constitutiva *continua* (tensión-deformación), y el ángulo que define la orientación de la línea de discontinuidad en función del estado de tensiones (o deformaciones) que exista en el instante de inicio de la misma. Dichos resultados, cuya derivación completa puede hallarse en [10], se presentan aquí para dos tipos de ecuaciones constitutivas muy frecuentemente utilizados como son los modelos de daño continuo y plasticidad J2 (ambos para el caso bidimensional).

4.1 Plasticidad J2 (Modelo de Von-Mises)

- *Ecuación constitutiva discreta:*

$$[[\dot{u}]]_n = 0 \quad (4.1)$$

$$[[\dot{u}]]_t = \frac{3}{\mathcal{H}} \dot{\tau}_{nt_s} \quad (4.2)$$

donde $[[u]]_n$ y $[[u]]_t$ son, respectivamente, las componentes del salto en las direcciones normal y tangencial a la línea de discontinuidad y τ_{nt_s} es la tensión tangencial en la interface.

- *Orientación de la línea de discontinuidad:*

El ángulo $\bar{\theta}$ que forma la normal \mathbf{n} con la tensión principal desviadora mayor en $\Omega \setminus S$ ($S_{1_{\Omega \setminus S}}$), viene determinado por dicha tensión y la otra tensión principal desviadora ($S_{2_{\Omega \setminus S}}$) mediante:

$$\tan^2 \bar{\theta} = - \frac{S_{1_{\Omega \setminus S}}}{S_{2_{\Omega \setminus S}}} \Big|_{x \in S} \quad (4.3)$$

La ec.(4.1) establece una característica crucial de los modelos J2 que es que dichos modelos reproducen únicamente saltos de componente tangencial, lo que les hace adecuados para la simulación de líneas de deslizamiento o "slip lines" (fracturas en Modo II en términos de la Mecánica de Fractura) de especial interés, por ejemplo, en mecánica de suelos o en extrusión de metales. La ec.(4.2) define la ecuación constitutiva discreta mediante una relación directa entre el salto tangencial y la tensión tangencial en la interface.

4.2 Modelos de daño continuo

- *Ecuación constitutiva discreta:*

$$\begin{bmatrix} [[u]]_n \\ [[u]]_t \end{bmatrix} = \frac{g_S}{\mathcal{H}} \frac{1}{E} \begin{bmatrix} \frac{(1+\nu)(1-2\nu)}{1-\nu} & 0 \\ 0 & 1+\nu \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \sigma_{nn} \\ \tau_{nt} \end{bmatrix}_S \quad (4.4)$$

donde $[[u]]_n$ y $[[u]]_t$ son las componentes normal y tangencial del salto, g_S es una función de las tensiones, propia del modelo de daño escogido [10], y σ_{nn} y τ_{nt} son las componentes normal y tangencial, respectivamente, del vector de tracciones en la interface. La ec.(4.4) pone de manifiesto que los modelos de daño continuo no tienen ninguna limitación intrínseca para reproducir las dos componentes del salto, pudiendo, por consiguiente, simular fracturas en los Modos I, II y mixto.

- *Orientación de la línea de discontinuidad:*

El ángulo θ que forma la normal \mathbf{n} con el eje x_1 de un sistema arbitrario de ejes cartesianos (x_1, x_2) viene determinado, en función de las componentes de la parte regular del tensor de deformaciones $\bar{\epsilon}_S$ en dicho sistema, como:

$$\theta = \text{atan} \left[\frac{\bar{\epsilon}_{12} \pm \sqrt{(\bar{\epsilon}_{12})^2 - \bar{\epsilon}_{11} \bar{\epsilon}_{22}}}{\bar{\epsilon}_{11}} \right]_S \quad (4.5)$$

5. UN EJEMPLO REPRESENTATIVO

La metodología presentada puede ser introducida de forma relativamente sencilla en cualquier código de análisis por elementos finitos, modificando muy ligeramente las rutinas que tratan con la ecuación constitutiva tensión-deformación y proveyéndolo de elementos específicos que permitan la captura de campos de desplazamientos discontinuos [10]. Inconvenientes típicos de los métodos clásicos para la captura de la localización de deformaciones, como son la dependencia de los resultados del tamaño u orientación de la malla [8], desaparecen por completo. Como ejemplo representativo de aplicación se considera aquí la simulación numérica, utilizando una ecuación constitutiva de daño continuo, de la iniciación y propagación de una fractura en modo I en la probeta entallada de la Fig 4. La fractura se genera en el fondo de la entalla y se propaga a medida que se impone un C.O.D de valor δ . En la Fig. 5 se presentan las isolíneas de desplazamiento, para instantes crecientes del análisis, que se concentran en la banda de elementos que capturan la discontinuidad (de color negro en la figura) indicando la progresión de la fractura. Obsérvese la progresión vertical de la misma como sería esperable. En la Fig. 6 se presenta la malla deformada al final del análisis mostrando la concentración (localización) de deformaciones en la banda de elementos que captura la fractura. Finalmente, en la Fig. 7 se presenta

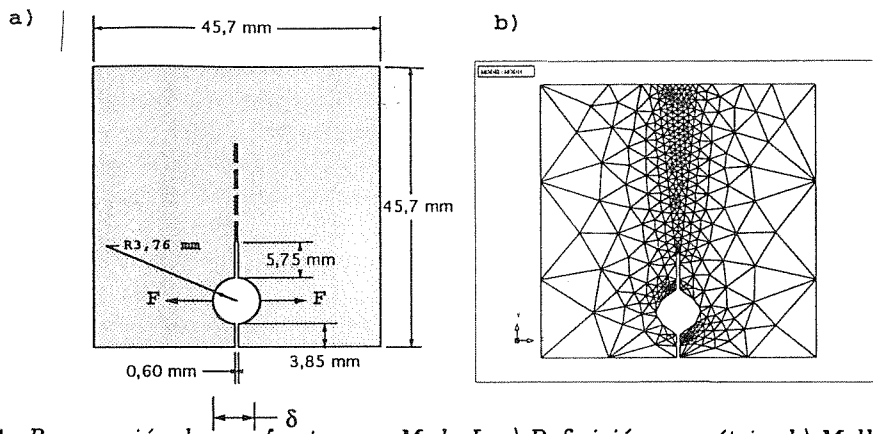


Figura 4. Propagación de una fractura en Modo I: a) Definición geométrica b) Malla de elementos finitos.

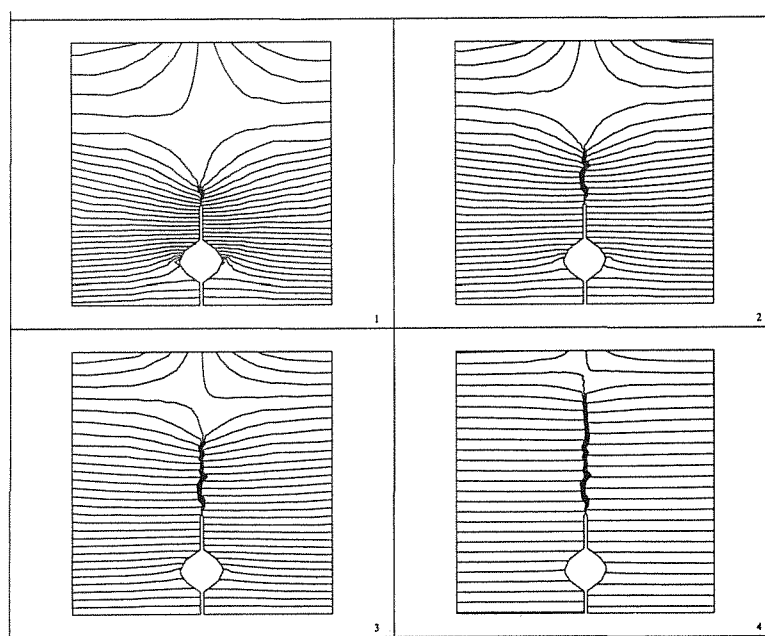


Figura 5. Progresión de la fractura a lo largo del análisis.

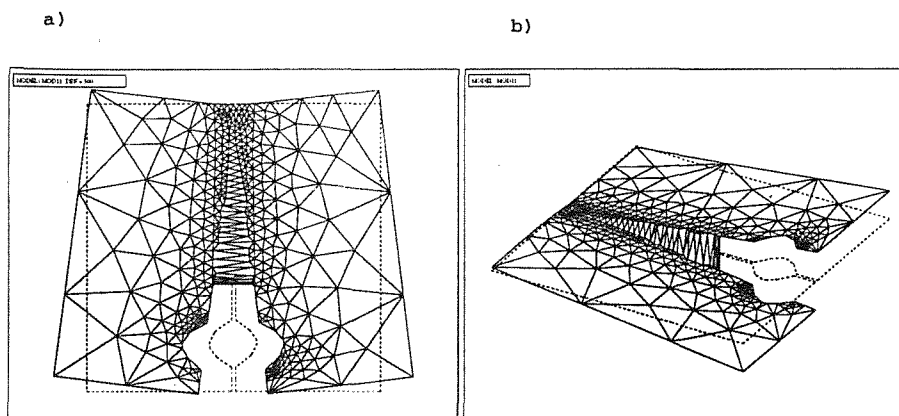


Figura 6. a) Malla deformada (amplificada 300 veces) b) Representación tridimensional del salto (el salto normal se proyecta sobre la tercera dimensión).

la curva fuerza-C.O.D obtenida en el análisis que permite determinar la carga crítica (máximo valor de la curva) y el instante para el cual la fractura se vuelve inestable y, por tanto, la longitud crítica de fractura.

6. CONCLUSIONES.

El análisis de discontinuidad fuerte en mecánica de sólidos es una herramienta todavía no totalmente explorada, que, sin embargo, presenta algunas características prometedoras para el análisis y simulación de procesos de deformación donde la consideración de saltos en el campo de desplazamientos es relevante. Por una parte permite conectar la teoría clásica de ecuaciones constitutivas con la mecánica de fractura no lineal y relacionar aquellas con las ecuaciones constitutivas discretas utilizadas en esta disciplina. Por otra parte, permite modelar, con la misma ecuación constitutiva, tanto el estado tenso-deformacional anterior a la fractura (aprovechando el enorme conocimiento existente sobre ecuaciones constitutivas apropiadas para este régimen) como el posterior a la fractura, proporcionando entonces información sobre dónde y cómo se inicia la discontinuidad así como sobre la progresión de la fractura en el sólido. Se consigue así una descripción consistente de ambos regímenes y una transición continua entre ellos.

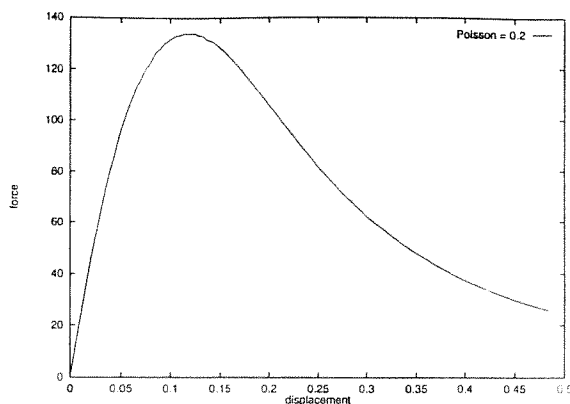


Figura 7. Curva fuerza-C.O.D

7. REFERENCIAS

- [1] Armero F. and Garikipati K. "Recent Advances in the Analysis and Numerical Simulation of Strain Localization in Inelastic Solids". D.R.J. Owen et. al., editors, *Proc. COMPLAS IV, Fourth international conference on computational plasticity*, 547-561, Pineridge Press, Swansea, 1995
- [2] De Borst R., Muhlhaus H.B., Pamin J. and Sluys L.J. "Computational Modelling of Localisation of Deformation". In: D.R.J. Owen et. al., editors, *Proc. of the Third Conference on Computational Plasticity: Fundamentals and Applications*, 483-508, Pineridge Press, Swansea, 1992
- [3] Hillerborg A. Numerical methods to simulate softening and fracture of concrete. In: G.C. Sih and A. Di Tomaso editors, *Fracture Mechanics of Concrete: Structural Application and Numerical Calculation*, 141-170, 1985
- [4] Larsson. R. Runesson K. and Akesson M. "Embedded Localization band based on regularized strong discontinuity". In: D.R.J. Owen et. al., editors, *Proc. COMPLAS IV, Fourth international conference on computational plasticity*, 599-610, Pineridge Press, Swansea, 1995
- [5] Lofti H.R. and Shing P.B. "Analysis of concrete fracture with an embedded crack approach". In: H. Mang et. al., editors, *Proc. EURO-C 1994 Computer Modelling of concrete structures*, 343-352, Pineridge Press, Swansea, 1994
- [6] Oliver J. "A consistent characteristic length for smeared cracking models". *Int. Journ. Num. Meth. Engng.*, 28, 461-474, 1989
- [7] Oliver J. "Continuum modelling of strong discontinuities in solid mechanics". In: D.R.J. Owen et. al., editors, *Proc. COMPLAS IV, Fourth international conference on computational plasticity*, 455-479, Pineridge Press, Swansea, 1995
- [8] Oliver J., Cervera M., Oller S. and Lubliner J. "Isotropic damage models and smeared crack analysis of concrete". In: N. Bicanic et. al., editors, *Proc. SCI-C Computer Aided Analysis and Design of Concrete Structures*, 945-957, Pineridge Press, Swansea, 1990
- [9] Oliver J. and Simo J.C. "Modelling strong discontinuities by means of strain softening constitutive equations". In: H. Mang et. al., editors, *Proc. EURO-C 1994 Computer Modelling of concrete structures*, 363-372, Pineridge Press, Swansea, 1994
- [10] Oliver J. "Modelling strong discontinuities in solid mechanics via strain softening constitutive equations". Monograph C.I.M.N.E no. 28, 1995, Barcelona, Spain
- [11] Simo J.C., Oliver J. and Armero F. "An analysis of strong discontinuities induced by strain-softening in rate-independent inelastic solids". *Computational Mechanics*, 12, 277-296, 1993
- [12] Simo J.C. and Oliver J. "A new approach to the analysis and simulation of strong discontinuities". In: Z.P. Bazant et. al., editors, 25-39, E & FN Spon, 1994

NUEVA EXPRESIÓN DE LA FLEXIBILIDAD PARA LA PROBETA DE FLEXIÓN EN TRES PUNTOS

J. Y. Pastor, G. V. Guinea, J. Planas, y M. Elices

Departamento de Ciencia de Materiales. Universidad Politécnica de Madrid
ETSI de Caminos, Canales, y Puertos. Ciudad Universitaria, s.n. 28040-Madrid

Resumen. El objetivo del presente artículo es presentar una expresión general para la flexibilidad en probetas entalladas de flexión en tres puntos, válida para cualquier que sea la relación luz-canto y entalla-canto. Para su cálculo se ha procedido a la integración analítica del factor de intensidad de tensiones general propuesto por los autores para esta geometría. Los valores obtenidos se han comparado con otros procedentes de la literatura, y con resultados propios, obtenidos de una modelización por elementos finitos, siendo el acuerdo, en general, muy bueno. Finalmente se presenta un método general para el cálculo de la función inversa de la flexibilidad. La generalidad de las ecuaciones obtenidas las hacen de gran utilidad en el análisis de la fractura de los materiales.

Abstract: This article presents a general expression for the compliance of three point bending specimens, valid for any span-depth and notch-depth relations. This expression is obtained by analytical integration of the general equation proposed by the authors for the stress intensity factor of this geometry. The results obtained has been widely compared with the fitting obtained for other authors, and own results from a finite elements' modelization. The agreement is, in general, excellent. Finally it is presented a general method for the deduction of the inverse function of the compliance. The wide range of application of the proposed equations makes there very useful for the fracture analysis of materials.

1. INTRODUCCIÓN

Las vigas entalladas de flexión en tres puntos se utilizan ampliamente en la caracterización en fractura de todo tipo de materiales debido a la facilidad de su mecanizado, la sencillez del ensayo, la poca cantidad de material empleado y la simplicidad del análisis de los resultados. Las probetas se diseñan habitualmente con una relación luz-canto (S/D) igual a cuatro de acuerdo con las normas, y eventualmente con una relación S/D igual a ocho. No obstante, hay situaciones donde para mejorar la estabilidad del ensayo, ahorrar material, o por cualquier otro tipo razones, es necesario utilizar otras relaciones luz-canto. En ese caso, hay muy pocas expresiones disponibles que relacionen la flexibilidad con la longitud de grieta. En este artículo se calcula la flexibilidad de vigas en flexión en tres puntos válidas para cualquier relación luz-canto y cualquier profundidad de fisura, a .

Este cálculo se realiza por integración directa de la expresión polinómica del factor de intensidad de tensiones (FIT), obtenida por los autores, empleando el método clásico de Irwing. La expresión obtenida se compara con el obtenido por Tada para flexión pura, con la de Chen Chih *et al.* para flexión en tres puntos (válido como el propuesto por los autores para cualquier

relación canto-luz), y con los resultados de Shang-Xian y Tada para flexión en tres puntos en probetas con una relación luz-canto igual a cuatro. Además, se realiza una modelización por elementos finitos del problema. Esta comparación permite demostrar la bondad de las ecuaciones propuestas por los autores, y cómo las expresiones de la flexibilidad de Shang-Xian, Tada, y Chen están afectadas por errores superiores al tres por ciento en algún punto de su intervalo de validez. La sencillez y amplio intervalo de aplicación, hacen de la expresión propuesta una herramienta potente y fácil de utilizar en mecánica de fractura.

Por último, la función de flexibilidad inversa se calculó para el caso de unas relaciones luz-canto igual a 2.5, 4, 8, 10, 16, y flexión pura; proponiéndose un método general de obtención de la expresión para cualquiera que sea la relación luz-canto.

2. DESPLAZAMIENTO DEL PUNTO DE CARGA

Los autores en un artículo previo [1] presentaron una expresión para el factor de intensidad de tensiones en función de la relación canto-luz entre apoyos, $\beta=D/S$, y de la longitud de grieta adimensionalizada, $\alpha=a/D$, donde

a es la longitud de la grieta. A partir de esta ecuación es posible determinar la tenacidad de fractura del material, o factor de intensidad de tensiones crítico, lo que nos dice cuando empieza a propagarse la grieta en el material. No obstante, en muchas ocasiones es interesante, y necesario, obtener información acerca de la rama de descarga del material, esto es, de la evolución de la grieta una vez que se está propagando en el medio. Como es sabido la flexibilidad de una estructura cambia cuando en ella se propaga una grieta. Es decir, una medida continua de la flexibilidad del material nos permitiría una cuantificación del daño que se le está introduciendo, y viceversa.

Ahora bien, resulta difícil encontrar expresiones del FIT para las probetas de flexión en tres puntos (TPB), fuera de las normalizadas [2], pero mucho más complicado resulta encontrar expresiones fiables para la flexibilidad y la flexibilidad inversa. Mostraremos a continuación como calcular una relación totalmente general de la flexibilidad (válida para cualquier longitud de grieta y cualquier relación canto-luz) a partir del FIT obtenido por los autores [1].

Sabemos que es posible obtener una relación entre la carga aplicada, el factor de intensidad de tensiones, K , y la flexibilidad, C , usando la aproximación energética de tipo global (energy approach) de la mecánica de fractura elástico y lineal. Según esta aproximación, la energía disponible, G , para la propagación de una grieta de longitud a viene dada por:

$$G = \frac{K^2}{E'} = \frac{P^2}{2 D B} \frac{dC}{d\alpha} \tag{1}$$

donde E' es el módulo de elasticidad (E para tensión plana, y $E/(1-\nu^2)$ para deformación plana), P la carga aplicada, y B el espesor.

Además, la flexibilidad de esta geometría de probeta se puede escribir como relación entre el desplazamiento de la línea de carga, y la carga aplicada:

$$C = \frac{u - u_0}{P} = \frac{3 S^2}{2 B E' D^2} V(\alpha, \beta) \tag{2}$$

donde u es el desplazamiento de la línea de carga debido sólo a la presencia de la grieta de longitud a ; u_0 es el desplazamiento del punto de carga de una probeta lisa, sin grieta ni entalla, bajo una carga P , y $V(\alpha)$ es una función adimensional dependiente unívocamente de la longitud de grieta y de la geometría de la probeta.

Por tanto, $V(\alpha, \beta)$ puede obtenerse de las ecuaciones (1) y (2) como:

$$\frac{dV(\alpha, \beta)}{d\alpha} = \frac{4 B^2 D^3 K^2}{3 S^2 P^2} \tag{3}$$

donde si sustituimos (1) en (3), lo que nos queda es la integral,

$$V(\alpha, \beta) = \int_0^\alpha \frac{4 B^2 D^3 K^2}{3 S^2 P^2} d\alpha \tag{4}$$

El resultado se puede obtener fácilmente y con total generalidad si para el FIT se elige una función fácilmente integrable (por ejemplo una expresión polinómica), y que tenga total generalidad. Tomando la expresión propuesta por Pastor *et al.* [1] se obtiene que:

$$V(\alpha, \beta) = 48 \int_0^\alpha \{\beta Y_1(\alpha) + \mu Y_2(\alpha)\}^2 d\alpha \tag{5}$$

de forma que, tras integrar, obtenemos que:

$$V(\alpha, \beta) = \{B_1 + \frac{B_2}{(1-\alpha)} + \frac{B_3}{(1-\alpha)^2} - \frac{B_4}{(1+2\alpha)} + B_5 \alpha + B_6 \alpha^2 + B_7 \alpha^3 + B_8 \alpha^4 + B_9 \alpha^5 + B_{10} \ln(1-\alpha) + B_{11} \ln(1+2\alpha)\} B_{12} \tag{6}$$

donde $B_1, B_2, B_3, B_4, B_5, B_6, B_7, B_8, B_9, B_{10}, B_{11}$ y B_{12} , son coeficientes que dependen de β , y cuyo valor aparece reflejado en la Tabla 1.

El intervalo de aplicación de esta expresión está limitado únicamente por las hipótesis que se hicieron en la deducción del FIT empleado [1], siendo por tanto válida para $\beta < 0.5$ y $0 \leq \alpha \leq 1$.

Ahora, podemos escribir la flexibilidad de forma adimensionalizada, $C^* = E' B C$, como:

$$C^*(\alpha, \beta) = \frac{E' B (u - u_0)}{P} = \frac{3}{2 \beta^2} V(\alpha, \beta) \tag{7}$$

si bien esta expresión no tiene una representación gráfica clara, ya que tiende a infinito cuando α vale uno. Mucho más útil para su análisis resulta reescribir esta expresión como:

$$F(\alpha, \beta) = (1 - \alpha)^2 V(\alpha, \beta) \tag{8}$$

$$F(\alpha, \beta) = (1 - \alpha)^2 \frac{2 \beta^2}{3} E' B C^*(\alpha, \beta) \tag{9}$$

En la Fig. 1 se representa esta función para distintos valores de β en función de α . En ambas figuras se aprecia como la flexibilidad adimensionalizada, F , tiende a dos puntos fijos (independientes de la relación luz-canto) en los extremos. Puede verse que cuando la longitud de grieta es cero la flexibilidad debida a la grieta es nula; y que cuando la longitud de grieta es igual al canto, la función vale 0.66 para todas las probetas. Como era de esperar la flexibilidad adimensionalizada es la misma en estos puntos, independientemente de la geometría de la probeta TPB utilizada. Además, estos resultados en los extremos de α coinciden con los de flexión pura de vigas entalladas dados por Tada *et al.* [3].

Tabla 1. Coeficientes de la función $V(\alpha, \beta)$ según ecuación (6) en el caso general, β igual a 1/4 y 1/8.

	Caso general	β	
		1/4	1/8
B_1	$-3.8501 + 1.3278\beta - 0.0003\beta^2$	-3.5182	-3.6841
B_2	$0.1543 + 1.2923\beta - 0.0003\beta^2$	-0.4774	-0.3159
B_3	$0.6594 - 0.0003\beta + 3 \cdot 10^{-8} \beta^2$	0.6594	0.6594
B_4	$3.3450 - 0.0353\beta + 0.00009\beta^2$	3.3361	3.3406
B_5	$-8.4050 - 1.0753\beta - 0.3072\beta^2$	-8.6930	-8.5442
B_6	$3.0565 + 0.7188\beta + 0.0215\beta^2$	3.2375	3.1467
B_7	$-2.0237 - 0.4298\beta + 0.0047\beta^2$	-2.1308	-2.0773
B_8	$0.9178 + 0.0049\beta - 0.0002\beta^2$	0.9190	0.9184
B_9	$-0.2256 + 0.005 \beta - 3 \cdot 10^{-5} \beta^2$	-0.2242	-0.2249
B_{10}	$-1.0694 - 0.5940\beta - 0.3165\beta^2$	-1.2377	-1.1486
B_{11}	$6.4305 + 0.8518\beta - 0.0047\beta^2$	6.6432	6.5369
B_{12}	$3/(2\beta^2)$	24	96

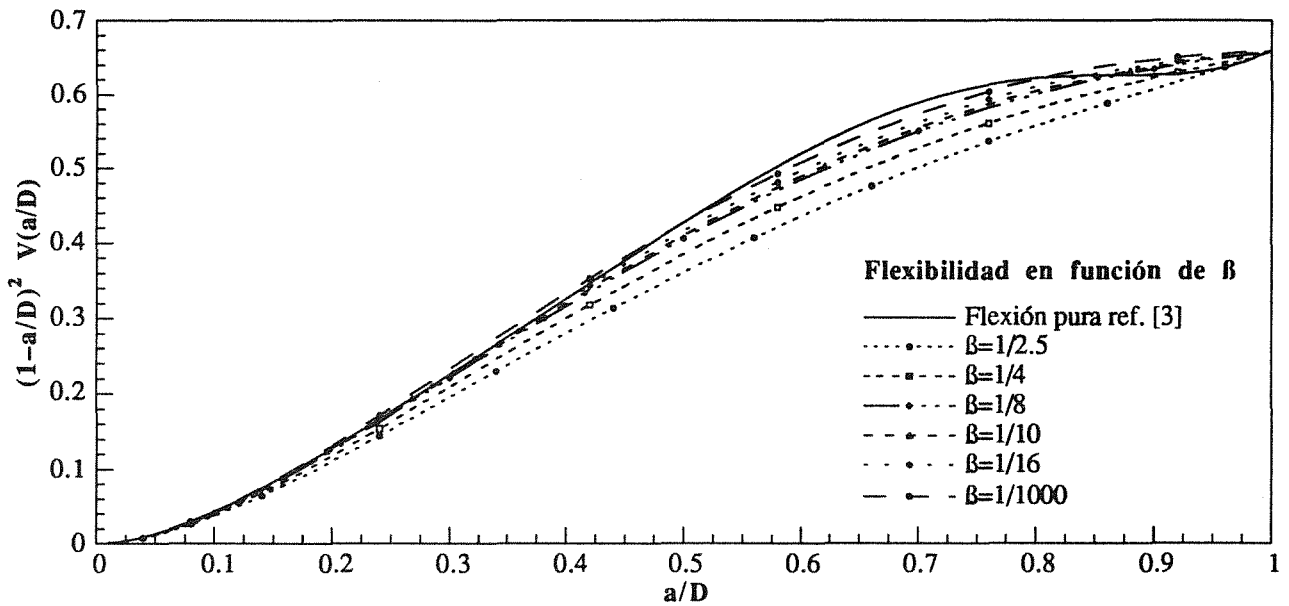


Fig. 1. Flexibilidad adimensionalizada, según ecuación (6), para flexión en tres puntos en función de a/D , para $1/\beta = 2.5, 4, 8, 16, 1000$ y flexión pura según Tada *et al.* [3].

3. COMPROBACIÓN DE LA FUNCIÓN DE FLEXIBILIDAD OBTENIDA

A fin de comprobar la bondad de nuestro resultado procederemos a compararlo con otras expresiones de la flexibilidad para probetas TPB tomadas de la literatura.

Después de una intensa búsqueda bibliográfica, se ha encontrado una única expresión de la flexibilidad de carácter general (esto es, válida para todo α y casi todo β). Esta es la propuesta por Chen Chih *et al.* [4], que en forma adimensionalizada es la siguiente:

$$C_c = \frac{2}{\pi} \left(\frac{1}{4\beta} \right)^2 \tan^2 \left(\frac{\pi \alpha}{2} \right) * \left(7.31 + 0.21 \left(\frac{1}{\beta} - 2.9 \right)^{1/2} \right)^2 \quad (10)$$

o bien en forma que quede más limitada su representación gráfica, como:

$$F_c(\alpha, \beta) = (1 - \alpha)^2 V_c(\alpha, \beta) = (1 - \alpha) \frac{2\beta^2}{3} C_c \quad (11)$$

siendo esta expresión válida para $\beta < 0.35$ y $0 \leq \alpha \leq 1$, según los autores.

La comparación entre nuestra expresión (8) y la de Chen (11) muestra que las diferencias son en general muy significativas, y que las dos expresiones sólo coinciden eventualmente.

Por un lado tenemos que la expresión de Chen no tiende a un valor fijo cuando α tiende a uno (como sería de esperar ya que en esta situación la flexibilidad para cualquier relación S/D debe ser la misma), cosa que no ocurre con la expresión propuesta por los autores, y que coincide para $\alpha=1$ con la propuesta para flexión pura por Tada (Fig. 1). Por otro lado, los valores de flexibilidad de Chen, para un α dado, crecen asintóticamente cuando nos acercamos a β igual cero, cuando lo que deberían hacer es tender a un valor fijo (el de flexión pura que corresponde al caso límite de β igual a cero de una probeta TPB) como ocurre con nuestra expresión. Es

decir, una de las dos debe ser incorrecta. A fin de ahondar en la cuestión haremos un análisis más detallado.

Consideremos ahora el problema tomando como referencia expresiones de otros autores para una relación S/D fija, ya que no se encontraron otras expresiones de tipo general. Para ello se analizarán dos relaciones concretas, S/D igual a 4 y a 16 (este último caso se puede tomar como muy próximo al de flexión pura). Se compararan en cada caso los valores de la flexibilidad adimensionalizada, F , obtenida por los autores, con los de Chen Chih, F_C , los de otros autores, y con los resultados de una modelización por elementos finitos (FEM), F_{FEM} , similar a la realizada para el cálculo del FIT en la referencia [1].

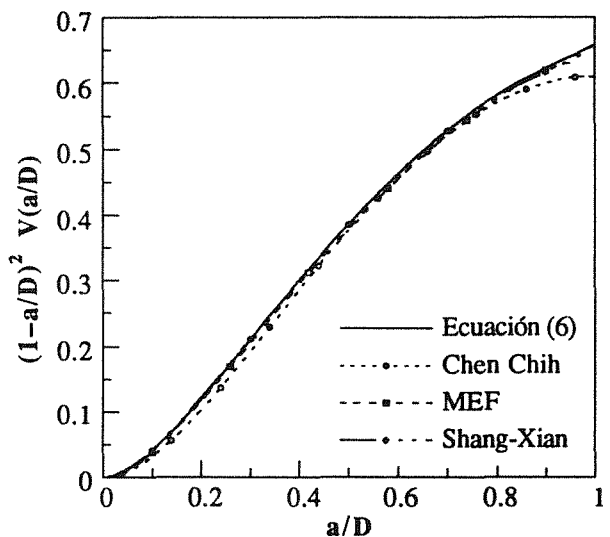


Fig. 2. Flexibilidad adimensionalizada para probetas TPB, con $\beta = 1/4$, obtenida por distintos autores.

En la Fig. 2 se muestra la flexibilidad adimensionalizada para $S/D=4$ obtenida de varias fuentes, mientras que en la Fig. 3 se puede ver más claramente la diferencia relativa $-100(1 - F_{Otros}/F)$ entre nuestro resultado, F , y el obtenido por otros métodos, F_{Otros} .

El resultado de los autores está muy próximo (diferencias menores del 3%) al obtenido por FEM para todo valor de α . Además, en este caso, estos resultados pudieron ser comparados Shang-Xian [5], y los de Chen Chih [4]. Hay que señalar que no se consideró el ajuste dado por la norma ASTM E-813 [2] ya que se basa en los resultados de Underwood [6], que son un ajuste de los resultados de varios autores, y por tanto pierde precisión e incluye los posibles errores de cada autor. Notese que los resultados de Tada difieren considerablemente de los del FEM, de los nuestros y de los de Shang-Xian. Esta desviación, de hasta el 10%, hace pensar que hay algo incorrecto en esta expresión, lo que ya fue puesto de manifiesto en los artículos de Underwood [6] y Haggag [7]. En cuanto a las diferencias que aparecen entre nuestro resultado y el de Shang-Xian, se centran en el intervalo de α entre 0 y 0.4. Esta discrepancia se debe a que aunque ambas expresiones son obtenidas por el mismo método, integración del FIT, emplean expresiones de partida diferentes. Mientras Shang-Xian toma la expresión de Srawley [8] para flexión en tres puntos, en nuestro caso se ha utilizado la misma expresión pero corregida de su error para $\alpha=0$ [1]. Este error, que no es muy importante (del orden del 3%), se ve amplificado hasta el 10% por efecto de la elevación al cuadrado del FIT y su posterior la integración (al elevarse al cuadrado la expresión los errores son siempre positivos y se acumulan en integración). Por lo que respecta a la expresión de Chen, las diferencias son importantes respecto al resto de resultados. El único intervalo de coincidencia es para α entre 0.55 y 0.75. Finalmente, hay que hacer notar que, excepto para la expresión de Chen, el resto de los casos la flexibilidad adimensionalizada converge a 0.66 para $\alpha=1$, como era de esperar.

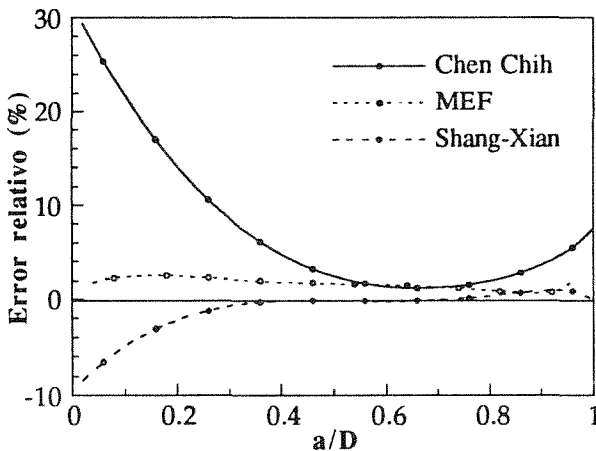


Fig. 3. Diferencia relativa, respecto a la ecuación (6), de la flexibilidad adimensionalizada para probetas TPB, con $\beta = 1/4$, obtenida por distintos autores.

Comparemos ahora el resultado de la ecuación (6) para $s/D=16$, el de Chen Chih, los puntos de la modelización por elementos finitos, y la expresión de Tada para flexión pura. En la Fig. 4 se muestra la flexibilidad adimensionalizada para los cuatro casos, mientras que en la Fig. 5 se presentan sus diferencias relativas. Como se aprecia, las todas las curvas convergen para $\alpha=0$, lo que no sucede en las inmediaciones de $\alpha=1$. La expresión de los autores, los resultados de elementos finitos y la expresión de flexión pura de Tada coinciden para $\alpha=1$, mientras que la de Chen Chih diverge claramente, como ocurre para $\beta=1/4$. Parece pues claro que esta expresión tiene un intervalo

de aplicación más limitado de lo que aseguran sus autores. Por otro lado, la tendencia de la expresión (6) y la curva obtenida por elementos finitos coinciden, y ambas están próximas a la curva propuesta por Tada [3], salvo en las cercanías de $\alpha=1$. Además, hay que destacar el comportamiento anómalo de la curva obtenida a partir de la expresión propuesta por Tada *et al.* para flexión pura, y que no es la misma que aparece dibujada en su conocido Handbook [3].

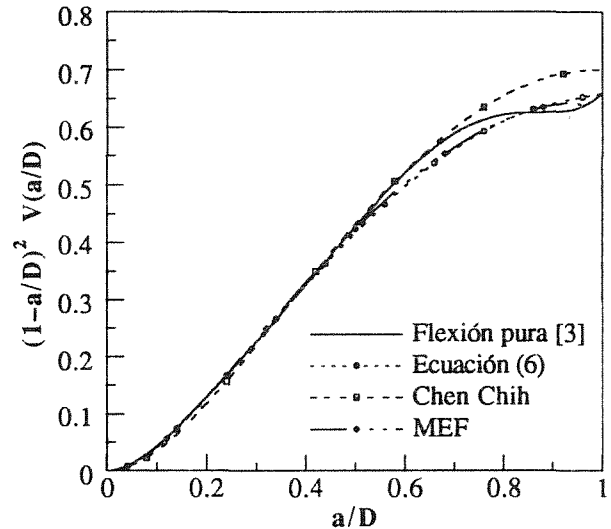


Fig. 4. Flexibilidad adimensionalizada para probetas TPB, con $\beta = 1/16$, y flexión pura, obtenida por distintos autores.

Una explicación plausible a esta discrepancia es que hay un error en los coeficientes de ajuste del polinomio original tomado por Tada (de forma análoga a como ocurre con el caso de flexión en tres puntos para $s/D=4$). Si reproducimos el razonamiento original de Tada *et al.* quizás podamos detectar dónde está el error.

Partiremos de la hipótesis de que nuestra expresión (6) es correcta, y que por tanto se puede tomar como punto de partida para ajustar una expresión polinómica más sencilla. Tomaremos ahora dos expresiones de ajuste, una similar al resultado que presentan Tada *et al.* en su Handbook [3]:

$$F_1(\alpha) = \alpha^2(5.934 + m_2\alpha + m_3\alpha^2 + m_4\alpha^3 + m_5\alpha^4) \quad (12)$$

siendo los coeficientes obtenidos para este ajuste: $m_2 = -17.443$, $m_3 = -27.331$, $m_4 = -22.368$, y $m_5 = 7.2081$,

Por otro lado tomaremos la expresión con la que creemos que Tada *et al.* realizaron el ajuste de partida, y que dio lugar a una expresión del tipo anterior tras ser operada es:

$$F_2(\alpha) = \alpha^2(0.66 + k_1(1-\alpha)^2 + k_2(1-\alpha)^3 + k_3(1-\alpha)^4) \quad (13)$$

siendo los coeficientes de ajuste $k_1 = 12.056$, $k_2 = 26.610$, y $k_3 = 21.398$

En la Fig. 5 se muestran las expresiones originales de Tada *et al.*, y los de la ecuación (6), junto con los ajustes correspondientes a las ecuaciones (12) y (13). Puede verse que la primera ecuación da un ajuste bastante bueno (Fig. 6). con diferencias relativas menores al 3%. y para α mayor que 0.3 menores al 1%. La segunda expresión da un comportamiento similar al de Tada (salvo en las cercanías de $\alpha=1$). con un error total pequeño (los errores positivos y negativos se compensan en el ajuste y dan un coeficiente de regresión

igual a uno). pero con diferencias puntuales importantes (del 4%).

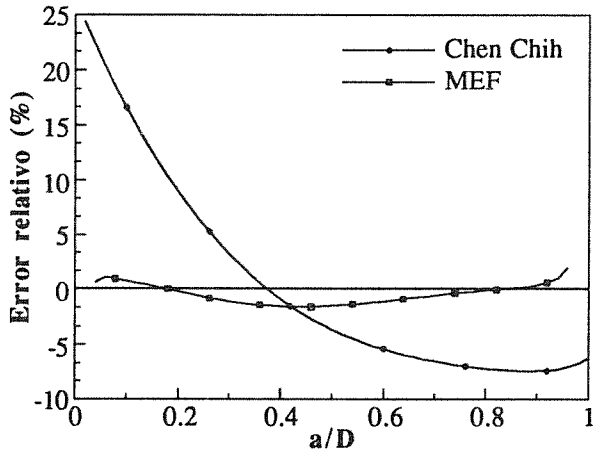


Fig. 5. Diferencia relativa, respecto a la ecuación (6), de la flexibilidad adimensionalizada para probetas TPB, con $\beta = 1/16$, obtenida por distintos autores.

En cualquier caso nos parece más adecuado utilizar la expresión obtenida por integración directa ya que ninguna de los dos ajustes propuestos (12) y (13) encajan bien. Todo esto hace pensar en que la ecuación de ajuste utilizada por Tada *et al.* tanto para flexión en tres puntos como para flexión pura no son correctas en todo su intervalo de aplicación.

Aunque serán necesarias comprobaciones adicionales para confirmar la ecuación propuesta por los autores en todos sus extremos, las expresiones de otros autores [8-9] que han utilizado la ecuación de Chen Chih como punto de partida para sus análisis deberían ser reconsiderados antes de su utilización.

4. LONGITUD DE GRIETA A PARTIR DE LA FLEXIBILIDAD

En probetas TPB, la longitud de grieta puede determinarse a partir de la medida del CMOD (crack mouth opening displacement) por el método de la flexibilidad elástica [2]. No obstante, esto no es siempre un procedimiento accesible, sobre todo cuando se trabaja con probetas de tamaño muy pequeño, a alta temperatura, en ambientes agresivos, o cualquiera otra situación que haga difícil el uso de equipos de extensometría convencionales. En estas circunstancias, la longitud de grieta podría calcularse más fácilmente a partir del desplazamiento de la línea de carga, u, debido a la presencia de una grieta, si es posible medir la flexibilidad de la probeta, C, durante el ensayo. Sería necesario obtener una expresión inversa a la de la flexibilidad mostrada en las ecuación (6) para cada relación canto-luz.

Se propone a continuación un método general que permite hallar la función inversa de la flexibilidad con gran facilidad y precisión. Para ello se propone una ecuación universal que permite hallar la función de flexibilidad inversa. Inicialmente se toma la longitud de grieta adimensionalizada como:

$$\alpha = \frac{a}{D} = A_0(x) A_1(x) \tag{14}$$

donde las funciones $A_0(x)$ y $A_1(x)$ se definen como:

$$A_0(x) = \frac{\sqrt{\frac{x}{p_0}}}{1 + \sqrt{\frac{x}{p_0}}} \tag{15}$$

$$A_1(x) = 1 + \frac{x^c}{d(1 + f x^g)^h} \tag{16}$$

siendo

$$p_0 = \lim_{\alpha \rightarrow 0} V(\alpha) \frac{(1-\alpha)^2}{\alpha^2} \tag{17}$$

y $x = V(\alpha)$, mientras que c, d, f, g, h son coeficientes del ajuste que hay que determinar para cada relación luz-canto, β .

En la Tabla 2 se pueden ver los coeficientes obtenidos para $\beta = 1/2.5, 1/4, 1/8, 1/10, 1/16$, y cero (flexión pura). En este caso no hemos comparado las funciones de flexibilidad inversa obtenidas con las de otros autores, ya que para su obtención se parte de expresiones con algún error importante en la flexibilidad (como se mostró en el apartado anterior), y por tanto son incorrectas.

Tabla 2. Coeficientes de las funciones $A_0(x)$ y $A_1(x)$ según las ecuaciones (15), (16) y (17) para flexión pura.

β	p_0	c	d	f	g	h
1/2.5	5.116	0.52612	1.1208	0.84747	0.83544	1.1734
1/4	5.415	0.52462	1.1840	0.77697	0.82691	1.1860
1/8	5.672	0.52278	1.2391	0.72390	0.82103	1.1941
1/10	5.724	0.52246	1.2501	0.71399	0.81987	1.1958
1/16	5.802	0.52217	1.2663	0.69974	0.81800	1.1989
0	5.934	0.52134	1.2943	0.67646	0.81531	1.2028

A fin de comprobar la validez de las funciones de flexibilidad inversa obtenidas se ha comparado el valor de longitud de grieta adimensionalizado obtenido con estas funciones, α' , con el valor original de partida α . La diferencia relativa entre ambos valores $100(1 - \alpha/\alpha')$ puede verse en la Fig. 6. En todos los casos el error cometido es menor del $\pm 0.22\%$ sobre el intervalo completo de α ($0 \leq \alpha \leq 1$) y para $\beta < 0.4$. Nótese que este error disminuye conforme nos acercamos al caso de flexión pura.

Los resultados descritos aquí, tal cual se muestran en la Tabla 2 y en las ecuaciones (14-17), son adecuados para su uso general en ensayos de fractura de probetas de flexión en tres puntos y en flexión pura, incluyendo ensayos de crecimiento de grietas por fatiga, y flexibilidad de descarga (unloading compliance) J_{IC} . Es más, este método puede ser utilizado en la determinación de la longitud de grieta a partir del desplazamiento de la línea de carga para cualquier relación luz-canto con precisión similar.

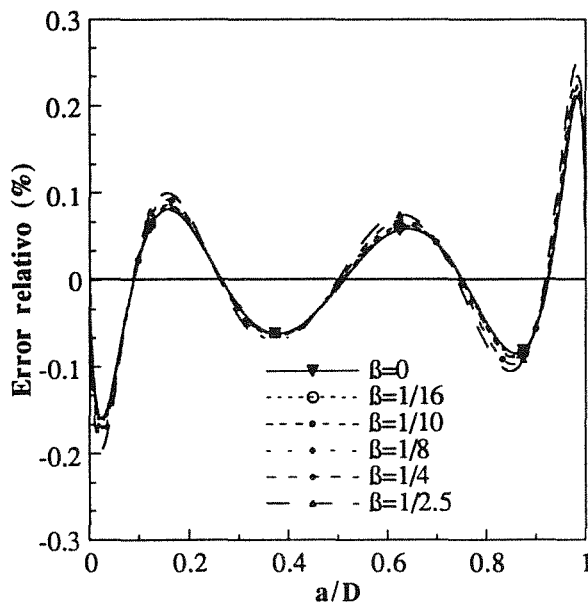


Fig. 6. Error en la determinación de a/D utilizando el método de flexibilidad inversa propuesto por los autores para $\beta = 1/2.5, 1/4, 1/8, 1/16, y 0$.

5. CONCLUSIONES

1. Se ha detectado que la expresión para el cálculo de la flexibilidad dados por Chen Chih *et al.* [4] es incorrecta, siendo sólo válida para ciertos intervalos de longitud de grieta, y depende de la relación luz-canto. Así pues, esta expresión pierde la generalidad que pretendían los autores cuando la propusieron.
2. Se ha confirmado que la expresión de Tada *et al.* [3] para la flexibilidad en probetas de flexión en tres puntos con una relación luz-canto igual a cuatro es incorrecta, tal y como ya indicaron Underwood [6] y Haggag [7].
3. La expresión de Shang-Xian [5] para la flexibilidad en probetas de flexión en tres puntos con una relación luz-canto igual a cuatro es incorrecta para longitudes de grieta menores que 0.4 veces el canto. El error en esta expresión se debe a que toma como punto de partida para su cálculo la expresión del factor de intensidad tensiones de Srawley [8] que, como se indica en la referencia [1], contiene un error.
4. Se propone una nueva expresión de la flexibilidad para probetas de flexión en tres puntos válida con absoluta generalidad, para cualquier longitud de grieta y luz entre apoyos mayor que dos veces el canto. Estos resultados se han contrastado con los obtenidos mediante una modelización por elementos finitos, viéndose que el acuerdo es, en general, excelente.
5. Se encontró que la expresión de Tada [3] para la flexibilidad de vigas sometidas a flexión pura parece ligeramente incorrecta (tomando como referencia el resultado de los autores). Se ha sugerido una posible explicación de este error y se han propuesto unos nuevos coeficientes para la ecuación de Tada.

6. Se propone un método totalmente general para el cálculo, con gran precisión, de la flexibilidad inversa en probetas sometidas a flexión. Como ejemplo se dan las ecuaciones de flexibilidad inversa para flexión en tres puntos con relación luz-canto igual a 2.5, 4, 8, 10, 16, y flexión pura.
7. La generalidad y precisión de las expresiones propuestas para el cálculo de la flexibilidad las hacen de gran utilidad en el análisis de la fractura de vigas de flexión en tres puntos, y en flexión pura.

7. AGRADECIMIENTOS

Los autores desean expresar su agradecimiento a la Comisión Interministerial de Ciencia y Tecnología (CICYT) y a la Dirección General de Investigación Científica y Tecnológica (DGICYT) por la financiación aportada para la realización de esta investigación a través de los proyectos MAT94-0120-C03-03, MAT94-1527-E, y PB93-0031.

8. BIBLIOGRAFIA

- [1] Pastor, J. Y., Guinea, G. V., Planas, J. y Elices, M. "Nueva expresión del factor de intensidad de tensiones para la probeta de flexión en tres puntos". *Anales de Mecánica de la Fractura*, 12, 85-91, 1995.
- [2] "Standard test method for J_{IC} , a measure of fracture toughness". ASTM standard E813-88, 1988 Annual Book of ASTM Standards, vol. 03.01, p. 689-712, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, PA (1988).
- [3] Tada, H., Paris, P. C., y Irwin, G. R., "The stress analysis of cracks handbook". Ed. Paris Productions Incorporated, Del Research Corp., St. Louis, Missouri, USA, 1985.
- [4] Chen Chih, Yao Heng, and Chin Chih-Ying, "The K calibration of arc-shaped, edge-cracked 3 point bend specimens", *Kexue Tongbao*, 19, 41-45, 1974. (in Chinese).
- [5] Shang-Xian, W. "Crack length calculation formula for three point bend specimens", *Int. J. Fracture*, 24, R33-R35 (1984).
- [6] Underwood, J. B., Kapp, J. A., and Baratta, F. I., "More on compliance of the three-point bend specimen". *Int. J. Fract.*, 28.
- [7] Haggag, F. M., Underwood, J. H. "Compliance of a three-point bend specimen at load line". *Int. J. Fracture*, 26, R63-R84 (1984).
- [8] Withey, P. A., Brett, R. L., and Bowen, P., "Use of chevron notches for fracture toughness determination in brittle solids". *Mat. Scien. & Tech.*, 8, 805-809, 1992.
- [9] Shang-Xian, W., "Fracture toughness determination of bearing steel using chevron-notch three point bend specimen". *Eng. Fract. Mech.*, 19, 221-232, 1984.

ANÁLISE DO EFEITO DE FENDAS NA VARIAÇÃO DE DIFERENTES PARÂMETROS MODAIS DE VIGAS

A. J. M. Araújo Gomes e J. M. Montalvão e Silva

Departamento de Engenharia Mecânica
Instituto Superior Técnico
Av. Rovisco Pais, 1096 Lisboa Codex - PORTUGAL

Resumo. A detecção de fendas (ou defeitos) em elementos estruturais, por intermédio de técnicas de análise dinâmica, constitui um campo de investigação a que é dedicado interesse crescente. Os autores têm vindo a estudar este problema desde há alguns anos e desenvolveram uma técnica que permite a determinação das características de uma fenda, em vigas, baseando-se na variação dos valores de frequências naturais, provocada pelo desenvolvimento da fenda. No entanto, um dos problemas da técnica em questão é o facto de pequenas fendas gerarem pequenas variações das frequências naturais o que torna necessária uma elevada precisão da análise para que a técnica seja fiável. Neste artigo, os autores discutem o uso alternativo (ou combinado) de diferentes parâmetros modais tais como as frequências naturais e os modos de vibração seja em termos dos deslocamentos seja em termos das rotações. Apresentam-se e discutem-se alguns exemplos teóricos e mostra-se que a análise dos modos de vibração em termos de rotações pode constituir uma alternativa eficiente para a detecção de defeitos em elementos estruturais.

Abstract. Crack (or damage) detection in structural elements by means of dynamic analysis is a research field of increasing interest. The authors have been looking at this technique for some years, and developed a method that allows the determination of crack characteristics in beams, based on the knowledge of the natural frequency variations due to the crack growth. However, one of the problems related to the technique under consideration is the fact that small cracks induce small natural frequency variations and therefore a high degree of accuracy is needed for the technique to be reliable. In this paper, the authors discuss the alternative or combined use of different modal parameters such as the natural frequencies and the mode shapes either in terms of translation or in terms of rotation. Theoretical examples are presented and discussed and it is shown that rotation mode shapes may be an efficient alternative to detect crack damage in structural elements.

1. INTRODUÇÃO

Ao longo dos últimos anos vários têm sido os indicadores de dano, sugeridos por diferentes investigadores, com base na análise de vibrações. É de salientar o trabalho de Rytter [1] que apresentou recentemente uma síntese contemplando a classificação dos diferentes métodos utilizados na avaliação de defeitos estruturais. Basicamente este autor divide os diferentes métodos em quatro grandes grupos consoante a sua capacidade para caracterizar o dano. Enquanto que o primeiro grupo apenas permite concluir da existência de dano o segundo grupo já permite a sua localização. Os métodos pertencentes ao terceiro grupo além de localizarem o dano permitem avaliar a sua extensão. Por fim o quarto grupo além de caracterizar os defeitos deve permitir avaliar o tempo de utilização segura que a estrutura pode suportar sem se verificar a rotura.

O estudo do comportamento dinâmico de estruturas fendidas ou com defeitos utilizando unicamente as variações das frequências naturais tem sido um objectivo perseguido por vários investigadores, quer através do desenvolvimento de modelos teóricos [2 a 6] quer pela realização de trabalho experimental, concentrando-se neste último caso grande parte do trabalho dos autores deste artigo [7 a 11].

Deve salientar-se que em todos estes trabalhos a fenda foi assumida como permanecendo aberta durante o fenómeno vibratório ou seja, admitiu-se um comportamento dinâmico linear das situações em estudo. Este pressuposto não tem sido pacífico, particularmente quando se considera uma energia de excitação dinâmica significativa. O eventual comportamento não linear de uma estrutura fendida

foi analisada por Ibrahim e al. [12], Cawley e Ray [13], Friswell e Penny [14], Brandon e Abraham [15] e Brandon e Macleod [16], entre outros. Estes autores concluem da ocorrência de não linearidade do fenómeno devido ao encosto das faces da fenda embora ele tivesse sido provocado pela utilização de uma excitação significativa. Os autores deste trabalho também realizaram análise experimental neste domínio, utilizando vigas planas fendidas, tendo concluído poder haver efectivamente ocorrência de não linearidades embora apenas para valores muito significativos da potência de excitação [17]. Nestas circunstâncias e em condições normais de ensaio, não se justifica que se tomem em consideração quaisquer não linearidades de comportamento.

A utilização das frequências naturais na identificação de fendas em elementos estruturais tem uma vantagem, reconhecida por todos os investigadores, que consiste na relativa facilidade da sua obtenção por via experimental. Neste sentido, quer os meios experimentais envolvidos para a sua obtenção quer as necessidades de acessibilidade à estrutura que se irá sujeitar a teste tornam a utilização da técnica francamente tentadora atendendo a que basta apenas um ponto de contacto com a estrutura para se obterem as respectivas frequências naturais. Em contrapartida tem a desvantagem de a variação das frequências naturais, função da profundidade de uma fenda, poder ser muito pequena particularmente para fendas até 25% de profundidade, profundidade esta que já pode inspirar cuidado.

A utilização do amortecimento estrutural de vigas fendidas como indicador de dano tem motivado o trabalho de alguns investigadores [1, 18 e 19] que concluíram ser o mesmo pouco adequado para o efeito, devido ao pequeno valor das variações envolvidas, à sua dependência de outros factores designadamente a temperatura e à imprecisão na obtenção dos seus valores. A possibilidade de utilizar o amortecimento estrutural como indicador de dano chega mesmo a ser rejeitada por Alampalli et al. [20].

A avaliação da variação dos deslocamentos modais devido à progressão de fendas em estruturas tem também merecido a atenção de alguns investigadores [21 a 24]. A obtenção dos deslocamentos modais requer, no entanto, o acesso a diversos pontos da estrutura particularmente aos pontos onde se pretendem medir os referidos deslocamentos, o que experimentalmente nem sempre se revela fácil.

Embora cientes das limitações inerentes à exclusiva utilização das frequências naturais na caracterização de fendas em estruturas, os autores deste trabalho não deixaram de realizar alguns estudos de caracterização de fendas em vigas rectas contendo uma e duas fendas [7 e 25], a partir do conhecimento da variação de algumas das frequências naturais obtidas

experimentalmente. Prevendo que para pequenas fendas as variações das frequências naturais pouco se fariam sentir foi dada particular atenção à realização de trabalho experimental (repetibilidade dos ensaios) antes e depois da viga ser fendida [9], melhorando simultaneamente o modelo analítico de Euler utilizado introduzindo-lhe a influência do esforço transversal [26].

Meneguetti e Magiori [27] apresentam também um modelo para a determinação da localização de defeitos ou fendas a partir do conhecimento de algumas frequências naturais. Este modelo apenas considera a utilização das frequências naturais que tenham sofrido variações sensíveis, ignorando a informação decorrente da não variação ou pequena variação de outras frequências naturais.

Panday e al. [28] utilizam, em alternativa, os deslocamentos modais para determinar a localização de fendas em estruturas. Para o efeito, estes autores utilizam os resultados teóricos obtidos pela modelação de uma viga em elementos finitos, na qual a fenda foi simulada pela diminuição do módulo de Young do elemento onde se considera estar a fenda localizada.

Recentemente, Zhang e Aktan [29] consideram a utilização da curvatura dos modos de vibração como ferramenta a utilizar na detecção de defeitos localizados. Este trabalho salienta o interesse no que concerne à utilização das rotações das secções, sublinhando a sua limitação apenas a defeitos localizados. Este método não pode ser aplicado a estruturas em que os defeitos se generalizam a toda a estrutura como é o caso da corrosão que implique uma diminuição uniforme de espessura em toda a estrutura. Para ultrapassar esta limitação Lam e al. [24] sugerem a utilização de um método que recorre à utilização de um coeficiente obtido pelo quociente da variação dos deslocamentos modais pela variação da frequência natural desse modo de vibração.

Mais recentemente, Salawu [30] sugeriu um novo método que utiliza simultaneamente os modos de vibração e as frequências naturais de uma estrutura antes e depois de fendida, permitindo obter um coeficiente de sensibilidade capaz de localizar o dano no elemento respectivo.

Dadas as limitações decorrentes da utilização exclusiva dos valores das frequências naturais, o conhecimento de outras características modais poderá ser de particular importância na detecção de dano por análise dinâmica. Esta eventualidade que por via teórica se considera fácil de satisfazer pode acarretar, em termos experimentais, uma dificuldade acrescida no que concerne à sua obtenção. Esta dificuldade resulta nomeadamente da necessidade de obter outros parâmetros nos diferentes nós da estrutura, designadamente deslocamentos. Com efeito, é através

dos deslocamentos relativos de diferentes pontos da estrutura que se definem normalmente os seus modos de vibração.

O trabalho que se apresenta tem por finalidade ilustrar a importância da utilização das rotações obtidas em diferentes pontos de uma estrutura na detecção de defeitos, nomeadamente quando a variação das frequências naturais seja pequena. A utilização das rotações torna-se particularmente relevante quando apenas se consegue obter, com a precisão requerida, uma única frequência natural e o seu correspondente modo de vibração.

Para ilustrar a importância da utilização das rotações modais na localização de defeitos apresentam-se dois exemplos contemplando duas vigas fendidas sujeitas às condições de fronteira "Livre-Livre" e "Encastrada-Livre" cujos resultados foram obtidos por via numérica.

2. EXEMPLOS NUMÉRICOS

Os exemplos numéricos que se apresentam consideram a utilização de duas vigas de aço ($E=206$ GPa e $\rho=7850$ kg/m³) e geometrias 800x32x18 mm e 600x32x18 mm sujeitas respectivamente às condições de fronteira "Livre-Livre" e "Encastrada-Livre" e vibrando em flexão.

As vigas fendidas foram modeladas através de dois troços de viga ligados por uma mola de torção, em que esta mola simula a secção da viga onde ocorre a fenda [2]. No caso da análise em curso, a modelação foi efectuada através do método dos elementos finitos. O programa informático utilizado foi o Ansys, versão 5.0 [31], recorrendo ao emprego de elementos simples tipo viga de dois nós e dois graus de liberdade por nó para simular os troços de viga em estado são e um elemento tipo mola linear para simular a secção fendida.

Na viga "Livre-Livre" considera-se que a fenda está colocada a 300 mm de uma das extremidades livres ($L_e=300$ mm) enquanto que na viga "Encastrada-Livre" a fenda se encontra a 100 mm da secção de encastramento ($L_e=100$ mm).

No caso da viga "Livre-Livre", de comprimento 800 mm, os nós do modelo foram considerados espaçados de 100 mm tendo-se ainda considerado dois nós adicionais coincidindo com os nodos do modo de vibração correspondente à primeira frequência natural.

No caso da viga "Encastrada-Livre", de comprimento 600 mm, os nós do modelo foram considerados equidistantes e espaçados de 50 mm.

Em qualquer das vigas analisadas foram estudadas profundidades de fenda de $p=8$ mm ($p/h=25\%$), $p=16$ mm ($p/h=50\%$) e $p=24$ mm ($p/h=75\%$). O parâmetro h representa a altura útil da viga (32 mm).

Todo o estudo foi conduzido com vista à obtenção dos valores das variações das frequências naturais, dos deslocamentos e das rotações modais para as três primeiras frequências naturais. Para o efeito e para cada viga, começou por se estudar a situação de viga sã e só posteriormente se efectuaram as análises das mesmas vigas com fenda nas três situações de profundidade de fenda referidas anteriormente.

As frequências naturais obtidas para o caso da viga "Livre-Livre" encontram-se listadas na tabela 1 enquanto que nas figuras 1 a 3 se apresentam graficamente as variações relativas dos deslocamentos e das rotações verificadas nos respectivos nós para cada um dos modos de vibração.

	S/Fenda	p/h=25%	p/h=50%	p/h=75%
ω_1	262.31	261.72	234.65	164.26
ω_2	720.6	719.3	671.7	602.9
ω_3	1406.7	1406.6	1402	1394.4

Tabela 1. Frequências naturais obtidas para a viga "Livre-Livre" de geometria 800x32x18 mm e localização de fenda $L_e=300$ mm

As frequências naturais obtidas para o caso da viga "Encastrada-Livre" encontram-se listadas na tabela 2, enquanto que as variações relativas dos deslocamentos e rotações modais nos nós se apresentam graficamente nas figuras 4 a 6.

	S/Fenda	p/h=25%	p/h=50%	p/h=75%
ω_1	73.48	73.21	62.04	39.94
ω_2	459.0	458.9	453.9	446.6
ω_3	1278.6	1278.2	1263.8	1240.5

Tabela 2. Frequências naturais obtidas para a viga "Encastrada-Livre" de geometria 600x32x18 mm e localização de fenda $L_e=100$ mm.

3. BREVE ANÁLISE DOS RESULTADOS

Tal como se referiu na introdução deste artigo, é evidente que as frequências naturais sofrem variações devido ao aparecimento de fendas, sendo estas variações muito reduzidas no caso de fendas com pequenas profundidades. Em condições normais, a sua medição por via experimental com a precisão necessária torna-se portanto difícil.

Por outro lado, o recurso à utilização da informação decorrente do conhecimento dos modos de vibração, em termos do deslocamento, enferma de problemas

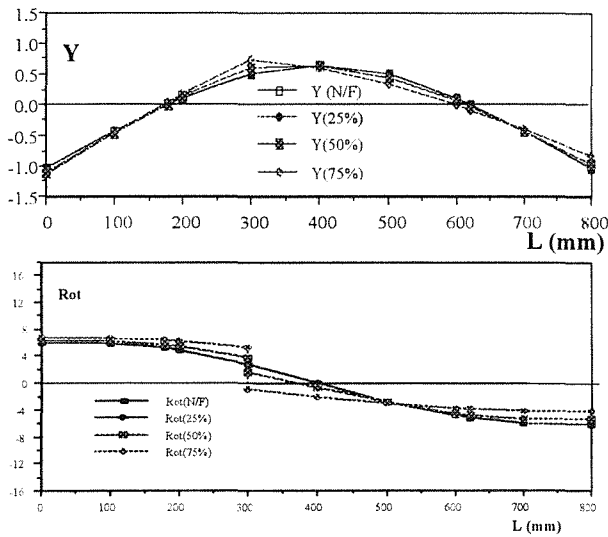


Figura 1. Variações dos deslocamentos e rotações modais no primeiro modo de vibração de uma viga "Livre-Livre" de geometria 800x32x18 mm.

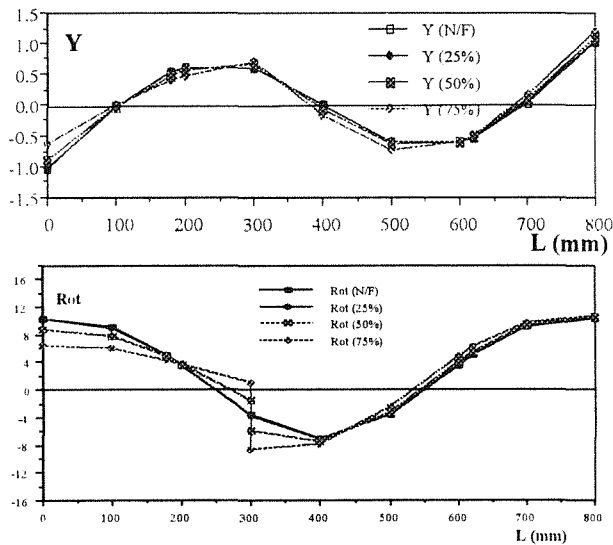


Figura 2. Variações dos deslocamentos e rotações modais no segundo modo de vibração de uma viga "Livre-Livre" de geometria 800x32x18 mm.

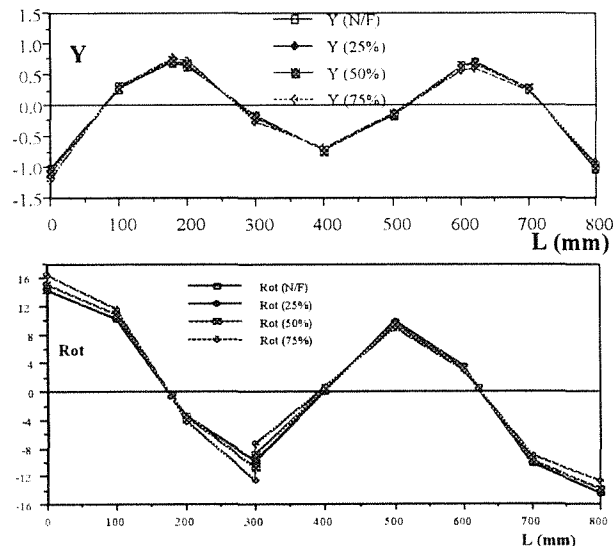


Figura 3. Variações dos deslocamentos e rotações modais no terceiro modo de vibração de uma viga "Livre-Livre" de geometria 800x32x18 mm.

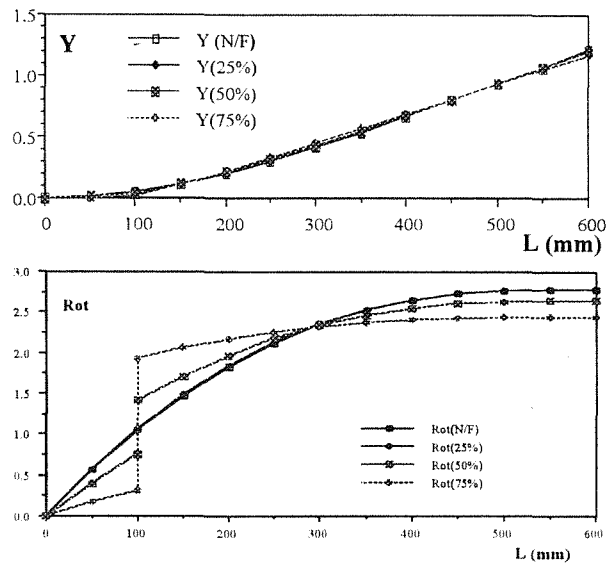


Figura 4. Variações dos deslocamentos e rotações modais no primeiro modo de vibração de viga "Encastrada-Livre" de geometria 600x32x18 mm.

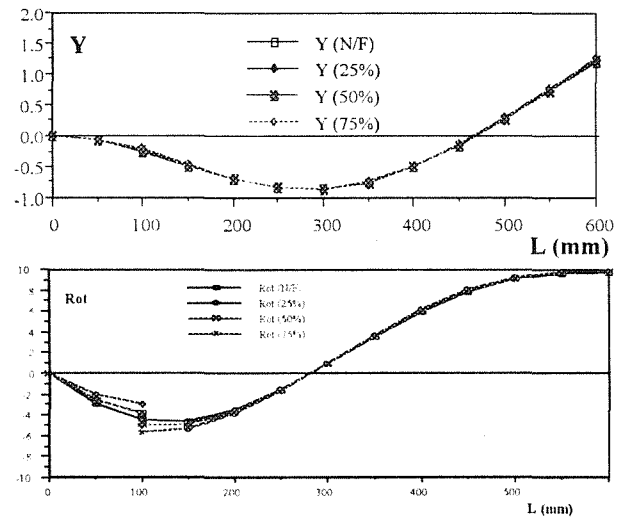


Figura 5. Variações dos deslocamentos e rotações modais no segundo modo de vibração de uma viga "Encastrada-Livre" de geometria 600x32x18 mm.

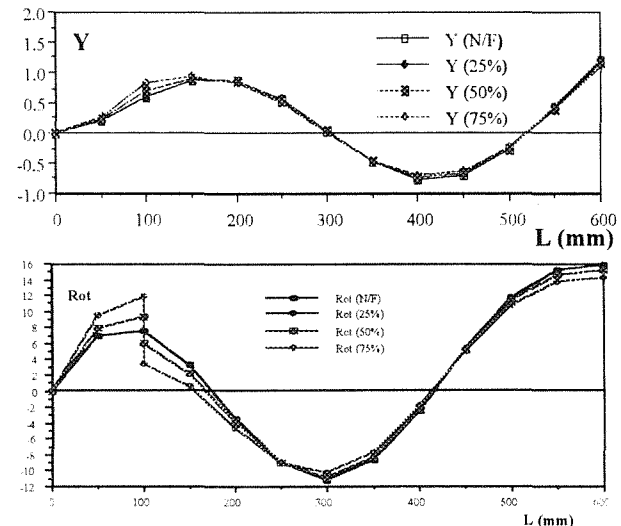


Figura 6. Variações dos deslocamentos e rotações modais no terceiro modo de vibração de uma viga "Encastrada-Livre" de geometria 600x32x18 mm.

semelhantes. Analisando as figuras 1 a 6 verifica-se que a existência de uma fenda produz alterações no modo de vibração que são dificilmente perceptíveis em alguns dos casos. De qualquer forma pode-se ainda concluir que, quando perceptíveis, as variações dos deslocamentos modais dão indicações quanto à localização do defeito.

Ao analisar-se a descrição dos mesmos modos de vibração através dos valores das rotações modais, verifica-se o aparecimento de uma brusca alteração que torna bastante mais evidente a existência (e a localização) da fenda. Este facto mostra ser esta uma forma bastante mais precisa para se atingirem os objectivos de detecção de defeitos.

Nestas circunstâncias parece ser óbvio o interesse em explorar a aplicabilidade prática, na detecção de danos em elementos estruturais, de uma metodologia em que se possa recorrer à utilização complementar dos modos de vibração expressos em termos das rotações e não dos deslocamentos como habitualmente se faz. A problemática da medição experimental de rotações virá certamente a pôr-se mas a sua discussão ultrapassa os objectivos deste artigo. Salienta-se apenas que uma possível via consiste em derivar os deslocamentos.

4. CONCLUSÕES

A utilização das rotações modais pode constituir uma alternativa preciosa na localização de fendas ou defeitos localizados em estruturas.

A utilização dos deslocamentos ou rotações modais obtidos/as em apenas uma frequência natural podem ser suficientes para localizar o elemento danificado, o que seria impossível pelo recurso exclusivo ao conhecimento da variação de uma frequência natural.

Modelos mistos utilizando simultaneamente as frequências naturais e aos deslocamentos ou rotações modais podem ser sugeridos como complemento à limitação do emprego exclusivo das frequências naturais na caracterização de fendas de pequena profundidade.

5. REFERÊNCIAS

- [1] Rytter, A. "Vibration Based Inspection of Civil Engineering Structures", Ph.D-thesis. Aalborg University, Denmark, 1993.
- [2] Araújo Gomes, A.J.M. e Montalvão e Silva, J.M. "Theoretical and Experimental Data on Crack Depth Effects in The Dynamic Behaviours of Free-Free Beams", pp 274 - 283, 9 th International Modal Analysis Conference, Florence, Italy, 1991.
- [3] Kirkegaard, P.H. e Rytter, A. "Use of Neural Networks For Damage Assessment in a Steel Mast", pp 1128 - 1134, 12 th International Modal Analysis Conference, Honolulu, Hawaii, 1994.
- [4] Menghetti, U. e Maggiore, A. "Crack Detection by Sensitivity Analysis", pp 1292 - 1298, 12 th International Modal Analysis Conference, Honolulu, Hawaii, 1994.
- [5] Rytter, A. e Kirkegaard, P.H. "Vibrational Based Inspection of a Steel Mast", pp 1602 - 1608, 12 th International Modal Analysis Conference, Honolulu, Hawaii, 1994.
- [6] Muthu, P. e Reddy, S.B. "Dynamic Analysis of Cracked Beam For Estimation of Modal Parameters Using FEM Technique", pp 850 - 856, 12 th International Modal Analysis Conference, Honolulu, Hawaii, 1994.
- [7] Montalvão e Silva J.M. e Araújo Gomes A.J.M. "Crack Identification of Simple Structural Elements Through The Use of Natural Frequency Variations: The Inverse Problem", pp 1728 - 1735, 12 th International Modal Analysis Conference, Honolulu, Hawaii, 1994.
- [8] Araújo Gomes, A.J.M. e Montalvão e Silva, J.M. "On The Use of Modal Analysis For Crack Identification", pp 1108 - 1115, 8 th International Modal Analysis Conference, Kissimmee, Florida, 1990.
- [9] Montalvão e Silva J.M. et Araújo Gomes A.J.M. "Experimental Dynamic Analysis of Cracked Free-Free Beams", pp 20 - 25, Experimental Mechanics, Vol. 30 N° 1, 1990.
- [10] Montalvão e Silva, J.M. e Araújo Gomes, A.J.M. "Modelação de Fendas Por Molas de Rigidez à Torção", 4. as Jornadas de Fractura, Sociedade Portuguesa de Materiais, Secção Técnica de Fractura, I.S.T., 1991.
- [11] Montalvão e Silva J.M. e Araújo Gomes A.J.M. "On The Use of Modal Analysis For fatigue Crack Detection in Simple Structural Elements", pp 595 - 600, 11 th International Conference on Offshore Mechanics and Arctic Engineering - Offshore Technology, Calgary, Canada, 1992.
- [12] Ibrahim, A. e all "Modeling of The Dynamics of a Continuous Beam Including Nonlinear Fatigue Crack", The International Journal of Analytical and Experimental Modal Analysis, Vol 2, N° 2, 1987.
- [13] Cawley, P. e Ray, R. "A Comparison of The Natural Frequency Changes Produced by Cracks and Slots", pp 366 - 370, Transactions of The ASME - Journal of Vibration, Acoustics, Stress, and Reliability in Design, Vol 110, 1988.
- [14] Friswell, M.I. e Penny, J.E.T. "A Simple Nonlinear Model of a Cracked Beam", pp 516 - 521, 10th International Modal Analysis Conference, San Diego, USA, 1992.
- [15] Brandon, J. A. e Abraham, O. N. L., "An Investigation Into The Interface Mechanics in Fractures, Part 1: Theoretical Models", Proceedings of the Second International Conference on Interfaces in Medicine and

- Mechanics, Interface 90, Bologne, Italy, 1990.
- [16] Brandon, J. A. e Macleod, D., "An Investigation Into The Interface Mechanics in Fractures, Part 1: Theoretical Models". Proceedings of the Second International Conference on Interfaces in Medicine and Mechanics, Interface 90, Bologne, Italy, 1990.
- [17] Montalvão e Silva J.M. e Araújo Gomes A.J.M. "Crack Identification Through Dynamic Behaviour: A Discussion on The Influence of The Crack Opening and Closing Phenomena", pp 688 - 698, Proceedings of the Vibration and Noise'95, Venezia, Italy, 1995.
- [18] Budipriyanto, A. e Swamidas. S. S. J. "Experimental And Analytical Verification of Modal Behaviour of Uncracked/cracked Plates in Air and Water", pp 745 - 752, 12 th International Modal Analysis Conference, Honolulu, Hawaii, 1994.
- [19] Perchard, D. R. e Swamidas, S. S. J. "Crack Detection in Slender Cantilever Plates Using Modal Analysis", pp 1769 - 1777. 12 th International Modal Analysis Conference, Honolulu, Hawaii, 1994.
- [20] Alampalli, S. G e all. "Modal Analysis as a Bridge Inspection Tool", pp 1359 - 1366. 10 th International Modal Analysis Conference, San Diego, California, 1992.
- [21] Chance, J e all. "A Simplified Approach to The Numerical and Experimental Modelling of The Dynamics of a Cracked Beam", pp 778 - 785. 12 th International Modal Analysis Conference, Honolulu, Hawaii, 1994.
- [22] Salawu, O. S. e Williams, C. "Damage Location Using Vibration Mode Shapes", pp 933 - 939, 12 th International Modal Analysis Conference, Honolulu, Hawaii, 1994.
- [23] Lee, H. P. e Ng, T. Y. "Natural Frequencies and Modes For The Flexural Vibration of a Cracked Beam", pp 151 - 163. Applied Acoustics, nº 42, 1994.
- [24] Lam, H. F. e all. "Detection of Damage Location Based on Sensitivity Analysis". pp 1499 - 1505, 13 th International Modal Analysis Conference, Nashville, Tennessee, 1995.
- [25] Montalvão e Silva J.M. e Araújo Gomes A.J.M. "The Inverse Crack Problem: Extension to Two Simultaneous Crack on Free-Free Beams", 10 th International Conference on Experimental Mechanics, LNEC, Portugal, 1994.
- [26] Araújo Gomes A.J.M. e Montalvão e Silva J.M. "Dynamic Analysis of Clamped-Free Cracked Beams With Variables Masses at The Free End", 7 th International Conference of The Society of Experimental Mechanics, Las Vegas, Nevada, USA, 1992.
- [27] Meneghetti, U. e Maggiore, A. "Crack Detection by Sensitivity Analysis", pp 193 - 199, 13 th International Modal Analysis Conference, Nashville, Tennessee, 1995.
- [28] Padey, A. K. e al. "Damage Detection from Changes in Curvature Mode Shapes", pp 321 - 332. Journal of Sound and Vibration, nº 145 (2), 1991.
- [29] Zhang, Z e Aktan, A. E. "The Damage Indices For The Constructed Facilities", pp 1520 - 1529. 13 th International Modal Analysis Conference, Nashville, Tennessee, 1995.
- [30] Salawu, O. S. "Identification of Damage Sensitive Vibration Modes", pp 354 - 365. Proceedings of the Vibration and Noise'95, Venezia, Italy, 1995.
- [31] ANSYS User's Manual, For Revision 5.0, Swanson Analysis Systems, Inc. Houston, 1993.

ESTUDIO DE LA FRACTURA POR DESLAMINACION DE LAMINADOS COMPUESTOS MULTIDIRECCIONALES

C.Betegón, F.J.Belzunce

E.T.S.Ingenieros Industriales.
Crtra. de Castiello s/n. 33204-Gijón

Resumen.- La presencia de deslaminaciones en estructuras formadas a base de láminas unidireccionales de materiales compuestos constituyen uno de los factores fundamentales en el análisis de las mismas. Las condiciones que provocan la presencia y la posterior propagación de estos fallos pueden determinarse mediante la mecánica de la fractura. Sin embargo, en la mayoría de los casos, es necesario considerar condiciones de fractura en modo mixto. En este trabajo se analizan las situaciones que conducen a la presencia de dichos modos mixtos. Se presenta así mismo un método numérico que permite separar las componentes en modo I y modo II de fractura.

Abstract.- Fracture mechanics has been found to be a useful tool for understanding polymer fibre-composite delamination. Delamination is often a mixed-mode fracture process, and it is necessary to determine the components of the total energy release rate. In this paper, different sources for the mixed field are analyzed, and a numerical method to separate mode I and mode II components is presented.

1.INTRODUCCION.

Las extraordinarias resistencia y rigidez específicas de los composites de fibra de carbono, junto con las posibilidades que estos materiales ofrecen a la hora de reforzar selectivamente partes concretas de las estructuras, han hecho que estos materiales compuestos sean los más adecuados a la hora de minimizar el peso de los componentes estructurales. Sin embargo, los laminados formados a base de láminas unidireccionales yuxtapuestas, de resinas diversas y fibras de carbono, orientadas de acuerdo con secuencias bien definidas, son susceptibles de sufrir deslaminaciones, es decir, la nucleación y crecimiento de grietas a lo largo de intercaras entre láminas adyacentes. Estas grietas constituyen uno de los factores fundamentales que limitan la vida de las estructuras realizadas con composites.

Las deslaminaciones aparecen entre los composites laminares, bien ya durante su procesado y fabricación o como consecuencia de las sollicitaciones de servicio. A este último respecto, existen detalles estructurales comunes en los que las tensiones normales de servicio, aunque se apliquen en el plano de la lámina, originan concentraciones de tensiones interlaminares (en la dirección del espesor) capaces de generar deslaminaciones bajo esfuerzos estáticos o de fatiga. Algunos de estos detalles típicos se reflejan en la figura 1: a) un borde libre, b) el contorno de un agujero, c) el extremo de una lámina interna en un bisel, d) una unión adhesiva y e) una unión mecánica[1]. De cualquier manera, incluso en ausencia de tales discontinuidades, se pueden producir deslaminaciones como resultado de la aplicación de esfuerzos de compresión, que a su vez originan pandeo local o global, así como tensiones internas transversales

y de cortadura que son la causa última de las deslaminaciones. Asimismo, los impactos a baja velocidad producen deslaminaciones múltiples, además de otros defectos como grietas intralaminares y rotura de fibras.

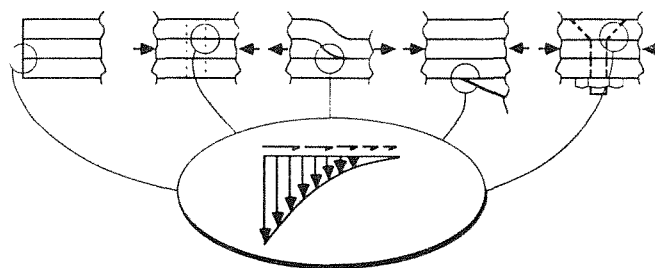


Fig. 1. Detalles estructurales generadores de deslaminaciones

La deslaminación de las estructuras de composites bajo cargas en su propio plano es una forma de fallo subcrítico (las deslaminaciones normalmente crecen de modo estable), que produce los siguientes efectos: a) una pérdida de rigidez, que tiene una repercusión menor desde el punto de vista de fallo de la estructura, b) una concentración local de la deformación en las capas que soportan las cargas, y c) una inestabilidad local, que puede ser el origen de un fallo a compresión. En los dos últimos supuestos la deslaminación acarrea la redistribución de las cargas entre las diferentes capas del composite, lo que puede ocasionar finalmente la rotura catastrófica. De este modo, las deslaminaciones pueden ser, indirectamente, las causas del fallo de la estructura [2].

Esta es una de las razones que explica el hecho de que, hasta épocas muy recientes, los materiales compuestos

sólo se utilizaban en componentes estructurales secundarios, es decir, en aquellas situaciones donde el fallo del mismo no ocasionaba inexorablemente la destrucción de la estructura. Sin embargo, en la actualidad estos laminados se utilizan en la fabricación de componentes con capacidad resistente sometidos a complejos estados de carga tridimensional, susceptibles por lo tanto de inducir el crecimiento de deslaminaciones. En estas situaciones, la mecánica de fractura es una herramienta fundamental que nos permite entender la mecánica de la deslaminación y determinar las variables que controlan el crecimiento de estos defectos, con el fin de asegurar la tolerancia al daño de las estructuras fabricadas con composites.

2. FUNDAMENTOS DEL ANALISIS NUMERICO DEL CRECIMIENTO DE LAS DESLAMINACIONES

Habitualmente se postula que el crecimiento de una deslaminación tiene lugar cuando la tasa de relajación de energía elástica aplicada, G , alcanza un valor característico del material. Es preciso destacar en primer lugar que, en una situación general, una deslaminación crecerá en servicio bajo los efectos de sollicitaciones mixtas de los tres modos de fractura: modo I, modo II y modo III ($G=G_I+G_{II}+G_{III}$). Si entendemos por carga en modo I aquella que provoca una apertura de los labios de la fisura, hay que señalar que en muchas estructuras laminadas, la aplicación de dicha carga produce deformaciones locales en el frente de la fisura con componentes tanto en modo I como en modo II. Esta situación se da, por ejemplo, cuando el plano de deslaminación no coincide con el plano central en relación al espesor del laminado [3].

Por otro lado, cuando la deslaminación avanza entre dos materiales diferentes, como es el caso de dos láminas con distinta orientación en un laminado, la diferencia en las propiedades del material a uno y otro lado del defecto induce componentes de cortadura bajo esfuerzos normales, y viceversa, de forma que la aplicación de una carga en modo I origina también un modo mixto. Para satisfacer las condiciones de contorno a lo largo de la intercara, la singularidad de la tensión es de la forma $r^{-1/2 \pm i\phi}$ ($i=\sqrt{-1}$), donde ϕ es función de las características de ambos materiales. La parte imaginaria de la singularidad corresponde a un componente oscilatorio de frecuencia creciente a medida que nos acercamos al frente de la grieta, de tal manera que los desplazamientos de los dos labios de la grieta se solapan, lo que se traduce en una situación física irreal (interpenetración de los flancos de la fisura), lo que por otro lado, además de cuestionar el uso de factores de intensidad de tensiones, da lugar a la no convergencia de los componentes individuales de G en el análisis por elementos finitos, de tal manera que su magnitud depende de la longitud de cierre de grieta que se utiliza en el análisis, aunque el valor total de G , es decir, la suma de los tres componentes, toma un valor fijo y constante [3, 4, 5].

De esta manera, en una estructura de material compuesto, las causas de la aparición de modos de fractura mixtos son básicamente tres: a) la carga aplicada, b) la falta de simetría de la estructura respecto al plano central y c) la diferencia de propiedades entre las láminas situadas a ambos lados de la deslaminación.

A la hora de establecer un criterio de fractura en condiciones de fractura mixta, no basta con conocer el valor de la tasa de relajación elástica, G y compararla con el valor crítico característico del material, sino que es necesario expresarlo como una combinación de G_I y G_{II} (G_{III} en la mayor parte de las situaciones prácticas es despreciable) y las correspondientes tenacidades G_{Ic} y G_{IIc} [6]. Por otro lado, dichas tenacidades dependen de la orientación de las láminas entre las que se sitúa este defecto, y no es igual, por ejemplo, entre láminas [0/0] que [45/45] o [90/90]. El criterio de fractura más utilizado en estos casos viene dado por

$$\frac{G_I}{G_{Ic}} + \frac{G_{II}}{G_{IIc}} = 1 \quad (1)$$

donde G_{Ic} y G_{IIc} corresponden a las resistencias a la deslaminación del material en modos I y II respectivamente. Aunque no existe aún ninguna norma internacionalmente aceptada para medir dichas resistencias en compuestos laminares, en el curso de los últimos años se han venido utilizando los ensayos sobre composites unidireccionales en modos I y II puros. La resistencia a la deslaminación en modo I de una probeta de composite unidireccional, G_{Ic} , se supone que proporciona la menor energía de fractura del material, y es por lo tanto un valor de cálculo conservador. Por otro lado, cuando únicamente se necesita un valor de la tenacidad del material a título comparativo, el ensayo en modo II de un composite unidireccional proporciona el parámetro más útil, G_{IIc} , ya que se han encontrado muy buenas correlaciones entre este valor y la resistencia a la compresión tras el impacto, que a su vez es un ensayo muy popular en la industria aeronáutica [1].

En el presente trabajo se pretende el cálculo de la tasa de relajación de energía, así como su separación en los componentes correspondientes a cada modo de fractura, para distintas geometrías de estructuras laminadas de composites. Dichas estructuras se han seleccionado de forma que la aparición de los modos de fractura mixtos sea debida a las tres causas que se han señalado anteriormente. Además, un último caso combina dos de dichas situaciones (pérdida de simetría y materiales diferentes a ambos lados de la grieta).

3. CALCULOS DE TASAS DE RELAJACION DE ENERGIA

Los métodos de cálculo por elementos finitos basados en el cierre de la punta de la grieta son los más utilizados a la hora de evaluar la tasa de relajación de energía elástica en el contorno de una deslaminación, puesto que

permiten la descomposición de dicha tasa de relajación de energía en sus componentes I y II con relativa facilidad.

Basándose en la formulación de Irwin, las expresiones de G_I y G_{II} viene dadas por

$$G_I(a) = \lim_{\Delta a \rightarrow 0} \frac{1}{2\Delta a} \int_{x=0}^{x=\Delta a} \sigma_y(x,0)u_y(\Delta a - x, \pi) dx$$

$$G_{II}(a) = \lim_{\Delta a \rightarrow 0} \frac{1}{2\Delta a} \int_{x=0}^{x=\Delta a} \tau_{xy}(x,0)u_x(\Delta a - x, \pi) dx \quad (2)$$

donde $\sigma_y(x,0)$ y $\tau_{xy}(x,0)$ son las distribuciones de tensiones en el frente de la grieta, $u_x(\Delta a - x, \pi)$ y $u_y(\Delta a - x, \pi)$ son los desplazamientos relativos entre los flancos de la fisura, y Δa es el incremento de grieta. Estas expresiones representan las tasa de liberación de energía $G_j(a)$, $j=I,II$ como el trabajo necesario para cerrar la grieta de longitud $a+\Delta a$ una cantidad Δa , y fueron utilizadas por primera vez en cálculos por elementos finitos por Rybicki y Kanninen [7]. Las fórmulas (2) pueden ser expresadas en función de las fuerzas nodales como

$$G_I(a, L) = \frac{1}{2L} [F_{y,i}(a)\Delta u_{y,i-2}(a) + F_{y,i+1}(a)\Delta u_{y,i-1}(a)] \quad (3)$$

$$G_{II}(a, L) = \frac{1}{2L} [F_{x,i}(a)\Delta u_{x,i-2}(a) + F_{x,i+1}(a)\Delta u_{x,i-1}(a)]$$

para el modelo de elementos finitos que se muestra en la figura 2.

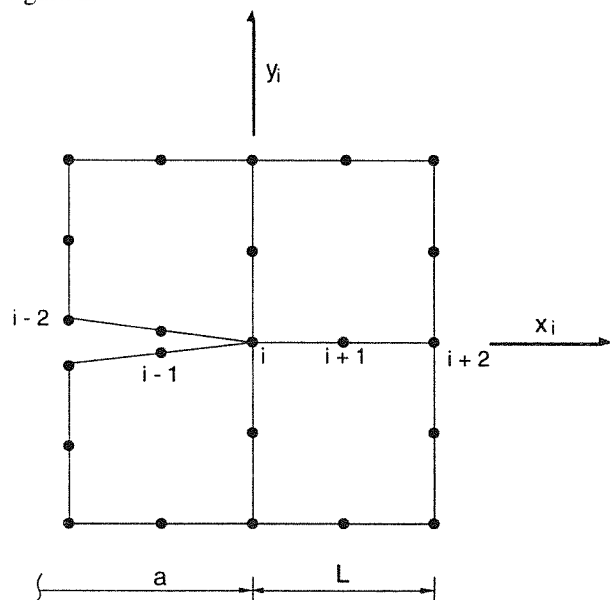


Fig.2. Detalle malla elementos finitos utilizada en el cálculo de G_I y G_{II}

Este método de separación de modos ha sido aplicado a distintas geometrías de materiales compuestos. En primer lugar, se lleva a cabo un análisis de la estructura por el método de los elementos finitos, utilizándose el

programa de ordenador ABAQUS[8]. Posteriormente, se procesan los resultados obtenidos para extraer las fuerzas nodales en el frente de la grieta y los desplazamientos relativos correspondientes en los flancos de la misma, calculándose los componentes G_I y G_{II} según las fórmulas (3). La suma de estos dos valores se compara con el resultado proporcionado por el programa, donde G se calcula como una integral de contorno. En todos los casos, se han encontrado diferencias menores del uno por ciento.

En la figura 3 se muestran las geometrías seleccionadas. La primera de ellas corresponde a una viga cargada en modo I, pero que al no ser simétrica presenta componente en modo II. Se trata de un compuesto unidireccional, cuyas propiedades se representan en la Tabla 1. La proporción de modo II dependerá del espesor relativo h_1/h_2 . La segunda geometría se ha obtenido a partir de una viga simétrica y bajo carga en modo I, también de compuesto unidireccional, en la cual se ha introducido una lámina del mismo compuesto pero con las fibras orientadas un ángulo θ . Esta lámina es de espesor muy pequeño, de tal forma que la simetría global de la probeta apenas se vea alterada, por lo que consideraremos que la aparición de modo mixto se deberá exclusivamente a que la deslaminación se produce entre dos materiales con propiedades distintas, las láminas con fibras orientadas a 0 y θ grados.

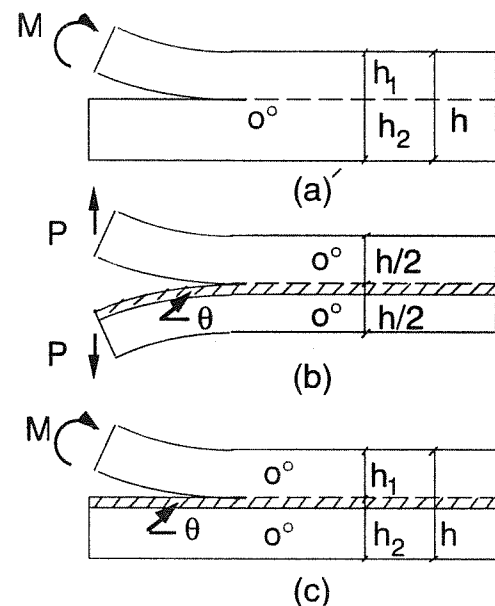


Fig. 3. Distintas geometrías de estructuras laminadas

Los resultados obtenidos para la primera de las geometrías se representan en la figura 4. La proporción de componente en modo II se presenta por medio del ángulo de fase Ψ , definido como

$$\Psi = \tan^{-1} \sqrt{\frac{G_{II}}{G_I}} \quad (4)$$

de tal forma que un ángulo Ψ igual a cero representa modo I puro, mientras que condiciones en modo II puro vendrían dadas por $\Psi=90^\circ$. En la figura 4 se representan, para cada valor de (h_2/h) , los valores de Ψ obtenidos según el método de cierre de grieta descrito para los distintos valores de Δa considerados. Puede observarse que, excepto en las dos situaciones más extremas ($h_2/h=0.19$ y $h_2/h=0.81$), el valor de Ψ no depende del incremento de grieta considerado. La dependencia presentada en las dos situaciones límites puede deberse a la ausencia de linealidad producida por la diferencia de rigidez en los dos brazos de la viga, y que no ha sido considerada en el análisis.

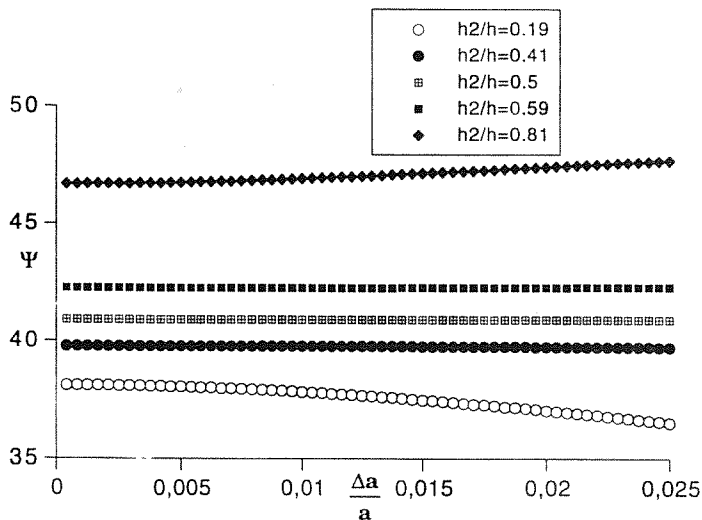


Fig. 4. Ángulo de fase para las distintas geometrías asimétricas

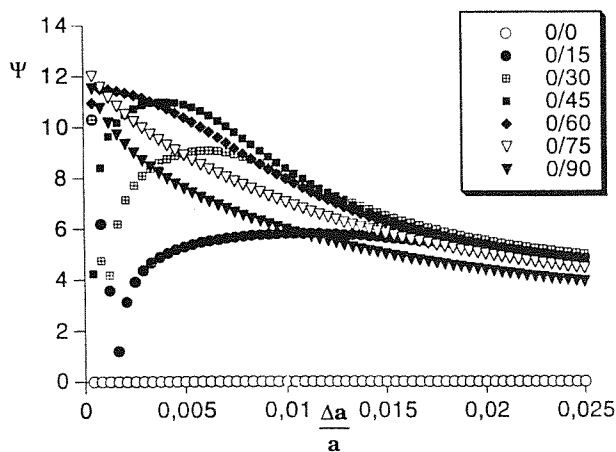


Fig. 5. Ángulo de fase para las distintas configuraciones simétricas

En cambio, cuando la presencia del modo mixto es debido a la diferencia de materiales, el ángulo de fase en límite ($\Delta a \rightarrow 0$) no está definido, sino que presenta una oscilación, como se ha explicado anteriormente. La figura 5 muestra los resultados obtenidos para la segunda configuración considerada, según las distintas orientaciones de las láminas entre las que se sitúa la deslaminación. La mayor proporción de modo II en las proximidades de la grieta ($\Delta a \rightarrow 0$) corresponde al caso (0/90), debido a la mayor diferencia en las propiedades de

los dos materiales. De cualquier manera, incluso en esta situación la proporción de modo II es muy pequeña, como puede verse en la figura 6, donde los valores absolutos de G_I y G_{II} obtenidos en este caso (0/90) pueden verse con más detalle. Es de señalar como, aunque G_I y G_{II} independientemente muestran oscilaciones en el frente de la fisura, el valor de G permanece constante.

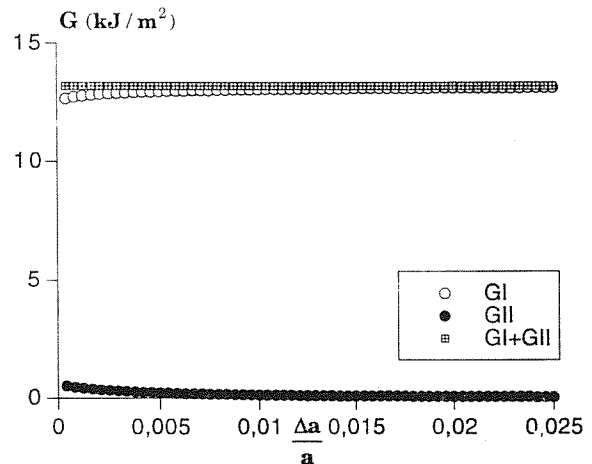


Fig. 6. Valores de las distintas tasas de relajación de energía para la probeta simétrica (0/90)

Por último, se ha analizado una tercera situación, en la que aparece tanto falta de simetría global como materiales diferentes a ambos lados de la deslaminación. Para ello, se ha tomado la primera de las configuraciones, con ($h_2/h=0.5$) y se ha introducido una pequeña lámina de compuesto unidireccional con las fibras orientadas a 90° (figura 3c). En la figura 7 pueden verse los resultados obtenidos para el ángulo de fase según dicha lámina se coloque en el brazo superior o en el inferior ($\Psi_{a(0/90)}$ y $\Psi_{a(90/0)}$). En la misma figura se han representado los valores de Ψ obtenidos para los dos casos anteriores ($\Psi_{a(0/0)}$ para la probeta asimétrica y $\Psi_{(0/90)}$ para la probeta cargada en modo I y orientaciones 0/90), así como la suma y la diferencia de estos dos valores. Como puede verse, estas suma y diferencia coinciden con los resultados de la tercera configuración, de tal forma que puede considerarse que el crecimiento de deslaminaciones entre láminas de diferente orientación induce un campo mixto local que se superpone al debido a la asimetría de la geometría objeto de estudio, de tal manera que cuando la mixicidad de modos se representa mediante el ángulo de fase Ψ , el efecto conjunto de ambos factores se calcula como la suma de los ángulos de fase inducidos por cada una de las dos situaciones individuales.

4. CONCLUSIONES

Como se ha señalado, la propagación de la mayoría de las deslaminaciones en estructuras laminadas de compuestos, se produce en condiciones mixtas de fractura. La proporción de modo II depende de dos factores: las condiciones "globales" de la geometría,

entendiendo por ello tanto la geometría de la probeta considerada como el modo de carga; y las diferencias en los materiales situados a ambos lados de la deslaminación. En el primero de los casos, la proporción de modo II no depende de los campos locales en el frente de la fisura, sino que siempre podrá ser determinado a partir de magnitudes globales (cargas, geometría), mientras que en el segundo de los casos, dicha proporción está únicamente determinada por los materiales considerados y varía con la distancia a la punta de la fisura. Se ha demostrado que si la proporción de modo II se representa mediante el ángulo de fase Ψ , es posible obtener la proporción total como la suma de los ángulos de fase inducidos por cada una de las situaciones por separado.

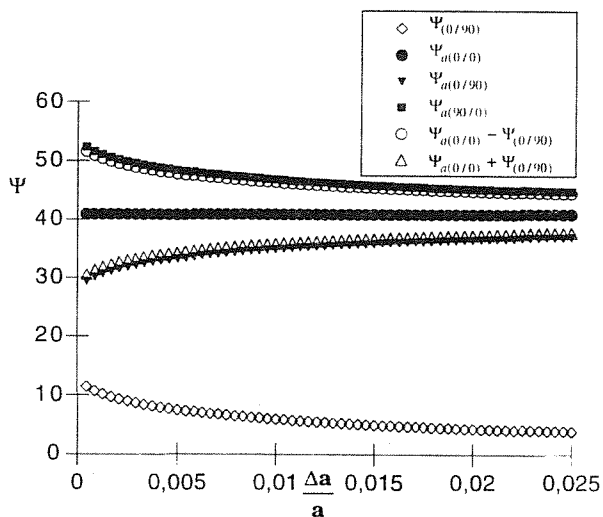


Fig. 7. Angulo de fase para la geometría simétrica con la deslaminación entre láminas a 0 y 90 °.

5. AGRADECIMIENTOS

Los autores desean expresar su agradecimiento a la Comisión Interministerial de Ciencia y tecnología (CICYT) la financiación aportada para la realización de esta investigación (proyecto MAT95-0613-c02-01).

6. BIBLIOGRAFIA

[1] Carlsson L.A. y Gillespie J.W., "Mode-II interlaminar fracture of composites", en Applications of Fracture Mechanics to Composite materials, pp 135-144, Elsevier Science Pub. (1989)

[2] O'Brien T.K., "Delamination of composite materials", en Fatigue de Composites Materials (Ed. K.L.Reifsnider), pp. 181-198, Elsevier Science Pub. (1990)

[3] Charambides M., Kinloch A.J., Wang Y. y Williams J.G., "On the analysis of mixed-mode failure", Int. J. of Fracture **54**, 269-291 (1992)

[4] Carlsson L.A. y Aksoy A., "Analysis of interleaved end-notched flexure specimen for measuring mode II fracture toughness", Int. J.of Fracture **52**, 67-77 (1991)

[5] Hwu C. y Hu J.S., "Stress intensity factors and energy release rates of delaminations in composite laminates". Eng. Fract. Mechanics **42**, 977-988 (1992)

[6] Rhee K.Y., "Characterization of delamination behaviour of unidirectional graphite/PEEK laminates using crack lap shear specimens", Composites Structures **29**, 379-382 (1994)

[7] Rybicki E.F. y Kanninen M.F., "A finite element calculation of stress intensity factors by a modified crack closure integral", Engng Fracture Mech. **9**, 931-938 (1977)

[8] Hibbit, H. D., Karlsson, B. I. y Sorensen, E. P., "ABAQUS User's Manual, versión 5.3" (1992)

APLICACIÓN DE LA MECÁNICA DE FRACTURA A LA FISURACIÓN DE FÁBRICAS DE LADRILLO

G. Hussein, G.V. Guinea y M. Elices

Departamento de Ciencia de Materiales, Universidad Politécnica de Madrid
E.T.S. Ingenieros de Caminos, Ciudad Universitaria s/n. 28040 Madrid

Resumen. La aparición de grietas y fisuras es probablemente la lesión más habitual de los tabiques y muros de ladrillo empleados en edificación. Estos defectos, que generalmente tienen poca repercusión estructural, son muy frecuentes y consumen un porcentaje elevado del presupuesto total dedicado a conservación de edificios. Por ello, antes de acometer su reparación es necesario investigar adecuadamente sus causas, pero la falta de una herramienta de análisis adecuada hace que el estudio de estos defectos se confíe casi siempre a la experiencia. Este trabajo presenta el primer paso hacia un estudio sistemático de las fisuras basado en las técnicas de la Mecánica de la Fractura y se muestra como con éste modelo se pueden predecir adecuadamente las trayectorias observadas en la práctica.

Abstract. Cracking is probably the most frequent case of masonry performance failure and has been an engineering concern for at least 150 years. Most building develop cracks and most of this cracking is not structurally significant, but they reduce building performance and increase maintenance costs. Diagnosis of specific causes of cracking is often difficult but must be carried out necessary before repair. Otherwise an inappropriate, and consequently ineffective repair technique may be selected. This work shows how Fracture Mechanics can assist building professionals in assessing crack trajectories in an effective and simple way.

1. INTRODUCCIÓN

La fisuración es probablemente la lesión más frecuente en los tabiques y muros de ladrillo normalmente usados en edificación. Aunque casi siempre poco trascendentes para la integridad estructural del edificio, las lesiones por fisuración suman alrededor del 40% de los defectos señalados, y consumen un porcentaje muy elevado de los fondos que se dedican a mantenimiento y conservación.

Los efectos indeseables de la fisuración afectan sobre todo a la función estética del edificio y a sus condiciones de servicio. El agrietamiento empeora la resistencia a los agentes meteorológicos, permitiendo la entrada del agua de lluvia y aumentando la conductividad térmica de los paramentos. También disminuye el aislamiento acústico y puede producir lesiones en conducciones de servicio así como en puertas y ventanas. Estas lesiones que inicialmente afectan sólo a la funcionalidad del edificio, pueden, de no ser tratadas a tiempo con las medidas oportunas, conducir a la ruina de la estructura.

La reparación de los daños originados por fisuras y grietas debe empezar por realizar una correcta diagnosis

de su origen, que ayudará a decidir el tratamiento más adecuado. Por ejemplo, si la fisuración es debida a deformaciones bajo cargas permanentes de vigas o columnas bastará realizar un tratamiento superficial de la zona afectada. Si por el contrario la causa es el asiento de una zapata de cimentación será preciso determinar con exactitud su origen y recalzar si es preciso la estructura.

El análisis de la fisuración de un edificio es un trabajo que en la actualidad se realiza de forma casi artesanal por empresas especializadas. Para diagnosticar las causas, estas empresas utilizan procedimientos que se basan en la experiencia. Las grietas que aparecen en los paramentos se comparan con patrones conocidos, obtenidos de la experiencia (figura 1). El método de análisis es cualitativo y su éxito depende en gran medida del buen criterio y de la experiencia del técnico que lo aplica.

Cuando la fisuración es compleja o cuando la morfología del edificio no se adapta bien a los patrones conocidos la predicción correcta del origen de las fisuras resulta difícil. En estos casos el técnico apenas dispone de algo más que su intuición.

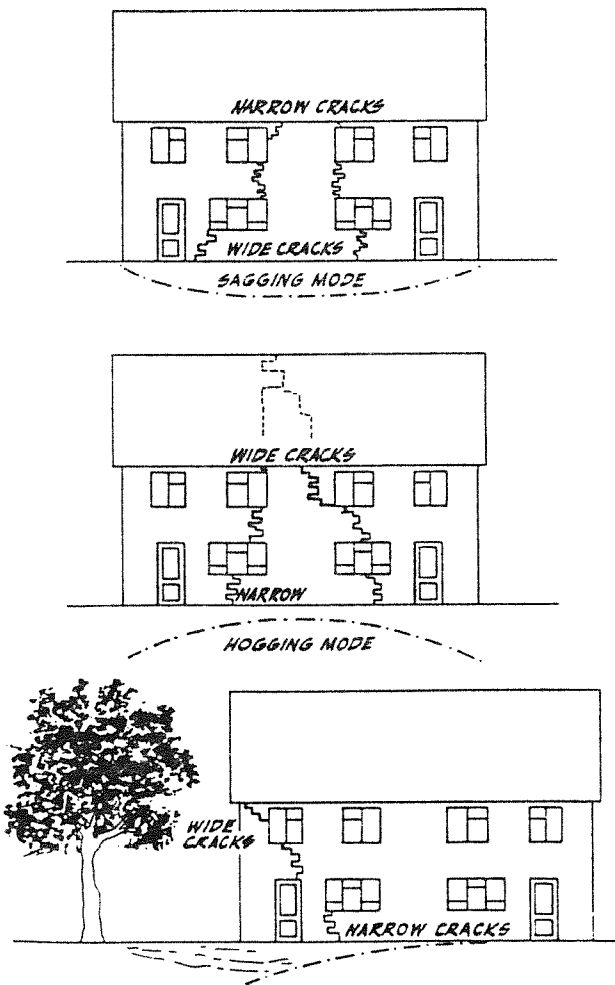


Fig. 1. Algunos patrones de fisuración (según [1])

Este artículo aborda el análisis de la fisuración en paramentos de edificación mediante las técnicas de la Mecánica de la Fractura Elástica Lineal. En los siguientes apartados se presentan los fundamentos del modelo y se muestra su aplicación a dos casos reales. Los resultados obtenidos predicen adecuadamente las trayectorias observadas y son de gran utilidad para conocer los movimientos que han originado la fisuración. El artículo se cierra con las conclusiones más importantes.

2. MODELOS DE ANÁLISIS

2.1 Introducción

El análisis tradicional de la fisuración de paramentos de ladrillo (tabiques y muros) de un edificio se ha venido realizando a través de un modelo muy simplificado basado en la elasticidad lineal. El material se supone elástico-lineal, homogéneo e isótropo, y se toma despreciable su resistencia a tracción. De acuerdo con el modelo, las fisuración sigue las líneas de igual tensión principal mayor (isostáticas de compresión), que pueden determinarse fácilmente con un sencillo cálculo elástico (figura 2.). Además esta red de líneas es independiente de las características elásticas del material y sólo depende de su geometría y de la relación de las cargas aplicadas.

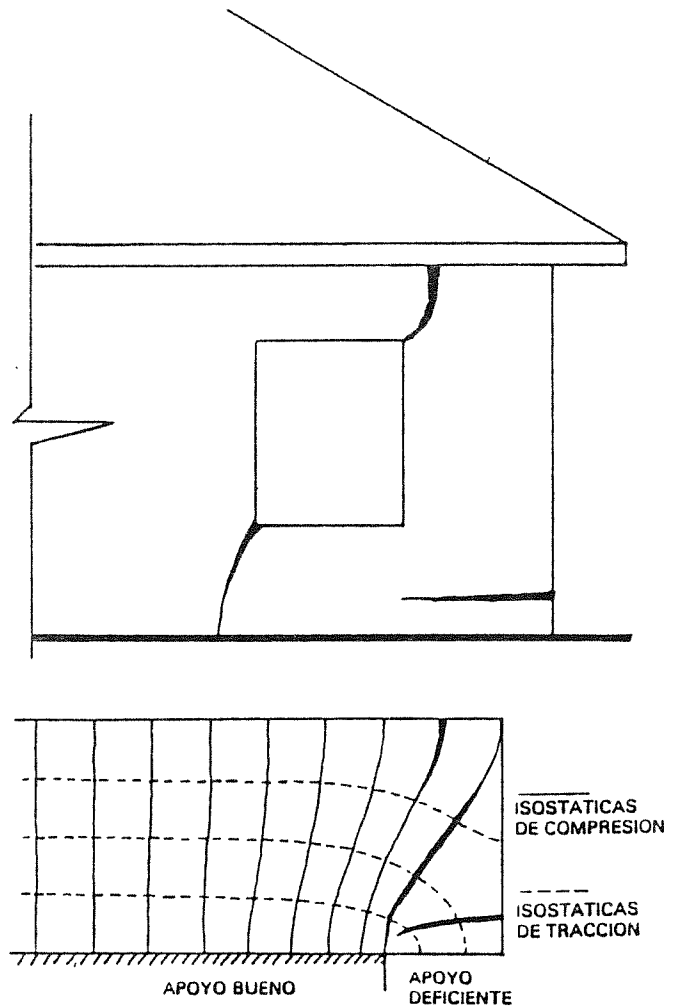


Fig. 2. Modelo de líneas isostáticas (según [3])

Este modelo es el utilizado en numerosos textos técnicos dedicados a la fisuración de edificios [2,3] y por la mayoría de arquitectos e ingenieros que trabajan en este campo. Su sencillez, junto con su capacidad de justificar cualitativamente algunas trayectorias que se observan en la práctica están en la base de su éxito.

Sin embargo, el modelo en sí es inconsistente pues no tiene en cuenta que la aparición y propagación de fisuras modifica sustancialmente el estado tensional del elemento estudiado. De ahí que las trayectorias calculadas con la red de líneas isostáticas iniciales no sean válidas una vez iniciada la fisuración, cuando ha cambiado la geometría y, por tanto, la sollicitación del elemento.

Más recientemente han aparecido varios modelos que pretenden incorporar con detalle la interacción mortero-bloque de ladrillo durante el proceso de fractura. En general podemos clasificar estos modelos en dos grandes grupos en función del método de aproximación al material. En el primer grupo, que podemos denominar modelos *macroscópicos*, se encontrarían aquellos en los que se busca una relación constitutiva macroscópica para el conjunto mortero+bloque de ladrillo, supuesto homogéneo [4,5,6]. Esta relación se infiere a partir de las propiedades de los elementos constitutivos (mortero

y ladrillo). Una vez obtenida la ecuación del material, ésta se implementa en un programa estándar de cálculo numérico por elementos finitos con el que se modeliza la estructura deseada.

El segundo grupo de modelos, llamados *microscópicos*, centra su atención en la modelización detallada de cada bloque de ladrillo y de su interacción con las juntas de mortero [7, 8, 9]. Evidentemente, y por limitaciones de cálculo, estos modelos sólo son aplicables a elementos pequeños, que contengan un número no muy elevado de bloques, y para analizar aquellas situaciones en las que el interés se centra en la interacción entre el mortero y los bloques (p. ej. bajo una carga concentrada).

La necesaria incorporación de las propiedades mecánicas del mortero y de los bloques de ladrillo, tanto en los modelos macroscópicos como en los microscópicos, hace enormemente difícil su aplicación práctica. Estas propiedades se han de medir en el laboratorio sobre piezas construidas con el mismo material que compone el elemento bajo estudio, lo que suele ser difícil de conseguir en la mayoría de los casos. Además el procedimiento de cálculo es muy especializado, utilizando programas desarrollados específicamente para cada modelo. Por último, y dado que todos los modelos propuestos hasta ahora descansan en una formulación plástica del problema, los resultados del análisis no proporcionan trayectorias de fisuración propiamente dichas, sino zonas con mayor densidad de daño, a veces difíciles de relacionar con las observaciones prácticas, donde las fisuras aparecen bien definidas (figura 3).

Como veremos en el próximo apartado, mediante la utilización de la Mecánica de la Fractura Elástica Lineal, es posible realizar un estudio adecuado de los patrones de fisuración presentes en paramentos de edificación. Con esta técnica comprobaremos que se pueden determinar con buena aproximación las trayectorias de una manera sencilla, sin que sea necesario conocer las características concretas del mortero o bloque de ladrillo utilizado.

2.2 Modelo basado en la Mecánica de la Fractura Elástica Lineal

La Mecánica de la Fractura Elástica Lineal es una teoría hoy en día bien conocida que se desarrolló en los años 50-60 para el estudio de las roturas frágiles en elementos metálicos.

Las hipótesis básicas son que el material bajo estudio es homogéneo, elástico y lineal, y que la propagación de una grieta en su seno sucede cuando el factor de intensidad de tensiones K alcanza un valor crítico K_{IC} característico del material [11]. Este modelo es una extensión natural del modelo tradicional de rotura según las líneas isostáticas que, como vimos en el apartado anterior, presentaba algunos inconvenientes. Aunque las hipótesis realizadas parecen muy restrictivas, los resultados del modelo son buenos siempre que no se estudien zonas muy pequeñas en comparación con el tamaño de los bloques de ladrillo.

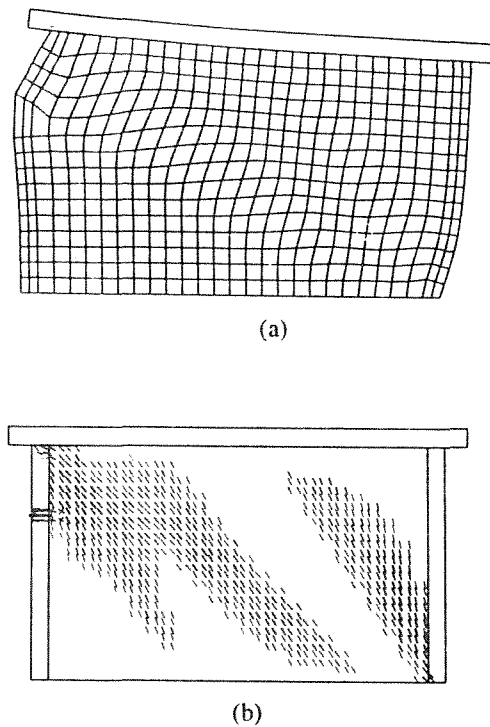


Fig. 3. Análisis del agrietamiento de un muro sujeto a un desplazamiento horizontal en su parte superior. (a) Malla deformada. (b) Patrones de fisuración (según [10])

En este artículo el análisis se ha limitado al caso bidimensional, que es la situación más frecuente en paramentos de edificación.

Condiciones de propagación de una fisura

Una fisura en un sólido elástico bidimensional cargado en su propio plano puede estar solicitada de dos modos diferentes, I y II, según se muestra en la figura 4 [11]. En el modo I los desplazamientos de los labios son perpendiculares al plano de la fisura mientras que en el modo II son paralelos a ésta. Para conocer la dirección de la propagación y el valor de la carga que inicia la rotura se han propuesto diferentes teorías [12, 13, 14] de entre las que hemos seleccionado la propuesta por Erdogan y Sih [12] de la *tensión circunferencial máxima* por su sencillez y claridad conceptual.

Siguiendo a Erdogan y Sih, una fisura sujeta a una sollicitación en modo mixto I+II se propaga desde su extremo en dirección radial y perpendicular a la tensión circunferencial máxima (figura 5). La dirección de propagación, θ , puede calcularse por la ecuación:

$$\text{tg}(\theta/2) = \frac{1}{4} (\rho \pm \sqrt{\rho^2 + 8}) \tag{1}$$

siendo ρ la relación entre los factores de intensidad de tensiones K_I y K_{II} aplicados a la fisura, $\rho = K_I/K_{II}$, y seleccionando en (1) el signo que proporciona un valor positivo (tracción) de la tensión circunferencial $\sigma_{\theta\theta}$ (figura 5).

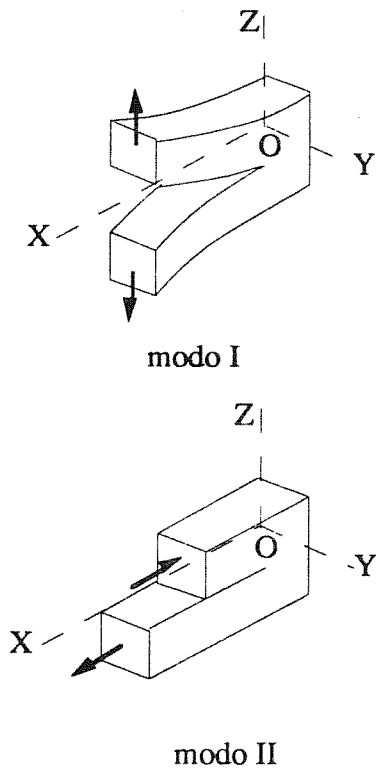


Fig. 4. Modos de fractura en un sólido bidimensional

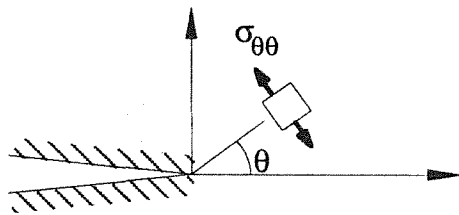


Fig. 5. Propagación de una fisura en modo mixto

El valor de la carga que inicia la propagación de la fisura se calcula mediante la ecuación:

$$K_{IC} = K_I \cos^3(\theta/2) - 3K_{II} \cos^2(\theta/2)\sin(\theta/2) \quad (2)$$

en la que la carga aplicada interviene a través de los factores K_I y K_{II} .

Cálculo de las trayectorias de fisuración

El cálculo de las trayectorias de las fisuras para una geometría y sollicitación dadas es un problema complejo que requiere solución numérica. Para resolverlo hemos modelizado cada problema mediante el programa de elementos finitos FRANC2D [15] que implementa el criterio de propagación de la tensión circunferencial máxima y que permite trabajar con varias fisuras

propagándose al mismo tiempo. Además, este programa rehace automáticamente la malla de elementos finitos cada vez que se produce la propagación, lo que simplifica enormemente el proceso de cálculo.

Dado que la fractura elástica lineal no contempla la nucleación de fisuras, éstas se han introducido 'a priori' en los puntos más solicitados de la estructura, en la dirección perpendicular a la tensión principal mayor. Estos puntos fueron obtenidos de un primer cálculo elástico sobre la geometría sin fisurar.

Una de las grandes ventajas de utilizar un modelo elástico lineal es que para la determinación de las trayectorias de las fisuras no es preciso conocer los valores de los parámetros del material (módulo de Elasticidad, E, coeficiente de Poisson, ν , tenacidad de fractura, K_{IC}) ni el valor exacto de las cargas aplicadas. Estos datos sólo interviene si se desean relacionar desplazamientos y cargas, o cuando durante la propagación varían no proporcionalmente éstas últimas.

Para verlo, considérese un sólido elástico lineal de espesor B sometido a la acción de su peso y de fuerzas P_i (figura 6).

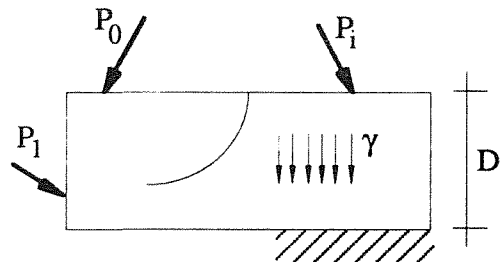


Fig. 6. Sólido elástico fisurado

Si analizamos las variables que intervienen en el problema podemos ver que la tensión en un punto del cuerpo siempre puede expresarse como:

$$\sigma = \frac{P_0}{BD} f(\text{geometría}, \frac{P_i}{P_0}, \frac{\gamma D}{P_0/BD}) \quad (3)$$

siendo B el espesor, D una dimensión característica, P_0 una de las fuerzas aplicadas que tomamos como referencia, γ el peso específico del material y f una función adimensional que dependerá del punto considerado. En el término 'geometría' de la ecuación (3) se incluirán todas las relaciones geométricas que definen completamente el problema.

Procediendo de igual forma, el valor de los factores de intensidad de tensiones podrá escribirse como:

$$K_I = \frac{P_0}{BD} \sqrt{D} g_I(\text{geometría}, \frac{P_i}{P_0}, \frac{\gamma D}{P_0/BD}) \quad (4)$$

$$K_{II} = \frac{P_0}{BD} \sqrt{D} g_{II}(\text{geometría}, \frac{P_i}{P_0}, \frac{\gamma D}{P_0/BD}) \quad (5)$$

siendo g_I y g_{II} funciones adimensionales.

A la vista de las ecuaciones (4) y (5) y de que en la ecuación (1) que determina el ángulo de propagación de las fisuras sólo interviene la relación K_I/K_{II} , resulta evidente que, siempre que se mantengan constantes las relaciones adimensionales P_i/P_0 y $\gamma BD^2/P_0$, la trayectoria de las fisuras dependerá sólo de la geometría, y no del valor de las cargas aplicadas o de otros parámetros.

Un razonamiento similar muestra que cualquier desplazamiento admitirá la forma:

$$\delta = \frac{P_0/B D}{E'} D h \left(\text{geometría}, \frac{P_i}{P_0}, \frac{\gamma D}{P_0/B D} \right) \quad (6)$$

siendo E' el módulo de elasticidad generalizado (E en tensión plana y $E/(1-\nu^2)$ en deformación plana). De nuevo podemos comprobar que la relación de desplazamientos entre diferentes puntos del cuerpo depende sólo de la geometría, siempre que se mantenga la proporcionalidad entre las cargas aplicadas.

La consecuencia práctica más importante es que no es necesario conocer las propiedades mecánicas del material o el valor concreto de las cargas aplicadas para determinar las trayectorias de fisuración o las relaciones entre desplazamientos de diferentes puntos de la estructura. Estos valores se pueden calcular sin dificultad analizando una estructura que sea geoméricamente proporcional.

En el próximo apartado mostraremos las predicciones realizadas con este modelo sobre algunos casos conocidos.

3. EJEMPLOS DE APLICACIÓN

Para contrastar el modelo hemos analizado las trayectorias de fisuración para dos casos documentados en la literatura. Ambos casos corresponden a la fisuración por gravedad de un tabique de ladrillo con una abertura. En el primero, el hueco del tabique está situado asimétricamente, en el mismo lado en el que se produce el asentamiento de la cimentación. En el segundo caso el hueco está emplazado en el centro del tabique.

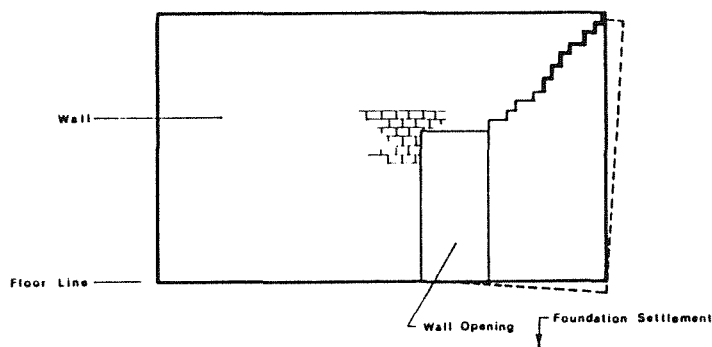


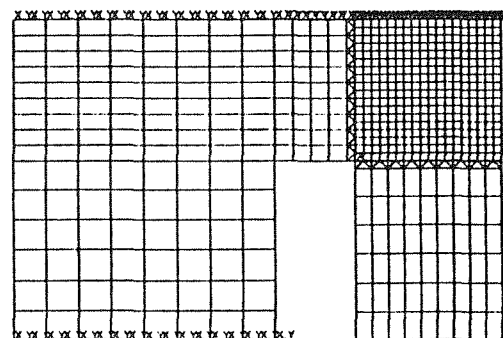
Fig. 7. Fisuración en un tabique asimétrico debida al asiento de la cimentación (según [15])

3.1 Tabique con un hueco asimétrico

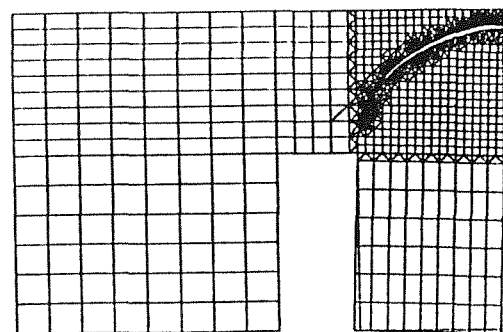
La figura 7 muestra la fisura formada en el tabique de una vivienda por asiento del terreno en uno de sus lados [15]. Obsérvese que se desarrolla una sola grieta que crece desde la esquina superior derecha hacia el hueco de la puerta.

Este problema ha sido estudiado mediante la Mecánica de la Fractura Elástica Lineal conforme lo descrito en el apartado anterior. El tabique se ha modelizado por elementos finitos con la malla mostrada en la figura 8a. Las condiciones de contorno reproducen las del tabique real y la única carga aplicada es la gravitatoria.

Como puede apreciarse en la figura 8b los resultados del modelo son buenos. En particular, el modelo predice la trayectoria y dirección de la fisuración, iniciada en la esquina superior derecha.



(a)



(b)

Fig. 8. (a) Modelo de elementos finitos para el tabique de la figura 7. (b) Patrón de fisuración obtenido

3.2 Tabique con un hueco simétrico

La configuración de este problema se reproduce en la figura 9. Al igual que en el problema anterior, la única carga sobre la estructura es la gravitatoria pero ahora son dos las grietas producidas por el asiento de la cimentación. Como se muestra en la figura 10, el modelo predice adecuadamente la disposición y trayectoria de ambas grietas.

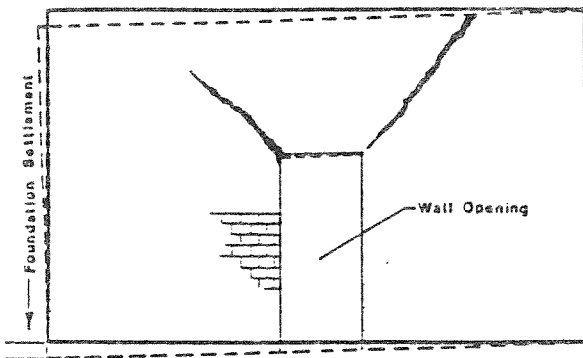


Fig. 9. Fisuración en un tabique simétrico debida al asiento de la cimentación (según [15])

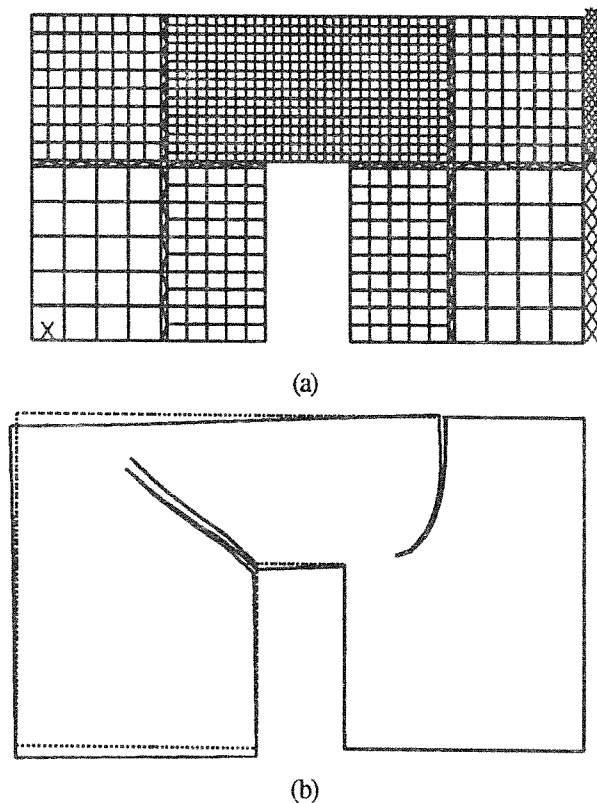


Fig. 10. (a) Malla de elementos finitos para el tabique de la figura 9. (b) Patrón de fisuración obtenido

4. CONCLUSIONES

Como resumen y conclusión de este trabajo podemos afirmar que la Mecánica de Fractura Elástica Lineal constituye un método sencillo y accesible de análisis que puede ayudar en gran medida a la determinación de patrones de fisuración en paramentos de edificación. Hemos mostrado además que para realizar este tipo de predicciones no es necesario un conocimiento profundo del estado de cargas ni de las propiedades de los elementos que componen el paramento. Esta técnica puede ayudar a comprender mejor cómo se forman las grietas en los edificios, y, en consecuencia, simplificar el análisis del problema, contribuyendo así a la búsqueda del mejor tratamiento para estas lesiones.

5. REFERENCIAS

- [1] Building Research Establishment, "Assesment of damage in low-rise buildings", BRE-Digest 251, August (1990), Dept. of the Environment, U.K.
- [2] Maña, F., "Patología de las cimentaciones", Ed. Blume, Barcelona (1978)
- [3] Uriel, A., "Patología de las cimentaciones", Informes de la construcción, 350, 5-35 (198)
- [4] Dhanasekar, M., Kleeman, P.W. and Page, A.W., "Biaxial stresse-strain relations for brick maonry", J. Struct. Engng. ASCE, 111(5), 1085-1100, (1985)
- [5] Scarpas, A. and Blaauwendraad, J., "Non local plasticity softening model for brittle materials", Fracture and Damage of Concrete and Rock-FDCR2 (H.P. Rosmanith Ed.), 44-53, E&FN Spoon, London, (1993)
- [6] Feenstra, P.H. and Borst, R. De, "A plasticity model and algorithm for mode I cracking in concrete", International Journal of Numerical Methods in Engineering, 38, 2509-2529 (1995)
- [7] Page, A.W., "Finite element model for masonry", J. Struct. Div. ASCE, 104(8), 11267-1285 (1978)
- [8] Rots, J.G., "Numerical simulation of cracking in structural masonry", Heron, 36(2), 49-63 (1991)
- [9] Rots, J.G., Berkers, W.G.J. and Heuvel, H.A.J.G. Van Der, "Towards fracture mechanics based design rules for movement-joint spacing", Proc. 10th Int. Brick and Block Masonry Conference (N.G. Shrive amd A. Huizer Eds.), 707-717, University of Calgary, Calgary, Alberta, Canada (1994)
- [10] Lourenco, P.B., "Computational strategies for masonry structures", Dissertation, Delft University of Technology, Delft, The Netherlands (1996)
- [11] Elices, M., Mecánica de la Fractura, Publicaciones de la E.T.S.I. Caminos, Universidad Politécnica de Madrid, Madrid (1996)
- [12] Erdogan, F., and Sih, G.C., "On the crack extension in plates under plane loading and transverse shear", J. Basic Engng., 85, 519-527 (1963)
- [13] Hussain, M.A., Pu, S.L. and Underwood, J., "Strain energy release rate for a crack under combined mode I and mode II", ASTM STP 560, 2-28 (1974)
- [14] Sih, G.C., "Strain energy density factor applied to mixed mode crack problems", International Journal of Fracture, 10, 305-321 (1974)
- [14] Wawryzynek, P. and Ingraffea, A., FRANC2D: A Two-Dimensional crack propagation simulator, Version 2.7 (1974)
- [15] Grimm, C.T., "Masonry cracks: A review of the literature", Masonry: Materials, Design, Construction and Maintenance (H.A. Harris Ed.), ASTM STP-992, 257-281 (1988)

6. AGRADECIMIENTOS

Los autores agradecen a la Comisión Interministerial de Ciencia y Tecnología y a la Dirección General de Investigación Científica y Técnica la ayuda recibida a través de los proyectos de investigación MAT94-0120-C03 y PB93-0031.

NEW RESULTS IN FRACTURE ANALYSIS OF CONCRETE MICROSTRUCTURE
USING INTERFACE ELEMENTSC. M. López, I. Carol, A. Aguado
ETSECCPB-UPC, E-08034 Barcelona, Spain

Abstract: Following the work by Stankowski [1], a 14×14cm concrete specimen is represented in 2-D by two alternative arrangements of 16 or 36 irregular aggregate pieces embedded in a mortar matrix. In the FE analysis, the continuum elements remain elastic and the possibility of cracking is introduced by inserting interface elements along all aggregate-mortar and mortar-mortar element boundaries. Interface behavior is given by a fracture energy-based work-softening plastic model with a coupled normal-shear failure surface. Two FE discretizations are considered for the matrix of each aggregate arrangement: the one given originally, and a second one with element boundaries allowing less tortuous paths, as suggested by Vonk [2]. Numerical results of the four meshes subjected to pure tension in the x and y directions are presented and discussed.

Resumen: Siguiendo el trabajo de Stankowski [1], una probeta de hormigón de 14×14cm se representa en 2-D mediante dos disposiciones alternativas de 16 o 36 piezas de árido de forma irregular, embebidos en una matriz de mortero. En el análisis por elementos finitos, los elementos de medio continuo se suponen elásticos y la posibilidad de fisuración se introduce insertando elementos interfase a lo largo de todos los contactos entre elementos árido-mortero y mortero-mortero. Para la interfase se supone un modelo elasto-plástico con superficie de rotura en función de la tensión normal y tangencial y reblandecimiento por trabajo de fractura. Para la matriz de mortero de cada disposición de áridos, se consideran dos mallas distintas: la propuesta originalmente, y una segunda que permite trayectorias de fisuras menos tortuosas en la línea propuesta por Vonk [2]. Se presentan y comparan algunos resultados numéricos de las cuatro mallas sometidas a tracción pura en las direcciones x e y .

1 INTRODUCTION

Detailed understanding of complex aspects of fracture of composite materials may be improved with explicit consideration of their components and microstructure. Some studies of this kind, using the FEM, can be found in the literature of concrete [1-3]. In this paper, on-going research being carried out at ETSECCPB-UPC along this line is summarized, and some results are presented. This paper updates previous results described in [4]. Two aggregate arrangements are borrowed from [1], with 16 (4×4) or 36 (6×6) irregular pieces which are surrounded by a mortar matrix. Aggregates and mortar are discretized with triangular finite elements with linear elastic behavior. The FE mesh also includes zero-thickness interface elements with two pairs of nodes each, along all mortar-aggregate and some mortar-mortar inter-element boundaries. The use of interface elements for fracture analysis was pro-

posed in [5] and developed later in [6-11]. The model adopted for interface behavior is described in the following section. It incorporates the possibility of crack opening if certain levels of shear/normal stresses are reached. With interfaces inserted over the mesh, cracks can open, close and develop specific paths depending on geometry, size, loading conditions, etc. with the only restriction that they must follow preestablished element boundaries where interfaces have been inserted. Due to that, one can expect the results to be sensitive to the mesh layout in the mortar matrix, and the selection of element boundaries in which interface elements are inserted. Two different discretizations have been considered for each aggregate arrangement. The original one proposed by Stankowski, which was not conceived to be used with interfaces within the matrix because the mortar itself was considered elasto-plastic, and a new one inspired in the work of Vonk [2], in which element boundaries follow much less tortuous paths

to connect aggregate corners. The original mesh was used initially in this study to obtain a first batch of results [4], and has also been used for the study of sulphide-induced differential expansions in the concrete of two gravity dams [12]. Fig. 1 depicts the 4x4 aggregate arrangement with the new FE discretization. Fig. 2 shows the interfaces inserted into the new and old 6x6 meshes and the old 4x4 mesh respectively. Note that in the new mesh, interfaces are located only along main element boundaries al-

lowing the least tortuous connection between cracks initiated at the matrix-aggregate boundaries, while in the old mesh they have been inserted between all mortar elements. The new 4x4 mesh has 715 triangles, 435 interface elements and 997 nodes, while the 6x6 contains 1642 triangles, 998 interface elements and 2263 nodes. Calculations have been run with the FE code DRAC and represented with the post-processor DRAC-VIU, both fully in-house developed at the ETSECCPB-UPC [13].

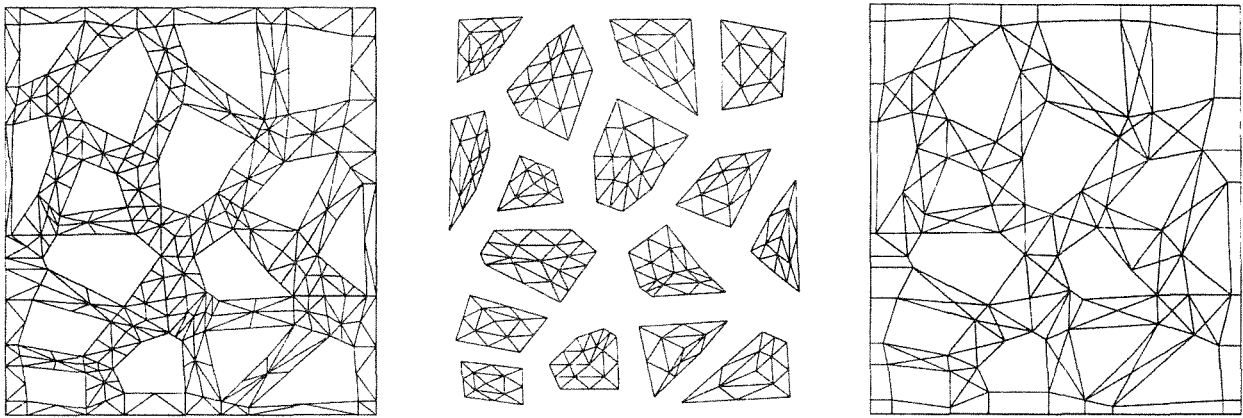


Fig. 1. New FE discretization of the 4x4 arrangement: matrix (left), aggregates (center) and interfaces inserted (right).

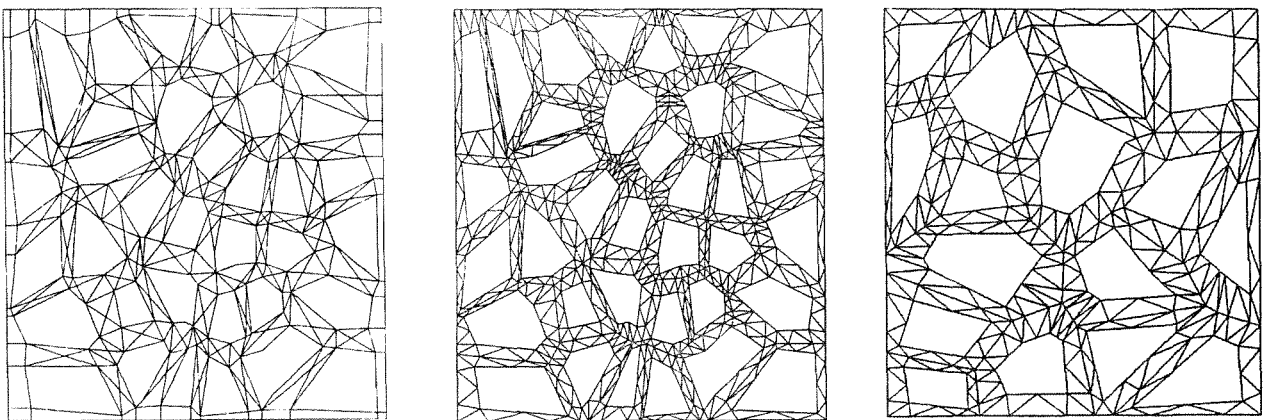


Fig. 2. Interface elements in the new and old 6x6 and old 4x4 meshes (left to right).

2 INTERFACE CONSTITUTIVE MODEL

Interface behavior is formulated in terms of the normal and shear components of stresses (tractions) on the interface plane, $\sigma = [\sigma_N, \sigma_T]^t$, and corresponding relative displacements $u = [u_N, u_T]^t$ (t =transposed). The model is analogous to that used for each potential crack plane in the multicrack model [14-18]. It conforms to work-softening elasto-plasticity, where plastic relative displacements can be identified with crack openings. The main features of the plastic model are represented in Fig. 3. The initial loading (failure) surface $F=0$ is given as a three-parameter hyperbola (tensile strength χ , c and $\tan\phi$; Fig. 3a). The model is associated in tension ($Q = F$), but

not in compression, where dilatancy vanishes progressively for $\sigma_N \rightarrow \sigma^{dil}$. Classic Mode I fracture occurs in pure tension. A second Mode IIIa is defined under shear and high compression, with no dilatancy allowed (Fig. 3b). The fracture energies G_f^I and G_f^{IIIa} are two model parameters. After initial cracking, c and χ decrease (Fig. 3d), and the loading surface shrinks, degenerating in the limit case into a pair of straight lines representing pure friction (Fig. 3c). The process is driven by the energy spent in fracture process, W^{cr} , the increments of which are taken equal to the increments of plastic work, less frictional work in compression. Total exhaustion of tensile strength ($\chi=0$) is reached for $W^{cr} = G_f^I$, and residual friction ($c=0$) is reached for $W^{cr} = G_f^{IIIa}$.

Additional parameters α_χ and α_c allow for different shapes of the softening laws (linear decay for $\alpha_\chi = \alpha_c = 0$). The elastic stiffness matrix is diagonal with

constant K_N and K_T , that can be regarded simply as penalty coefficients. A more detailed description can be found in [19].

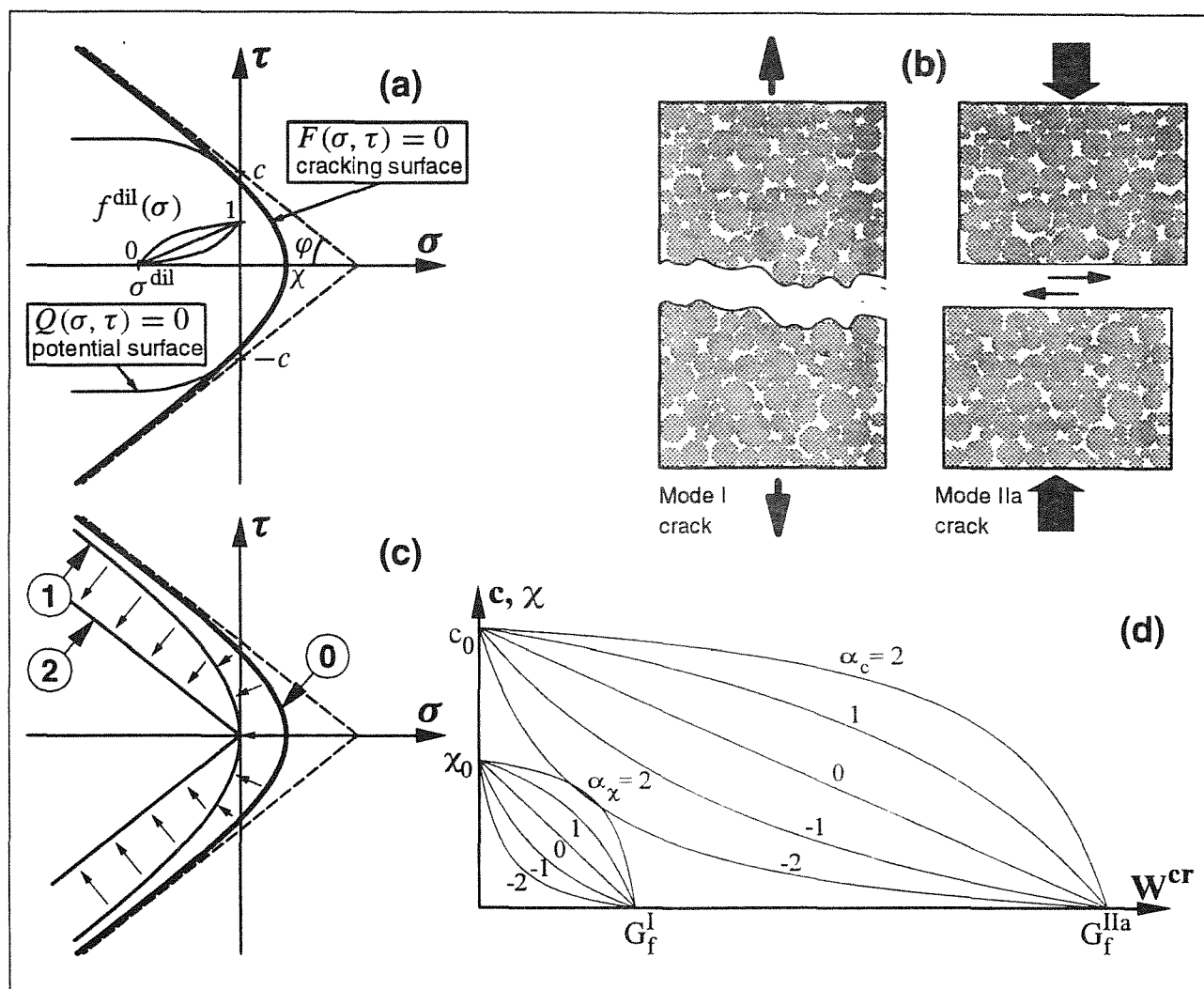


Fig. 3 — Interface model: (a) failure surface and plastic potential, (b) basic modes of fracture, (c) softening laws, and (d) evolution of the failure surface.

3 NUMERICAL RESULTS

The results presented correspond to the four meshes of figures 1 and 2 (all with the corresponding discretization of the aggregates), subject to uniaxial tension along x -axis and y -axis. In each case, uniform displacements are prescribed to all nodes of the corresponding specimen edges, while transverse displacements are left free. Average stresses are obtained by summing nodal reactions and dividing by specimen size. The material parameters are, for the continuum elements: $E = 70,000\text{MPa}$ (aggregate), $E = 25,000\text{MPa}$ (mortar), $\nu = 0.18$ (both); for the aggregate-mortar interfaces: $K_N = K_t = 10^9\text{MPa/m}$, tensile strength $\chi_0 = 3\text{MPa}$, $c_0 = 4.5\text{MPa}$, $\tan \phi = 0.8$,

$G_f^I = 0.00003\text{MPa}\times\text{m}$, $G_f^{IIa} = 10G_f^I$, $\sigma^{\text{dil}} = 7\text{MPa}$; same for mortar-mortar interfaces except for $\chi_0 = 6\text{MPa}$, $c_0 = 9\text{MPa}$ and $G_f^I = 0.00006\text{MPa}\times\text{m}$ (note that different elastic properties are assumed for aggregates and matrix, and that higher strength is taken for mortar-mortar than for aggregate-mortar interfaces). Elastic stiffnesses for interfaces are assigned high values compatible with not causing numerical difficulties. The iterative strategy used is an arc length-type procedure [10], which seems necessary to obtain convergence near and after the peak load. Resulting average stress-average strain curves for all meshes and loading directions are represented in Fig. 4. In the figure, it is clear that the curves obtained with the new modified meshes exhibit a

lower residual stress than their counterparts obtained with the original Stankowski's discretizations. This reflects a less tortuous crack path that eliminates spurious residual friction at advanced stages of the separation process. More insight into the results may be gained with the detailed representation of the crack patterns through the mesh in figures 5 to 8. Fig. 5 depicts the deformed mesh of the 4x4 and 6x6 new meshes at some advance stage (about five times the peak strain) of x and y loading.

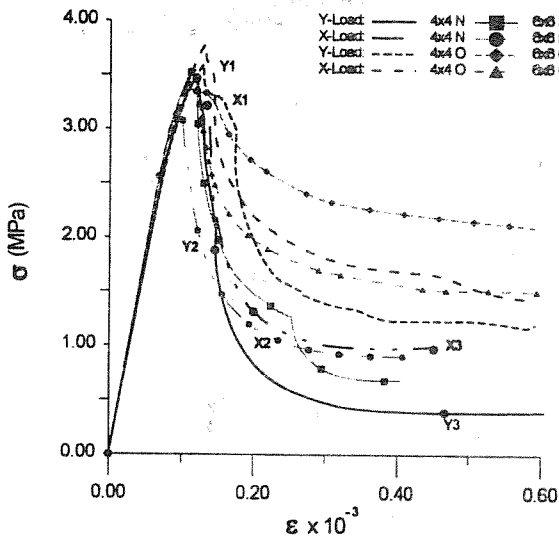


Fig. 4 — Average stress-average strain curves.

The evolution of the cracking process is represented in figures 6 and 7 in terms of the fracture energy spent W^{cr} . Each vertical sequence corresponds to three stages of the loading along y (left diagrams) and x (right diagrams). From the figures it is apparent that an initially distributed crack pattern turns, at some point near the peak load, into a highly localized state, with a single crack developing through the specimen, and all other existing cracks unload. Also, the figures exhibit branching and bridging of cracks (except perhaps on the y loading of the 4x4 mesh) which are phenomena causing longer tails in the resulting average stress-strain diagrams.

4 CONCLUDING REMARKS

The research described continues at ETSECCPB-UPC to consolidate and improve the initial results obtained. In particular, further efforts are aimed at the compressive loading, for which preliminary results showed too high peak loads due to excessive internal friction. Additional interfaces in between continuum elements inside the aggregates themselves, are also being considered. These should provide the possibility of aggregate tip cut-off, and are surely required to extend the study to high-strength concretes, in which crack paths often cut through aggregate pieces instead of following aggregate-mortar interfaces.

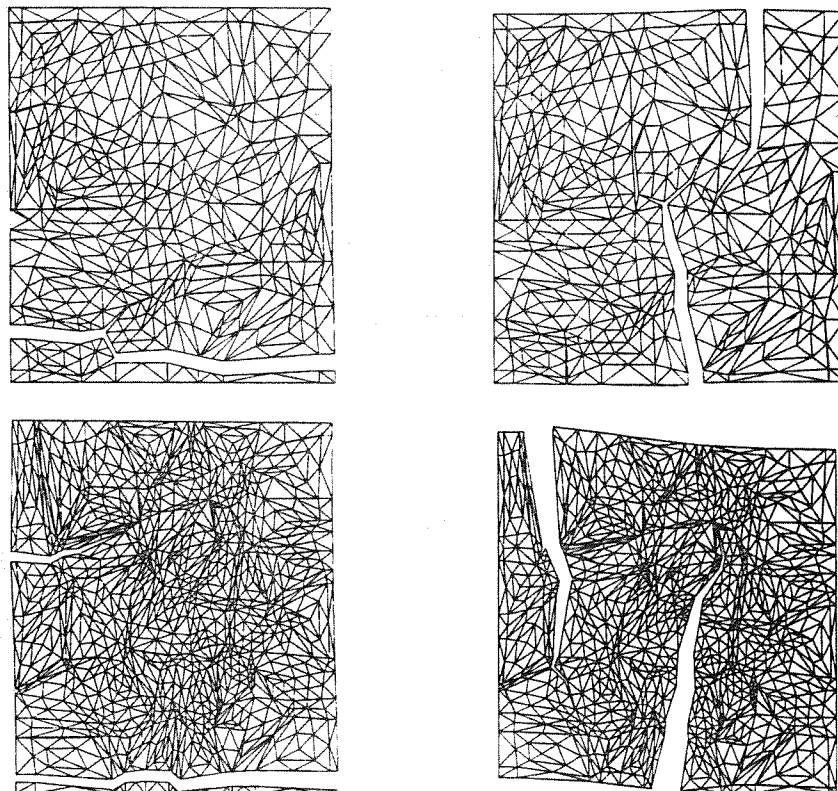


Fig. 5 — Deformed mesh at advanced y (left) and x (right) loading stages for the 4x4 (up) and 6x6 (down) meshes.

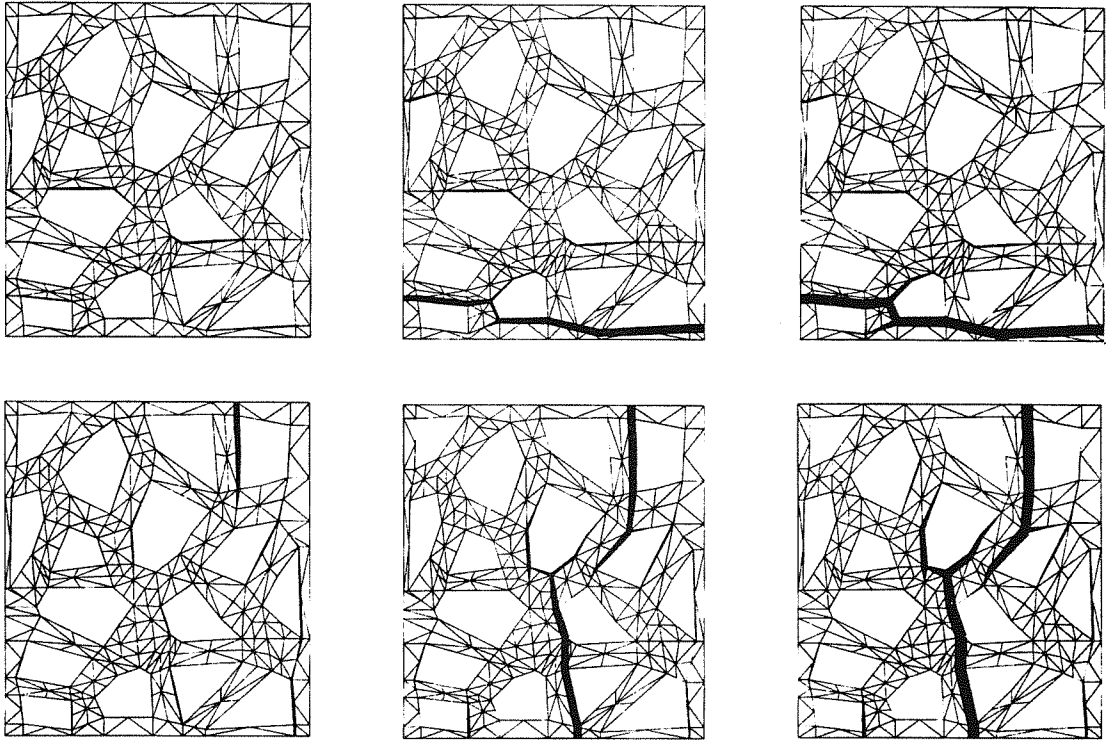


Fig. 6 — Progressive cracking of the 4×4 mesh (left to right), represented by amount of energy spent upon y (up) and x (down) loading.

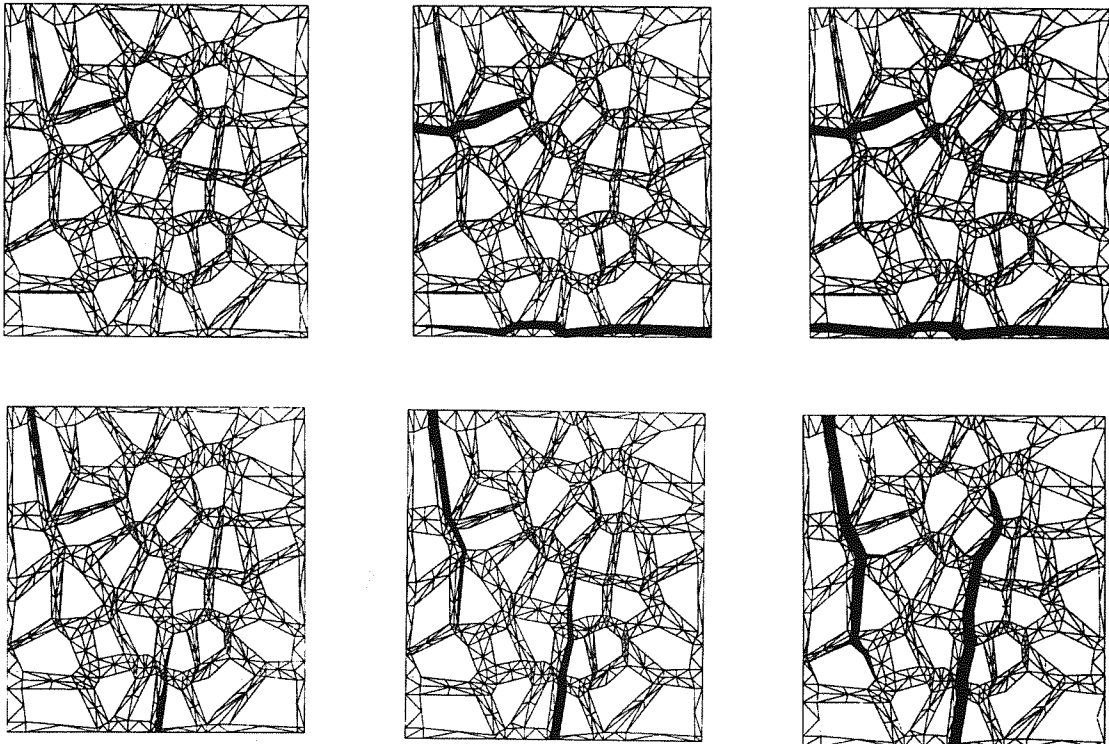


Fig. 7 — Progressive cracking of the 6×6 mesh (left to right), represented by amount of energy spent upon y (up) and x (down) loading.

ACKNOWLEDGEMENTS

The first author thanks DGICYT-MEC (Government of Spain, Madrid) for the fellowship received. The second author thanks CIRIT (Generalitat de Catalunya, Barcelona) for the financial support provided, that has allowed to visit University of Colorado at Boulder and establish fruitful cooperation with Kaspar Willam's and other research groups at Dept. of Civil Engineering of that Institution. Partial support from DGICYT (Ministry of Education, Spain) through grants PB92-0702 and PB93-0955 is also gratefully acknowledged.

REFERENCES

- [1] T. Stankowski. *Numerical simulation of progressive failure in particle composites*. PhD thesis, Dept. CEAE, University of Colorado, Boulder, CO 80309-0428, USA, 1990.
- [2] R. Vonk. *Softening of concrete loaded in compression*. PhD thesis, Technische Universiteit Eindhoven, Postbus 513, 5600 MB Eindhoven, The Netherlands, 1992.
- [3] P.E. Roelfstra, H. Sadouki, and F.H. Wittmann. Le béton numérique. *Materials & Structures RILEM*, 18:309-317, 1985.
- [4] C.M. López and I. Carol. Fracture analysis of concrete microstructure using interface elements. *Anales de Mecánica de la Fractura*, 12:75-80, 1995.
- [5] J.G. Rots. *Computational modelling of concrete fracture*. PhD thesis, Delft University of Technology, The Netherlands, 1988.
- [6] J.G. Rots and J.C.J. Schellekens. Interface elements in concrete mechanics. In Bićanić and Mang [20], pages 909-918.
- [7] J.-G. Rots. Numerical simulation of cracking in structural masonry. In *HERON*, volume 36. Stevin Laboratory and TNO Research, The Netherlands, 1991.
- [8] T.N. Bittencourt, A.R. Ingraffea, and J. Llorca. Simulation of arbitrary, cohesive crack propagation. In Z.P. Bažant, editor, *Fracture Mechanics of Concrete Structures (FramCoS 1)*, pages 339-350, Breckenridge, Colorado, USA, 1992. Elsevier.
- [9] T. Stankowski, K. Runesson, and S. Sture. Fracture and slip of interfaces in cementitious composites. I: Characteristics, II: Implementation. *J. Engng. Mech. ASCE*, 119:292-327, 1993.
- [10] V.O. García-Álvarez, I. Carol, and R. Gettu. Numerical simulation of fracture in concrete using joint elements. *Anales de Mecánica de la Fractura*, 11:75-80, 1994.
- [11] H.R. Lotfi and P.B. Shing. Interface model applied to fracture of masonry structures. *J. Engng. Mech. ASCE*, 120:63-80, 1994.
- [12] C.M. López, A. Aguado, and I. Carol. Numerical studies of two gravity dams subjected to differential expansions of the microstructure. In E. Bourdarot, J. Mazars, and V. Saouma, editors, *Dam fracture and fatigue*, pages 163-168. Balkema, 1994.
- [13] P.C. Prat, A. Gens, I. Carol, A. Ledesma, and J.A. Gili. DRAC: A computer software for the analysis of rock mechanics problems. In H. Liu, editor, *Application of computer methods in rock mechanics*, volume 2, pages 1361-1368, Xian, China, 1993. Shaanxi Science and Technology Press.
- [14] I. Carol and P.C. Prat. A statically constrained microplane model for the smeared analysis of concrete cracking. In Bićanić and Mang [20], pages 919-930.
- [15] I. Carol and P.C. Prat. Smeared analysis of concrete fracture using a microplane based multi-crack model with static constraint. In J.G.M. van Mier, J.G. Rots, and A. Bakker, editors, *Fracture processes in concrete, rock and ceramics*, pages 619-628, Noordwijk, The Netherlands, 1991. E & FN SPON.
- [16] P.C. Prat, I. Carol, and R. Gettu. Numerical analysis of mixed-mode fracture processes. *Anales de Mecánica de la Fractura*, 9:75-80, 1992.
- [17] I. Carol, P.C. Prat, and R. Gettu. Numerical analysis of mixed-mode fracture of quasi-brittle materials using a multicroack constitutive model. In H.P. Rossmannith and K.J. Miller, editors, *Mixed-mode fatigue and fracture*, pages 319-332. Mechanical Engineering Publications Ltd., London, 1993. ESIS Publication 14.
- [18] I. Carol and P.C. Prat. A multicroack model based on the theory of multisurface plasticity and two fracture energies. In D.R.J. Owen, E. Oñate, and E. Hinton, editors, *Computational Plasticity (COMPLAS IV)*, volume 2, pages 1583-1594, Barcelona, 1995. Pineridge Press.
- [19] I. Carol, P.C. Prat, C.M. López, and R. Gettu. A normal/shear cracking model for quasi-brittle materials. I: Interface implementation for discrete fracture analysis, and II: Multicroack implementation for smeared fracture analysis. Technical Report in preparation, ETSECCPB-UPC, E-08034 Barcelona (Spain), 1996.
- [20] N. Bićanić and H. Mang, editors. *Computer aided analysis and design of concrete structures*, Zell-am-See, Austria, 1990. Pineridge Press.

SIMULACION NUMERICA DEL IMPACTO DE PROYECTILES SOBRE PLACAS DELGADAS DE ALUMINIO

J.L. Pérez-Castellanos, R. Cortés, J. Fernández-Sáez y C. Navarro.

Departamento de Ingeniería, Escuela Politécnica Superior,
Universidad Carlos III de Madrid, c/ Butarque 15, 28911 Leganés, Madrid.

Resumen. En este trabajo se estudia numéricamente el comportamiento de chapas metálicas de aluminio impactadas por proyectiles de acero. Las velocidades de impacto varían entre 26 m/s y 93 m/s. Se estudió el comportamiento del sistema en condiciones de perforación y no perforación. El objetivo era comprobar la fiabilidad de las predicciones numéricas de la fuerza resistente del blanco, comparándolas con las medidas experimentales. Este es un aspecto novedoso, puesto que la fuerza de impacto es una magnitud que rara vez se puede medir experimentalmente. Las simulaciones numéricas permitieron obtener estimaciones de la fuerza resistente del blanco bastante similares a las obtenidas experimentalmente, por lo que se consideran válidas las aproximaciones realizadas.

Abstract. In this paper the behavior of thin aluminium plates under the impact of steel targets is numerically studied. Impact velocities range from 26 m/s to 93 m/s. Perforation and projectile arrest cases were studied. The aim of this paper was test the reliability of the resisting force predictions, by comparing them with the corresponding experimental measurements. This is an interesting aspect, since it is very difficult to measure the impact force in the experiments. A good agreement between the numerical model and the experimental results was found.

1. INTRODUCCION

El estudio de los problemas de impacto reviste gran complejidad de cara a la obtención de estimaciones sobre el comportamiento de una estructura. Por una parte, los modelos de comportamiento mecánico de los materiales disponibles actualmente se evalúan en condiciones no necesariamente coincidentes con las que se tienen en problemas de impacto balístico. Estas dificultades se agravan cuando intervienen en el proceso fenómenos de rotura dinámica, que son difíciles de modelizar con precisión y fiabilidad. Si bien se conocen actualmente los micromecanismos de rotura dinámica, los modelos que se han desarrollado hasta el momento son excesivamente complicados y, más aún, incompletos y de difícil generalización. Por esta razón, los modelos que se emplean en el análisis numérico tienden a ser en general simples, obtenidos a partir de un número limitado de experimentos y extrapolados a condiciones de impacto balístico. Dichos modelos requieren de una validación permanente, por medio de una contrastación de las predicciones numéricas con la nueva información experimental que se va obteniendo.

Frecuentemente, las técnicas experimentales permiten

determinar la evolución temporal de variables tales como la posición del proyectil y del blanco y la velocidad de la superficie libre del blanco. En el primero de los casos, se emplea una cámara de alta velocidad o una técnica de imagen por rayos X, mientras que en el segundo se emplean frecuentemente técnicas de interferometría. En realidad, esto implica fuertes limitaciones de cara a una contrastación de los modelos numéricos con respecto a la experimentación puesto que las magnitudes realmente importantes, a saber, las tensiones y las deformaciones en la zona de impacto son muy difíciles de medir experimentalmente. Aunque se dispone actualmente de sensores de presión que permiten evaluar la dicha magnitud debida al impacto en dicha zona, su utilización es difícil y los resultados obtenidos se limitan necesariamente a intervalos cortos.

Se han desarrollado recientemente diversas técnicas experimentales que permiten estimar la fuerza de penetración durante el impacto. Esta alternativa es de gran importancia práctica, no sólo en lo que respecta a los modelos numéricos, sino también en el caso de los modelos ingenieriles. Esto se debe a que, en primer lugar, la fuerza de penetración es un parámetro de fundamental importancia de cara al comportamiento

balístico de un determinado blindaje. En segundo lugar, los modelos analíticos o ingenieriles son herramientas simplificadas que predicen, entre otros parámetros de interés, la evolución de la fuerza de penetración en función del tiempo. Así, disponiendo de medidas experimentales de la fuerza de interacción proyectil/blanco es posible realizar una evaluación rápida de este tipo de modelos. En esta línea, se ha intentado medir la fuerza de impacto fijando transductores de cuarzo fijos a la cola del proyectil (Liss & Goldsmith, 1984; Levy & Goldsmith, 1984). Esta técnica ha sido empleada también en el caso de impacto oblicuo (Virotek et al., 1987), aunque el problema de la dispersión de los resultados por efecto del movimiento de las ondas elásticas aún no está resuelto. También se ha empleado una técnica consistente en disparar un blanco móvil contra un proyectil instrumentado (Bless et al., 1978), que presenta similares inconvenientes. Las técnicas de extensometría óptica también se han empleado con este fin (Zhu et al., 1992), aunque la doble derivación de la función de posición introduce errores apreciables en el cálculo. Por otra parte, se ha aplicado recientemente una técnica de anemometría Laser-Doppler que permite estimar la velocidad de un proyectil durante el proceso de penetración del blanco. En esta técnica se realiza un filtrado de las frecuencias más altas, y la derivación simple para obtener la fuerza de impacto permite en principio obtener registros más fiables (Wu et al., 1994).

En este trabajo se realiza el análisis numérico de un problema de impacto de un proyectil de acero sobre una placa delgada de aluminio. La velocidad de impacto varía entre 26 m/s y 93 m/s. En los experimentos, la penetración de la placa tuvo lugar sin que se registrara deformación plástica del proyectil. Así, a partir de la determinación experimental de la velocidad de un punto del proyectil se determinó, experimentalmente, la historia de la fuerza de interacción proyectil/blanco. Dicha técnica, llamada de anemometría laser-Doppler, es una técnica de reciente aplicación en problemas de impacto, que precisa de contrastación con respecto a resultados numéricos o experimentales independientes, de cara a evaluar su eficacia. El principal objetivo de este trabajo, era obtener estimaciones numéricas de la fuerza de penetración, con el fin de contrastarlas con los resultados experimentales y de evaluar así la fiabilidad del modelo numérico. El resultado de dicha comparación resultó ser bastante satisfactorio, por lo que pueden considerarse como aceptables las hipótesis realizadas.

2. MODELIZACION NUMERICA.

El problema analizado consiste en el impacto de un proyectil de acero de alta resistencia sobre una chapa de aluminio de 1 mm de espesor. El proyectil es un

cilindro de punta semiesférica de 38.5 mm de longitud y 12.7 mm de diámetro. Su masa es de 35.6 g. La modelización se realizó empleando condiciones de simetría axial mediante el programa AUTODYN-2D (Cowler y Birnbaum, 1989). El blanco fue modelizado empleando 1331 nudos y 1200 elementos. El proyectil se representó mediante 532 nudos y 468 elementos. El comportamiento del proyectil se supuso elástico lineal, puesto que el proyectil no experimentaba deformación plástica alguna durante el experimento. El comportamiento de la chapa de aluminio, del tipo 6061-T6, se tomó de la literatura, incorporando el efecto de la velocidad de deformación en la tensión de fluencia del material (Vaziri et al., 1993). Para el aluminio, se consideró un criterio de rotura simple basado en un valor crítico de la deformación plástica. Las velocidades de impacto consideradas fueron 26.0 m/s, 33.6 m/s, 41.4 m/s, 53.0 m/s, 63.3 m/s, 70.5 m/s, 82.8 m/s y 93.5 m/s. Para cada uno de estos casos, se registró la historia temporal del momento lineal del proyectil, obteniéndose la fuerza de penetración por derivación simple de dicha historia. De esta manera, se reduce considerablemente la dispersión de valores de la fuerza respecto a la situación en que se toma la velocidad de un punto del proyectil como referencia. En este último caso se observó, como en la experimentación, que los movimientos de las ondas elásticas dificultaban el conocimiento preciso de la evolución de la velocidad del proyectil, haciendo prácticamente imposible la determinación de la fuerza de impacto. Por el contrario, puesto que el momento lineal del proyectil es una curva mucho más suave que las curvas de velocidad, el efecto de movimiento de las ondas quedaba prácticamente desaparecida, obteniéndose curvas de fuerza de penetración bastante más precisas.

En las Figuras 1 a 8 se muestran las curvas experimentales y numéricas de fuerza de penetración en función del tiempo, para las velocidades de impacto estudiadas. Las curvas 1 a 3 corresponden a casos de parada, la curva 4 al límite balístico y las curvas 5 a 8 a casos de perforación. En dichas curvas se muestra también el correspondiente resultado experimental. En general, se aprecia en las mismas que el acuerdo entre simulación y experimentación es bastante aceptable. Este acuerdo es mejor en los casos de parada y en el caso del límite balístico (Figuras 1 a 4), mientras que el acuerdo es cada vez menos satisfactorio a medida que la velocidad de impacto aumenta (Figuras 5 a 8).

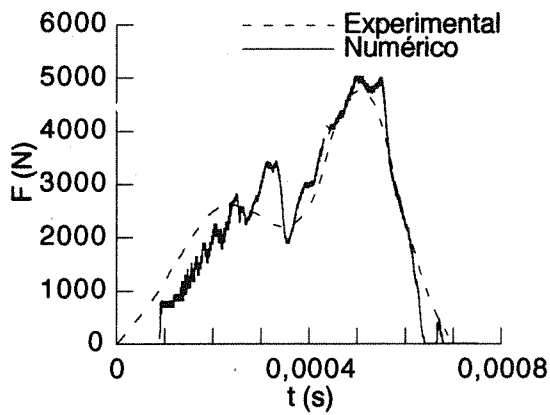


Figura 1. Historias de fuerza de penetración experimental y numérica para una velocidad de impacto de 26.0 m/s.

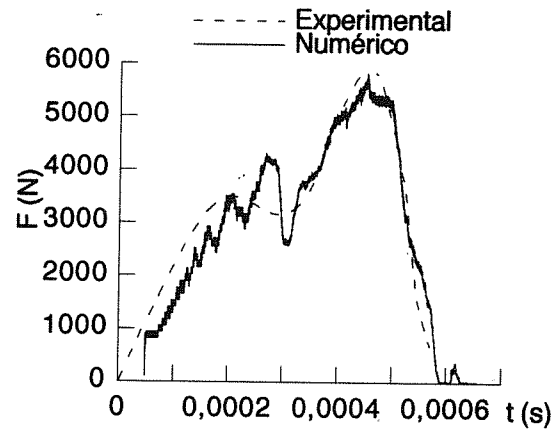


Figura 3. Historias de fuerza de penetración experimental y numérica para una velocidad de impacto de 41.4 m/s.

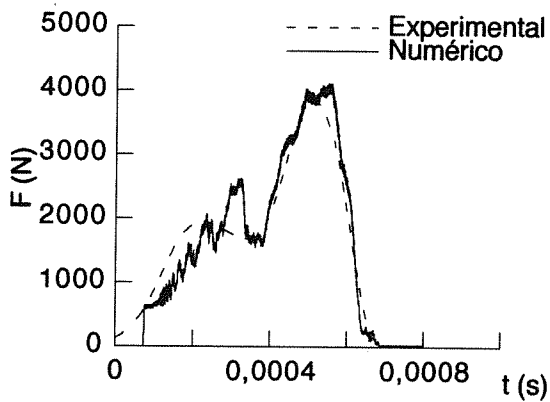


Figura 2. Historias de fuerza de penetración experimental y numérica para una velocidad de impacto de 33.6 m/s.

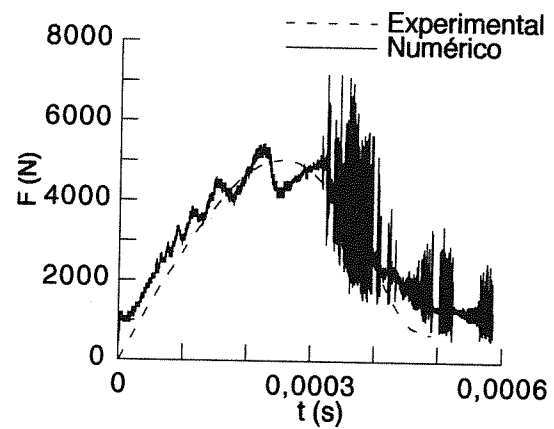


Figura 4. Historias de fuerza de penetración experimental y numérica para una velocidad de impacto de 53.0 m/s.

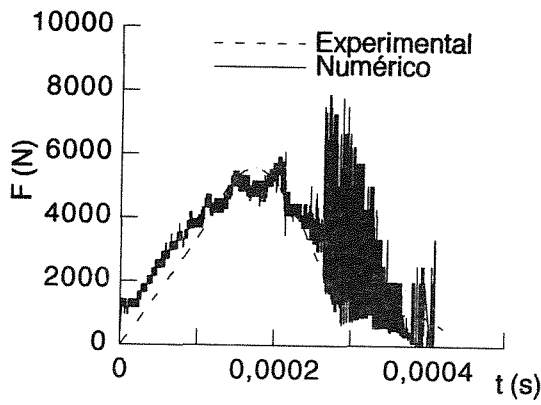


Figura 5. Historias de fuerza de penetración experimental y numérica para una velocidad de impacto de 63.3 m/s.

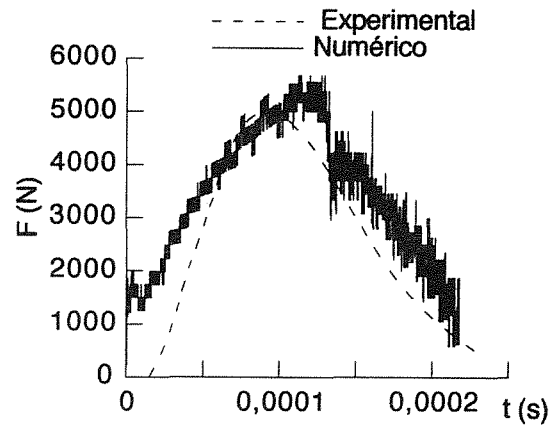


Figura 7. Historias de fuerza de penetración experimental y numérica para una velocidad de impacto de 82.8 m/s.

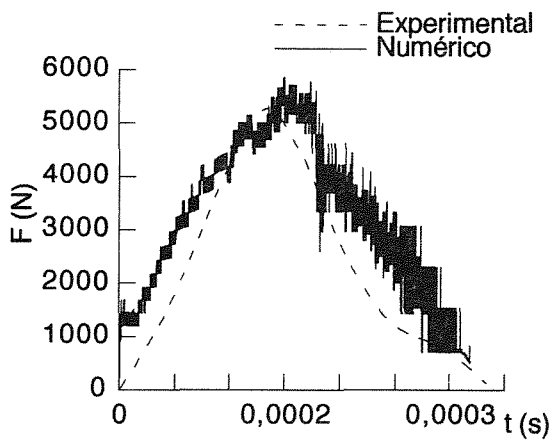


Figura 6. Historias de fuerza de penetración experimental y numérica para una velocidad de impacto de 70.5 m/s.

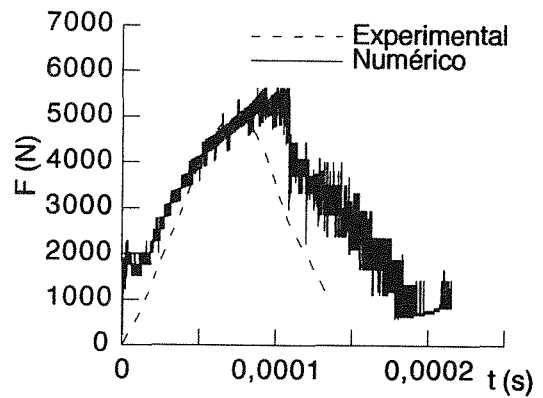


Figura 8. Historias de fuerza de penetración experimental y numérica para una velocidad de impacto de 93.5 m/s.



3. DISCUSION.

Para los casos en que se observó detención del proyectil, la correspondencia entre simulación y experimentación es bastante buena a lo largo de todo el proceso, con algunas pequeñas salvedades. En primer lugar, en el modelo numérico la carga se incrementa bruscamente desde un valor nulo hasta un valor con respecto al cual se inicia un crecimiento más gradual de la fuerza de penetración. Dicho fenómeno no se refleja en los resultados experimentales, en que el incremento de la carga crece gradualmente desde cero, al iniciarse el contacto. Además, el modelo numérico registra las oscilaciones asociadas al movimiento de las ondas de tensión, que tampoco son detectadas en el registro experimental. A pesar de lo anterior, la coincidencia entre simulación y experimentación es lo suficientemente buena como para aceptar que el modelo numérico ha retenido los aspectos esenciales del comportamiento del sistema. Por otra parte, se pone de manifiesto la efectividad de la técnica de anemometría Laser-Doppler como un medio fiable para estimar la fuerza de penetración de un proyectil sobre un blanco. Ciertamente, el método en cuestión utiliza un sistema de filtrado que impide la determinación de la historia de fuerza con un grado de detalle similar al que resulta de la simulación numérica, pero permite retener los aspectos más importantes de la misma. En el caso de una velocidad de impacto de 53 m/s, caso correspondiente al límite balístico, la similitud entre experimentación y simulación numérica es también buena en el tramo de carga. Sin embargo, cuando se produce la rotura del blanco, se genera un importante ruido numérico, asociado a la rotura del material en distintas zonas de la chapa metálica. Aunque esto dificulta la comparación con los resultados experimentales, se puede ver que la tendencia general de la fuerza sigue los valores experimentales. A medida que la velocidad de impacto crece, se hace menos satisfactorio el acuerdo entre simulación y experimentación. Esto se debe a la dificultad para determinar un criterio de rotura que permita aproximar el punto de la historia de fuerza de penetración en que se inicia la rotura del blanco, con similar grado de ajuste para todos los casos estudiados. Este es, sin duda, un resultado que se puede mejorar, y en el que se debe continuar investigando.

4. CONCLUSIONES.

En este trabajo se ha estudiado numéricamente el impacto de un proyectil de acero sobre una chapa delgada de aluminio. Se han estimado numéricamente las historias de fuerza de penetración para distintas velocidades de impacto. Se observó un grado de correspondencia aceptable entre experimentación y análisis numérico, especialmente en ausencia de rotura.

El acuerdo es menos bueno en el caso en que se tiene rotura, por lo que se hace evidente la necesidad de intentar perfeccionar el criterio de rotura del material.

BIBLIOGRAFIA.

- Bless, S.J., Barber, J.P., Bertke, R.S. y Swift, H.F., Penetration mechanics of yawed rods, *Int. J. Engng. Sci.*, Vol. 16, pp. 829-834 (1978).
- Cowler, M.S. y Birnbaum, N.K., AUTODYN User's manual, Century Dynamics Incorporated, 903 Paramount Road, Oakland, CA 94610, U.S.A. (1989).
- Liss, J. y Goldsmith, W., Plate perforation phenomena due to normal impact by blunt cylinders, *Int. J. Impact Engng.*, Vol. 2, pp. 37-64 (1984).
- Levy, N. y Goldsmith, W., Normal impact and perforation of thin plates by hemispherically-tipped projectiles- II Experimental results, *Int. J. Impact Engng.*, Vol. 2, pp. 229-324 (1984).
- Vaziri, R., Delfosse, D., Pageau, G. y Poursartip, A., High speed impact response of particulate metal matrix composite materials- An experimental and theoretical investigation, *Int. J. Impact Engng.*, Vol. 13, pp. 329-352 (1993).
- Virostek, S.P., Dual, J. y Goldsmith, W., Direct force measurements in normal and oblique impact of plates by projectiles, *Int. J. Impact Engng.*, Vol. 6, pp. 247-269 (1987).
- Zhu, G. Goldsmith, W. y Dharan, C.H.K., Penetration of laminated Kevlar by projectiles-II. Analytical model, *Int. J. Solids Struct.*, Vol. 29, pp.421-436 (1992).
- Wu, E., Sheen, H.J., Chen, Y.C. y Lang, L.C., Penetration force measurement of thin plates by laser Doppler anemometry, *Exp. Mech.*, Vol.

MODELIZACIÓN DE LA FRACTURA DE LOS HACES DE FIBRAS EN MATERIALES COMPUESTOS

A. Martín-Meizoso, J.M. Martínez-Esnaola, J.M. Sánchez, I. Puente, R. Elizalde,
A.M. Daniel y M. Fuentes

Centro de Estudios e Investigaciones Técnicas de Guipúzcoa (CEIT),
Paseo de Manuel Lardizábal, 15, 20009 San Sebastián.

y

Escuela Superior de Ingenieros Industriales, Universidad de Navarra,
Apdo. 1674, 20080 San Sebastián.

Resumen. Empleando datos experimentales de la distribución del radio de las fibras, geometría del haz, módulos elásticos de matriz y fibra y la tensión de deslizamiento en la intercara fibra/matriz (obtenida mediante ensayos de nanoindentación), se calcula la probabilidad de fractura de un haz -tras el agrietamiento de la matriz. Cada fibra se divide en un número dado de segmentos por encima y por debajo de la grieta en la matriz. La probabilidad de fractura de cada segmento de la fibra se calcula de acuerdo con la distribución de Weibull obtenida para la resistencia de las fibras. Se supone que una fibra se rompe cuando la probabilidad acumulada para todo el haz alcanza el valor de 0.5. El segmento y la fibra se seleccionan al azar, de acuerdo con sus probabilidades individuales de fallo. Tras la rotura de una fibra, la fibra rota sólo puede transmitir, a través del plano de la grieta, la carga de fricción y aparece una reducción en la carga transmitida por la fibra. Este descenso en la carga es transmitido a las fibras vecinas de acuerdo con sus distancias a la fibra rota. Entonces se modifica la tensión remota para alcanzar de nuevo una probabilidad acumulada de fallo del 0.5, se rompe una nueva fibra y se repite el proceso hasta que todas las fibras están rotas. De esta manera se obtiene una curva carga-alargamiento característica del haz.

Abstract. Using experimentally determined data on the fibre radius distributions, yarn geometry, matrix and fibre elastic moduli and frictional shear stress at the matrix/fibre interface (obtained by nanoindentation experiments), the failure probability of the composite yarn -after matrix cracking- is estimated. Every single fibre is divided into a fixed number of segments above and below the matrix crack. The failure probability on every segment of each fibre is computed using Weibull fibre strength statistics. A fibre is assumed to be broken when the cumulative failure probability for the complete yarn reaches a value of 0.5. The segment and fibre are then selected at random, according to their individual failure probabilities. After fibre failure, the broken fibre can only carry the frictional load and the load drop is transferred to its neighbours according to their distances to the broken fibre. The remote stress is then modified to match again the cumulative failure probability of 0.5 and a new fibre is broken and the procedure is repeated till eventually all the fibres become broken. In this way, it is possible to obtain the "characteristic" load carried by the yarn and its corresponding elongation.

1. INTRODUCCIÓN

La necesidad de unir la caracterización microestructural con el comportamiento macroscópico para los diferentes tipos de materiales compuestos resulta bastante evidente. Máxime cuando aparecen problemas de oxidación o la fatiga degrada los materiales o se diseñan diferentes fibras, intercargas y matrices vitreo-cerámicas para su empleo a alta temperatura en la industria aeronáutica o espacial. El propósito de este micro-meso modelo es predecir cuáles serán las tendencias en el comportamiento macroscópico a tracción de estos materiales como resultado de modificaciones en su microestructura.

2. DESCRIPCIÓN DEL MODELO

2.1. Generación del haz de fibras

La sección de un haz de fibras en un material compuesto de matriz cerámica SiC/SiC con estructura tejida es de forma elíptica con unas 500 fibras distribuidas en su interior. Los centros de las fibras (x_i , y_i) se distribuyen al azar dentro del rectángulo:

$$\begin{aligned} x_i &= \text{random} \left[-(a - \bar{R}), +(a - \bar{R}) \right] \\ y_i &= \text{random} \left[-(b - \bar{R}), +(b - \bar{R}) \right] \end{aligned} \quad (1)$$

en donde a y b son los semiejes del haz y \bar{R} es el radio medio de la fibra. El centro de la fibra además deberá situarse en el interior de la elipse:

$$\frac{x_i^2}{(a - \bar{R})^2} + \frac{y_i^2}{(b - \bar{R})^2} < 1 \quad (2)$$

El radio de la fibra se escoge de acuerdo con su distribución de tamaños, R_i . Por último, las fibras no deberán solaparse. De lo contrario, se busca otra posición para la fibra (conservando el radio que se le asignó para evitar sesgar hacia tamaños pequeños la distribución de sus tamaños).

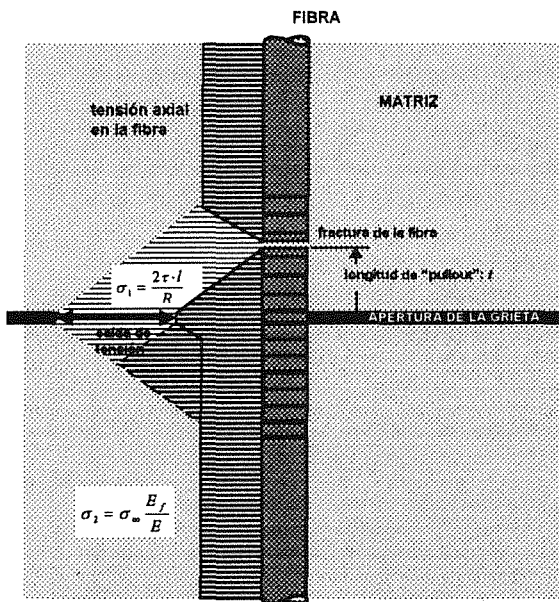


Fig. 1. Distribución de la tensión axial tras la rotura de la fibra.

2.2. Hipótesis simplificativas

En el modelo se realizan unas pocas hipótesis simplificativas, habitualmente empleadas por muchos autores (Thouless y Evans, 1988; Curtin, 1991; Budiansky et al., 1986). Las más importantes son:

- La energía de despegue de la intercara entre fibras y matriz se supone muy pequeña ($\Gamma = 0$).
- El deslizamiento de la fibra ocurre con un esfuerzo cortante, τ , constante. En consecuencia, la tensión axial en la fibra varía linealmente con la distancia al plano de la grieta en la matriz, a lo largo de la longitud de deslizamiento, véase la Fig. 1.
- Se desprecian los efectos de las tensiones radiales y Poisson.
- Se desprecian los efectos de las tensiones residuales entre fibra y matriz.
- La resistencia mecánica de las fibras se ajusta a una distribución de Weibull.

2.3. Fractura de las fibras

Cada fibra se divide en un número dado de segmentos por encima y debajo de la grieta en la matriz. Se supone un comportamiento del tipo “eslabón más débil” para la resistencia de las fibras. La probabilidad de rotura de un segmento, p_i , es, de acuerdo con la estadística de Weibull (véase, por ejemplo, Trustrum y Jayatilaka, 1983),:

$$p_i = 1 - \exp\left[-\frac{v_i}{v_0} \left(\frac{\sigma_i}{\sigma_0}\right)^m\right] \quad (3)$$

en donde v_i es el volumen del segmento y v_0 es un volumen de referencia, σ_i es la tensión axial en el segmento de fibra y σ_0 y m son constantes. Además, se supondrá que un segmento no puede romperse cuando la tensión se reduce por debajo de la máxima que ha experimentado (en tal caso, $p_i = 0$) puesto que ya la experimentó sin producirse el fallo.

La probabilidad total de fractura vale:

$$\Phi = 1 - \prod_{i=1}^{N_f \cdot N_s} (1 - p_i) \quad (4)$$

en donde N_f y N_s representan el número de fibras en el haz y el número de segmentos por fibra, respectivamente.

La tensión remota, σ_∞ , se incrementa hasta alcanzar la condición de fallo: $\Phi = 0.5$. Obsérvese que esta condición representa el comportamiento más probable para el haz de fibras. Se pueden seleccionar otros límites para el comportamiento del haz cambiando el valor que se desea obtener para la probabilidad acumulada de fallo.

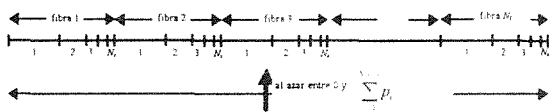


Fig. 2. Selección del segmento y fibra que rompen.

Ahora se construye un vector con las probabilidades de rotura de los diferentes segmentos, p_i , desde $i = 1$ hasta $i = N_f \times N_s$, véase la Fig. 2. Para seleccionar la fibra y el segmento que rompe, se genera un número aleatorio entre 0 y $\sum_{i=1}^{N_f \cdot N_s} p_i$ (de esta manera, tanto más probable será seleccionar un segmento cuanto mayor sea su probabilidad de fallo),

2.4. Transferencia de carga desde la fibra rota a las intactas

A través de una grieta en la matriz toda la carga la soportan las fibras. Si suponemos que inicialmente los dos lados de la grieta se separan paralelamente, el alargamiento de todas las fibras será el mismo, por tanto se obtiene la misma tensión axial para todas (en consecuencia, un reparto global de la carga).

Cuando una fibra se rompe, se reduce la carga que transmite a través del plano de la grieta. Esta reducción se transfiere a sus fibras vecinas intactas. La fibra rota aún transmite algo de carga a través del plano de la grieta debido a la fricción en la intercarra con la matriz. Esta carga se calcula a partir de la longitud de fibra introducida en la matriz (su futura longitud de "pullout") y no será modificada en adelante (se modifica únicamente cuando se vaya extrayendo la fibra debido a un incremento de la separación entre los labios de la grieta en la matriz).

La carga total sobre el haz se descompone en dos partes, la carga que soportan las fibras rotas gracias a la fricción (la que se considera casi una constante) y la que transmiten las fibras aún intactas.

Tras la rotura de una fibra, j , la reducción en la carga transmitida por esta fibra, ΔF , repertute sobre sus fibras vecinas. El reparto de esta carga se realiza de acuerdo con sus distancias a la fibra rota, d_{ij} , elevadas a un exponente, i_{repart} , que puede variar entre 0 (en el caso de un reparto global de la carga) hasta 4 (una transferencia de la carga fuertemente localizada).

$$\Delta\sigma_{1i} = \frac{\Delta F}{d_{ij}^{i_{repart}} \sum_{i=1}^{N_{max}} \frac{\pi R_i^2}{d_{ij}^{i_{repart}}}} \quad (5)$$

Se pueden justificar exponentes entre ambos valores extremos. Una matriz infinitamente rígida produce una condición de desplazamiento constante entre ambos lados de la grieta. Si excluimos los posibles efectos de doblado, se obtiene una condición de reparto global de la carga. Si el descenso en la carga transmitida se aplica sobre un indentador cilíndrico sobre la superficie de un sólido semi-infinito se obtiene un exponente de dos (Saada, 1974). Por último, si suponemos un par de fuerzas en el interior de un sólido infinito y calcumos la distribución de tensiones sobre su plano medio, se obtiene un exponente de cuatro (a partir de Westergaard, 1952).

Tras la fractura de una nueva fibra y la redistribución de la carga sobre las fibras intactas, se modifica la tensión remota para conseguir de nuevo una

probabilidad acumulada de fallo de $\Phi = 0.5$ sobre las fibras intactas. De esta forma se obtiene un curva carga-alargamiento característica intrínseca del haz, independientemente de cuáles sean las condiciones reales de ensayo. La extensión del registro carga-alargamiento que se obtiene experimentalmente depende de la rigidez de la máquina de ensayo (más próxima a una condición de carga o desplazamiento constante).

El número de segmentos activos -que experimentan un incremento en la tensión- varía al variar la tensión remota aplicada, σ_{∞} . Como consecuencia, la probabilidad acumulada de fallo se convierte en una función con escalones frente a la carga aplicada. El empleo del algoritmo de Brent (Press et al., 1986) se emplea para calcular el valor de la tensión remota que proporciona la probabilidad buscada de fallo ($\Phi = 0.5$).

2.5 Carga soportada por fricción sobre las fibras rotas

La carga transmitida gracias a la fricción en las fibras rotas, F_{broken} , se supone constante mientras se calcula la nueva tensión remota, la separación entre los labios de la grieta, COD , y el alargamiento de la probeta, ΔL . Esto modificará las longitudes de las fibras rotas introducidas en la matriz ($l_i - COD$) y, en consecuencia, se recalcula la carga transmitida por fricción. Únicamente se permiten reducciones en la carga transmitida por fricción. Si la probeta encoge, la separación entre los labios de la grieta se reduce, las longitudes de las fibras rotas introducidas en la matriz aumentan y -lo que es peor- se invierte el sentido de la fricción en las intercaras entre fibras y matriz. El modelo no tiene en cuenta todos estos complejos fenómenos y supone constante la carga de fricción. Esta suposición es correcta mientras la probeta no encoja, lo que ocurre en el registro carga-alargamiento. Realizada una transferencia de la carga, las fibras vecinas pueden estar sometidas a grandes cargas lo que produce valores elevados para sus probabilidades de rotura. Se presentan casos en los que será necesario reducir la tensión remota para obtener de nuevo una determinada probabilidad acumulada de fallo. De cualquier forma, la suposición es correcta cuando se vuelvan a obtener alargamientos mayores.

2.6. Modelo tridimensional

El problema más importante que se observa a la hora de acometer un tratamiento tridimensional del problema es la enorme cantidad de datos necesarios. Un haz se compone de unas 500 fibras y tiene alrededor de 4000 grietas en 50 mm de longitud: el programa emplea 11 segmentos por fibra lo que resultaría en unos 23 millones de segmentos. Las probabilidades de fallo deben calcularse repetidas veces en cada uno de los segmentos cada vez que se rompe una fibra, lo que

además requiere tiempos enormes de cálculo. Además, las transferencias de carga deberán calcularse no sólo en la grieta de la matriz más próxima a la rotura de la fibra sino también en aquellas grietas situadas dentro de su longitud de transferencia, donde se reduce la carga transmitida por la fibra.

Un modelo bidimensional, como el presente, puede calcular dos cotas para el alargamiento de la probeta. La cota inferior se obtiene suponiendo que todas las roturas de las fibras se concentran en torno a la grieta que es objeto del cálculo y que todas las demás grietas de la matriz están "puenteadas" por fibras intactas. La cota superior para el alargamiento se obtiene suponiendo que todas las grietas se comportan de manera semejante (y, en consecuencia, que el daño se distribuye homogéneamente en toda la longitud de la probeta). El número de grietas, N_c , se calcula como aquél correspondiente a la densidad de saturación, de acuerdo con las ecuaciones propuestas por Aveston et al. (1971).

3. RESULTADOS

El modelo descrito se ha empleado para simular el comportamiento a tracción de haces de SiC/SiC obtenidos mediante infiltración. Se introducen los datos obtenidos mediante nanoindentación y metalografía cuantitativa descritos en otros artículos (García et al. 1993; Elizalde-González et al., 1995a, 1995b; Elizalde et al., 1995; Sánchez et al., 1995) y tomados de la bibliografía (Beyerle et al. 1992; Munier et al. 1993).

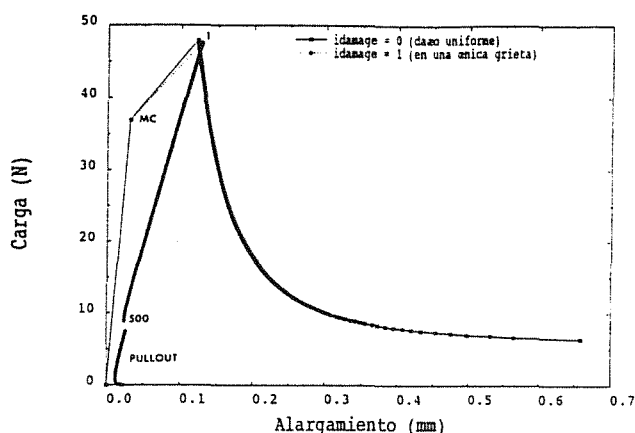


Fig. 3.a. Registro carga-alargamiento para un haz de SiC/SiC de 50 mm de longitud. Bajo dos hipótesis de localización del daño (en un único plano y uniformemente distribuido en toda la longitud del haz). Se supone una transferencia global de la carga entre las fibras.

Los únicos datos disponibles para la resistencia a la tracción de las fibras son los de Beyerle et al. (1992) medidos en CAS/SiC, a partir de los "espejos de fractura" de las fibras rotas, aunque probablemente el daño introducido en las fibras sea mayor que en el SiC/SiC obtenido mediante infiltración. La longitud de transferencia (para el CAS/SiC) se ha empleado para estimar el volumen de referencia. La longitud de referencia, z_0 (y el volumen, v_0), necesarios en la descripción de Weibull de la resistencia de las fibras se calcula a partir del espaciado medio entre grietas (en la saturación): $z_c = 103 \mu\text{m}$ (Beyerle et al., 1992; Chawla, 1993).

La Fig. 3.a compara los registros carga-alargamiento bajo la hipótesis de transferencia global de la carga y dos condiciones para la localización del daño: 1) en un único plano y 2) uniformemente distribuido. La energía absorbida por el haz varía desde 1.5 N-mm hasta 50 N-mm, para el daño localizado en un único plano y el daño uniformemente distribuido, respectivamente. Por tanto, se predice un comportamiento muy frágil cuando el daño se localiza en un único plano y un comportamiento mucho más tenaz cuando el daño se distribuye homogéneamente en toda la longitud de la probeta. El punto en el que ocurre el agrietamiento de la matriz se ha tomado de los resultados experimentales de Munier et al. (1993) obtenidos en ensayos de tracción de haces de SiC/SiC de 50 mm de longitud. La carga máxima se alcanza en el momento en el que rompe la primera fibra en ambos casos (suponiendo tanto un daño uniforme como localizado).

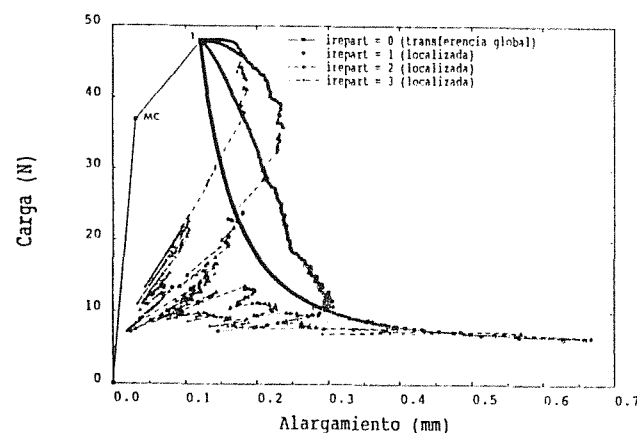


Fig. 3.b. Registro carga-alargamiento para un haz de SiC/SiC de 50 mm de longitud. Con diferentes leyes para la transferencia de carga entre las fibras: global ($irepart = 0$) o localizada ($irepart = 1, 2, 3$). Suponiendo el daño en las fibras uniformemente distribuido en toda la longitud del haz.

La Fig. 3.b muestra los resultados obtenidos con diferentes hipótesis para la transferencia de carga (global, $irepart = 0$, ó localizada, $irepart = 1, 2, 3$). En los casos de transferencia localizada de la carga entre las fibras ($irepart = 1, 2, 3$), aparecen fuertes variaciones en el registro. Estas ondulaciones se deben a la rotura de agrupamientos de fibras. Por el contrario, el registro es más continuo en el caso de la transferencia global de la carga ($irepart = 0$). De nuevo, la carga máxima se alcanza en el momento en el que ocurre la primera rotura de una fibra.

Para todas las distribuciones de resistencia de las fibras estudiadas (con exponentes de Weibull entre 3.6 y 6), la carga máxima siempre se alcanza en el momento de la rotura de la primera fibra, con independencia de la ley de transferencia de las cargas o la hipótesis de localización del daño que se haga.

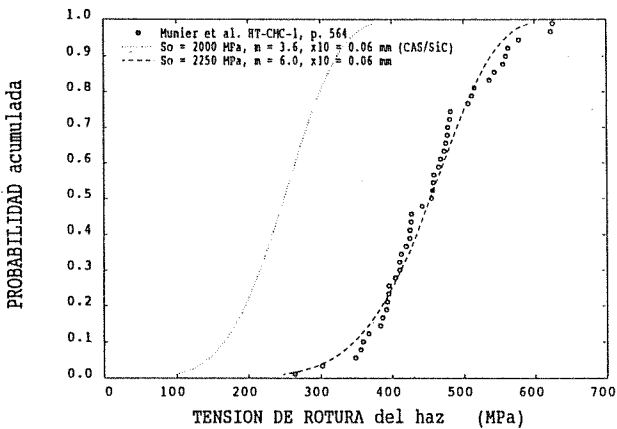


Fig. 4. Distribución acumulada de la carga de rotura en haces de SiC/SiC.

Las cargas de rotura de los haces de fibras de SiC/SiC han sido medidas experimentalmente por Munier et al. (1993). La Fig. 4 compara sus resultados experimentales frente a los predichos por el modelo suponiendo la distribución de resistencia de las fibras medidas por Beyerle et al. (1992) en CAS/SiC. Podemos ahora modificar los parámetros de Weibull para ajustar las predicciones con los resultados experimentales. Obviamente, la técnica de fabricación del CAS/SiC, por impregnación y prensado en caliente, deteriora más las fibras que la técnica de infiltración en estado de vapor, empleada en el SiC/SiC, lo que es coherente con valores más altos para el exponente de Weibull, m , y la resistencia media de las fibras, σ_0 .

Por último, la Fig. 5 muestra la predicción de la fractografía para un haz de SiC/SiC. Las longitudes de "pullout" son muy cortas si se comparan con las obtenidas, por ejemplo, en CAS/SiC (con una tensión de deslizamiento mucho más baja en la intercara).

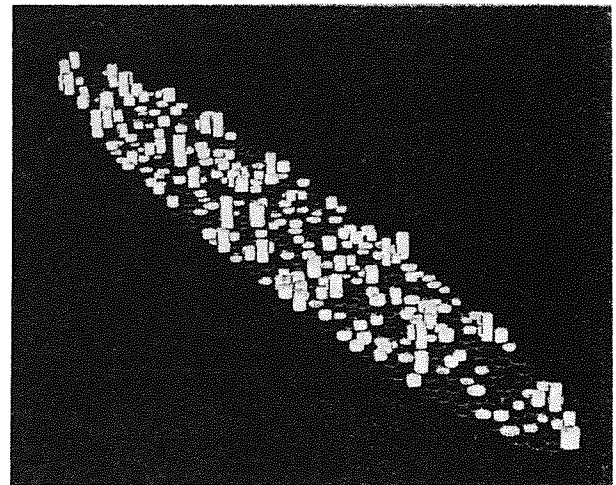


Fig. 5. Fractografía predicha para un haz de SiC/SiC.

4. CONCLUSIONES

- El modelo ajusta y replica los resultados experimentales obtenidos en ensayos de tracción de haces de SiC/SiC y la fractografía que se observa en los ensayos de tracción de probetas tejidas en 2 direcciones de SiC/SiC.
- La carga máxima se alcanza, en el modelo bidimensional, cuando se fractura la primera fibra de refuerzo, con independencia de la localización del daño o las hipótesis que se realicen sobre la transferencia de carga entre las fibras (para todas las distribuciones de resistencia de las fibras estudiadas, con exponentes de Weibull entre 3.6 y 6).
- La energía absorbida por el haz depende críticamente de cuándo ocurra la localización del daño.
- Daños uniformes en toda la longitud de la probeta y transferencias globales de la carga entre las fibras incrementan la pseudo-tenacidad del haz compuesto.

AGRADECIMIENTOS

Este trabajo se ha realizado en el marco del proyecto Brite-EuRam, BE-5462, financiado por la Comunidad Europea, coordinado por Rolls-Royce plc (Reino Unido) y en colaboración con SNECMA (Francia) y SEP (Francia). Igualmente se agradece la ayuda económica recibida por el CEIT de Rolls-Royce plc, SNECMA y SEP.

La financiación recibida de la "Comisión Interministerial de Ciencia y Tecnología" (CICYT) y la "Viceconsejería de Educación, Universidades e Investigación" del Gobierno Vasco hicieron posible la adquisición del equipamiento de nanoindentación.

R.E., I.P. y A.M.D. agradecen al Ministerio de Educación y Ciencia, al Departamento de Educación, Universidades e Investigación del Gobierno Vasco, y a la Comisión de las Comunidades Europeas Dirección General XII para la Ciencia, Investigación y Desarrollo, respectivamente, las becas recibidas.

REFERENCIAS

- Aveston, J., Cooper, G.A. y Kelly, A. "The properties of fibre composites". *IPC Sci. and Tech. Press*. Guildford, U.K., 15-26 (1971).
- Beyerle, D.S., Spearing, S.M., Zok, F.W. y Evans, A.G. "Damage and failure in unidirectional ceramic-matrix composites". *J. Am. Ceram. Soc.* 75, 10, 2719-2725 (1992).
- Budiansky, B., Hutchinson, J.W. y Evans, A.G. "Matrix fracture in fibre-reinforced ceramics". *J. Mech. Phys. Solids* 34, 2, 167-189 (1986).
- Chawla, K.K. "*Ceramic Matrix Composites*". Chapman & Hall, London (1993).
- Curtin, W.A. "Theory of mechanical properties of ceramic-matrix composites". *J. Am. Ceram. Soc.* 74, 11, 2837-2845 (1991).
- Elizalde-González, M.R., Gil-Sevillano, J., Martín-Meizoso, A., Martínez-Esnaola, J.M. y Sánchez-Moreno, J.M. Brite-EuRam Project BE-5462, CEIT progress report MAT1205.T10 (1995a).
- Elizalde-González, M.R., Gil-Sevillano, J., Martín-Meizoso, A., Martínez-Esnaola, J.M. y Sánchez-Moreno, J.M. Brite-EuRam Project BE-5462, CEIT progress report MAT1205.T11 (1995b).
- Elizalde, M.R., Daniel, A.M., Sánchez, J.M., Puente, I., Martín, A., Martínez, J.M., Fuentes, M. y Beesley, C.P. "Mechanical characterisation of interfaces in ceramic matrix composites using nanoindentation techniques". *Anales de Mecánica de la Fractura* 12, 308-313 (1995).
- García, S., Gil-Sevillano, J., Martín-Meizoso, A., y Martínez-Esnaola, J.M. CEIT progress report I204.MAT59.TM3 (1993).
- Munier, E., Renard, J. y Boussuge, M. "Finite element simulation of the mechanical behavior of monolayer bidirectional woven SiC/SiC composites". *High Temperature Ceramic Matrix Composites*. R. Naslain, J. Lamon, y D. Doumeingts eds., Proc. HTCMC-1, Bordeaux, Woodhead Publishing Ltd. (Reino Unido). 557-564 (1993).
- Press, W.H., Flannery, B.P., Teukolsky, S.A. y Vetterling, W.T. "*Numerical Recipes*". Cambridge University Press, Nueva York (1986).
- Saada, A.S. "*Elasticity. Theory and applications*". Pergamon, Oxford (1974).
- Sánchez, J.M., Elizalde, M.R., Puente, I., Daniel, A.M., Martínez-Esnaola, J.M. y Martín, A. "Interfacial characterisation of 2D woven SiC/SiC and cross-ply 0°/90° CAS/SiC composites". *Interfacial Phenomena in Composite Materials*, Eindhoven, Sept (1995).
- Thouless, M.D. y Evans, A.G. "Effect of pull-out on the mechanical properties of ceramic-matrix composites". *Acta metall. et mater.* 36, 3, 517-522 (1988).
- Trustruin, K. y Jayatilaka, S. "Applicability of Weibull analysis for brittle materials". *J. Mater. Sci.* 18, 2765-2770 (1983).
- Westergaard, H.M. "*Theory of elasticity and plasticity*". Dover Publications, Inc., New York, 133-135 (1952).

SIMULACIÓN DEL CRECIMIENTO DE GRIETAS EN MATERIALES DÚCTILES MEDIANTE ELEMENTOS INTERFACE DE ESPESOR NULO.

Angel de Andrés Martínez . José Luis Pérez Aparicio
UNIVERSIDAD PONTIFICIA DE COMILLAS
I.C.A.I.
C/Mártires de Alcalá, 11
 28015
MADRID

RESUMEN.- En el presente artículo se pretende plantear un modelo de daño continuo que nos permita representar el crecimiento de grietas en materiales dúctiles, mediante un modelo de fractura cohesiva. En el método propuesto se discretiza el cuerpo en estudio mediante una malla de Elementos 3D Elastoplásticos, representando el daño que propicia la formación y crecimiento de grietas mediante la degradación de la resistencia de las interfaces de unión entre los elementos. Esto se concreta introduciendo en la malla elementos interface planos en el espacio, de espesor nulo, entre las caras comunes de los elementos Elastoplásticos. La ley de tensión/elongación de estos último sigue el modelo planteado por Peierls y más recientemente retomado por otros autores como Rice y Beltz.

ABSTRACT.- In the scope of this article we are trying to develop a continuous damage model in order to simulate crack growth in ductile materials, by means of a cohesive fracture model. This is done by discretizing the body with an Elastoplastic 3D mesh and representing the damage which causes the growth of cracks by the degradation in the strength of the common faces between the 3D, solid elements. For this purpose, we intercalate elements with zero width into the mesh, between the shared faces of the solid elastoplastic elements. The stress/ elongation law is defined based on the Peierls models, recently revised by Rice, Beltz and others.

1.- INTRODUCCIÓN .-

En un proceso de fractura dúctil, la aparición de una grieta viene precedida por el deslizamiento relativo entre planos cristalinos del sólido en cuestión. Este deslizamiento se va incrementando hasta que, llegado a un valor crítico de la carga, se produce la decohesión que da origen a la aparición de dislocaciones en la red. (Ver fig. 1)

Siguiendo el modelo planteado por PEIERLS (1940)[1], existe una relación funcional entre la tensión cortante τ y el desplazamiento relativo en uno de estos planos de deslizamiento.

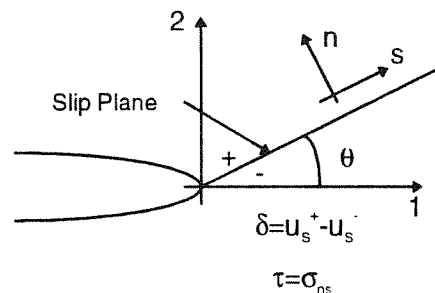
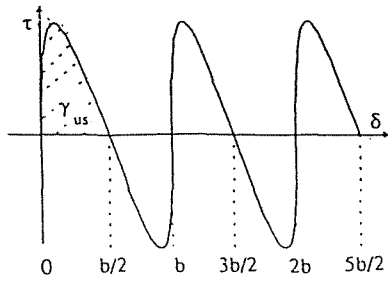


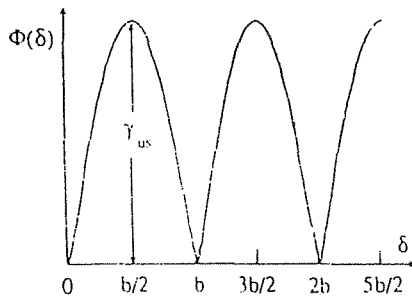
Fig.1.-Definición del deslizamiento relativo

Por el momento, supuesto que existe continuidad para el resto de desplazamientos, la relación τ / δ tendría una forma como la que aparece representada en la fig.2.

Fig. 2.- Curva τ/δ

Vemos que la relación τ / δ presenta la forma de una función periódica de amplitud "b" igual al vector de Burger de la dislocación completa y que cruza sobre el eje de abscisas a una distancia $b/2$.

El área bajo la curva ($\Phi = \int \tau d\delta$) representa la energía invertida en el proceso de formación de la dislocación, como se aprecia en la fig. 3.

Fig. 3.- Definición de la función $\Phi(\delta)$

Se comprueba además que ϕ alcanza su valor máximo cuando $\delta = b/2$, momento a partir del cual se produce la decohesión. A este valor máximo de (Φ): $\Phi_{max} = \gamma_{us}$, se le denomina "Unstable Stacking Energy" y representa la barrera energética que es preciso superar para la formación de dislocaciones en un proceso de fractura dúctil.

Siguiendo esta línea, se han planteado también modelos más precisos, en los cuales existen discontinuidades en los desplazamientos normal y tangencial, por parte de Beltz y Rice [2] [3] y Sun [4]. Sin embargo, lo que aquí nos ocupa no es tanto la discusión detallada de los modelos antes citados como su aplicación a la simulación del Crecimiento de Grietas mediante el Método de los Elementos Finitos.

2.- PLANTEAMIENTO DEL PROBLEMA .-

Tomando como base las ideas expuestas en el apartado anterior, se pretende plantear un modelo de daño continuo que nos permita representar el crecimiento de grietas en materiales dúctiles, en los cuales tenemos un modelo de fractura cohesiva.

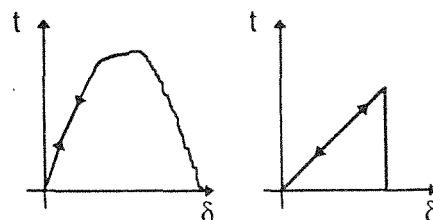
Para un material sujeto a un estado particular de carga, los modelos de daño continuo [5][6][7][8] caracterizan su pérdida de resistencia mecánica mediante un conjunto de variables internas: "Variables de daño", cuyo valor oscila entre 0 (material indemne) y 1 (material completamente degradado).

La originalidad del método propuesto reside en que, una vez discretizado el cuerpo en estudio mediante una malla de Elementos Finitos 3D Elastoplásticos, representamos el daño que propicia la formación y crecimiento de grietas mediante la degradación de las interfaces de unión entre los elementos.

Lo expuesto se concreta con la introducción en la malla de un elemento interface plano de espesor nulo, que une las facetas comunes de todos los restantes elementos. A este elemento "interface" se le aplicará el modelo de daño continuo basado en las teorías expuestas en la introducción.

3.- FORMULACIÓN DE ECUACIONES.-

En la mayor parte de los modelos de fractura cohesiva que podemos encontrar en la literatura (sirvan como ejemplo [12][13][14]) se parte de una relación τ / δ más o menos elaborada, pero de carácter reversible mientras no se alcance un límite a partir del cual el elemento pierde totalmente su capacidad de soportar nuevos esfuerzos.

Fig. 4.- Curvas τ/δ habituales

Si pretendemos simular el crecimiento de grietas en materiales dúctiles ante cargas que pueden variar con el tiempo tanto en magnitud como en dirección, debemos plantear una relación τ / δ irreversible que incluya:

- Una ley de carga/descarga.
- Un método para identificar cómo la historia de cargas modifica la resistencia de las interfaces. Aquí es donde se identifica el modelo de daño continuo.

Por último, si pretendemos trabajar con problemas tridimensionales, habremos de definir los conceptos de elongación y tensión efectivas t_{eff} / δ_{eff} , tal y como se hace con las tensiones/deformaciones equivalentes en los problemas de plasticidad.

3.1.- Definición de la relación t_{eff} / δ_{eff} .-

Para la obtención de las elongaciones / tracciones equivalentes, emplearemos el modelo propuesto por Camacho & Ortiz (1995) [15], donde:

$$t_{eff}^2 = t_3^2 + \beta^{-2} (t_1^2 + t_2^2) \quad (*1)$$

$$\delta_{eff}^2 = \delta_3^2 + \beta^{-2} (\delta_1^2 + \delta_2^2) \quad (*2)$$

definiendo los ejes 1,2 y 3 según la figura:

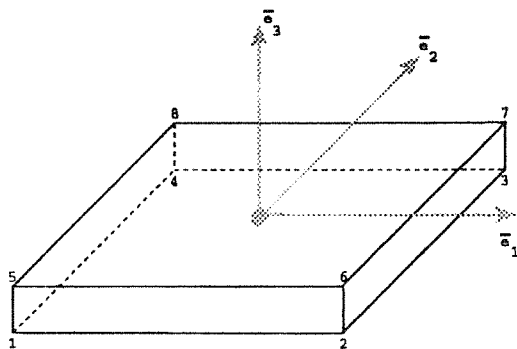


Fig.5.- Definición del elemento interface.

y siendo β el ratio que relaciona la resistencia normal y la tangencial de la interface según:

$$\beta = \frac{\tau_c}{\sigma_c} \quad (*3)$$

Apoyándose en las ideas expuestas por Peierls [1] y partiendo de modelos atómicos, diversos autores han obtenido relaciones constitutivas en forma de función sinusoidal del

tipo de la propuesta por Frenkel [9] para la relación entre la tensión cortante y la elongación transversal para un valor fijo en la elongación normal, además de la expresión propuesta por Rose-Ferrante-Smith [10] para la dependencia entre la tensión y la elongación normales para una elongación transversal fija. Una recopilación de dichas investigaciones puede encontrarse en Sun, Beltz & Rice (1993) [11].

Esta última relación funcional, propuesta por Rose-Ferrante-Smith, ha sido la adoptada para relacionar las tensiones y elongaciones efectivas:

$$t_{eff} = A \delta_{eff} e^{-\frac{\delta_{eff}}{\delta_c}} \quad (*4)$$

El valor de las constantes A y δ_c se deduce fácilmente de la figura 6 a partir de las propiedades del material.

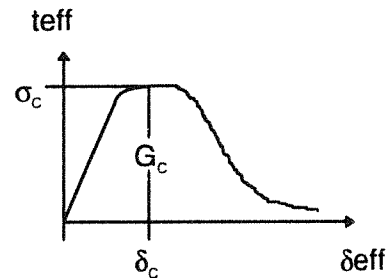


Fig.6.- Relación de Smith-Ferrante.

Donde $G_c \equiv$ "Critical Energy Release Rate", igual al área bajo la curva t_{eff} / δ_{eff} .

Enlazando con las ideas del apartado primero, la tensión t_{eff} debería derivar de un funcional Φ , tal que:

$$t_{eff} = \frac{\partial \Phi}{\partial \delta_{eff}} \quad (*5)$$

Al definir δ_{eff} como antes entonces la superficie $\Phi = cte$, es un elipsoide de manera que

$$\Phi(\infty) = G_c \quad (*6)$$

con lo cual la caracterización del comportamiento del elemento queda completamente definida.

3.2.- Leyes de carga y descarga en un espacio tridimensional.-

Si definimos el daño en el elemento interface como:

$$D = \frac{\varnothing_{max}}{Gc} \in (0,1) \quad (*7)$$

$$\varnothing_{max}(t) = \max \varnothing(\tau) \text{ para } 0 \leq \tau \leq t$$

cumpliéndose de ésta forma que:

$$\dot{D}(t) \geq 0 \quad \forall t \in (0, \infty) \quad (*8)$$

con lo que el deterioro se hace de ésta forma irreversible.

Por lo tanto, introduciendo el concepto de \varnothing_{max} como nueva variable de estado que represente la influencia de la historia de cargas:

$$t_i = f_i(\delta; \varnothing_{max}) \quad (*9)$$

Pretendemos que la ley de descarga sea lineal al origen de coordenadas, según fig.7.

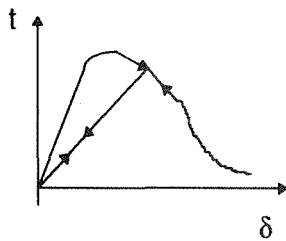


Fig.7.- Ley de carga/descarga.

por lo que si

$$f_i = \frac{\partial \varnothing}{\partial \delta_i} \quad (*10)$$

ha de suceder que en descarga,

$$\varnothing = g^2(\varnothing_{max}) \quad (*11)$$

lo que lleva a que la función,

$$t_i = f_i(\delta, \varnothing_{max}) \quad (*12)$$

es una función homogénea de grado 1.

En resumen:

EN CARGA $\rightarrow \varnothing \geq \varnothing_{max}$:

$$t_i = \varnothing'(\delta_{eff}) \frac{C_{ij} \delta_j}{2 \delta_{eff}} \quad (*13)$$

EN DESCARGA $\rightarrow \varnothing \leq \varnothing_{max}$:

$$t_i = \left. \frac{\partial t_i}{\partial \delta_j} \right|_{\delta_{max}^{eff}} \cdot \delta_j \quad (*14)$$

donde,

$$C = \begin{pmatrix} \beta^2 & 0 & 0 \\ 0 & \beta^2 & 0 \\ 0 & 0 & 1 \end{pmatrix} \quad (*15)$$

4.- MATRIZ DE RIGIDEZ.-

EN CARGA:

$$K_{ij} = \frac{\partial t_i}{\partial \delta_j} = \frac{\varnothing'}{\delta_{eff}} C_{ij} + \frac{1}{2} \left(\frac{\varnothing''}{\delta_{eff}} - \frac{\varnothing'}{\delta_{eff}^2} \right) \frac{(C_{ij} \delta_k)(C_{jl} \delta_l)}{\delta_{eff}} \quad (*16)$$

EN DESCARGA:

$$K_{ij} = \frac{\varnothing'(\delta_{max}^{eff})}{\delta_{max}^{eff}} C_{ij} \quad (*17)$$

defiendiendo en cualquiera de los dos casos.

$$t_{eff} = \sqrt{C_{ij}^{-1} \cdot t_i \cdot t_j} = \varnothing'(\delta_{eff}) \quad (*18)$$

5.- CONCLUSIONES.-

La conjunción entre un modelo de fractura cohesiva, las ideas aportadas por Rice [2] [3] tomando como referencia las ideas de Peierls [1] sobre teoría de dislocaciones y los modelos de daño continuo, nos aporta un método versátil para simular el crecimiento de grietas. La versatilidad reside en que podemos analizar geometrías bi y tridimensionales complejas, ante cualquier combinación de los Modos I, II y III de fractura, en el marco de la Mecánica de la Fractura Elástica Lineal o Elastoplástica, siempre y cuando la formulación de los elementos sólidos empleados lo permita.

6.- REFERENCIAS.-

- [1] Peierls, R. E. (1940). "The size of a dislocation", Proc. Phys. Soc., 52:34 -37.
- [2] Rice, J.R., Beltz, G. E. (1992). "Peierls framework for dislocation nucleation from a crack tip". Topics in Fracture and Fatigue (de. A. S. Argon) chap. 1, pp. 1-58. Springer Verlag, Berlin.
- [3] Rice, J.R., Beltz, G. E. (1994). "The activation energy for dislocation nucleation at a crack". J. Mech. Phys. Solids, Vol. 42, No. 2, pp. 333-360.
- [4] Sun, Y. (1993). "Atomistic aspects of dislocation/crack tip interaction. Ph.D. thesis, Harvard University, Cambridge, MA.
- [5] Krajcinovic, D. (1989). " Damage Mechanics", Mechanics of Materials, No. 8, pp. 117-197.
- [6] Lemaitre, J. (1985). "A continuous damage mechanics model for ductile fracture". Journal of engineering materials and technology, Vol. 107, pp. 83-89.
- [7] Simo, J. C. & Ju, J. W. (1987). "Strain and stress based continuum damage models: 1.- Formulation; 2.- Computational Aspects". International Journal for Solids and Structures, Vol. 23, pp. 821-869.
- [8] Faria, R., Oliver, X. (1993). "A rate dependent constitutive model for large scale computations in concrete structures". Monografía CIMNE No. 17. Enero 1993.
- [9] Frenkel, J. , Z. Phys.. 37 (1926) 572.
- [10] Rose, J. H., Ferrante, J., Smith, J. R., Phys. Rev. L., 47 (1981) 675.
- [11] Sun, Y., Beltz, G., Rice, R. "Estimates from atomic models of tension-shear coupling in dislocation nucleation from a crack tip". Materials science and engineering, A170 (1993), pp. 67-85.
- [12] Xu, P., Needleman, A. (1994) " Numerical analyses of dynamic brittle fracture". Frac. and Dam. in Quasibrittle Struct., De. by Z. P. Bazant.
- [13] Needleman, A. (1990) "An Analysis of a Tensile Decohesion along an Interface". J. Mech. Phys. Solids, Vol. 38, No. 3, pp. 289-324.
- [14] Planas, J. Elices, M. Guinea, G. V. "Cohesive cracks as a Solution of a Class of nonlocal Problems". Fracture & Damage in Quasibrittle Struct. De. by Z. P. Bazant. (1994)
- [15] Ortiz, M. (1995). Comunicación privada.

MODELOS NUMÉRICOS DE ANÁLISE DE DANOS DA FADIGA DE JUNTAS SOLDADAS

A. Silva Ribeiro, A. A. Fernandes.

Dep. de Engenharias da Universidade de Trás-os-Montes e Alto Douro - 5000 Vila Real-Portugal.
DEMEGI - FEUP, Rua dos Bragas - 4000 Porto-Portugal.

Resumo. As juntas soldadas introduzem descontinuidades geométricas susceptíveis de criarem concentração de tensões, tornando-se deste modo zonas privilegiadas de iniciação e posterior propagação de fenómenos de fadiga. Tradicionalmente o dimensionamento à fadiga de construções soldadas é feito através do recurso a curvas de projecto contidas em códigos de prática que garantem, quando correctamente aplicadas, que as construções operam em segurança durante a vida prevista da construção. Verificam-se contudo inúmeras situações, na prática, em que se torna necessário verificar a integridade da estrutura não só porque foram detectados defeitos resultantes das condições de fabrico mas também porque se pretende por razões de economia prolongar a vida da estrutura além da fixada na fase de projecto. A utilização de métodos numéricos é neste contexto imprescindível.

A presente comunicação propõe um modelo numérico de análise da integridade de construções soldadas em ligas de alumínio onde se inclui o efeito da fase de iniciação, tendo por base os resultados do programa experimental levado a cabo no âmbito do projecto EUREKA EU-269 e baseado no estudo de diversos tipos de juntas.

Abstract. Welded joints introduce geometric discontinuities originating local stress concentration susceptible of giving rise to the initiation and propagation fatigue cracks.

Traditionally fatigue resistance evaluation is carried out through the use of design SN curves contained in applicable codes of practice. Its correct application has contributed significantly to increase the safety of welded fabrications. However this methodology cannot be used if defects are present and there is a need to evaluate the construction integrity both due to economic and operational reasons. The use of prediction models are in this case particularly relevant. In the present paper an analytical model, validated by extensive experimental tests carried out in welded aluminium alloy joints within EUREKA project EU 269, is reported.

1. INTRODUÇÃO

As juntas soldadas introduzem descontinuidades geométricas, constituindo zonas preferenciais para a iniciação e posterior propagação de fendas, podendo conduzir à rotura final. A duração de um componente estrutural à fadiga, define-se geralmente pelo número de ciclos de aplicação da carga até à rotura englobando a fase de iniciação N_i e a fase de propagação N_p , podendo-se no caso geral escrever [1]:

$$N_T = N_i + N_p \quad (1)$$

onde N_i e N_p podem ser estimados independentemente. Contudo deve ser feita uma distinção entre os dois períodos de crescimento da fenda. A caracterização da fase de iniciação em termos da dimensão do defeito inicial a_i não é usual uma vez que não é possível estudar o seu comportamento através dos princípios da MFLE. Resultados apresentados na literatura sugerem que o raio de curvatura na raiz do entalhe, associado à geometria do componente, parece ser o parâmetro

fundamental para a determinação do período de iniciação, que se atinge quando se desenvolve uma fenda de 0.25 mm de comprimento no elemento estrutural [2,3]. Por outro lado o período de propagação pode ser estimado pelas teorias da MFLE recorrendo ao uso de leis de crescimento de fendas de fadiga.

1.2. Período de iniciação e de propagação

Vários modelos têm sido propostos para a avaliação do período de iniciação, mas os modelos baseados na análise de tensões e extensões locais, parecem ser a base da maioria [2]. Segundo estes modelos, se as tensões e deformações numa zona de concentração de tensões forem conhecidas é possível estimar-se o número de ciclos correspondentes através dos resultados de fadiga obtidos em provetes não entalhados em deformação controlada.

O período de propagação é a fase dominada pelo crescimento macroscópico das fendas de fadiga e cujo comportamento pode ser estimado pelas teorias da MFLE recorrendo ao uso de leis de crescimento de fendas. A de maior aplicação é a lei de Paris devido à

sua simplicidade matemática. Esta é apresentada na seguinte forma:

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K)^m \quad (2)$$

onde $\frac{da}{dN}$ é a taxa de propagação de fendas e ΔK a gama do factor de intensidade de tensões definido por:

$$\Delta K = (K_{m\acute{a}x} - K_{m\acute{i}n}) Y \Delta \sigma \sqrt{\pi a} \quad (3)$$

que representa a medida da gama do factor de intensidade de tensões na extremidade da fenda. O número de ciclos para a fase de propagação pode ser calculado pela integração da lei de propagação de fendas obtendo-se:

$$N_p = \frac{1}{C(\Delta \sigma)^m} \int_{a_i}^{a_f} \frac{da}{(Y\sqrt{\pi a})^m} \quad (4)$$

2. ANÁLISE DE TENSÕES EM ENTALHES

2.1. Análise Elastoplástica

Devido à existência de zonas plásticas na frente dos entalhes, os modelos baseados em análises elásticas não caracterizam correctamente os danos ocorridos dado não contemplarem a influência de zonas plásticas. Neuber [4] propõe a relação:

$$K_t^2 = K_\sigma K_\epsilon \quad (5)$$

onde K_σ é o factor de concentração de tensões elasto-plástico e K_ϵ o factor de concentração de deformações elasto-plástico. Topper *et al* [5] introduziu K_f em vez de K_t para solicitações de fadiga obtendo:

$$K_f^2 = K_\sigma K_\epsilon \quad (6)$$

Existem algumas formas empíricas para a determinação do factor K_f . Essas formas empíricas estabelecem relações entre K_t e K_f . Entre as formulações publicadas destacam-se a de Peterson e de Radaj [6]. De acordo com Peterson a relação é:

$$K_f = 1 + \frac{K_t - 1}{1 + a/\rho} \quad (7)$$

onde a é uma constante do material e ρ representa o raio na raiz do entalhe. Kosteas [6] menciona que a formulação de Radaj utiliza o seguinte valor $K_f = K_t$.

4.1. Factores de redução de resistência à fadiga para juntas de aço soldadas

Yung e Lawrence [7] propõem a seguinte expressão para determinar K_t para o caso de juntas soldadas:

$$K_t = \beta \left[1 + \alpha \left(\frac{t}{r} \right)^\lambda \right] \quad (8)$$

onde α , β e λ são constantes dependentes da geometria, natureza do cordão de soldadura e condições de carga, t e r representam a espessura da placa e o raio do entalhe respectivamente. As constantes β e λ são usualmente iguais a 1 e 0.5 pelo que a expressão (8) assume a forma:

$$K_t = \left[1 + \alpha \left(\frac{t}{r} \right)^{0.5} \right] \quad (9)$$

Yung e Lawrence apresentam os valores de K_t e K_{fmax} para várias juntas soldadas onde K_{fmax} representa o máximo valor de K_t , obtido para o raio crítico.

5. MODELOS DE PREVISÃO PARA A FASE DE INICIAÇÃO

5.1. Modelos elásticos

K. Saanouni e C. Bathias [8] referem que podem ser obtidas relações aproximadamente lineares entre $K_t \Delta \sigma_{nom}$ e N_i . Todavia os parâmetros K_t e $\Delta \sigma_{nom}$ supõem a iniciação como um fenómeno puramente elástico, desprezando toda a acção inelástica gerada na vizinhança do entalhe pelo que não se pode definir um modelo matemático generalizado nesta base mas sim modelos empíricos para estimar o número de ciclos para a fase de iniciação.

5.2. Modelos elastoplásticos

Os modelos elastoplásticos têm em conta a presença de zonas plásticas localizadas na vizinhança da extremidade de entalhes. A determinação das tensões e deformações locais pode ser feita recorrendo ao método de elementos finitos ou técnicas experimentais. Todavia estes são demasiado demorados e de custos elevados. Alternativas foram desenvolvidas como o método de Neuber. De acordo com a alteração introduzida na regra de Neuber por Topper, se a variação da tensão nominal, $\Delta \sigma_{nom}$, for limitada ao campo elástico então a equação (6) pode ser escrita na seguinte forma:

$$\frac{(K_f \Delta \sigma_{nom})^2}{4E} = \frac{\Delta \sigma}{2} \frac{\Delta \epsilon}{2} \quad (10)$$

equação que relaciona o factor empírico K_f com a tensão e a extensão local. A combinação desta com a equação da curva cíclica tensão-extensão, que representa a influência do material, resulta a seguinte equação:

$$\frac{(K_f \Delta \sigma_{nom})^2}{4E} = \frac{\Delta \sigma^2}{4E} + \frac{\Delta \sigma}{2} \left(\frac{\Delta \sigma}{2K'} \right)^{\frac{1}{n}} \quad (11)$$

Dado este método sobrestimar as tensões e deformações locais, foi posteriormente modificado por alguns investigadores tais como Seeger e Heuler, e Glinka [9]. Seeger e Heuler [9] mostraram que a equação (10) pode ser também aplicada a estados de tensão nominais superiores à tensão de cedência recorrendo à equação da curva cíclica do material para o cálculo quer de

deformações nominais quer de deformações locais obtendo:

$$K_t^2 \frac{\Delta\sigma_{nom}}{2} \left[\frac{\Delta\sigma_{nom}}{2E} + \left(\frac{\Delta\sigma_{nom}}{2K'} \right)^{\frac{1}{n}} \right] = \frac{\Delta\sigma}{2} \left[\frac{\Delta\sigma}{2E} + \left(\frac{\Delta\sigma}{2K'} \right)^{\frac{1}{n}} \right] \quad (12)$$

Esta alteração conduz a previsões satisfatórias. Glinka propôs para o cálculo das tensões e deformações locais o método da energia de deformação equivalente que se traduz pela seguinte expressão[9]:

$$K_t^2 \frac{\Delta\sigma_{nom}^2}{4E} = \frac{\Delta\sigma^2}{4E} + \frac{\Delta\sigma}{2(n+1)} \left(\frac{\Delta\sigma}{2K'} \right)^{\frac{1}{n}} \quad (13)$$

se a tensão nominal for superior à tensão de cedência então a equação (13) toma a forma:

$$K_t^2 \left[\frac{\Delta\sigma_{nom}^2}{4E} + \frac{\Delta\sigma_{nom}^2}{2(n+1)} \left(\frac{\Delta\sigma_{nom}}{2K'} \right)^{\frac{1}{n}} \right] = \frac{\Delta\sigma^2}{4E} + \frac{\Delta\sigma}{2(n+1)} \left(\frac{\Delta\sigma}{2K'} \right)^{\frac{1}{n}} \quad (14)$$

A superioridade deste método manifesta-se para valores elevados de K_t e da tensão nominal, já que quando a tensão local não ultrapassa a tensão de cedência os resultados são coincidentes com o método de Neuber. As equações (11) a (14) permitem a determinação da amplitude de deformação, estimando-se a vida à fadiga pela equação de Morrow usando técnicas iterativas:

$$\frac{\Delta\varepsilon}{2} = \frac{\sigma'_f - \sigma_m}{E} (2N_f)^b + \varepsilon'_f (2N_f)^c \quad (15)$$

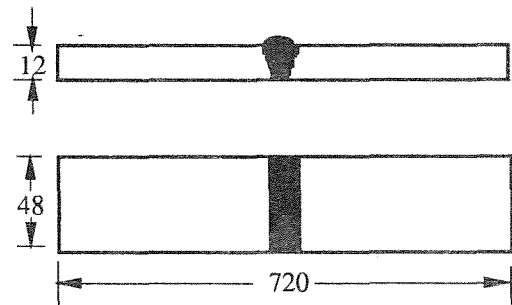
onde $\frac{\Delta\varepsilon}{2}$ é a amplitude de deformação e σ_m a tensão média.

6. PROGRAMA EXPERIMENTAL

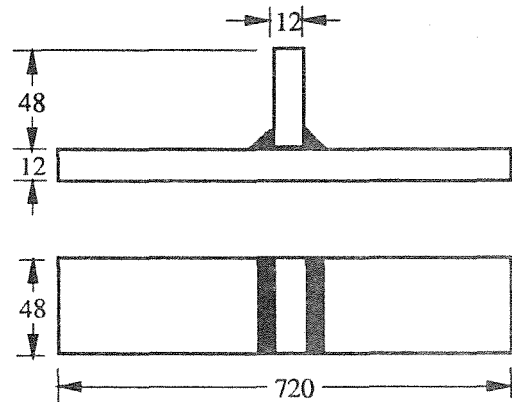
De forma a estabelecer uma análise comparativa entre os valores obtidos, por modelos analíticos, foi desenvolvido um programa experimental, englobado no projecto EUREKA EU 269, que consistiu em testes de fadiga em juntas soldadas de alumínio da liga Al 6061-T651 que se representam esquematicamente na figura 1.

Tab. 1. Propriedades de resistência mecânica da liga de Al 6061-T651 [10].

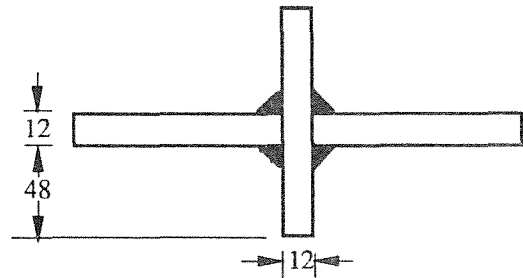
Tensão de resistência, σ_f	290/317 [MPa]
Tensão de cedência, σ_{ced}	242/279 [MPa]
Exp. de ductilidade cíclica, c	-0.723
Coef. de ductilidade cíclica, ε'_f	0.634
Exp. de resist. cíclica, b	-0.045
Exp. de endurecimento cíclico, n'	0.062
Coef. de endurecimento cíclico, K'	404 [MPa]
Coef. de resistência cíclica, σ'_f	394
Módulo de elasticidade, E	68300 [MPa]



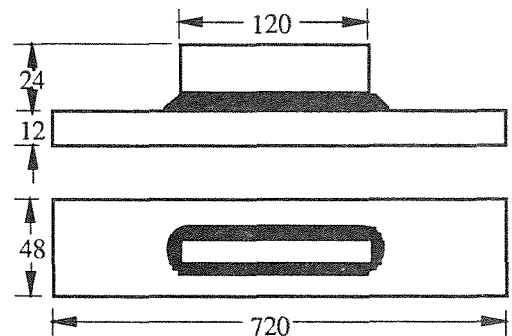
Detalhe 1- Juntas topo a topo



Detalhe 2- Juntas de canto.



Detalhe 3- Juntas cruciformes com transferência de carga.



Detalhe 4- Juntas de canto longitudinais sem transferência de carga.

Fig. 1. Geometria e dimensões das juntas utilizadas no programa experimental.

6.1. Previsão do período de iniciação

A determinação do número de ciclos passados no período de iniciação foi estimado por um programa de cálculo automático "INICIAÇÃO". A tabela 2 representa os valores de K_t utilizados para a determinação do número de ciclos passados na fase de iniciação. A opção por estes valores ficou a dever-se ao facto de estarem enquadrados nas soluções analíticas e de serem valores da mesma ordem de grandeza que os obtidos por elementos finitos.

Tab. 2- Valores de K_t [10].

Detalhe		K_t
1-	Juntas topo a topo	3.50
2-	Juntas de canto	2.60
3-	Juntas cruciformes com transf. de carga	7.24
4-	Juntas longit. sem transf. de carga	4.43

6.2. Previsão do período de propagação

Para a determinação do número de ciclos passados na fase de propagação foi utilizado o programa de cálculo automático "FAFRAM" (FAtigue FRACTure Mechanics) baseado nos conceitos da MFLE e desenvolvido no TNO - Institute for Building Materials and Structures tendo-se utilizado as condições e limites de defeitos, esquematizadas na tabela 3. Optou-se para a formulação do factor de intensidade de tensões pela solução de Brown/ Scrawley/ Orange para o detalhe 1, pela solução proposta por Frank para as juntas cruciformes e pela solução de Newman/ Raju para os detalhes 2 e 4.

Os valores para as taxas de propagação de fendas de fadiga foram os valores obtidos para a liga utilizada no programa experimental, optando-se para os detalhes 1 e 3, os valores obtidos para o material de enchimento, $1.22 \times 10^{-19} (\Delta K)^{5.93} \text{Nmm}^{-3/2}$ e para os detalhes 2 e 4 os valores obtidos para a zona afectada termicamente, $2.99 \times 10^{-16} (\Delta K)^{4.63} \text{Nmm}^{-3/2}$.

Tab. 3. Parâmetros utilizados no programa de cálculo "FAFRAM" [10].

Det.	Direcção (mm)				Geometria
	a_i	a_f	c_i	c_f	
1	0.25	11.8	-	-	2D
2	0.25	11.8	0.25	48	3D
3	$(a_i+0.25)$	(a_f)	-	-	2D
4	0.25	11.8	0.25	48	3D

$(a_i+0.25)$, (a_f) - Valores obtidos por medição directa

7. APRESENTAÇÃO DE RESULTADOS. CONCLUSÕES

As figuras 2 a 5 representam graficamente os valores estimados e experimentais.

Existe uma relação directa entre a resistência à fadiga e o factor de concentração de tensões na região de soldadura. Verifica-se que as juntas de maior resistência à fadiga são as que revelam nos estudos teóricos baixos valores do factor de concentração de tensões na região do cordão de soldadura.

O número de ciclos estimados para o período de iniciação em relação aos valores médios experimentais, revelaram que:

-Para as juntas topo a topo a iniciação é significativa, estimando-se em cerca de 37% para as gamas de tensão iguais ou superiores a 98 MPa.

-Para as juntas de canto a iniciação é significativa, representando cerca de 50% para a gama de tensão de 156 MPa. Para as gamas de tensão inferiores a 79 MPa a iniciação apresentou valores estimados da ordem dos 5×10^6 ciclos.

-Para as juntas cruciformes com transferência de carga a iniciação é pouco significativa, representando cerca de 3.5% a 6.5% para as gamas de tensão de 114, 80 e 57 MPa, em relação aos valores experimentais da vida total de fadiga. Para a gama de tensão de 40 MPa a iniciação tornou-se significativa representando cerca de 36%.

-As juntas longitudinais de canto sem transferência de carga, a iniciação representou valores aproximados de 2,2% para a gama de tensão de 143 MPa, registando-se valores de 11 a 20% para os níveis de 94 a 71 MPa.

Pode concluir-se globalmente que:

-Para as juntas soldadas com elevados factores de concentração de tensões e para elevadas gamas de tensão o período de iniciação não é determinante na vida total de fadiga. Para baixos níveis de tensão o efeito do período de iniciação é significativo no processo de fadiga.

-Para geometrias com baixos factores de concentração de tensões a iniciação é determinante, para baixas ou elevadas gamas de tensão aplicada no processo de rotura de fadiga.

Assim não parece relevante incluir a fase de iniciação em modelos de previsão da duração à fadiga das juntas soldadas com elevados factores de concentração de tensão quando solicitadas a elevadas gamas de tensão, sendo de considerar para estas unicamente o número de ciclos passados na fase de propagação.

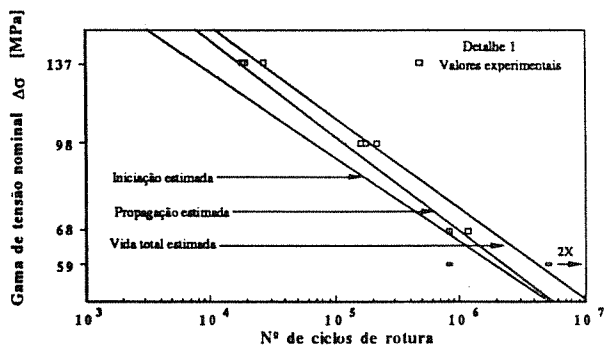


Fig. 2. Representação gráfica de dados estimados e valores experimentais. Detalhe 1.

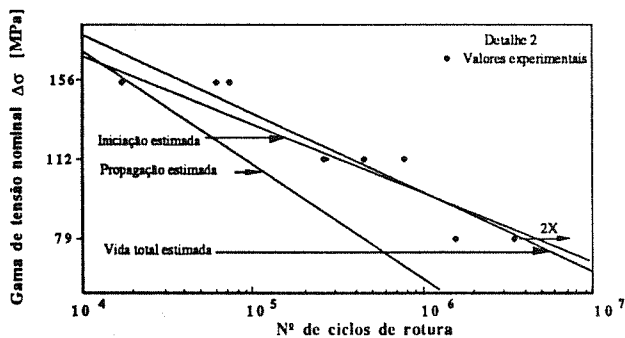


Fig. 3. Representação gráfica de dados estimados e valores experimentais. Detalhe 2.

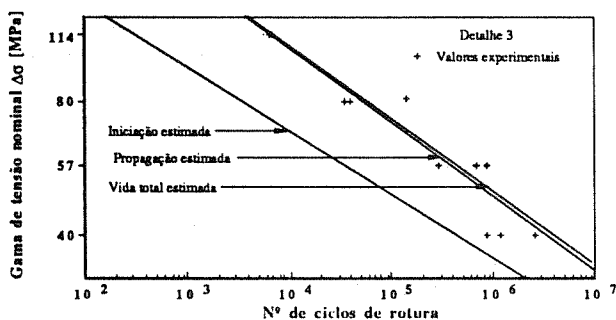


Fig. 4. Representação gráfica de dados estimados e valores experimentais. Detalhe 3.

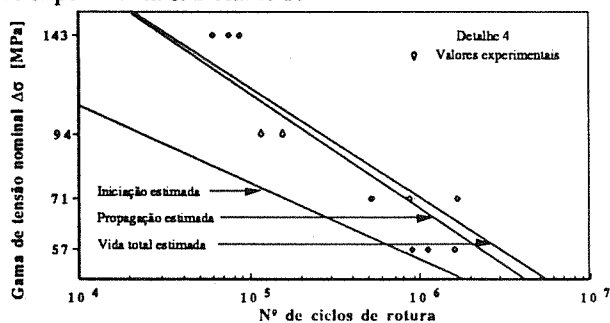


Fig. 5. Representação gráfica de dados estimados e valores experimentais. Detalhe 4.

REFERÊNCIAS

- [1] Lawrence, F. V. Matos, R. J. Higashida, Y. and Burk, J D. "Estimating the Fatigue Crack Initiation Life of Welds", Fatigue Testing of Weldments, ASTM STP 648, D. W. Hoepfner, Ed, pp. 134-158.
- [2] Smith, C. R., "Small Specimen Data for Prediction Life of Full Scale Structures". Fatigue Testing of Aircraft Structures. ASTM STP 338, pp. 240-241, 1962.
- [3] Peterson, R. E., "Stress Concentration Factors" John Wiley, 1974.
- [4] Neuber, H., Journal of Applied Mechanics, Vol - 28, Nº 4, Dec. 1961, pp. 544 - 560.
- [5] Topper, T. H., Wetzel, R. M. and Morrow, JoDean, "Neuber's Rule Applied to Fatigue of Notched Specimens," Journal of Materials, JMLSA, Vol 4 nº1, March 1969, pp 200-209.
- [6] Kosteas, D., Ondra, R. "Imperfektiomen in Aluminium - Schweißverbindungeu-Eifluß auf die Betriebsfestigkeit. VDI Berichte Nr 770, 1989.
- [7] Yung, J. Y. and Lawrence, F., V. "Analytical and Graphical Aids for the Fatigue Design of Weldments. Fatigue Fract. Eng. Mater.. Structures Vol 8 Nº 3 pp. 223-241, 1985.
- [8] Saanouni, K. and Bathias, C., "Study of Fatigue Crack Initiation in Vicinity of Notches", Engineering Fracture Mechanics, Vol 16 Nº 5 pp. 695-706, 1982.
- [9] Glinka G. "Energy Density Approach Calculation of Inelastic Strains" - Stress Near Notch and Cracks Eng. Fract. Mech. Vol. 22, Nº3 pp. 485-188, 1985.
- [10] Silva Ribeiro, A. - "Efeito da Fase de Iniciação no Comportamento à Fadiga de Estruturas Soldadas". Tese de Doutoramento UTAD, 1993.

COMPROBACIÓN EXPERIMENTAL DE LAS FUNCIONES DE FLEXIBILIDAD EN SECCIONES RECTANGULARES Y SECCIONES EN T**F. Ustáriz, A. Valiente y M. Elices.**

**Departamento de Ciencia de Materiales
Escuela Técnica Superior de Ingenieros de Caminos, Canales y Puertos
Universidad Politécnica de Madrid
Ciudad Universitaria s/n, 28040 - Madrid**

Resumen. El método de las funciones de flexibilidad es un procedimiento ideado para calcular el factor de intensidad de tensiones en elementos fisurados de estructuras hiperestáticas lineales. En trabajos previos publicados en estos anales se han desarrollado los fundamentos del método y se han aplicado al cálculo de los factores de intensidad de tensiones en modo I y en modo II para vigas con sección rectangular y sección en T, determinando las funciones de flexibilidad correspondientes por el método de los elementos finitos. En este trabajo se presenta un estudio experimental llevado a cabo con ambas secciones para comparar aquellos resultados con resultados empíricos. El estudio consiste en el diseño y ejecución de un tipo de ensayo cuyo fundamento teórico es el método propuesto y cuya finalidad es la obtención experimental de las funciones de flexibilidad.

Abstract. The compliance function theory is a method for the mechanical and fracture analysis of cracked members of statically indeterminate linear structures. Previously, this method was used for determining the mode I and II stress intensity factors of cracked beams with rectangular and T-shaped cross-section. The compliance functions of these cross-sections were obtained by applying the finite element method. This paper compares these numerical values of the compliance functions with experimental values measured by performing a series of test specifically designed for this purpose.

1.- INTRODUCCIÓN

El modelo de las funciones de flexibilidad proporciona un método de análisis de estructuras resistentes lineales (vigas, pórticos, marcos, etc.) con secciones fisuradas. Mediante este método es posible determinar esfuerzos, movimientos y factores de intensidad de tensiones aunque la estructura sea hiperestática, y todo ello en un marco acorde con los métodos de análisis de Resistencia de Materiales. Los fundamentos del modelo, cuyos precedentes son soluciones de casos particulares [1], están recogidos en las referencias [2] y [3]. La determinación de las funciones de flexibilidad de la sección rectangular y de una sección en T por procedimientos numéricos aparece en las referencias [2] y [4], respectivamente. Este trabajo está dedicado a un estudio experimental que se ha llevado a cabo con la doble finalidad de comprobar los valores numéricos de las funciones de flexibilidad anteriores, y de confirmar, a través de esta comprobación, la validez de las hipótesis simplificativas asumidas en la teoría de las

funciones de flexibilidad. La experimentación se ha diseñado sobre la base del modelo y se ha llevado a cabo con un material de fácil fisuración, siempre bajo condiciones de comportamiento elástico y lineal.

2.- FUNDAMENTO DEL MÉTODO EXPERIMENTAL.

El modelo de las funciones de flexibilidad permite calcular los movimientos que se producen en una estructura lineal con elementos fisurados [2 y 3], y en particular en una viga fisurada. Se admite como hipótesis del modelo que los efectos de la fisura están concentrados en la sección fisurada y que consisten en discontinuidades del giro y los desplazamientos. En ausencia de esfuerzos axiales, la discontinuidad de cada tipo de movimiento está asociada solamente a uno de los dos esfuerzos que actúan en la sección (el giro al momento flector y el desplazamiento al esfuerzo cortante) y es proporcional al valor del esfuerzo, siendo los factores de proporcionalidad funciones del tamaño

de la fisura propias de la forma de la sección. Estas conclusiones permiten formular los teoremas de Mohr para vigas fisuradas según las ecuaciones (1) y (2). La figura 1 ilustra gráficamente el significado de ambas ecuaciones, en las cuales θ_{ab} y v_{ab} representan el giro y la flecha de la sección b respecto a la sección a debidos a los esfuerzos que actúan, cuando lo hacen en ausencia de fisura.

$$\theta_b = \theta_a + \theta_{ab} + C_m M \quad (1)$$

$$v_b = v_a + \theta_a (x_a - x_b) + v_{ab} + C_m M (x_f - x_b) + C_q Q \quad (2)$$

La aplicación de las ecuaciones (1) y (2) a casos particulares isostáticos es la base del método experimental diseñado para comprobar la validez de las funciones de flexibilidad determinadas numéricamente. Las contribuciones Θ y V de la sección fisurada al giro y a la flecha en una sección cualquiera se deducen fácilmente de las ecuaciones (1) y (2) teniendo en cuenta las variaciones que experimenta cada sumando del segundo miembro de dichas ecuaciones al comparar sus valores para los mismos esfuerzos cuando la sección f está fisurada y cuando no lo está. Mientras que $C_m M$ y $C_q Q$ desaparecen en ausencia de fisura, ni θ_{ab} ni v_{ab} varían. Por tanto:

$$\Theta_b = \Theta_a + C_m M \quad (3)$$

$$V_b = V_a + \Theta_a (x_a - x_b) + C_m M (x_f - x_b) + C_q Q \quad (4)$$

Para una viga y un sistema de cargas simétricos respecto al plano de la sección fisurada, tanto la deformación total como la contribución de la fisura han de mantener la simetría. Por tanto, al aplicar la ecuación (3) a dos secciones situadas simétricamente respecto a la sección fisurada f , se tiene:

$$-\Theta_a = \Theta_a + C_m M \Rightarrow \Theta_a = -0,5 C_m M \quad (5)$$

Introduciendo este resultado en (4) junto con la condición debida a la simetría de que el esfuerzo cortante Q en la sección fisurada es nulo, después de resolver en C_m se obtiene:

$$C_m = \frac{2(V_a - V_b)}{M(x_b - x_f + x_a - x_f)} = \frac{2(V_a - V_b)}{M(b - a)} \quad (6)$$

donde las distancias de las secciones a y b a la sección f , $x_f - x_a$ y $x_b - x_f$ respectivamente, se han denominado

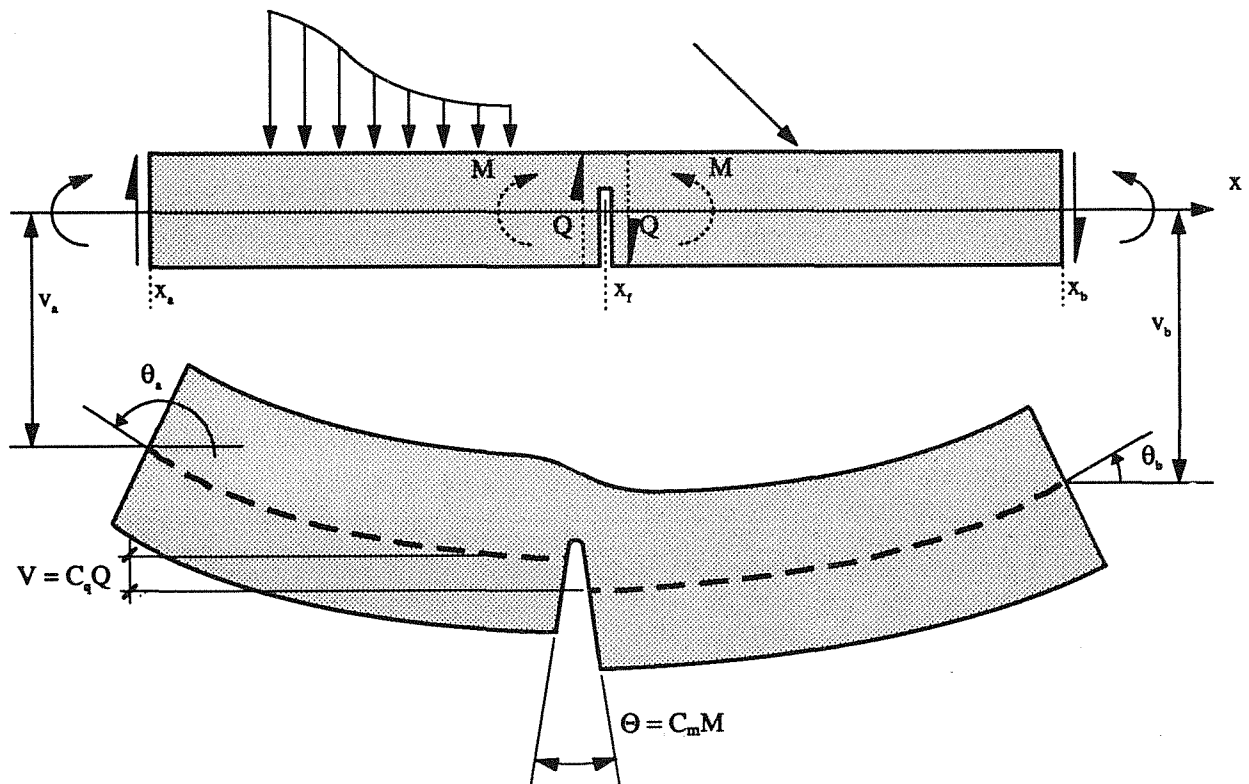


Fig. 1. Efecto de la fisura en una viga según el modelo de las funciones de flexibilidad.

a y b (nótese que a y b están a distinto lado de f).

La igualdad (6) permite determinar experimentalmente la función C_m para un tipo de sección dado. Basta someter a carga una viga isostática con ese tipo sección respetando las condiciones de simetría en que se basa la igualdad y medir las cargas aplicadas y las flechas de dos secciones a y b. Si el experimento y las medidas se efectúan dos veces, siendo la única diferencia entre los dos ensayos la existencia de fisura en la sección de la viga situada en el plano de simetría, la diferencia de las dos flechas medidas en una misma sección sería la contribución V de la fisura a la primera de ellas. De este modo se habrían obtenido los valores experimentales de las flechas V_a y V_b debidas a la fisura, a partir de las cargas aplicadas podría hacerse lo mismo con el momento M, y aplicando la igualdad (6) se determinaría experimentalmente el valor de C_m . Este ha sido el procedimiento empleado en la investigación.

Se obtiene una igualdad análoga a (6) para la función C_q bajo las mismas condiciones de simetría geométrica, pero con antisimetría de cargas. Los giros en secciones simétricas serían iguales, las flechas opuestas y el momento flector M en la sección fisurada sería nulo. Debido a ello, desaparece un término en la ecuación (4):

$$V_b = V_a + \Theta_a(x_a - x_b) + C_q Q \quad (7)$$

y al particularizarla para la sección a y su simétrica, cuyas abscisas respectivas son x_a y $2x_f - x_a$, se transforma en:

$$-V_a = V_a + \Theta_a(x_a - 2x_f + x_a) + C_q Q \quad (8)$$

Eliminando el ángulo Θ_a entre ambas ecuaciones y resolviendo en C_q se obtiene finalmente:

$$C_q = 2 \frac{V_b(x_f - x_a) + V_a(x_b - x_f)}{Q(x_f - x_a + x_f - x_b)} = 2 \frac{V_b a + V_a b}{Q(a - b)} \quad (9)$$

3.- EXPERIMENTACIÓN REALIZADA.

Las secciones transversales elegidas para la comprobación experimental de los valores numéricos de las funciones de flexibilidad son la sección rectangular y una sección en T, cuyas dimensiones aparecen en la figura 2 y cuyas funciones de flexibilidad son conocidas por haber sido determinadas numéricamente con anterioridad.

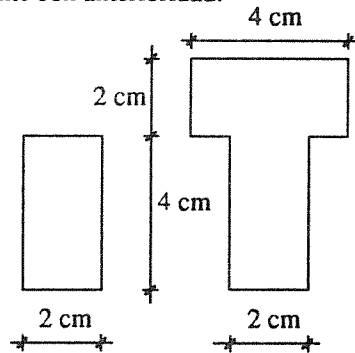


Fig. 2. Secciones transversales estudiadas.

El material escogido para la experimentación es un polímero termoplástico, polimetilmetacrilato (PMMA) de 3,2 GPa de módulo de elasticidad, 0,4 de coeficiente de Poisson y 1,0 MPa√m de tenacidad de fractura. Las razones por las que se ha elegido este material son dos. La primera es que su comportamiento es elástico-lineal en un amplio intervalo de deformaciones y su módulo de elasticidad es mucho menor que el de los materiales típicamente utilizados en ensayos mecánicos como el acero o el aluminio. Esto permite realizar ensayos con cargas moderadas y probetas de gran tamaño, en los cuales los desplazamientos que se producen son grandes y se pueden medir con poco error. La segunda razón es la comodidad con que pueden realizarse

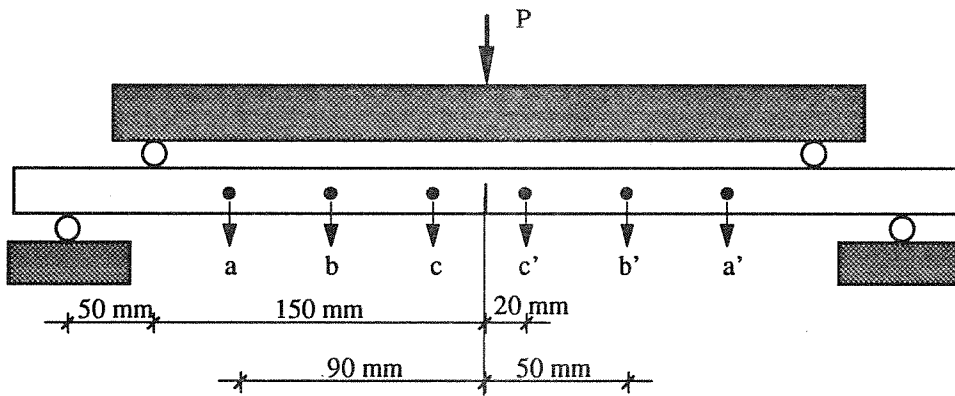


Fig. 3. Esquema del ensayo.

fisuras con crecimiento controlado en este material, ya que es transparente y ofrece poca resistencia a la fisuración.

El procedimiento de fisuración empleado es el que se describe en la referencia [5]. La primera etapa del proceso consiste en la realización de un corte estrecho y poco profundo en la sección a fisurar, sobre la cara de la probeta donde se desea que la fisura arranque. Para generarla se flexa la probeta manteniendo traccionada la cara donde está la entalla, y simultáneamente se comprime el filo de una cuchilla contra la arista de ésta. El avance de la cuchilla produce un doble efecto, de cuña y de penetración, que da lugar a la formación de una fisura cuya velocidad de crecimiento, incurvación del frente y plano de propagación pueden controlarse, dentro de ciertos márgenes, a través de la velocidad de avance de la cuchilla y del esfuerzo de flexión aplicado a la probeta.

La configuración elegida para el ensayo es el de la figura 3, que produce sollicitación en modo I y una distribución uniforme de momentos flectores en un amplio tramo de la viga, lo que elimina los errores de determinación del momento flector en la sección fisurada debidos a la incertidumbre en su ubicación exacta. Las cargas han sido aplicadas en una máquina de ensayos universal y las medidas han sido realizadas mediante un sistema de adquisición de datos acoplado a la máquina. Las secciones cuyas flechas se han medido son las secciones *a*, *b* y *c* de la figura 3, distantes 20, 50 y 90 mm de la sección fisurada respectivamente. Las tres medidas se han efectuado mediante captadores inductivos LVDT de ± 2 mm de recorrido. La carga se aplicaba en control de desplazamiento, sin llegar a provocar nunca la propagación de la fisura. Las cuatro fuerzas que actuaban sobre la probeta eran transmitidas mediante rodillos simplemente apoyados con libertad de rodadura. Los dos de la parte superior transmitían la carga desde el actuador de la máquina a la probeta a través de una viga rígida unida al actuador por medio de una rótula de compresión con libertad de giro en todas las direcciones. El ajuste de la rótula se llevaba a cabo antes de comenzar el ensayo y de este modo quedaba asegurada la transmisión de fuerza a lo largo de todo el rodillo. Cada ensayo se efectuó dos veces la primera para medir las flechas de las secciones *a*, *b* y *c* (figura 3) y la segunda para medir las de las secciones respecto al plano de la fisura. De esta manera se pudo comprobar y corregir la existencia de errores de centrado. Una vez concluidos los ensayos correspondientes a un determinado valor de la profundidad de fisura, se empleaba la misma probeta para los correspondientes a un nuevo valor, a base de hacer crecer la fisura anterior por el procedimiento descrito.

Como ya se ha indicado, el control que permite el método de fisuración en cuanto a la incurvación del frente y a la profundidad de la fisura, es limitado. Las dimensiones exactas de ésta sólo se conocen una vez concluidos los ensayos y rotas las probetas, al medirlas con ayuda de un proyector de perfiles. Los frentes de los distintos tamaños de fisura ensayados quedan perfectamente marcados en la superficie de rotura (figura 4). Esta es otra de las ventajas que ofrece el PMMA en los ensayos de esta clase.

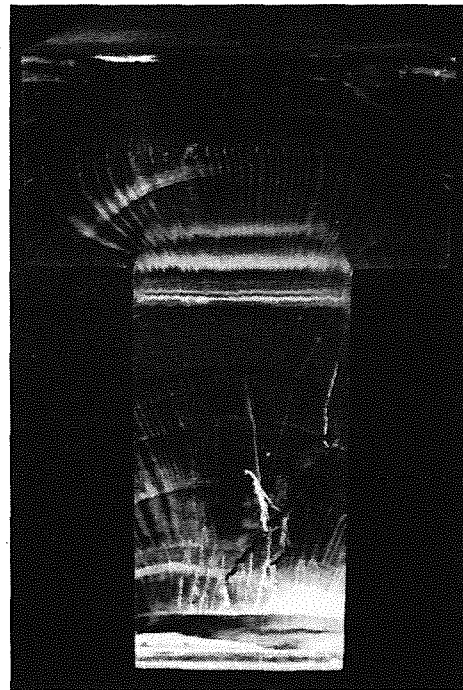


Fig. 4. Detalle de la probeta con sección en T.

La figura 4 muestra una sección transversal donde pueden observarse los distintos tamaños de fisura para los cuales se ha ensayado la probeta. Es una sección en T sobre la cual se aprecian claramente la entalla y los frentes de fisura para distintas profundidades, desde 0,1 hasta 0,8 veces el canto.

El tipo de registros obtenidos en los ensayos puede verse en la figura 5, que corresponde a la probeta de sección en T sin fisurar y con fisuras de profundidades 0,3 y 0,6 veces el canto. Los tres registros representados por cada tamaño de fisura son los valores de la carga aplicada frente a los de las flechas medidas en las secciones *a*, *b* y *c*, una vez promediadas con los de las secciones simétricas. Todos los registros son líneas rectas como era de esperar del comportamiento elástico y lineal del material. El efecto del tamaño de la fisura se manifiesta en el incremento que experimentan las pendientes de los registros a medida que aumenta el tamaño de la fisura. Para cada una de las dos secciones estudiadas se han ensayado vigas con nueve tamaños de

fisura distintos, incluyendo la viga no fisurada. Los tamaños restantes barren un intervalo de profundidades de fisura entre 0,1 y 0,8 veces el canto de la sección, con un incremento de profundidad de 0,1 veces dicho canto entre un tamaño y el siguiente.

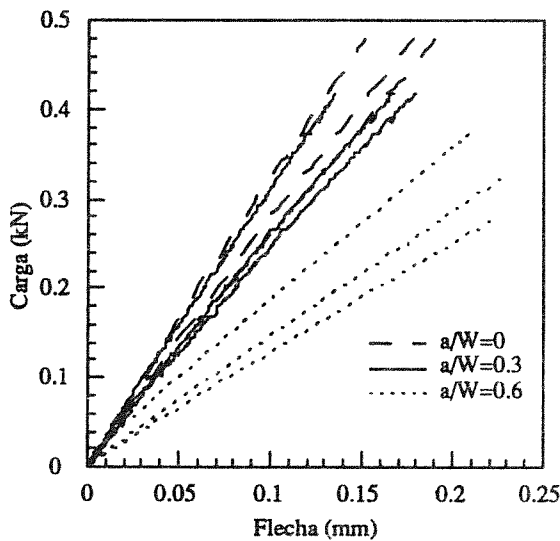


Fig. 5. Relación Carga-Flecha obtenida en los ensayos

4.- RESULTADOS OBTENIDOS.

Los ensayos realizados aportan los datos experimentales necesarios para aplicar la ecuación (6) y obtener los valores de C_m correspondientes a los tipos de sección y tamaños de fisura estudiados. Los registros carga-flecha obtenidos son líneas rectas, lo que permite trabajar con las pendientes al utilizar la ecuación (6). En efecto, la contribución de la fisura a la flecha en una sección es la diferencia entre los registros de las flechas en esa sección para la viga fisurada y sin fisurar. Dicha diferencia es también proporcional a la carga, con un factor de proporcionalidad $r-R$ si las pendientes respectivas de los registros que se restan son r y R . Por su parte (figura 3), el momento flector en la sección fisurada es el producto de la semicarga $P/2$ multiplicada por la distancia h , con lo cual la ecuación (6), particularizada para los ensayos realizados se reduce a:

$$C_m = 4 \frac{(r_a - R_a) - (r_b - R_b)}{h(b - a)} \tag{10}$$

Puesto que las medidas de flechas se han realizado en tres secciones distintas para cada profundidad de fisura, hay tres posibilidades distintas de emparejarlas para aplicar la igualdad (10) y obtener el valor de C_m correspondiente. Debido a ello, la ecuación se ha aplicado para los tres emparejamientos posibles, adoptándose la media de los tres valores obtenidos como valor de C_m , y considerando las diferencias entre ellos como dispersión experimental.

Los valores de C_m así obtenidos se han representado en función de la profundidad de fisura para las dos secciones estudiadas (figuras 6 y 7). Los márgenes de error que aparecen en los gráficos son debidos a la dispersión del valor de C_m por los motivos mencionados en el párrafo anterior y a la incertidumbre en el valor de la profundidad de fisura por la incurvación que presenta su frente. Dicho valor se ha acotado entre los dos límites definidos por los dos frentes rectos envolventes del frente curvo real.

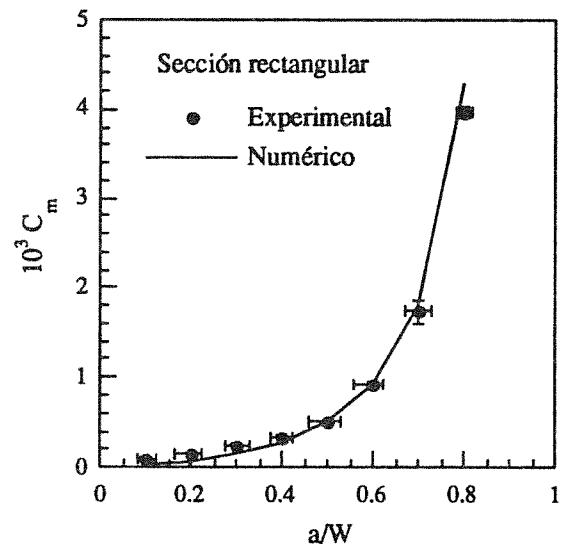


Fig. 6. Resultados experimentales: sección rectangular.

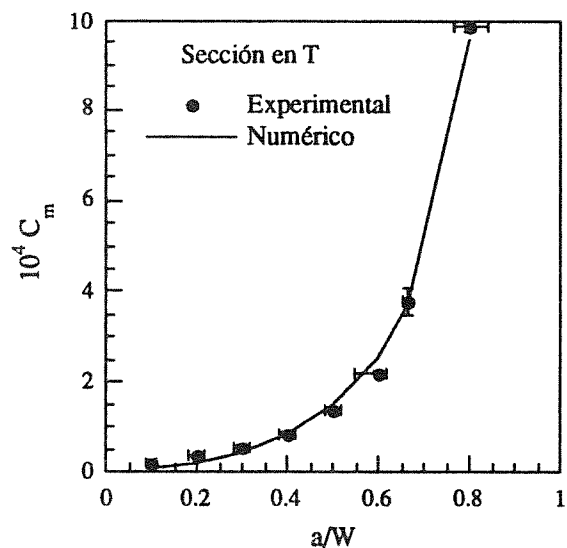


Fig. 7. Resultados experimentales: sección en T.

Además de los valores experimentales de C_m se han representado los valores calculados en trabajos anteriores [3,4] aplicando el método de los elementos finitos. Las diferencias son pequeñas y aleatorias tendiendo a mantenerse constantes en valor absoluto.

Esto hace que los errores relativos sean importantes cuando el valor de la función de flexibilidad es bajo, es decir para fisuras de poca profundidad. Por lo tanto, el procedimiento experimental diseñado tiene limitaciones para determinar las funciones de flexibilidad, pero es un instrumento eficaz para comprobar la validez de los valores obtenidos numéricamente y por añadidura, la de las hipótesis del propio método de las funciones de flexibilidad.

5.- CONCLUSIONES

La experimentación realizada ha confirmado los valores de las funciones de flexibilidad calculados anteriormente mediante elementos finitos para la sección rectangular y una sección en forma de T. El diseño de la experimentación está basado en el modelo de las funciones de flexibilidad, desarrollado para determinar movimientos y factores de intensidad de tensiones en vigas fisuradas hiperestáticas. Consecuentemente, la concordancia entre valores experimentales y teóricos no sólo confirma la validez de estos últimos, sino las hipótesis del propio modelo. Como método experimental para la determinación de funciones de flexibilidad, el procedimiento diseñado tiene serias limitaciones para fisuras de pequeño tamaño, porque los efectos que produce el error experimental en esos casos no son despreciables.

6.- REFERENCIAS.

- [1] El-Haddad, M. H., Ramadam, O. M. y Bazaraa, A. R., "Analysis of frames containing cracks and resting on elastic foundations", *Int J. Frac.*, 45, pp 81-102 (1990).
- [2] Valiente, A., Elices, M. y Ustáriz, F., "Determinación de esfuerzos y movimientos en estructuras lineales con secciones fisuradas", *Anales de Mecánica de la Fractura* 7, pp 272-277 (1990)
- [3] Ustáriz, F., Valiente, A. y Elices, M., "Stress intensity factors in statically indeterminate cracked beams", *X European Conference on Fracture*.(Berlín, September 1994)
- [4] Ustáriz, F., Valiente, A. y Elices, M., "Factores de intensidad de tensiones en vigas fisuradas con sección en T", *Anales de Mecánica de la Fractura* 11, pp 89-95 (1994)
- [5] Lau, C. K. "Fractura del polimetilmetacrilato", Tesis doctoral, Universidad Politécnica de Madrid, 1992

AGRADECIMIENTOS

La realización de este trabajo ha sido posible gracias a las ayudas PB 92 - 0651 y MAT 94 - 0120 C03 de la DGICYT y la CICYT.

CARACTERIZACIÓN DINÁMICA DE UN PVC ESTABILIZADO

J.J.del Coz* y F.J.Belzunce†

E.T.S.Ingenieros Industriales.

Ctra. de Castiello s/n. 33204-Gijón

*Depto.Construcción e Ingeniería de Fabricación

†Dpto. Ciencia de los Materiales

Resumen.- Se han aplicado técnicas experimentales para la determinación de la energía de fractura en ensayos de impacto instrumentado, realizados sobre un PVC sin modificar, de comportamiento frágil. Los ensayos de impacto se han llevado a cabo sobre un péndulo Charpy instrumentado, obteniéndose, tanto la energía como el resto de parámetros de fractura, mediante tratamiento numérico de la señal captada en la cuchilla del mismo. Dos cuchillas instrumentadas, de diferente sensibilidad, han sido utilizadas en el proceso, debido a la pequeña carga de rotura del material. Asimismo, al objeto de atenuar en lo posible las oscilaciones del material, se han dispuesto amortiguadores elásticos en las probetas. Los resultados experimentales han sido obtenidos variando parámetros tales como el tipo de entalla y el tamaño de la misma, al objeto de verificar la validez y el campo de aplicación de la formulación empleada, dentro del marco de un ensayo interlaboratorio efectuado por el Grupo Europeo de Fractura, ESIS TC-4, "Polymers and Composites".

Abstract.- Experimental techniques and numerical methods have been applied in order to assess the fracture energy and toughness of an unmodified PVC in instrumented impact tests. The impact tests have been carried out in a Charpy pendulum with strain gauges placed at the striking edge of the hammer in order to obtain all the fracture parameters. Two hammers with different sensibility have been used and also elastomeric damping has been needed. Different notch lengths and notch radii have been mechanised on the specimens in order to assess the validity of an ESIS protocol ("Polymer and composite Task Group, TC-4) which is under development.

1.INTRODUCCION.

La mayoría de los materiales utilizados en ingeniería están sometidos a cargas dinámicas y ésta es la razón que está impulsando el desarrollo de métodos experimentales fiables que permitan realizar la caracterización del comportamiento mecánico de los materiales y de sus procesos de fractura en condiciones de impacto de baja, media y alta velocidad.

En relación a los productos plásticos habría que decir que su empleo en ingeniería es cada vez mayor, de tal manera que en este momento es tan necesario poner a punto métodos de ensayo para caracterizar estos productos como en el caso, más tradicional, de las aleaciones metálicas.

El Cloruro de Polivinilo (PVC), es uno de los plásticos más versátiles, y de empleo industrial más masivo. El PVC sin modificar es un plástico con una temperatura de transición vítrea claramente superior a la temperatura ambiente, por lo que en condiciones normales es un polímero frágil. Su resistencia química es buena, aunque sensible a ciertos disolventes (hidrocarburos aromáticos y clorados, ésteres y cetonas), presentando un comportamiento satisfactorio a los agentes atmosféricos y la luz solar [1]. Su uso en construcción va desde el recubrimiento aislante de conductores eléctricos, tuberías, válvulas, recubrimientos de piezas metálicas, pavimentos, etc.

Resulta entonces, que en virtud de la fragilidad inherente a la estructura de este polímero resulta imprescindible, para su uso en ingeniería con las mayores garantías de seguridad, evaluar su resistencia a la propagación de grietas bajo esfuerzos de impacto dinámico.

En la actualidad existen ciertos procedimientos de ensayo, algunos de ellos todavía en periodo de normalización, que permiten caracterizar dinámicamente los materiales metálicos [2,3]. En este tipo de ensayos realizados a alta velocidad, la presencia de efectos dinámicos, tales como vibraciones en el sistema ensayado (que provocan oscilaciones en las cantidades monitorizadas) y fuerzas de inercia en las probetas (que originan diferencias entre las fuerzas captadas por distintos sensores), hacen más complejo el problema, por lo que es necesario el conocimiento y control de tales efectos dinámicos, para reducirlos o tenerlos en cuenta en el análisis experimental.

Por otra parte, la medida de la tenacidad a fractura de plásticos está teniendo un crecimiento importante y comienza a surgir la necesidad de una normativa que recoja, de un modo práctico, la realización adecuada de estos ensayos, de manera que se garantice su reproducibilidad. El grupo de trabajo de la European Structural Integrity Society, especializado en Polímeros y Compuestos (ESIS-TC4), se encuentra en la actualidad trabajando en estos aspectos, mediante la realización de ensayos interlaboratorios en base a un Protocolo que sirva de base para una norma internacional [4].

Las especificaciones del citado protocolo están extraídas, en parte, de la normativa ASTM E-399 desarrollada para metales [3]. No obstante, problemas específicos asociados con el comportamiento de los plásticos, quedan todavía por resolver.

En este trabajo, en virtud de la vinculación del equipo de trabajo con el ESIS-TC4, se ha procedido al estudio de la problemática ligada a la determinación de los parámetros de fractura en condiciones dinámicas de polímeros frágiles, valorándose la influencia en la energía de fractura del tamaño de las entallas y del radio del fondo de la entalla.

2.PROTOCOLO ESIS-TC4.

El protocolo de ensayos para la determinación de la tenacidad a fractura en plásticos del ESIS-TC-4 especifica los principios para la determinación de la tenacidad a fractura bajo modo I en plásticos, bajo ciertas condiciones. Se permiten ensayos mediante probetas de flexión en tres puntos (SENB), así como probetas compactas (CT). El protocolo impone ciertas restricciones de linealidad en el diagrama fuerza-desplazamiento, así como en el ancho y espesor de las probetas, al objeto de asegurar un estado de tensiones correspondientes al caso de deformación plana, en el fondo de la entalla.

Este protocolo permite la realización de dos tipos de entallas :

- Por mecanizado de una entalla aguda y generación posterior de una grieta natural golpeando con una cuchilla nueva en el fondo de la entalla.
- Por mecanizado de una entalla seguido del afilado del extremo de la misma realizado por deslizamiento de una cuchilla nueva.

Cualquiera de los dos métodos recomendados es problemático de cara a la reproducibilidad de los resultados ya que siempre resulta muy difícil obtener frentes de grieta uniformes y de geometría repetitiva. Por esta razón, suele resultar aconsejable utilizar únicamente entallas muy agudas obtenidas por mecanizado.

Se recomienda igualmente realizar la atenuación de los efectos dinámicos mediante el empleo de amortiguadores elásticos colocados en la región de aplicación de la carga de impacto y/o los apoyos.

El protocolo ESIS-TC4 propone realizar un mínimo de 15 ensayos, cinco con una relación a/W comprendida entre 0,45 y 0,55, con objeto de obtener la tenacidad a la fractura, K_q , y los restantes utilizando relaciones a/W variables desde 0,05 hasta 0,70 para determinar con mayor precisión la energía de fractura G_q .

Las fórmulas utilizadas para la obtención de estos dos parámetros, en el caso de la probeta de flexión SENB, son :

$$K_q = f\left(\frac{a}{W}\right) \frac{F_q}{B \cdot \sqrt{W}} \quad (1)$$

$$G_q = \frac{U_q}{B \cdot W \cdot \Phi\left(\frac{a}{W}\right)} \quad (2)$$

siendo :

$$f\left(\frac{a}{W}\right) = 6\sqrt{\alpha} \frac{[1.99 - \alpha(1-\alpha)(2.15 - 3.93\alpha + 2.7\alpha^2)]}{(1+2\alpha) \cdot (1-\alpha)^{\frac{3}{2}}}$$

F_q : La fuerza obtenida en el ensayo, con las oportunas correcciones.

W, B : El ancho y espesor de las probetas.

U_q : El trabajo real de fractura, es decir, el área bajo la curva fuerza-desplazamiento, con las oportunas correcciones.

$$\Phi = \frac{A + 1864}{\frac{dA}{d\alpha}}$$

un factor de calibración [5] dependiente de la flexibilidad adimensional de la probeta, A , dada por :

$$A = \left(\frac{S}{W}\right)^2 \frac{\alpha^2}{(1-\alpha)^2} \left[a_0 + a_1 \cdot \alpha + a_2 \cdot \alpha^2 + \dots \right]$$

siendo $(a_0, a_1, a_2, a_3, a_4, a_5) = (8.9; -33.717; 79.616; -112.952; 84.815; -25.672)$.

La determinación de la fuerza F_q se realiza en base al ajuste, mediante mínimos cuadrados, de una función lineal y de otra parabólica, al diagrama fuerza-tiempo obtenido en el ensayo. Al objeto de mejorar el citado proceso de ajuste se realiza previamente un filtrado numérico de la señal, que atenúa las oscilaciones y el ruido de alta frecuencia de la misma [6]. De cualquier manera, el punto concreto se define como el correspondiente a una pérdida de la rigidez inicial de la probeta de un 5%, tal y como se muestra en la figura N°2. Al igual que en otras normas de fractura, si existe un máximo anterior en la curva fuerza-desplazamiento, se adopta dicho valor como F_q .

El trabajo real de fractura, U_q , se obtiene en base al diagrama fuerza-desplazamiento, obtenido a partir de los datos captados en el ensayo mediante un proceso de integración numérica. En el caso de utilizar amortiguadores, se realizan las oportunas correcciones en la parte inicial del ensayo, al objeto de tener en cuenta tanto los desplazamientos como los instantes reales en los cálculos subsiguientes.

3. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

3.1. Material

La experimentación se ha realizado sobre un PVC de alto peso molecular, no modificado, que nos ha sido suministrado en forma de placas extruídas de 200x200x10 mm. Dado que estos procesos de conformado dan lugar a una cierta orientación de las moléculas del polímero, todas las probetas fueron extraídas de modo que el avance de la grieta era paralelo a la dirección de extrusión.

Previamente se habían realizado ensayos de tracción a temperatura ambiente con objeto de conocer la evolución del límite elástico con la velocidad de aplicación de la carga, habiéndose obtenido la relación siguiente:

$$\sigma_y \text{ (MPa)} = 58,2 - 4,659 \log t \text{ (s)}$$

Donde *t* es el tiempo hasta la rotura.

De cada una de las placas citadas anteriormente se mecanizaron veinte probetas de flexión (SENB) de dimensiones 88x20x10 mm, todas ellas extraídas en dirección transversal a la de extrusión, efectuándose las entallas en la dirección L-T. El proceso de realización de la entalla se llevó a cabo mediante mecanizado con fresa. Se prepararon dos series de probetas con diferentes geometrías de entalla, de tal manera que los radios en su extremo eran de 0,25 mm y 15 μm respectivamente.

3.2. Equipos utilizados

Como unidad de impacto dinámica se ha utilizado un Péndulo Charpy marca IBERTEST, PIB-30, 300 J., con una velocidad de impacto máxima de 5.42 m/s, dotado de un prototipo *low-blow*, que permite regular la altura de caída entre 0.0 y 0.9 m.

Auxiliariamente también ha sido necesario utilizar los siguientes equipos :

- Cuchillas instrumentadas según normativa DVMS, elaboradas en Titanio y en Epoxi, marca Araldit®.
- Equipos de amplificación y filtrado de la señal de las cuchillas instrumentadas, de una frecuencia de hasta 1MHz.
- Tarjetas de recogida de datos analógico-digitales, marca Keithley-Metrabite, DAS-50, frecuencia de hasta 1 Mmuestra/s, 1MB de memoria RAM, 12 bits.
- Ordenador personal, encargado de la lectura y procesado de los datos adquiridos por las TAD, mediante el programa OSCILOS-3 V.2.2 ©OFS-JJCD(ETSII), bajo Windows® 3.1.

3.3. Realización de los ensayos de impacto

Los ensayos de impacto se llevaron a cabo bajo las siguientes condiciones de operación :

- Velocidad de impacto = 1.0 m/s
- Temperatura = 18°C
- Frecuencia de muestreo = 1 a 0.5 MHz
- Número de puntos almacenados >= 2500
- Puntos antes del *trigger* = 200-800
- Rango de voltaje = ± 2.50 V
- Tipo de cuchillas= Forma y dimensiones según DIN-DVM, elaboradas en acero aleado y epoxi.

La atenuación de los efectos dinámicos ha sido llevada a cabo mediante la utilización de bandas de goma tanto en la región de impacto de la maza como en los puntos de apoyo de las probetas en el soporte de la máquina de ensayos. También se llevaron a cabo ensayos piloto sin amortiguadores, pero la amplitud de las oscilaciones, tal y como se puede apreciar en la figura 1, desaconsejaron su posterior realización.

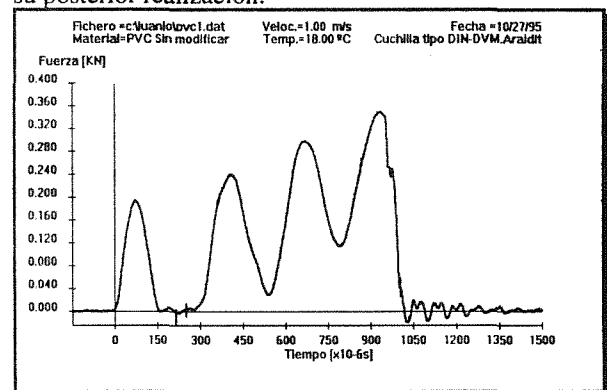


Fig. 1. Señal captada en el ensayo de impacto instrumentado, sin amortiguadores.

En los ensayos se registró la señal procedente de las bandas extensométricas ubicadas en la cuchilla, a partir de la cual se obtuvieron los valores de la tenacidad y la energía de fractura, *K_q*, y *G_q*, utilizando la metodología descrita en el apartado anterior.

En la figura 2 se muestra el gráfico fuerza-desplazamiento obtenido en el ensayo de una probeta con una relación *a/W* = 0.2

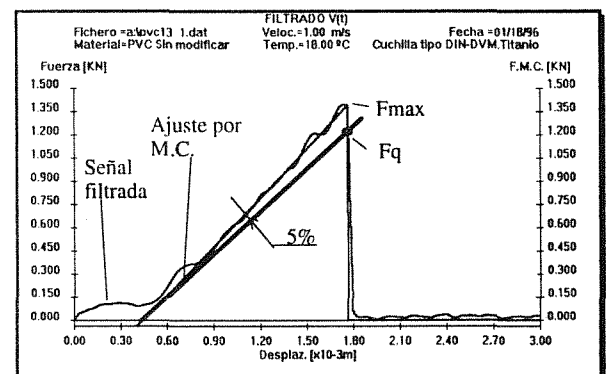


Fig. 2. Señal captada en el ensayo de impacto instrumentado, con amortiguadores.

4. RESULTADOS

Las figuras 3 y 4 muestran, respectivamente, los resultados obtenidos con las dos series de probetas con radio en la punta de la entalla de 15 y 250 μm, en relación al tamaño relativo de la entalla a/W. Se observa que los parámetros críticos de fractura, K_q y G_q , son independientes del tamaño del defecto. Por otra parte, la dispersión de los resultados obtenidos es la habitual en este tipo de ensayos.

Las figuras 5 y 6 dan cuenta de la evolución de la energía de fractura, G_q , del conjunto de probetas (series con radio en la punta de la entalla de 15 y 250 μm respectivamente) según el método propuesto por ESIS-TC4, que consiste en calcular la pendiente de la regresión lineal de la representación gráfica de U_q frente a $B.W.Fi$ (expresión (2)).

Finalmente, la tabla 1 muestra los resultados medios obtenidos en todos estos ensayos. Se recogen dos valores de G_q , calculados uno como media de los resultados individuales, y otro a partir de las figuras 5 y 6 (G_{reg}).

Se aprecia que los parámetros medios de fractura de la serie de probetas con un radio en el extremo de la entalla mayor son sensiblemente superiores a los correspondientes a la otra serie. Por esta razón debe hacerse hincapié en la generación de entallas lo suficientemente agudas, con objeto de evaluar con precisión los parámetros de fractura de los plásticos frágiles, tales como el PVC.

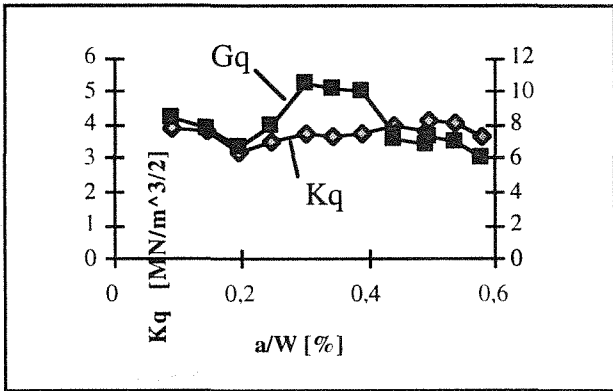


Fig. 3. Radio de entalla = 15 μm

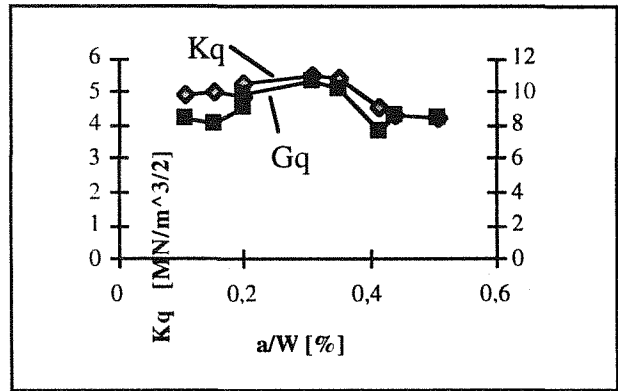


Fig. 4. Radio de entalla = 250 μm

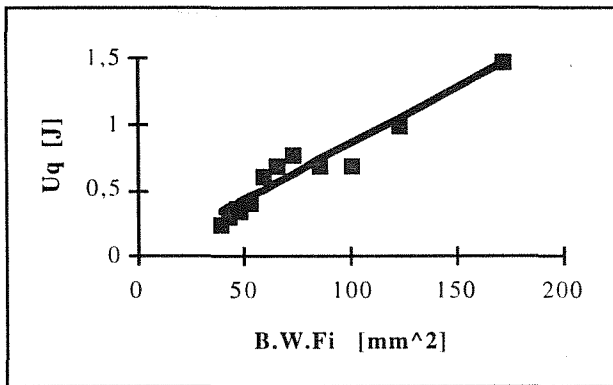


Fig. 5. Radio de entalla = 15 μm.

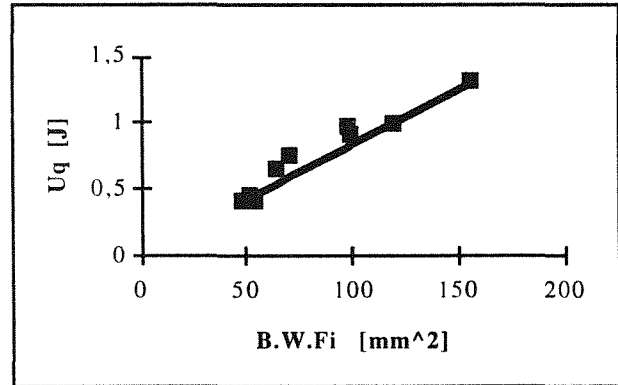


Fig. 6. Radio de entalla = 250 μm

	K_q	G_q	G_{reg}
	MN/m ^{3/2}	KJ/m ²	KJ/m ²
Radio = 15 μm	3,8	8000	8500
Radio = 250 μm	4,9	9000	8300

Tabla 1. Valores medios.

5. CONCLUSIONES

A partir de los resultados obtenidos, se apuntan las siguientes conclusiones :

- La adopción de amortiguadores elásticos (bandas de goma) en los ensayos de impacto atenuó, en gran medida, la amplitud de oscilaciones inerciales, con lo que la deducción de los correspondientes parámetros de resistencia dinámica del material pudieron ser evaluados con una mejor aproximación.

- Los valores de tenacidad y energía de fractura, K_q y G_q , obtenidos a partir de probetas con un radio de entalla de 250 μm son superiores a los deducidos a partir de probetas con un radio de 15 μm.

- El método de regresión aplicado a los resultados experimentales obtenidos en base a probetas de diferentes tamaños, proporciona resultados más coherentes en el cálculo de la energía de fractura del PVC.

6. AGRADECIMIENTOS

Agradecemos al Profesor Pavan del Politécnico de Milán y al Grupo de trabajo sobre Polímeros y Compuestos de ESIS el suministro del material.

7. REFERENCIAS

- [1] Dominninghaus H., "Plastics for engineers: materials, properties and applications", Hanser Pub., 129-181 (1988)
- [2] ASTM E24.03.03, "Proposed Standard method of test for instrumental impact testing of precracked Charpy specimens of metallic materials." Draft 2d, ASTM, Philadelphia (1981).
- [3] ASTM E992, "Standard Practice for Determination of Fracture Toughness of Steels Using Equivalent Energy Methodology ". ASTM, Philadelphia (1989)
- [4] Protocolo ESIS, "High-rate Kc and Gc testing of Plastics" , Task Group 4 of ESIS, Delft, Holanda (Marzo 1994)
- [5] Bakker, A., "Compatible compliance and stress intensity expressions for the standard three-point bend specimen" , Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct. Vol 13, N°2, pp 145-154 (1990)
- [6] COZ DIAZ, J., "Técnicas experimentales y métodos numéricos aplicados a la determinación de los parámetros de fractura dinámica". Tesis Doctoral. (1994).

FISURACION DEL HORMIGON EN MODO MIXTO

J. Gálvez, G.V. Guinea, M. Elices

Universidad Politécnica de Madrid (UPM)
Departamento de Ciencia de Materiales
E.T.S.I. Caminos, Ciudad Universitaria, 28040 Madrid

Resumen. Este trabajo es resumen de una investigación en curso sobre la propagación de fisuras en piezas de hormigón en masa en modo mixto. Se presentan los resultados preliminares de una colección de ensayos de fractura de hormigón en modo mixto en vigas solicitadas a flexión en tres y cuatro puntos, mediante cargas proporcionales y no proporcionales. La investigación pretende aportar un "banco de ensayos", hasta ahora inexistente, para la verificación y el contraste de modelos de fisura cohesiva en modo mixto. Además se ha podido confirmar la validez de asumir la trayectoria correspondiente a un modelo de fractura elástica lineal para los modelos de fisura cohesiva en modo mixto.

Abstract. This paper is a previous summary of a research project, which is unfinished, in mixed mode fracture of concrete. We present the preliminary results of fracture mechanics tests upon mixed mode on flexural concrete beams, upon three or four load points, under proportional and non-proportional loading. The aim of the research project is to produce a "bench-mark" for contrast and to verify new models of mixed mode fracture mechanic on cohesive materials. Also, the validity of the crack trajectory under fracture linear elastic analysis for non cohesive material has been proven.

1. INTRODUCCION

La existencia de grietas en el hormigón es una realidad que afecta a muchas de las estructuras de hormigón armado y en masa actualmente en servicio. El análisis correcto de la estabilidad de las grietas, y por tanto de la capacidad portante de la estructura, no permite en la mayoría de los casos el empleo simplificado de la Mecánica de la Fractura Elástica Lineal por conducir a soluciones del lado de la inseguridad. Por el momento no se dispone de una herramienta de cálculo que permita estudiar adecuadamente la propagación de fisuras en modo mixto -modos I y II- de materiales cohesivos, como es el hormigón.

Por lo que se refiere a resultados experimentales, aunque existen varias colecciones de ensayos de propagación de fisuras en modo mixto: Arrea & Ingraffea [1], Ballatore & Carpinteri [2], Guo & Kobayashi [3], Ojdrovic [4], Reinhardt et al. [5], Davies [6], Barr et al. [7] y Nooru-Mohamed & Van Mier [8], entre otros, no se dispone de una colección de ensayos, con

trayectorias no fácilmente predecibles, que sirvan de referencia para verificar y contrastar los modelos y programas que se desarrollen. Algunos de estos ensayos [5], [7] y [8] presentan problemas por la propagación de más de una fisura, y los correspondientes a vigas entalladas con flexión por carga en tres o cuatro puntos presentan trayectorias de propagación de las fisuras fácilmente predecibles.

El objetivo de la investigación es disponer de una colección de ensayos que permita contrastar modelos analíticos y numéricos de propagación de fisuras en modo mixto en hormigón. En este sentido, se estableció como objetivo principal de los ensayos realizados obtener una colección de trayectorias de propagación de fisuras en modo mixto, con sus correspondientes curvas carga-CMOD y carga-desplazamiento, estables y repetitivas.

El trabajo supone un gran avance para el desarrollo de un modelo de fisura cohesiva en modo mixto para el hormigón, pues constituye un banco de pruebas- hasta

ahora inexistente- para los modelos numéricos que se desarrollen y, además, pretende dar respuesta a algunos interrogantes no resueltos, como la validez de asumir la trayectoria elástica lineal para una fisura de hormigón en modo mixto.

2. DESCRIPCION DE LA PROBETAS

Se han confeccionado probetas en 5 amasadas de hormigón (nº 0 a 4). La amasada nº 0 ha servido para la puesta a punto de las técnicas experimentales y de los equipos, y las amasadas nº 1 a 4 corresponden a los ensayos en modo mixto cuyos resultados se presentan.

La *Tabla 1* presenta las probeta que componen cada amasada.

Tabla 1. Probetas de hormigón de cada amasada.

<i>Probetas prismáticas</i>					
Denominación	D mm	L mm	B mm	Nº de probetas	Finalidad
D1	75	340	50	8	Caracterizac.
D2	150	675	50	4	Modo mixto
<i>Probetas cilíndricas</i>					
C1	75 x 150 mm			8	Brasileño y compresión

donde: D: canto de la probeta
L: longitud de la probeta
B: espesor de la probeta

De las amasadas nº 1 y 2 se han empleado 4 probetas D1 para ensayos en modo mixto.

Todas las probetas ensayadas en modo mixto se han entallado hasta la mitad de su canto (D/2) con sierra circular a baja velocidad. La entalla resultante tiene un ancho de 2 mm y su fondo es rectangular. Las superficies de apoyo y de aplicación de las cargas fueron rectificadas con el fin de garantizar la distribución correcta de la carga en todo el espesor de la probeta mediante los rodillos, y de evitar desplazamientos no deseados por el aplastamiento de irregularidades superficiales.

El hormigón se ha confeccionado con árido silíceo de diámetro máximo 5 mm, cemento Portland 1-55-A, suministrado a granel para garantizar la homogeneidad, y una relación agua/cemento 0.45. El hormigón se vibró 12 segundos en mesa vibradora. El asiento medio del cono de Abrams para las 5 amasadas fue 100 mm aproximadamente.

Las probetas se desmoldaron a las 72 horas, manteniéndose hasta ese momento a temperatura ambiente de laboratorio y regándolas superficialmente

cada 24 horas. Una vez desmoldadas pasaron a cámara húmeda a 20 °C y 99% de humedad relativa durante 28 días. A partir de ese momento y hasta su ensayo se mantuvieron sumergidas en piscina de agua a temperatura ambiente de laboratorio. Fueron ensayadas 4 meses después de haber sido hormigonadas.

Las propiedades mecánicas del material empleado se detallan en la *Tabla 2*.

Tabla 2. Propiedades mecánicas del hormigón de cada amasada.

Amasada	f _{ck} (MPa)	f _{ct} (1) (MPa)	f _{ct} (2) (MPa)	G _c (N/m)	E (GPa)
1	54	7.0	2.4	69	28
2	56	6.5	2.7	70	18
3	56	6.8	2.4	61	22
4	61	7.2	2.6	75	21

(1) Resistencia a flexo-tracción (módulo de ruptura)

(2) Resistencia a tracción (Ensayo Brasileño)

3. DESCRIPCION DE LOS ENSAYOS

Con la finalidad de obtener trayectorias de propagación de fisuras muy distintas, que aún en el caso de una dispersión experimental amplia no diesen lugar a malinterpretaciones, se adoptaron dos tipos de ensayo:

Tipo 1: Probeta prismática con carga asimétrica y entalla en la sección central de profundidad medio canto (D/2), solicitada a flexión simple en tres puntos (Figura 1a)

Tipo 2: Probeta prismática con carga asimétrica y entalla en la sección central de profundidad medio canto (D/2), solicitada a flexión simple en cuatro puntos, mediante una carga P e impidiendo el desplazamiento vertical del punto B (Figura 1b)

Las variables medidas en los ensayos han sido:

- Apertura de la boca de la entalla (CMOD en la terminología anlosajona).
- Carga P.
- Desplazamiento del punto de aplicación de la carga P.
- Apertura de la boca de la entalla segun la dirección normal a la recta AC ("CSOD"*) .
- Desplazamiento del punto B (Figuras 1a y b).
- Reacción en el punto B (ensayos tipo 2).

Los ensayos tipo 1 fueron hechos en control de CMOD, a una velocidad de 0.004 mm/min hasta el 40% de la carga máxima en la rama de descarga, y 0.08 mm/min desde ese punto hasta el final del ensayo.

* El "CSOD" ha permitido obtener ensayos estables del tipo 2, pues por la cinemática del ensayo el control con CMOD conducía a ensayos inestables.

Los ensayos de *tipo 2* (extremo *B* con movimiento vertical impedido) han dado muchos problemas para obtener su estabilidad. Una de las causas ha sido la imposibilidad de retroalimentar conjuntamente la carga *P*, dada por una máquina de ensayos, y la reacción para impedir el movimiento vertical del punto *B*, controlándose ambas máquinas independientemente con señales distintas. Además, por la cinemática del ensayo, ha sido necesario controlar la carga *P* con el "CSOD" (apertura de la fisura en la dirección normal a la recta *AC* de la Figura 1a y b), pues el *CMOD*, en estados avanzados del ensayo, varía poco en relación a la apertura normal de la fisura en el fondo de la misma y controla mal el ensayo, con la consiguiente inestabilidad; por otro lado, y como se pudo comprobar en los primeros ensayos, el "CSOD" presenta *snap-back* en la rama ascendente de la curva carga-"CSOD". Por todo ello, los ensayos *tipo 2* se han hecho en control de *CMOD* hasta el 70 % de la carga máxima en la rama de descarga y control en "CSOD" hasta el final del ensayo. La velocidad de ensayo ha sido 0.004 mm/min hasta el 40 % de la carga máxima en la rama de descarga y 0.08 mm/min hasta el final.

La denominación de las probetas ha sido:

Amasada.Tamaño N° especimen

así la probeta *A2.D1.2* es la probeta n° 2 de tamaño 1 (canto *D* = 75 mm), perteneciente a la amasada 2.

En la *Tabla 3* se especifican las probetas ensayadas en modo mixto y el tipo de ensayo.

La carga *P* se aplicó con una máquina de ensayos servocontrolada INSTRON 1275, y la reacción en el punto *B* con un actuador servocontrolado INSTRON 1287. Para el control y la medida de la carga *P* y la reacción en el punto *B* se han utilizado dos células de carga INSTRON de 25 y 5 KN respectivamente, con un error a fondo de escala de $\pm 0.5\%$.

La medida del *CMOD* y "CSOD" se hizo con extensómetros INSTRON de ± 2.5 mm de recorrido nominal

y ± 0.1 % de error a fondo de escala. La medida del desplazamiento del punto de aplicación de la carga *P* se hizo con un transductor inductivo HBM de ± 20 mm de recorrido nominal y ± 0.1 % de error a fondo de escala. El control del desplazamiento del punto *B* se hizo con un LVDT de ± 1 mm de recorrido nominal y ± 0.1 % de error a fondo de escala.

Tabla 3. Probetas ensayadas en modo mixto

Probeta	Amasada	Canto <i>D</i> mm	Tipo de ensayo	Observaciones
<i>A1.D1.1</i>	1	75	1	Estable
<i>A1.D1.2</i>	1	75	1	Estable
<i>A1.D1.3</i>	1	75	2	Estable
<i>A1.D1.4</i>	1	75	1	Estable
<i>A1.D2.1</i>	1	150	2	Estable
<i>A1.D2.2</i>	1	150	2	Estable
<i>A1.D2.3</i>	1	150	1	Estable
<i>A1.D2.4</i>	1	150	1	Estable
<i>A2.D1.1</i>	2	75	1	Estable
<i>A2.D1.2</i>	2	75	1	Estable
<i>A2.D1.3</i>	2	75	1	Estable
<i>A2.D1.4</i>	2	75	1	Estable
<i>A2.D2.1</i>	2	150	2	Inestable
<i>A2.D2.2</i>	2	150	2	Inestable
<i>A2.D2.3</i>	2	150	1	Estable
<i>A2.D2.4</i>	2	150	1	Estable
<i>A3.D2.1</i>	3	150	2	No válido
<i>A3.D2.2</i>	3	150	2	Estable
<i>A3.D2.3</i>	3	150	2	Estable
<i>A3.D2.4</i>	3	150	2	Estable
<i>A4.D2.1</i>	4	150	1	Estable
<i>A4.D2.2</i>	4	150	1	Estable
<i>A4.D2.3</i>	4	150	2	Estable
<i>A4.D2.4</i>	4	150	2	Inestable

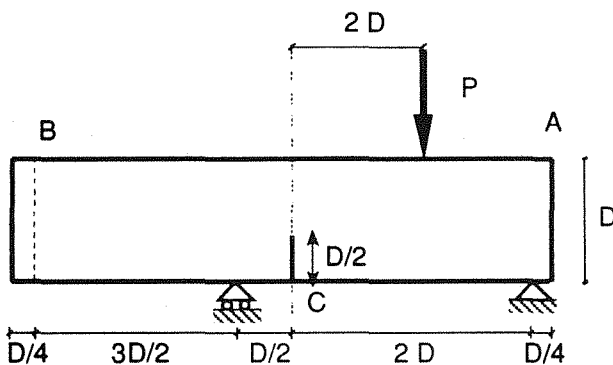


Figura 1a. Geometría y disposición de los ensayos de hormigón en modo mixto *tipo 1*, con movimiento vertical del punto *B* libre (cargas proporcionales).

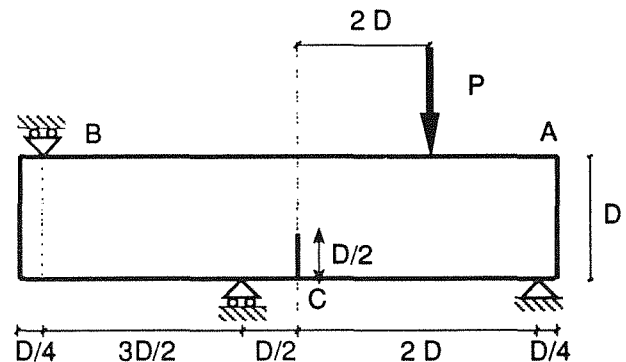


Figura 1b. Geometría y disposición de los ensayos de hormigón en modo mixto *tipo 2*, con movimiento vertical del punto *B* impedido (cargas no proporcionales).

4. RESULTADOS DE LOS ENSAYOS

La Figura 2 presenta las curvas carga-CMOD correspondientes a las probetas de tamaño 2 ($D = 150$ mm) ensayadas con el extremo B libre (tipo 1). La Figura 2 corresponde a 6 probetas de tres amasadas distintas, y como se puede observar la dispersión de resultados es pequeña y los ensayos han sido estables.

La Figura 3 presenta las curvas carga-desplazamiento del punto de aplicación de la carga correspondientes a las probetas de tamaño 2 ($D = 150$ mm) ensayadas con el extremo B libre (tipo 1).

La Figura 4 presenta las curvas carga-CMOD correspondientes a las probetas de tamaño 2 ($D = 150$ mm) ensayadas con el extremo B con movimiento vertical

impedido (tipo 2). La Figura 4 corresponde a 4 probetas de dos amasadas distintas, y como se puede observar la dispersión de resultados es pequeña y los ensayos han sido estables.

La Figura 5 presenta las curvas reacción en el punto B-CMOD correspondientes a las probetas de tamaño 2 ($D = 150$ mm) ensayadas con el extremo B con movimiento vertical impedido (tipo 2). La Figura 5 corresponde a 4 probetas de dos amasadas distintas, y como se puede observar la dispersión de resultados es pequeña y los ensayos han sido estables.

La Figura 6 presenta las curvas carga P -desplazamiento del punto de aplicación de la carga correspondientes a las probetas de tamaño 2 ($D = 150$ mm) ensayadas con el extremo B con movimiento vertical impedido (tipo 2).

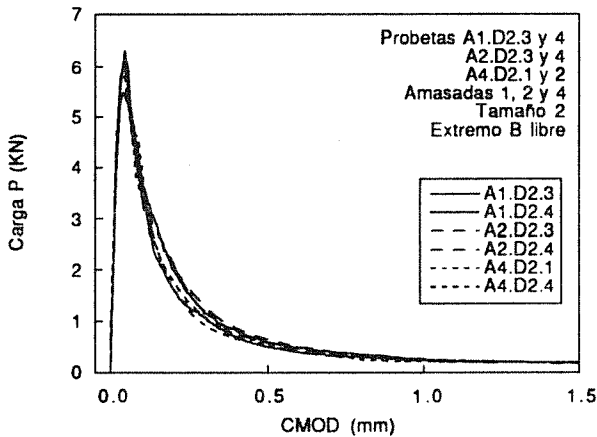


Figura 2. Curvas experimentales carga-CMOD de las probetas A1.D2.3 y 4, A2.D2.3 y 4, A4.D2.1 y 2, pertenecientes a las amasadas 1,2 y 4, de tamaño 2 ($D = 150$ mm) y extremo B libre.

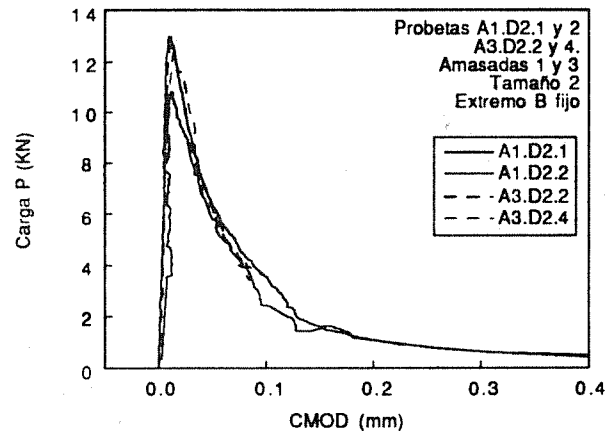


Figura 4. Curvas experimentales carga-CMOD de las probetas A1.D2.1 y 2, A3.D2.2 y 4, pertenecientes a las amasadas 1 y 3, de tamaño 2 ($D = 150$ mm) y extremo B fijo.

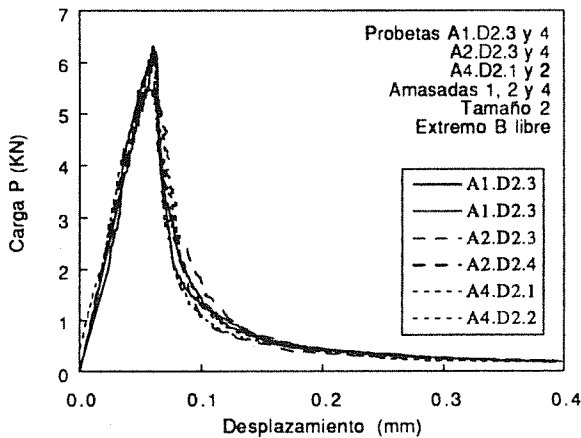


Figura 3. Curvas experimentales carga-desplazamiento de las probetas A1.D2.3 y 4, A2.D2.3 y 4, A4.D2.1 y 2, pertenecientes a las amasadas 1,2 y 4, de tamaño 2 ($D = 150$ mm) y extremo B libre.

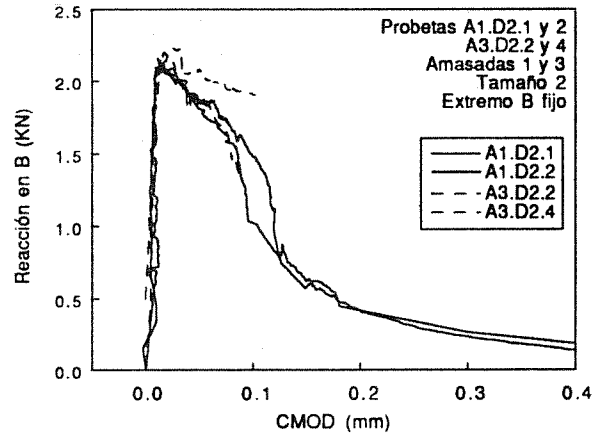


Figura 5. Curvas experimentales reacción en el punto B-CMOD de las probetas A1.D2.1 y 2, A3.D2.2 y 4, pertenecientes a las amasadas 1 y 3, de tamaño 2 ($D = 150$ mm) y extremo B fijo.

La Figura 7 presenta la envolvente de las trayectorias experimentales de las fisuras correspondientes a las probetas de tamaño 2 ($D = 150$ mm) ensayadas con el extremo B libre (tipo 1) y con el extremo B con movimiento vertical impedido (tipo 2), se ha añadido la previsión de trayectoria de la fisura hecha con

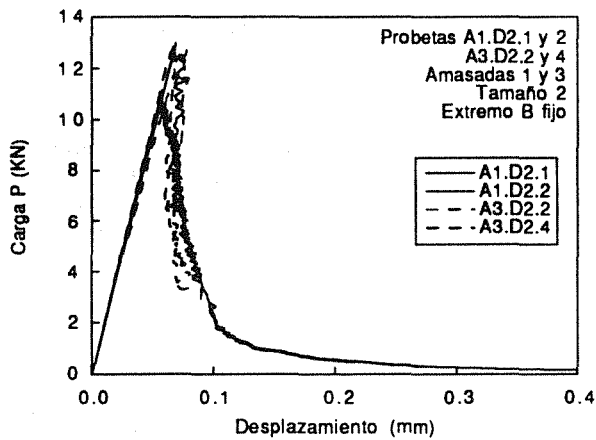


Figura 6. Curvas experimentales carga-desplazamiento de las probetas $A1.D2.1$ y 2 , $A3.D2.2$ y 4 , pertenecientes a las amasadas 1 y 3, de tamaño 2 ($D = 150$ mm) y extremo B con movimiento vertical impedido.

FRANC2D [9] (fractura elástica lineal) para cada familia de ensayos. Se observa una clara diferencia en las trayectorias correspondientes a cada tipo de ensayo; la dispersión experimental es pequeña y los trayectorias experimentales se adecúan bien a la predicción hecha por el modelo elástico lineal.

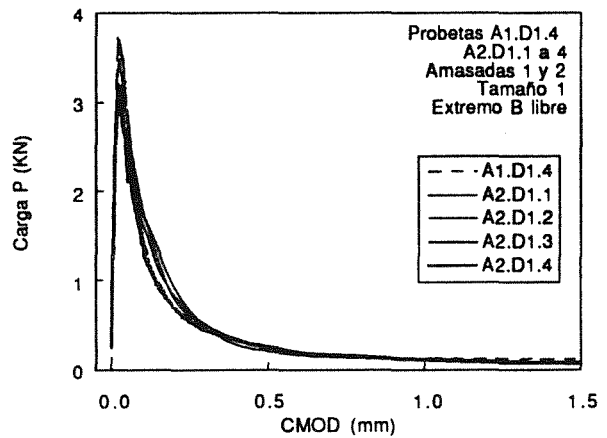


Figura 8. Curvas experimentales carga-CMOD de las probetas $A1.D1.4$ y $A2.D1.1$ a 4 , pertenecientes a las amasadas 1 y 2, de tamaño 1 ($D = 75$ mm) y extremo B libre.

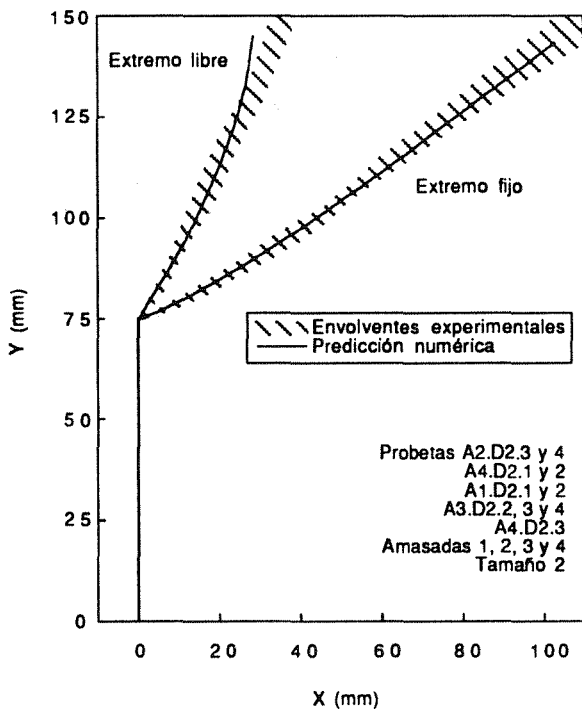


Figura 7. Envolvente de las trayectorias experimentales de las fisuras de las probetas $A1.D2.1$ y 2 , $A2.D2.3$ y 4 , $A3.D2.2$ a 4 $A4.D2.1$, 2 y 3 , pertenecientes a las amasadas 1, 2, 3 y 4, de tamaño 2 ($D = 150$ mm) y extremo B libre y con movimiento vertical impedido. Se incluye predicción con *FRANC2D* (fractura elástica lineal).

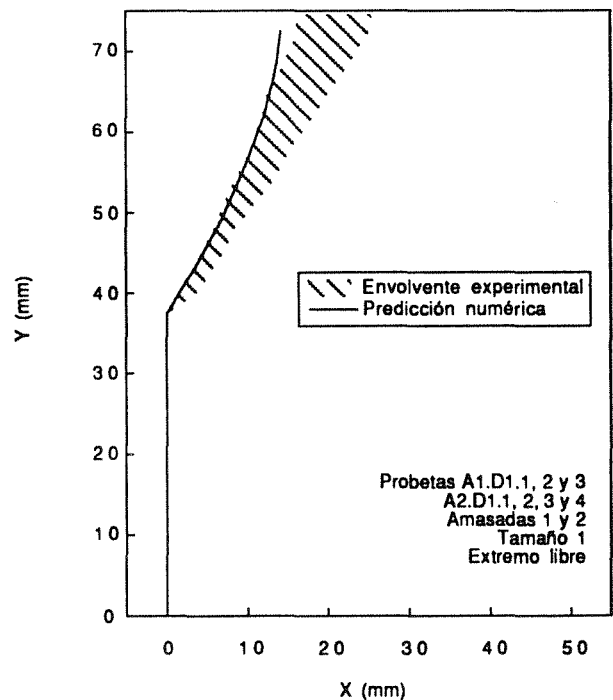


Figura 9. Envolvente de las trayectorias experimentales de las fisuras de las probetas $A1.D1.1$, 2 y 3 , $A2.D1.1$ a 4 , pertenecientes a las amasadas 1 y 2, de tamaño 1 ($D = 75$ mm) y extremo B libre. Se incluye predicción con *FRANC2D* (fractura elástica lineal).

La Figura 8 presenta las curvas carga-*CMOD* correspondientes a las probetas de tamaño 1 ($D = 75$ mm) ensayadas con el extremo *B* libre (*tipo I*). La Figura 8 corresponde a 5 probetas de dos amasadas distintas, y como se puede observar la dispersión de resultados es pequeña y los ensayos han sido estables.

La Figura 9 presenta la envolvente de las trayectorias experimentales de las fisuras correspondientes a las probetas de tamaño 1 ($D = 75$ mm) ensayadas con el extremo *B* libre (*tipo I*), se ha añadido la previsión de trayectoria de la fisura para este tipo de ensayo hecha con *FRANC2D* [9] (fractura elástica lineal). La dispersión experimental es pequeña y los trayectorias experimentales se adecúan bien a la predicción hecha por el modelo elástico lineal.

5. CONCLUSIONES

De los ensayos realizados y de los resultados obtenidos se puede concluir:

- a) Se ha obtenido una colección de ensayos de hormigón en modo mixto, con dos familias de trayectorias claramente distintas, estables y repetitivos, bien caracterizados (curvas carga-*CMOD*, carga-desplazamiento, etc), que puede servir de referencia para verificar y comprobar modelos analíticos y numéricos de propagación de fisuras en modo mixto en hormigón y morteros.
- b) La trayectoria de la fisura en modo mixto se adecúa bien a la predicción hecha por un modelo elástico lineal, siendo, además, la dispersión experimental pequeña.
- c) Se ha presentado un modelo de ensayo: probeta prismática solicitada a flexión en cuatro puntos, con cargas asimétricas y no proporcionales, que permite obtener condiciones de ensayo en modo mixto distintas a las empleadas hasta ahora, con cargas proporcionales, y que facilita modificar la trayectoria de la fisura en su propagación, con la consiguiente modificación del resto de registros durante el ensayo (curvas carga-*CMOD*, carga-desplazamiento, etc).

6. REFERENCIAS

- [1] Arrea, M., Ingraffea, A., "Mixed-Mode Crack Propagation in Mortar and Concrete", Report N° 81-13, Dept. of Structural Eng., Cornell University, Feb. 1982.
- [2] Ballore, E., Carpinteri, A., Ferrara, G., "Mixed Mode Fracture Energy of Concrete", Engineering Fracture Mechanics 35, pp. 145-157, (1990).
- [3] Guo, Z.K., Kobayashi, A.S., Hawkins, N.M., "Mixed Modes I and II Concrete Fracture: An

Experimental Analysis", Journal of Applied Mechanics 61, pp. 815-821, (1994).

- [4] Ojdrovic, R., Petroski, H., "Fracture Behaviour of Notched Concrete Cylinder", ASCE J. of Engineering Mechanics 113, pp. 1551-1564, (1987).
- [5] Reinhardt, H.W., Cornelissen, H.A., Hordijk, D.A., "Mixed Mode Fracture Tests on Concrete", SEM/RILEM Conf. of Concrete and Rock, Houston, USA, pp. 117-130, (1987).
- [6] Davies, J., "Study of Shear Fracture", Proc. of FRAMCOS 1, Elsevier ed., pp. 438-447, (1992).
- [7] Barr, B., Hughes, T., Khalifa, S., Yacoub-Tokatly, A., "A Comparative Study of Geometries Used to Investigate the Fracture Behaviour of Materials Under Mixed Loading", Proc. of FRAMCOS 1, Elsevier ed., pp. 448-457, (1992).
- [8] Nooru-Mohamed, M., Van Mier, J., "Fracture of Concrete under Mixed Mode Loading", Proc. of FRAMCOS 1, Elsevier ed., pp. 458-467, (1992).
- [9] "FRANC2D: A Two-Dimensional Crack Propagation Simulator", Version 2.7, NASA, 1994.

7. AGRADECIMIENTOS

Los autores agradecen a la Comisión Interministerial de Ciencia y Tecnología y a la Dirección General de Investigación Científica y Técnica la financiación de este trabajo a través de los proyectos MAT 94-0120-003 y PB 93-0031; a la empresa Portland-Valderribas el suministro de cemento Portland 1-55-A a granel para la elaboración de las probetas, y al Prof. A. Ingraffea, de la Universidad de Cornell, el uso del programa FRANC2D.

APLICAÇÕES DA TÉCNICA DE ANÁLISE EXPERIMENTAL DE TENSÕES BASEADA NO EFEITO TERMOELÁSTICO

J.P.M. Gonçalves, J.E.P.C. Ribeiro, F.M.F. Oliveira, A.A. Fernandes, P.M.S.T. de Castro

Departamento de Engenharia Mecânica e Gestão Industrial
Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto
Rua dos Bragas, 4099 Porto

Resumo. O aproveitamento do fenómeno termoelástico na análise experimental de tensões tem resultado, principalmente desde o início da última década, num crescente número de aplicações. Sendo uma técnica bastante recente, não deixa de ser considerada como bastante importante particularmente no estudo qualitativo da distribuição de tensões na fase de projecto de novos produtos. Assim, ela é utilizada por várias indústrias na análise de tensões em protótipos o que permite a identificação de zonas críticas que podem ser imediatamente corrigidas, reduzindo o tempo de desenvolvimento de um novo produto.

A aplicação da técnica de análise experimental de tensões baseada no efeito termoelástico tem evoluído no sentido da sua utilização como técnica capaz de produzir, para além de distribuição de tensões qualitativas, resultados quantitativos fiáveis. Nesta perspectiva enquadram-se experiências para a determinação de possíveis áreas de interesse onde seja vantajoso o emprego desta técnica.

Neste artigo faz-se a apresentação da evolução do uso do efeito termoelástico como técnica de análise experimental de tensões. Os seus princípios fundamentais são detalhados e outras técnicas experimentais são revistas e comparadas com a anterior. Diversas aplicações descritas na literatura são apresentadas. Finalmente, o trabalho até ao momento desenvolvido pelos autores na utilização da técnica é descrito, nomeadamente os estudos produzidos sobre a possibilidade de aplicação da mesma à determinação da distribuição de tensões em juntas adesivas e juntas soldadas.

Abstract. The use of the thermoelastic effect as an experimental stress analysis technique has increased over the last decade. Although quite recent, the technique is commonly used in the qualitative study of stress distributions. It is used by several industries for the stress analysis of prototypes allowing the identification of critical areas and consequent redesign, contributing for a decrease in the development time of a new product.

The evolution of this technique has been towards its use as a quantitative stress analysis tool, rather than just as a qualitative technique. Following that, a number of experiences have been made in order to find new applications for the technique.

In this paper, the evolution of the thermoelastic effect as a stress analysis technique is presented. The basic principles of the technique are highlighted and other techniques are compared. Several applications described in literature are presented. Finally, some work done by the authors using this technique is presented, namely studies of adhesive and welded joints.

1. INTRODUÇÃO

A variação do estado de tensão de um sólido é acompanhada por uma variação de temperatura. A esse fenómeno chamou-se efeito termoelástico. A técnica de análise experimental de tensões que utiliza este efeito tem tido nos últimos anos um crescimento significativo em termos de aplicações. Depois de ter sido utilizada primeiramente como técnica para avaliação qualitativa da

distribuição de tensões em sólidos, tem registado ultimamente um crescimento de aplicações onde são realizadas também análises quantitativas.

Neste texto começa-se por se fazer uma revisão histórica da evolução da técnica atrás referida. Seguidamente, faz-se uma abordagem sucinta às bases teóricas da técnica e referem-se algumas vantagens e desvantagens. São ainda referidas muito resumidamente algumas aplicações

descritas na literatura. Por fim, são também apresentados alguns resultados de trabalhos realizados pelos autores com esta técnica e registadas algumas conclusões.

2. REVISÃO HISTÓRICA

O fenómeno termoelástico é conhecido desde o século passado. Weber [1] em 1830 apresentou resultados de experiências com arames sujeitos a vibrações que evidenciavam esse fenómeno. Em 1853, Lord Kelvin [2] publicou um tratamento teórico aplicável a materiais homogéneos e isotrópicos. A sua teoria previa, em condições adiabáticas, uma relação linear entre a variação da soma das tensões principais e a variação de temperatura. Esta teoria viria a ser posteriormente demonstrada experimentalmente, nomeadamente por Compton e Webster [3] em 1915 e por Rocca e Bever [4] em 1950. Todos esses trabalhos foram baseados em medições de temperatura com instrumentação de contacto de alta sensibilidade.

Os progressos da tecnologia dos infravermelhos permitiram a Belgen [5], em 1967, conduzir as primeiras medições sem contacto do efeito termoelástico. Nessas experiências foi utilizado um detector de infravermelhos de leitura pontual e foram medidas as pequenas variações de temperatura num ponto de um objecto sujeito a um carregamento cíclico de amplitude constante. Belgen [6] também investigou a influência, devido a transferência de calor, da frequência de aplicação do carregamento, da geometria do provete e da distribuição de tensões na atenuação do efeito termoelástico.

Os avanços das técnicas optoeletrónicas e de processamento de sinal permitiram o desenvolvimento e construção de sistemas de detecção de infravermelhos com sensibilidade e resolução suficientes para a determinação quantitativa de tensões em estruturas e componentes. Em 1978, Mountain e Webber [7] publicaram os primeiros resultados baseados num sistema de leitura bidimensional que foi denominado SPATE (Stress Pattern Analysis by Thermal Emission). O sistema tem evoluído e é hoje reconhecido como uma técnica alternativa para análise experimental de tensões.

3. PRINCÍPIOS FUNDAMENTAIS

A expressão fundamental da teoria da termoelasticidade, deduzida por Lord Kelvin, e aplicável a sólidos homogéneos e isotrópicos sob condições adiabáticas, pode ser escrita na seguinte forma:

$$\Delta T = - K_m T \Delta \sigma \quad (1)$$

em que

ΔT - variação de temperatura

K_m - constante termoelástica do material

T - temperatura absoluta

$\Delta \sigma$ - variação da soma das tensões principais, ou seja, variação do primeiro invariante das tensões.

A constante termoelástica é função das propriedades do material e é expressa na seguinte forma:

$$K_m = \frac{\alpha}{\rho C_p} \quad (2)$$

em que

α - coeficiente de dilatação térmica linear

ρ - densidade

C_p - calor específico a tensão constante.

O sistema SPATE é constituído basicamente por uma câmara de infravermelhos, controlada por computador, e que detecta a energia infravermelha emitida pela superfície de um corpo sujeito a variação do seu estado de tensão. A energia emitida pela superfície é relacionável com a variação de temperatura a que o corpo está sujeito, através da lei de Stefan-Boltzman [8]. O detector de energia infravermelha é linear e, consequentemente, produz um sinal proporcional à variação de temperatura detectada. Em presença de condições de aplicabilidade da teoria de Lord Kelvin, a variação de temperatura é proporcional à variação do estado de tensão do corpo o que permite escrever a seguinte relação com interesse prático:

$$\Delta \sigma = A S \quad (3)$$

onde a constante A é o factor de calibração e S o sinal produzido pelo sistema.

As variações de temperatura envolvidas no fenómeno termoelástico são muito pequenas. Por exemplo, a variação de temperatura superficial de um sólido em aço sujeito à passagem de um estado de carregamento nulo até atingir o limite de elasticidade é apenas uma fracção do grau centígrado (tipicamente 0,3 °C). O sistema SPATE foi desenvolvido para ser sensível às variações mínimas de temperatura e consegue uma resolução, em termos de temperatura, de 0,001 °C. Com este tipo de sensibilidade é possível detectar variações de tensão de 1 MPa em aço e de 0,4 MPa em alumínio.

4. VANTAGENS E DESVANTAGENS DO SPATE

A técnica do SPATE enquadra-se no conjunto de técnicas de análise experimental de tensões que permitem a determinação do campo de tensões numa área da superfície de um sólido. Outras técnicas que possuem essa característica e podem ser consideradas alternativas da anterior são seguidamente enumeradas:

- Fotoelasticidade;
- Interferometria de Moiré;
- Holografia laser;
- Método dos vernizes frágeis.

Por estar fora do âmbito deste trabalho, não se faz aqui uma descrição das técnicas anteriores. Uma revisão das características fundamentais destas técnicas e comparação com o sistema SPATE é apresentada em [9]. A técnica

da extensometria, apesar de ser uma das mais conhecidas e utilizadas, não possui a característica fundamental das técnicas atrás referidas; é uma técnica que permite apenas a determinação localizada de deformações.

Algumas vantagens do sistema SPATE são:

- permite a determinação rápida do campo de tensões numa zona da superfície de um sólido;
- exige preparação mínima das superfícies;
- superfícies não planas podem ser analisadas dado que o sinal termoelástico não é particularmente sensível ao ângulo de incidência da câmara de leitura;
- a estrutura ou componente podem estar sujeitos a uma gama bastante ampla de frequências (de 0,5 Hz a mais de 20 kHz);
- a resolução é maior do que normalmente conseguido com outras técnicas que permitem a determinação de campos de tensões;
- é uma técnica sem contacto que pode ser usada em componentes e estruturas reais.

Algumas desvantagens que se podem apontar são:

- é necessária a aplicação de um carregamento cíclico de amplitude constantemente conhecida;
- para a obtenção de bons resultados quantitativos é necessário garantir condições adiabáticas utilizando um carregamento cíclico de frequência adequada; é necessário também a calibração experimental do processo o que nem sempre é fácil;
- obtém-se a variação do primeiro invariante das tensões e não é trivial a separação das tensões e dos níveis entre os quais variam ;
- só é possível medir tensões superficiais;
- é necessário acesso óptico à área pretendida;
- o sistema é relativamente caro.

5. APLICAÇÕES

A técnica SPATE pode, em princípio, ser utilizada com todos os materiais de engenharia e em pequenos componentes ou grandes estruturas. Apesar de ser uma técnica bastante recente, a literatura refere já um número considerável de aplicações práticas onde a sua utilização conduziu a resultados satisfatórios. Harwood e Cummings [10] descrevem três exemplos que demonstram bem a gama de aplicações possíveis. A primeira refere-se a uma junta em T soldada, utilizada para ligação de tubagens em instalações *offshore*. A utilização do sistema permitiu a identificação de fendas de fadiga e o acompanhamento do crescimento das mesmas até à rotura do componente. A segunda aplicação descrita fez parte de um estudo para melhorar o projecto de elos de correntes de âncoras. A distribuição de tensões numa ligação com o desenho tradicional foi determinada tendo-se identificado as áreas de concentração de tensões. Foi assim possível obter dados concretos que possibilitaram o melhoramento do projecto desses elos. Por último, os mesmos autores apresentaram um estudo da distribuição de tensões em prateses da anca.

Num outro trabalho, Sarihan, Oliver e Russell [11] descrevem a análise da distribuição de tensões numa

biela com a utilização do SPATE e comparação de resultados com análises de elementos finitos. Também aqui os resultados foram satisfatórios.

Muitos outros exemplos podem ser encontrados na literatura. Os atrás referidos permitem no entanto dar uma indicação clara das potencialidades da técnica SPATE.

6. TRABALHO DESENVOLVIDO PELOS AUTORES

Desde a aquisição de um equipamento SPATE 9000 pelo Departamento de Engenharia Mecânica e Gestão Industrial da Universidade do Porto, os autores deste texto têm realizado diversos trabalhos de aplicação desta técnica que serão resumidamente descritos a seguir. Numa primeira fase foram realizados ensaios com provetes simples (placas simples traccionadas e barras sujeitas a flexão pura) na tentativa de avaliar as capacidades do sistema e estudar a influência de algumas condições de ensaio nos resultados finais. Nomeadamente, foi estudada, para vários materiais, a variação da constante de calibração com a variação da frequência e da gama de tensões aplicadas [12].

Posteriormente, foram realizados ensaios com provetes que apresentam uma distribuição de tensões mais complexa. Uma placa com um furo central e traccionada é um desses exemplos. Neste caso, para além das medições com SPATE foram realizados estudos numéricos pelo método dos elementos finitos (MEF) e comparados os resultados. O gráfico da figura 1 é ilustrativo da distribuição de tensões segundo uma linha que atravessa a largura do provete e passa pelo centro do furo. Neste gráfico aparece também a distribuição teórica de tensões.

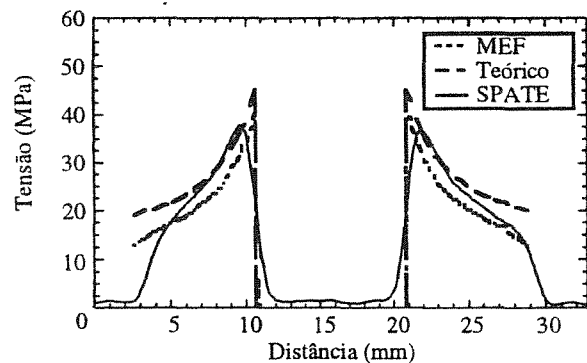


Figura 1. Distribuição de tensões segundo a largura de uma placa, com furo, traccionada.

Um outro exemplo, demonstrativo da capacidade do SPATE em reconhecer tensões de tracção e de compressão, é o estudo da distribuição de tensões na superfície exterior de um anel dinamométrico [13]. O anel, cuja geometria é apresentada na figura 2, foi sujeito a compressão cíclica. Foi medida a distribuição de tensões na área indicada a tracejado na figura 2. Desses resultados foi retirada a distribuição de tensões segundo uma linha vertical, e aproximadamente a meio

da largura do anel, que está representada na figura 3. Como seria de esperar, a zona superior apresenta valores de compressão que atingem o valor máximo na zona da concordância. Seguidamente essas tensões diminuem até o aparecimento de tensões de tracção que aumentam até ao plano horizontal de simetria.

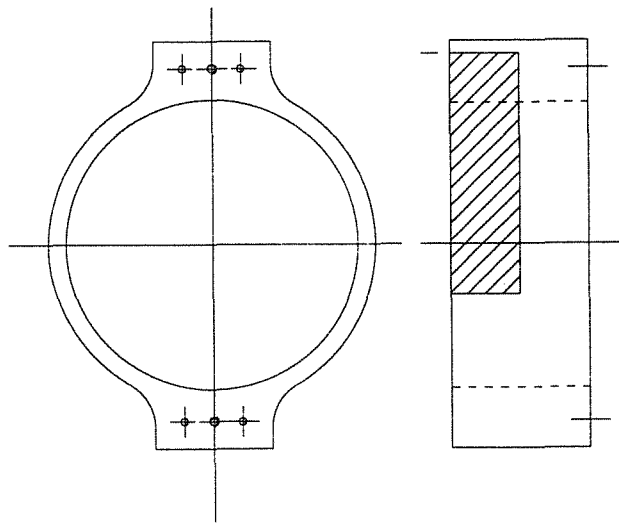


Figura 2. Geometria do anel dinamométrico ensaiado.

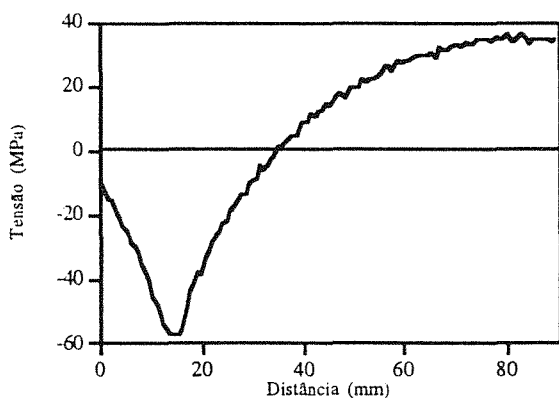


Figura 3. Distribuição de tensões ao longo da superfície do anel dinamométrico.

Foram também estudadas algumas juntas soldadas de alumínio. Nestes estudos foram também realizadas análises numéricas por elementos finitos e os resultados comparados com os experimentais. As figuras 4 e 5 ilustram, respectivamente, a malha de elementos finitos utilizada e a distribuição de tensões, numérica e experimental, ao longo da secção A de uma junta em T.

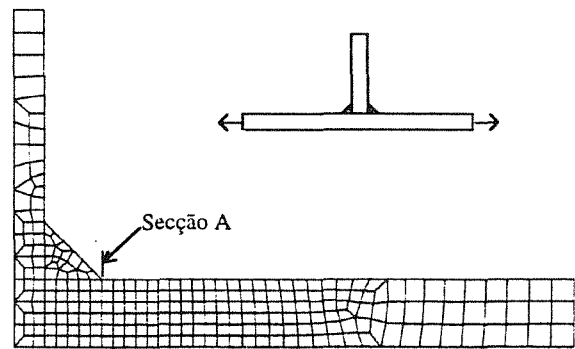


Figura 4. Malha de elementos finitos de junta em T soldada.

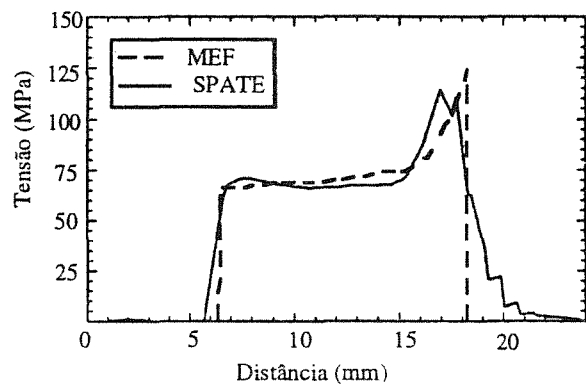


Figura 5. Distribuição de tensões ao longo da secção A.

Por último, apresenta-se o resultado de ensaios em juntas adesivas de sobreposição simples. Apesar deste tipo de juntas ter uma geometria simples, a distribuição de tensões apresenta uma forma complexa devido fundamentalmente à presença de dois materiais com características diferentes e ao momento flector que aparece quando a junta é sujeita a um esforço tractivivo. Devido às espessuras das chapas coladas e do filme adesivo serem bastante reduzidas (espessura das chapas = 1,6 mm, espessura do adesivo = 0,25 mm) não era executável a determinação de tensões na zona da ligação substrato-adesivo. Foi escolhido determinar a distribuição de tensões na superfície do substrato, na zona de sobreposição. A figura 6 mostra a área coberta pela leitura experimental e a distribuição de tensões resultante é ilustrada na figura 7. Os valores de tensão representados referem-se à tensão hidrostática multiplicada por (-1).

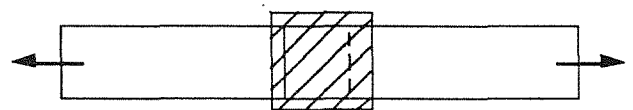


Figura 6. Esquema da área do provete coberta pela leitura do SPATE.

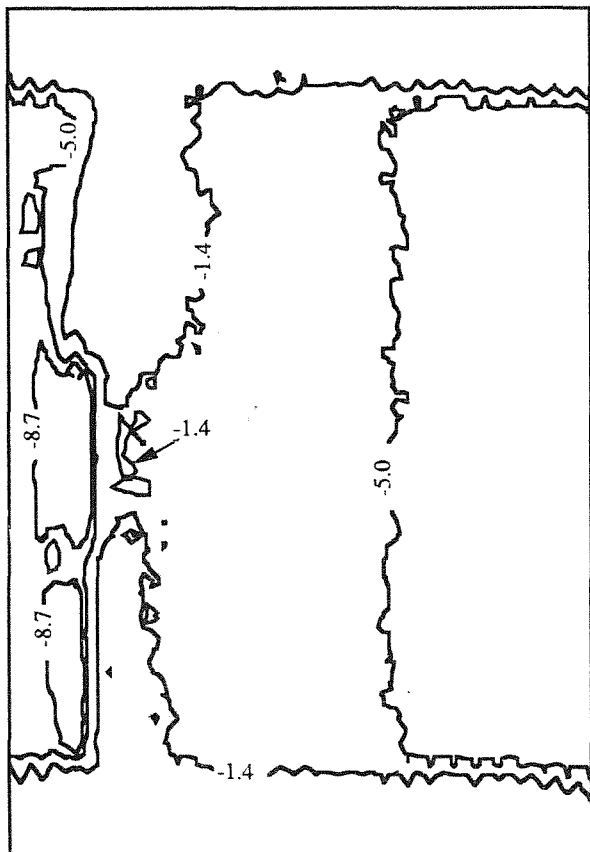


Figura 7. Distribuição de tensões na superfície da junta adesiva [MPa].

Também aqui foram realizados estudos numéricos com recurso ao método dos elementos finitos. As chapas e o adesivo foram modelados com elementos tridimensionais e as interfaces entre eles foram modeladas com elementos de interface. A figura 8 representa um pormenor da malha utilizada. Nestas análises o *software* ABAQUS foi utilizado.

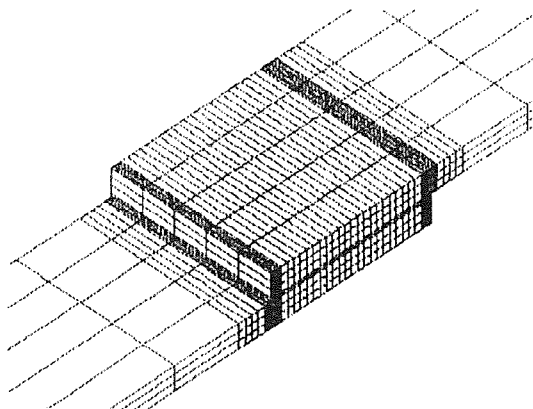


Figura 8. Malha de elementos finitos de juntas adesivas de sobreposição simples.

Na figura 9 está representada esquematicamente a área considerada para comparação com os resultados experimentais. De notar que, devido à direcção do carregamento, existe simetria na direcção longitudinal e

por isso apenas metade da junta foi modelada. A figura 10 apresenta a distribuição de tensões encontrada no estudo numérico. Novamente, os valores de tensão representam a tensão hidrostática multiplicada por (-1).

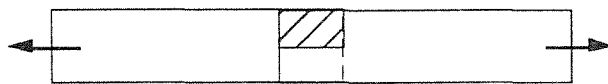


Figura 9. Esquema da área considerada para apresentação das tensões resultantes do MEF.

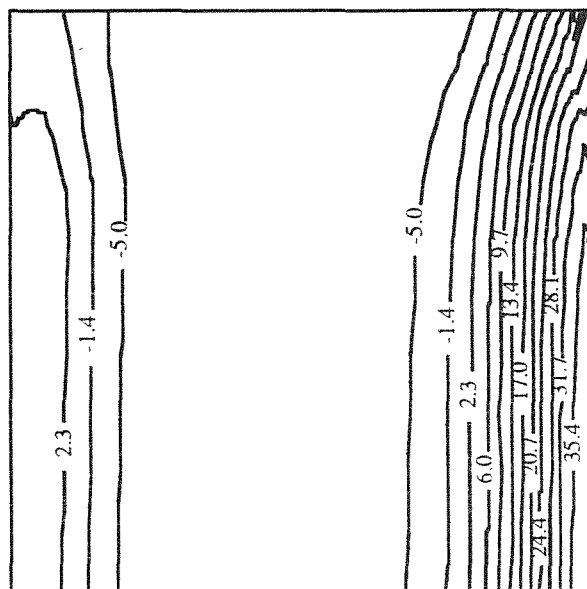


Figura 10. Distribuição de tensões encontrada pelo MEF para a junta adesiva [MPa].

7. CONCLUSÕES

Como indicado no capítulo 4, a técnica de análise experimental de tensões que recorre ao uso do efeito termoelástico possui algumas características que a colocam como uma alternativa a outras técnicas experimentais. O conjunto de exemplos de aplicação apresentados, quer retirados da literatura, quer estudados pelos autores, revelam o potencial da técnica.

Os resultados dos ensaios realizados indicam uma boa aproximação aos valores obtidos pela via numérica. São no entanto perceptíveis alguns problemas na determinação da distribuição de tensões junto a um bordo. A discrepância entre os resultados experimentais e numéricos são bem visíveis nas figuras 1 e 5, respectivamente, uma placa simples com furo central e uma junta soldada em T, nas zonas próximas das fronteiras dos sólidos. Isso é devido ao tamanho do ponto de leitura que no caso do equipamento SPATE 9000 tem o valor mínimo de 0,5 mm.

Os valores experimentais de tensão encontrados para as juntas adesivas revelam diferenças em relação aos valores numéricos. Os resultados da análise por elementos finitos contém uma zona com compressão acentuada que não foi identificada nos ensaios experimentais. A razão

para essa diferença pode residir em dificuldades, de ordem experimental, em garantir o alinhamento dos provetes.

AGRADECIMENTOS

O primeiro autor agradece à JNICT, Junta Nacional de Investigação Científica e Tecnológica, pelo suporte financeiro. A aquisição do equipamento foi feita com fundos do programa CIENCIA.

REFERÊNCIAS

- [1] Weber, W., "Über die spezifische Wärme fester Körper insbesondere der Metalle", *Ann der Physik u. Chemie*. Vol. 96 (Neue Folge Vol. 20), pp. 177-213 (1830).
- [2] Thomson, W. (Lord Kelvin), "On the dynamical theory of heat", *Trans. Roy. Soc.* Vol. 20, pp. 261-283 (1853).
- [3] Compton, K.T. e Webster, D.B., "Temperature changes accompanying the adiabatic compression of steel. Verification of W. Thomson's theory to a very high accuracy", *Phys. Rev.* Vol. 4, pp. 159-166 (1915).
- [4] Rocca, R. e Bever, M.B., "The thermoelastic effect in iron and nickel (as a function of temperature)", *Trans AIME*. Vol. 188, pp. 327-333 (1950).
- [5] Belgen, M.H., "Structural stress measurements with an infrared radiometer", *ISA Transactions*. Vol. 6, pp. 49-53 (1967).
- [6] Belgen, M.H., "Infrared radiometric stress instrumentation application range study", *NASA Report CR-1067*.
- [7] Mountain, D.S. e Webber, J.M.B., "Stress pattern analysis by thermal emission (SPATE)", *Proc. Soc. Photo-Opt. Inst. Engrs.* Vol. 164, pp. 189-196 (1978).
- [8] Stanley, P. e Chan, W.K., "Quantitative stress analysis by means of the thermoelastic effect", *Journal of Strain Analysis*. Vol. 20, 3, pp. 129-137 (1985).
- [9] Everett, G.M., "Comparison between the thermoelastic method and other experimental techniques for stress measurement", *Stress and Vibration: Recent developments in industrial measurements and analysis*. SPIE Vol.1084, pp. 54-58 (1989).
- [10] Harwood, N. e Cummings, W.M., "Applications of thermoelastic stress analysis", *Strain*. pp. 7-12 (February 1986).
- [11] Sarihan, V. et al., "Thermoelastic stress analysis of an automobile engine connecting rod", *Experimental Techniques*. Vol. 12, pp. 7s-10s (1988).
- [12] Gonçalves, J.P.M., Oliveira, F.M.F., de Castro, P.M.S.T. e Fernandes, A.A., "A Calibration of the Stress State Measurement Technique Using the Thermoelastic Effect", *Recent advances in experimental mechanics, Proceedings of the 10th International Conference on Experimental Mechanics*. J.F. Silva Gomes et al., ed., A.A. Balkema, Rotterdam, Vol. 1, pp. 455-460 (1994).
- [13] Oliveira, F.M.F., Restivo, T., Ribeiro, J.E.P.C. e Gonçalves, J.P.M., "Medições de tensão com o SPATE", *Relatório LET95091, DEMEGI, Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto*, (1995).

**CARACTERIZAÇÃO DA DETERIORAÇÃO SUPERFICIAL DE UM AÇO
DE CONSTRUÇÃO MECÂNICA SUJEITO A IMPACTO SIMPLES DE
ESFERAS DE ALUMINA**

J. P. Nobre, A. Morão Dias e R. Gras*

**Departamento de Engenharia Mecânica da
Universidade de Coimbra, Polo II, Pinhal de Marrocos 3030 Coimbra, Portugal
(* Laboratoire de Tribologie de l' Institut Supérieur des Matériaux et de la
Construction Mécanique, St. Ouen, France**

Resumo. Com o auxílio de uma máquina pendular original estudou-se o comportamento de um aço de construção mecânica sujeito ao impacto de esferas de alumina α . A máquina permite associar os impulsos normal e tangencial gerados no impacto com a deterioração superficial. Os ensaios de impacto simples (SPI) são úteis para o estudo dos mecanismos envolvidos na remoção de material nos processos erosivos. Nos ensaios de choque normal o aço normalizado não apresenta, na gama da energia de impacto utilizada, sinais de ocorrência de formação de lábios, sendo as indentações idênticas ao caso dos ensaios de dureza. A pressão dinâmica média parece não ser constante e é superior ao valor que se obtém nos ensaios quase-estáticos. Por outro lado, nos ensaios com escorregamento o processo de formação de lábios é facilitado, verificando-se a ejeção de uma pequena apara do material, frágil e oxidada, após uma determinada velocidade crítica. Constatou-se que as curvas referentes à evolução da duração de contacto e do coeficiente de atrito com a velocidade de escorregamento apresentam um máximo. Este valor máximo parece estar relacionado com a existência de um ângulo de ataque crítico, característico dos processos abrasivos e erosivos.

Abstract. With the help of a pendulum machine, we studied the behaviour of a normalized steel when exposed to the impact of alumina α balls. We could associate the normal and tangential impulses with surface deterioration. Experimental studies of single particle impact (SPI) are very useful for the knowledge of metal removal mechanisms in erosive processes. In normal impact experiments, we verified that, within the range of the impact energy used, there wasn't lip formation. The impact indentation was identical to the quasi-static one. The average dynamic pressure doesn't seem constant and is higher than the value obtained in quasi-static indentation. On the other hand, in the experiments with sliding friction, there was lip formation with ejection of a small, fragile, oxidized chip, after a certain critical sliding speed. The impact duration and the friction coefficient have a maximum value. This value seems to be related with the critical angle of attack, common in the abrasive and erosive ductile processes.

1. INTRODUÇÃO

O impacto entre dois componentes pode aumentar, directa ou indirectamente, os danos causados em equipamentos devidos a fenómenos como fadiga, desgaste e fractura [1]. A resistência superficial dos materiais a solicitações de impacto reveste-se de um interesse económico importante. A erosão por impacto de partículas sólidas, por exemplo, é uma das principais causas de falha em equipamentos industriais, como sejam os relacionados com turbomáquinas, transporte pneumático, "pipe-lines", estruturas "off-shore", etc. Por outro lado, os mesmos mecanismos de deterioração superficial ocorrem em tratamentos mecânicos superficiais, que têm por finalidade aumentar a resistência de componentes mecânicos à fadiga, como é o caso da grenalhagem. O efeito benéfico da introdução

de tensões residuais de compressão pode ser anulado pela diminuição do estado final da superfície dos materiais. O conhecimento dos mecanismos de remoção de material da superfície de componentes mecânicos permite, por exemplo, o desenvolvimento de superfícies mais resistentes ao desgaste e a optimização de novas tecnologias de corte, como seja o corte por jacto de água contendo abrasivos.

É conhecido o comportamento antagónico que os materiais dúcteis e frágeis apresentam quando sujeitos a fenómenos erosivos. Os materiais com comportamento frágil resistem mais à erosão para baixos ângulos de impacto (corte predominante), enquanto que os dúcteis resistem mais à erosão para grandes ângulos de impacto (deformação predominante) [2-3]. As soluções propostas para a resistência ao desgaste erosivo e

abrasivo passam, na maior parte dos casos, pelo emprego de materiais duros utilizados sob uma forma maciça, através da introdução de partículas de segunda fase à base de crómio, tungsténio, etc, ou ainda sob a forma de revestimentos anti-desgaste. As ligas utilizadas são geralmente constituídas por duas fases. Uma fase muito dura, destinada a resistir ao desgaste abrasivo. Outra dúctil que serve de ligante entre os constituintes duros, de modo a aumentar a tenacidade da liga. Estas fases comportam-se de modo diferente quando sujeitas à acção de partículas erosivas e abrasivas: arrancamento de aparas da fase dúctil e fissuração dos carbonetos frágeis. Se no caso dos materiais frágeis a nucleação e propagação de fissuras são bastante importantes, no caso dos materiais dúcteis um dos principais mecanismos pelos quais o material é removido (formação de lábios) ainda não é bem conhecido [4-5]. Na presença de escorregamento, a tensão radial, de tracção ao longo do círculo de contacto, deixa de ser simétrica passando a ser de compressão na zona frontal da área de contacto e de tracção na sua zona posterior [6]. Os valores máximos de compressão e tracção aumentam com o coeficiente de atrito. O aparecimento de tensões de tracção é de grande importância no comportamento dos materiais frágeis (fissuração radial e cónica); Griffith [7] mostrou que a carga crítica necessária para produzir uma fissura varia com o coeficiente de atrito e com o raio da esfera. Se se utiliza o conceito de tensão crítica de fissuração, verifica-se, por exemplo, que para $\mu = 0.2$ e $\nu = 0.22$, a carga crítica é cerca de 1/20 da carga crítica no caso estático.

Sedriks et Mulhearn [8], ao simularem o processo de abrasão em materiais dúcteis, distinguiram dois mecanismos diferentes: lavragem (ploughing) e a formação de apara (corte). Observaram que a passagem da acção de um mecanismo a outro faz-se de um modo brusco, verificando a existência de um ângulo de ataque crítico (menor ângulo da asperidade abrasiva que permite a formação de uma apara). Huard et Fiset [9] estudaram a influência da microestrutura de diversos materiais sobre o ângulo de ataque crítico. Verificaram que os ângulos de ataque críticos, sensivelmente iguais, manifestados pelos metais puros, parecem apoiar a linearidade da relação existente entre a sua resistência à abrasão e a sua dureza. Huard et Fiset [9] empregaram um aço de composição eutectóide, sujeito a diferentes tratamentos térmicos (diferentes microestruturas), de modo a obterem provetes com a mesma dureza mas com ductilidades diferentes e vice-versa. Verificaram uma diminuição do ângulo de ataque crítico com o aumento da dureza dos aços, razão pela qual a curva que traduz a evolução da resistência à abrasão com a dureza, apresenta um patamar. Concluíram que a ductilidade, ao contrário do coeficiente de encruamento, parece não ter qualquer papel sobre este fenómeno, uma vez suposto que o material deve atingir

um estado de deformação crítico (estricção dos lábios laterais) antes de poder formar uma apara. Este estado é facilmente atingido por um aço de alta resistência e baixo coeficiente de encruamento. De referir que, embora com durezas idênticas, a estrutura bainítica apresenta uma resistência ao desgaste superior a todas as outras microestruturas do mesmo aço [9]. Challen e Oxley [10] demonstraram que o ângulo crítico aumenta com o aumento do encruamento.

Vários modelos têm sido propostos nas últimas décadas no estudo do desgaste erosivo, devido ao efeito dos parâmetros envolvidos (influência da velocidade de deformação, lei elasto-plástica, ambiente e temperatura). Um dos primeiros modelos sobre erosão, da autoria de Finnie [2], baseava-se na teoria de corte por arranque de apara e permitia prever com realismo a taxa de erosão para baixos ângulos de impacto, falhando contudo na previsão para elevados ângulos. O modelo introduzido por Bitter [3], com base em critérios energéticos, permite a previsão do desgaste com base nos valores das energias específicas de corte e de deformação, respectivamente, mas torna-o dependente dos ensaios de erosão. Estes modelos não permitiam prever o efeito da velocidade ($I \propto v^n$), onde o expoente n varia normalmente entre 2 e 3, podendo atingir valores de cerca de 6.5 [11]. Um modelo simples que permite prever com mais realismo a velocidade de impacto e a forma das partículas, além do ângulo de impacto, foi introduzido por Hashish [11]. Kragelsky *et al.* [11] e Hutchings [4] introduziram o *modelo de fadiga* e Sundararajan e Shewmon [12] um modelo que designaram por *modelo localizado* onde um novo parâmetro, que designaram por deformação crítica, é introduzido com o intuito de explicar a formação de lábios no material bem como o processo da sua remoção.

2. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

Neste trabalho estudou-se o comportamento de um aço de construção mecânica (aço AFNOR 25CD4 - normalizado), quando sujeito ao impacto de esferas de alumina α . Este aço de baixa liga, no estado normalizado, apresenta um comportamento predominantemente dúctil, quando sujeito a deformação sob condições normais de temperatura, velocidade de deformação e estado de tensão, como o demonstram os ensaios de tracção realizados. A tabela 1 resume as propriedades mecânicas obtidas nos ensaios de tracção. Como corpo opositor, devido à sua elevada dureza, utilizaram-se projecteis esféricos sinterizados de alumina α (2200HV). O diâmetro médio dos projecteis utilizados foi de $11 \text{ mm} \pm 0,5 \text{ mm}$. As superfícies das pistas foram rectificadas após maquinagem. Os ensaios foram realizados à

temperatura ambiente, sem lubrificação. Para cada ensaio os projecteis eram trocados e as pistas desgorduradas com tetracloroetileno e éter.

A máquina de ensaios de choque é constituída por um martelo pendular, equipado com um transdutor piezoeléctrico, que permite a medição dos esforços gerados durante o impacto. Uma pré-tensão de 2500 N é aplicada de modo a obter-se uma boa linearidade (<1%). Nestas condições, é possível medir esforços de compressão (tracção) até 5000 N e de corte até 2500 N. O projectil é lançado contra pistas cilíndricas, podendo variar-se a velocidade de impacto entre 0 m/s e 1,25 m/s e a velocidade tangencial entre 0 m/s e 30 m/s. Os sinais emitidos pelo transdutor são visualizados, após amplificação, num osciloscópio de memória, obtendo-se a evolução dos esforços desenvolvidos durante o choque. Os esforços são registados em função do tempo. As velocidades do pêndulo, antes e depois do impacto, são registadas por meio de um sistema fotoelectrónico. Para a estabilização da velocidade de rotação do veio, é utilizado um volante de inércia. O equilíbrio dinâmico do veio é efectuado para uma frequência rotacional de 650 rot/min. Os provetes cilíndricos fixados na extremidade do veio, podem ter diâmetros entre 80 mm e 120 mm (foram utilizadas pistas com cerca de Ø 100 mm). Para mais pormenores ver referências [13-14].

3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

Procedeu-se a dois tipos de ensaios de choque: com e sem escorregamento. Nos ensaios de choque normal a primeira observação prende-se com a dureza dinâmica do material. O gráfico adimensionalizado da figura 1 mostra a evolução da pressão dinâmica com o raio da indentação resultante. Na gama de ângulos de lançamento utilizada, o regime de deformação é do tipo elasto-plástico [1,16]. O valor da pressão dinâmica média é superior ao valor obtido com base no critério da pressão média constante, normalmente utilizado na previsão da resistência dos metais a indentação, isto é, $P_d = HM_d = C\sigma_C$, onde C é uma constante que toma valores entre 2.8 e 3, no caso dos indentadores esféricos, e σ_C a tensão de cedência do material [15]. No gráfico comparam-se os resultados experimentais com os que se obteriam com o modelo de Johnson [16] para os ensaios quase-estáticos. De referir que esta comparação é pertinente devido às conclusões do

trabalho de Hunter [17] que demonstrou que, na gama das baixas velocidades de impacto, a influência da propagação de ondas de tensão pode ser desprezada e o problema pode ser tratado como se de um problema quase-estático se tratasse. O afastamento entre as duas curvas do gráfico da figura 1 poderá ser devido ao aumento do encruamento do material como consequência da velocidade de deformação nos ensaios de impacto (10^{3-4}).

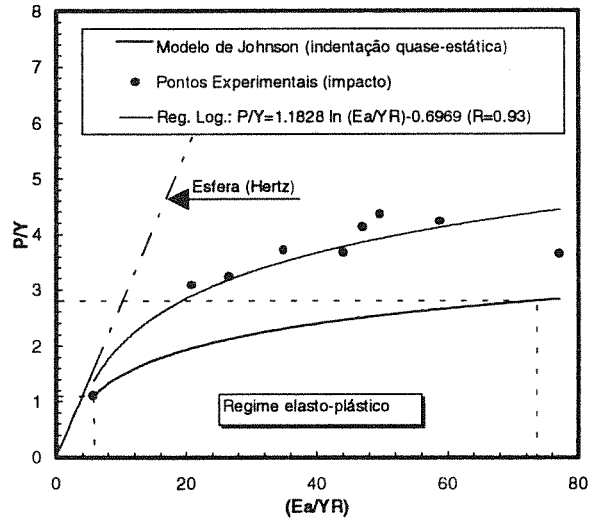


Fig. 1. Pressão dinâmica média em função do raio da indentação

De facto, os resultados experimentais parecem validar uma lei do tipo de Meyer [14]. Contudo, o coeficiente de encruamento é superior ao valor obtido nos ensaios quase-estáticos (0.16 e 0.22, respectivamente). Por esta razão Kleis e Kangur [15] referem que o critério da dureza do material não dá resultados satisfatórios quando utilizado na previsão dos volumes das indentações nas solicitações de impacto, introduzindo um critério energético, baseado na energia específica de craterização que estes autores consideram ser constante numa gama alargada de velocidades de impacto (5 a 250 m/s). O gráfico da figura 2 mostra a evolução do esforço normal máximo com o raio de contacto. No gráfico comparam-se igualmente os resultados experimentais com os obtidos utilizando a teoria de Tabor [18]. Este modelo despreza o efeito da recuperação elástica do material.

O choque compreende duas fases: uma fase de carga ou de compressão e uma fase de descarga ou

Tabela 1. Propriedades mecânicas monotónicas do aço AFNOR 25CD4* (ASTM E 646)

Tensão de Cedência σ_C (0,2%) [MPa]	Resistência à Tracção σ_R [MPa]	Tensão de Rotura σ_U [MPa]	Extensão no ponto de carga máxima ϵ_R [%]	Extensão de Rotura ϵ_f [%]	Coefficiente de encruamento
410 ± 30	660 ± 15	520 ± 15	11 ± 0,5	19,6 ± 0,2	0.16±0.1

(*) Normalização: 860-900 °C. Composição química aproximada: 0,25% C, 0,25% Si, 0,65% Mn, 1,05% Cr, 0,20% Mo. Dureza: 205 HB.

descompressão. O gráfico da figura 3 mostra a evolução de cada uma das fases do choque normal com a velocidade de impacto. Verifica-se que a duração da fase de descarga é pouco influenciada pela energia de impacto. Por outro lado, a duração da fase de carga diminui com o aumento da velocidade de impacto, parecendo tender assintoticamente para o valor calculado através da teoria de Tabor [18]. Os valores calculados tiveram em atenção a energia que é absorvida na deformação plástica do material durante o impacto [1,19].

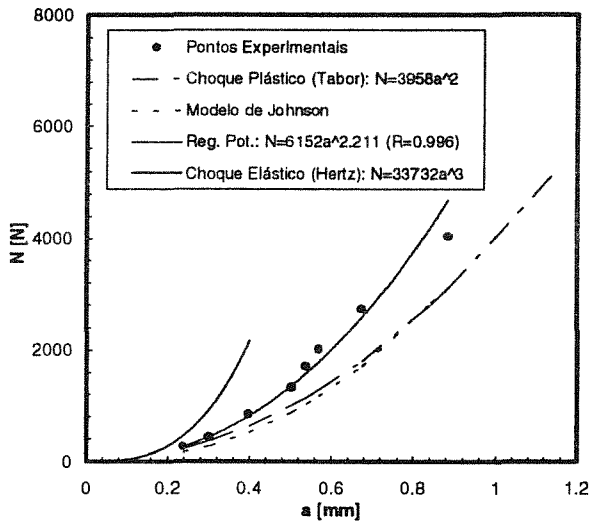


Fig. 2. Esforço normal máximo em função do raio médio da indentação

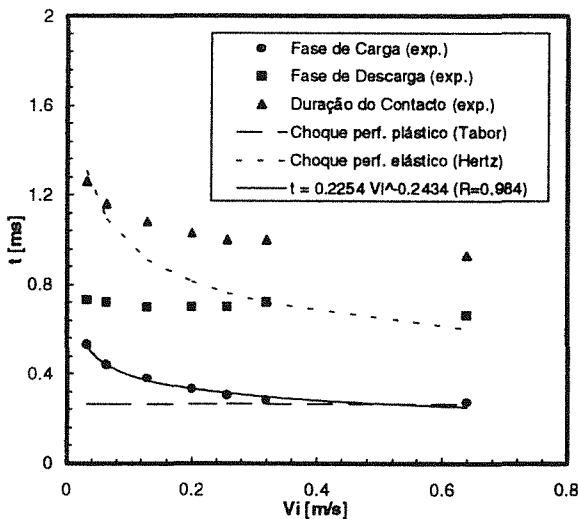


Fig. 3. Tempo de contacto em função da velocidade de impacto

As análises realizadas por microscopia óptica e por perfilometria não puseram em evidência a existência de formação de lábios em torno das crateras. Embora alguns metais puros, como o cobre, exibam este comportamento numa larga gama de velocidades, para outros, como é o caso dos aços inoxidáveis AISI 301 e

304, este fenómeno só ocorre a partir de uma determinada velocidade de impacto crítica (150-200 m/s) [5]. A elevada densidade de deslocações em torno das crateras deverá ser idêntica nos ensaios de impacto e quase-estáticos, como foi verificado por Ives e Ruff [20].

Nos ensaios de choque com escorregamento verifica-se o imediato aparecimento de lábios frontais e laterais. Aumentando a velocidade tangencial desde zero, verifica-se inicialmente a presença de micro escorregamento nas crateras. Para baixas velocidades tangenciais são visíveis ao microscópio óptico duas zonas distintas no interior das crateras. Uma zona interior rugosa e um anel exterior brilhante. Kragelsky *et al.* [6] referem que esta zona corresponde ao que designaram por *deslocamento preliminar*, sendo um fenómeno característico do atrito de escorregamento (atrito estático). Nesta zona comprovou-se experimentalmente que a razão entre os impulsos aumenta com o aumento da velocidade tangencial. O aumento da velocidade de escorregamento provoca uma acumulação crescente de material nas zonas frontais das crateras [21]. O fundo das crateras apresenta duas zonas distintas. Uma zona inicial estriada e uma zona final extremamente rugosa. É visível o aparecimento de bandas de corte (ASB [5-19]) na zona frontal exterior à cratera. Após uma velocidade de escorregamento crítica verifica-se a ejeção abrupta de uma pequena apara do material fortemente oxidada. Constatou-se que o esforço tangencial aumenta até este ponto, onde sofre uma forte inflexão. A razão entre os impulsos, assim como a duração de contacto, atingem um valor máximo nesta zona, decrescendo repentinamente quando se eleva a velocidade de escorregamento. Segundo Kragelsky *et al.* [6] o ângulo de atrito no choque pode ser definido pela seguinte equação:

$$\beta = \arctg \mu = \arctg \frac{\int_0^t T dt}{\int_0^t N dt} \quad (1)$$

onde T e N são, respectivamente, a força tangencial e normal durante o impacto e t o tempo de impacto. O valor aproximado de β deve ser estimado através de um ensaio preliminar, uma vez que dele depende o bom desempenho da máquina de choque, de modo a diminuir ao máximo a influência de vibrações parasitas [13-14].

Os gráficos da figura 4 e 5 mostram a evolução da duração de contacto e do coeficiente de atrito com a velocidade de escorregamento, para dois ângulos de lançamento (10° e 20°), correspondendo a energias

cinéticas, no momento do impacto, de 0.18 J e 0.71 J, respectivamente.

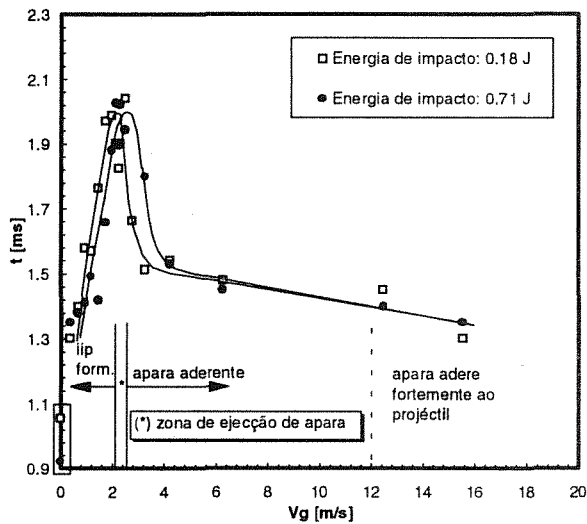


Fig. 4. Duração de contacto em função da velocidade de escorregamento

Como se pode observar na figura 4, o tempo total de contacto aumenta rapidamente com a velocidade de escorregamento, atingindo um valor crítico quando é ejectada uma apara do material, a partir do qual se verifica a sua diminuição assintótica para valores idênticos aos obtidos no caso do choque normal. A velocidade de escorregamento crítica, para a qual existe ejeção da apara do material, parece aumentar com a velocidade de impacto. As velocidades críticas obtidas foram cerca de 2 m/s e 2.6 m/s, para as energias de impacto de 0.18 J e 0.71 J, respectivamente. A principal contribuição para esta variação do tempo de contacto provem da duração de fase de descarga. Consta-se pela análise dos impulsos que, quando intervém o escorregamento, a duração da fase de descarga aumenta consideravelmente. A duração de contacto aumenta bruscamente. Com o aumento da velocidade de escorregamento ambas as fases aumentam, sendo o aumento mais pronunciado na fase de descarga. A partir da velocidade crítica, após a ejeção de apara, verifica-se uma contínua diminuição da fase de descarga com o aumento da velocidade de escorregamento. A apara adere fracamente ao projectil. Para elevadas velocidades (> 12 m/s) a apara adere fortemente ao projectil fragmentando-se quando se pretende remove-la. A variação da fase de descarga pode ser explicada pelo aparecimento de forças adesivas na interface de contacto [14].

Como se pode observar pela figura 5 o coeficiente de atrito tem uma variação semelhante ao tempo de contacto. Os valores do coeficiente de atrito apresentados correspondem aos valores máximos dos esforços normais e tangenciais.

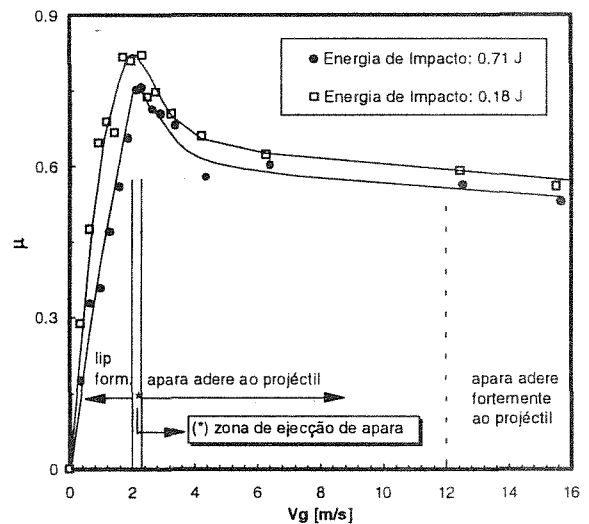


Fig. 5. Coeficiente de atrito médio em função da velocidade de escorregamento

Pode-se definir o ângulo de incidência ou ângulo de impacto como o ângulo entre o vector da velocidade relativa do projectil com o plano tangente ao ponto de contacto. A velocidade de escorregamento crítica pode ser relacionada com um ângulo de ataque crítico. A existência de um ângulo crítico deve estar associada à mudança dos mecanimos de remoção de material envolvidos (ploughing/corte) [8-10]. Os resultados obtidos sobre a duração de contacto e coeficiente de atrito, indicam que existe uma ligeira variação do valor do ângulo crítico com a velocidade de impacto, isto é, o ângulo crítico aumenta ligeiramente à medida que aumenta a velocidade de impacto. Esta variação pode estar relacionada com a influência da velocidade de deformação no encruamento do material [9-10].

Nos ensaios de choque com escorregamento o sinal referente ao esforço tangencial é mais perturbado que o do esforço normal. Nos ensaios realizados, este sinal apresenta oscilações em torno de um valor médio (1.6-2 kHz), na zona do escorregamento generalizado ($v_g > 5$ m/s). Esta frequência, cuja origem parece não provir da máquina de ensaios, está relacionada com zonas diferenciadas observadas no fundo das crateras. É de referir que este fenómeno é referido no trabalho de Sedriks e Mulhearn [7] sobre simulação de fenómenos abrasivos. O fenómeno parece-nos relacionável com o processo de formação de apara, uma vez que as frequências associadas às zonas de compressão e corte observáveis nas aparas são da mesma ordem de grandeza variando, contudo, com a velocidade de corte. Pela análise micrográfica do fundo das crateras, é possível verificar a presença de microcorte na direcção longitudinal das indentações. As estrias podem ser devidas à abrasão provocada pela rugosidade da superfície da alumina ou, no caso de velocidades de escorregamento mais elevadas, ao microcorte por

partículas abrasivas que se formam no início do impacto.

4. CONCLUSÕES

- a) No choque normal elasto-plástico a pressão dinâmica é superior à que se obteria num ensaio convencional de dureza. A discrepância poderá residir no efeito da velocidade de deformação no encruamento do material. Na gama de energia de impacto utilizada não se observou o efeito de extrusão de material, o que pressupõe a existência de uma velocidade de impacto crítica para o aço estudado. A fase de carga do choque é sempre inferior à fase de descarga e a diferença aumenta com o aumento da velocidade de impacto.
- b) No choque com escorregamento a formação de lábios no material é facilitada. Existe um ângulo crítico de incidência, para o qual o tempo de contacto e o coeficiente de atrito atingem um máximo, observando-se a ejeção de uma pequena apara frágil do material. A existência de um ângulo de ataque crítico é uma característica dos processos abrasivos e erosivos em materiais com comportamento dúctil.
- c) O ângulo de incidência crítico aumenta ligeiramente com o aumento da velocidade de impacto. Esta variação parece estar relacionada com o efeito dos parâmetros de impacto no encruamento do material das pistas.
- d) O deslocamento preliminar, bem como a temperatura local, deverão ser responsáveis pela variação do coeficiente de atrito observado. A oxidação verificada nas aparas indicia temperaturas locais elevadas. A evolução do coeficiente de atrito pode ser explicado através de uma competição entre o efeito do aumento de fenómenos adesivos e a diminuição das propriedades mecânicas das películas superficiais devido ao aumento da temperatura.

5. REFERÊNCIAS

- [1] Levy, G. et Parry, A.A., "Studies of Impact Phenomena", Proc. of 4th Int. Conf. on Tribology, Paisley, (1979).
- [2] Finnie, I., "Erosion of Surfaces by solid particles", Wear 3, 87-103, (1960).
- [3] Bitter, J.G.A., "A study of Erosion Phenomena", Parts I/II Wear 6, 5-21/169-190, (1963).
- [4] Hutchings, I. M., "Some Comments on Theoretical Treatment of Erosive Particle Impacts", Proc. 5th Int. Conf. of Erosion by Liquid and Solid Impact, 27-1/27-9, (1982).
- [5] Sundararajan, G., "An Analysis of the Localization of Deformation and Weight Loss During Single-Particle Normal Impact", Wear 84, 217-235, (1983).
- [6] Kragelsky, F.V. et al., "Friction & Wear - Calculation Methods", Pergamon Press, Oxford, (1982).
- [7] Esper, B. et Blouët, J., *Étude de la Resistence au Choc avec Frottement des Matériaux Fragiles et complexes*, I.S.M.C.M., (1981).
- [8] Sedriks, A.J. and Mulhearn, T.O., "Mechanics of Cutting and Rubbing in Simulated Abrasive Processes", Wear 6, 457-466, (1963).
- [9] Huard, G. et Fiset, M., "Influence de la Microstructure sur l'Angle d'Attaque Critique de Divers Matériaux", Wear 98, 27-44, (1984).
- [10] J.M.Challen, P.L.B.Oxley and E.D.Doyle, "The Effect of Strain Hardening on the Critical Angle for Abrasive (Chip Formation) Wear", Wear 88, 1-12, (1983).
- [11] Hashish, M., "An Improved Model of Erosion by Solid Particle Impact", Proc. 7th Int. Conf. on Erosion by Liquid and Solid Impact, 66-1/66-9, (1987).
- [12] Sundararajan, G. and Shewmon, P.G., "A New Model for the Erosion of Metals at Normal Incidence", Wear 84, 237-258, (1983).
- [13] Seige, J., "Le Choc avec Frottement - Étude et Construction d'un Dispositif d'Essai", I.S.M.C.M., (1976).
- [14] Meunier, A., Esper, B. et Blouët, J., "Étude de la Resistence au Choc Avec Frottement", I.S.M.C.M.- St. Ouen-Paris, (1980).
- [15] Kleis, I.R. and Kangur, H.F., "Resistence of Metal Surface to Indentation by Spherical Projectil Impact", Proc. 7th Int. Conf. of Erosion by Liquid and Solid Impact, 45-1/48-5, Cambridge, (1987).
- [16] Johnson, K. L., J. Mech. Phys. of Solids 18, pp. 115-126, (1970).
- [17] Hunter, S.C., "Energy Absorbed by Elastic Waves During Impact", J. Mech. Phys. Solids 5, 162-171, (1957).
- [18] Tabor, D., "Hardness of Solids", Clarendon Press, Oxford, (1951).
- [19] Ives, K.L. and Ruff, A.W., "Transmission and Scanning Electron Microscopy Studies at Erosion Impact Sites", Wear 46, 149-162, (1978).
- [20] Sundararajan, G., "The Energy Absorbed During the Oblique Impact of a Hard Ball Against Ductile Target Materials", Int. J. Impact Eng., vol. 9, n° 3, 343-358, (1991).
- [21] Hutchings, I.M. and Winter, R.E., "Particle Erosion of Ductile Metals: A Mechanism of Metal Removal", Wear 27, 121-128, (1974).

FRACTURE BEHAVIOUR OF AN ALUMINIDE COATING ON A SINGLE CRYSTAL SUPERALLOY UNDER TENSILE CONDITIONS

M. Arana ^(*,#), P.K. Johnson ^(*), K.M. Ostolaza ^(*), J.M. Martínez-Esnaola ^(#) and J. Bressers ^(*)

(*) JRC Petten, Institute For Advanced Materials
P.O. Box 2, 1755 ZG Petten, The Netherlands

(#) Centro de Estudios e Investigaciones Técnicas de Guipúzcoa (CEIT)
Paseo de Manuel Lardizábal, 15, 20009 San Sebastián, Spain

Resumen. En esta comunicación se estudia el comportamiento a fractura de un recubrimiento de aluminizado sobre un monocristal de base níquel en ensayos de tracción. Los ensayos, realizados a diversas temperaturas, proporcionan los valores de la deformación a fractura del recubrimiento. Por medio de un sistema óptico se adquieren imágenes del estado superficial del recubrimiento para diversos niveles de carga. Estas imágenes revelan una profunda influencia de la orientación del sustrato sobre la deformación a fractura del recubrimiento que se discute y presenta en esta comunicación.

Abstract. The fracture behaviour of an aluminide coating applied to the single crystal nickel based superalloy SRR99 under tensile conditions is reported. A set of tensile tests were carried out in order to determine the fracture strain of the coating at different temperatures. During testing the sample surface was periodically recorded by means of a video camera system. The analysis of the surface images allowed a local fracture strain to be estimated. The local strain state and the position at which cracks were initiated are described in terms of the substrate crystal orientation.

1. INTRODUCTION

Turbine blade material systems are designed to remain stable at high temperatures. Under working conditions fatigue, oxidation and creep damage mechanisms take place simultaneously. Creep resistance is principally provided by the composition and microstructure of the substrate. For this reason, the substrate is often a superalloy cast by directional solidification techniques. Such is the case for the system studied in this contribution, whose substrate is the nickel based single crystal superalloy SRR99.

The oxidation and corrosion resistance of this kind of system is usually provided by a coating with a high thermal stability. In the work described here, a diffusion aluminide coating is applied to the SRR99 substrate. These coatings are intended to protect the blade against hot corrosion, but they may offer poor fracture properties with a high ductile to brittle transition temperature (DBTT), and produce a detrimental effect on the life of the blade [1-3]. Furthermore, the properties of such coatings are sensitive to the substrate on which they are applied.

The aim of the present study is to characterise the strain to fracture of a diffusion aluminide coating applied on the single crystal superalloy SRR99.

2. EXPERIMENTAL PROCEDURE

Cast cylindrical bars of bare SRR99 were supplied by Rolls-Royce plc with the long axis oriented within 10° of a <001> direction. Test specimens were machined to form a gauge length with a rectangular cross section (12×3 mm²) allowing the sample to be oriented during machining such that each of the gauge surfaces produced contained one of the remaining <001> directions. The resulting geometry complies with that used for thermomechanical fatigue (TMF) tests.

After machining, the test pieces underwent the coating treatment. First, the samples were subjected to an aluminium pack cementation process at 870°C, followed by a diffusion treatment at 1100°C for approximately one hour. Finally, an ageing treatment of 16 hours at 870°C develops the desired γ' precipitate structure in the bulk.

The resulting coating is an approximately 30 μm thick layer of polycrystalline $\beta\text{-NiAl}$. However, the coating

thickness and microstructure have been observed to show batch-wise variation [4].

In order to characterise the fracture properties (DBTT and strain to fracture) of the coating, four samples were tested under tensile conditions at different temperatures. Before testing, the samples were subjected to several thermal cycles between 300 and 1050°C. During testing, the state of the sample's gauge surface is recorded at fixed strain steps by a video camera system (with a resolution of about 3.5 µm/pixel) that scans the surface and stores the images for further analysis. This system allows the detection of the first crack on the sample, and the monitoring of the crack density evolution with the applied strain.

All the tests were carried out at a strain rate of $1 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ with hold times of 1 minute between strain steps to allow sample surface scanning. The main characteristics of the samples and tests are described in Table 1. The misorientation is expressed using two angles: α , between the loading direction and the <001> direction on a plane parallel to the front surface and β , between the loading direction and the <001> direction on a plane parallel to the side surfaces.

Table 1. Tensile test specifications.

Temperature [°C]	300	490	600	700
coating thickness [µm]	30	25	30	25
strain step [%]	0.04	0.08	0.08	0.08
misorientation (α β)	9°, 2°	0°, 6°	0°, 6°	6°, 2°
final strain [%]	2	3	4	11

3. RESULTS

3.1 Mechanical response of the system

3.1.1 Stress-strain curves

The remote stress-strain curves determined over an 8 mm gauge length are plotted in Fig. 1.

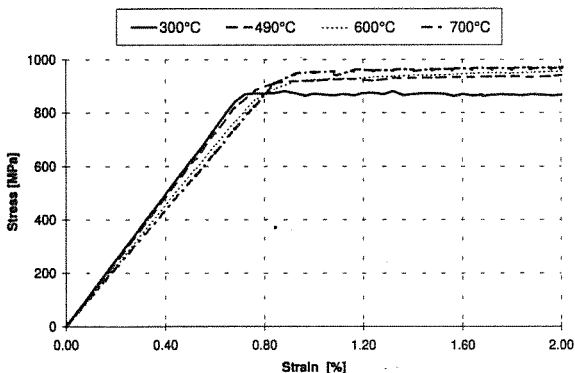


Fig. 1. Stress-strain plots for the tensile tests.

It is possible to observe that the sample conforms to practically perfect elastic-plastic behaviour. In all tests, the yield stress is around 900 MPa, with a corresponding strain value within the range 0.7-0.9%. The stress response can be associated solely with the substrate since the coating represents only 2.5% of the cross section.

3.1.2 Local displacements and strains

By means of the video camera system previously described, it was possible to measure the displacements within the focus plane and hence to estimate the distribution of strain over the sample surface. Highly contrasted features were tracked throughout the test. The local strain values were estimated using displacement data obtained from pairs of points at approximately the same X position and initially separated by at least 3 mm in the Y direction. This provides the resolution required to detect strain steps of 0.1 to 0.2%. These positions will be referred to as optical gauges.

Depending on the misorientation of the sample, the displacements and strains observed on the coating vary considerably. Once the substrate yields the displacements of surface points follow the flow direction of the substrate, and the local strains deviate from the remote strain. To illustrate this effect, the evolution of the displacements on the coating surface for the samples tested at 300 and 490°C are described.

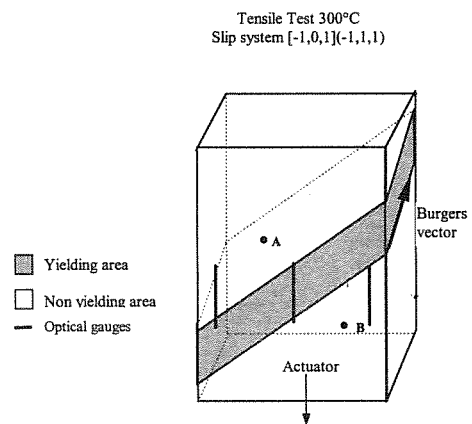


Fig. 2. Sketch of the substrate plastic behaviour in the 300°C test.

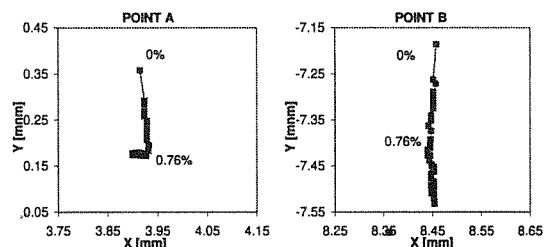


Fig. 3. Displacements in the 300°C test at the positions indicated in Fig. 2.

Fig. 2 sketches the position of the slip band developed in the substrate in the 300°C test. Fig. 3 shows the displacements measured for two points, labelled A and B in Fig. 2. The strain level at which the substrate yields is indicated as well as the starting point. Fig. 4 shows the local strain estimates over the optical gauges (see Fig. 2). The strain in unyielding areas (optical gauges near the edges) tends to stabilise at around 1%, on the other hand the yielding area reaches a strain value 25% higher than the remote strain. Due to the nature of the slip system activated, the coating has been subjected to strains perpendicular to the front surface that could not be detected in the present experiment.

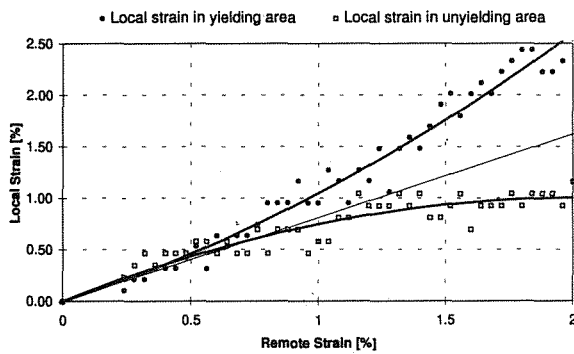


Fig. 4. Local strains versus remote strain evolution in the 300° C test.

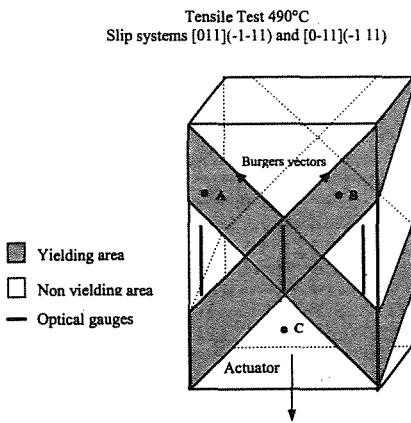


Fig. 5. Sketch of the substrate plastic behaviour in the 490°C test.

In the sample tested at 490°C the misorientation allows the activation of two slip systems (see Table 1). The plastic behaviour of the substrate is sketched in Fig. 5. In this case only displacements parallel to the free surface are expected, since the Burgers vectors of the two active slip systems are within the coating plane.

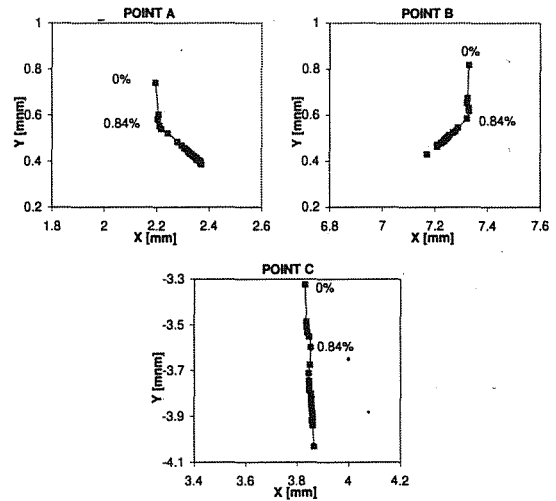


Fig. 6. Displacements measured on the sample surface tested at 490°C.

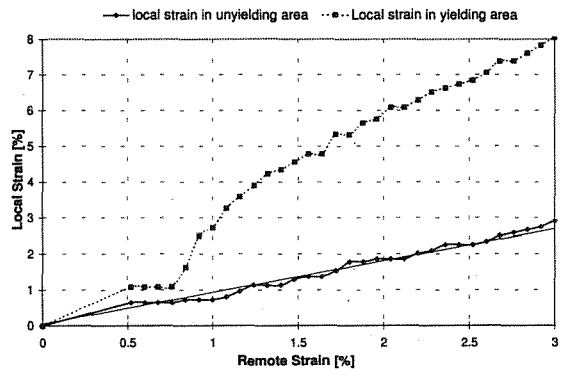


Fig. 7. Local strains versus remote strain evolution in the 490° C test.

Figure 6 shows the displacements of three representative points (labelled A, B and C in Fig. 5). Fig. 7 illustrates the local strains in the area where the slip systems interacted (middle optical gauge in Fig. 5) and in the non yielding area (near the edges). The strain in the middle of the sample followed the remote strain up to the yield point of the substrate, then started to increase rapidly reaching a value 2.5 times higher than the remote strain at the end of the test.

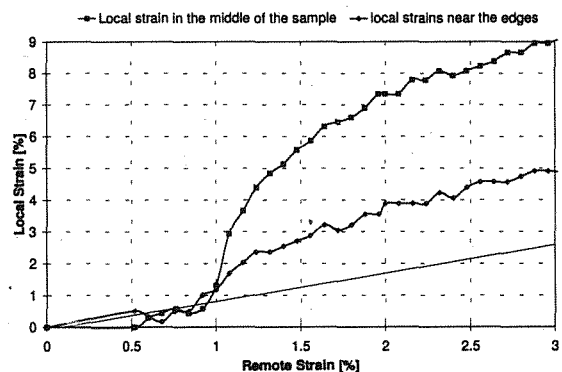


Fig. 8. Local strain versus remote strain evolution in the 600° C test.

In the case of the tensile tests at 600 and 700°C, local displacements and strains are similar to those at 490 and 300°C, respectively. However, in the 600°C test the slip band is wider than that of the 490°C test producing larger local strains in areas towards the edges, as is illustrated in Fig. 8.

3.2 Fracture of the coating

The fracture behaviour of each specimen is dependent on testing conditions, namely temperature and the crystallographic orientation of the tensile axis. Fig. 9 shows the remote strain level at which the first crack is observed at any point on the coating surface with a resolution of approximately 3.5µm/pixel. On a remote strain basis, the DBTT appears to be between 550 and 650°C. Fig. 9 also compares different fracture strains reported in the literature for aluminide coatings. Typical fracture strains reported in the literature are smaller than those found in the present work.

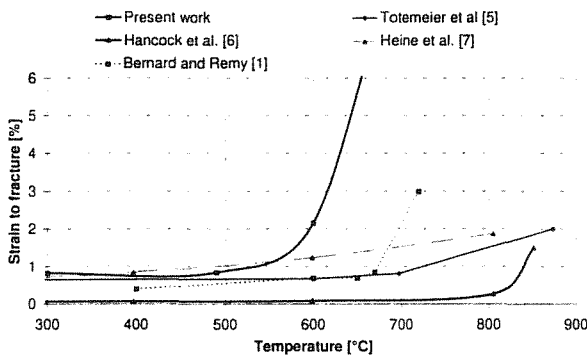


Fig. 9. Strain to fracture versus temperature for different aluminide coatings.

Cracking in the 300°C test appears at 0.84% remote strain level. This first crack covers the whole gauge width from its detection. In the next loading steps two types of cracking appear; one confined to the yielding substrate area and the other covering the whole sample width. Fig. 10 shows the coating condition after testing where it is possible to distinguish the two different set of cracks.

In the 490°C test only the coating area that is over the region where the main slip bands interacted was fractured, as clearly visible in Fig. 11. Two small cracks of around 150 µm in length appeared at 0.84% remote strain. Later, at 1.08% remote strain, larger cracks around 1mm long appeared. These cracks grew quasi-statically within the boundaries of the region of intersecting slip which expanded with the strain. After testing it was possible to detect lateral cracking outside the scanned area. These cracks decorate the four regions where the slip bands imposed displacement components perpendicular to the free surface (see Fig. 11).

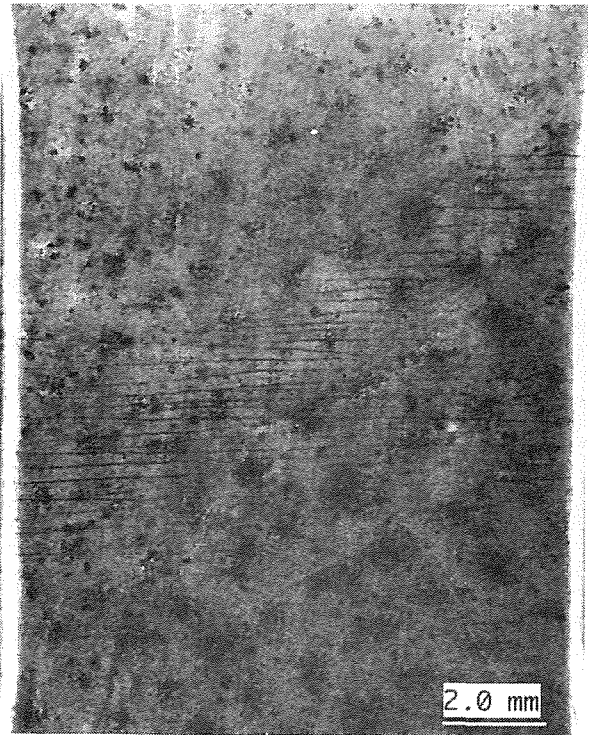


Fig. 10. Sample surface after the 300°C test.

SEM examination of the coating outer surface revealed the presence of micro-cracking (10÷20 µm) between long cracks for the test at 490°C, in contrast to the 600 and 300°C tests where no micro-cracking was observed.

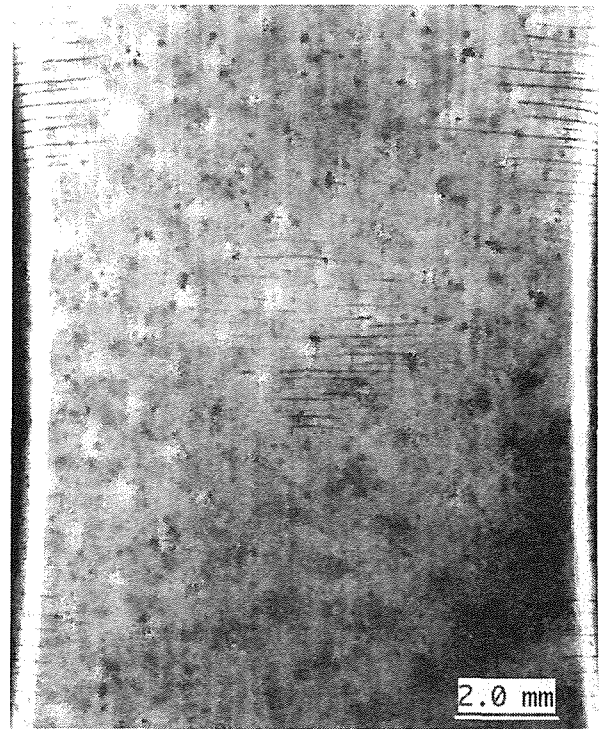


Fig. 11. Sample surface after the 490°C test.

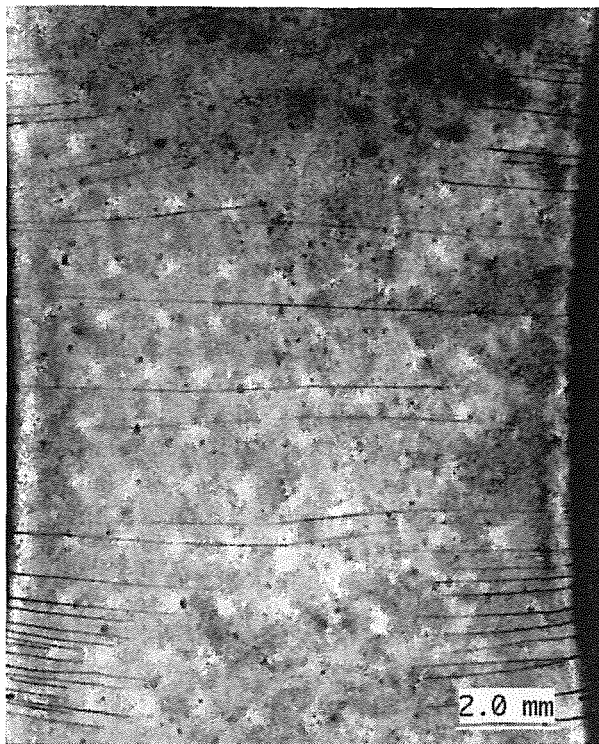


Fig. 12 Sample surface after the 600°C test.

The first crack in the 600°C test appears extended across the full gauge width at a remote strain of 2.16%. The crack was not observed to show quasi-static growth. Fig. 12 shows the condition of the coating after testing. In common with the 490°C test it is again possible to observe some lateral cracking due to the displacements perpendicular to the free surface imposed by the slip systems.

In the sample tested at 700°C the coating and substrate failed simultaneously at approximately 11% strain.

4. DISCUSSION

From the results it is clear that the lengths and positions of cracks are different for each test condition. However, it is proposed that these observations can be rationalised by taking into account two main factors: the individual plastic behaviour of the coating and that of the substrate.

All of the samples show a reasonably uniform strain distribution until the substrate yields. At this point the strain of some areas of the sample deviates from the remote strain (see Figs. 4, 7 and 8). Cracks are initiated in all the samples only once the substrate has yielded, therefore the plasticity of the substrate is likely to play a very important role in the crack distribution.

Since strains are likely to be highly concentrated when the substrate starts yielding, it is difficult to make a good estimate of the strain to fracture of the coating. Optical measurements can be considered to be under

estimates but closer to the real value than the remote strains.

It is well known that if the coating is able to deform plastically its fracture resistance increases. Using the elastic and plastic properties for the aluminide coating reported by Heine *et al.* [7] and considering that the equilibrium temperature of the coating-substrate system is 1100°C, a simple two bar model predicts that the coating yields after the substrate at 300°C, whereas at 490 and 600°C the coating yields before the substrate. This implies that the coating at 300°C would show limited plasticity, whereas at 490 and 600°C the whole coating is plastically deformed.

Using the ideas proposed above, the fracture at 300°C could be explained as follows: the first crack is likely to initiate in the area of the coating situated above the substrate slip band, since this area is being subjected to the highest strains. Outside the slip region the coating is under elastic conditions which allows some of the cracks to propagate catastrophically over the whole coating width (brittle behaviour). However, not all the cracks propagate away from the slip band, and at the end of the test two sets of cracks were observed, one covering the whole sample surface and the other confined to the coating area over the slip band (see Fig. 10). Consequently, the value of 0.84% as a strain to fracture is an under-estimate for crack initiation since it occurs in an area of the coating that is under highly localised strains (slip band), but it is a sensible value for crack propagation. The fracture toughness at 300°C can then be estimated by using linear elastic fracture mechanics. This value has been found to be 6 MPa√m for a 30 μm thick coating, assuming that the equilibrium temperature between the substrate and the coating occurs at 1100°C, the diffusion treatment temperature [8].

In the 490°C test, the entire coating yields prior to the substrate, hence its fracture behaviour is ductile over the whole sample in contrast to the 300°C test. So, irrespective of the size of the cracks initiated, they failed to propagate spontaneously beyond the limits of the area of interacting substrate slip bands. In other words, the cracks are able to initiate and propagate within the highly strained diamond-shaped area but not in the adjacent zones. The observed quasi-static crack growth would be related to the incremental thickening of the active slip bands with increasing applied strain. In the authors' opinion, better estimates of the strain to fracture are obtained using the strain level at which long cracks (1 mm) appear rather than the strain level for small crack (0.1 mm) appearance. This is considered to be reasonable since when the 1mm cracks appeared across the optical gauge the strain in this region had homogenised. Long cracks were observed above a local strain level of 4%.

The coating fracture in the 600°C test displays the same behaviour as the 490°C test, the difference being that the cracking is produced when most of the substrate is behaving plastically (wide slip bands). This explains the fact that the cracks are much longer than at 490°C. The strain measured at the optical gauges near the edges are greater than the remote strains in contrast to the 490°C test (compare Fig. 7 and Fig. 8). The first crack appeared when a 7% strain was reached in the middle of the sample. The 4% strain level in the adjacent areas was able to support propagation.

Table 2 summarises the estimated values of the local strain to fracture proposed.

Table 2. Fracture conditions on the front surface.

Test temperature [°C]	300	490	600	700
remote strain to fracture [%]	0.84	0.84	2.16	>11
local strain to initiate crack >200 µm [%]	≥0.84	~4	~7	>11
local strain to propagation [%]	0.84	>3	~4	-
coating behaviour: D = ductile, B = brittle	B	D	D	D
displacements ⊥ free surface	YES	NO	NO	YES

5. CONCLUSIONS

The strain to fracture of an aluminide coating on the single crystal superalloy SRR99 has been measured under tensile conditions at different temperatures. Remote strains to fracture vary between 0.84 and 2.16% over the 300 to 600°C temperature range. These values appear to be higher than those reported in the literature. On the remote strain basis, the DBTT is placed between 550 and 650°C.

The crystallographic orientation of the tensile axis has been found to play an important role in the position of crack initiation sites over the test piece by determining the activated substrate slip systems. Due the substrate yielding behaviour the strain on the coating is not homogeneously distributed.

It was possible to obtain local estimates of the strain to fracture using strain measurements made over 3 mm long gauges. This method partially overcomes the problem of strain non-uniformity. These values vary from 0.84 to 7% over the temperature range 300 to 600°C.

The local strain values put the onset of ductile coating behaviour between 300 and 490°C.

Acknowledgements. This work is part of the Brite-Euram project BE3338-89, with financial support of the European Commission, co-ordinated by Rolls-Royce (UK). The authors thank M. De Cat for his work in the

tests performance. MA, PKJ and KMO thank the European Commission for funding under the Human Capital and Mobility Program.

REFERENCES

[1] Bernard, H, and Rémy, L., "Ductile-brittle transition of an aluminide coating on IN100 superalloy", Proceedings of the Conference on High Temperature Materials for Power Engineering, Liège, Belgium, Part II, 1185-1194, (1990).

[2] Martínez-Esnaola, J.M., Arana, M., Bressers, J., Timm, J., Martín-Meizonso, A., Bennett, A. and Affeldt, E., "Crack initiation in an aluminide coated single crystal during thermomechanical fatigue", in Thermo-Mechanical Fatigue Behaviour of Materials: 2nd Volume, ASTM STP 1263, (Ed. Verrilli, M.J. and Castelli, M.G), American Society for Testing and Materials, Philadelphia (1995).

[3] Zhang Detang, "Effect of ductile-brittle transition temperature of Al-Si coating on fatigue properties of Ni-base superalloys", Acta Metall. Sin. Series A 3, 435-438, (1990).

[4] Ostolaza, K.M, private communication.

[5] Totemeier, T.C., Gale, W.F., and King, J.E., "Fracture behaviour of an aluminide coating on a single crystal nickel base superalloys", Materials Science and Engineering A169, 19-26 (1993).

[6] Hancock, P., Chien, H.H., Nicholls, J.R. and Stephenson, D.J., "In situ measurements of the mechanical properties of aluminide coatings", Surface and Coatings Technology 43/44, 359-370 (1990).

[7] Heine, J.E., Warren, J.R., and Cowles, B.A., "Thermal mechanical fatigue of coated blade materials", Final Report, United Technologies Corporation, Pratt&Witney (1988).

[8] Arana, M., "Fatiga termomecánica de una superaleación monocristalina de base níquel (SRR99). Comportamiento mecánico y predicción de vida", Tesis Doctoral, Escuela Superior de Ingenieros Industriales de San Sebastián, Universidad de Navarra (1995).

MICRO-DAÑO INDUCIDO POR HIDROGENO: MODELO DE FISURA MACROSCOPICA Y EFECTO SOBRE LA TENACIDAD

J. Toribio

Departamento de Ciencia de Materiales, Universidad de La Coruña
E.T.S.I. Caminos, Campus de Elviña, 15192 La Coruña.

Resumen. Este artículo ofrece un modelo mecánico simple de la zona micro-fracturada en modo TTS en muestras pre-fisuradas, considerando la extensión progresiva de la zona TTS como un crecimiento de fisura en el marco de la mecánica de fractura elástico-lineal. Asumiendo esto, el cambio del modo TTS (sub-crítico) al modo tipo clivaje inestable (crítico) tiene lugar cuando el factor de intensidad de tensiones en la muestra fisurada alcanza un valor crítico (K_H). El análisis se centra en si el valor K_H resulta próximo a la tenacidad de fractura del material en aire o depende de la cantidad de hidrógeno que ha penetrado en las proximidades de la fisura actual (pre-fisura y zona TTS).

Abstract. This paper offers a mechanical modelling of the TTS micro-fracture mode in pre-cracked specimens, by considering the progressive extension of the TTS zone as a crack growth which involves linear elastic fracture mechanics principles. In this case, the change from TTS to cleavage-like takes place when a critical stress intensity factor (K_H) is reached. Analysis is focussed on the question if the value K_H is close to the fracture toughness of the material in air or it depends on the amount of hydrogen which penetrated in the vicinity of the actual crack tip (the actual crack is the pre-crack plus the TTS region in the pre-cracked samples).

1. INTRODUCCION

Investigaciones previas sobre fractura inducida por hidrógeno en muestras pre-fisuradas y entalladas de acero perlítico de alta resistencia han revelado que, a escala microscópica, el daño producido por el hidrógeno se manifiesta en forma de desgarramiento micro-plástico o micro-fisuración a escala muy pequeña, produciendo un modo microscópico de fractura específico que se ha dado en llamar *tearing topography surface* (TTS) [1-5].

Este artículo ofrece un modelo mecánico simple de la zona micro-fracturada en modo TTS en muestras pre-fisuradas, considerando la extensión progresiva de la zona TTS como un crecimiento de fisura en el marco de la mecánica de fractura elástico-lineal. Asumiendo esto, el cambio del modo TTS (sub-crítico) al modo tipo clivaje inestable (crítico) tiene lugar cuando el factor de intensidad de tensiones en la muestra fisurada alcanza un valor crítico (K_H).

Este trabajo analiza si el valor K_H resulta próximo a la tenacidad de fractura del material en aire o depende de la cantidad de hidrógeno que ha penetrado en las proximidades de la fisura actual (pre-fisura y zona TTS). Si K_H resultara ser función de la distribución de concentración de hidrógeno en la muestra, entonces parece plausible que la transición de TTS a clivaje en ensayos cuasi-estáticos se produjese en el punto de máxima tensión hidrostática, puesto que la concentración de hidrógeno es máxima en dicho punto, y el proceso final de fractura no sería puramente mecánico sino inducido por el ambiente. Contrariamente, si K_H resultase próximo a la tenacidad de fractura del material en aire, el proceso final de fractura por clivaje tendría entonces naturaleza puramente mecánica. Los resultados de la investigación arrojarán luz sobre los aspectos físicos de la propagación en el estadio III de la curva de cinética de crecimiento de fisuras, es decir, en la fase posterior al crecimiento sub-crítico (lento) con velocidad de fisuración cuasi-constante (*plateau*).

2. ASPECTOS FENOMENOLOGICOS

Los resultados experimentales de estudios anteriores [5,6] sobre fragilización por hidrógeno de muestras cilíndricas pre-fisuradas de acero perlítico de alta resistencia (realizados a velocidad de deformación constante suficientemente lenta) se dan en la Fig. 1.

Estos resultados muestran relaciones fenomenológicas entre la carga de rotura en ambiente de hidrógeno F_H (dividida por su valor de referencia en aire F_O) y variables de ensayo de tipo electroquímico (pH y potencial E) y mecánico (K_{max}/K_O):

$$F_H/F_O = f(pH, E, K_{max}/K_O) \tag{1}$$

donde K_{max} es el factor de intensidad de tensiones (FIT) máximo al final de la última etapa de fisuración por fatiga y K_O la tenacidad de fractura, obtenida ésta utilizando el mismo tipo de muestras cilíndricas pre-fisuradas que en los ensayos de fragilización [6].

En lo que se refiere a la zona TTS, la Fig. 2 resume los resultados del estudio fractográfico sobre muestras pre-fisuradas y entalladas. En las primeras puede definirse una profundidad total de daño a_H :

$$a_H = a_O + x_{TTS} \tag{2}$$

donde a_O representa la profundidad de la pre-fisura (final de la fisuración por fatiga y comienzo del ensayo propiamente dicho de fragilización por hidrógeno), mientras que x_{TTS} es la profundidad de la región TTS medida desde el final de la pre-fisura y en dirección perpendicular a la misma (cf. Fig. 2).

La topografía TTS no se crea con la presencia única del hidrógeno, sino que requiere la acción combinada de un campo de tensiones (o deformaciones), de forma que la rotura tiene lugar cuando se alcanza una determinada combinación de concentración de hidrógeno y nivel tensional (o deformacional). Sin embargo, existen evidencias experimentales claras que demuestran la asociación entre el modo TTS y la presencia de hidrógeno en el material. Dichas evidencias se han discutido ampliamente en trabajos anteriores sobre fractura de aceros perlíticos [3-5], y se resumen a continuación :

La apariencia microscópica de la región TTS presenta rastro de micro-daño, micro-fisuración o micro-desgarre debido a la degradación producida por el hidrógeno [3]. Este hecho experimental concuerda bien con las descripciones dadas por Keefe *et al.* [7] y Nair y Tien [8] sobre micro-fisuración (o micro-daño) producido por el hidrógeno.

La zona TTS aparece sólo a potenciales catódicos (asociados con el fenómeno de fragilización por hidrógeno), pero no a potenciales anódicos (asociados con el fenómeno de disolución anódica), reemplazando al modo MVC (crecimiento y coalescencia de huecos) obtenido en aire para el mismo acero [3].

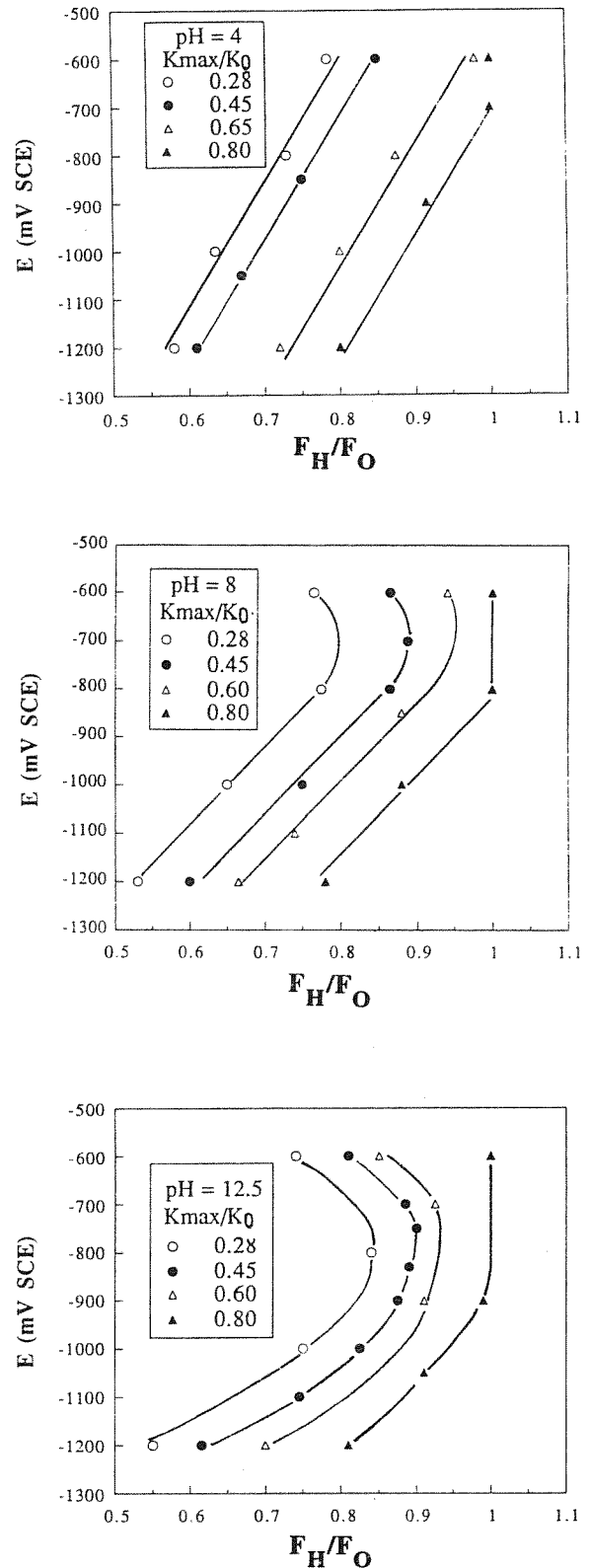


Fig. 1. Relación entre la carga de rotura en ambiente de hidrógeno (F_H) y la carga de rotura en aire (F_O) en función del potencial electroquímico (E), para diferentes valores del pH y de la carga de fisuración por fatiga (expresada en forma de K_{max}/K_O , donde K_{max} es el FIT máximo y K_O la tenacidad de fractura) [5].

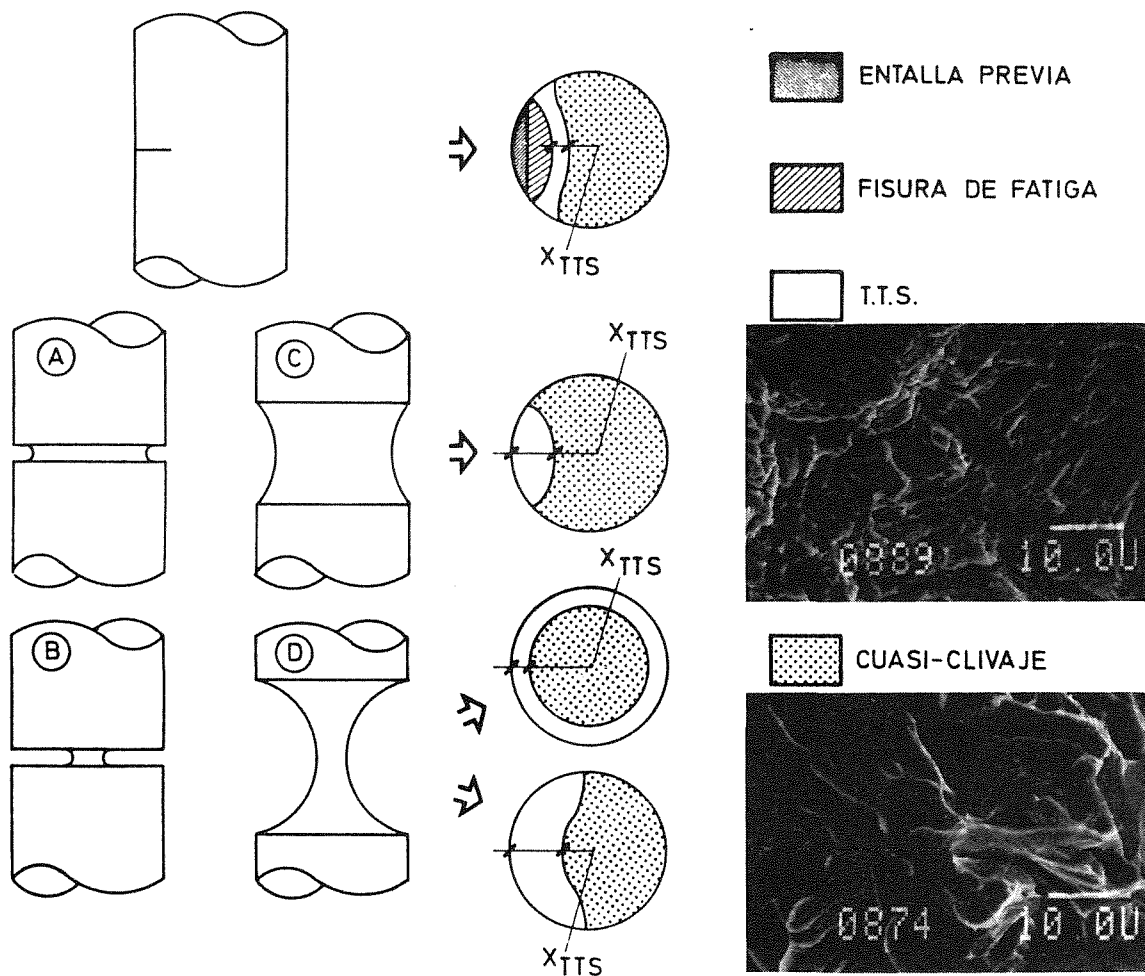


Fig. 2. Análisis fractográfico general [5].

El modo microscópico de fractura TTS es una topografía de crecimiento sub-crítico o lento, asociada con el estadio II (*plateau*) en la curva de cinética de crecimiento de fisuras en ambiente agresivo ($da/dt-K$), lo que corresponde a un modo de fractura inducido y controlado por el ambiente, en este caso hidrógeno en las proximidades del extremo de la fisura [3].

El tamaño TTS aumenta cuando el potencial electroquímico se hace más catódico o negativo. Esto es una consecuencia de la mayor cantidad de hidrógeno absorbido en la superficie de la muestra para los potenciales más catódicos, lo que eleva la condición de contorno para el problema de la difusión [4].

La profundidad TTS disminuye claramente al aumentar la carga máxima de pre-fisuración por fatiga (en muestras pre-fisuradas). La razón es la presencia de tensiones residuales compresivas en el entorno próximo al extremo de la fisura. Cuanto mayor es la carga de fisuración, más elevadas son las tensiones residuales compresivas y más difícil la penetración de hidrógeno a los lugares potenciales de fractura [4].

La región TTS aumenta ligeramente en tamaño cuando el pH decrece (es decir, cuando éste se hace más ácido), lo que podría explicarse teniendo en cuenta la línea de estabilidad termodinámica para la reacción $H_2 = 2H^+ + 2e^-$. Así, la cantidad de hidrógeno suministrado a la muestra es mayor para valores de pH menores, es decir, para soluciones más ácidas [4].

Experimentos realizados a velocidades de deformación muy diferentes muestran una tendencia creciente de la profundidad TTS a medida que la duración del ensayo aumenta (o la velocidad de deformación disminuye), lo que parece debido a un mecanismo predominante de transporte de hidrógeno consistente en difusión a través de la red cristalina [5].

La geometría de la muestra (en probetas entalladas) influye claramente en el tamaño de la zona TTS, a través de la distribución de tensión hidrostática en la zona potencial de fractura, lo que también es consistente con la asociación entre el modo TTS y el proceso de fragilización por hidrógeno basado en un mecanismo de transporte por difusión [5].

La profundidad asintótica de la región TTS para ensayos cuasi-estáticos (suficientemente lentos para alcanzar la solución estacionaria del problema de la difusión de hidrógeno) alcanza precisamente el punto de máxima tensión hidrostática en la muestra, lo que confirma que el hidrógeno se difunde hacia dichos lugares [5].

En los últimos análisis fractográficos realizados sobre la zona TTS [9] se observa una cierta *orientación* de la misma en la dirección de propagación del daño, siendo esta orientación más clara en su inicio (superficie exterior de la muestra). A medida que se avanza hacia el interior de la probeta, la topografía microscópica se vuelve más parecida a la de tipo MVC, pudiendo considerarse también como zona de proceso, pues presenta rasgos distintos a la observada en el caso de fractura en aire, y no cabe postular que se produjese *antes* que la zona TTS, dado el carácter específico del proceso de fractura en ambiente de hidrógeno.

3. MODELO DE FISURA MACROSCOPICA

El modelo de fisura macroscópica se basa en considerar la zona con topografía TTS como una prolongación de la pre-fisura original generada por fatiga, con el fin de aplicar los principios de la mecánica de fractura en régimen elástico-lineal (MFEL). De acuerdo con estas consideraciones, el FIT para la fisura total (pre-fisura más TTS) es:

$$K_H = M(a_H) \sigma_H \sqrt{\pi a_H} \tag{3}$$

donde $M(a_H)$ es el FIT adimensional, a_H está definida en (2) y σ_H es la tensión remota aplicada sobre el cilindro (lejos de la fisura). Si se considera la situación crítica (instante de fractura en ambiente de hidrógeno), K_H representa el *FIT crítico en ambiente de hidrógeno* y σ_H viene dado por:

$$\sigma_H = 4F_H/\pi D^2 \tag{4}$$

donde D es el diámetro de la muestra (12 mm) y F_H la carga de rotura en hidrógeno dada en la Fig. 1.

Análogamente, para el caso de la fractura en aire, considerado como referencia, se tiene el FIT:

$$K_O = M(a_O) \sigma_O \sqrt{\pi a_O} \tag{5}$$

Analizando el instante de rotura, K_O representa la *tenacidad de fractura del material en aire* (si se admite que puede medirse este valor con la geometría cilíndrica considerada) y la tensión remota en este caso:

$$\sigma_O = 4F_O/\pi D^2 \tag{6}$$

donde F_O es la carga de fractura en aire. Dividiendo (3) y (5) se tiene:

$$\frac{K_H}{K_O} = \frac{M(a_H) \sigma_H}{M(a_O) \sigma_O} \sqrt{\frac{a_H}{a_O}} \tag{7}$$

y en términos de carga crítica F_H (Fig. 1) y profundidad x_{TTS} (Fig.2):

$$\frac{K_H}{K_O} = \frac{M(a_O+x_{TTS})}{M(a_O)} \frac{F_H}{F_O} \sqrt{1 + \frac{x_{TTS}}{a_O}} \tag{8}$$

Se trata de ver hasta qué punto esta relación es próxima a la unidad (obviamente será menor o igual) o, análogamente, hasta qué punto es el FIT crítico en ambiente de hidrógeno (K_H) próximo a la tenacidad de fractura del material en aire (K_O).

Para calcular la relación (8) es necesario conocer el FIT adimensional M para la geometría en consideración: un cilindro con una fisura superficial (en principio semi-elíptica) perpendicular a la dirección de tracción. Dada la forma de la zona dañada por hidrógeno (TTS) con aumento de profundidad junto a la superficie libre, en primera aproximación se adoptará el modelo geométrico de *fisura de borde recto* para todos los casos considerados, con lo cual el FIT dependerá de un único parámetro (la profundidad de fisura). Las expresiones más sencillas de M para este caso pueden encontrarse en la ref. [10], y son las siguientes, en función de la relación adimensional ξ :

$$M_1(\xi) = (0.473 - 3.286\xi + 14.797\xi^2)^{1/2} (\xi - \xi^2)^{-1/4} \tag{9}$$

$$M_2(\xi) = 1.4408 - 3.6364\xi + 19.3500\xi^2 - 34.7849\xi^3 + 36.8446\xi^4 \tag{10}$$

donde ξ es la relación a/D entre la profundidad de fisura y el diámetro del cilindro. Ambas expresiones proceden de un cálculo elástico tridimensional por elementos finitos. La expresión (9) para M_1 proviene del cálculo de la tasa de liberación de energía *global* de la geometría considerada, obtenida mediante el método de la flexibilidad. La expresión (10) para M_2 se obtiene calculando el FIT *local* en el centro de la fisura de borde recto, mediante el método de la rigidez diferencial. Ambas expresiones se utilizarán para calcular los valores críticos en ambiente de hidrógeno, a fin de comparar sus predicciones.

4. RESULTADOS Y DISCUSION

La Tabla 1 muestra los resultados experimentales y de cálculo del FIT crítico en hidrógeno (con relación a su valor en aire o tenacidad de fractura). Los resultados a partir de M_1 y M_2 son muy parecidos, por lo que en adelante se utilizarán los primeros.

Una primera conclusión que se desprende de la tabla es que el cociente K_H/K_O resulta siempre claramente inferior a la unidad, demostrando así que el FIT crítico en ambiente de hidrógeno depende de la cantidad de este elemento que ha penetrado en las proximidades de la fisura actual (pre-fisura y zona TTS). Parece plausible que la transición de TTS a clivaje en ensayos cuasi-estáticos se produce en el punto de máxima tensión hidrostática, puesto que la concentración de hidrógeno

es máxima en dicho punto, y el proceso final de fractura no sería puramente mecánico sino inducido por el ambiente.

Tabla 1. Cálculo del FIT crítico en hidrógeno

pH	$\frac{K_{max}}{K_0}$	E (mV SCE)	$\frac{F_H}{F_0}$	x_{TTS} (μm)	$\frac{K_H}{K_0}$ (M_1)	$\frac{K_H}{K_0}$ (M_2)
4	0.28	-1400	0.50	320	0.56	0.55
		-1200	0.58	250	0.63	0.62
		-1000	0.64	70	0.65	0.65
	0.45	-1200	0.61	190	0.65	0.65
		-1050	0.67	10	0.67	0.67
	0.60	-1200	0.72	60	0.74	0.73
	0.80	-1200	0.80	12	0.80	0.80
	8	0.28	-1200	0.53	180	0.56
-1000			0.65	30	0.66	0.66
-1000			0.75	15	0.75	0.75
0.45		-1200	0.60	150	0.63	0.63
		-1000	0.75	15	0.75	0.75
0.60		-1200	0.67	90	0.68	0.68
0.80		-1200	0.78	10	0.78	0.78
12.5		0.28	-1200	0.55	170	0.59
	-1200		0.62	110	0.64	0.64
	-1100		0.75	70	0.77	0.76
	0.45	-1000	0.83	15	0.83	0.83
		-1200	0.70	80	0.72	0.72
	0.80	-1200	0.81	8	0.81	0.81

El efecto del pH sobre los resultados resulta de menor importancia. Ya se ha visto en estudios anteriores [4] que los resultados correspondientes al régimen puramente catódico de -1200 mV SCE no dependen del pH, y en particular la profundidad de la zona TTS tampoco.

En cuanto al potencial electro-químico, su efecto sobre el FIT crítico en ambiente de hidrógeno es del mismo tipo que sobre el tamaño de zona TTS, es decir, el FIT crítico disminuye y la profundidad TTS aumenta cuando el potencial se hace más catódico o negativo, como consecuencia del mayor daño producido por el hidrógeno en estos casos.

La influencia de la carga de fisuración por fatiga (con la consiguiente distribución de tensiones residuales de compresión en las proximidades del fondo de la fisura) se refleja en la Fig. 3, donde se observa como el FIT crítico en hidrógeno se incrementa al aumentar el FIT máximo durante la última etapa de pre-fisuración por fatiga. Este gráfico demuestra que el valor K_H no es un parámetro intrínseco del material, sino que se ve afectado por la cantidad de hidrógeno introducida en la muestra, y así depende de las variables de ensayo que controlan la propia entrada de dicho elemento.

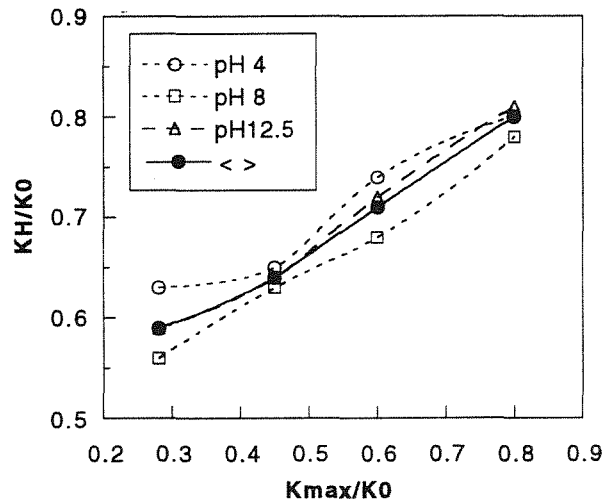


Fig. 3. Influencia de la carga máxima de pre-fisuración por fatiga (K_{max}/K_0) sobre el FIT crítico en ambiente de hidrógeno (K_H/K_0), para diferentes valores del pH. Se ha dibujado también la curva media (< >).

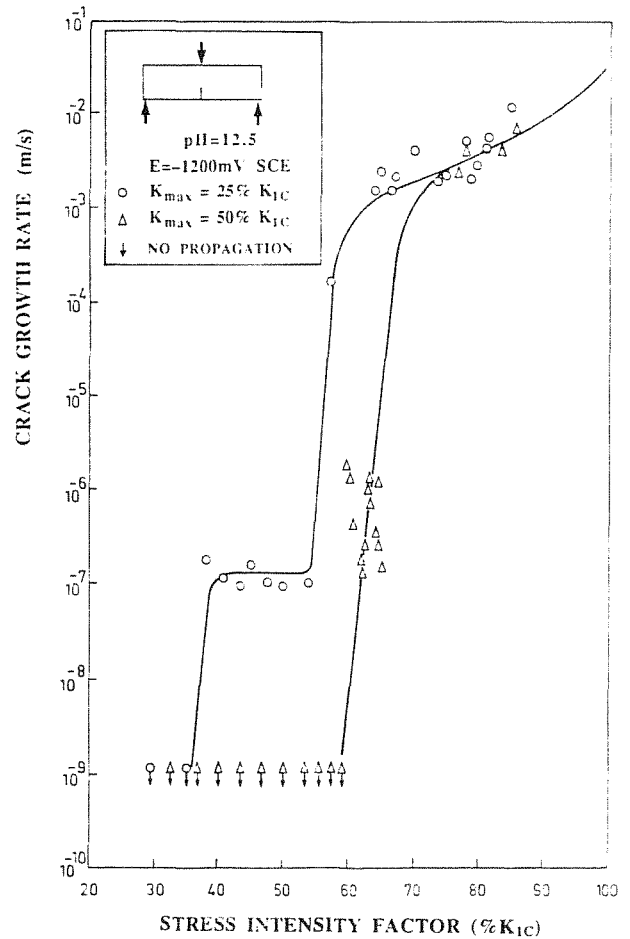


Fig. 4. Curva $da/dt-K$ para el mismo acero [3,6].

Una cuestión interesante es dilucidar el significado del parámetro K_H , y esto se puede realizar mediante la curva de cinética de crecimiento de fisuras ($da/dt-K$) correspondiente el acero en estudio. Dicha curva se ofrece en la Fig. 4 [3,6] para diferentes valores de

K_{max} . Esta curva ha sido obtenida mediante ensayos a deformación constante sobre probetas prismáticas fisuradas con sollicitación de flexión en tres puntos. Para estas geometrías el valor K_{1C} relativo a la fractura en aire es un valor algo mayor que la tenacidad de fractura del material obtenida en probetas cilíndricas (K_O), pero este dato no altera sustancialmente el análisis, pues la diferente triaxialidad de las probetas prismáticas de pequeño espesor es corregida al dividir los valores por K_{1C} (de igual modo que en probetas cilíndricas se dividían por K_O).

De la observación de las Figs. 3 y 4 se desprende que para $K_{max}/K_O = 0.25$ (Fig. 3) se tiene $K_H/K_O \cong 0.55$, mientras que para la misma carga de fisuración por fatiga $K_{max}/K_{1C} = 0.25$ (Fig. 4) se tiene $K/K_{1C} \cong 0.55$ en el punto en que se produce un aumento brusco de la velocidad de fisuración, pasando el modo microscópico de fractura de TTS a clivaje [3,6]. También para $K_{max}/K_O = 0.50$ (Fig. 3) se tiene $K_H/K_O \cong 0.65$, mientras que para la misma carga de fisuración por fatiga $K_{max}/K_{1C} = 0.50$ (Fig. 4) se tiene $K/K_{1C} \cong 0.65$ en el punto en que se produce un aumento brusco de la velocidad de fisuración, pasando el modo microscópico de fractura de TTS a clivaje [3,6], punto que en este caso coincide con el umbral de propagación. La consecuencia clave resulta ser el propio significado de K_H , que resulta ser el FIT para el cual el modo de fractura pasa de crecimiento sub-crítico en modo TTS a crecimiento inestable (crítico) en modo clivaje, representando un valor de transición en la curva $da/dt-K$.

5. CONCLUSIONES

Este artículo ofrece un modelo mecánico simple de la zona micro-fracturada en modo TTS en muestras pre-fisuradas, considerando la extensión progresiva de la zona TTS como un crecimiento de fisura en el marco de la mecánica de fractura elástico-lineal.

El FIT crítico en ambiente de hidrógeno K_H depende de la cantidad de este elemento que ha penetrado en las proximidades de la fisura actual (pre-fisura y zona TTS), y así resulta claramente inferior a su homónimo en aire o tenacidad de fractura K_O .

El efecto del pH sobre los resultados resulta de menor importancia. En cuanto al potencial electro-químico, el FIT crítico disminuye y la profundidad TTS aumenta cuando el potencial se hace más catódico o negativo (mayor daño producido por el hidrógeno).

El FIT máximo durante la última etapa de pre-fisuración por fatiga condiciona el valor de K_H , que por tanto *no* es un parámetro intrínseco del material, sino que depende de las variables de ensayo que controlan la propia entrada de hidrógeno.

El parámetro de fractura K_H resulta ser el FIT para el cual el modo de fractura pasa de crecimiento sub-crítico tipo TTS a crecimiento inestable (crítico) tipo clivaje, representando así el valor de transición en la curva de cinética de crecimiento de fisuras $da/dt-K$.

Agradecimientos

Este trabajo ha sido financiado por la DGICYT (Ref. UE94-001) y la Xunta de Galicia (Refs. XUGA 11801A93 y XUGA 11801B95).

REFERENCIAS

- [1] Thompson, A.W. y Chesnutt, J.C., "Identification of a fracture mode: the tearing topography surface", *Metall. Trans.* **10A**, 1193-1196 (1979).
- [2] Costa, J.C. y Thompson, A.W., "Hydrogen cracking in nominally pearlitic 1045 steel", *Metall. Trans.* **13A**, 1315-1318 (1982).
- [3] Toribio, J., Lancha, A.M. y Elices, M., "Characteristics of the new tearing topography surface", *Scripta Metall. Mater.* **25**, 2239-2244 (1991).
- [4] Toribio, J., Lancha, A.M. y Elices, M., "Hydrogen embrittlement of pearlitic steels: phenomenological study on notched and precracked specimens", *Corrosion* **47**, 781-791 (1991).
- [5] Toribio, J., Lancha, A.M. y Elices, M., "The tearing topography surface as the zone associated with hydrogen embrittlement processes in pearlitic steel", *Metall. Trans.* **23A**, 1573-1584 (1992).
- [6] Lancha, A.M., "Influencia del trefilado en la corrosión bajo tensión de aceros eutectoides", Tesis Doctoral, Universidad Complutense de Madrid (1987).
- [7] Keefe, P.W., Nair, S.V. y Tien, J.K., "Hydrogen induced interior crack-tip morphologies in high strength steel", *Metall. Trans.* **15A**, 1865-1871 (1984).
- [8] Nair, S.V. y Tien, J.K., "A plastic flow induced theory of K_{ISCC} ", *Metall. Trans.* **16A**, 2333-2340 (1985).
- [9] Toribio, J. y Vasseur, E., "Estudio microscópico de la iniciación y propagación del proceso de fractura en un acero perlítico", *Anales de Mecánica de la Fractura* **12**, 191-196 (1995).
- [10] Valiente, A., "Criterios de fractura para alambres", Tesis Doctoral, Universidad Politécnica de Madrid (1980).

ANÁLISIS COMPARATIVO DE LA TENACIDAD DE FRACTURA ESTÁTICA Y DINÁMICA DE UN ACERO ASTM A 533 B

J. Lapeña, F. J. Perosanz, M Serrano

CIEMAT Centro de Investigaciones Energéticas Medioambientales y Tecnológicas
Avda. Complutense 22, Madrid 28040 (ESPAÑA)

Resumen: Las curvas Presión-Temperatura de la vasija del reactor de las centrales nucleares, especialmente en los calentamientos y enfriamientos, están calculadas de forma que se asegure la integridad estructural de la misma. Estas curvas delimitan las zonas de operación segura atendiendo a criterios de mecánica de fractura. Sin embargo, estas curvas se obtienen de forma indirecta mediante ensayos Charpy-V, con lo que los resultados han de ser necesariamente conservadores. En el presente trabajo, comparamos el comportamiento de un material característico de vasijas de presión de reactores nucleares (ASTM A 533 B) por medio de dos técnicas: Charpy-V usando péndulo instrumentado y ensayos de tenacidad de fractura con probetas CT de 1 y 1/2 " siguiendo la norma de ensayo ASTM E 813. Se ha desarrollado un criterio propio para la determinación de crecimiento de grieta en ensayos dinámicos de péndulo instrumentado, verificando posteriormente la concordancia con los datos quasi-estáticos de tenacidad de fractura.

Abstract: The Pressure-Temperature curves of the reactor vessels in nuclear power stations, are calculated in a form which insures structural integrity, especially during heat up and cool down. These curves delimit the zones of safe operation, according to fracture mechanics criteria. However, these curves are obtained in an indirect way, through Charpy - V tests, because of this, the results have to be necessarily conservative. In the present work, we compare the behavior of a RPV characteristic material (ASTM A 533 class B) using two techniques: instrumented Charpy impact test and standard fracture toughness test with CT specimens of 1 and 1/2 " using ASTM E 813 standard. A criteria has been developed for the estimation of crack initiation in dynamic instrumented impact tests, verifying the conformity with the quasi-static fracture toughness data.

INTRODUCCION

Los límites de funcionamiento en operación normal en una planta nuclear vienen señalados por las llamadas curvas de operación (Figura 1). Estas, delimitan zonas de presión y temperatura dentro de las cuales el comportamiento del material de la vasija se califica de seguro ante cualquier eventualidad. Las curvas por consiguiente, son representativas del estado mecánico de la vasija y evolucionan con el tiempo, debido fundamentalmente al daño producido por la irradiación neutrónica. Esta evolución se sigue mediante la extracción y análisis de cápsulas de vigilancia, colocadas estratégicamente en diferentes posiciones en el interior del núcleo con el objeto de conocer con la suficiente antelación el estado de la vasija después de un período (estimado según el flujo neutrónico) de funcionamiento.

Los procedimientos de vigilancia varían según la licencia de construcción de la central, aunque en la práctica más habitual se introducen probetas de tracción, Charpy-V y CT de 1/2 ". Estas últimas no vienen siendo

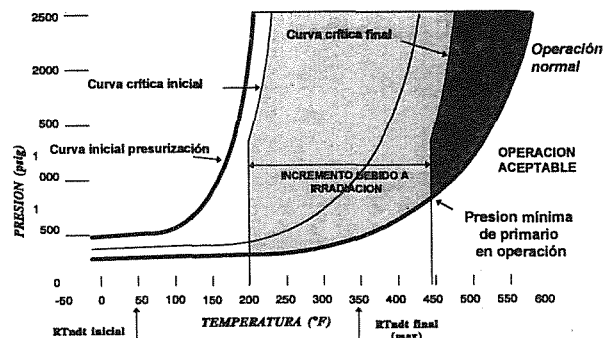


Figura 1. Curvas de operación

ensayadas normalmente dentro de los procedimientos de vigilancia, debido a discrepancias en el criterio de interpretación de resultados, pues, motivado por el pequeño espesor de estas probetas, los datos obtenidos

siguiendo la normativa de ensayo ASTM no entran dentro del rango de validez exigido por la norma.

El compromiso necesario entre seguridad y coste económico (transitorios de corta duración) se decanta obviamente hacia el lado de la seguridad, por lo que la estimación de datos de tenacidad de fractura a partir de ensayos Charpy-V es necesariamente conservadora. En este sentido, la posibilidad de reducir el conservadurismo asegurando por supuesto la integridad de la vasija en condiciones de transitorios, daría lugar a tiempos reducidos de arranque o parada con el consiguiente ahorro económico.

La incertidumbre entre las evaluaciones de tenacidad estáticas y dinámicas condicionan fuertemente los márgenes de seguridad aceptados. En el momento actual, no existe un criterio claro para la comparación y estimación de parámetros como la tenacidad de fractura en ensayos cuasiestáticos (ASTM E 813) y ensayos dinámicos [1] (Charpy), en este trabajo, se ha pretendido establecer un rango de comparación entre ambos, usando una herramienta más poderosa como es el Charpy instrumentado, el cual, proporciona un registro continuo Fuerza-Tiempo del que se pueden extraer consecuencias adicionales.

PARTE EXPERIMENTAL

Material

En todos los ensayos llevados a cabo se ha utilizado un acero típico de vasijas de presión para Centrales Nucleares ASTM A 533 B. La composición química porcentual de sus elementos más importantes y las propiedades mecánicas vienen referidas en las Tabla I y II.

Tabla I : Composición química

(%) C	0.180
(%) Mn	1.420
(%) Si	0.240
(%) P	0.017
(%) S	0.004
(%) Cr	0.120
(%) Ni	0.840
(%) Mo	0.510
(%) V	0.002
(%) Cu	0.140

Tabla II : Propiedades mecánicas

Límite elástico (MPa)	484
Resistencia a tracción (MPa)	622
Alargamiento en rotura (%)	26
Estricción (%)	77

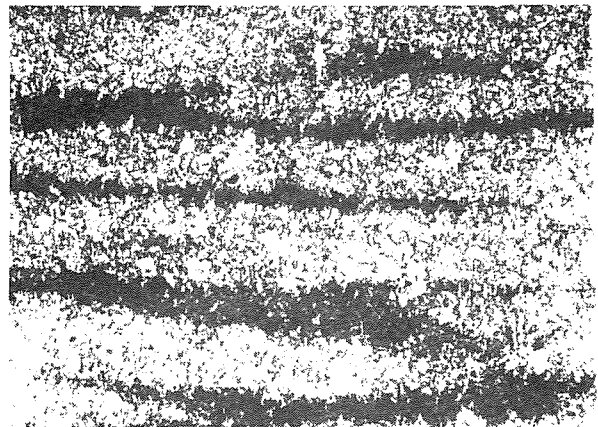


Figura 2. Microestructura del acero x 50

De las figuras (micrográficas de SEM) 2 y 3, es posible observar una segregación en bandas, en las cuales existe una clara diferencia en cuanto a la densidad de carburos; las bandas oscuras presentan una precipitación de carburos homogénea y mas abundante, mientras que las bandas mas claras presentan zonas ricas en carburos con otras prácticamente desprovistas de ellos.

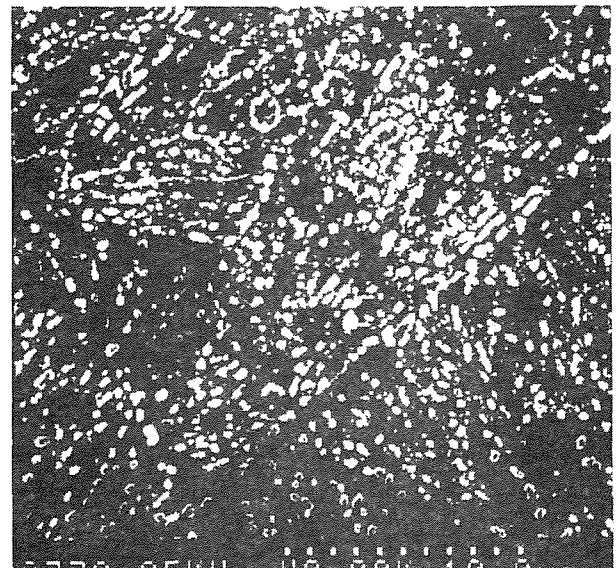


Figura 3. Magnificación de las bandas oscuras

El análisis llevado a cabo con SEM se completó con TEM, constatando esta distribución asimétrica de carburos en zonas preferenciales como límites de grano, límites de subgrano y en colonias interiores, aunque en todos los casos mostrando una orientación preferente

Asimismo, del análisis TEM es posible determinar la densidad de dislocaciones que muestra al igual que los precipitados de carburos una gran variabilidad, desde

zonas con gran concentración de dislocaciones a otras prácticamente limpias

Los ensayos de tenacidad de fractura se efectuaron con arreglo a la norma ASTM E 813-81 con probetas CT standard de 1 y 1/2 " de espesor, a las probetas de 1/2" se les mecanizó una entalla lateral con el objeto de crear un factor de concentración de tensiones que permitiera realizar el ensayo en un estado de deformación plana, a diferencia de las CT de 1" a las que no fué necesario practicar ningún tipo de entalla lateral, ya que por su mayor espesor el criterio de deformación plana quedaba asegurado.

Equipo experimental

Los totalidad de ensayos de tenacidad de fractura fueron llevados a cabo en una máquina universal de ensayos de la marca MTS modelo 810, equipada con un pequeño horno para temperaturas superiores a la ambiente.

El péndulo instrumentado empleado en la realización de este trabajo es de la marca WOLPERT, con una energía máxima de 300 J. Este péndulo cuenta con una tarjeta de adquisición de datos de 1 Mb y su correspondiente software.

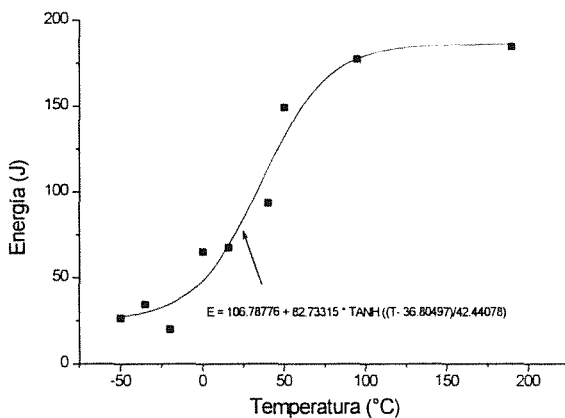


Figura 4. Curva Energía-Temperatura para el acero A 533 B1

Se ha perfeccionado también un software propio para el tratamiento y análisis de la señal que ha sido ya empleado con éxito [2] en trabajos anteriores. En esta etapa se ha sistematizado la localización de puntos críticos del ensayo (ya discutidos en otros trabajos) permitiendo determinar parámetros como la integral J y el factor de concentración de tensiones K_j (dependiente de la integral) al igual que las curvas de respuesta al impacto [3] en cualquier punto de interés.

RESULTADOS Y DISCUSIÓN

Se realizaron un total de 10 ensayos Charpy a diferentes temperaturas para determinar la curva completa Charpy. Los resultados así obtenidos quedan reflejados en la figura 4.

Paralelamente se desarrollaron ensayos de tenacidad de fractura a dos diferentes temperaturas: ambiente y 120 °C para probetas CT con espesores ya comentados.

La determinación de los valores de K_j dinámicos presentó alguna dificultad inicial, dado que en la bibliografía consultada no existe un criterio unánime en la consideración del punto de inicio de grieta. Para solventar esta dificultad, establecimos un criterio propio que nos permitiera asignar un instante para el crecimiento crítico de la grieta, el cual, difiere de los criterios generalmente empleados por diversos autores [4], [5]

En nuestro caso tomamos como variable de análisis la flexibilidad de la probeta [5], que como es bien conocido para el caso de vigas apoyadas en dos puntos y con grieta central, depende directamente de la longitud de la grieta existente. De este modo, la variación de la flexibilidad en el tiempo podemos asociarla a variaciones en la velocidad de la grieta, y del mismo modo, variaciones en el tiempo de esta velocidad es asumible a fenómenos como detenciones y aceleraciones repentinas de la grieta, o lo que es lo mismo puntos críticos en el ensayo.

A diferencia de otros autores que trabajan directamente con el valor de la flexibilidad así definida, en nuestro caso, hemos empleado la inversa de la flexibilidad, cuyo sentido físico es más comparable al valor de la constante elástica del material. Hemos comprobado que este parámetro presenta variaciones más fácilmente detectables que el uso directo de la comentada flexibilidad.

El paquete de software desarrollado posibilita el análisis local de cualquier zona de las curvas obtenidas, al igual que filtrados selectivos, ajustes, regresiones, y en resumen cualquier tipo de análisis adicional de la señal digitalizada.

La sistemática de análisis en el caso de los ensayos de Charpy instrumentado pasa por un filtrado previo de la señal. De los diversos filtros digitales empleados, el que mejor reproduce la señal base ha sido Window tipo Hanning con 50 coeficientes, siendo necesaria una convolución de estos coeficientes con la señal original para obtener la señal filtrada

Una vez filtrada la señal completa se determina la curva Fuerza/desplazamiento, o lo que es lo mismo,

1/flexibilidad. El cálculo del desplazamiento ha llevado a cabo según las ecuaciones [6] :

$$v(t) = v_0 - \frac{\Delta t}{2m} \sum_{i=t_i}^t F_i - F_{i+1} \quad [1]$$

$$s(t) = \frac{\Delta t}{2} \sum_{i=t_i}^t v_i + v_{i+1} \quad [2]$$

Donde v_0 = Velocidad inicial
 F = Fuerza
 Δt = Intervalo de tiempo (1/ Frecuencia)
 m = masa de la cabeza del péndulo.

El aspecto que presenta esta curva es como el que se aprecia en la figura 5, con un marcado máximo seguido por una caída suave, Este tramo es el que contiene la mayor cantidad de información del ensayo.

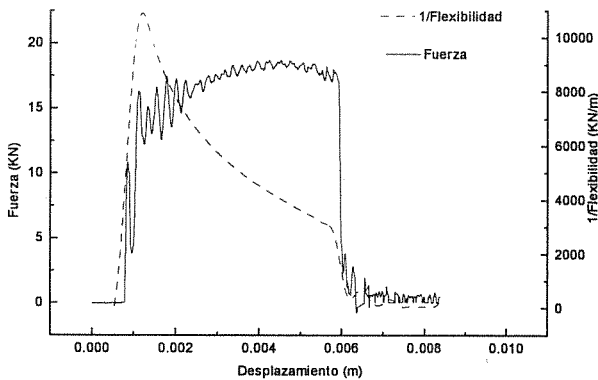


Figura 5. Curvas 1/Flexibilidad y Fuerza frente a desplazamiento

Siguiendo esta sistemática, la determinación del "General Yield" o límite elástico es inmediata, pues corresponde con el máximo de la citada curva.

Los puntos críticos de interés como punto de crecimiento estable de grieta, posibles detenciones, etc, se han determinado empleando la relación directa entre la longitud de grieta y el valor de flexibilidad de la probeta ya mencionados, de este modo, los puntos donde se anula la segunda derivada se han considerado como puntos críticos en los que se pueden dar alguno de los fenómenos comentados.

El análisis así seguido ha mostrado una gran variabilidad, pasando de probetas solamente con dos

puntos críticos (probetas con rotura frágil) a probetas con mas de cinco puntos a estudiar (probetas con comportamiento dúctil) generalmente ensayadas a elevadas temperaturas (> 100 °C)

De este modo el primer "cero" de esta función ha mostrado pocas variaciones de unas probetas a otras, habiéndose considerado como la iniciación del enromamiento del borde de grieta (recordemos que las probetas Charpy-V standard no han sido preagrietadas), descartando los valores así obtenidos en la determinación de la K_j dinámica.

El segundo "cero" se ha asociado con el punto de iniciación del crecimiento estable de la grieta, o lo que es lo mismo el punto el instante donde K_j supera al valor crítico del factor de intensidad de tensiones K_{IC} . En este punto se han determinado sistemáticamente los valores de K_j para todas las muestras ensayadas a diferentes temperaturas.

En cuanto a los ensayos cuasiestáticos de tenacidad de fractura con probetas CT se ha adoptado el valor K_{IC} como el obtenido por la norma E 813-81 en los ensayos considerados como "válidos" por la norma, es decir aquellos que cumplen la relación:

$$B, b_0 = 25 \frac{J_{IC}}{\sigma_y} \quad [3]$$

siendo J_{IC} = el valor crítico de J en el punto de iniciación de la grieta estable
 σ_y = Límite elástico efectivo del material a la temperatura de ensayo

Para poder relacionar datos de ensayos dinámicos con sus correspondientes estáticos a las mismas temperaturas se hizo necesario encontrar un parámetro que pudiera relacionar ambos. Se consideró que el módulo de elasticidad pudiera ser el nexa que nos sirviera para establecer la comparación entre ambos tipos de resultados.

Como es sabido, el módulo de elasticidad depende fuertemente tanto de la velocidad a la que se realiza el ensayo, como de la temperatura a la que se realice el mismo. Con esta filosofía, se evaluaron los módulos de elasticidad dinámicos obtenidos en los ensayos Charpy, para lo cual, se recurrió a la formulación de la flecha obtenida en una viga entre dos apoyos:

$$D = \frac{P L^3}{48 E I_z} \quad [4]$$

En el que podemos considerar D como el desplazamiento obtenido en la ecuación [2], P la carga puntual en cada instante, L la distancia entre apoyos

(=40 mm) e I_z el momento de inercia de una sección transversal de área $a*b$ ($a = 10$ mm, $b = 8$ mm). El módulo de elasticidad así obtenido se representa en la figura 6 en función de la temperatura de ensayo.

Una vez obtenidos los módulos de elasticidad dinámicos y estáticos se puede establecer la comparación directa entre K_j obtenida de los ensayos Charpy según [7]:

$$J = \frac{2 \text{ Energia}}{B (W - b)} \quad [5]$$

$$K_j = \sqrt{J E_{din}} \quad [6]$$

y K_{IC} obtenida de los ensayos de tenacidad de fractura. Los resultados entre los ensayos estáticos y dinámicos se muestran en la figura 7. La concordancia entre ambos resultados es satisfactoria, incluso en el caso de probetas CT de 1" donde el espesor de la probeta permite asegurar un estado de deformación plana a lo largo del ensayo, con resultados catalogados como validos por la norma.

El ajuste de los datos de K_j obtenidos por Charpy instrumentado a una curva del tipo:

$$K = A + B e^{(C * Temperatura)} \quad [7]$$

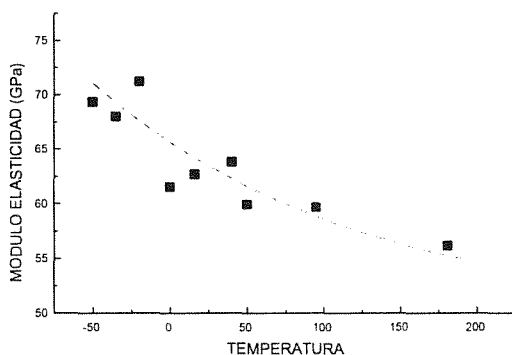


Figura 6. Módulo de elasticidad dinámico en función de la temperatura de ensayo

comúnmente utilizado, proporciona un buen ajuste, proporcionando datos comparables a los referenciados por otros grupos de investigación [8], lo que parece indicar que el procedimiento de análisis expuesto supone una fuente de datos de tenacidad de fractura comparables a los obtenidos por los tradicionales procedimientos de ensayos cuasiestáticos.

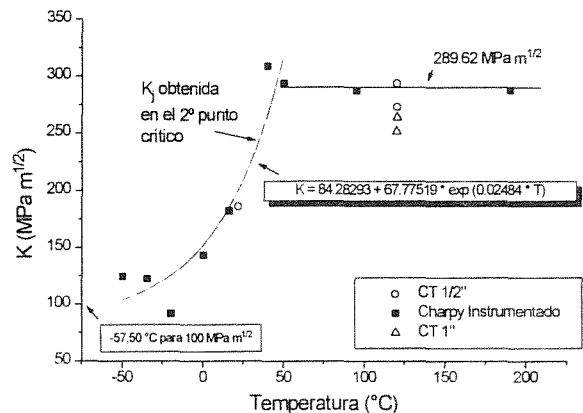


Figura 7. Comparación del factor de intensidad de tensiones en modo I para ensayos dinámicos y estáticos

Esto supone dos ventajas principales: a) el procedimiento de ensayo Charpy es más rápido y sencillo que el complicado montaje que requiere un ensayo típico de tenacidad de fractura, como por ejemplo el referido en nuestro trabajo (ASTM E 813) y b) el volumen del material a emplear se reduce considerablemente, lo que, en principio de cara a trabajar con material convencional no sugiere ningún tipo de ventaja, pero para el trabajo con material irradiado supone un éxito considerable. La reducción del volumen de las probetas a estudiar, conlleva un decrecimiento de la dosis de radiación emitida, y lo que es más importante, hace factible aumentar el número de probetas que pueden ser introducidas en las cápsulas de vigilancia, principal factor condicionante de los ensayos de tenacidad de fractura en los actuales procedimientos de vigilancia.

No obstante, es necesario aún un mayor número de ensayos con diferentes materiales, si bien los datos encontrados confirman que existe una relación clara y directa entre ensayos estáticos y dinámicos, necesita de un estudio más profundo y detallado.

Un interrogante de interés a tener en cuenta en ensayos Charpy instrumentado es la relación entre probetas preagrietadas y standard-V. Desgraciadamente, en este trabajo no hemos podido disponer de probetas preagrietadas para realizar esta comparación, aunque estimamos que la única diferencia entre ambos ensayos es poder establecer con la suficiente exactitud el punto de crecimiento estable de grieta. En el caso de probetas preagrietadas la longitud y el instante de crecimiento estable se pueden determinar de forma trivial. Las probetas standard, por el contrario, presentan la dificultad conocida de establecer el momento preciso en el que se produce el crecimiento de la grieta. Los resultados obtenidos en el presente trabajo, con la sistemática de análisis descrita evitan esta incertidumbre.

Esto hace directamente comparable las tenacidades obtenidas con probetas sin agrietar en los puntos críticos estudiados a las obtenidas con probetas preagrietadas. No obstante, este punto, como se ha comentado queda aun por comprobar.

CONCLUSIONES

- Se ha desarrollado y verificado una sistemática de análisis para ensayos charpy instrumentados que proporciona una herramienta de gran utilidad en la estimación de valores resistentes del material.

- Se ha podido verificar una significativa coherencia entre datos dinámicos y estáticos, que puede abrir nuevas expectativas en su campo de aplicación (p. ejem. análisis mas detallado de cápsulas de vigilancia, obtención de tenacidades de fractura desde ensayos charpy con menores incertidumbres, etc)

- Según los resultados de este análisis, parece factible obviar el preagrietamiento de las probetas Charpy-V, lo que implicaría una reducción en los costes del ensayo y minimiza el tiempo de manejo de material irradiado.

- Aparte de las buenas expectativas despertadas por lo hasta ahora expuesto es completamente necesario realizar análisis estadísticos en distintos materiales y condiciones de ensayo, para delimitar los rangos de aplicabilidad de la técnica de análisis descrita.

El trabajo realizado, cuya mayor parte de ha centrado en la interpretación y análisis de los datos procedentes de charpy instrumentado es solamente el comienzo de un análisis mas profundo, pues queda aun por determinar un buen número de variables puestas en juego en el ensayo. Una vía adicional que actualmente es objeto de estudio es el análisis modal del espectro obtenido en el ensayo. Este procedimiento, aunque de mayor complejidad y laborioso puede proporcionar resultados de interés que se sumaran a los hasta ahora encontrados, no obstante, la conclusión final de un proceso completo que permita extraer toda la información generada en un ensayo parece todavía un objetivo lejano. Actualmente estamos trabajando en la instrumentación de las probetas Charpy para constatar los resultados expuestos en este documento.

REFERENCIAS

[1]. ASTM E 24.03.03, "Proposed Standard Method of Test for Instrumental Impact Testing of Precracked Charpy Specimens of Metallic Materials". Draft 2d, ASTM, 1981.

[2]. J. Lapeña, F.J. Perosanz, J. Serrano "Reconstrucción de probetas Charpy: Estudio comparativo mediante péndulo instrumentado", Anales de Mecánica de Fractura, Vol 12. pág 419-425 (1995)

[3]. J.F. Kalthoff, "On the measurement of dynamic fracture toughness - a review of recent work". International Journal of Fracture 27 (1985) pp. 277-298.

[4]. A. Fabry, J. Van de Velde, " IAEA Specialists' Meeting on Irradiation Embrittlement and Mitigation". ESPOO, Finlad, October 1995

[5]. T. Kobayashi, I. Yamamoto and M. Niinomi, "Evaluation of dynamic fracture toughness parameters by instrumented Charpy impact test", Engineering Fracture Mechanics Vol 24, No. 5, pp. 773-782, 1986

[6]. Coz Díaz, J. J. del, Fdez. Canteli, A., Kalthoff, J. F., "Caracterización Dinámica de varios aceros de vía", Anales de Mecánica de Fractura, Vol. 11. pág 170-177. (1994).

[7]. Rauno Rintamaa, "Single specimen fracture toughness determination procedure using instrumented impact test". VTT Technical Research Centre of Finland. ESPOO 1993

[8]. Kim Wallin, "Comparison of the scientific basis of russian and european approaches for evaluating irradiation effects in reactor pressure vessels". AMES Report no. 3. ESPOO, February 1995

LIMITACIONES DE LA APLICACIÓN DEL MODELO DEL WEAKEST LINK EN LA FRACTURA FRÁGIL DE ACEROS MICROALEADOS

M.A. Linaza, J.M. Rodríguez y J.J. Urcola

Centro de Estudios e Investigaciones Técnicas de Gipuzkoa (CEIT) y
Escuela Superior de Ingenieros Industriales
P^o. Manuel de Lardizabal, 15, 20009 San Sebastián (País Vasco)

Resumen. En este trabajo se analiza la influencia que la temperatura, estado de tensiones y microestructura ejercen en los mecanismos de fractura frágil de tres aceros microaleados de forja. Para ello, se han realizado ensayos de tenacidad a -196, -105 y 20°C utilizando probetas CT preagrietadas por fatiga. Las diferencias de comportamiento observadas pueden explicarse teniendo en cuenta el estado de tensiones en las proximidades de la punta de la grieta y su relación con los parámetros microestructurales que intervienen en el inicio y propagación de la fractura frágil.

Abstract. In this work the influence of temperature, stress state and microstructure in the brittle fracture micromechanisms of three microalloyed forging steels is analysed. Fatigue precracked CT specimens have been tested at -196, -105 and 20°C. The different behaviours observed can be explained taking into account the relationship between the stress state near the crack tip and the interaction with microstructural parameters which take part in the nucleation and propagation of cleavage fracture.

1. INTRODUCCIÓN

Gran parte de los modelos que se han desarrollado para analizar y predecir el comportamiento frágil de las estructuras BCC de los aceros consideran que la fractura frágil se inicia en un único punto del material de acuerdo con la teoría del "weakest link". Estos modelos toman como base física la constatación experimental, corroborada en una gran cantidad de diferentes microestructuras, de que la fractura de probetas ensayadas a temperaturas correspondientes a la zona frágil o a la zona de transición frágil-dúctil tiene lugar siempre a partir de un único inicio.

Los estudios experimentales en los que se basan la mayoría de los modelos han tenido como punto de referencia la realización de ensayos con probetas con entalla roma. En estos casos, los estudios fractográficos corroboran la vigencia del "weakest link". Otro tanto sucede en la zona de transición frágil-dúctil con

probetas preagrietadas. En este último caso, la propagación estable dúctil de la grieta modifica de una forma notable el estado de tensiones y deformaciones que hubiese correspondido a una grieta con punta aguda.

Sin embargo, cuando el estudio de la fractura frágil se realiza en la zona del "palier" inferior con probetas preagrietadas, existe evidencia de que la fractura frágil no se corresponde con el modelo del "weakest link". En las ref. [1, 2] se expusieron resultados obtenidos con probetas CT ensayadas a 77K en las que se demostraba que la fractura frágil tenía lugar simultáneamente en diferentes puntos del frente de la grieta. En este trabajo se ha ampliado dicho estudio considerando dos nuevas situaciones: la primera de ellas a -105°C (zona totalmente frágil) y la segunda a temperatura ambiente (20°C), que en los aceros estudiados corresponde a la zona de la transición frágil-dúctil.

2. TÉCNICAS EXPERIMENTALES

Las composiciones químicas de los aceros microaleados de forja (suministrados por GSB, Azkoitia) se detallan en la Tabla 1. Los tres aceros se han estudiado en condiciones de suministro (microestructura de laminación convencional en caliente y posterior enfriamiento al aire) con una estructura ferrítico-perlítica. Las características microestructurales más relevantes se señalan en la referencia [3].

Tabla 1. Composición química de los aceros microaleados y características microestructurales

Acero	C	Mn	V	Ti	N (ppm)	f _α (%)	D _α (μm)
Ti-V	.37	1.45	.11	.015	162	38	5.5
Ti bajo	.35	1.56	-	.028	89	26	5.3
Ti alto	.23	1.72	-	.044	75	-	-

Para la medida de la tenacidad se han utilizado probetas compactas CT (espesor B=18 mm, y profundidad W=36 mm) ensayadas a las temperaturas de -196°C (nitrógeno líquido), -105°C (etanol fundente) y 20°C. Para el caso de los ensayos a realizar a -196°C, el preagrietamiento previo por fatiga se realizó a temperatura ambiente, terminando con un valor de K_{max} próximo al umbral de fatiga de los aceros (~10 MPa√m). Mediante este procedimiento se evita que la deformación plástica originada en el preagrietamiento influya en la medida de la tenacidad a bajas temperaturas (efecto del "warm prestressing").

Con objeto de caracterizar las propiedades mecánicas convencionales, se procedió a realizar ensayos de tracción a las tres temperaturas anteriormente citadas. Para finalizar, se llevó a cabo el estudio fractográfico de todas las probetas CT ensayadas, identificando en cada caso las zonas de inicio de la fractura frágil.

3. RESULTADOS

Los resultados de los ensayos de tracción obtenidos para cada acero se indican en la Tabla 2, conjuntamente con el coeficiente de endurecimiento por deformación de la ecuación de Hollomon. Puede apreciarse que, como es habitual en los aceros, a medida que aumenta la temperatura se produce una disminución importante del límite elástico y de la resistencia a la tracción. Con relación al coeficiente n, el comportamiento del mismo con la temperatura varía de un acero a otro.

Los ensayos de tenacidad se resumen en la Tabla 3. En dicha tabla también se han introducido el tamaño de la

Tabla 2. Propiedades mecánicas convencionales

Acero	Temp. (°C)	σ _{0.2%} (MPa)	R.T. (MPa)	n
Ti -V	-196	1138	1219	0.105
	-105	805	1077	0.176
	20	590	875	0.179
Ti bajo	-196	1053	1194	0.121
	-105	627	931	0.262
	20	440	740	0.262
Ti alto	-196	932	1099	0.117
	-105	619	875	0.184
	20	430	691	0.138

zona plástica en la fase final de preagrietamiento por fatiga y el tamaño correspondiente al momento de la fractura de la probeta. Como puede comprobarse, el tamaño de la zona afectada por la fatiga es muy pequeño, pudiendo despreciarse el mismo al compararlo con la zona plástica en el instante de la fractura.

A medida que aumenta la temperatura se observa un incremento de la tenacidad, de tal forma que, para la temperatura de 20°C, los resultados obtenidos no cumplen las condiciones del ensayo K_{Ic} y, en consecuencia, se ha tomado K_c (según el procedimiento ESIS) como parámetro representativo de la tenacidad.

El estudio fractográfico pone de manifiesto que la nucleación de la fractura frágil tiene lugar de forma similar a las tres temperaturas ensayadas. Como ya se expuso en una publicación previa [1], en el caso de las probetas ensayadas a 77K la fractura frágil tiene lugar a través de la activación simultánea de un elevado número de núcleos de fractura muy próximos al frente de fatiga o situados en el propio borde. En una misma probeta, el número de puntos en los que se ha iniciado la fractura frágil es notablemente elevado (entre 12 y 16 zonas diferentes en cada probeta). En algunos casos el inicio está relacionado con la rotura de una partícula gruesa de TiN, pero en otros no ha sido posible identificar ningún parámetro microestructural singular.

Con relación a los ensayos realizados a -105°C, la fractura se caracteriza, desde el punto de vista macroscópico, por presentar un aspecto plano muy uniforme con carencia de marcas macroscópicas ("river marks"). A más aumentos, se constata que la fractura se ha iniciado a partir de un único punto. En la Fig. 1 puede apreciarse el caso de una probeta (acero) ensayada a -105°C y con el inicio de la fractura frágil muy próximo al borde la fatiga. La nucleación de la fractura frágil ha tenido lugar a través de la rotura de una partícula de TiN (ver Fig. 1b). Este tipo de comportamiento se reproduce en todas las probetas ensayadas a esa temperatura.

Tabla 3. Tenacidad de los aceros microaleados a -196, -105 y 20°C.

Acero	σ_F (MPa)	Temp. (°C)	$(K_{max})_{fat}$ (MPa√m)	$(r_p)_{fat}$ (*) (μm)	K_{Ic} (MPa√m)	K_c (MPa√m)	$(r_p)_{Kc}$ (μm)
Ti-V	2109	-196	11.5	16.3	20.3		50.6
			12.8	20.1	21.4		56.3
		-105	14.6	52.4	32		251.5
			10.8	28.6	37		336.2
		20	19.4	172.6		73	2370.2
			21.1	203.7		67	1931.7
Ti bajo	2148	-196	11.1	17.7	23.4		78.6
			10.8	16.7	22.6		73.3
		-105	8.5	29.2	33.3		448.9
			10.0	40.5	35.1		498.8
		20	22.0	398		96.5	2959.5
			24.0	473.5		121.5	2486.8
Ti alto	1829	-196	11.0	22.2	25.2		116.4
			11.2	23.0	25.6		120.1
		-105	9.7	39.1	40.5		681.3
			9.7	39.1	36.9		565.6
		20	19.4	324.0		151	2510.0
			23.3	467.3		132	2996.3

$$* r_p = (1/2\pi) (K/\sigma_{0.2\%})^2$$

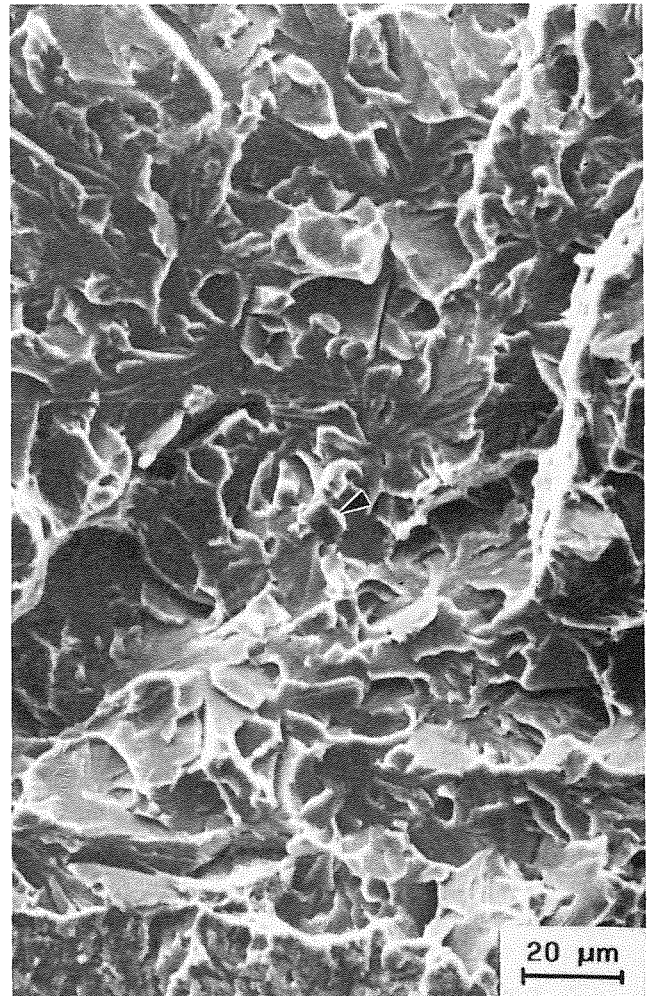
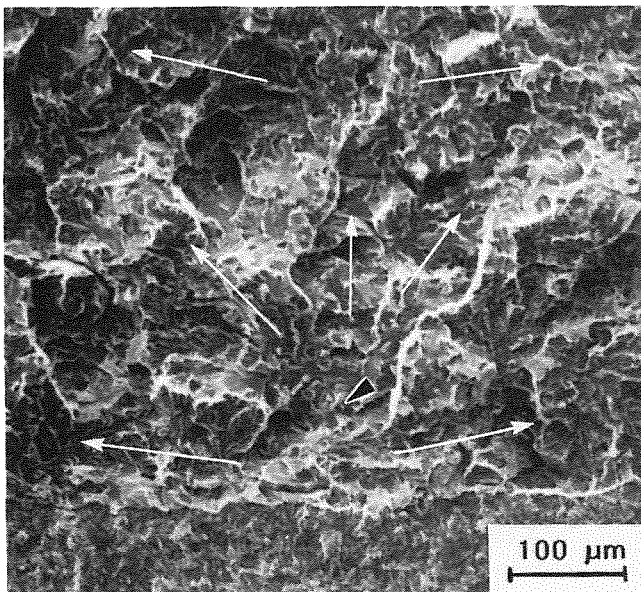


Fig. 1. Fractura frágil a -105°C (acero al Ti alto), mostrando un único inicio a partir de una partícula de TiN

Por otra parte, además de tener un único origen, la fractura a -105°C se caracteriza por propagarse fundamentalmente de forma paralela al frente de fatiga. En efecto, a partir del punto de iniciación, la propagación frágil se dirige hacia las dos caras laterales de la probeta de forma prácticamente paralela al frente de fatiga, con un crecimiento muy limitado en la dirección perpendicular al frente de fatiga. Para finalizar, a temperatura ambiente, tras una ligera propagación dúctil (inferior en todos los casos a 0.2 mm), el comportamiento de los tres aceros es frágil. Desde el punto de vista macroscópico, el inicio frágil queda claramente definido, pudiendo a más aumentos identificarse la partícula de TiN responsable del desencadenamiento de la fractura frágil. A diferencia de lo que ocurría a -105°C , la propagación frágil tiene lugar en todas las direcciones (Fig. 2).

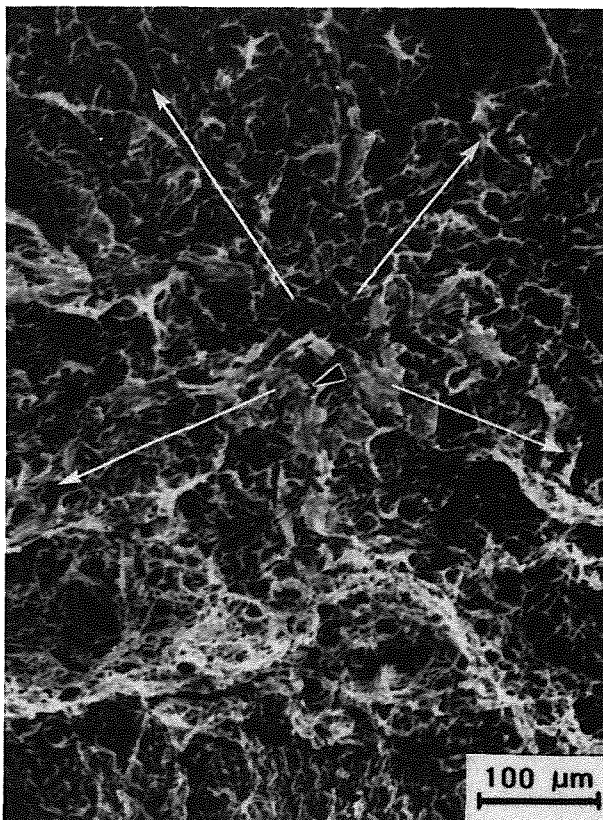


Fig. 2. Fractura frágil a 20°C iniciada en un único punto después de una cierta propagación dúctil (acero Ti alto). La propagación frágil tiene lugar a partir del punto inicial en todas las direcciones.

4. DISCUSIÓN

El estudio realizado con los tres aceros a 77K mostró que el inicio de fractura frágil era múltiple y que no se correspondía con el criterio del "weakest link". Por otra parte, mediante el análisis fractográfico se evidenció que en la mayoría de los casos los inicios no se podían correlacionar con un parámetro microestructural

determinado. Este comportamiento se analizó considerando la relación existente entre la distribución de tensiones en la punta de la grieta y el tamaño de grano de cada material. Teniendo en cuenta que para que la fractura frágil se active es necesario que la tensión actuante supere el valor de la tensión crítica de exfoliación σ_F , a 77K en los tres aceros considerados eso sólo se satisface en una zona muy estrecha ($\sim 20 \mu\text{m}$ para los aceros al Ti-V y al Ti bajo y $\sim 30 \mu\text{m}$ para el acero al Ti alto) situada en las proximidades de la punta de la grieta. En definitiva, la condición de tensión $\sigma \geq \sigma_F$ sólo se cumple en un volumen de material muy restringido. Como consecuencia de esa situación, se comprobó que en la propagación de microgrietas, al disminuir la tensión actuante, éstas podían ser detenidas por juntas de grano, comportamiento que no sucedía en el caso de probetas con entalla roma ensayadas a la misma temperatura [2].

A -105°C el comportamiento difiere del observado a 77K. La diferencia fundamental reside en el hecho de que la fractura frágil ha tenido lugar siempre a partir de un único inicio (de acuerdo con el criterio del weakest link). Además, dicho inicio se encuentra relacionado con la rotura de una partícula de TiN. Para finalizar, si bien a 20°C el inicio también es único y a partir de una partícula de TiN, macroscópicamente la dirección de la propagación de la grieta difiere apreciablemente.

A modo de resumen, en la Fig. 3 se muestra un esquema de la propagación frágil de la grieta a las tres temperaturas ensayadas: la característica fundamental a -196°C (77K) es la formación de múltiples inicios que se propagan fundamentalmente de forma paralela al frente de fatiga; a -105°C el inicio es único, siendo la propagación predominantemente paralela al frente de la grieta; a 20°C , en cambio a partir del estallido principal único, la propagación de la grieta tiene lugar en todas las direcciones. Este comportamiento se reproduce de forma similar en los tres aceros y no puede atribuirse a cambios microestructurales acaecidos en el material: la microestructura y, fundamentalmente, el elemento nucleante (las partículas de TiN) de la fractura frágil ha permanecido constante a las tres temperaturas de ensayo.

Por lo tanto, la distinta respuesta del material debe analizarse a través de la variación del límite elástico y del coeficiente de endurecimiento por deformación con la temperatura (ver Tabla 2). Como consecuencia de dicho cambio, la distribución de tensiones en las proximidades de la punta de la grieta varía de forma notable y su interacción con los parámetros microestructurales controlantes del proceso frágil es totalmente diferente de una temperatura a otra.

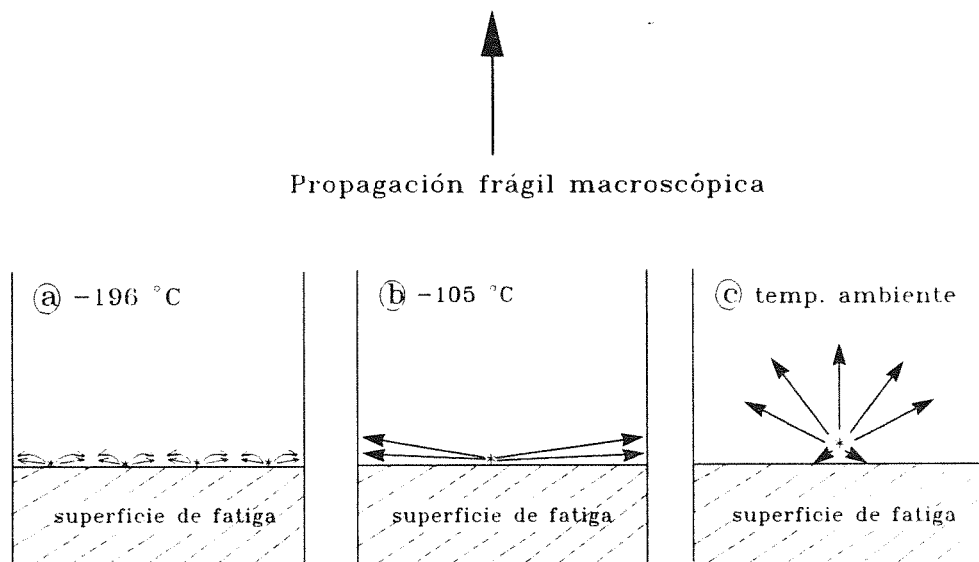


Fig. 3. Esquema representando los tres tipos de propagación frágil en función de la temperatura en probetas preagrietadas por fatiga.

En la Fig. 4 se ha representado la distribución de la tensión tractiva, en el instante correspondiente a la fractura frágil, en función de la distancia a la punta de la grieta (sin tener en cuenta la zona afectada por el enromamiento y considerando la expresión analítica propuesta por Schwalbe [4]) para las temperaturas de -196 y de -105°C y para los aceros al Ti-V y al Ti alto. En la misma gráfica se ha representado también el valor de la tensión crítica de fractura σ_F correspondiente a cada acero y que ha sido determinada experimentalmente a 77K [5].

Para la temperatura de -105°C se han considerado los mismos valores de σ_F , siguiendo el criterio habitual de que dicha tensión se mantiene constante con la temperatura [6]. En ambos aceros (y otro tanto sucede con el acero al Ti bajo) a la temperatura de 77K la zona sometida a una tensión superior a la crítica de fractura frágil es muy pequeña y, tal como se expuso anteriormente, la rápida caída de la tensión motiva la formación de inicios múltiples y el crecimiento paralelo al frente de la grieta. A la temperatura de -105°C el aumento de la tenacidad (ver Tabla 3) y la disminución del límite elástico (Tabla 2) conduce a que la zona de material sometida a una tensión superior a la crítica de exfoliación sea aproximadamente el doble de la existente a 77K . Por otra parte, dicha distancia aumenta de forma apreciable si en vez de considerar la tensión de exfoliación macroscópica se toma el valor determinado experimentalmente de la tensión de fractura local $\sigma_{F^*} \approx 0.9\sigma_F$.

Comparando este hecho con el estudio fractográfico se deduce que a -105°C la zona sometida a una tensión superior a la crítica de fractura ha adquirido la

dimensión suficiente para que una vez nucleada la microgrieta en una partícula de TiN, ésta pueda progresar a través de diferentes juntas de grano. Sin embargo, debido a que la zona afectada es estrecha, la propagación de la grieta tiene lugar de forma preferente en una dirección prácticamente paralela a la del frente de fatiga, por la caída brusca que experimenta la tensión en la dirección perpendicular. En cambio, a temperatura ambiente, la zona en la que se supera la tensión crítica de fractura es notablemente más amplia y, en consecuencia, el crecimiento tiene lugar indistintamente en todas las direcciones, tal como se representó en el esquema de la Fig. 3.

Por otra parte, en cortes de secciones longitudinales de las probetas ensayadas se aprecia que a -105°C existe una gran cantidad de microgrietas paradas en juntas de grano en las proximidades de las superficies de fractura. Ello pone de manifiesto que una vez nucleada la microgrieta, debido a la rápida caída de la tensión macroscópica, si no existe en sus proximidades una serie de planos de exfoliación adecuadamente orientados, puede quedar detenida y se enromarse.

En definitiva, en los tres aceros microaleados estudiados, a diferencia de lo que sucede a -196°C , tanto a -105°C como a 20°C , la fractura frágil se rige a través del criterio del weakest link, iniciándose la misma mediante la rotura de una partícula de TiN. Sin embargo, debido a la distribución de tensiones en la punta de la grieta, desde el punto de vista macroscópico, la propagación de la grieta es diferente.

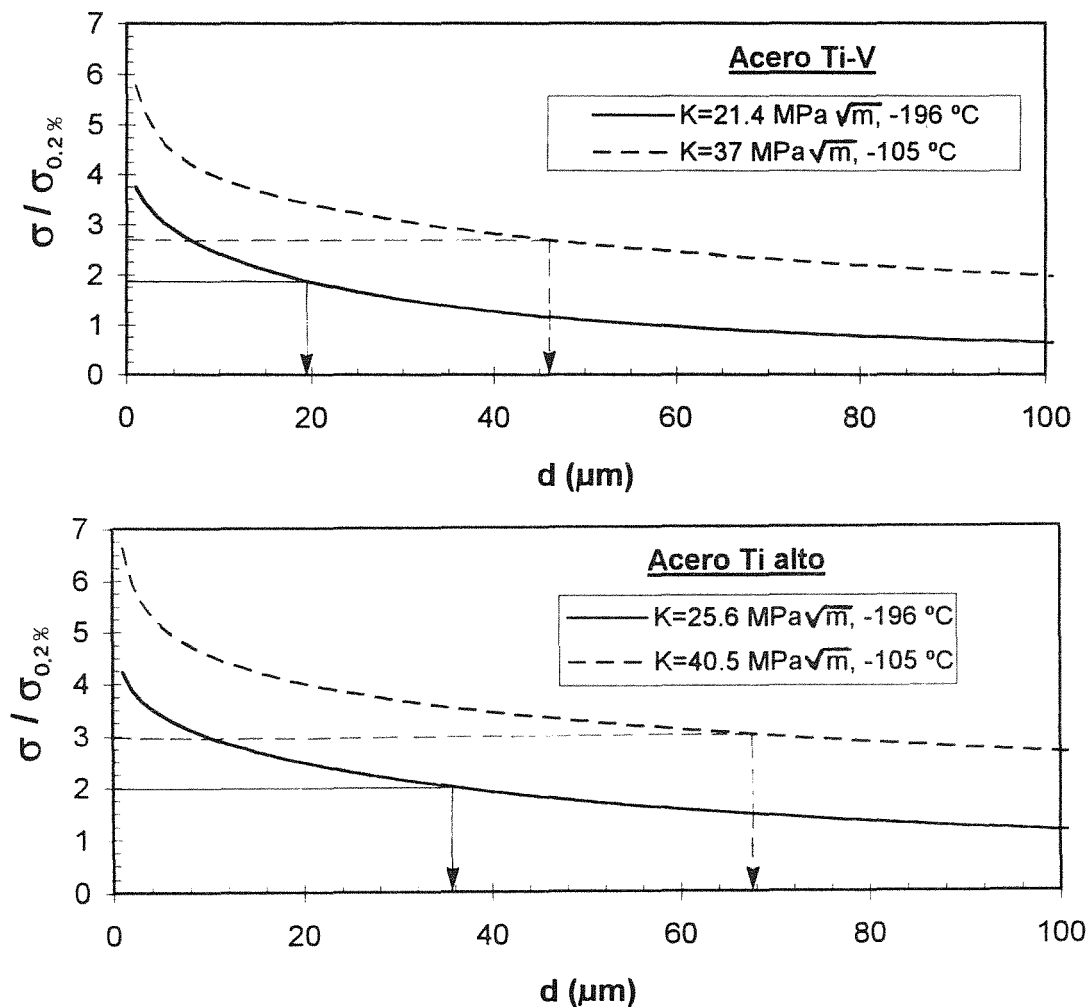


Fig. 4. Distribuciones de tensiones en las proximidades de la punta de la grieta a -196 y a -105°C en el acero al Ti-V y en el acero al Ti alto. En cada curva se ha representado la relación $\sigma_F / \sigma_{0.2\%}$ correspondiente a dicha temperatura.

5. CONCLUSIONES

- Se ha comprobado que para unos parámetros microestructurales constantes, la distribución de tensiones en la punta de la grieta determina la forma en la que tiene lugar la propagación de la fractura frágil.
- A 77K , la combinación parámetros microestructurales - distribución de tensiones da lugar a la activación de la fractura frágil a partir de múltiples inicios interconectados.
- A -105°C y a 20°C el inicio es único y se ha nucleado a partir de la rotura de una partícula de TiN. Sin embargo, como consecuencia de la distribución de tensiones, el avance de la fractura hacia el interior de la probeta se encuentra más dificultado a -105°C

6. AGRADECIMIENTOS

Los autores agradecen a GSB Acero el haber suministrado el material utilizado en el trabajo.

7. REFERENCIAS

[1] Linaza, M.A., Rodriguez, J.M. y Urcola, J.J., Int. Journ. of Fracture, **70**, R3-R10 (1995).

[2] Linaza, M.A. Rodriguez, J.M. y Urcola, J.J., Anales de Mecánica de la Fractura, **12**, 151-156 (1995).

[3] Linaza, M.A., Romero, J.L., Rodriguez, J.M. y Urcola, J.J., Script. Met. and Mat., **29**, 451-456 (1993).

[4] Schwalbe, K.H., Trans. of the ASM, 186-188 (1977).

[5] Linaza, M.A., Romero, J.L., Rodriguez, J.M. y Urcola, J.J., Script. Met. and Mat., **32**, 395-400 (1995).

[6] Bowen, P. Druce, S.G. y Knott, J.F., Acta Metall., **34**, 1121-1131 (1986).

DETERMINACION ANALITICA Y EXPERIMENTAL DE LA CURVA J_R UTILIZANDO PROBETAS NORMALIZADAS Y RECONSTRUIDAS

J.A. Alvarez, I. Gorrochategui, F. Gutiérrez-Solana, L. Van Wulpen

Departamento de Ciencia e Ingeniería del Terreno y de los Materiales
E.T.S. Ingenieros de Caminos, Canales y Puertos. Universidad de Cantabria

Resumen. El objeto de este trabajo es simplificar el análisis de la viabilidad del empleo de distintos métodos analíticos para la caracterización frente a fractura de dos aceros al carbono diferentes, constituyentes habituales de vasijas a presión. Así, los resultados obtenidos a través de los métodos analíticos se comparan a los obtenidos a través de procesos experimentales normalizados.

Este trabajo se enmarca en un proyecto de mayor alcance cuyo objetivo final es el desarrollo de un procedimiento que permita la caracterización de las propiedades en fractura de aceros constituyentes de vasijas a presión a partir de material escaso mediante la construcción de probetas compuestas. Dada la gran cantidad de ensayos que requiere este programa, el desarrollo de métodos que simplifiquen su ejecución supone ventajas importantes.

Finalmente, los resultados aquí presentados permiten avanzar las primeras conclusiones sobre la validez de las probetas compuestas para determinar las propiedades en fractura de los materiales estudiados.

Abstract. The objective of the work presented in this paper is to analyze the possibility of using different analytical methods in order to simplify the experimental fracture toughness testing of two carbon steels typical constituents of pressure vessels. Thus, the results obtained making use of the analytical procedures are compared to the experimental ones obtained through standard procedures.

This work is part of a higher scope project whose final objective is the development of a procedure for determining the fracture properties of pressure vessel steels when little material is available through compound specimens reconstitution. This project require a high number of testing, therefore the simplification of the testing process involves significant advantages.

Finally, the results here presented allow to anticipate preliminary conclusions in regard to the validity of compound specimens testing for determining the fracture properties of the studied materials.

1. INTRODUCCION

Uno de los componentes de mayor responsabilidad de las centrales nucleares es la vasija de presión donde se alojan los elementos combustibles durante la operación de la planta. A causa de la temperatura de trabajo y, especialmente, del bombardeo de neutrones, el acero constitutivo de la vasija sufre un proceso de fragilización. Para estimar la pérdida en la tenacidad del material a causa de este proceso, las centrales nucleares han de ubicar en el interior del reactor probetas Charpy hechas a partir del mismo material que la vasija.

El desarrollo de la Mecánica de la Fractura, posterior a la construcción de las primeras unidades nucleares, permite el estudio de la fractura de componentes a través de propiedades más significativas que las correlaciones empíricas obtenidas de los ensayos Charpy. Puesto que en el interior de los reactores únicamente se ubicaron, en bastantes casos, probetas Charpy, existen distintos programas de investigación cuyo objetivo es la obtención de las propiedades representativas de la fractura de materiales a partir de las probetas disponibles.

El presente trabajo se enmarca en uno de los proyectos recientemente mencionados cuyo objetivo es la validación de un procedimiento de reconstrucción de probetas CT a partir de probetas Charpy ya ensayadas para la obtención de la curva J_R de los aceros más comúnmente constituyentes de las vasijas a presión. En dicho proyecto se pretende la validación del procedimiento para distintos materiales, distintas orientaciones del material y distintas geometrías de implante. Esto supone un gran número de ensayos de determinación de la curva J_R (ensayos J) cada uno de los cuales requiere una importante cantidad de trabajo.

De cara a simplificar la tarea experimental, el primer paso que se ha dado ha sido el estudio de la posibilidad del empleo de métodos analíticos simples que permitan la obtención de la curva J_R a partir de ensayos de laboratorio más sencillos que los habitualmente realizados. En este artículo se presentan los resultados obtenidos de la comparación del método experimental normalizado (método de las descargas elásticas) con dos distintos métodos analíticos: método EPRI [1] y método directo [2]

La difícil evaluación del estado tensional real de la probeta entre tensión plana y deformación plana, junto con la falta de ajuste del comportamiento del material a una ley de Ramberg-Osgood, hacen que el empleo del método EPRI no sea apropiado de cara a simplificar la obtención de la curva J_R de forma fiable.

4.3. Método directo

Las Figuras 6 y 7 muestran los resultados obtenidos a través del método experimental y del método directo para 4 ensayos realizados sobre probetas convencionales. Puede apreciarse cómo ambos métodos conducen a resultados similares, e incluso que a través del método directo los resultados son más repetitivos. Así, el método directo se considera apropiado de cara a obtener curvas J_R fiables.

La bondad del método directo con independencia de las variables utilizadas permite su aplicación al análisis de determinadas variables que pueden afectar al método experimental o a la caracterización del material.

5. APLICACION

5.1. Influencia de la orientación

La Figura 6 muestra los resultados obtenidos con probetas idénticas pero de distinta orientación. En ambos casos el material es ML pero las probetas son TL y TS. Puede apreciarse cómo la orientación TS presenta valores menores de tenacidad. Comparando los ensayos sobre probetas implantadas 2L2L1 y 6L6L3 se llega a idéntica conclusión.

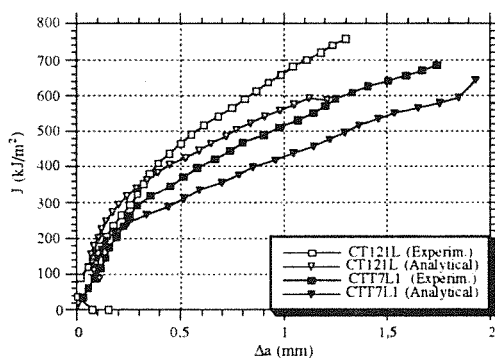


Figura 6: Influencia de la orientación

5.2. Influencia del material

La Figura 7 representa ensayos equivalentes sobre los aceros laminado y forjado, ML y MF respectivamente, ambos sobre probetas de orientación TL. De la observación de la gráfica se concluye que ambos aceros presentan una tenacidad similar, al menos en la orientación estudiada. Una conclusión similar se obtiene comparando los ensayos 2L2L1 y 2F2L1.

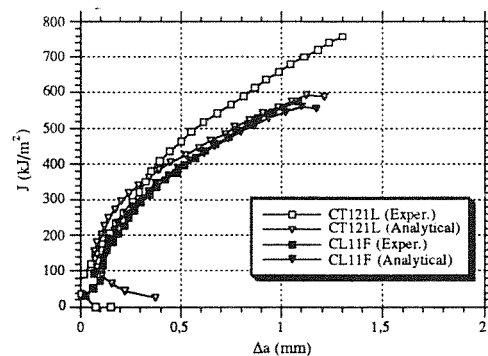


Figura 7: Influencia del material

5.3. Influencia del implante

La Figura 8 contiene los resultados de los ensayos sobre el mismo material, bien en forma de implante, bien con probetas convencionales. Puede apreciarse el acuerdo obtenido en ambos casos, concluyendo así que el proceso de implante no modifica las propiedades de fractura del material. Como en casos anteriores, la comparación de los ensayos CT111L y CT121L con el 2L2L1 y del CT7L1 con el 6L6L1 conducen a la misma conclusión.

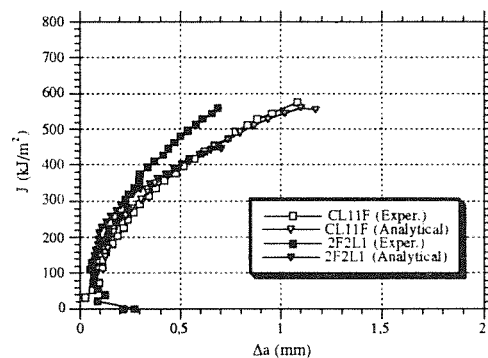


Figura 8: Influencia del implante

6. CONCLUSIONES

El objetivo principal definido al inicio de este trabajo era la evaluación de métodos analíticos que permitieran simplificar la ejecución de ensayos J. Se han estudiado dos métodos, el método EPRI y el método directo, cada uno de los cuales ha conducido a distintas conclusiones.

El método EPRI no conduce a estimaciones satisfactorias de la curva J_R . Las razones de la falta de acuerdo son, por un lado, el desajuste del comportamiento del material a una ley de Ramberg-Osgood y, por otro lado, la situación intermedia en el régimen tensional de la probeta entre los estados de tensión y deformación plana.

El método directo no sólo conduce a resultados similares a los obtenidos mediante el procedimiento experimental

$$J_{pl} = \eta_i \cdot b_i \cdot g\left(\frac{b_i}{W}\right) \cdot A_{N,i} \quad (15)$$

siendo

$$\eta_i = 2 + 0.522 \cdot \left(1 - \frac{a_i}{W}\right) \quad (16)$$

y calculandose $A_{N,i}$ como muestra la Figura 3.

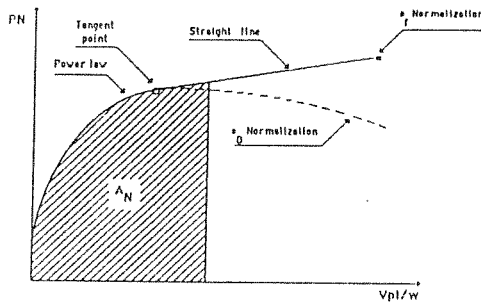


Figura 3: Definición de $A_{N,i}$ [2].

3. MATERIALES Y PROBETAS

3.1. Materiales

Los dos materiales disponibles para el desarrollo de este proyecto son dos aceros al carbono constituyentes típicos de vasijas de reactores nucleares. El primero de ellos es un acero laminado, denominado ML de especificación ASME SA 533 Gr. B Cl. 1 que se utilizará tanto de implante como de material soporte. El segundo es un acero forjado, denominado MF, de especificación ASME SA 508 Cl.3 que se utilizará únicamente como implante.

3.2. Probetas

El modelo de probeta utilizado ha sido de tipo compacto normalizado según ESIS-P1-92 [3]. Las probetas tenían la boca de la grieta escalonada para permitir la medición del desplazamiento del punto de carga mediante un extensómetro. Asimismo las probetas disponían de ranuras laterales para favorecer el crecimiento uniforme de la fisura y la condición de deformación plana. La geometría de la probeta se define a partir del valor de su anchura $W = 20$ mm.

Se han ensayado tanto probetas convencionales como probetas compuestas. La Figura 4 define la geometría del implante para estas últimas [6]. Igualmente se ha estudiado la influencia de la orientación en las propiedades del material tanto en probetas convencionales como implantadas. Las letras L, T y S se refieren a la dirección longitudinal, transversal y transversal corta respecto a la dirección principal de trabajo del material. La orientación de las probetas CT se define mediante 2 letras, la primera define la dirección de la línea de carga y la segunda la de crecimiento de las grietas.

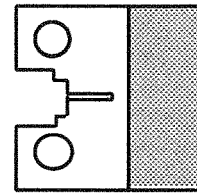


Figura 4: Geometría probetas implantadas

La Tabla 1 define las características y denominación de los ensayos llevados a cabo.

Tabla 1: Ensayos realizados

	Probeta convencional	Probeta con implante
Acero ML Orientación TL	CT 111 L CT 121 L	2L 2L 1
Acero ML Orientación TS	CT 7 L1	6L 6L 3
Acero MF Orientación TL	CL 11 F CL 21 F	2F 2L 1

4. RESULTADOS Y ANALISIS

4.1. Curvas J_R experimentales

Las curvas J_R obtenidas según el método de las descargas elásticas definido en la Norma ESIS P1-92 se encuentran recogidas en la referencia [7]. Algunas de ellas están representadas en los gráficos comparativos contenidos en apartados posteriores de este artículo.

4.2. Método EPRI

La Figura 5 muestra la curva J_R obtenida de forma experimental en el ensayo CT111L junto con las predicciones del método EPRI para los casos de tensión plana y deformación plana. Puede apreciarse la falta de ajuste en ambos casos lo cual lleva a la conclusión que la probeta se comporta en un régimen intermedio entre los dos extremos considerados.

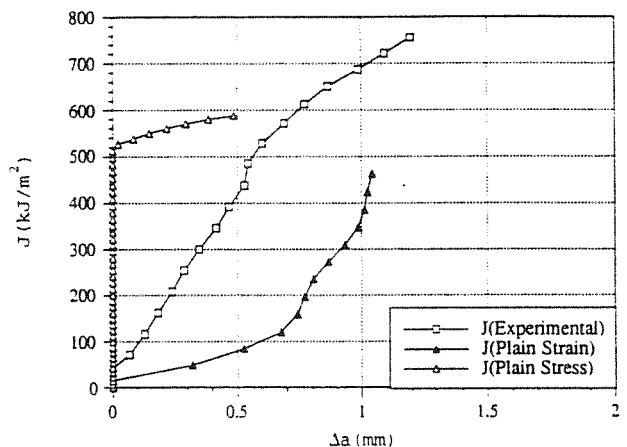


Figura 5: Curvas J_R experimental y EPRI

$$G\left(\frac{a}{W}\right) = \frac{b^2 \cdot B \cdot g\left(\frac{b}{W}\right)}{W} \quad (4)$$

donde

$$b = W - a \quad (5)$$

$$g\left(\frac{b}{W}\right) = \exp\left(\frac{0.522 b}{W}\right) \quad (6)$$

Así, la carga se puede normalizar mediante esta función:

$$P_N = \frac{P}{G(a/W)} = H\left(\frac{COD_{pl}}{W}\right) \quad (7)$$

La carga normalizada P_N depende exclusivamente de COD_{pl}/W , que es una medida de las propiedades de deformación del material; por tanto, la forma funcional de $H(COD_{pl}/W)$ ha de reflejar la relación tensión-deformación del material. Según el rango de deformaciones, los materiales más comunes ajustan su comportamiento bien a funciones de tipo potencial o bien a funciones lineales. En este trabajo se ha ajustado un modo distinto a cada rango de deformación, una ley potencial en las etapas iniciales y posteriormente una ley lineal, según las expresiones:

$$\left(\frac{COD_{pl}}{W}\right) = A P_N^n \quad (8)$$

$$P_N = D_1 + D_2 \left(\frac{COD_{pl}}{W}\right) \quad (9)$$

La estimación de los parámetros A , n , D_1 y D_2 requeriría el conocimiento de cuatro ecuaciones, es decir, cuatro puntos de la curva P-COD en los que se conozca la longitud de fisura. Sin embargo este parámetro únicamente se conoce al principio y al final del ensayo. Dada la importancia de este ajuste para la estimación de la curva J_R , se ha de definir de una forma objetiva y precisa el procedimiento para calcular la función $H(COD_{pl}/W)$, es decir, los parámetros de ajuste y el rango de aplicación de las funciones potencial y lineal, respectivamente.

Habitualmente, la propagación de las grietas no se inicia hasta alcanzar un determinado valor de COD_{pl}/W . Así, en las etapas iniciales del ensayo, se puede suponer que la longitud de fisura mantiene su valor inicial a_0 .

Por lo tanto, la parte lineal de la ecuación se puede calcular trazando la recta tangente entre el punto de calibración final y la curva calculada a partir de a_0 de los pares $(P_N, COD_{pl}/W)$ según muestra la Figura 2. Con los puntos anteriores al de tangencia se ajusta la parte potencial de la ecuación.

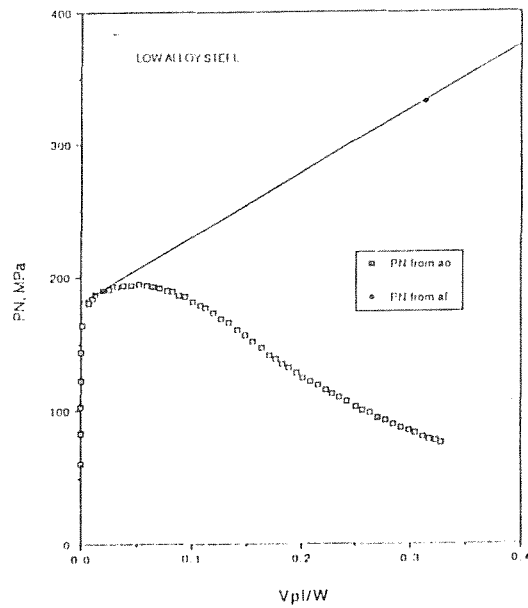


Figura 2: Cálculo de $H(COD_{pl}/W)$ [2].

En conclusión, el procedimiento a seguir para obtener la curva J_R a través del método directo es el siguiente:

- Realizar el ensayo J registrando la curva P-COD.
- Medir la longitud de fisura inicial y final, a_0 y a_f .
- Calcular la carga normalizada P_N en función de a_0 .
- Determinar COD_{pl} deduciendo COD_{el} del desplazamiento total:

$$COD_{pl} = COD - P \cdot C\left(\frac{a}{W}\right) \quad (10)$$

- Determinar (P_N, COD_{pl}) para el instante final del ensayo, usando a_f .
- En un diagrama como el de la Figura 2 determinar los valores de D_1 y D_2 según se ha descrito anteriormente.
- Calcular los pares de valores $(J, \Delta a)$ a partir del punto de tangencia resolviendo la siguiente ecuación:

$$COD = P \cdot C\left(\frac{a_i}{W}\right) + \left(\frac{P_{N,i} - D_1}{D_2}\right) W \quad (11)$$

donde $P_{N,i}$ se deduce de (7) y (4), quedando:

$$P_{N,i} = \frac{P_i W}{b_i^2 \cdot B \cdot g\left(\frac{b_i}{W}\right)} \quad (12)$$

Los valores de la integral J se calculan según:

$$J = J_{el} + J_{pl} \quad (13)$$

$$J_{el} = \frac{K_I^2}{E'} \quad (14)$$

2. METODOS DE DETERMINACION DE LA CURVA J_R

La curva J_R representa una medida de la tenacidad a fractura de materiales que se rompen en régimen elastoplástico y, por lo tanto, es la propiedad que se trata de determinar en este trabajo, bien de forma experimental, bien de forma analítica a partir de ensayos más sencillos.

2.1. Procedimiento Experimental

El procedimiento normalizado para la determinación de la curva J_R, ESIS P1-92 [3], requiere la rotura de múltiples probetas. De cada uno de los ensayos se obtiene un punto de la curva J_R, ya que al finalizar el ensayo se pueden medir la propagación de fisura y la integral J aplicada, abscisa y ordenada respectivamente de la curva J_R. Este procedimiento, aunque simple, requiere la disponibilidad de gran cantidad de material. En casos en los que el material de ensayo disponible es escaso, como pasa para las vasijas de reactores nucleares, la norma anteriormente mencionada ESIS P1-92, define dos procedimientos para obtener la curva J_R completa, bien a partir de la caída de potencial eléctrico o bien a partir de la flexibilidad de descargas elásticas que se han de realizar a lo largo de proceso de carga. Cualquiera de los dos procedimientos complica el dispositivo experimental y el post-procesamiento de los datos para elaborar la curva J_R.

Dada la escasez de material de ensayo, en este caso se ha aplicado el método de las descargas elásticas definido en la norma ESIS P1-92 para la obtención de una curva J_R a partir del ensayo de una única probeta. El tipo de probeta utilizado ha sido compacta (CT) con ranuras laterales, de geometría acorde a la norma.

2. 2. Procedimientos analíticos

2.2.1. Método EPRI

El procedimiento de la referencia [1] define la formulación que describe el comportamiento en fractura de componentes en régimen elastoplástico. Dicha formulación se basa en funciones tabuladas dependientes de la geometría, de la longitud de fisura y del comportamiento del material en tracción uniaxial, suponiendo que sigue una ley de Ramberg-Osgood:

$$\frac{\epsilon}{\epsilon_0} = \frac{\sigma}{\sigma_0} + \alpha \left(\frac{\sigma}{\sigma_0} \right)^n \tag{1}$$

donde σ₀ es el límite elástico, ε₀ es la deformación correspondiente y α y n son los parámetros del ajuste.

El procedimiento para obtener la curva J_R se basa en la ejecución de un ensayo J del cual únicamente es necesario el registro de la carga aplicada P, y el desplazamiento del punto de carga, Δ. La formulación

contenida en [1] permite el cálculo de las curvas P-Δ para distintos valores de longitud de fisura, suponiendo ésta constante. La intersección entre la curva experimental y las calculadas para cada longitud de fisura define la curva J_R buscada. Este procedimiento se ilustra gráficamente en la Figura 1.

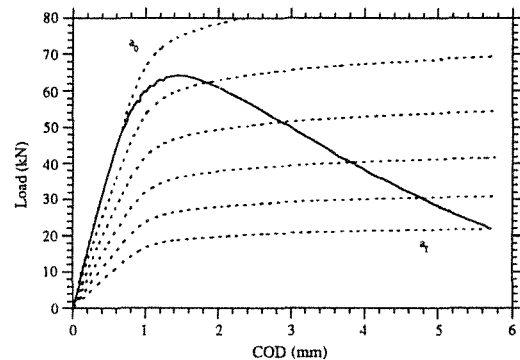


Figura 1: Cálculo de la curva J_R según el método EPRI

2.2.2. Método directo

Este método fue propuesto en la referencia [2] como una alternativa al registro de la longitud de fisura a lo largo del ensayo J. Se basa en la normalización de la carga publicada en las referencias [4, 5] para probetas de flexión con fisuras profundas. El método desarrolla curvas de calibración que relacionan la carga, el desplazamiento y la longitud de fisura. Conocidos dos de estos parámetros, el tercero se puede determinar a través de las curvas de calibración.

El principio de normalización [4, 5] establece que la carga se puede calcular como el producto de dos funciones, cada una de ellas dependiente de la longitud de fisura a y del desplazamiento del punto de carga, Δ (en probetas CT el desplazamiento del punto de carga se puede medir como la apertura de la grieta, COD):

$$P = G\left(\frac{a}{W}\right) \cdot H\left(\frac{COD_{pl}}{W}\right) \tag{2}$$

donde a y COD_{pl} han sido normalizados por la anchura de la probeta, W. El desplazamiento COD ha sido separado en sus componentes plástica y elástica:

$$COD = COD_{el} + COD_{pl} = P \cdot C\left(\frac{a}{W}\right) + COD_{pl} \tag{3}$$

donde C(a/W) es la flexibilidad de la probeta en régimen elástico.

Para probetas CT con grietas profundas, la función G(a/W) es conocida [5]:

normalizado, sino que los resultados que proporciona son incluso más repetitivos. En conclusión, este método resulta apropiado para satisfacer el objetivo inicialmente previsto.

Un objetivo complementario que se ha cubierto en este trabajo ha sido la validación de un procedimiento de implante para la reconstrucción de probetas CT a partir de restos de probetas Charpy ya ensayadas. A continuación se resumen las conclusiones preliminares obtenidas a este respecto:

- De los dos materiales estudiados, el material laminado ML presenta un comportamiento anisótropo, es decir, su tenacidad varía en función de la orientación del plano de fractura.
- Los dos materiales ensayados, laminado y forjado, presentan una resistencia a la fractura similar para orientaciones coincidentes, al menos en la orientación común ensayada TL.
- El proceso de implante, con la geometría y el procedimiento utilizados, no afecta los resultados de caracterización en fractura de los materiales ensayados.

7. REFERENCIAS

- [1] Kumar, V.; German, M.D. and Shih, C.F., "An Engineering Approach for Elastic-Plastic Fracture Analysis", Electric Power Research Institute NP 1983, Topical Report, July 1981.
- [2] Herrera, R. and Landes, J.D., "Direct J-R Curve Analysis: A Guide to the Methodology", Fracture Mechanics: Twenty-First Symposium, ASTM STP 1074, J.P. Gudas; J.A. Joyce and E.M. Hackett, Eds., American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1990, pp. 24-43.
- [3] European Structural Integrity Society, "Recommendation for Determining the Fracture Resistance of Ductile Materials", ESIS P1-92, January 1992.
- [4] Ernst, H.A.; Paris, P.C.; Rossow, M. and Hutchinson, J.W., "Analysis of Load Displacement Relationship to Determine J-R Curve and Tearing Instability Material Properties", Fracture Mechanics, ASTM STP 677, C.W. Smith, Ed., American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1979, pp. 581-599.
- [5] Ernst, H.A.; Paris, P.C. and Landes, J.D., "Estimations on J-Integral and Tearing Modulus T from a Single Specimen Test Record", Fracture Mechanics: Thirteenth Conference, ASTM STP 743, Richard Roberts, Ed., American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1981, pp. 476-502.
- [6] De Backer, F.; Fernandez, C.; Gutierrez-Solana, F. y Alvarez, J.A.; "Toughness characterisation by testing reconstituted specimens", *Materials Ageing and Components Live Extension*, Milan, Octubre 1995, pp. 137-146.
- [7] Van Wulpen, L., "The Elastic-Plastic Cracking Behaviour of Standard and Compound Specimens Through Analytical and Experimental Prediction of the J-R Resistance Curve", Proyecto Fin de Carrera, 1994-95.

EFFECTO DE LA VELOCIDAD DE SOLICITACION SOBRE EL COMPORTAMIENTO EN CBT A TRAVES DE LOS MICROMECHANISMOS DE ROTURA LOCALES

J.A. Alvarez, F. Gutiérrez-Solana, J. J. González

Departamento de Ciencia e Ingeniería del Terreno y de los Materiales
E.T.S. Ingenieros de Caminos, Canales y Puertos. Universidad de Cantabria

Resumen. En este trabajo se estudian los efectos que la velocidad de sollicitación produce sobre los parámetros que caracterizan el comportamiento en corrosión bajo tensión (CBT) y sobre los micromecanismos de fisuración correspondientes de tres diferentes microestructuras de un acero de baja aleación inmerso en agua de mar. Los diferentes resultados se analizan mediante la extensión de un modelo local de fisuración en CBT bajo condiciones estáticas, ensayos de apertura constante sobre probeta DCB, a las condiciones dinámicas propias de los ensayos realizados a velocidad de sollicitación constante sobre probetas tipo CT.

Abstract. This work study the effects of displacement loading rate on the characteristic parameters of the stress corrosion cracking (SCC) and the corresponding cracking micromechanisms of three different microstructures of a HSLA steel in sea water. The results are analysed from the extension of a local approach model of SCC under static loading conditions, DCB constant displacement tests, to the dynamic conditions of the constant displacement loading rate of the tests performed on CT samples.

1. INTRODUCCION

La resistencia a la CBT de aceros de baja aleación y alto límite elástico se ha mostrado muy sensible a sus cambios microestructurales [1-3]. La importante variación de comportamiento observado para cualquier acero de esta familia en medios como el agua de mar, desde valores umbrales de propagación menores a 10 MPam^{1/2} a superiores a 200 MPam^{1/2}, se asocia a cambios en los micromecanismos de rotura, desde intergranulares (IG) a transgranulares (TG) de todo tipo, clivajes y desgarros propios de procesos asistidos por presencia de hidrógeno.

Un modelo general desarrollado [4] trata de explicar tanto el modo de rotura, sea IG o TG, como los parámetros de comportamiento mecánico en CBT de aceros de baja aleación y alto límite elástico en ambiente marino. El desarrollo de este modelo se lleva a cabo asumiendo que la CBT de aceros de baja aleación en ambientes agresivos acuosos es un fenómeno en el que la presencia de hidrógeno en el frente de fisuración juega un papel fundamental [5-14].

En dicho supuesto, el modelo establece que la propagación de fisuras en CBT tiene lugar como una sucesión de roturas locales aisladas, nucleadas y desarrolladas dentro de la zona plástica de fondo de fisura. Dichas roturas locales se nuclean cuando la deformación plástica aplicada alcanza los valores críticos determinados por la fragilización producida en dicha zona plástica por la presencia del hidrógeno absorbido por el material, al ser la solubilidad del hidrógeno superior en esta zona a la del resto de la red metálica. Por lo tanto,

el modelo establece que la propagación de las fisuras está controlada por la cinética del hidrógeno durante su entrada y su difusión a través de la red cristalina.

Las condiciones críticas de rotura que permiten la nucleación de una rotura local en una zona donde el hidrógeno esté presente, se alcanzan si la deformación total e^p en un cierto punto situado a una distancia L^* del frente de fisura, y dentro de la zona plástica producida por la carga exterior, toma el valor crítico e_{FH} , que define la máxima capacidad de deformación del material en dicho punto en las condiciones de fragilidad producidas por el hidrógeno presente en la zona plástica. Tales condiciones dependen del perfil de concentración del hidrógeno a partir del fondo de fisura el cual a su vez es función de la sollicitación, de la microestructura del material y del ambiente agresivo exterior. La Figura 1 muestra las curvas que expresan ambos valores de deformación a comparar, en función de la distancia medida a partir del frente de fisura y adimensionalizada por medio del CTOD, δ .

Alcanzada dicha condición, la rotura local comienza, se desarrolla en un tiempo corto produciendo un área de rotura en torno al punto de nucleación y se detiene. En ese momento las condiciones críticas tendrán lugar en otra zona del frente de fisura alejada de la rotura local anterior, produciéndose otras roturas locales de modo sucesivo, en cascada, de forma que macroscópicamente dicho frente de fisura avanza a una velocidad uniforme.

El criterio de fisuración por CBT así descrito es equivalente a los criterios clásicos macroscópicos basados en el K_I o el CTOD aplicados al fenómeno de

CBT. Ello permite su aplicación a la situación de propagación (estado II) y a la situación umbral de parada o arranque (estado I).

Así, los defectos de la red cristalina se constituyen en trampas en las cuales la concentración de hidrógeno es muy alta y por lo tanto en su entorno el valor de deformación crítica presenta un nivel especialmente bajo, como muestra la Figura 1. Este modelo plantea que la nucleación de las roturas locales, que originan la propagación de fisuras, se lleva a cabo a partir de defectos concretos de la red cristalina, como frontera de laminas martensíticas o bainíticas, precipitados próximos al borde de grano o en ocasiones inclusiones no metálicas.

Una vez nucleada la rotura local en un componente microestructural susceptible a ello, a una distancia L^* del frente de fisura dentro de la zona plástica, se cumple la relación

$$1 < L^*/\delta < E s_y/15 \quad (1)$$

por encontrarse dentro de la zona plástica.

El tipo de fractura producido durante la propagación, IG o TG, está directamente asociado al proceso de nucleación descrito, de modo que, si la nucleación se produce en el borde de grano la fractura será intergranular, en tanto que si se produce en el interior del grano metálico, la fractura será transgranular. Ello viene establecido a través de condiciones de relación tamaño de grano (d) - posición de nucleación (L^*) - tamaño de zona plástica (r_y) que finalmente conducen a expresiones limitativas de los valores umbrales de propagación para roturas IG y TG en función de parámetros microestructurales y mecánicos del material:

$$\text{Condición IG: } \delta_{Isc} < d/2.3 \quad (2)$$

$$\text{Condición TG: } \delta_{Isc} > 15 d s_y / 2.3 E \quad (3)$$

Este modelo se ha utilizado con éxito para predecir mecanismos de rotura y acotar la resistencia a la fisuración inducida por hidrógeno de aceros microaleados utilizados en la construcción de plataformas marinas (15). La alta tenacidad y resistencia a todo tipo de fisuración de estos aceros ha motivado la aplicación de los métodos de análisis de Mecánica de Fractura Elastoplástica (MFEP) para apoyar la caracterización de su comportamiento en CBT. La metodología desarrollada (16), basada en el concepto de la integral J y en la formulación desarrollada por EPRI (17), aplicada a un proceso experimental exhaustivo sobre tres aceros diferentes ha puesto en evidencia que los mecanismos de rotura y los parámetros que caracterizan el comportamiento son dependientes de la velocidad de sollicitación, y no necesariamente coincidentes con los valores obtenidos en ensayos convencionales de CBT sobre probetas de desplazamiento constante, DCB o similares. La Figura 2 recoge un ejemplo del tipo de caracterización que se obtiene en ensayos realizados sobre probetas CT ensayadas en ambientes agresivos en

máquina de tracción lenta a baja velocidad de desplazamiento (10^{-7} - 10^{-11} m/s).

Parece necesario contrastar esta nueva metodología desarrollada, aplicándola en la caracterización de fenómenos de CBT de aceros en ambientes, cuyo comportamiento esté suficientemente contrastado por técnicas convencionales, e incluso modelizado. La CBT de aceros de baja aleación en agua de mar ofrece un marco adecuado para este análisis, que se convierte en el objetivo fundamental de este trabajo.

2. MATERIALES

Para el desarrollo de este objetivo se ha seleccionado un acero de baja aleación y alto límite elástico tipo 4140. En la Tabla 1 se puede ver su composición química.

El material dividido en cupones se ha sometido a tres series de tratamientos térmicos diferentes por su enfriamiento, tras ser todos austenitizados a 830°C durante 30 minutos. Los cupones de la serie A fueron normalizados al aire, los de las series B y C templados en aceite con agitación, y los últimos revenidos a 550°C durante 1 hora.

Tras el tratamiento, los cupones de la serie A presentaron una estructura bainítica con una dureza en torno a 330 HV y un límite elástico superior a 670 MPa. Los de la serie B martensítica, con una dureza en torno a 670 HV y un límite elástico superior a los 1200 MPa. La microestructura resultante en los cupones de la serie C fue martensita revenida con dureza de 382 HV y un límite elástico de 1085 MPa. El tamaño de grano medio en todos los casos fue en torno a 14 μ m. En la Tabla 2 se pueden ver las diferentes características obtenidas en los tres tipos de material.

Los tratamientos fueron seleccionados en atención a su comportamiento en CBT en agua de mar, que caracterizado por probetas DCB resultó ser el que aparece en la Tabla 3. Los tratamientos de normalizado, Serie A, se hicieron en espera de obtener mecanismos de propagación en base a clivajes; los templados de la Serie B para obtener roturas intergranulares, y los revenidos de la C se hicieron a la temperatura para la que se obtiene un tránsito de comportamiento frágil a dúctil, con rotura mixta IG-TG.

3. DESARROLLO EXPERIMENTAL

Se emplearon probetas compactas (CT) de espesor 25 mm con ranuras laterales de 2.5 mm. Después de una prefisuración por fatiga fueron puestas en carga e introducidas en el ambiente agresivo simultáneamente. De cada serie de tratamientos se ensayaron dos probetas a diferentes velocidades de sollicitación, 4.1×10^{-8} m/s y 8.2×10^{-10} m/s. Los ensayos se realizaron a velocidad de desplazamiento constante en una máquina de tracción lenta, sumergiendo las probetas en un único ambiente agresivo consistente en una solución 3.5% de NaCl en

agua destilada, simulando las condiciones ambientales marinas.

La evolución de la longitud de fisura y de la velocidad de propagación de la misma durante el ensayo fueron determinadas a partir de la metodología analítica desarrollada, anteriormente mencionada, que permite obtener estos valores a partir de los de carga y desplazamiento en línea de carga (COD) en cada instante del ensayo [15,16].

El comportamiento en CBT del material fue evaluado con ayuda de la Mecánica de Fractura, por medio de las curvas características de velocidad de avance de la fisura frente al factor de intensidad de tensiones aplicado, determinado a partir de la componente elástica de la integral J (da/dt versus K_I).

Posteriormente a los ensayos se llevó a cabo un análisis fractográfico por microscopía electrónica de barrido (SEM) de las zonas de rotura para determinar la tipología (IG o TG) y observar accidentes microestructurales que pudieran ser relacionados con los mecanismos de rotura.

Como complemento y punto de referencia en cuanto a mecanismos y parámetros de fisuración, además de la caracterización en ambiente se llevó a cabo la determinación de la curva R de la integral J al aire del material para cada una de las series de tratamientos, de acuerdo con la normativa europea [18]. Asimismo se realizó un análisis fractográfico de las superficies de rotura.

4. RESULTADOS Y ANALISIS

El comportamiento tipo de los aceros ensayados con velocidad de desplazamiento constante, puede observarse en la Figura 2. Primero, existe un umbral de iniciación, K_{Ith} , a partir del cual se produce el periodo de propagación subcrítica, caracterizado por una velocidad de crecimiento $(da/dt)_{sc}$. Este período se extiende hasta que K_I alcanza un valor crítico, K_c , donde se produce un incremento brusco de la velocidad de propagación. Este valor de K_c inicia una segunda etapa en la propagación asociada con la inestabilidad de la probeta y su descarga. En esta etapa la velocidad de propagación tiene un valor característico, $(da/dt)_c$. La Tabla 4 recoge los valores obtenidos en estos ensayos.

Para las dos velocidades ensayadas el acero bainítico de la serie A presenta una rotura con presencia masiva de clivajes, condicionada por efectos dinámicos, que provocan la inestabilidad en la propagación (Figura 3). Comparando los valores obtenidos para esta serie en los ensayos estáticos (muestra A0 de la Tabla 3), con los obtenidos en los ensayos dinámicos (muestras A3 y A2 de la Tabla 4), se observa una clara influencia de la velocidad de sollicitación en valor umbral K_{Isc} . La muestra ensayada a velocidad más lenta (8.2×10^{-10} m/s) presenta una menor resistencia a la fisuración con un

comportamiento próximo a la CBT convencional, ya que tiene un valor umbral de propagación de $50 \text{ MPam}^{1/2}$, idéntico a la muestra A0. La aplicación del modelo a esta serie presenta diferentes previsiones en estos ensayos dinámicos para los que cumple sólo las condiciones de rotura TG a las de los estáticos para los que satisfacía ambas, las de rotura IG y TG, si bien la primera de forma casi extrema. Estas diferencias se explican por las diferencias de tamaños de grano, 14 y $30 \mu\text{m}$ respectivamente, factor limitativo en posibilitar las roturas de tipo intergranular.

Las probetas de la serie B presentaron un crecimiento estable intergranular (IG). Las muestras ensayadas a velocidades más lentas presentan un comportamiento próximo a la CBT convencional. Las Figuras 4 y 5 muestran las curvas de caracterización del comportamiento en CBT de esta serie. En ellas se puede apreciar la influencia de la velocidad de sollicitación tanto en el valor umbral de inicio de crecimiento, K_{Ith} , como en la velocidad de propagación. Aun cuando las probetas muestran una rotura de tipo intergranular (Figura 6) se han observado algunas pequeñas zonas de transgranularidad en la ensayada a la velocidad de sollicitación rápida (Figura 7). Esto concuerda con las previsiones del modelo que predice la posibilidad de ambos tipos de rotura para el caso de la muestra B2 e intergranular pura para la muestra B1 (Tabla 4).

Las muestras correspondientes a la serie C presentan una superficie de rotura transgranular con presencia de desgarramientos inducidos por hidrógeno. Igual que en las series anteriores aparece una notable influencia de la velocidad de sollicitación en los valores umbrales de propagación, K_{Ith} , pasando de $110 \text{ MPam}^{1/2}$, para la muestra ensayada a mayor velocidad, a $50 \text{ MPam}^{1/2}$ para la muestra ensayada a menor velocidad de sollicitación. Asimismo, la velocidad de fisuración $(da/dt)_{sc}$ en el ensayo realizado a velocidad más rápida crece con K_I alcanzando un valor máximo por encima de 10^{-7} m/s, superior al obtenido en ensayos clásicos, lo que demuestra la influencia de la sollicitación de forma creciente por encima de un umbral de velocidad. La muestra ensayada a velocidad más lenta presenta un comportamiento similar a los ensayos clásicos de CBT con una velocidad de propagación de 2×10^{-8} m/s. En las Figuras 8 y 9 pueden observarse las curvas de comportamiento de esta serie para ambas velocidades de ensayo. Los materiales pertenecientes a la serie C presentan una rotura de tipo transgranular por desgarramiento en las primeras fases de la propagación de la muestra ensayada a mayor velocidad, C1, y en toda la propagación de la muestra ensayada a menor velocidad, C2 (Figura 10). En la muestra C1 aparece rotura por formación de microhuecos para las velocidades de propagación más altas asociadas a la inestabilidad y característica, por tanto, de un proceso de rotura crítica donde la presencia del hidrógeno se manifiesta en la poca deformación de los huecos (Figura 11). La aplicación de los parámetros propios de CBT de estos ensayos en el

modelo aportan unas previsiones para esta serie de rotura transgranular en todos los casos (Tabla 4).

La aplicación del modelo a los tratamientos estudiados, que aparece en la Tabla 4, justifica la variación de los valores umbrales de inicio de la propagación. La propagación por escalones dentro de la zona plástica en un proceso de CBT está condicionada por la superación de unas condiciones críticas dadas por la combinación de efectos tensionales, a través del valor de K_I , y de efectos ambientales, a través de la concentración de hidrógeno. La variación de uno de estos condicionantes justifica la necesidad de la variación del otro para compensar el efecto y alcanzar las mismas condiciones críticas. En los ensayos dinámicos la variación de la velocidad de sollicitación produce una disminución de la concentración de hidrógeno debido al menor tiempo existente para la difusión, y esto es compensado con un factor de intensidad de tensiones más alto como umbral de fisuración.

5. CONCLUSIONES

Se ha contrastado la metodología desarrollada para la caracterización de aceros con procesos de propagación de fisuras por CBT en régimen elasto-plástico, aplicándolo a un acero en diferentes estados microestructurales cuyo comportamiento en CBT es ampliamente conocido.

Los ensayos realizados demuestran una influencia clara de la velocidad de sollicitación en el comportamiento en CBT a través de los parámetros clásicos, da/dt en estado II y $K_{I_{SCC}}$. De ello se deduce que resulta necesaria la realización de ensayos a una velocidad de sollicitación por debajo de una crítica, para obtener situaciones comparables a los ensayos convencionales de CBT.

El modelo global de comportamiento en CBT, desarrollado para estos aceros, analizado ha demostrado su adecuación a las diferentes condiciones dinámicas de ensayo para las diferentes microestructuras ensayadas. Su aplicación justifica los cambios de tipo de rotura observados y la diferencia en parámetros de comportamiento.

6. AGRADECIMIENTOS

Este trabajo se engloba dentro de un proyecto de investigación de la Unión Europea (CECA 7210-KB/934) y del proyecto CICYT MAT 93-0970-CE.

7. REFERENCIAS

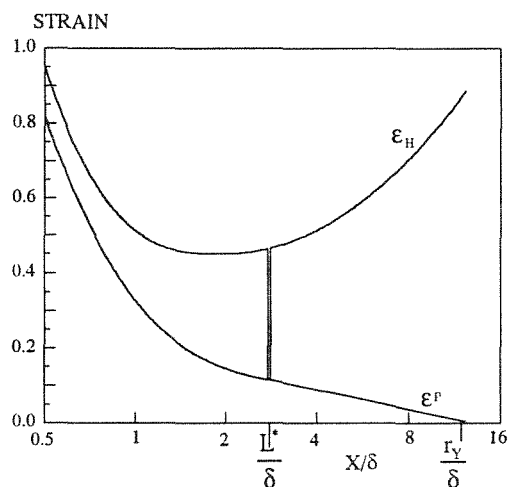
- [1] González, J.; "Influencia de la microestructura en el comportamiento de aceros de alta resistencia frente a fenómenos de corrosión bajo tensión". Tesis Doctoral. Santander, Julio 1985.
- [2] "Modelización de la Corrosión Bajo Tensión en aceros de baja aleación". ECSC Contract nº 7210-SA-901. Final Report, Mach 1991.
- [3] González, J.; Gutiérrez-Solana, F.; Varona, J.M^a.; "Microstructure, strength level and crack propagation type effects on SCC behaviour of 4135 steel", Met. Trans., Pte. Pub., 1996.
- [4] Gutierrez Solana, F.; Valiente, A.; Gonzalez, J.; Varona, J.M.; "A strain based fracture model for stress corrosion cracking of low alloy steels", Met. Trans., Pte. Pub., 1996.
- [5] Thompson, A.J. and Bernstein, I.M.; *Advances in Corrosion Science and Technology*, Fontana and Stachle, eds. vol. 7, Plenum, NY, 1980, p. 53.
- [6] Kennedy, J.W. and Whittaker, J.A.; *Corrosion Science*, 1968, vol. 8, p. 359.
- [7] Beachem, C.D.; *Met. Trans.*, 1972, vol. 3, p. 437.
- [8] Louthan, M.R.; Donovan, J.A. and Rawl, D.E.; *Corrosion*, 1973, vol. 29, p. 108.
- [9] Gerberich, W.W.; *Hydrogen in metals*, Bernstein and Thompson, eds., ASM, Metals Park, Ohio, 1974, p. 115.
- [10] Speidel, M.O.; *Hydrogen in metals*, Bernstein and Thompson, eds., ASM, Metals Park, Ohio, 1974, p. 575.
- [11] Thompson, A.W. and Bernstein, I.M.; *Rev. Coating Corrosion*, 1975, vol. 2, p. 3.
- [12] Williams, D.P. and Nelson, H.W.; *Met. Trans.*, 1972, vol. 3, p. 2107.
- [13] Speidel, M.O.; "Theory of Stress Corrosion Cracking in Alloys", J.C. Scully, eds., NATO, Bruselas, 1971, p. 289.
- [14] Marsh, P.G. and Gerberich, W.W.; *ISCC, Materials performance and evaluation*, Jones, R.H. de., ASM, Materials Park, 1992, p. 63.
- [15] "Stress Corrosion Cracking on Weldable Microalloyed Steels", ECSC Contract nº 92.F2 11a 7210 KB, 1993-1996.
- [16] Alvarez, J.A.; Méndez, G.; Gutierrez-Solana, F.; Lacey, J. y Gorrochategui, I.; "Determinación de la velocidad de fisuración en relación con la integral J"; *Anales de Mecánica de la Fractura*, X Encuentro del Grupo Español de Fractura; San Sebastián 1994.
- [17] Electric Power Research Institut; "An engineering approach for elastic-plastic fracture analysis". July 1981.
- [18] European Structural Integrity Society, "Recommendation for Determining the Fracture Resistance of Ductile Materials", ESIS PI-92, January 1992.

Tabla 1. Composición química del acero estudiado.

C	Cr	Ni	Mn	Si	Al
0.39	0.94	0.23	0.71	0.25	0.014
Mo	Sn	V	Cu	Ti	As
0.16	0.014	<0.01	0.14	0.013	0.019

Tabla 2. Características mecánicas de las diferentes series del acero ensayado.

TIPO DE MATERIAL	A 4140 Serie A	A4140 Serie B	A4140 Serie C
Dureza HV	330	670	380
Límite elástico (Mpa)	690	1210	1085
Tensión de rotura (MPa)	1150	2100	1150
$e_{\text{máx}}$ (%)	10	2.5	8

**Fig.1 .** Perfil de deformación aplicada y crítica en condiciones de propagación.**Tabla 3.** Parámetros característicos de la resistencia a CBT del acero 4140 y su aplicación al modelo.

Muestra	K_{th} (MPa m ^{1/2})	δ_{Isc} (μm)	(da/dt) _{II} (m/s)	d/2.3 (μm)	r_Y (μm)	$\frac{15d\sigma_Y}{2.3E}$ (μm)	Cond. IG	Cond. TG	Tipo de rotura
A0	50	12	2.6 10 ⁻⁷	17.4	126	0.82	SI	SI	TG
B0	8	0.16	3 10 ⁻⁶	17.4	0.6	1.5	SI	NO	IG
C0	40	4.4	2.2 10 ⁻⁷	17.4	68	1.4	SI	SI	IG+TG

Tabla 4 . Parámetros característicos de la resistencia a CBT del acero 4140 y su aplicación al modelo sobre las probetas ensayadas a diferentes velocidades de sollicitación (CT).

Muestra	Veloc. ensayo (m/s)	K_{th} (MPa m ^{1/2})	δ_{Isc} (μm)	(da/dt) _{II} (m/s)	d/2.3 (μm)	r_Y (μm)	$\frac{15d\sigma_Y}{2.3E}$ (μm)	Condición cumplida	Tipo de rotura
A3	8.2 10 ⁻¹⁰	50	11	-	6.1	210	0.32	TG	Inestable
A2	4.1 10 ⁻⁸	71	22	-	6.1	435	0.32	TG	Inestable
B1	8.2 10 ⁻¹⁰	8	0.16	2 10 ⁻⁷	6.1	1.7	0.55	IG	IG
B2	4.1 10 ⁻⁸	18	0.81	4 10 ⁻⁶	6.1	9	0.55	IG/TG	IG
C2	8.2 10 ⁻¹⁰	50	6.9	2 10 ⁻⁸	6.1	85	0.49	TG	TG
C1	4.1 10 ⁻⁸	110	33	1 10 ⁻⁷	6.1	410	0.49	TG	TG

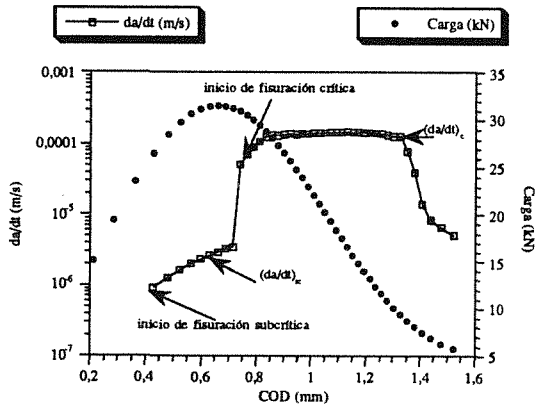


Fig. 2a y 2b Esquema del comportamiento en CBT de aceros en ensayos a velocidad constante.

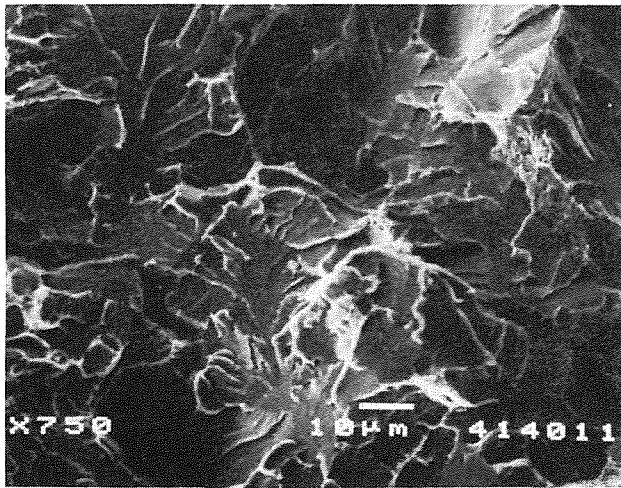


Fig. 3 Superficie de rotura típica de las probetas de la serie A.

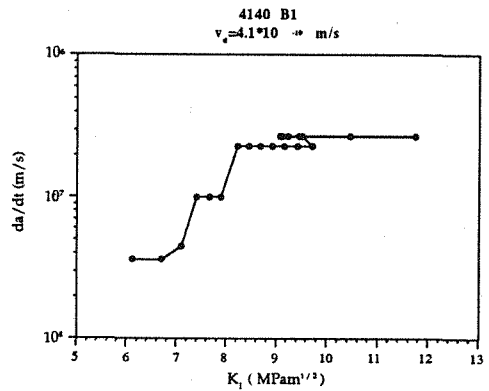


Fig. 4 Curva característica de CBT para la probeta B1.

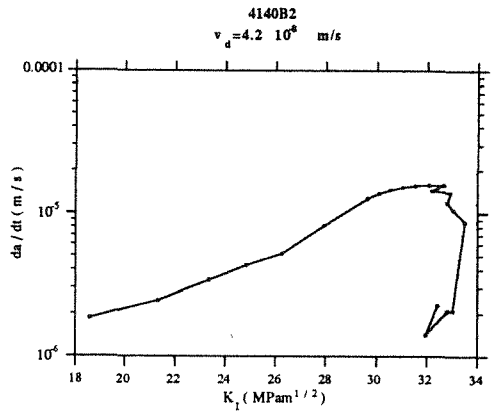
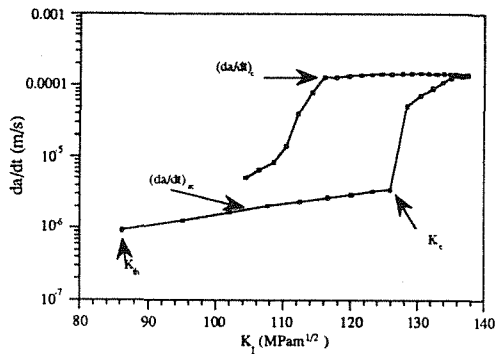


Fig. 5 Curva característica de comportamiento en CBT para la probeta B2.

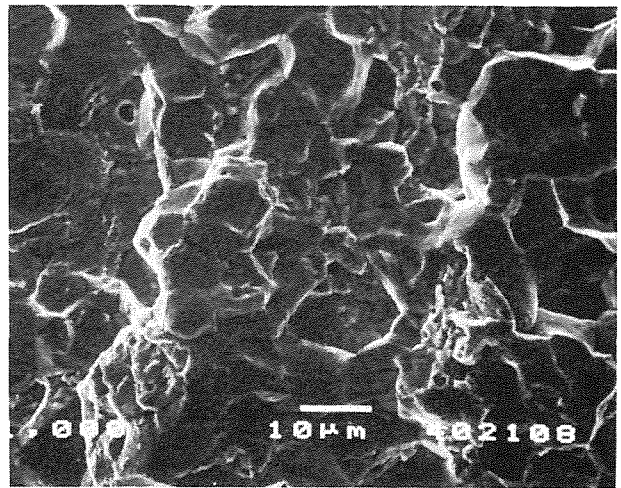


Fig. 6 Superficie de rotura en la probeta B1.

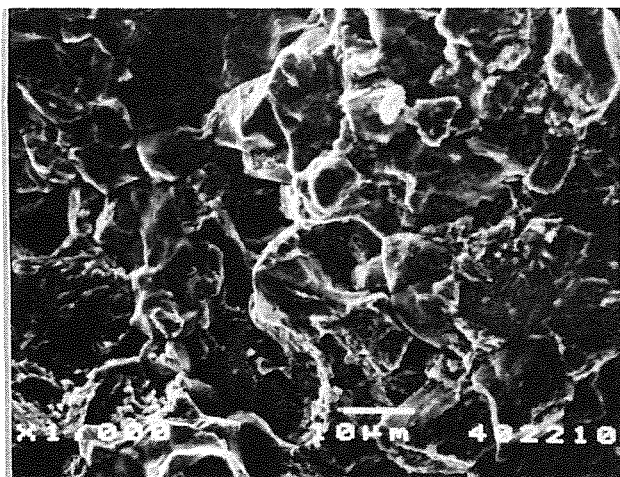


Fig. 7 Superficie de rotura en la probeta B2.

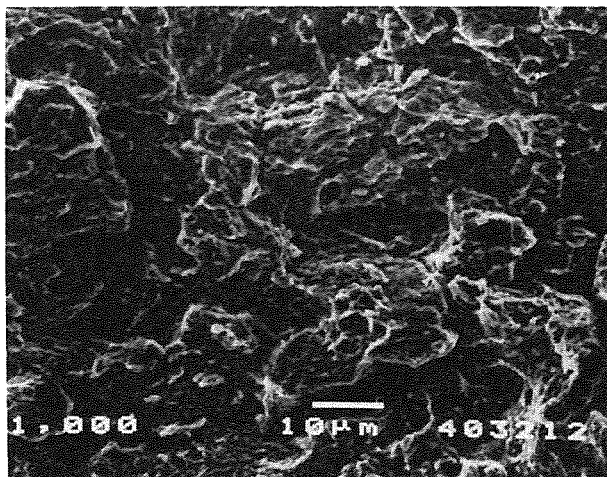


Fig. 10 Superficie de rotura en la probeta C2.

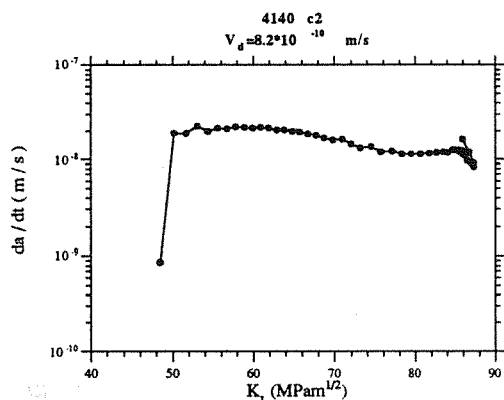


Fig. 8 Curva característica de comportamiento en CBT para la probeta C2.

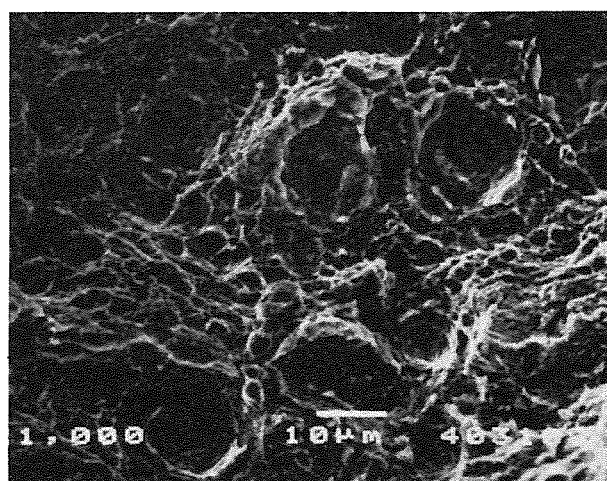


Fig. 11 Superficie de rotura en la probeta C1.

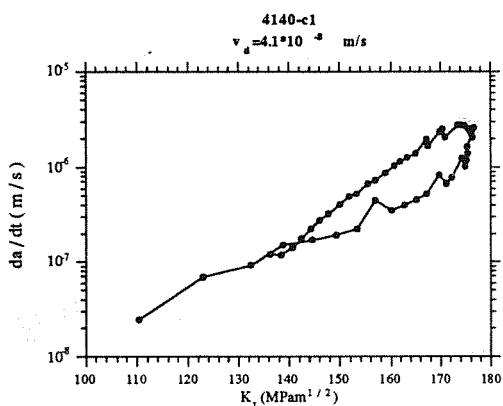


Fig. 9 Curva característica de comportamiento en CBT para la probeta C1.

INFLUÊNCIA DA RESISTÊNCIA MECÂNICA DO METAL DEPOSITADO NA TENACIDADE DA ZONA AFECTADA PELO CALOR DE SOLDADURAS NUM AÇO TEMPERADO E REVENIDO

Carlos A. S. Soares e Altino J. R. Loureiro
Dep. Eng^a Mecânica - UNIVERSIDADE DE COIMBRA
Pólo II - Pinhal de Marrocos - 3030 COIMBRA

RESUMO

O objectivo do presente trabalho foi o estudo da tenacidade da zona afectada pelo calor (ZAC) de soldaduras realizadas num aço estrutural microligado C-Mn temperado e revenido e avaliar a influência das propriedades mecânicas do metal depositado sobre a referida tenacidade.

Para o efeito foram utilizadas chapas de aço RQT 501 (British Steel Corporation), com 25 mm de espessura soldadas pelo processo de arco submerso com uma energia específica de 2,5 kJ/mm e com três pares fluxo/arame de soldadura diferentes. Com estes três pares pretendeu-se obter metais depositados com resistência mecânica respectivamente inferior, semelhante e superior à do material de base.

Das placas soldadas foram retirados provetes para ensaios de flexão em três pontos COD, com a orientação T-L. Nestes provetes foi introduzida uma fenda de fadiga na ZAC, junto à linha de fusão. Os ensaios foram realizados a temperaturas compreendidas entre -85 °C e +20 °C.

Os resultados dos ensaios mostram que, para igual temperatura e energia específica adicionada, a tenacidade da ZAC é mais elevada para as soldaduras realizadas com materiais depositados mais resistentes e tenazes.

ABSTRACT

The aim of this work was to study the HAZ toughness of welded Q&T C-Mn steel structures and to assess the influence of the mechanical behaviour of weld metal over its toughness.

Bead-on-plates welds were deposited on 25 mm in thickness plates of a Q&T steel RQT 501 by SAW with 2,5 kJ/mm heat input. To get an overview of weld metal mismatch behaviour three flux/wire combinations were tested.

Three-point-bending COD specimens were obtained from coupon plates. These specimens were notched in HAZ, near of the fusion line. The test temperatures were chosen between -85 °C and +20 °C.

Test results show that, at the same temperatures and with the same heat input, HAZ toughness is greater for overmatching weld metals.

1. INTRODUÇÃO

Até à década de 40, o projecto de construções soldadas, bem como o controlo de qualidade dos materiais e dos processos e procedimentos de soldadura utilizados, assentava, fundamentalmente, nas respectivas tensão de rotura e ductilidade. Os metais de adição caracterizavam-se sempre por produzir depósitos com resistência mecânica superior à do material de base (MB) [1].

A ocorrência de vários acidentes resultantes de fracturas frágeis, alguns dos quais com consequências catastróficas, levou a que os critérios até então utilizados na realização e controlo das soldaduras fossem revistos. As investigações efectuadas permitiram concluir que, nas construções soldadas, a tenacidade das soldaduras, principalmente na zona afectada pelo calor (ZAC) era inferior à do MB. Concluiu-se ainda que, para temperaturas negativas,

esta tenacidade poderia tomar valores perigosamente baixos [1,2].

A partir dessa época, a selecção dos aços e dos materiais de adição das soldaduras, bem como o estudo do comportamento mecânico em serviço das estruturas soldadas, passaram a contar com a realização de ensaios de tenacidade. Entre estes têm-se destacado os ensaios Charpy e COD (Crack Opening Displacement) [1, 2].

A partir da década de 60, as construções nas quais a diminuição do peso se tornou importante e em que as temperaturas de serviço podem ser muito baixas, como são exemplo as estruturas offshore, passaram a ser construídas maioritariamente em aços estruturais de média e alta resistência, entre os quais se destacam os aços microligados C-Mn [1, 3, 4].

Estes aços não permitiram, só por si, resolver o problema das baixas tenacidades da ZAC anteriormente referidas. Além disso, da sua utilização resulta que nem sempre é viável a utilização de materiais de adição que criem depósitos mais resistentes que o MB, como sempre foi regra com a utilização dos aços tradicionais [1]. Por outro lado, de acordo com investigações mais recentes [5, 6], um grau de resistência mecânica do metal depositado muito superior à do MB pode originar uma redução acentuada da tenacidade da ZAC.

O interesse deste estudo resulta, portanto, da baixa tenacidade que, frequentemente, tem caracterizado as soldaduras, não apenas dos antigos, mas também dos modernos aços estruturais, principalmente na ZAC, e de os respectivos valores poderem tornar-se muito baixos para temperaturas de serviço negativas.

A ocorrência de defeitos nas juntas soldadas, não apenas na ZF mas também na ZAC, constitui um outro problema que sempre se verificou na construção soldada [1].

Mesmo com boas condições de construção, e embora os ensaios não destrutivos permitam, , detectar, em larga medida, a existência de defeitos, a sua formação é difícil de evitar em absoluto e a sua remoção torna-se dispendiosa. Por esses motivos, os critérios de aceitabilidade, tendo em conta as características e a sua influência na segurança das construções, baseiam-se, em larga medida, no desenvolvimento que tem tido a Mecânica da Fractura [1, 7].

No presente trabalho pretende-se avaliar em que medida a resistência do material depositado pode influenciar a tenacidade da ZAC da soldadura de um aço C-Mn microligado temperado e revenido. Para o

efeito foram utilizados três pares fluxo/arame de soldadura a que correspondem depósitos de metal cujas resistências se pretenderam, respectivamente, inferior, semelhante e superior à do MB.

2. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

2.1. Material de base e de adição

Foram utilizados três pares de chapas de aço C-Mn microligado temperado e revenido, RQT 501 (British Steel Corporation). As peças de cada um dos pares foram ligadas entre si, topo-a-topo, por soldaduras multipasse, pelo processo de arco submerso, com uma energia térmica específica de 2,5 kJ/mm.

A composição química e as dimensões das chapas utilizadas, bem como a respectiva preparação de junta, são indicadas no quadro 1 e na figura 1.

A realização das soldaduras por arco submerso foi antecedida pela execução de passes de raiz pelo processo eléctrodo revestido, com a utilização de eléctrodos AWS/SFA A5.1: E7018.

Pretendeu-se, deste modo, obter um suporte para o fluxo do arco submerso e, ao mesmo tempo, garantir uma boa penetração dos respectivos passes.

Cada soldadura foi executada em cinco ou seis camadas por arco submerso, com um dos três pares fluxo/arame de soldadura seguintes:

- AWS A5.17-80: F7 A4-EL12 ;
- AWS A5.23-80:F9 A10-(EA2) ;
- AWS A5.23-80: F8 A10-ENi2 .

Os parâmetros de soldadura utilizados em todos os casos foram os seguintes: 550 A; 30 V; 24 m/h.

Quadro 1 - Composição química e dimensões das placas do material de base

Elemento	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	V	Al
%	0,103	0,243	1,065	0,013	0,012	0,019	0,155	<0,008	<0,051	0,033

Dimensões das chapas utilizadas

1000×150×25 [mm]

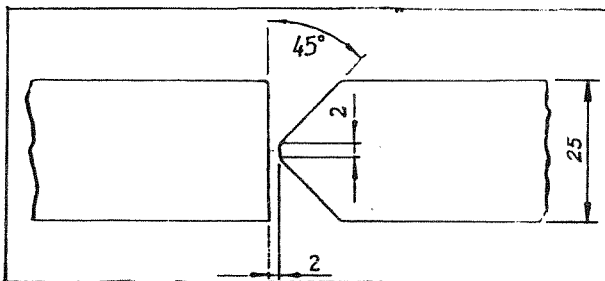
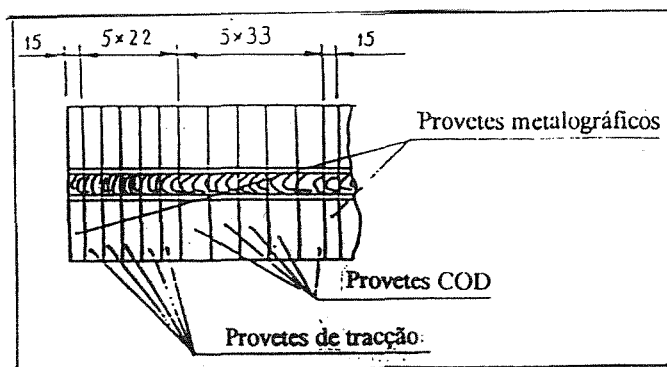


Fig. 1 Preparação da junta

2.2. Extração dos provetes

Foram retirados, de cada uma das placas obtidas, provetes metalográficos, de tracção e COD, segundo o esquema da figura 2.

Relativamente aos provetes metalográficos e de tracção, o trabalho realizado sobre eles, bem como os respectivos resultados, foram já anteriormente apresentados [8]. Os provetes metalográficos foram também utilizados para determinação da composição química da ZF por espectrometria de massa.



Os provetes COD foram extraídos, preparados e ensaiados de acordo com a norma BS 5762 [9], com a orientação T-L, tendo ficado, tal como se indica na figura 3, com as dimensões 23×23×250 [mm]. Procurou-se localizar o entalhe, bem como a respectiva fenda de fadiga, na ZAC, do lado do bordo da junta que não fora previamente chanfrado, junto à linha de fusão.

Fig. 2 - Esquema de corte das placas para extracção dos provetes

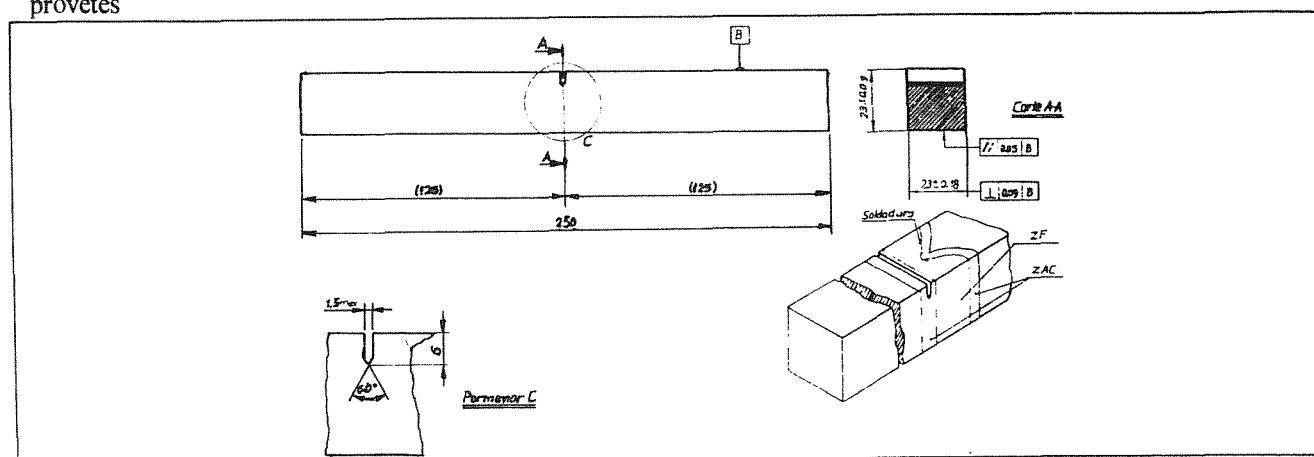


Fig. 3 - Provete COD

2.3. Composição química e resistência mecânica das soldaduras

No quadro 2 está indicada a composição química da ZF de cada uma das soldaduras.

O quadro 3 indica a tensão limite de elasticidade e a tensão normal na força máxima de acordo com a norma NP EN 10 002-1 [10].

Quadro 2 - Composição química da ZF das soldaduras

ZF da soldadura obtida com o par fluxo/arame de soldadura AWS A5.17-80:F7 A4- EL12 (referência RQT-51)													
Ele ^o	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Cu	V	Al	Mg	Zn
%	0,070	0,387	1,457	0,060	0,028	0,021	0,053	0,029	0,045	0,019	0,013	0,009	0,044
ZF da soldadura obtida com o par fluxo/arame de soldadura AWS A5.23-80:F9 A10- (EA2) (referência RQT-52)													
Ele ^o	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Cu	V	Al	Mg	Zn
%	0,080	0,266	0,968	0,055	0,016	0,032	0,450	0,036	<0,03	0,023	0,014	0,009	0,009
ZF da soldadura obtida com o par fluxo/arame de soldadura AWS A5.23-80:F8 A10- ENi2 (referência RQT-52)													
Ele ^o	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Cu	V	Al	Mg	Zn
%	0,045	0,303	1,277	0,050	0,018	0,384	0,433	1,084	0,067	0,025	0,015	0,013	0,004

Quadro 3 - Valores da tensão limite de elasticidade e da tensão normal na força máxima das soldaduras e do material de base

Referência	Zona	$R_{e,0.2}$ [MPa]	R_m [MPa]
RQT-51	ZF	510	566
	ZAC	448	560
RQT-52	ZF	540	645
	ZAC	477	593
RQT-53	ZF	634	798
	ZAC	441	569
RQT501	MB	449	564

Símbolos de acordo com a norma NP EN 10 002-1 (1990)

R_e - Tensão limite de elasticidade

R_m - Tensão na força máxima

2.4. Realização dos ensaios

Os ensaios COD foram efectuados de acordo com o estabelecido pela norma BS 5762 para a flexão em três pontos.

Antecedendo a realização dos ensaios, foi produzida, em cada provete e na continuação do respectivo entalhe, uma fenda de fadiga tendo, para o efeito, sido utilizada uma máquina de fadiga por flexão plana equipada com uma célula de carga e uma ponte dinâmica VISHAY, modelo 2100. O avanço da fenda foi controlado com auxílio de uma luneta óptica, montada sobre um suporte regulável, e de um comparador com precisão de 0,01 mm.

Os ensaios foram realizados por meio de uma máquina INSTRON, modelo 4206, computadorizada e dispo de software e de acessórios específicos, a temperaturas compreendidas entre -85°C e +20 °C.

As temperaturas de ensaio inferiores a +20 °C foram obtidas por meio de uma mistura de álcool etílico e azoto líquido em partes convenientes, depositada numa tina de aço inox adaptada às amarras da máquina. Tornou-se possível, deste modo, manter o provete imerso nesta solução e à respectiva temperatura, durante a realização do ensaio, mantendo-se fora do líquido o extensómetro montado para medição dos deslocamentos das extremidades do entalhe. O controlo da temperatura do líquido fez-se com auxílio de um termopar tipo k.

Após o ensaio, alguns provetes foram cortados longitudinalmente, polidos e contrastados quimicamente, a fim de identificar as zonas e correspondentes microestruturas em que se deu a propagação das fendas, e analisar eventuais defeitos presentes.

Foi também feita a análise da aceitabilidade das fendas de fadiga de acordo com a norma BS 5762.

3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

Os resultados dos ensaios COD estão indicados no quadro 4 e na figura 4.

Considerando como valor de comparação o COD mínimo de 0,25 mm a -10 °C, imposto correntemente nas condições de projecto de estruturas offshore [3], é de referir a existência, nas três soldaduras, de alguns resultados cujos valores são inferiores a 0,1 mm a temperaturas próximas de -10 °C. Observa-se também, em contrapartida, valores de tenacidade COD significativamente superiores a 0,25 mm mesmo a algumas dezenas de graus negativos. Da observação da figura 4 ressalta a elevada tenacidade obtida em vários provetes da soldadura RQT-53, com valores superiores a 0,5 mm a temperaturas que chegam a -60 °C.

Embora a dispersão dos resultados obtidos nas três soldaduras seja relativamente acentuada, as curvas representativas da tendência estatística de distribuição das tenacidades com a temperatura levam a crer que a soldadura realizada com material depositado mais resistente e tenaz (soldadura RQT-53) apresenta melhor tenacidade a baixas temperaturas.

Ainda em relação à grande dispersão de valores de COD obtidos, importa ter em consideração os aspectos microestruturais que determinam a tenacidade na zona ou zonas em que a fenda de fadiga se iniciou e propagou, bem como a sua distância e orientação relativamente à linha de fusão [11].

Interessa ainda avaliar a presença e a dimensão de eventuais defeitos na região de propagação da fenda de fadiga ou na região de fractura frágil dos provetes.

Quadro 4 - Resultados dos endaios COD

Referência do provete	Temperatura [°C]	Relação a/w [mm/mm]	COD [mm]	Tipo
RQT-51	-80	0,525	0,092	δu
	-38	0,530	0,210	δu
	-30	0,560	0,419	δm
	-28	0,500	0,384	δm
	-10	0,570	0,355	δm
	+20	0,540	0,348	δm
RQT-52	-82	0,540	0,051	δc
	-81	0,570	0,185	δu
	-75	0,520	0,296	δu
	-63	0,530	0,317	δu
	-50	0,530	0,461	δu
	-44	0,520	0,504	δm
	-40	0,510	0,450	δu
	-35	0,510	0,151	δu
	-28	0,560	0,445	δm
	-23	0,540	0,196	δu
	-14	0,520	0,082	δc
	+20	0,610	0,281	δm
	+20	0,540	0,487	δm
	+20	0,500	0,506	δm
RQT-53	-86	0,510	0,044	δc
	-80	0,500	0,204	δu
	-72	0,680	0,213	δu
	-58	0,530	0,554	δm
	-47	0,540	0,469	δu
	-40	0,540	0,156	δu
	-37	0,530	0,535	δm
	-33	0,550	0,390	δu
	-30	0,590	0,184	δu
	-20	0,560	0,501	δm
	-13	0,520	0,474	δm
	-7	0,520	0,157	δu
	+20	0,560	0,417	δm
	+20	0,520	0,335	δu

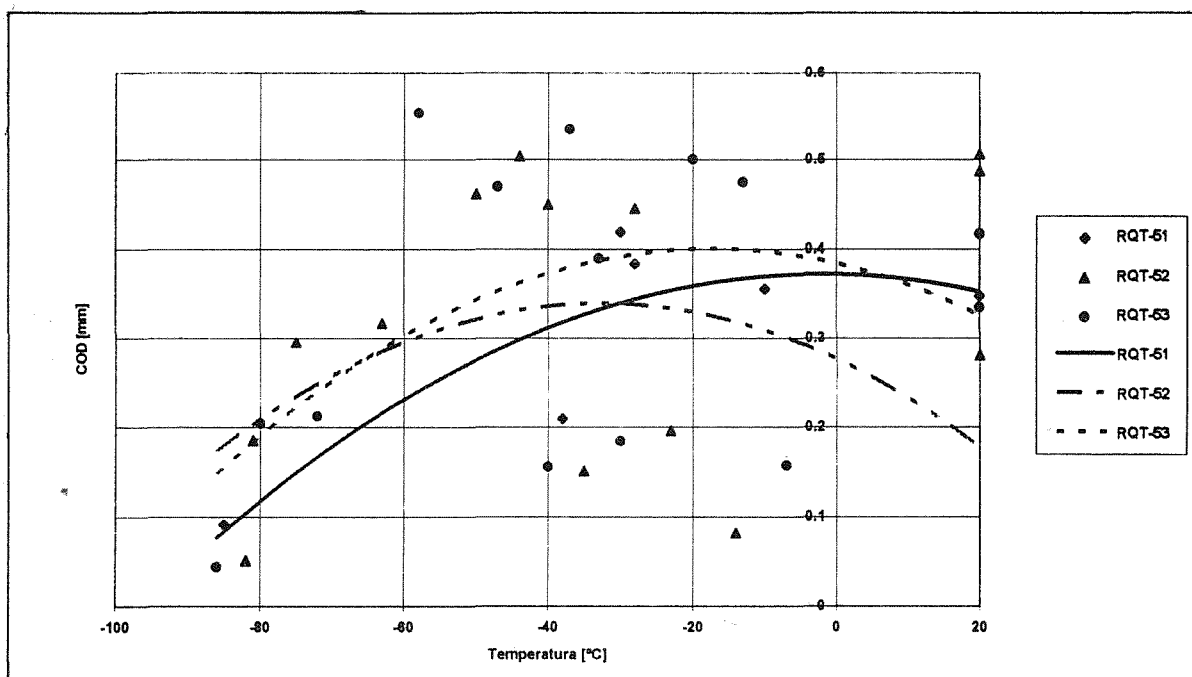


Fig. 4 - Tenacidade COD na ZAC das soldaduras RQT-51, RQT-52 e RQT-53 realizadas no aço RQT 501

A avaliação da relação a/w , a qual determina o factor Y [9] influenciando portanto o factor de intensidade de tensões, embora conduza a uma variação relativamente significativa, parece não ser aqui determinante na variação de δ . Por tudo isto, as variações de δ , além de dependerem da temperatura, dependem também, provavelmente, da microestrutura e de eventuais defeitos. A este propósito é de referir as conclusões a que chegaram Burget e Memhard [12], segundo os quais os efeitos do valor da tensão de cedência do metal depositado, comparativamente ao MB, sobre o comportamento global e localizado da junta dependem da geometria, do tamanho de defeito, do tipo de carga e das condições de constrangimento

A propósito das microestruturas em que a fenda de fadiga se propagou, em cada provete, é de referir que, embora o entalhe e a fenda de fadiga correspondentes tenham sido produzidos no lado da junta de soldadura relativamente ao qual o respectivo bordo não havia sido chanfrado, a propagação da ZF sobre o MB é sempre maior à superfície da peça do que em profundidade. Deste modo, a ZAC apresenta-se também com o respectivo contorno não perpendicular à superfície da chapa soldada. Como, por outro lado, a largura da ZAC é bastante pequena em relação à espessura da chapa, dificilmente a fenda de fadiga poderá propagar-se sem encontrar várias microestruturas da ZAC bem como outras zonas da soldadura, o que dificulta bastante a interpretação dos resultados. Estes aspectos foram também já anteriormente referidos por Thaulow e Paauw [11].

Relativamente ao quadro 4, verifica-se que nele constam diversos δ_c . Estes correspondem a outros tantos pop-ins, os quais resultam, por sua vez, da existência de zonas frágeis localizadas, situadas ao longo do caminho de propagação da fenda durante os ensaios COD.

4. CONCLUSÕES

Os resultados dos ensaios de tenacidade visando testar a ZAC das três soldaduras permitem retirar as seguintes conclusões:

- 1) As três soldaduras apresentam, a baixas temperaturas, tenacidades na ZAC que tendem a ser superiores aos valores mínimos que são, geralmente, exigidos nas estruturas offshore;
- 2) A baixa taxa de energia térmica específica das três soldaduras, ao limitar o crescimento do grão, principalmente junto à linha de fusão, melhorou significativamente a tenacidade da ZAC;
- 3) A tenacidade da ZAC é mais elevada para soldaduras realizadas com material depositado mais resistente e tenaz;

5. AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem a colaboração prestada pelo Cranfield Institute of Technology, a quem se deve o fornecimento do material de base utilizado, e pela Firma ESAB, a qual forneceu os materiais de adição.

6. REFERÊNCIAS

- [1] - Denys, R., Mis-Matching of Welds, ESIS 17 (Edited by K.-H. Schwalbe and M. Koçak) 1994, Mechanical Engineering Publications, London, pp. 59 - 102.
- [2] Loureiro, A., "Estudo da Tenacidade na ZAC de Soldaduras em Aços Estruturais de Alta Resistência Temperados e Revenidos", Dissertação para Doutoramento em Ciências de Engenharia - Tecnologia de Produção, Coimbra, 1991.
- [3] Webster, S.; Walker, E., 7th. I. C. Offshore Mech. and Arctic Engineering, Houston, 1988, pp.395-403.
- [4] Branco, C.; Fernandes, A.; Castro, P., "Fadiga de Estruturas Soldadas", Fundação Calouste Gulbenkian, Lisboa, 1986.
- [5] Gordon, J.; Wang, Y., Mis-Matching of Welds, ESIS 17 (Edited by K.-H. Schwalbe and M. Koçak) 1994, Mechanical Engineering Publications, London, pp. 351 -368.
- [6] Toyoda, M.; Minami, F.; Ruggieri, C.; Thaulow, C.; Hauge, M., Mis-Matching of Welds, ESIS 17 (Edited by K. -H. Schwalbe and M. Koçak) 1994, Mechanical Engineering Publications, London, pp. 399-415.
- [7] Tang, W.; Shi, Y., Mis-Matching of Welds, ESIS 17 (Edited by K. -H. Schwalbe and M. Koçak) 1994, Mechanical Engineering Publications, London, pp. 433-443.
- [8] Soares, C.; Loureiro, A., Ligações Entre Materiais, Anais do 7º Enc. ontro Nacional da Sociedade Portuguesa de Materiais, Dep. Engª. Cerâmica e do Vidro, Universidade de Aveiro, 1995, 2º vol, pp. 26-34.
- [9] BS 5762, "Methods for Crack Opening Displacement (COD) Testing", BSI, 1979; Amendment No. 1, 31 December 1982.
- [10] NP EN 10 002-1, "Materiais Metálicos. Ensaio de Tracção. Parte 1: Método de Ensaio (à temperatura ambiente)", IPQ, Novembro de 1990.
- [11] Thaulow, C.; Paauw, A., 7th. I. C. Offshore Mech. and Arctic Engineering, Houston, 1988, pp.275-286.
- [12] Burget, W.; Memhard, D., Mis-Matching of Welds, ESIS 17 (Edited by K. -H. Schwalbe and M. Koçak) 1994, Mechanical Engineering Publications, London, pp. 485-510.

AValiação da Tenacidade em Soldaduras com Grande Heterogeneidade Estrutural**(Toughness evaluation of welds with structural heterogeneity)**

Altino JR Loureiro

Dep. Eng^a. Mecânica - Universidade de Coimbra - Polo II
Pinhal de Marrocos, 3030 COIMBRA

Resumo. O objectivo deste trabalho foi verificar em que medida os ensaios de tracção poderiam constituir um método simples e eficaz de determinar um parâmetro de tenacidade característico da junta soldada. Para isso foram realizadas soldaduras por arco submerso, no aço de alta resistência RQT 701 (British Steel Corporation), com o par fluxo/arame OK Flux 10.62/OK Autrod 13.43, com energias térmicas específicas de 2 kJ/mm e 5 kJ/mm. Das placas de ensaio foram retirados provetes de tracção amostrando as diversas zonas da soldadura. O parâmetro característico da tenacidade utilizado foi a energia absorvida por unidade de volume no ensaio de tracção uniaxial. Verificou-se que este parâmetro apresenta razoável capacidade de discriminação para estruturas aproximadamente homogêneas, como zonas fundidas (ZF) ou materiais de base (MB). Quando se testam as três zonas em conjunto, zona fundida, zona afectada pelo calor (ZAC) e material de base (ZF+ZAC+MB), a deformação plástica localiza-se na zona menos resistente, o que reduz a energia global absorvida. A existência de defeitos naturais ou sintéticos localiza também a deformação, reduzindo a energia absorvida no ensaio. O parâmetro referido toma portanto em consideração a interacção entre as diversas zonas da soldadura, mas apresenta pouca capacidade discriminativa no caso de soldaduras realizadas com energias específicas diferentes.

Abstract. The aim of this work was to check the applicability of the tension test on the fracture toughness determination of weld joints. Submerged arc welds were performed on a high strength quenched and tempered steel RQT 701 (British Steel Corporation) with a couple OK Flux 10.62/OK Autrod 13.43 with heat inputs of 2 kJ/mm and 5 kJ/mm. Tension test specimens were obtained from the weld plates, transversely to the weld direction. In the absence of weld defects plastic deformation occurs in the weakest zone of the weld. Tension test showed a reduced capacity to discriminate the toughness of welds performed with different heat inputs.

1. INTRODUÇÃO

O ensaio Charpy é sem dúvida um dos ensaios de tenacidade mais usados em construção soldada[1-2], devido principalmente à sua simplicidade. Este ensaio apresenta geralmente grande dispersão de resultados, principalmente quando aplicado a juntas soldadas, além de frequentemente fornecer resultados demasiado conservativos.

Nos últimos anos os ensaios J e COD têm sido largamente usados para caracterizar as propriedades de fractura de juntas soldadas.[3-4] Estes procedimentos de ensaio, em termos estritos, só são aplicáveis a materiais homogêneos.

No caso de juntas soldadas, as diferentes zonas da soldadura apresentam geralmente propriedades mecânicas muito diferenciadas, o que altera o desenvolvimento da zona plastificada, durante o ensaio de tenacidade. Os métodos tradicionais de ensaio não levam em consideração este aspecto.

O ensaio COD embora apresente maior capacidade discriminativa tem também o inconveniente de apresentar elevada dispersão na análise da ZAC de juntas soldadas, entre outras causas devido à dificuldade em localizar a fenda de fadiga exclusivamente na estrutura que se pretende estudar.

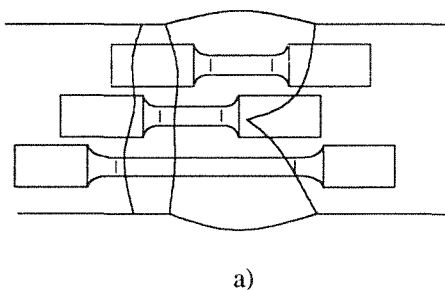
O recurso ao ensaio de tracção para caracterizar a tenacidade de estruturas homogéneas não é novo [5]. O ensaio de tracção é um ensaio simples e expedito e que pode levar em consideração todas as estruturas presentes na soldadura.

Vários autores têm usado o ensaio de tracção não apenas para caracterizar as propriedades mecânicas das diversas estruturas da soldadura e do seu conjunto [6-7], mas também para determinar as propriedades de tenacidade [8].

O presente trabalho teve por objectivo verificar em que medida o ensaio de tracção pode fornecer um parâmetro que caracterize a tenacidade global da junta soldada. Este parâmetro deverá tomar em consideração as propriedades mecânicas das diferentes zonas da soldadura e apresentar boa capacidade discriminativa.

2. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

Foram realizadas soldaduras, pelo processo de arco submerso, em chapas de aço RQT 701 (British Steel Corporation), temperado e revenido, com espessura de 25 mm. As juntas foram preparadas em K. A composição química e características mecânicas do metal de base estão indicadas na tabela 1.



As soldaduras foram executadas em várias camadas, com energias específicas de 2 kJ/mm (Ref. A) e 5 kJ/mm (Ref. B), com o par fluxo/arame - OK flux 10.62 /OK Autrod 13.43.

Das placas de ensaio foram retirados provetes metalográficos e provetes de tracção, transversalmente à direcção de soldadura. Os provetes de tracção foram retirados por forma a amostrar as diferentes zonas da soldadura. Os provetes tipo 1 amostram só a zona fundida (ZF); Os provetes tipo 2 amostram a zona fundida e a zona afectada pelo calor (ZF+ZAC) e os provetes tipo 3 incluíram também o metal de base (ZF+ZAC+MB). A localização, forma e dimensão dos provetes está indicada na figura 1.

Foram ainda retirados provetes do tipo 3, onde foi introduzido um entalhe em V, a 30 graus com um raio de curvatura no fundo de 0,25 mm. O diâmetro dos provetes no fundo do entalhe manteve os 8 mm. O entalhe foi localizado na zona de grão grosseiro, junto à linha de fusão, de modo a simular um defeito de soldadura.

Os ensaios de tracção foram realizados em controlo de deslocamento, segundo a norma NP EN 10.002-1, tendo utilizado uma velocidade de deslocamento do travessão da máquina de 0,45 mm/mn, para alongamentos até 0,25 mm e de 5 mm/mn para alongamentos superiores ao referido.

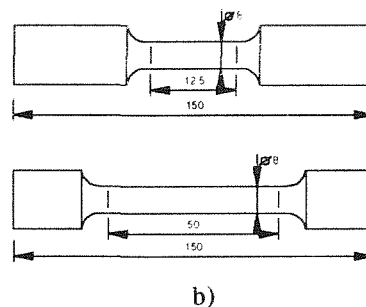


Fig. 1 a) Posição e orientação de extração dos provetes de tracção; b) Geometria dos provetes utilizados. Dimensões em mm.

3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

A composição química e propriedades mecânicas do metal depositado das soldaduras com as referências A e B estão indicadas na tabela 1.

Os resultados do estudo metalográfico e das medições de dureza, já anteriormente apresentados [9], mostraram um crescimento acentuado do grão da austenite prévia, principalmente para as soldaduras

com a referência B, e um aumento sensível da dureza, na zona de grão grosseiro, para as soldaduras com a referência A.

A tenacidade foi aqui considerada como a aptidão do material para absorver energia no domínio plástico, até à rotura [5]. Essa tenacidade é expressa em energia por unidade de volume e é tomada como a correspondente à área debaixo do diagrama de tensão convencional/ extensão convencional.

Tabela 1. Composição química e características mecânicas do metal de base e do metal depositado das soldaduras com as referências A e B.

Composição química

Ref.	% C	% Si	% Mn	% P	% S	% Cr	% Mo	% Ni	% Cu	% Ti	% V	% Al
MB	0,17	0,349	1,207	0,019	0,013	0,147	0,136	0,242	0,136	0,027	0,008	0,011
MDA	0,04	0,14	1,295	0,03	0,026	0,593	0,476	0,828	0,091	0,006	0,016	0,028
MDB	0,045	0,15	1,317	0,031	0,026	0,584	0,473	0,811	0,094	0,007	0,016	0,023

Propriedades mecânicas (média de cinco valores)

Material	Zona	Rr0.2 (MPa)	Rm (MPa)	At (%)
MB	MB	819	868	14,0
	MB c/ ent.	1147	1186	2,7
A	ZF	668	769	17,4
	ZF+ZAC+MB	680	776	6,2
	ZF+ZAC+MB c/ ent.	1016	1132	3,6
B	ZF	513	678	21,0
	ZF+ZAC+MB	582	665	6,2
	ZF+ZAC+MB c/ ent.	850	984	3,1

Tabela 2. Energia por unidade de volume, absorvida no ensaio de tracção.

Ref.	Zona	E1 x 10 ⁷ (J/m ³)	E2 x 10 ⁷ (J/m ³)	Rotura	Defeitos
RQT701	MB	4,5	10,8	MB	-
RQT702	MB	5,6	11,8	MB	-
RQT703	MB	4,3	10,4	MB	-
RQT704	MB	5	10,4	MB	-
RQT761	MB - ent.	1,7	4	MB	-
RQT762	MB - ent.	1,6	3	MB	-
RQT763	MB - ent.	1,7	3,1	MB	-
RQT764	MB - ent.	1,6	2,9	MB	-
RQT7-1A2	ZF	1,1	3,9	ZF	6x1,2
1A3	ZF	6,7	22,3	ZF	-
1A4	ZF	4,7	14,3	ZF	1,6x0,9
RQT7-1B1	ZF	5,8	13,9	ZAC	-
1B2	ZF	3,9	9	ZAC	2x0,5
1B3	ZF	4,8	16,2	ZF	-
1B4	ZF	1,9	4,4	ZF	2x2
1B5	ZF	4,6	12,3	ZF	-
RQT7-2A1	ZF+ZAC	3,9	9,1	ZF	2x1
2A2	ZF+ZAC	1,4	4,5	ZF	4x2
2A3	ZF+ZAC	2,6	14,8	ZF	-
RQT7-2B1	ZF+ZAC	6,7	15,5	ZAC/ZF	-
2B2	ZF+ZAC	2,2	4,8	ZAC	-
2B3	ZF+ZAC	6,1	11,6	ZAC	-
RQT7-3A1	ZF+ZAC+MB	0,5	1,4	ZF	0,9x8
3A2	ZF+ZAC+MB	1,9	3,8	ZF	-
3A3	ZF+ZAC+MB	1,7	2,9	ZF	-
3A4	ZF+ZAC+MB	2	5	ZF	-
3A5	ZF+ZAC+MB	1,7	5,3	ZF	-
RQT7-3B1	ZF+ZAC+MB	0,8	1,9	ZF	2,5x1
3B2	ZF+ZAC+MB	2	6	ZAC	-

3B3	ZF+ZAC+MB	0,8	1,6	ZAC/ZF	0,5x8
3B4	ZF+ZAC+MB	1,3	4,2	ZAC	-
3B5	ZF+ZAC+MB	2	3,6	ZF	-
RQT7 - 4A1	Ent. na ZAC	2,9	5	ZAC	-
4A2	Ent. na ZAC	2,9	5	ZAC	-
4A3	Ent. na ZAC	1,8	3,2	ZAC	-
RQT7 - 4B1	Ent. na ZAC	3,6	5,4	ZAC	-
4B2	Ent. na ZAC	5,7	7,9	ZAC	-
4B3	Ent. na ZAC	1,6	4,1	ZAC	-
4B4	Ent. na ZAC	1,8	3,7	ZAC	-
4B5	Ent. na ZAC	1,2	2,1	ZAC	-

Foram calculadas a energia por unidade de volume, até ao ponto de carga máxima (E1) e a energia total até à rotura (E2). O calculo de energia até ao ponto de carga máxima foi realizado por normalmente se considerar que o material fica inutilizado quando solicitado para além deste ponto.

Os valores de energia específica absorvidos no ensaio de tracção estão indicados na tabela 2. Nesta tabela está ainda indicada a presença de defeitos de soldadura e o local de rotura no ensaio de tracção.

A energia absorvida até ao ponto de carga máxima pelos três tipos de provetes está representada na figura 2. Desta figura retira-se que a tenacidade da zona fundida e da zona afectada pelo calor das soldaduras realizadas com energias específicas de 2kJ/mm e 5 kJ/mm é muito semelhante.

A dispersão observada, quando se analisa em conjunto a zona fundida e a zona afectada pelo calor, parece resultar das proporções relativas da ZF e da ZAC presentes na zona de ensaio. De facto, quando existe uma maior percentagem de ZF presente, a tenacidade global é mais elevada.

A baixa tenacidade observada nos provetes onde são testadas as três zonas (ZF+ZAC+MB) resulta de a deformação plástica ocorrer quase exclusivamente na zona fundida ou na zona fundida e na zona afectada pelo calor, não contribuindo o material de base, incluído no comprimento de referência, para a formação da extensão.

Neste caso, as tenacidades medidas nas duas soldaduras, realizadas com energias específicas tão diferentes, são muito semelhantes.

Convém referir que a tenacidade medida através do ensaio Charpy, na ZAC de soldaduras realizadas no aço RQT 701 com energias específicas de 2,5 kJ/mm e 4,5 kJ/mm, conduziu a diferenças na ordem de 30 joules, para a generalidade das temperaturas testadas [10].

A tenacidade do metal de base, obtida sobre provetes com um comprimento de referência de 50 mm, é muito superior à de qualquer das soldaduras, quando analisada em conjunto, e semelhante à tenacidade do metal depositado de qualquer das soldaduras.

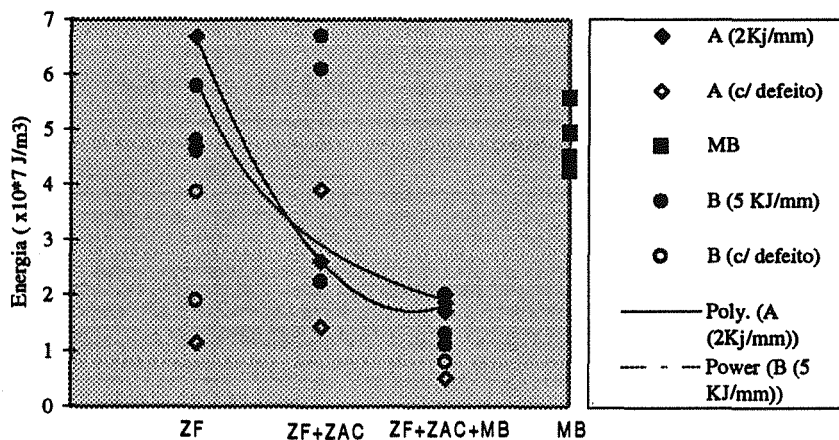


Fig. 2. Energia específica absorvida no ensaio de tracção, até ao ponto de carga máxima.

A figura 2 mostra ainda que a presença de defeitos na soldadura reduz drasticamente a sua tenacidade. Essa redução é tanto maior quanto maior a dimensão dos defeitos.

Na figura 3 representa-se a energia específica total absorvida no ensaio de tracção dos provetes com referência A e com referência B. O andamento geral é idêntico ao observado na figura 2 contudo, é mais nítida a tendência para a redução da energia absorvida quando se passa dos provetes só com ZF para os provetes com ZF+ZAC. Este facto indica que a tenacidade da ZAC é inferior à da ZF em qualquer das soldaduras.

Na figura 4 são apresentados os valores de energia específica medidos sobre provetes com entalhe. Para comparação, foram introduzidos na mesma figura os valores de provetes homólogos não entalhados e os valores de provetes com defeitos.

Verifica-se que a introdução do entalhe nos provetes homogêneos de MB induziu uma redução sensível da tenacidade. A introdução do entalhe na ZAC não induziu uma redução muito sensível da energia absorvida. Isto deveu-se ao facto de a diminuição de extensão ser compensada pelo aumento da tensão limite de elasticidade, ocasionado pela presença do entalhe. Os entalhes tinham um raio de curvatura de 0,25 mm na sua extremidade o que provavelmente ocasionou o aparecimento de um estado triaxial de tensões nessa zona.

Na tabela 1 pode ver-se que a introdução do entalhe induziu um aumento da tensão limite de elasticidade e da resistência à tracção na ordem de 45%, a 50% na generalidade dos casos.

No caso do material de base o aumento da resistência não foi suficiente para compensar a redução de extensão.

A figura 4 mostra ainda que a presença de defeitos reduziu substancialmente a energia absorvida no ensaio de tracção. Esta redução deve-se provavelmente não só à redução efectiva da secção útil do provete mas também à reduzida dimensão do raio de curvatura na extremidade dos defeitos, ampliando o efeito concentrador de tensões.

4. CONCLUSÕES

O trabalho realizado permitiu extrair as seguintes conclusões:

- A tenacidade de qualquer das soldaduras com referência A e B, avaliada através da energia por unidade de volume absorvida no ensaio de tracção, é inferior à tenacidade do material de base, avaliada do mesmo modo.
- A tenacidade da zona fundida de qualquer das soldaduras realizadas é pelo menos igual à tenacidade do metal de base.
- A presença de defeitos de soldadura reduz de forma sensível a energia específica absorvida no ensaio de tracção.
- O ensaio de tracção nao parece adequado para caracterizar a tenacidade de juntas soldadas devido ao seu fraco poder discriminativo.

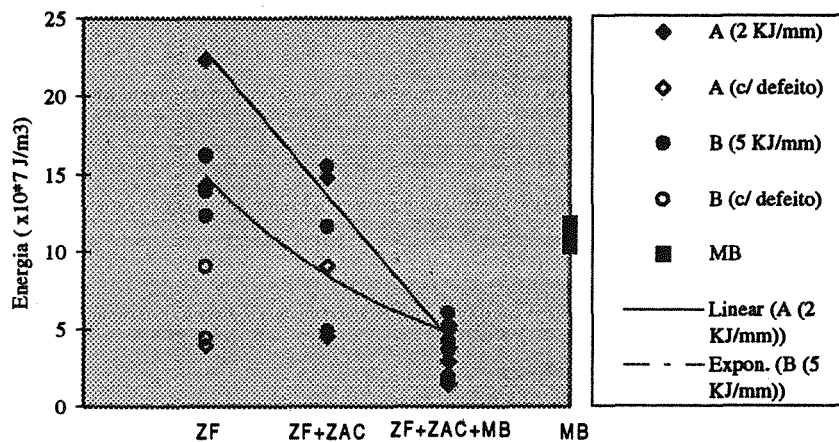


Fig. 3. Energia específica total absorvida no ensaio de tracção.

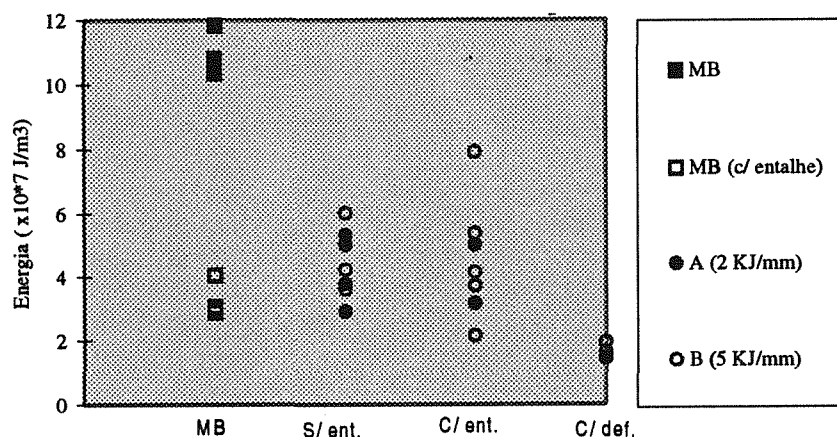


Fig. 4. Energia específica total absorvida no ensaio de tracção com provetes entalhados.

5. AGRADECIMENTOS

O autor agradece ao Cranfield Institute of Technology a cedência do metal de base e à empresa ESAB a cedência dos materiais consumíveis.

6. REFERÊNCIAS

[1] Towers, L., "Charpy notch test", The Weld. Inst. Res. Bull., Feb., pp. 37-40 (1984).

[2] BS 6235:1982, Code of Practice for Fixed Offshore Structures.

[3] Denys, R., Lefevre, A., Kvalet, P.E., Lian, B., "Effects of weld metal matching on the fracture behaviour of HAZ notch CTOD and wide plate test specimens", Int. Symp. Mis-Matching of Welds, pp. 445-460 (1993).

[4] Loureiro, A.J.R., Fernandes, A.A., "Toughness of C G HAZs of welds in Q&T steels", Welding J., Sept., pp. 225s-232s (1994).

[5] Carlos A.G. Moura Branco, "Mecânica dos Materiais", Fundação Caloute Gulbenkian, pp. 705-707.

[6] Denys, R., "Mechanical tensile properties of weld simulated HAZ microstructures in normalized, quenched-tempered and TMCP low carbon manganese steels", 7th Int. Conf. Offsh. Mec. and Arc. Eng., Houston, pp. 207-218 (1988).

[7] Akselsen, O.M., Rorvik, G., Onsoien, M., Grong, O., "Assessment and predictions of HAZ tensile properties of high strength steels", Welding J., Sept., pp. 356s-362s (1989).

[8] Ray, S.K., Bhaduri, A.K., Rodriguez, P., "New toughness parameters from the tensile test - a first report", J. Nuclear Materials, 200, pp. 70-77 (1993).

[9] Altino J.R. Loureiro, "Comportamento plástico de ligações heterogêneas num aço temperado e revenido", Materiais 95, vol. 2, pp. 35-42 (1995).

[10] Altino J.R. Loureiro "Estudo da tenacidade da zona afectada pelo calor de soldaduras em aços estruturais de alta resistência, temperados e revenidos", Tese de doutoramento, U. Coimbra (1991).

TENACIDADE À FRACTURA A BAIXAS TEMPERATURAS DE AÇOS ESTRUTURAIS MICROLIGADOS

C. Moura Branco, A. Sousa e Brito

ICEMS, Instituto Superior Técnico
Av. Rovisco Pais
1096 Lisboa Codex, Portugal

Resumo. Nesta comunicação apresentam-se os resultados de tenacidade à fractura CTOD, para temperaturas compreendidas entre -10 e -130°C, obtidas em provetes de simulação do ciclo térmico de soldadura pelo processo Gleeble tendo como material de base vários tipos de aços estruturais microligados utilizados em estruturas "offshore" a trabalhar no mar Ártico em que a temperatura de serviço é inferior a -30°C. Os parâmetros analisados no estudo foram a entrega térmica do processo de soldadura, com os valores de 3.5, 5.0 e 7.5 kJ/mm, e as microestruturas simuladas, respectivamente a região de crescimento de grão da zona afectada térmicamente (ZAT) e a região intercrítica de grão crescido da ZAT. Os resultados permitem fazer um estudo comparativo dos aços em termos de tenacidade à fractura, mediante a análise das curvas CTOD de temperatura de transição dúctil-frágil. Exemplificam-se alguns casos em que se relaciona a tenacidade com a microestrutura da zona simulada em que se verificou a propagação da fenda e rotura do provete.

Abstract. In this paper CTOD fracture toughness data in the temperature range, -10 to -130°C, is presented for Gleeble simulated specimens of several microalloyed structural steels used in offshore structures working in the arctic region where the design temperature is assumed to be below -30°C. The data was obtained for the heat input values of 3.5, 5.0 and 7.5 kJ/mm in two types of simulated microstructures; the coarse grained heat affected zone (CGHAZ) and the intercritically reheated coarse grained heat affected zone (ICCGHAZ). From the analysis of the CTOD ductile-brittle transition temperature curves a study is presented of the fracture toughness behaviour of the different steels. In a few cases fracture toughness is related with the microstructure of the simulated zone where crack propagation and fracture took place.

1. INTRODUÇÃO

Como se sabe, a nova geração de aços estruturais microligados combina uma boa soldabilidade com valores de resistência mecânica e de tenacidade à fractura capazes de satisfazer os requisitos das aplicações a baixa temperatura. Os aços estruturais soldáveis utilizados em plataformas offshore a trabalhar nas regiões árticas têm que possuir elevada resistência à iniciação de fissuras e também uma tenacidade à fractura adequada especialmente na zona afectada térmicamente. As especificações dos aços para estas estruturas impõem valores mínimos de CTOD=0.1 mm, quer na zona ZAT quer no metal de base, e para uma temperatura de projecto de -50°C(1), que é a temperatura mínima normalmente observada nestas zonas do globo.

Os aços microligados têm valores da tensão de cedência entre 350 e 400 MPa podendo a resistência à tracção chegar a 550 MPa. Os teores de carbono são bastante baixos devendo ficar compreendidos entre 0.05 e 0.12% no máximo. A característica básica destes aços é a de possuírem na sua composição um número elevado de elementos de liga com teores bastante baixos. Deste modo, sem afectar a soldabilidade, consegue-se por combinações adequadas dos elementos de liga, obter propriedades de resistência à fissuração e tenacidade à

fractura superiores aos aços estruturais convencionais ao C-Mn.

Não cabe no âmbito desta comunicação apresentar uma análise detalhada dos diferentes elementos de liga nas propriedades dos aços. Os trabalhos citados em (2-4) desenvolveram o assunto em detalhe e o relatório da Ref.^a (5), que é um trabalho que serviu de base a este estudo, identifica as gamas de composição mais adequadas para aplicações offshore a baixa temperatura. Em resumo, pode referir-se que as adições de boron e titânio fazem aumentar a tenacidade contribuindo o titânio fundamentalmente para o aparecimento duma microestrutura com base em ferrite acicular que aparentemente é desejável neste tipo de aços. O titânio, nióbio e vanádio promovem uma estrutura de grão fino. O níquel faz aumentar a tenacidade e, associado ao molibdénio e vanádio, provoca o aumento de resistência por efeito de endurecimento por precipitação.

Existem ainda limites nos valores do carbono equivalente e dureza (valor máximo entre 280 e 350 HV na ZAT) que não permitem que os teores dos elementos de liga sejam mais elevados.

Outras condicionantes do aumento dos teores dos elementos de liga são a soldabilidade e o custo. A composição final do aço resulta duma solução de

compromisso entre os requisitos de resistência mecânica, tenacidade à fractura, soldabilidade e o custo do material.

A entrega térmica do processo de soldadura é outro parâmetro que faz variar de maneira significativa a tenacidade à fractura da ZAT. Aumentos de entrega térmica fazem aumentar a produtividade do processo mas a tenacidade à fractura pode baixar.

A tenacidade a baixa temperatura da zona térmicamente afectada é determinada intrinsecamente pelas microestruturas alteradas pelos ciclos térmicos da soldadura. Numa soldadura de passagem simples há a considerar quatro zonas: zona de crescimento de grão (adjacente à linha de fusão), zona supercrítica de grão refinado, zona intercrítica e zona subcrítica. Subsequentes passagens e consequentes ciclos térmicos, alteram significativamente a morfologia microestrutural criada pelas passagens anteriores, do que resulta um efeito muito complexo do qual no entanto se destacam as zonas supercrítica de grão crescido e intercrítica de grão crescido designadas em inglês por ("GCHAZ" e ICGHAZ"), como as mais desfavoráveis quanto à tenacidade.

Por outro lado, os microconstituintes originados no arrefecimento são, por ordem de aparecimento, a ferrite primária nos limites ou no interior de grão da fase austenítica prévia, as ripas de ferrite de Widmanstätten, a ferrite acicular e finalmente a bainite e as microfases (agregados de ferrite-carbonetos, martensite e austenite residual). É geralmente aceite que para se obter uma boa tenacidade é necessário desenvolver uma microestrutura que contenha uma elevada proporção de ferrite acicular em detrimento de estruturas mais duras, como a bainite e a martensite, evitando-se concomitantemente o crescimento de grão (6,7).

Os factores que podem condicionar o aparecimento dessas microestruturas e consequentemente afectar a tenacidade do aço são a composição, a distribuição das fases e inclusões não metálicas, a entrega térmica e a velocidade de arrefecimento.

Um dos objectivos principais da investigação consiste em analisar a influência da entrega térmica. A presente comunicação apresenta os resultados principais de tenacidade à fractura CTOD e de análise de microestrutura para dez composições de aços estruturais microligados em que os ensaios de tenacidade à fractura foram realizados em provetes de simulação Gleeble da microestrutura para as entregas térmicas de 3.5, 5.0 e 7.5 KJ/mm e para os dois tipos de microestrutura acima indicados (GCHAZ e ICGHAZ).

2. TRABALHO EXPERIMENTAL

2.1 Material

Os dez aços microligados, cuja composição se apresenta na Tabela 1, foram produzidos na forma de lingotes com 50 Kgs de peso pelo processo de laminação termo-

mecânica controlada (5). O aço designado por A constitui a composição base sem boron. Os aços F a J têm a composição base com boron adicionado. Em todos os aços mantiveram-se constantes os teores de C, Ni, Mn, P, S e Ti havendo apenas variações nos teores dos restantes elementos de liga (silício, alumínio, azoto, nióbio, boron, e molibdénio). Assim, no aço B apenas se reduziu o Si em relação ao aço A, no aço C apenas se aumentou o alumínio, no aço D foi reduzido o azoto e no aço E aumentou-se o alumínio, reduzindo-se o silício e o azoto. O aço F é a composição base com boron e com o silício e o alumínio reduzidos (em relação a A). O aço G é análogo ao F com a adição de molibdénio, o aço H é análogo ao G com o azoto reduzido, o aço I tem a mesma composição do F mas sem nióbio e finalmente o aço J tem a composição do aço F sem nióbio e com a adição de vanádio.

Tabela 1- Composições químicas dos dez aços microligados.

Ref.	C	Si	Mn	P	S	Mo
A	0.07	0.35	1.45	0.008	0.003	-
B	"	0.10	"	"	"	-
C	"	0.35	"	"	"	-
D	"	0.35	"	"	"	-
E	"	0.10	"	"	"	-
F	"	0.10	"	"	"	-
G	"	0.10	"	"	"	0.15
H	"	0.10	"	"	"	0.15
I	"	0.10	"	"	"	-
J	"	0.10	"	"	"	-

Ref.	Ni	Al	B	N	Nb	Ti	V
A	0.50	0.035	-	0.006	0.02	0.01	-
B	"	0.035	-	0.006	0.02	"	-
C	"	0.065	-	0.006	0.02	"	-
D	"	0.035	-	0.003	0.02	"	-
E	"	0.065	-	0.003	0.02	"	-
F	"	0.005	0.002	0.006	0.02	"	-
G	"	0.005	0.002	0.006	0.02	"	-
H	"	0.005	0.003	0.009	0.02	"	-
I	"	0.005	0.002	0.006	-	"	-
J	"	0.005	0.002	0.006	-	"	0.05

A Tabela 2 apresenta os valores médios da tensão de cedência a 0.2% e da resistência à tracção e do alongamento de rotura para os dez aços da Tabela 1. Foram determinados outros parâmetros de resistência e ductilidade cujos valores se apresentam em (8).

Tabela 2- Valores médios da tensão de cedência, σ_{ced} a 0.2%, da resistência à tracção, σ_R e do alongamento de rotura ϵ_R dos aços da Tabela 1.

Ref ^a .	A	B	C	D	E
σ_{ced} (MPa)	447.3	449.4	460.3	478.7	425.6
σ_R (MPa)	480.6	481.8	497.1	559.5	488.1
ϵ_R (%)	22.1	21.9	20.8	19.4	21.6

Ref ^a .	F	G	H	I	J
σ_{ced} (MPa)	359.2	376.9	426.7	300.9	355.5
σ_R (MPa)	492.4	557.6	595.3	435.8	445.9
ϵ_R (%)	20.7	19.4	16.4	21.1	22.4

2.2 Provetes e ensaios CTOD

Os provetes para os ensaios CTOD, com secção quadrada 11x11 mm e comprimento 100 mm, foram sujeitos a ciclos térmicos de soldadura num simulador Gleeble de modo a reproduzir na zona central do provete e com uma largura compreendida entre 13 a 20 mm, as microestruturas, já referidas. Os ciclos térmicos, cujas curvas temperatura-tempo se encontram detalhadas em (9) correspondem às entregas térmicas de 3.5 e 5.0 KJ/mm e para o processo de arco submerso usando eléctrodos do mesmo tipo do metal de base. Fez-se ainda uma série de provetes com a entrega térmica de 7.5 kJ/mm mas apenas com a simulação da região de grão crescido. Os entalhes com forma de V com abertura de 45° na ponta, e profundidade de 1.5 mm, foram abertos na região central da zona de simulação térmicamente afectada.

Os ensaios de tenacidade à fractura CTOD foram realizados numa máquina de ensaios servohidráulica, seguindo os procedimentos da norma BS7448 (10). As fissuras de fadiga foram abertas até atingirem uma profundidade, a_0 compreendida entre 0.45 e 0.55 da altura B do provete ($0.45 < a_0/B < 0.55$). O carregamento aplicado aos provetes foi de flexão em três pontos com uma distância de 50 mm entre apoios. Os provetes foram colocados no interior duma câmara ambiental arrefecida com azoto liquido. A temperatura do provete foi controlada, com um erro de $\pm 2^{\circ}C$, com um termopar de contacto colocado na vizinhança da fenda.

Obtiveram-se os registos gráficos da carga P, em função da abertura da face do entalhe, v_g a partir dos quais se obtiveram os valores de CTOD, δ nos pontos correspondentes à rotura, δ_c ou δ_u , ou à carga máxima, δ_m .

2.3 Metalografia

Para observação das microestruturas consideraram-se os aços das A, E, I e J que apresentam globalmente os maiores valores de CTOD, bem como um dos aços, G, que deu os piores valores deste parâmetro. As amostras

metalográficas (abrangendo a região de simulação, Gleeble e o metal de base adjacente), foram obtidas a partir dos provetes ensaiados, procedendo-se ao corte por jacto de água no intuito de não alterar as microestruturas originais. Após polimento, as amostras foram atacadas com solução de Nital a 2%. Obtiveram-se fotomicrografias de diversas áreas desde o metal de base adjacente à zona afectada térmicamente até à linha de fractura.

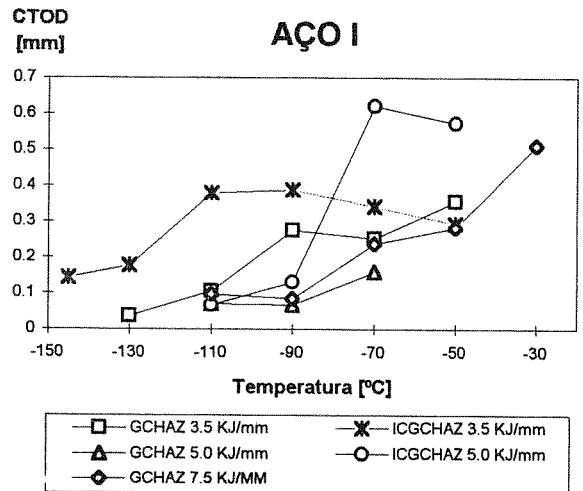
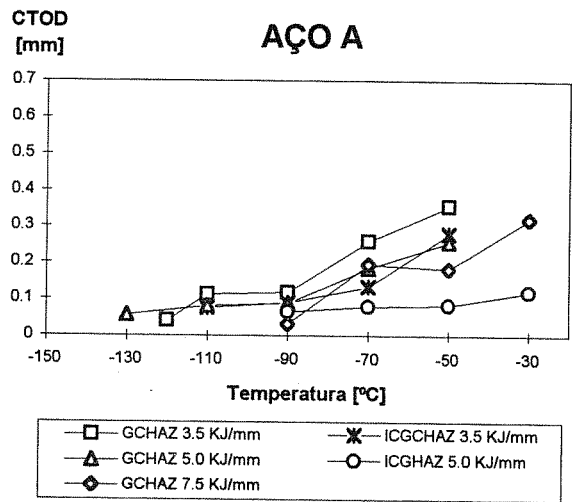


Fig. 1- Curvas de temperatura de transição CTOD vs. temperatura. a) aço A. (Tabela 1), b) Aço I (Tabela 1).

3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

3.1 Tenacidade à fractura, CTOD

A Fig. 1a), b) apresenta duas curvas típicas de temperatura de transição (CTOD vs. temperatura) para dois dos aços (A e I) que deram os valores mais elevados de CTOD. Os pontos indicados no gráfico correspondem ao valor médio dos resultados de CTOD obtidos para os dois ou três ensaios realizados para cada temperatura. Verifica-se que existe uma variação significativa do CTOD com a entrega térmica e com o tipo de microestrutura simulada. Para os aços A e I não foram realizados ensaios a temperaturas superiores a

-30°C porque os valores de CTOD obtidos iriam cair na região dúctil com valores de δ_m .

A zona de patamar inferior dos gráficos (Figs. 1a, b) corresponde à região de comportamento intrinsecamente frágil com o CTOD do tipo δ_c (10). Para algumas condições de entrega térmica e microestrutura obteve-se a zona de transição frágil-dúctil em que o CTOD aumenta com a temperatura (Figs. 1a, b) e com resultados de CTOD do tipo δ_u (10) em que a rotura se dá a carga máxima mas precedida de alguma deformação plástica e até crescimento lento da fissura.

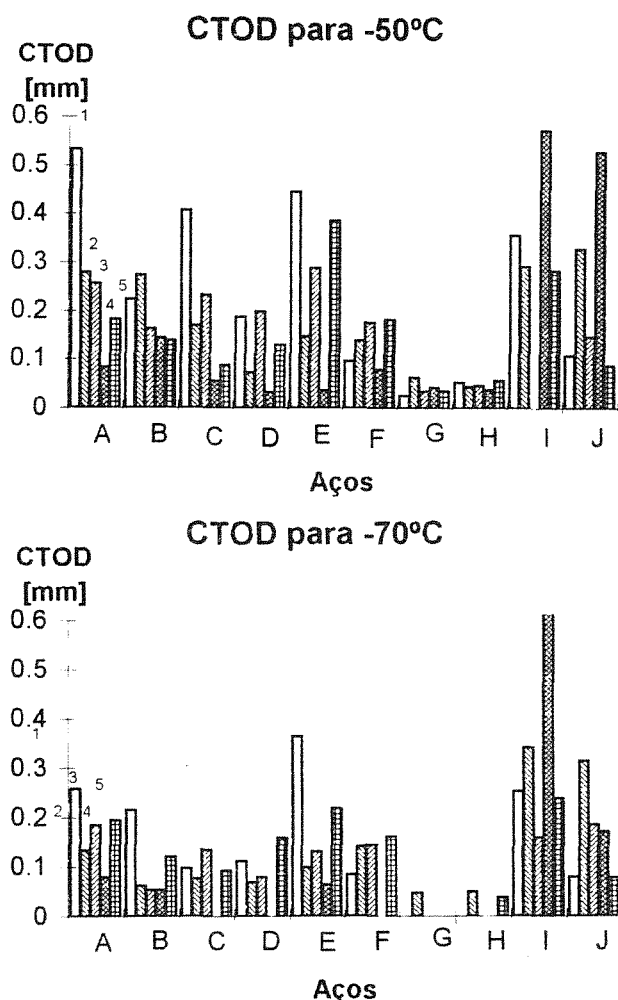


Fig. 2- CTOD em função do tipo de aço para as temperaturas de -50°C e -70°C. 1- 3.5 kJ/mm; GC ZAT. 2- 3.5 kJ/mm; ICGC ZAT. 3- 5.0 kJ/mm; GC ZAT. 4- 5.0 kJ/mm; ICGC ZAT. 5- 7.5 kJ/mm; GC ZAT.

A partir das curvas de temperatura de transição determinaram-se os valores de CTOD para várias temperaturas. A Fig. 2a), b) apresenta, sob a forma dum gráfico de barras, os valores de CTOD para todos os aços e parâmetros dos ensaios e para as temperaturas de -50 e -70°C que são as mais importantes em termos das condições de serviço dos aços. Verifica-se que globalmente os melhores resultados pertencem aos aços

A e I em que se conseguiu, para a temperatura de -50°C e para os cinco diferentes parâmetros analisados, valores de CTOD superiores a 0.1 mm.

Os restantes aços apresentam valores médios de tenacidade inferiores (Fig. 3) notando-se que os aços G e H, que contêm molibdénio na sua composição têm valores de tenacidade à fractura que não satisfazem minimamente os requisitos da aplicação. Não há assim qualquer vantagem em adicionar molibdénio na composição do aço. Os aços C e D, também apresentam, em menor grau que os aços G e H, um comportamento pouco satisfatório em termos de tenacidade à fractura. Portanto, o aumento do teor de alumínio (aço C) e a redução do teor de azoto (aço D) em relação à composição base, não têm vantagem.

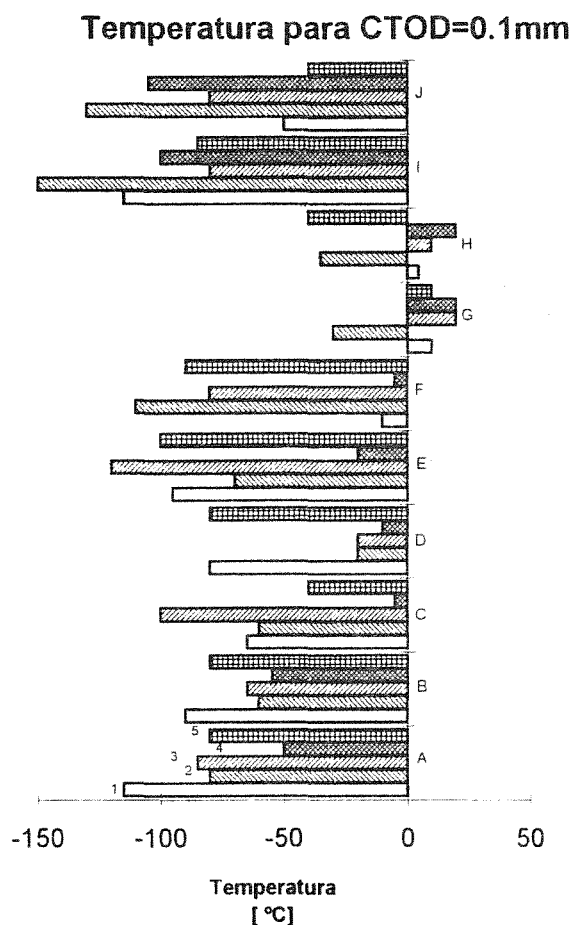


Fig. 3- Temperatura de transição em função do tipo de aço para um valor de CTOD=0.1 mm. 1- 3.5 kJ/mm; GC ZAT. 2- 3.5 kJ/mm; ICGC ZAT. 3- 5.0 kJ/mm; GC ZAT. 4- 5.0 kJ/mm; ICGC ZAT. 5- 7.5 kJ/mm; GC ZAT.

A Fig. 3 apresenta, em função do tipo de aço, as temperaturas atingidas para o valor de CTOD=0.1 mm. Os resultados deste gráfico complementam a informação da Fig. 2 e evidenciam que os aços A e I (e também o E e J) são os que dão, como se esperava pela Fig. 2, os valores mais baixos de temperatura de

transição. Notar que para algumas condições conseguem-se temperaturas de transição inferiores a -100°C .

A discussão seguinte em relação aos valores de CTOD, vai concentrar-se essencialmente no comportamento dos aços A e I. Assim, os resultados da Fig. 2 indicam que para os dois aços a -50°C o CTOD é sempre menor na zona intercrítica do que na zona de grão crescido. Contudo a -70°C este comportamento verifica-se apenas no aço A enquanto que no aço I a tendência é oposta o que deve ser imputado a alteração do mecanismo de fractura verificado no aço I quando a temperatura baixou de -50 para -70°C .

Em relação à entrega térmica, verifica-se também diferença de comportamento para as duas temperaturas e aços. No aço A a -50 e -70°C , o CTOD baixa quando a entrega térmica foi aumentada quer para a região intercrítica, quer para a região de grão grosseiro. No aço I a -50°C verifica-se uma tendência oposta enquanto que a -70°C no aço I, e para a região de grão crescido, o CTOD baixa quando a entrega térmica aumenta e na região intercrítica aumenta com o aumento da entrega térmica.

É facto conhecido, e confirmado neste trabalho, que aumentos de entrega térmica causam menores taxas de arrefecimento com a conseqüente redução de dureza, o que foi confirmado no âmbito deste trabalho pelos resultados das medições de dureza realizadas. Portanto seria de esperar uma diminuição do CTOD com o abaixamento da entrega térmica o que não está de acordo com os resultados obtidos no aço A a -50 e -70°C .

No aço I, com excepção da zona de grão crescido e a -70°C apenas, o CTOD aumentou com o aumento da entrega térmica o que traduz o comportamento típico dos aços ferríticos desde que não haja alteração significativa do mecanismo de rotura, que deve permanecer essencialmente transgranular para originar uma boa tenacidade nas estruturas de grão fino. Verifica-se assim que no aço A o mecanismo de rotura deve ser diferente do do aço I, o que falta ainda confirmar por análise fractográfica no microscópio electrónico de varrimento.

3.2 Metalografia

As microestruturas observadas apresentam na zona de metal base, como seria de esperar, uma matriz predominantemente ferrítica com os grãos de perlite tendendo-se a distribuir em bandas alinhadas, com excepção do aço G em que essa distribuição é bastante irregular.

A identificação dos constituintes na zona térmicamente afectada das diversas amostras observadas seguiu a nomenclatura proposta pelo I.I.W.(11) Verificou-se que

efectivamente os melhores resultados em ensaios CTOD correspondem de um modo geral, a morfologias

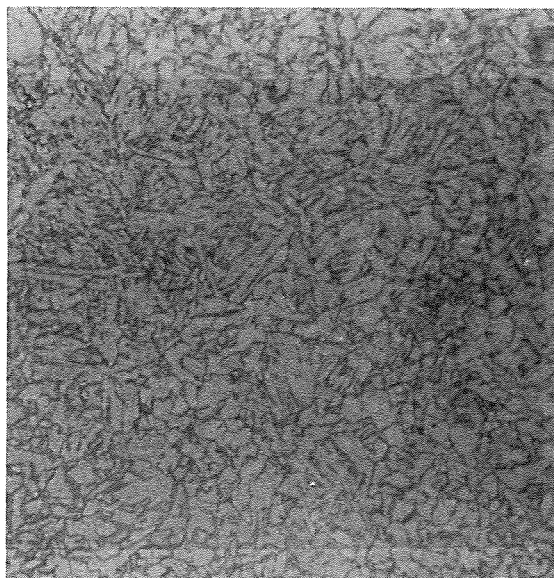


Fig. 4- Fotomicrografia do aço A (ICGC ZAT). Input térmico 3.5 KJ/mm. Observa-se uma microestrutura onde predominam a ferrite acicular e a ferrite poligonal intragranular (Ampliação 340x).

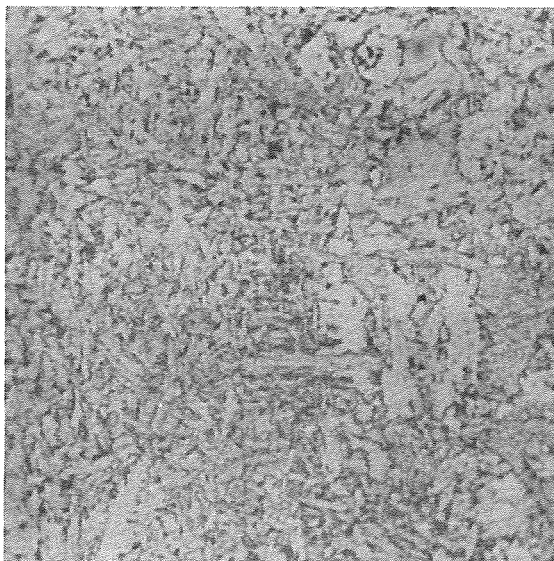


Fig. 5- Fotomicrografia do aço I (ICGC ZAT). Input térmico 5.0 KJ/mm. Microestrutura constituída por grande variedade de morfologias: ferrite acicular, ferrite poligonal intragranular, estruturas de Widmanstatten bem como ferrite primária nos limites de grão (Ampliação 340x).

microestruturais favoráveis como a ferrite acicular e ferrite poligonal intragranular. Contudo igualmente se identificam outras morfologias ferríticas como a ferrite com segunda fase (alinhada e/ou não alinhada) e ferrite nos limites de grão, assinalando neste último caso o tamanho de grão da fase mãe. Porém no aço G é muito mais flagrante o aparecimento de estruturas mais

desfavoráveis como bainite e ferrite nos limites de grão, verificando-se também assinalável coalescência de grão.

Uma precisa quantificação das microestruturas em presença terá necessariamente de ser efectuada para se estabelecer as percentagens volumétricas de cada uma, e melhor relacionar as microestruturas com os valores dos ensaios mecânicos de CTOD e das durezas. As Figuras 4 a 6 documentam algumas das mais características microestruturas observadas.



Fig. 6- Fotomicrografia do aço G (GC ZAT). Input térmico 3.5 KJ/mm. Mesmo para o mais baixo valor do input térmico a microestrutura apresenta-se claramente formada por microconstituintes duros resultantes de arrefecimento rápido no interior do grão perfeitamente identificado de austenite prévia.

4. CONCLUSÕES

- As adições de molibdénio e vanádio nos aços estruturais microligados provocaram uma redução significativa da tenacidade à fractura, CTOD.

- É aconselhável manter os teores de Nb e Al em valores bastante baixos para obter valores aceitáveis de CTOD a baixas temperaturas. Os dois aços que satisfazem este requisito (A e I), deram valores da temperatura de transição abaixo de -50°C para um $\text{CTOD}=0.1$ mm, e para todas as entregas térmicas e microestruturas simuladas nos provetes Gleeble.

- Para os aços A e I e a -50°C o CTOD deu valores mais baixos na região ICGC ZAT do que na região de GC ZAT independentemente da entrega térmica fornecida. A -70°C esta tendência apenas se verificou no aço A, o que indicia uma dependência dos resultados de CTOD em relação ao mecanismo de rotura.

- Em relação à variação do CTOD com a entrega térmica, no aço A e para as duas regiões o CTOD baixou com o aumento da entrega térmica. No aço I e a -50°C a tendência é oposta a esta e a -70°C no aço I o CTOD baixou com o aumento da entrega térmica na região GC ZAT, enquanto que na região ICGC ZAT o CTOD acompanhou o aumento da entrega térmica.

Estas constatações merecem um estudo mais detalhado dos mecanismos microestruturais de rotura.

- Os melhores resultados de tenacidade à fractura CTOD constituem as microestruturas favoráveis de ferrite acicular e ferrite poligonal intragranular que foram observadas nos aços A e I.

AGRADECIMENTOS

Este trabalho está a ser realizado em colaboração com a British Steel Technical em Inglaterra com financiamento da Comissão CECA no âmbito dos Projectos 7210-MC/935 e 901, "Development of artic grade structural steels". Os ensaios e o tratamento de dados foram feitos pelo aluno de Mestrado de Engenharia Mecânica do IST, José Rico Moita.

REFERÊNCIAS

- (1)- Canadian Standards Association, Preliminary Standard S473M, 1989- Steel Structures, Part. III of the Code for the Design; Construction and Installation of Fixed Offshore Structures", 1989.
- (2)- Pickering, F.B., "High strength, low alloy steels- a decade of progress", Proc. Int. Conf. Microalloying 75, Washington DC, USA, 1-3/10/75, 1975.
- (3)- Gladman, T., Dulieu, D., McIvor, I.D., "Structure-property relationships in high strength microalloyed steels", Ibid, pp.32-55, 1975.
- (4)- Bateson, P.H., Harrison, P.L., Martin, I.W., Kapoor, S., "Development of TMCR steel for offshore structures", Proc. Int. Conf. structural Materials in Marine Environments", The Institute of Materials, May 94, London, UK, pp.226-243, 1994.
- (5)- Harrison, P.L., Wall, P.C., Final report of ECSC project 7210-KA/816 (F5.3/89), "The effect of alloying elements on HAZ microstructure and toughness", British Steel Technical, Swinden Laboratories, Rotherham, UK 1991.
- (6)- J. F. Lancaster, "Metallurgy of welding", 5ª Ed., Chapman et Hall, 1994.
- (7)- D. P. Fairchild, "Local brittle zones in structural welds", in Welding Metallurgy of Structural Steels", Ed. J. Y. Too, The Metallurgical Society, 1987.
- (8)- Branco, C.M., 1st Progress Report of ECSC project 7210-MC/935, "Development of artic grade structural steels", CEMUL, Instituto Superior Técnico, March 1994.
- (9)- Harrison, P.L., 2nd Progress Report of ECSC Project 7210-MC/801, "Development of artic grade structural steels", British Steel Technical, Swinden Laboratories, Rotherham, UK, September 94.
- (10)- British Standards Institution, Fracture mechanics toughness tests, Part I. "Method for determination of K_{Ic} , critical CTOD and critical J values of metallic materials", BS7448: Part I: 1991.
- (11)- International Institute of Welding, Guide for the Light Microscope Examination of Ferrite Steel Weld Metals, Doc IX-1533-88, 1988.

ENSAYO BRASILEÑO: EFECTO TAMAÑO Y MECANISMOS DE ROTURA

C. Rocco, G.V. Guinea, J. Planas y M.Elices

Departamento de Ciencia de Materiales
E.T.S. Ingenieros de Caminos, Canales y Puertos. U.P.M.
Ciudad Universitaria s/n. 28040 Madrid

Resumen. El ensayo brasileño (Norma ASTM C496), es uno de los ensayos más empleados para evaluar la resistencia a la tracción de materiales cuasi-frágiles, como son las rocas, los cerámicos y los hormigones. Según la norma, la tensión nominal de rotura obtenida a partir del ensayo coincide con la resistencia a la tracción del material. Aunque el ensayo es simple, los resultados contradictorios obtenidos por diferentes investigadores respecto a la variación de la tensión nominal de rotura con el tamaño de probeta han puesto en cuestionamiento la validéz de la norma. En este trabajo se presenta un análisis numérico del ensayo, basado en el modelo de fisura cohesiva donde, se analiza el efecto del tamaño y de las condiciones de apoyo sobre la tensión nominal de rotura. Se incluyen también resultados experimentales correspondientes a ensayos de probetas de roca granítica. Los resultados permiten evaluar claramente el efecto de las variables estudiadas y la capacidad predictiva del modelo.

Abstract. The brazilian test (Standard ASTM C496) is one of the most used test for evaluate the tensile strength in cuassi-brittle materials as rocks, concretes and ceramics. According to the standard, the nominal stress of rupture coincide with the tensile strength. Actually, the standard is questionated because of the ambiguos results obtained by differents authors in relation to the variation of the nominal stress of rupture with the size of the specimen. In this work a numeric analysis of the brazilian test is presentated, based in the cohesive crack model where the size effects and the conditions of support over the nominal stress of ruptures are analyzed. Also are included the experimental results test of granite rock. The results allow to evaluate cleary, the effects of the variables studied and the predictive capacity of the model.

1. INTRODUCCION

A partir de la introducción y desarrollo de la mecánica de fractura en el campo de los materiales cuasi frágiles, como por ejemplo son las rocas, los cerámicos y los hormigones, una importante cantidad de trabajos de investigación se han concentrado en tratar de interpretar y analizar el efecto del tamaño sobre la tensión nominal de rotura de elementos estructurales o probetas de diferentes geometrías.

En la actualidad se dispone de una gran cantidad de resultados de ensayos donde se muestra claramente como la tensión nominal de rotura disminuye cuando aumenta el tamaño de probeta [1].

Las primeras teorías empleadas para interpretar el efecto tamaño sobre la tensión nominal de rotura se basaron en la teoría estadística de Weibull desarrollada para materiales frágiles [2]. Si bien esta teoría predice la disminución de la tensión nominal de rotura a medida que aumenta el tamaño, ha quedado demostrado que en materiales como los hormigones y

las rocas las predicciones basadas en la teoría de Weibull no son suficientes para explicar los resultados experimentales.

Una de las razones por la cual la teoría estadística resulta insuficiente en este tipo de materiales es que a diferencia de lo que ocurre con los materiales frágiles donde la rotura se produce por la propagación de una única imperfección en carga máxima, en las rocas y los hormigones la rotura va acompañada por el crecimiento y coalescencia de varias imperfecciones o microfisuras antes de la carga máxima. El efecto tamaño inducido por este crecimiento subcrítico de microfisuras puede ser adecuadamente interpretado de manera determinística aplicando los conceptos de la mecánica de fractura no lineal.

En el caso particular del ensayo brasileño, diferentes investigadores han realizado ensayos con el objeto de evaluar el efecto del tamaño sobre la tensión nominal de rotura. Algunos de estos resultados experimentales correspondientes a probetas de hormigón, se muestran en la fig.1.

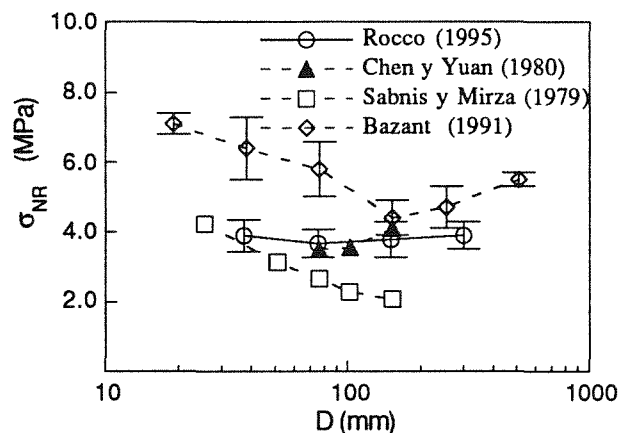


Fig.1. Efecto del tamaño sobre la tensión nominal de rotura en el ensayo brasileño (según [3],[4],[5] y [6]).

A diferencia de lo que ocurre con otro tipo de ensayos, los resultados muestran diferentes tendencias algunas de las cuales incluso contradicen la bien establecida tendencia de disminución de la resistencia con el tamaño tal como se puede predecir por la mecánica de fractura. Esta falta de homogeneidad en el comportamiento observado ha despertado en los últimos años cuestionamientos sobre la validez de considerar a la tensión nominal de rotura del ensayo brasileño como la resistencia a la tracción del material.

En este trabajo se presentan resultados teóricos y experimentales de ensayos brasileños a partir de los cuales se evalúa el efecto del tamaño y de las condiciones de apoyo sobre la tensión nominal de rotura. Los resultados teóricos se obtuvieron numéricamente aplicando un modelo de fractura no lineal basado en el modelo de fisura cohesiva.

En la sección 2 se presenta el modelo de fractura empleado y se incluye un análisis teórico de los resultados numéricos. En la sección 3 se indican los resultados experimentales juntamente con las características del material estudiado. Finalmente en el apartado 4 se incluyen las conclusiones finales del trabajo.

2. MODELO DE FISURA COHESIVA

Tanto la formulación tensional clásica basada en la elasticidad y plasticidad, como la mecánica de fractura elástica lineal resultan insuficientes para describir un amplio campo de situaciones relativas al comportamiento en fractura de los materiales cuasi frágiles. Varios modelos se han desarrollado en los últimos años con el objeto de contemplar a través de diferentes enfoques, el efecto de la no linealidad presente en este tipo de materiales.

Uno de estos modelos es el conocido "modelo de fisura cohesiva" [7]. La formulación matemática de este

modelo permite describir de manera simple y adecuada la realidad del comportamiento físico derivado de los distintos micromecanismos presentes en materiales tales como polímeros, cerámicos, rocas, hormigones y materiales con matriz reforzada.

2.1 Descripción del modelo

En el modelo de fisura cohesiva la no linealidad de la zona de procesos de fractura se encuentra idealmente caracterizada por una extensión de la fisura real dentro de la cual es posible la transferencia de tensiones entre las caras de la fisura (fig. 2).

Si bien el modelo se basa en el concepto de fisura cohesiva desarrollado por Dugdale (1960) [8], para introducir el efecto de la plasticidad en la punta de la fisura, su difusión más amplia al campo de los hormigones y otros materiales cuasi frágiles se debe a la reformulación del problema introducida por Hillerborg y colaboradores, [9] a través del llamado modelo de fisura ficticia. Una de las ventajas de esta reformulación es la posibilidad de extender el modelo a situaciones donde no existe en la estructura una fisura previa lo que permite, entre otras cosas, ampliar el campo de aplicación del modelo al estudio de probetas sin entalla como ocurre en el ensayo brasileño.

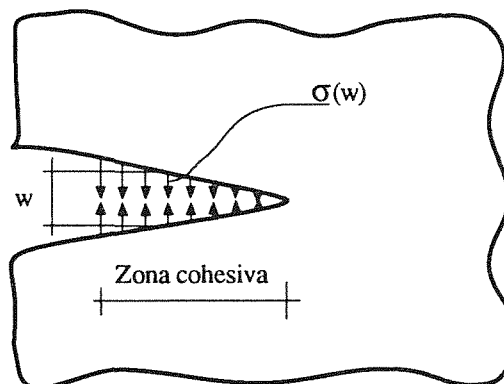


Fig.2. Propagación de una fisura cohesiva en Modo I

Según el modelo la fisura cohesiva se inicia en el punto donde la máxima tensión de tracción alcanza la resistencia a la tracción f_t del material. Aunque no es necesario hacer hipótesis restrictivas para el material fuera de la región de fractura, por simplicidad se considera que el material se comporta isotrópicamente en régimen elástico y lineal. Los parámetros del material característicos en esta zona son: el módulo de elasticidad E y el coeficiente de Poisson μ .

Una vez que la fisura cohesiva se ha formado las tensiones σ que se transfieren entre las caras de la fisura dependen del desplazamiento relativo w (fig. 2). La ley que gobierna esta transferencia de tensiones se

denomina función o curva de ablandamiento y es una propiedad del material (fig. 3).

El area bajo la curva de ablandamiento es la energía específica de fractura G_f .

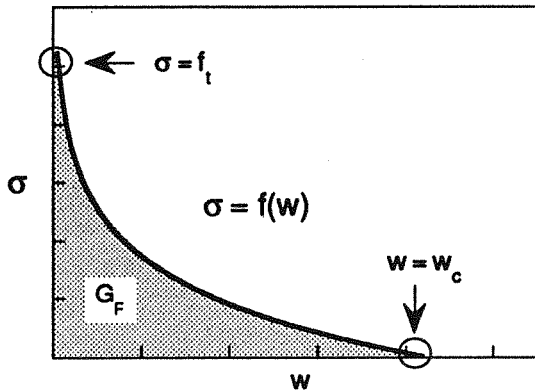


Fig.3. Función de ablandamiento.

A partir de los parámetros del material f_t , E , μ y G_f , Hillerborg introdujo un parámetro que es característico del modelo y que denominó longitud característica l_{ch} .

$$l_{ch} = \frac{G_f E}{f_t} \quad (1)$$

Donde E es el módulo de elasticidad generalizado para tensión plana o deformación plana.

2.2 Aplicación del modelo de fisura cohesiva al ensayo brasileño

En la figura 4, se muestra un esquema del ensayo brasileño.

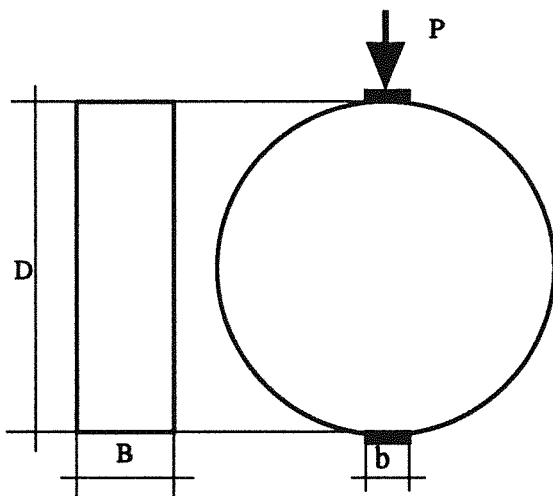


Fig.4. Geometría de la probeta y esquema de aplicación de la carga en el ensayo brasileño.

En este ensayo la tensión nominal de rotura puede ser convenientemente definida como:

$$\sigma_{NR} = \frac{2P_u}{\pi B D} \quad (2)$$

Donde P_u es la carga máxima o de rotura, B el espesor de la probeta y D el diametro.

La expresión (2) es la que emplea la norma ASTM C496 (Test Method for Splitting Tensile Strength of Cylinder Concrete Specimens) [10], para estimar la resistencia a la tracción f_t .

Para la modelización del ensayo se consideró que la fisura se nuclea en el centro de la probeta y la misma se propaga simétricamente en modo I hacia los puntos de aplicación de la carga en los apoyos. El modelo fué resuelto mediante un programa de elementos finitos desarrollado en nuestro Departamento.

Las variables analizadas con el modelo fueron el tamaño de probeta y el ancho de reparto de la carga en los apoyos. Con el fin de adimensionalizar el análisis se emplearon las siguientes variables:

$$b^r = \frac{b}{D}, \quad D_{ch} = \frac{D}{l_{ch}}, \quad \sigma_{NR}^r = \frac{\sigma_{NR}}{f_t} \quad (3)$$

- b^r Ancho de reparto relativo
- D_{ch} Tamaño característico
- σ_{NR}^r Tensión nominal relativa de rotura

En las figuras 5a y 5b, se representan las curvas teóricas obtenidas con el modelo donde se muestra el efecto de las variables estudiadas sobre la tensión nominal relativa de rotura. Para este caso se empleó una función de ablandamiento bilineal. En las mismas figuras se incluye la solución elástica lineal.

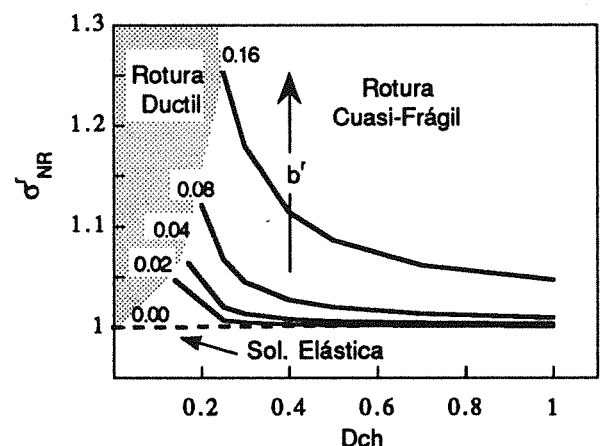


Fig 5a. Efecto del tamaño de probeta sobre la tensión nominal de rotura del ensayo brasileño.

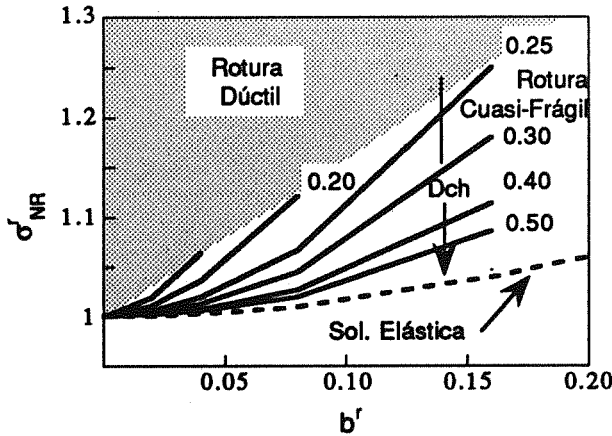


Fig..5b. Efecto del ancho de reparto sobre la tensión nominal de rotura del ensayo brasileño.

La zona de rotura dúctil indicada en las figuras anteriores corresponde a valores del tamaño de probeta y de condiciones de apoyo para las cuales la carga crece monótonicamente sin alcanzar un valor máximo durante la extensión de la fisura.

A partir de los resultados teóricos se pueden analizar los siguientes casos:

a) $b^r = 0$: La tensión nominal de rotura es independiente del tamaño y su valor coincide con la resistencia a la tracción del material ($\sigma_{NR} = 1$).

$$\sigma_{NR} = f_t$$

La solución del modelo cohesivo coincide con la solución elástica.

b) $b^r > 0$: La tensión nominal de rotura depende del tamaño y es posible analizar las siguientes situaciones:

b1) $D_{ch} \rightarrow \infty$. Cuando el tamaño característico tiende a infinito (probetas de gran tamaño), la solución del modelo cohesivo converge a la solución elástica.

$$\sigma_{NR} = f_t \left(1 - b_r^2\right)^{\frac{3}{2}} \tag{4}$$

b2) $D_{ch} \neq \infty$. En este caso la tensión nominal de rotura no coincide con la solución elástica, y su relación con la resistencia a la tracción depende para, cada material, del tamaño y del ancho de reparto. A medida que se incrementa el ancho de reparto y se reduce el tamaño característico, los valores de la σ_{NR} divergen más fuertemente del valor de f_t .

Teniendo en cuenta que la norma ASTM considera con independencia del tamaño de la probeta, que el valor

de la tensión nominal de rotura coincide con la resistencia a la tracción, resulta que la norma sobrestima el valor de la f_t . Este efecto resulta más importante si se tiene en cuenta que el ancho de reparto relativo recomendado por la propia norma ASTM es igual a 0.16.

3. COMPROBACION EXPERIMENTAL

4.1. Características del Material y de las Probetas

Con el objeto de analizar experimentalmente el efecto del tamaño y del ancho de reparto en el ensayo brasileño, se ensayaron probetas cilíndricas de roca granítica.

En la tabla 1 se indican las propiedades del material ensayado

Tabla 1. Propiedades del material

PROPIEDAD	VALOR
Módulo de Elasticidad, E (GPa)	34
Resistencia a la Tracción, f_t (MPa)	10.1
Energía especif. de Fractura, G_f (N/m)	167
Longitud característica, l_{ch} (mm)	55
Función de Ablandamiento Bilineal	
w_1 (mm)	0.0195
w_c (mm)	0.1684

Para evaluar las propiedades del material se hicieron ensayos estables de flexión en tres puntos, sobre vigas entalladas de 100mm de canto y 30mm de espesor, con una entalla relativa de 0.50. La relación entre la luz de ensayo y el canto fué igual a 4. La energía específica de fractura G_f se calculó siguiendo las recomendaciones de la norma RILEM TC-50 con los ajustes recomendados en [11], [12] y [13]. El módulo de elasticidad E, se obtuvo a partir de la pendiente inicial de la curva carga vs apertura de fisura registrada en el ensayo (se usaron las expresiones dadas por Tada, Paris y Irwin). Finalmente los parámetros w_1 y w_c de

la curva de ablandamiento bilineal se obtuvieron mediante el método de ajuste general recomendado por los autores [14]. Como valor de la resistencia a tracción se tomó el valor de la tensión nominal de rotura del ensayo brasileño correspondiente a las probetas tipo STC3 con un ancho de reparto $b^r=0.04$.

En la tabla 2, se indican el número de probetas ensayadas y los tamaños y anchos de reparto estudiados. Las probetas se obtuvieron a partir de una misma placa de espesor uniforme (30mm), mediante calado con brocas diamantadas.

Tabla 2. Probetas ensayadas, tamaños y anchos de reparto

Probeta	D	B	b^r		
			0.16	0.08	0.04
Tipo	(mm)	(mm)			
STC1	30	30	6	3	
STC2	60	30	4	4	4
STC3	120	30	4	4	4
STC4	240	30	3		

3.2. Resultado de los ensayos

En la tabla 3 se indican la dimensión característica D_{ch} de las probetas, el ancho de reparto relativo b^r y los resultados de los ensayos brasileños. En la misma se incluye el valor de la tensión nominal de rotura σ_{NR} , la desviación estándar S , el coeficiente de variación $cv=S/\sigma_{NR}$ y la tensión nominal relativa de rotura σ^r_{NR} .

Tabla 3. Resultado de los ensayos

Probeta	σ_{NR}	S	cv	br	D_{ch}	σ^r_{NR}
Tipo	(MPa)	(MPa)	%			
STC1	11.03	1.180	10.69	0.16	0.54	1.092
STC1	10.43	0.127	1.22	0.08	0.54	1.033
STC2	10.76	0.049	0.46	0.16	1.09	1.065
STC2	10.24	0.193	1.88	0.08	1.09	1.014
STC2	10.15	0.074	0.73	0.04	1.09	1.005
STC3	10.41	0.154	1.48	0.16	2.18	1.031
STC3	10.12	0.282	2.79	0.08	2.18	1.002
STC3	10.05	0.185	1.84	0.04	2.18	0.995
STC4	10.39	0.462	4.44	0.16	4.36	1.029

En las figuras 6a y 6b se representan los valores experimentales de la tensión nominal relativa de rotura en función del tamaño característico y del ancho de

reparto relativo. En las mismas figuras se incluyen las curvas de predicción teórica obtenidas con el modelo de fisura cohesiva. Para el cálculo de estas curvas se tomó la función de ablandamiento correspondiente al material ensayado (tabla 1).

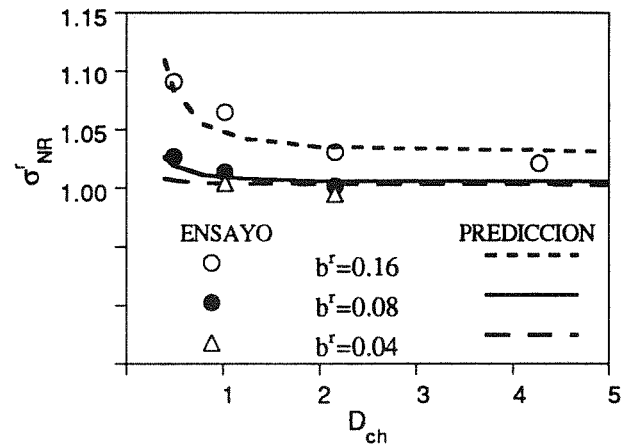


Fig. 6a. Efecto del tamaño de probeta sobre la tensión nominal de rotura del ensayo brasileño. Valores experimentales y predicción teórica.

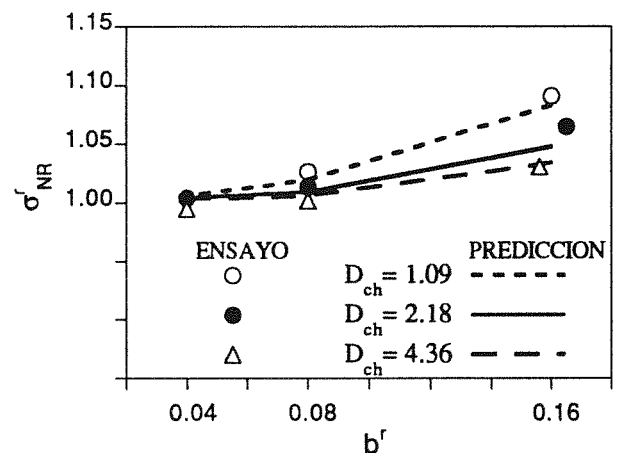


Fig. 6b. Efecto del ancho de reparto sobre la tensión nominal de rotura del ensayo brasileño. Valores experimentales y predicción teórica.

Como puede verse en las figuras, el efecto del ancho de reparto y del tamaño de probeta sobre los valores experimentales de la tensión nominal de rotura son similares al comportamiento teórico. Las curvas obtenidas a partir del modelo cohesivo predicen adecuadamente el comportamiento experimental.

4. CONCLUSIONES

Del análisis de los resultados teóricos obtenidos a partir del modelo de fisura cohesiva y de los resultados de los ensayos experimentales realizados en este

trabajo es posible efectuar las siguientes consideraciones:

-. En general la tensión nominal de rotura obtenida en el ensayo brasileño sobrestima el valor de la resistencia a la tracción f_t . A medida que se incrementa el ancho de reparto y se reduce el tamaño de probeta, los valores de la tensión nominal de rotura del ensayo brasileño divergen más fuertemente del valor de la resistencia a la tracción.

-. El efecto del ancho de reparto y del tamaño de probeta sobre el valor de la tensión nominal de rotura obtenida en el ensayo brasileño puede ser convenientemente justificado mediante el modelo de fisura cohesiva. Se ha demostrado que el modelo empleado en este trabajo predice adecuadamente los resultados de los ensayos.

5. REFERENCIAS.

- [1] Mihashi, M., Okamura, H. and Bazant, Z. P. "Size effect in concrete structures", E&FN Spon, London. (1993).
- [2] Weibull, W. "A statistical theory of strength of materials", Pocc. Royal Swedish Academy of Eng. Sci 151, 1-45. (1939).
- [3] Chen, W. F., and Yuan, R. L., "Tensile strength of concrete: the double punch tests", Journal of the Structural Division, ASCE, 106, ST8, 1673-1693. (1980).
- [4] Bazant, Z. P., Kazemi, M. T., Hasegawa, T. and Mazars, J., "Size effect in Brazilian Split-Cylinder Test: Measurements and fracture analysis", ACI Materials Journal, V38,3, 325-332 (1991).
- [5] Sabnis, G. M. and Mirza, S. M., "Size effects in model concretes?", Journal of the Structural Division, ASCE, 105, ST6, 1007-1020. (1979).
- [6] Rocco, C., Guinea, G. V., Planas, J. and Elices, M., "The effect of the boundary conditions on the cylinder splitting strength", Fracture Mechanics of Concrete Structures, Proceedings FRAMCOS-2, vol1 75-84. (1995).
- [7] Planas, J. and Elices, M., "Nonlinear fracture of cohesive materials", International Journal of Fracture 51 139-157. (1992).
- [8] Dugdale, D. S., "Yielding of steel sheets containing slits", J. Mech. Phys. Solids, 8, 100-104. (1960).
- [9] Hillerborg, A., Modeer, M. and Petersson, P., "Analysis of crack formation and crack growth in concrete by means of fracture mechanics and finite elements", Cement and Concrete Research, 6 773-782. (1976).

[10] ASTM C496-90, "Standar test method for splitting tensile strength of cylindrical concrete specimens".

[11] Guinea, G. V., Planas, J. and Elices, M., "Measurement of fracture energy using three-point bend tests: Part1-Influence of experimental procedure", Materials and Structures, Vol 25 212-218. (1992).

[12] Planas, J., Elices, M., and Guinea, G. V., "Measurement of fracture energy using three-point bend tests: Part2-Influence of bulk energy dissipation", Materials and Structures, Vol 25 305-312. (1992).

[13] Elices, M., Guinea, G. V., and Planas, J., "Measurement of fracture energy using three-point bend tests: Part3-Influence of cutting the P- δ tail", Materials and Structures, Vol 25 327-334. (1992).

[14] Guinea, G.V, Planas, J. and Elices, M. , "A general bilinear fitting for the softening curve of concrete", Materials and Structures, 27 99-105. (1994).

6. AGRADECIMIENTOS

Los autores agradecen a la Comisión Interministerial de Ciencia y Tecnología y a la Dirección General de Investigaciones Científicas y Técnicas la ayuda recibida a través de los proyectos de investigación MAT94-0120-C03 y PB93-0031.

CRECIMIENTO DE GRIETAS POR FATIGA EN LA CIRCONA PARCIALMENTE ESTABILIZADA (Mg-PSZ)

R. Fernández, L. Llanes, y M. Anglada

E.T.S. de Ingenieros Industriales de Barcelona - Universidad Politécnica de Cataluña
Dpt. de Cienc. de los Mater. e Ing. Metalúrgica. Av. Diagonal, 647, 08028 Barcelona

Resumen. Se ha estudiado la propagación de fisuras por fatiga en una circona parcialmente estabilizada con magnesia (Mg-PSZ), con dos microestructuras diferentes. En un caso el material presentó una microestructura caracterizada por precipitados tetragonales distribuidos uniformemente en una matriz cúbica (AR). El otro caso corresponde al material AR tratado térmicamente a 1320°C durante 8 horas, generando fundamentalmente una decomposición eutécticoide de la matriz cúbica localizada en el borde de grano y partículas monoclinicas de mayor tamaño (OA). Para las dos microestructuras, dado un factor de intensidad de tensiones máximo aplicado, la velocidad de propagación de grietas es mayor bajo cargas cíclicas que bajo cargas estáticas. Se observó para los dos casos un mayor valor en las pendientes de las curvas de propagación bajo condiciones estáticas de carga, comparado con el de cargas cíclicas. Los resultados son discutidos en términos de la microestructura y su influencia sobre los mecanismos de resistencia a la propagación de fisuras presentes en cada caso; así como del efecto de las cargas cíclicas y el medio ambiente sobre estos mecanismos.

Abstract. The fatigue crack growth behavior of a magnesia-partially-stabilized zirconia, with two different microstructures, has been studied. One microstructure was characterized by tetragonal precipitates uniformly distributed within a cubic matrix (AR). The other one corresponded to the AR material, but heat treated at 1320°C during 8 hours. Such an aging treatment mainly promoted localized eutectoid decomposition of the cubic matrix on grain boundary regions as well as formation of monoclinic particles of large size (OA). For both materials, given a maximum stress intensity factor applied, the fatigue crack propagation rates were higher under cyclic loading than under static one. It was observed, for both cases, a larger slope on the crack propagation curves for the static loading conditions, when compared to the results corresponding to cyclic loading. The results are discussed in terms of the microstructural features and their influence on the mechanisms of crack growth resistance existing in each case; as well as of the effect of cyclic loading and environment on such mechanisms.

INTRODUCCIÓN

La circona parcialmente estabilizada con magnesia (Mg-PSZ) pertenece al grupo de cerámicas llamadas "avanzadas". Estas cerámicas son candidatas a ser utilizadas en aplicaciones estructurales donde se requiera una relación alta rigidez/peso, así como estabilidad química y térmica. La alta resistencia de las cerámicas, en general se ve opacada por su intrínseca baja tenacidad. La capacidad de aumento de tenacidad mediante transformación inducida por esfuerzo de la circona, reportada por primera vez por Garvie *et al.* [1], ha logrado que la circona sea tomada en cuenta para reemplazar a otras cerámicas, e inclusive algunos metales, en aplicaciones tradicionales.

Desde un punto de vista estructural mas amplio, la obtención de cerámicas con resistencia y tenacidad mayores, repercute sensiblemente en el comportamiento mecánico de dichos materiales bajo cargas fluctuantes. Como la mayoría de las cerámicas avanzadas, la

Mg-PSZ es propensa a presentar el fenómeno de "fatiga cíclica". En la literatura relacionada con propiedades mecánicas de materiales cerámicos, el termino "fatiga cíclica" es usado para distinguir la fatiga mecánica real del crecimiento subcritico de grietas bajo tensión asistido por el medio ambiente, generalmente llamado "fatiga estática".

Se han realizado varias investigaciones en torno a la fatiga de Mg-PSZ, tomando en cuenta tanto defectos de procesamiento como fisuras de diferentes tamaños [2-5]. De dichos trabajos se pueden extraer algunos hechos muy interesantes en el comportamiento de la Mg-PSZ en fatiga: 1) el material sufre una degradación mecánica al ser sometido a cargas fluctuantes [2-5]; 2) existe una relación potencial con un exponente elevado, entre el coeficiente de intensidad de tensiones aplicado (K_I) y la velocidad de crecimiento de la fisura [3-5]; 3) la velocidad de propagación de los defectos de procesamiento en la superficie es mayor que la observada en grietas de mayor tamaño, para un factor

de intensidad de tensiones aplicado equivalente [5]; y 4) el deterioro producido por fatiga cíclica en tensión-compresión es mayor que el producido en tensión-tensión [2,4].

Por otra parte, la influencia de la microestructura en el fenómeno de fatiga de la Mg-PSZ ha sido poco estudiada. El efecto de este parámetro en la magnitud relativa de fatiga estática y cíclica de la Mg-PSZ, en términos de la vida a fatiga del material, ha sido investigada por los autores recientemente [6,7]. El objetivo del presente trabajo es profundizar en dicho conocimiento a través de la evaluación de la velocidad de crecimiento de grietas "grandes" en la Mg-PSZ, con diferentes parámetros microestructurales. Los resultados obtenidos se discuten en términos de los mecanismos de resistencia a la propagación de fisuras relevantes en cada caso, y de su posible degradación bajo las sollicitaciones mecánicas impuestas.

2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

El material estudiado fue una circona parcialmente estabilizada, con aproximadamente 9% molar MgO, (ZrO₂ tipo FZM, Friedrichsfeld Alemania) con dos microestructuras diferentes. Una microestructura, referida como material AR, corresponde a las condiciones de "recepción", óptimas según las especificaciones dadas por el fabricante. La otra microestructura referida como material OA, corresponde al material AR sometido a un tratamiento térmico sub-eutectoide de "envejecimiento", a 1320 °C durante 8 horas. Ambas microestructuras han sido caracterizadas por microscopía óptica (MO), electrónica de barrido (MEB) y electrónica de transmisión (MET).

Las muestras suministradas en forma de prismas rectangulares de 5x8x50mm fueron pulidas con pasta de diamante (6µm) para facilitar la observación de la grieta. Se realizó una entalla con disco de diamante obteniendo una relación entalla/altura de 0.3. Las muestras fueron prefisuradas mediante carga cíclica en compresión-compresión. La prefisuración se llevo a cabo en una máquina de ensayos universal (INSTRON, modelo 1341) en control de carga y con una onda sinusoidal (relación entre carga mínima y máxima, R, de 10 y frecuencia de 20Hz).

La medición de la velocidad de crecimiento de las grietas fue realizada en una máquina de ensayos universal (INSTRON, modelo 8511) mediante flexión por cuatro puntos. Los ensayos bajo carga constante fueron conducidos en control de carga con una rampa de 100N/s. En los ensayos de fatiga cíclica se utilizaron ondas sinusoidales con R de 0.2 y 0.6 en cada caso, ambas con una frecuencia de 2Hz. Para la

determinación de la "Curva R", se utilizó una onda trapezoidal con velocidades de carga y descarga de 1000N/s y un tiempo de permanencia a carga máxima de 0.5s. La longitud de la grieta fue medida *in situ* usando un microscopio óptico de larga distancia (QUESTAR, modelo QM100). En todos los casos el valor del factor de intensidad de esfuerzos aplicado se calculó utilizando la expresión presentada por Tada *et al.* [8]. Las superficies de fractura así como piezas no fracturadas fueron observadas mediante MO y MEB. Todos los ensayos se realizaron a temperatura ambiente y humedad aproximada de 55%.

3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

3.1. Aspectos microestructurales

El tamaño de grano promedio, a partir de las imágenes por MO y MEB, fue en ambos casos de aproximadamente 65µm. Como fue reportado previamente [6], los precipitados se encuentran distribuidos uniformemente dentro de la matriz cúbica con una fracción de volumen cercana al 40%. En el caso del material AR los precipitados presentes corresponden a una simetría tetragonal y un tamaño promedio de 150µm. En el material OA son de simetría monoclinica y con un tamaño de precipitado superior a los 250µm, como se observa en la figura 1. Otros aspectos generales del material OA se observan en la figura 2. En este caso, el borde de grano se observa como zonas de color oscuro, debido al ataque preferencial (ácido fluorhídrico concentrado por aproximadamente 4 minutos), revelando así zonas de diferente composición por la presencia del producto eutectoide.

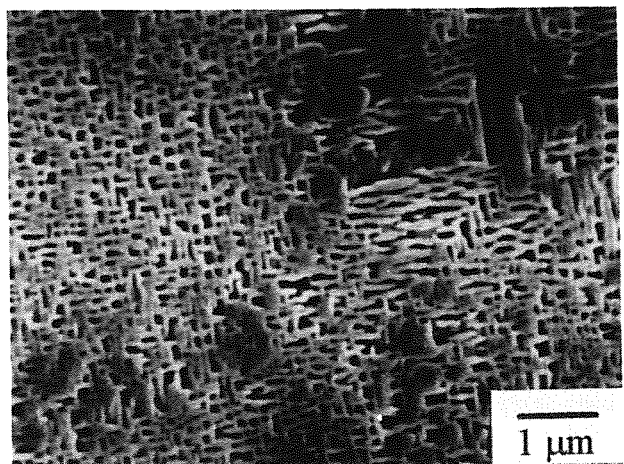


Fig. 1. Micrografía por MEB del material OA donde se observa la distribución y tamaño de los precipitados monoclinicos.

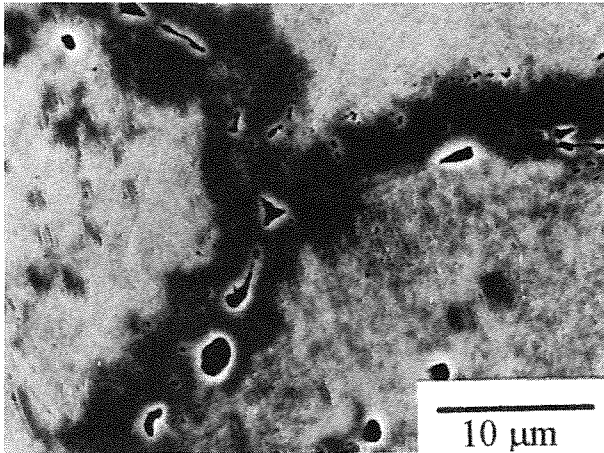


Fig. 2. Micrografía por MEB del material OA donde el ataque químico preferencial revela claramente la región adyacente a los bordes de grano gracias a la presencia del producto eutectoide.

3.2. Comportamiento mecánico

En la figura 3 se muestra el crecimiento de grieta en función del factor de concentración de tensión aplicado (K). El gráfico muestra claramente el comportamiento de "Curva-R" en ambos materiales, el cual concuerda relativamente bien con otros resultados reportados en la literatura [9]. Los valores de partida para K de las Curvas-R mostradas en la figura 3 fueron estimados, bajo consideraciones físicas, como los umbrales de fatiga estática correspondientes para cada microestructura (6 y 3.5 MPam^{1/2} para los materiales AR y OA respectivamente, sección 3.3).

La figura 3 muestra un comportamiento de Curva-R pronunciado para el materia AR, lo cual era esperado según los parámetros microestructurales observados por MEB y MET, para el desarrollo de mecanismos de aumento de la tenacidad mediante transformación inducida por esfuerzo. Sin embargo es importante indicar que otros mecanismos como la ramificación de fisuras y la formación de puentes fueron igualmente observados, y por tanto deben ser considerados al explicar el comportamiento reportado.

Un incremento en la tenacidad del material OA, con la extensión de la grieta, es también reflejado en la figura 3. En este material un mecanismo de aumento de la tenacidad basado en apantallamiento de la punta de la grieta mediante transformación inducida por esfuerzo no es viable. Mas bien, este comportamiento debe estar asociado a otros mecanismos, entre los cuales podemos señalar: 1) la creación de puentes que transfieren carga entre las caras de la grieta, 2) la fricción entre las rugosidades de las superficies de fractura y 3) el desvío de la grieta, en escala comparable al tamaño del grano.

El efecto importante de cada uno de estos mecanismos es una consecuencia directa de la tendencia de la grieta a propagarse por un borde de grano con menor energía específica de fractura. La debilidad de los bordes de grano puede ser explicada por la presencia de porosidad, así como el microagrietamiento resultado de una nucleación localizada de la matriz cúbica; como se intuye de la figura 2. La zona que contiene el producto eutectoide presenta microfisuración debido a diferencias volumétricas de los compuestos [10].

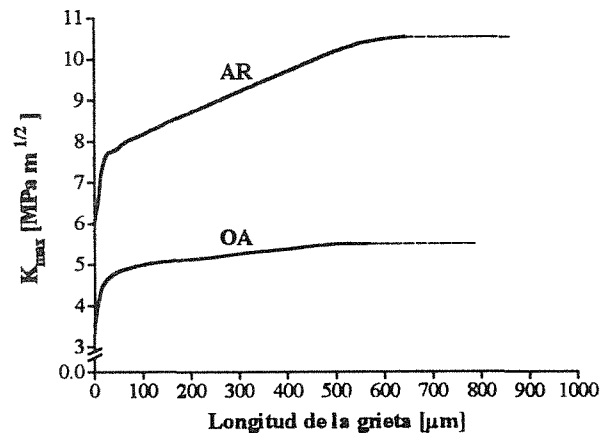


Fig. 3. Comportamiento de Curva-R para los materiales AR y OA.

En general, la desigualdad en la respuesta mecánica observada para ambos materiales pueden ser asociadas con la clara diferencia en la interacción grieta-microestructura observada, diferente para cada uno de los materiales estudiados [7].

Las velocidades de propagación en función del factor de intensidad de esfuerzos máximo aplicado, son presentados en las figuras 4 y 5. En todos los casos la carga fue aumentada para obtener incrementos de 0.1 MPa m^{1/2} hasta que se detectó el crecimiento de la grieta. La figura 4 muestra datos de propagación para ambos materiales, tanto en fatiga cíclica (R=0.2) como fatiga estática. El valor designado como m, corresponde al coeficiente de Paris.

En la mayoría de los casos las grietas disminuyeron de velocidad, o se detuvieron durante el crecimiento inicial, a valores del factor de intensidad de esfuerzos aplicado cercanos al umbral de propagación (esquemático mediante flechas descendentes). Este comportamiento de grieta pequeña observado en ambas microestructuras puede ser asociado con 1) la formación gradual de una zona transformada a medida que la fisura se extiende (material AR), o 2) el desarrollo de una longitud característica de puentes elásticos entre las caras de la grieta, así como el desvío de esta última (material OA).

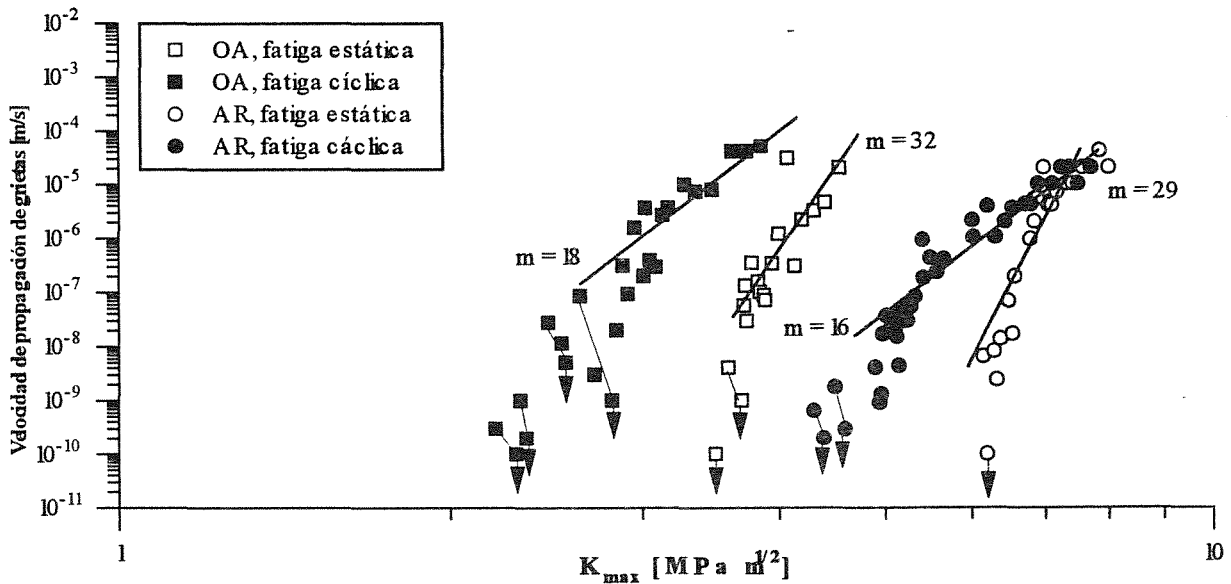


Fig. 4. Comparación de las velocidades de propagación de grietas, en función del factor de intensidad de esfuerzo aplicado máximo, para los materiales designados AR y OA. Las pendientes de las curvas correspondientes se encuentran designadas como m.

Para los dos materiales se encontraron diferencias notables entre la propagación bajo carga cíclica y carga estática. Estas diferencias se observaron principalmente para velocidades de propagación por debajo de 10^{-5} m/s. Al igual que para otros parámetros del comportamiento mecánico [6,7] el umbral de propagación para el material AR es significativamente mayor que el observado para el material OA. En los dos casos, los coeficientes de Paris para la propagación de fisuras bajo cargas estáticas fueron mayores que los correspondientes a la propagación bajo cargas cíclicas, en concordancia con trabajos previos [4].

En la figura 5 se observa la influencia del cociente de esfuerzos aplicados (R), en la propagación de fisuras por fatiga cíclica. Se muestran exclusivamente datos experimentales detallados para los ensayos llevados a cabo con R igual a 0.6, mientras las curvas representadas en la figura 4 se grafican en términos de pendientes para facilitar las comparaciones. Es evidente el desplazamiento que sufre la curva de propagación para ambos materiales al aumentar el parámetro R de 0.2 a 0.6. Lo anterior confirma la existencia de fatiga mecánica real actuando en la degradación de los mecanismos de resistencia a la propagación de fisuras presentes en cada uno de los materiales. Este efecto sería muy claro en el mecanismo basado en la transferencia de carga por puentes elásticos entre las caras de la fisura. Trabajos recientes [11,12] basados en observaciones *in situ* por MEB de la propagación de fisuras bajo cargas cíclicas en la Mg-PSZ indican la existencia de estos puentes, formados tanto por granos como por precipitados. Sin embargo, no queda muy claro como la degradación de mecanismos, que parecen

ser de importancia secundaria en términos del aumento de la tenacidad, puedan ser los responsables primarios de la fatiga cíclica en la Mg-PSZ, como dichos trabajos parecen sugerir.

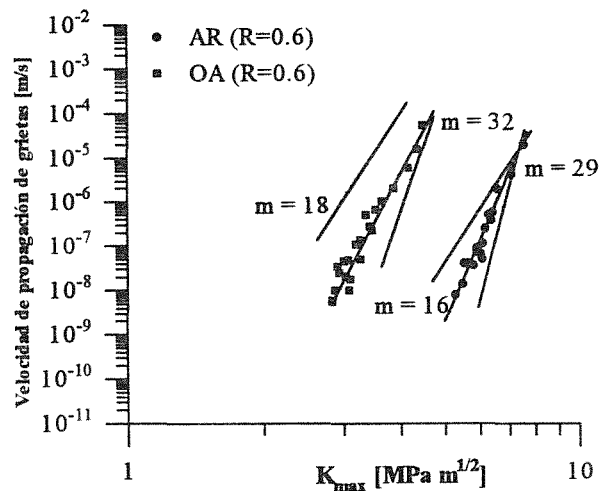


Fig. 5. Efecto de R en la velocidades de propagación de grietas como función de Kmax. Los detalles se explican en el texto.

Diferencias significativas en los mecanismos de propagación y de fractura fueron observadas en ambos materiales. El material AR presentó generalmente una fractura transgranular, independiente del ΔK aplicado. De los estudios microestructurales se espera que el mecanismo de aumento de tenacidad esté asociado a la transformación inducida por esfuerzo de los precipitados uniformemente distribuidos en la matriz.

Paralelamente a este mecanismo, como ya fue mencionado anteriormente, la ramificación de las grietas, la formación de puentes y el desvío de bajo ángulo fueron observadas en el material AR, como se muestra en la figura 6. Dichos mecanismos son también reconocidos como causantes del aumento de tenacidad bajo carga constante en estos materiales [11-13].

La fatiga cíclica en materiales como el AR es generalmente atribuida a la degradación de un amplio espectro de mecanismos [4,12-14]. El estudio detallado mediante MEB, MET y la observación *in situ* de la propagación, permiten especular que algunos de los mecanismos que juegan un papel importante en la fatiga cíclica del material AR serían: 1) la degradación de puentes transgranulares; y 2) los efectos de cuña a causa de la rugosidad de las superficies de fractura, los cuales inducen tensiones complejas (modo II y III) en la punta de la fisura. Otros mecanismos como la microfisuración y las tensiones residuales entre la matriz y los precipitados (parámetros que se acentúan al transformar estos últimos), así como una posible reversibilidad parcial de la transformación no deberían ser despreciados. Aunque ellos no fueron estudiados y resultan difíciles de evaluar, dichos mecanismos pueden ser igualmente responsables del efecto de fatiga cíclica observado.

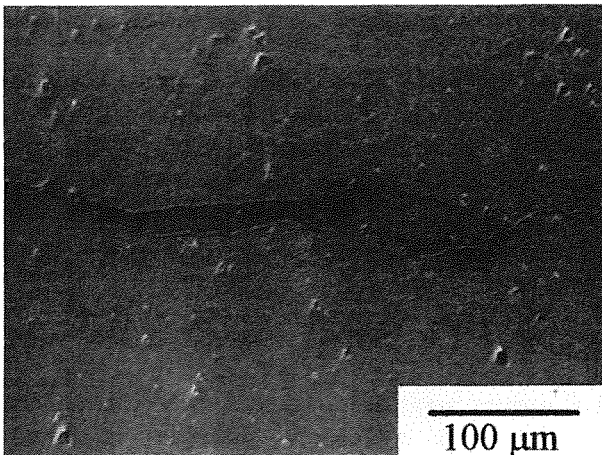


Fig. 6. Micrografía por MO del material AR. Se observa la ramificación y formación de puentes. La entalla se encuentra situada al lado izquierdo.

La superficie de fractura observada para el material OA fue generalmente intergranular. En todos los casos la propagación de la grieta siguió los bordes de grano y la zona cercana a ellos, caracterizada por la presencia del producto eutectoide.

La observación *in situ* de la propagación mostró desviaciones del orden de magnitud del tamaño de

grano a lo largo de todo el recorrido de la grieta. Un ejemplo de ello es presentado en la figura 7. El desvío de las grietas en el material OA, si bien puede explicar parcialmente el comportamiento de grieta pequeña observado, no puede explicar por sí solo un comportamiento de Curva-R incremental como el determinado. Lo anterior induce a pensar en la posibilidad de un "efecto mecánico" en términos de puentes elásticos ya sea entre las superficies creadas por dicha deflexión o envolviendo precipitados de tamaño considerable como el mecanismo real de aumento de tenacidad en este material.

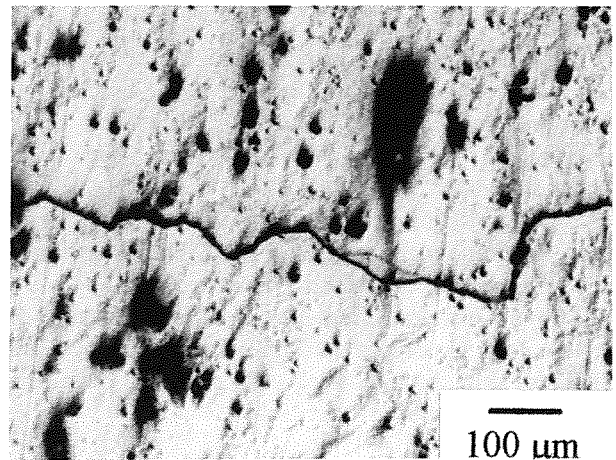


Fig. 7. Micrografía por MO del material OA. Se aprecia la deflexión de un orden de magnitud del tamaño de grano.

Como se discutió anteriormente para el material AR, el crecimiento bajo cargas cíclicas en el material OA parece también estar asociado con un fenómeno mecánicamente inducido. Los mecanismos de fractura observados para el material OA indican un deterioro intrínseco del material previo al ensayo. Similarmente, una mayor sensibilidad al medio ambiente del producto eutectoide, podría implicar una menor fatiga cíclica real en el material OA comparado con el material AR. Los resultados presentados aquí parecen confirmar dichas ideas.

Finalmente y tratando de establecer un paralelismo entre el comportamiento de los metales y el presentado en este estudio para el material OA, es posible realizar la siguiente comparación. En el caso de muchos sistemas metálicos un desvío pronunciado de la grieta, así como un crecimiento intergranular de la fisura es debido a un deterioro microestructural que implica un perjuicio de las propiedades mecánicas del material. Lo anterior es claramente observado para el material OA, e indica que las ideas anteriores pueden ser igualmente válidas para los materiales cerámicos.

4. CONCLUSIONES

Del estudio presentado anteriormente, sobre la propagación de fisuras por fatiga en circona parcialmente estabilizada con magnesia con dos microestructuras distintas, se puede extraer las siguientes conclusiones.

El comportamiento de Curva-R mostrado por el material **AR** se debe al apantallamiento producido por la transformación de fase inducida por esfuerzo. En el caso del material **OA** dicho comportamiento puede ser explicado por la presencia de puentes entre las superficies de la grieta y el camino tortuoso que ella describe.

El comportamiento a fatiga cíclica y estática observado parece estar asociado en todos los casos al deterioro de los mecanismos de resistencia a la propagación de la fisura presentes, según la microestructura.

Las fisuras en el material **OA** propagan por el borde de grano y zonas adyacentes, debido a la menor energía específica de fractura de dichas zonas.

La degradación de los mecanismos de resistencia a la propagación de la fisura es mas severa mediante la aplicación de cargas fluctuantes, y aumenta a medida que el factor R disminuye.

5. REFERENCIAS

- [1] R.C. Garvie, R.H. Hannink y R.T. Pascoe, "Ceramic Steel", *Nature*, **258** 703-4 (1975).
- [2] M.V. Swain y V. Zelizko, "Comparison of Static and Cyclic Fatigue on Mg-PSZ Alloys", en *Advances in Ceramics, Science and Technology of Zirconia III*, (Eds. S. Somiya, N. Yamamoto y H. Yanagida), Am. Ceram. Soc., Westerville, OH, p. 595-606, (1988).
- [3] L.A. Sylva y S. Suresh, "Crack Growth in Transforming Ceramics under Cyclic Tensile Loads", *J. Mater. Sci.*, **24** 1729-38 (1989).
- [4] R.H. Dauskardt, D.B. Marshall y R.O. Ritchie, "Cyclic Fatigue Crack Propagation in Magnesia-Partially-Stabilized Zirconia Ceramics", *J. Am. Ceram. Soc.*, **73** [4] 893-903 (1990).
- [5] A.A. Steffen, R.H. Dauskardt, y R.O. Ritchie, "Cyclic Fatigue Life and Crack Growth Behaviour of Microstructurally Small Cracks in Magnesia-Partially-Stabilized Zirconia", *J. Am. Ceram. Soc.*, **74** [6] 1259-68 (1991).
- [6] L. Llanes, J. Alcalá, L. Bernacchia, N. Salán, A. Campillo y M. Anglada, "Fatiga Cíclica y Estática de la Circona Parcialmente Estabilizada (Mg-PSZ)" *Anales de Mecánica de la Fractura*, Vol. 11, 289-96 (1994).
- [7] L. Llanes, L. Bernacchia, R. Fernández, M.M. Nagl y M. Anglada "Fatigue Life and Fracture Mechanisms of Peak- and Eutectoid-Aged

Magnesia-Partially Stabilized Zirconia", en *Optimisation of Properties and Performance by Improved Design and Microstructure Control*, (Eds. S. Meriani y V. Sergo), Faenza Editrice, Faenza, Italia, p. 139-46 (1995).

- [8] H. Tada, P.C. Paris y G.R. Irwin, "The Stress Analysis of Cracks Handbook", Del Research Corporation, St. Louis, MO (1973).
- [9] R.H.J. Hannink y M. Swain, "R-Curve Behaviour in Zirconia Ceramics", en *Advances in Ceramics, Science and Technology of Zirconia II*, (Ed. N. Claussen, M. Rühle y A.H. Heuer), Am. Ceram. Soc., Columbus, Ohio, p. 225-39, (1984).
- [10] D.L. Porter y A.H. Heuer, "Microstructural Development in MgO-Partially Stabilized Zirconia (Mg-PSZ)", *J. Am. Ceram. Soc.*, **62** [5-6] 298-305 (1979).
- [11] C.V. Møller, J.C. Healy y Y.-W. Mai, "In Situ Scanning Electron Microscope Observations of Fatigue in Magnesia-Partially-Stabilized Zirconia", *Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct.*, Vol. 17, No. 3, 285-96 (1994).
- [12] M. Hoffman, Y.-W. Mai, S. Wakayama, M. Kawahara y T. Kishi, "Crack-Tip Degradation Processes Observed during *in situ* Cyclic Fatigue of Partially Stabilized Zirconia", *J. Am. Ceram. Soc.*, **78** [10] 2801-10 (1995).
- [13] H.P. Kirchner, R.M. Gruver, M.V. Swain y R.C. Garvie, "Crack Branching in Transformation-Toughened zirconia", *J. Am. Ceram. Soc.*, **64** 529-33 (1981).
- [14] I.-W. Chen y S.-Y. Liu, "Constitutive Relations for Mechanical Fatigue in Zirconia Ceramics", en *Proc. of the Eng. Found. Int. Conf. on Fatigue of Advanced Materials*. (Ed. R.O. Ritchie y R.H. Dauskardt), Mat. & Component Eng. Publ. Ltd., UK, p. 153-68 (1991).

6. AGRADECIMIENTOS

Los autores agradecen a los Drs. J. Alcalá y M. M. Nagl por los comentarios realizados al trabajo. Igualmente agradecen al CICYT el financiamiento de este trabajo, a través del proyecto MAT94-431, así como al ICI por la beca otorgada a uno de ellos (R. F.). Finalmente agradecen la asistencia técnica de M. Marsal en las actividades experimentales realizadas en el servicio de Microscopía Electrónica de la ETSEIB de la UPC.

ROTURA FRÁGIL DE PMMA PROVOCADA POR ENTALLAS EN V

F.J. Gómez, A. Valiente y M. Elices

Departamento de Ciencia de Materiales
E.T.S. de Ingenieros de Caminos. Universidad Politécnica de Madrid

Resumen. En este trabajo se formula y se comprueba un criterio de rotura para polimetilmetacrilato que permite explicar y predecir la rotura frágil de este material a partir de entallas en ángulo y sollicitación en modo I. El criterio se ha formulado combinando los micromecanismos de rotura del material con la condición de rotura elástico-lineal basada en el factor de intensidad de tensiones y la tenacidad de fractura. La concordancia entre la predicción teórica y los resultados experimentales confirman la validez del criterio.

Abstract. Brittle fracture of polymethylmethacrylate due to V-notches under mode I loading is examined in this work. A fracture criterion is proposed to explain and predict this kind of failure. The criterion is based on a combination of the physical mechanisms that produces the fracture of PMMA and the fracture criterion of LEFM. Theoretical and experimental results for V-notched bend specimens of PMMA are compared to verify the criterion showing a good agreement.

1. INTRODUCCION

Las entallas en arista viva o entallas en V, igual que las fisuras, provocan campos de tensiones singulares en las proximidades de la arista. Debido a esto, la primera posibilidad al estudiar la rotura producida por este tipo de entallas es generalizar los criterios de roturas existentes en fisuras. Sin embargo, estos criterios, desarrollados ampliamente en Mecánica de Fractura, se basan en el carácter universal del término singular de los campos de tensiones y desplazamientos, propiedad que no poseen los campos originados por las entallas en V. La falta de universalidad dificulta la generalización y hace dirigir la atención a otro tipo de criterios, como los criterios locales. La aplicación de estos criterios requiere conocer los mecanismos microestructurales que rigen la fractura del material.

Los estudios realizados sobre la fractura de polímeros [1], en particular de polimetilmetacrilato (PMMA), indican que la rotura suele estar precedida por un fenómeno microscópico denominado "crazing", que se caracteriza por la formación de microhuecos y ligamentos fibrilares del material polimérico en la zona de concentración de tensiones. En el caso de roturas iniciadas en fisuras y entallas este mecanismo se inicia en la raíz del defecto. Los microhuecos crecen en el plano normal a la tensión principal sin llegar a coalescer para formar una fisura, dando lugar a una estructura fibrilar conocida como craze, característica del fenómeno. La diferencia principal entre un craze y una fisura es la capacidad del primero en transmitir cargas a través de sus

caras, debido a los ligamentos que las unen en forma de fibras de polímero. El efecto mecánico de un craze puede representarse identificando el craze con una fisura sobre cuyas caras actúan cargas que tienden a cerrarla. En la referencia [1] se recogen distintas modelizaciones del fenómeno basadas en esa idea, una de las cuales es el modelo de Dugdale.

En este artículo se propone un criterio de fractura que explica y permite predecir roturas provocadas por entallas en arista viva para materiales que, como el PMMA, están afectados por fenómenos tipo crazing desencadenantes de la rotura. El criterio resulta de aplicar la condición de rotura elástico-lineal basada en el factor de intensidad de tensiones a la región del material debilitada por el crazing y sometida al campo de tensiones singular debido a la entalla. Dicha región se asimila a una fisura y el efecto de los ligamentos fibrilares a una tensión uniforme opuesta a que la fibra se abra y cuyo valor es característico del material. La rotura se produce por propagación frágil de esa fisura cuando el valor del factor de intensidad de tensiones iguale a la tenacidad del material. Este modelo a diferencia del de Dugdale no impone la eliminación de la singularidad de tensiones en el frente de la fisura, en su lugar se añade como condición alternativa para establecer el tamaño de la zona de crazing que este sea el que hace máximo el factor de intensidad de tensiones.

2. CRITERIO DE ROTURA PROPUESTO

La figura 1 muestra el modelo adoptado para representar el fenómeno de crazing en una entalla en V. La zona del

material afectada por el fenómeno es contigua a la arista de la entalla y se comporta como una fisura que las fuerzas exteriores tienden a abrir con la oposición de los ligamentos, cuya acción es la tensión uniforme σ_c , característica del material.

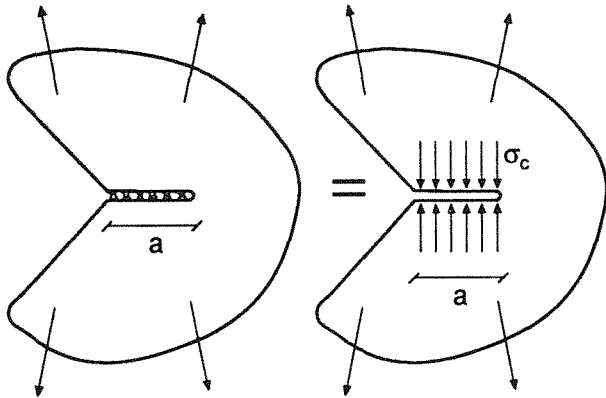


Fig. 1. Modelización del fenómeno.

La rotura se producirá cuando el factor de intensidad de tensiones de esta fisura equivalente, sea igual al valor de la tenacidad del material. El factor de intensidad de tensiones depende de la profundidad de la fisura, es decir, de la extensión del material afectado por el crazing. Por tanto, para aplicar el criterio de fractura enunciado sería necesario conocer como evoluciona la extensión del crazing con el nivel de sollicitación, esto es, la ley evolutiva del fenómeno. Dado que este aspecto del problema no está resuelto y se sitúa fuera del alcance de la investigación, se ha sustituido dicha ley por la condición límite para el criterio de fractura: la extensión del crazing es la que hace máximo el factor de intensidad de tensiones. Con ello la formulación del criterio sería la siguiente:

$$\text{Max}_a \{K_I\} = K_{IC} \quad (1)$$

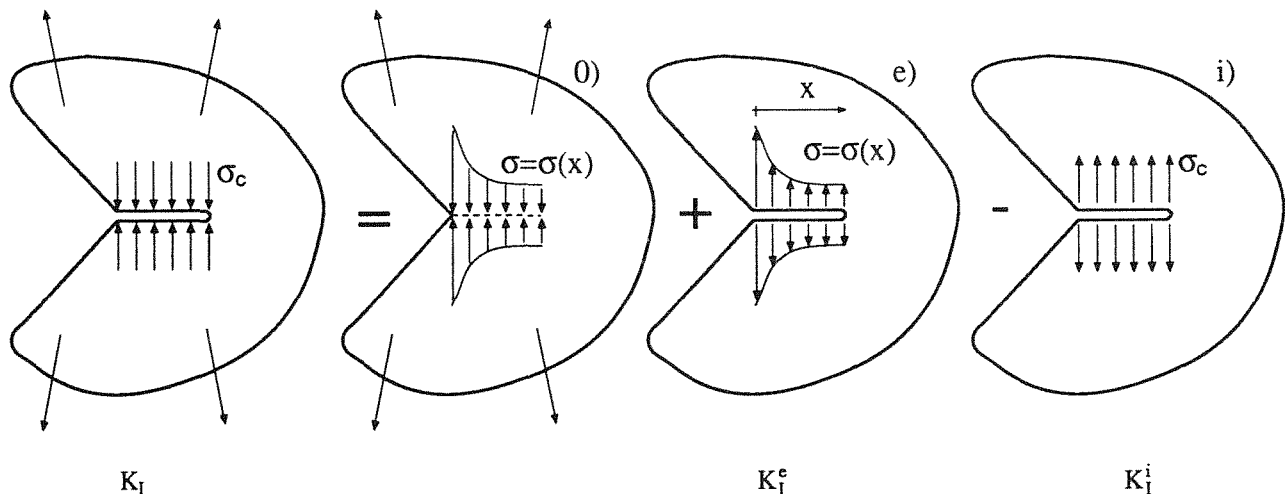


Fig. 2. Aplicación del principio de superposición.

Para calcular el valor del factor de intensidad de tensiones se puede aplicar el principio de superposición tal como muestra la figura 2.

$$K_I = K_I^e - K_I^i \quad (2)$$

En el estado de carga 0) no hay factor de intensidad de tensiones porque sobre las caras de la fisura se ha aplicado una acción de origen externo idéntica a la acción interna transmitida por el material a través del área de la fisura cuando esta no existe. Las cargas de los estados e) e i) consisten en sendas distribuciones de tensiones sobre las caras de la fisura, la segunda uniforme y la primera igual a las tensiones que se desarrollan en el plano de simetría de la entalla bajo las cargas exteriores del estado original en ausencia de fisura. En relación con este problema, Williams [2] ha demostrado que el campo de tensiones presenta una singularidad en la arista de la entalla y ha determinado el tipo de singularidad. El término singular domina el campo de tensiones en las proximidades de la arista, donde está situada la fisura que representa el crazing; en consecuencia las tensiones del estado de carga e) son las correspondientes a ese término singular, las cuales, según los resultados de Williams, varían con la distancia x a la arista de la entalla según:

$$\sigma = C x^{\lambda-1} \quad (3)$$

donde C y λ son constantes, la primera de las cuales depende de la geometría y de las cargas y la segunda del semiángulo de entalla $\pi-\alpha$ a través de la relación explícita:

$$\lambda \text{sen} 2\alpha = -\text{sen} 2\lambda\alpha \quad (4)$$

Aplicando la transformada de Mellin y la técnica de Wiener-Hopf, Gallagher [3] ha determinado el factor de intensidad de tensiones para casos como los de los estados e) e i), con tensiones aplicadas del tipo:

$$\sigma = A x^p \quad (5)$$

donde A y p son constantes. Para una fisura de profundidad a, y una entalla de semiángulo π-α el factor de intensidad de tensiones obtenido por Gallagher es:

$$K_I = \frac{A\sqrt{2a}^{p+\frac{1}{2}}}{p+1} \exp\left[\frac{p+1}{\pi} \int_0^\infty \frac{1}{y^2 + (p+1)^2} \ln\left(\frac{y^2 \sin(2\alpha) + y \sinh(2y\alpha)}{-2y^2 \sin^2\alpha - 1 + \cosh(2y\alpha)}\right) dy\right] \quad (6)$$

Al particularizar la fórmula (6) para p = λ - 1 y A = C, y para p = 0 y A = σ_c se obtienen las expresiones de los factores de intensidad de tensiones de los estados e) e i), y en consecuencia la correspondiente al problema original será:

$$K_I = K_I^e - K_I^i = C\sqrt{2} \frac{a^{\lambda-\frac{1}{2}}}{\lambda} \exp\left[\frac{\lambda}{\pi} I_1(\alpha)\right] - \sigma_c \sqrt{2a} \exp\left[\frac{1}{\pi} I_2(\alpha)\right] \quad (7)$$

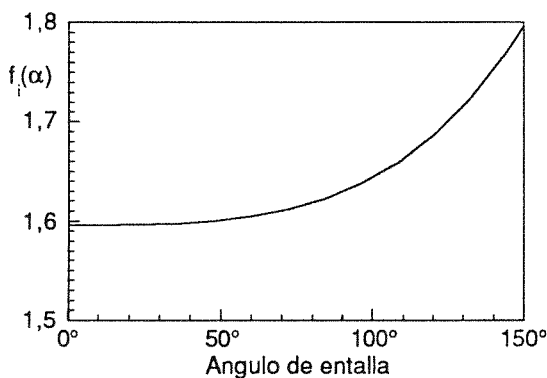
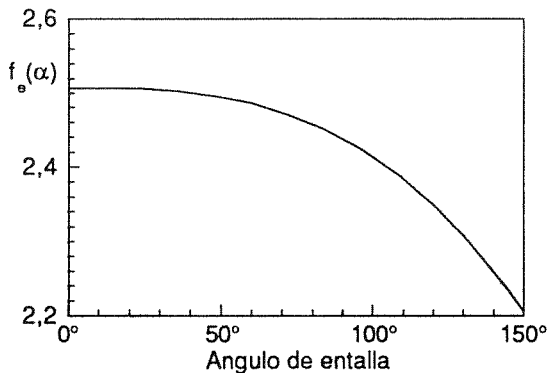


Fig. 3. Funciones f_e(α) y f_i(α).

donde I₁(α) e I₂(α) son las funciones a que queda reducida la integral que aparece en la ecuación (6) como

resultado de la particularización. Empleando una sola función del ángulo α para cada sumando de la ecuación (7) resulta finalmente:

$$K_I = Ca^{\lambda-\frac{1}{2}} f_e(\alpha) - \sigma_c a^{\frac{1}{2}} f_i(\alpha) \quad (8)$$

donde las funciones f_e(α) y f_i(α) se han representado gráficamente en la figura 3.

Puesto que el criterio de rotura (1) equivale a las condiciones:

$$K_I = K_{IC} \quad (9)$$

$$\frac{\partial K_I}{\partial a} = 0, \quad \frac{\partial^2 K_I}{\partial a^2} < 0 \quad (10)$$

al emplear la expresión de K_I dada por (8) y eliminar a entre las dos ecuaciones resultantes se llega a:

$$\frac{C}{\sigma_c} = \frac{f_i(\alpha)}{(2\lambda-1)f_e(\alpha)} \left[\frac{\sigma_c f_i(\alpha)}{K_{IC}} \frac{2(1-\lambda)}{2\lambda-1} \right]^{2\lambda-2} \quad (11)$$

A través del valor de la constante C, esta igualdad predice la combinación de cargas que causarán la rotura en función del ángulo de entalla y las propiedades del material σ_c y K_{IC}.

3. COMPROBACION DEL CRITERIO

Para comprobar el criterio de rotura propuesto en el apartado anterior se ha ampliado el programa experimental descrito en la referencia [4], consistente en la realización de ensayos de rotura por flexión de probetas entalladas en V. El material utilizado ha sido PMMA con las propiedades de la tabla 1.

Tabla 1. Propiedades mecánicas del PMMA.

- Módulo de elasticidad: 2,69 GPa
- Coefficiente de Poisson: 0,4
- Resistencia a tracción: 69 MPa
- Tenacidad de fractura, K_{IC}: 1,04±0,02 MPa√m [5]
- Tensión de crazing: 80 MPa [1]

La forma y dimensiones de las probetas puede verse en la figura 4. Con la ampliación del programa de ensayos se han incorporado nuevos ángulos de entalla a la serie, la cual ha quedado configurada por los siguientes valores: 2β = 15°, 30°, 60°, 90°, 122° y 150°; asimismo se ha incrementado el número de ensayos por ángulo hasta completar ocho ensayos por cada uno. Las entallas se han mecanizado en taller con herramienta de corte convencional.

Los ensayos se han realizado en control de deformación, registrando la apertura de los labios de la entalla (CMOD), la carga aplicada a la probeta, el desplazamiento del punto de aplicación de la carga y los desplazamientos verticales de los extremos de la probeta.

En todos los casos la rotura se ha producido de forma frágil, por formación de una fisura en la arista de la

entalla y posterior propagación a través del ligamento resistente de la probeta.

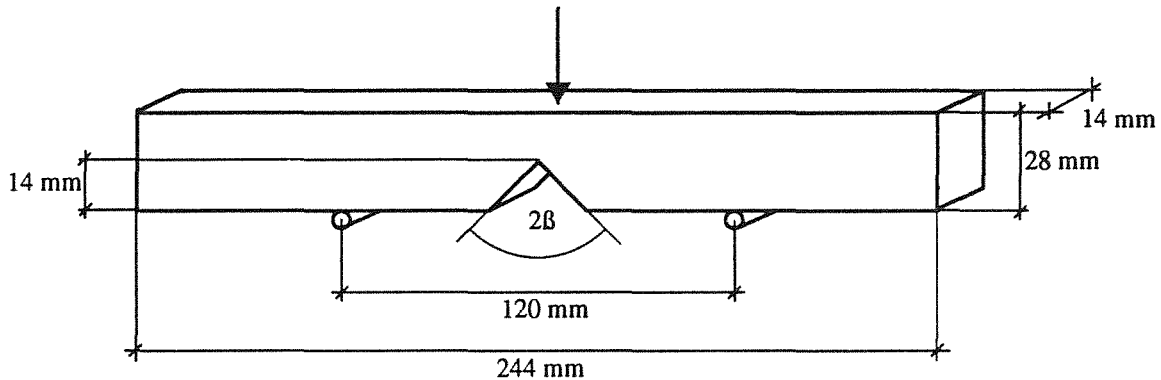


Fig. 4. Forma y dimensiones de las probetas.

Los valores de la carga de rotura (P_{MAX}) obtenidos para cada ángulo de entalla con su desviación correspondiente figuran en la tabla 2:

Tabla 2. Cargas de rotura obtenidas en los ensayos.

Angulo de entalla	P_{MAX} (N)
15°	193±1%
30°	241±2%
60°	207±3%
90°	317±2%
122°	490±5%
150°	880±2%

Para aplicar el criterio de rotura a los ensayos particularizando la ecuación (11) es necesario conocer la cantidad C en el instante de rotura. Un método desarrollado por Carpenter [6] permite calcularla mediante una integral curvilínea definida a partir de los campos de tensiones y desplazamientos, cuya determinación se ha llevado a cabo, modelizando numéricamente los ensayos por el método de los elementos finitos con ayuda del programa comercial ABAQUS [7], para pequeñas deformaciones, material elástico, lineal e isótropo y deformación plana. En todos los casos se han empleado elementos de ocho nodos con tamaños decrecientes en las zonas de fuertes gradientes de tensiones, especialmente en la raíz de la entalla.

De acuerdo con Carpenter la integral curvilínea independiente del camino de integración que proporciona la cantidad C es:

$$C = G\sqrt{2\pi\lambda} \frac{1 - \lambda \cos(2\alpha) - \cos(2\lambda\alpha) + \lambda}{h} \int_{\Gamma} (\sigma \bar{n} \cdot \bar{u}^* - \sigma^* \bar{n} \cdot \bar{u}) ds \quad (12)$$

donde \bar{n} es el versor normal a la curva de integración (figura 5), σ el tensor de tensiones, \bar{u} el vector desplazamiento, G el módulo de rigidez transversal del material y σ^* , \bar{u}^* y h son un campo tensorial, un campo vectorial y una cantidad escalar. Las tres son

funciones conocidas del ángulo de entalla cuyas expresiones explícitas pueden consultarse en la referencia [6].

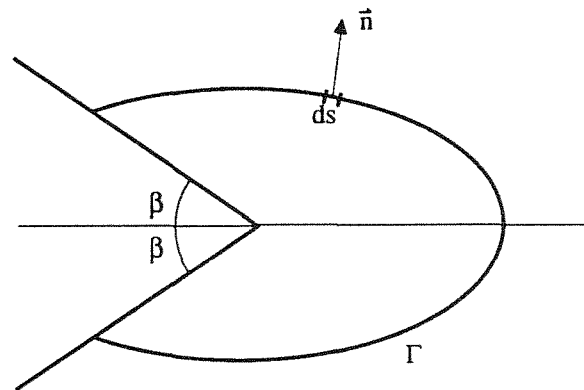


Fig. 5. Camino de integración.

Particularizando en (12) los resultados de la modelización por elementos finitos se han obtenido los valores de la cantidad C en el instante de rotura de cada ensayo. La ventaja de emplear (12) es que la modelización por elementos finitos no requiere elementos singulares, ni tampoco un excesivo refinamiento de la malla en la entalla. El tamaño de los elementos empleados en la modelización se ha determinado a partir de la convergencia del valor de la constante C , lo cual garantiza la fiabilidad del cálculo.

Tabla 3. Valores del factor C en rotura.

Angulo de entalla	C (MPa $m^{\lambda-1}$)	C/σ_c $10^3(m^{\lambda-1})$
15°	0,372±0,004	4,65±0,05
30°	0,464±0,009	5,8±0,1
60°	0,440±0,013	5,50±0,16
90°	0,86±0,02	10,7±0,2
122°	2,4±0,1	29±2
150°	10,6±0,2	132±3

Para comprobar si las roturas correspondientes a los ensayos verifican el criterio propuesto, en la figura 6 se ha representado gráficamente el cociente C/σ_c en función del ángulo de entalla según la ecuación (11) con los

valores de K_{IC} y σ_c dados en la tabla 1. Los puntos de la curva así dibujada constituyen la predicción del criterio para el material ensayado. En la misma figura se han

representado los puntos experimentales de la tabla 3, pudiendo observarse una sensible concordancia entre ambos tipos de resultados.

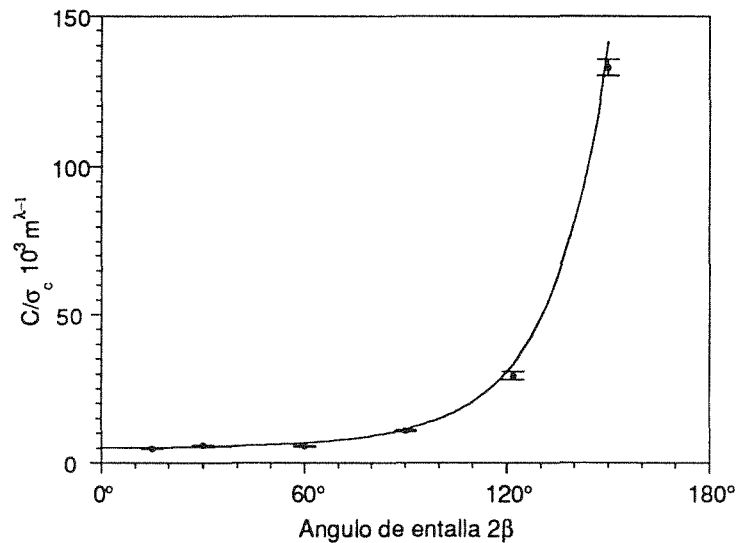


Fig. 6. C/σ_c frente al ángulo de entalla.

Como complemento de la comprobación anterior, en la figura 7 se ha representado el factor de intensidad de tensiones de rotura para toda la serie de ensayos en función del tamaño de fisura, con los valores de C calculados anteriormente y con las constantes del material de la tabla 1.

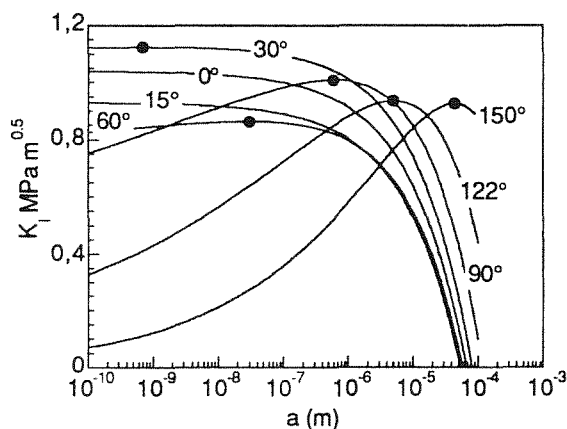


Fig. 7. K_I en rotura frente al tamaño de fisura.

Se observa en la figura que el valor máximo de K_I para todos los ángulos de entalla es sensiblemente igual al valor de la tenacidad de fractura. El valor medio de los máximos de K_I con su dispersión es: $0,96 \pm 0,04$ $MPa\sqrt{m}$, valores que son comparables a los que aparecen en la tabla 1.

La profundidad de fisura para la cual K_I es máximo es la extensión del crazing en el momento de rotura, los valores que indica la figura 7 son crecientes con el

ángulo de entalla y van desde 0 hasta 50 μm . Son valores comparables con los apuntados por otros autores [8] como medida de la extensión del crazing en el PMMA.

4. CONCLUSIONES

La concordancia de los resultados de los ensayos y las predicciones de rotura para el PMMA empleado en la experimentación confirma la validez del criterio propuesto. Las hipótesis en que se basa su desarrollo indican que la rotura de este material a partir de una entalla en arista viva es debida a un proceso creciente de crazing que desemboca en la propagación frágil de la zona afectada por el fenómeno bajo el impulso de la concentración de tensiones provocada por la entalla. La teoría propuesta es un modelo matemático predictivo de este proceso, contrastado satisfactoriamente con resultados experimentales de rotura.

5. REFERENCIAS

- [1] Kinloch A.J. y Young R.J., "Fracture Behaviour of Polymers", Elsevier Applied Science Publishers., London, (1983)
- [2] Williams M.L., "Stress singularities resulting from various boundary conditions in angular corners of plates in extension", Journal of Applied Mechanics. 19, 526-528 (1952).
- [3] Gallagher D., "A crack at the apex of a V-shaped notch", International Journal of Fracture, 69, R81-R87 (1995).

- [4] F.J.Gómez, A.Valiente y M.Elices, "Rotura frágil de PMMA provocada por entallas", *Anales de Mecánica de la Fractura*, **12**, 73-78 (1995).
- [5] Lau C.K., "Fractura del polimetilmetacrilato", Tesis Doctoral, Universidad Politécnica de Madrid. 1992.
- [6] Carpenter W.C., "Calculation of fracture mechanics parameter for a general corner", *International Journal of Fracture*. **24**, 45-58 (1984).
- [7] Hibbitt H.D., Karlsson B.I. y Sorensen E.P. "ABAQUS User's Manual" Versión 5.2 (1992)
- [8] Williams J.G. y Marshall G.P. *Proceedings of the Royal Society*. **A342**, 55 (1975)

EFFECTO DE LA INCORPORACION DEL HIDROGEL HIDROXIPROPIL-METACRILATO EN EL COMPORTAMIENTO A FRACTURA DE CEMENTOS OSEOS ACRILICOS.

M.P.Ginebra¹, F.X.Gil¹, I.Khairoun¹, J.Ginebra², I.Goñi³, M.Gurruchaga³, B.Pascual³, J.San Roman⁴ y J.A. Planell¹

¹Dept. Ciencia de los Materiales e Ingeniería Metalúrgica,

²Dept. Estadística e Investigación Operativa.

E.T.S. Ingenieros Industriales de Barcelona. Universidad Politécnica de Cataluña.

³Facultad de Química. Universidad del País Vasco. San Sebastián.

⁴Instituto de Ciencia y Tecnología de Polímeros. C.S.I.C. Madrid.

Resumen. Se han elaborado cementos óseos a partir de un componente sólido de partículas de polimetilmetacrilato y una fase líquida formada por monometilmetacrilato y un hidrogel HPMA (hidroxipropilmetacrilato) con diferentes porcentajes. Se han realizado ensayos de tracción y de tenacidad a la fractura con probetas C.T. Se ha observado que los valores de deformación aumentan con el contenido de HPMA. Los ensayos de tenacidad a la fractura muestran la fragilidad del cemento con valores del mismo orden de magnitud que los cementos óseos acrílicos convencionales. Una de las causas de esta fragilidad parece ser debida a que para contenidos elevados de HPMA se forma una separación de fases en la matriz del material, no habiendo una buena copolimerización y apareciendo descohesionada la matriz de líquido polimerizado.

Abstract. A modified formulation for acrylic bone cement, which contains different proportions of hydroxypropil-methacrylate is proposed in order to improve prosthesis fixation and to obtain better mechanical properties in service. Tensile and fracture toughness tests have been carried out. The strain values increase with the HPMA content. Fracture toughness is not improved by the additions of HPMA. One of the reasons of this behaviour is that at high contents of HPMA, a phases separation is observed. The material seems not to have a good copolymerization.

1. INTRODUCCION

La fijación de las prótesis al hueso es actualmente un tema que está despertando un interés creciente en la comunidad científica, debido a los problemas que plantea el aflojamiento de las prótesis a largo plazo. Desde el punto de vista de la fijación, el diseño de una prótesis debe cumplir dos objetivos fundamentales: que la prótesis no se afloje con las sollicitaciones normales y que en el caso de condiciones anormales, como puedan ser caídas o accidentes, las consecuencias que puedan producirse de llevar una prótesis implantada sea mínima.

La idea de las prótesis cementadas nació del cirujano inglés John Charnley (1,2). El cemento óseo no actúa solamente como relleno, sino que además es el enlace mecánico entre el hueso receptor y la prótesis favoreciendo un reparto más uniforme de la carga sobre el tejido óseo.

El cemento óseo acrílico se obtiene de la mezcla de un líquido incoloro monómero (metilmetacrilato) y un fino polvo blanco que es el componente polimérico (polimetil-

metacrilato) (PMMA). Los cementos óseos acrílicos se curan sin temperatura, la reacción se inicia por la acción de una amina terciaria (DMT) sobre el productor de radicales libres: peróxido de benzoilo.

El problema del aflojamiento con el tiempo de las prótesis articulares cementadas está bien documentado en publicaciones clínicas (3-5). Una de las razones que se plantea para tal aflojamiento es la fractura del manto de cemento. Dicho proceso de fractura está relacionado con la microestructura del cemento y con sus propiedades mecánicas; aspectos tales como la eliminación de la porosidad o la interdigitización del cemento en el hueso esponjoso han sido ya incluidas en los actuales protocolos relativos a la técnica quirúrgica mediante la preparación del cemento en vacío o la inyección presurizada del cemento. Sin embargo, existen otras alternativas como son la modificación del cemento mediante aditivos que aumenten su tenacidad o su resistencia a la fatiga (6-10).

En este trabajo, se modifica la fase líquida polimerizable con la adición de compuestos que tienen un carácter hidrofílico, que puedan compensar la contracción de

volumen asociada al proceso de curado por polimerización, al adsorber una cierta cantidad de fluidos fisiológicos aumenta ligeramente su volumen hasta adaptarse perfectamente a las paredes óseas intramedulares. Este proceso de hidratación debería ir acompañado de un aumento en la ductilidad y en la tenacidad a la fractura del material, ya que es bien conocido el efecto plastificante del agua.

2. METODO EXPERIMENTAL

El cemento óseo acrílico objeto de este estudio, se elaboró a partir de un polvo de PMMA, formado por partículas esféricas con las propiedades expresadas en la Tabla I.

Tabla I. Propiedades del PMMA utilizado para este estudio.

D (μm)	Rango D (μm)	T_g (K)	$M_n M_w \times 10^3$	IP	% M_r
50	10-70	398.8	118685 852524	7.18	2.32

En esta Tabla D corresponde al diámetro medio de las partículas y se determinó mediante la Técnica de Análisis de Imagen en un microscopio óptico. El valor de la temperatura de transición vítrea, T_g , se determinó por calorimetría diferencial de barrido. Los pesos moleculares M_n y M_w así como el índice de polidispersidad se determinaron por Cromatografía de Permeabilidad de Gel (GPC). Los valores de monómero residual (% M_r) se calcularon a partir de espectros de resonancia magnética nuclear de protón (RMN).

El componente sólido contiene un 1.25% en peso de peróxido de benzóilo que actúa como iniciador de la reacción de polimerización.

El componente líquido está formado por el monómero, el acelerador de polimerización la N,N 1,4 dimetil toluidina y el hidrogel hidroxil propil metacrilato, HPMA. La relación polvo/líquido utilizada fue de 1.86. Todas las formulaciones modificadas contienen un 1% en volumen de toluidina con respecto al total del componente líquido, y las cantidades de HPMA oscilaron entre un 20 y un 80% en volumen del componente líquido.

Se mezclaron ambos componentes de manera convencional hasta obtener una masa pastosa con la cual se moldearon las probetas de tracción según la norma ISO 527-2 y las probetas C.T. de dimensiones: espesor $B=6\text{mm}$, anchura $W=23\text{mm}$ y longitud de la entalla $a=11.35\text{mm}$, siguiendo la norma ASTM E-399 (11). El fondo de la entalla se hizo agudo manualmente, tal como recomienda para el caso de ensayo de polímeros el European Group of Fracture (ESIS) (12).

Tanto las probetas de tracción como las probetas C.T. se almacenaron durante un mes en solución de Ringer's a 37°C . Un conjunto de probetas C.T. se almacenó también en seco. Se ensayaron diez muestras para la tracción y seis para los ensayos de tenacidad a la fractura para cada serie.

Los ensayos se realizaron en una máquina servohidráulica MTS Bionix 858, con una velocidad de mordazas de 1mm/min . Para los ensayos de tracción se utilizó extensometría infrarroja.

Las superficies de fractura fueron examinadas mediante microscopía electrónica de barrido.

El análisis estadístico de los resultados se llevó a cabo mediante el análisis de la varianza de dos factores (ANOVA).

3. RESULTADOS EXPERIMENTALES Y DISCUSION.

Los resultados de resistencia mecánica, deformación a rotura y módulo de elasticidad se pueden observar en las Figuras 1, 2 y 3, respectivamente. Se puede observar que los valores de resistencia mecánica disminuyen desde 39 MPa para el cemento sin aditivo hasta un valor de 6 MPa para el caso en el que hay un 80% de HPMA. La deformación aumenta desde 4.3% para el cemento sin hidrogel hasta un 7.2% para el cemento con un 50% de HPMA, a partir de este porcentaje los valores de la deformación desciende hasta un 2.8% para el 80% de HPMA. Asimismo, los valores del módulo de elasticidad disminuyen desde 1.41 GPa a 0.51 GPa para el 80% de HPMA.

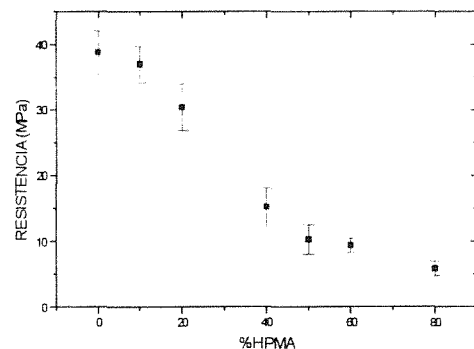


Fig.1. Resistencia mecánica a tracción en función del contenido de HPMA.

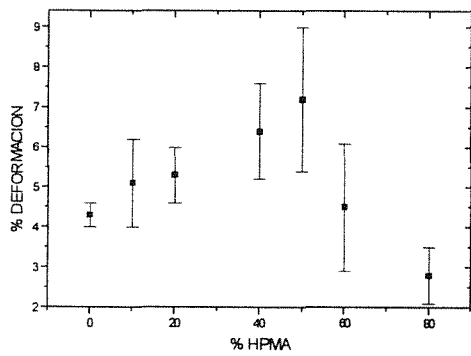


Fig. 2. Deformación a rotura para las muestras sometidas a ensayos de tracción con diferentes contenidos de HPMA.

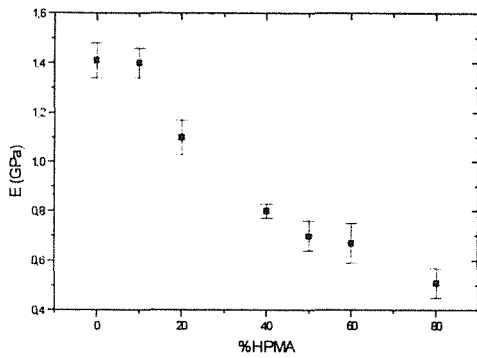


Fig.3. Módulos de elasticidad respecto al contenido de HPMA.

En la observación mediante microscopía electrónica de barrido de las superficies de fractura se observa un aumento en la ductilidad a medida que aumentamos el contenido de HPMA hasta un 50%. Este aumento en la ductilidad, se puede observar al comparar las Figuras 4 y 5 que muestran respectivamente, una muestra con un 0% de HPMA y una muestra con un 40% de HPMA.

El descenso de ductilidad a partir del 50 % de HPMA es debido a que se produce una separación de fase, como se puede observar en la Fig. 6 donde se puede apreciar con claridad que no se ha llegado a una total copolimerización, para el caso de una muestra con un 80% de HPMA.

El aumento en la ductilidad al aumentar el contenido de hidrogel, se justifica por la presencia del hidrogel y por el efecto plastificante del agua, ya que la incorporación de moléculas de agua aumenta la movilidad molecular dentro del cemento, haciendo posible una mayor deformación plástica (13).

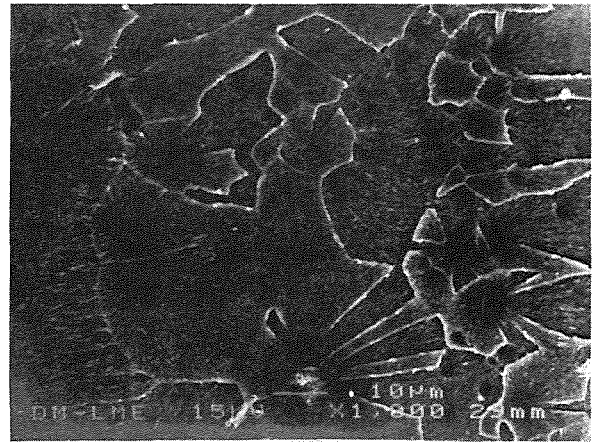


Fig.4. Superficie de fractura de una muestra ensaya a tracción con un contenido de un 0% de HPMA.

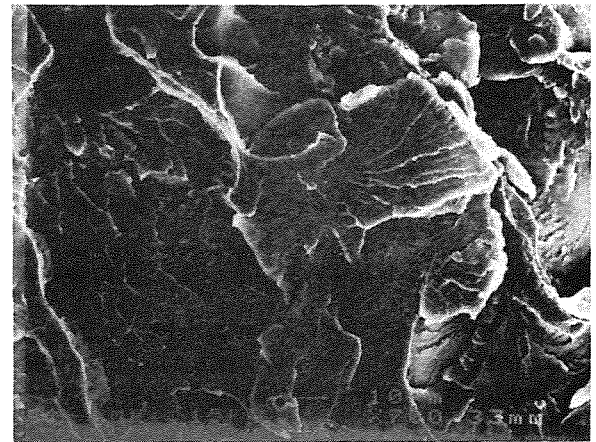


Fig.5. Superficie de fractura de una muestra ensaya a tracción con un contenido de un 40% de HPMA.



Fig.6. Superficie de fractura de una muestra ensaya a tracción con un contenido de un 80% de HPMA.

En los ensayos de tenacidad a la fractura se obtienen curvas características de materiales elásticos frágiles, alcanzada una carga máxima, la grieta se propaga

rápida hasta la fractura total. La tenacidad a la fractura se calcula como:

$$K_Q = Y \frac{P_{máx}}{BW^{1/2}}$$

siendo $P_{máx}$ la carga máxima alcanzada, B el espesor de la probeta, W su anchura desde el punto de aplicación de la carga e Y es un factor geométrico cuya expresión viene dada por la ASTM E399-83 (11).

Al aplicar la norma, se comprobó que: $K_Q = K_{IC}$. Los valores de la K_{IC} para las muestras conservadas en seco y en medio salino se muestran en la Tabla II para los cementos sin aditivos, con un 25% de HPMA y un 40% de HPMA.

Tabla II. Valores de tenacidad a la fractura.

CEMENTO	K_{IC} (MPa m ^{1/2})
0% HPMA seco	1,37±0,11
0% HPMA suero salino	1,41±0,15
25% HPMA seco	1,16±0,09
25% HPMA suero salino	1,22±0,16
40% HPMA seco	1,02±0,08
40% HPMA suero salino	1,05±0,22

El análisis estadístico de estos resultados realizado un estudio de análisis de la varianza para dos factores, mostró que aunque cabría esperar que el suero fisiológico produce un incremento en la tenacidad a la fractura, este aumento no es estadísticamente significativo. Por otra parte, el efecto de la concentración de hidrogel sobre la tenacidad a la fractura es altamente significativo ($p < 0.01$).

El estudio estadístico de los resultados puso también de manifiesto que para el rango de concentraciones empleado en este trabajo, no hay interacción entre el contenido de hidrogel y el medio de conservación de las probetas (seco/suero fisiológico). Es decir, el efecto de la concentración de hidrogel sobre la tenacidad a la fractura no depende de la presencia de suero salino. Esto podría ser debido a que el efecto de la concentración de HPMA enmascara el posible efecto del agua en la tenacidad a la fractura del material.

El estudio fractográfico de las superficies de fractura de las probetas C.T. proporciona también elementos para explicar este comportamiento. En la Figura 7, correspondiente a una muestra que no contiene HPMA, se observan claramente las perlas de PMMA del polvo del material de partida en una matriz homogénea. Sin embargo, para las muestras con contenido de un 25% de HPMA se aprecia una separación de fases que cabría atribuir a una mala copolimerización de los monómeros

empleados (Figura 8). Este efecto se ve acentuado para las muestras con contenidos de HPMA del 40% (Figura 9).

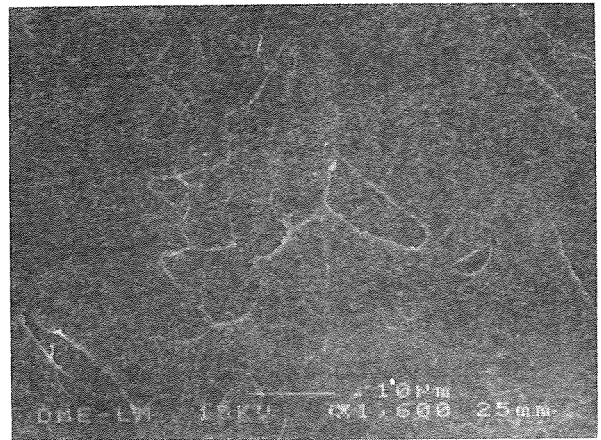


Fig. 7. Superficie de fractura de una probeta C.T. con un contenido del 0% de HPMA.

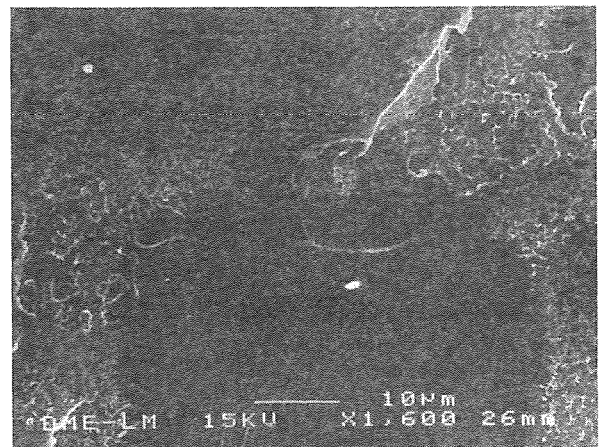


Fig. 8. Superficie de fractura de una probeta C.T. con un contenido del 25% de HPMA.



Fig. 9. Superficie de fractura de una probeta C.T. con un contenido del 40% de HPMA.

A partir de los valores de K_{IC} , se han determinado los valores de la energía necesaria para la fractura, G_{IC} de acuerdo con la ecuación:

$$G_{IC} = \frac{K_{IC}^2}{E} (1 - \nu^2)$$

siendo ν la relación de Poisson que para nuestro material es 0.35 (14), K_{IC} la tenacidad a la fractura y E el módulo de elasticidad. Los resultados de la energía de fractura se expresan en la Tabla III.

Tabla III. Valores de G_{IC} para las muestras ensayadas en seco y en suero con diferentes contenidos de HPMA.

CEMENTO	G_{IC} (MJ /m ³)
0% HPMA seco	1,17±0.21
0% HPMA suero salino	1,25±0,10
25% HPMA seco	1,36±0.08
25% HPMA suero salino	1,50±0.16
40% HPMA seco	1,60±0.10
40% HPMA suero salino	1,69±0.12

El aumento de la energía de fractura con el contenido de HPMA es estadísticamente significativo ($P < 0,01$). En cambio, no se observan diferencias estadísticamente significativas al comparar los ensayos realizados en medio fisiológico respecto a los realizados en seco. El aumento en la energía con el contenido de HPMA se debe a la disminución del módulo elástico producido por la incorporación de hidrogel en el cemento óseo, como se observa en la Figura 3.

AGRADECIMIENTOS.

Los autores agradecen a Montserrat Marsal y José María Manero, el trabajo de microscopía electrónica y su valiosa ayuda. Asimismo, agradecemos a la CICYT la concesión del proyecto de investigación MAT93-0749 que ha sufragado en parte este trabajo.

6. BIBLIOGRAFIA

[1]. J.Charnley., "Anchorage of the femoral head prosthesis to the shaft of the femur". J.Bone Joint. Surg. 42B, 28 (1964).
 [2]. J.Charnley. "Acrylic cement in orthopaedic surgery". E & S Livingstone, London (1970).
 [3]. A.J.C.Lee, R.S.M. Ling, S.S.Vangala. "Some clinically relevant variables affecting the mechanical behaviour of bone cement". Acta Orthop. Traumat. Surg. 92, 1 (1978).

[4]. H.C.Amstutz, K.L.Markolf, G.M.Magneice y T.A.Gruen. "Loosening of total hip components: casue and prevention" in "The hip". C.V.Moshby, San Luis, 102 (1976).
 [5]. V.Pacheco, P.Shelley, B.M.Wroblewski. "Mechanical loosening of the stem in Charnley Arthroplasties. Identification of the "at risk" factors". J.Bone Joint Surg. 70-B, (1988).
 [6]. K.E.Marks, C.L.Nelson, E.P.Lautenschlager. "Antibiotic impregnated bone cement". J.Bone Joint Surg. 58 A, 358 (1976).
 [7]. R.Olmi, A.Castaldini, A.Cavallini, A.Moroni y R.Romagnoli. "Hydroxyapatites alloyed with bone cement". Biomaterials and Biomechanics. 427 (1984).
 [8]. A.Murakami, J.C.Behiri y W.Bonfield. "Rubber modified bone cement". J.Mater.Sci. 23, 2029. (1988).
 [9]. M.M.Vila, A.Raya y J.A.Planell. " Mechanical behaviour of a rubber modified bone cement". Advances in Biomaterials. 9, 155 (1990).
 [10] S.Saha, J.Kray. "Bending properties of wire reinforced bone cement for applications in spinal fixations". J.Biomed. Mater.Res. 26, 1599 (1992).
 [11]. "Standard test method for plane-strain fracture toughness of materials". ASTM E399-83, 680-715 (1983).
 [12]. "A linear elastic fracture mechanics (LEFM) standard for determining K_{IC} and G_{IC} for plastics". H.H.Kausch and J.G.Williams, EGF Newsletter, 8, 14. (1988).
 [13]. C. Migliaresi y P.Capuana. Clinical Implants Materials, edited by G.Heinke, U.Soltész and A.J.C.Lee. Advances in Biomaterials 9, 141 (1990).
 [14]. M.M.Vila. Tesis Doctoral. Universidad Politécnica de Cataluña. (1992).

FRACTURA DE MEZCLAS DE POLICARBONATO (PC) CON ACRILONITRILO-BUTADIENO-ESTIRENO (ABS)

O. Santana y A.B. Martínez

Dept. de Ciencia de los Materiales e Ingeniería Metalúrgica.
Universidad Politécnica de Cataluña
Avda. Diagonal, 647. Barcelona-08028

Resumen: Hemos estudiado las características de la fractura por impacto instrumentado CHARPY de mezclas PC/ABS tanto a temperatura ambiente como en condiciones criogénicas. Estos ensayos nos han permitido determinar los parámetros K_{IC} y G_C . A temperatura ambiente el rango de aplicación de la LEFM se limita hasta un 10 % de ABS, siendo extensivo a todo el rango en condiciones criogénicas. Para un 40 % de ABS se registró una caída en la tenacidad y un comportamiento anómalo en la propagación de la grieta producto de las características morfológicas de esta composición.

Abstract: The PC/ABS blends had been studied on the SENB geometry in an instrumented impact pendulum. At cryogenic temperatures all the blends were brittle and the LEFM apply. At room temperature the LEFM apply just to the 10 % of ABS. At largers ABS contents, there is morphological changes in the microstructure that changes the fracture.

1. INTRODUCCIÓN

Es sabido que la efectividad en las aleaciones poliméricas viene determinada tanto por la miscibilidad química de los componentes como por la compatibilidad mecánica de los mismos.

Al evaluar las propiedades mecánicas por impacto en polímeros se presenta el problema de que los resultados obtenidos son altamente dependientes de las condiciones de ensayo, lo que hace que el valor reportado no sea una propiedad invariante del material, siendo difícil comparar resultados regidos por normas diferentes.

Gracias al empleo de equipos de impacto instrumentados y con las modificaciones apropiadas de la geometría CHARPY, tras un análisis estático de las curvas Fuerza vs. tiempo obtenidas, se ha logrado aplicar la mecánica de la fractura elástico-lineal (LEFM), que ha permitido subsanar, en parte, el inconveniente anteriormente descrito [1].

El Policarbonato (PC) es uno de los polímeros ingenieriles con mayor tenacidad, sin embargo presenta ciertas dificultades como son su difícil procesamiento, su inestabilidad a las radiaciones UV y su alta sensibilidad a la existencia de grietas. Estos inconvenientes han sido mitigados al mezclar este polímero con el copolímero tribloque Acrilonitrilo-Butadieno-Estireno (ABS).

En el presente reporte se presenta los resultados de la evaluación de la fractura de estas mezclas a altas velocidades de deformación (impacto) aplicando la mecánica de la fractura elástico-lineal.

2. DETALLES EXPERIMENTALES

2.1.- Materiales:

Las mezclas fueron preparadas en una inyectora a partir del Policarbonato de Bisfenol A (PC) UNIREX ST-101-BUY 92409 y el copolímero tribloque Acrilonitrilo-Butadieno-Estireno (ABS) NOVODUR PRMC con un contenido de Acrilonitrilo del 24 %, en el rango de composiciones PC/ABS: 95/5, 90/10, 85/15, 80/20 y 60/40.

2.2.- Ensayos

2.2.1.- Térmicos

a) Calorimetría diferencial de barrido (DSC):

Fueron encapsulados de 10 a 15 mg de muestra y colocados en el microhorno del equipo (Perkin Elmer DSC 7). Tras un precalentamiento a 170 °C durante 3 minutos, se efectuó un enfriamiento a la máxima velocidad nominal del equipo (300 °C/min) hasta 50 °C, para luego realizar un calentamiento a 10 °C/min. A partir de los termogramas registrados se determinó la T_g media o "mid point" de cada uno de los sistemas.

b) Temperatura de indentación VICAT y de flexión bajo carga (HDT).

El primero de los parámetros fue determinado aplicando una carga de 5 kgf y una velocidad de calentamiento de 50 °C/min. Para el segundo se empleó una carga de 1,032 kgf y una velocidad de calentamiento de 120 °C/min.

2.2.2.- Determinación de los parámetros de fractura K_{IC} y G_C

Según la metodología de múltiples probetas [2], en forma de barra prismática de 6 x 7 x 65 mm., con

geometría SENB (single edge notched in bending) y un equipo instrumentado de impacto como el descrito en publicaciones previas [3], con una masa efectiva de impactor de 2,508 kg , una velocidad de $1,06 \pm 0,02$ m/s y una distancia entre apoyos de 50,88 mm.

Los ensayos fueron efectuados tanto a temperatura ambiente (20°C) como en condiciones criogénicas, para este último caso las probetas entalladas fueron sumergidas durante 3 horas en nitrógeno líquido, retiradas y ensayadas rápidamente.

2.2.3.- Estudios fractográficos y morfológicos

Las superficies de fractura obtenidas fueron observadas por microscopía óptica y microscopía electrónica por barrido. En este último caso las superficies fueron recubiertas con oro.

3. RESULTADOS

3.1.- Comportamiento térmico

Los termogramas obtenidos por DSC presentaron dos señales características de transición vítrea (Tg) adjudicadas a cada una de las fases presentes en el sistema, que presentaron, al igual que las temperaturas VICAT y HDT, desplazamientos con respecto a la de los componentes de la mezcla puros dependiendo de la composición del sistema, según se muestra en la tabla 1. Esto nos permite establecer que el sistema presenta una miscibilidad parcial, lo cual pareciera ser lógico dada la proximidad de los valores del parámetro de solubilidad tanto del PC ($19,4 \text{ MPa}^{1/2}$) como el estimado por contribución ponderada de los valores de cada uno de los de los bloques constituyentes del copolímero ABS ($21,0 \text{ MPa}^{1/2}$) [3].

Tabla 1.- Temperaturas de transición vítrea (Tg), VICAT y HDT.

% ABS (°C)	Tg fase PC (°C)	Tg fase ABS (°C)	VICAT (°C)	HDT (°C)
0	144,3	-----	143,0	139,0
5	142,3	113,3	139,0	134,8
10	140,8	112,7	136,8	132,5
15	137,5	110,0	134,0	130,3
20	135,0	109,5	131,5	129,0
40	127,3	105,5	104,2	118,0
100	-----	100,6	98,2	90,5

3.2.- Comportamiento a la fractura

La figura 1 muestra las curvas típicas Fuerza vs. tiempo (F-t) obtenidas para las diferentes composiciones. Hasta un 10 % de ABS se presenta un tipo de curva características de materiales frágiles, cambiando, a partir de 15 %, a una de tipo dúctil. Para un 40 % de ABS el tipo de curva es una mezcla entre los comportamientos anteriores: iniciación frágil y culminación en forma dúctil.

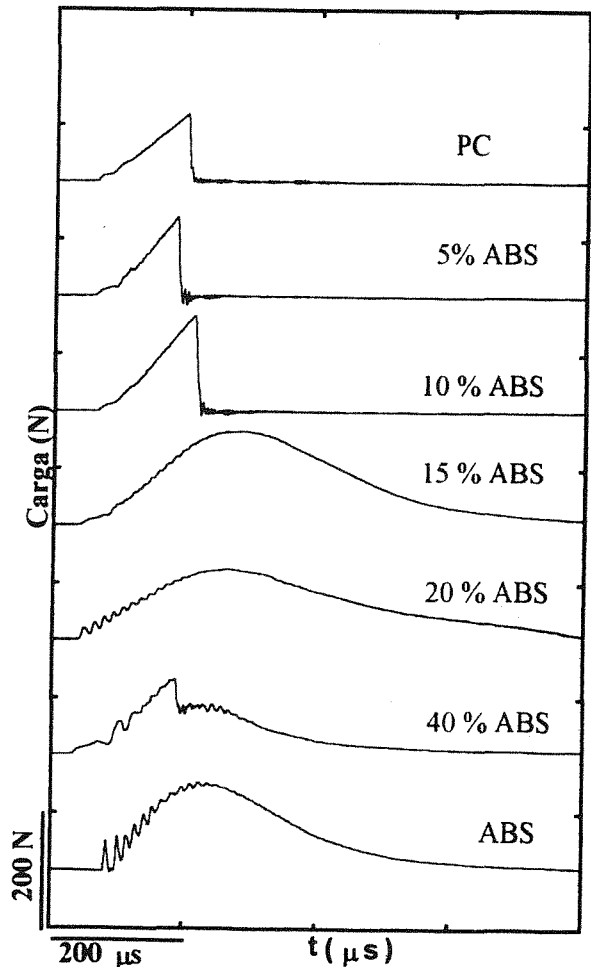


Fig. 1.- Curvas F-t obtenidas.

Al analizar las diferentes superficies de fractura con ayuda de una lupa (aumento 2X), se observaron, entre 0 y 10 % de ABS, zonas lisas dispuestas en terrazas, característica de una propagación

inestable de grieta, observación que concuerda con el sentido en que salieron expulsadas las mitades de probeta después del impacto (opuesto a la dirección del golpe).

Entre un 15 y 20 % de ABS, la superficie presenta desgarrado y emblanquecimiento total, característico de una alta deformación plástica. Para un 40 % el aspecto es mixto: terrazas de superficies aparentemente lisas y sin emblanquecimiento separadas por zonas altamente desgarradas y blancas, lo que podría relacionarse con la forma de la curva F-t obtenida.

La tabla 2 muestra los resultados obtenidos para todo el rango de mezclas analizados. Aparentemente hasta un 10 % de ABS la LEFM se cumple dada la similitud de los valores de módulo de Young (E) determinado por la técnica de rebote [5] y aquellos determinados a partir de los valores de Kc y Gc considerando una relación de Poisson de 0,3.

Tabla 2.- Parámetros de fractura según LEFM, obtenidos por impacto CHАРPY. $v=1,06$ m/s. en condiciones: Amb.: $T=20^{\circ}\text{C}$, y Crio.: Condiciones criogénicas (N_2 líquido).

% ABS	G_C (kJ/m^2)	K_C ($\text{MPa/m}^{1/2}$)	E (GPa)			B, (W-a), a (mm)
			Rebote	Teórico ^(a)	Linealidad del sistema ^(b)	
0 Amb.	2,4	2,1	2,4	2,5	2,6	2,83
Crio.	2,5	3,4	3,9	4,2	3,6	
5 Amb.	2,9	2,6	2,0	2,1	2,2	3,40
Crio.	2,6	3,5	4,1	4,3	4,2	
10 Amb.	4,4	3,1	2,2	2,2	2,0	4,95
Crio.	2,4	3,2	4,1	3,9	4,2	
15 Amb.	42,0	5,0	2,0	0,6	0,6	11,94
Crio.	2,7	3,4	4,1	3,6	3,7	
20 Amb.	49,0	6,0	2,5	0,7	0,7	17,14
Crio.	2,7	3,4	4,1	3,9	4,0	
40 Amb.	6,0*	3,8*	2,6	2,2	2,4	8,54
Crio.	1,2	2,3	4,1	4,0	3,7	
100 Amb.	37,0	5,2	2,3	0,6	0,6	27,46
Crio.	1,7	2,8	4,1	4,2	3,6	

* : determinados a partir de los valores de carga y energía de la zona inicial de tipo frágil de las curva F-t.

(a) Según la ecuación: $E = (K_{IC}^2/G_{IC}) \cdot (1-v^2)$

(b) A partir del gráfico U vs. $P^2 Y(a/w)^2 \phi$

(c) Según la condición: $B, (W-a).a > 2,5 \cdot (K_{IC}/\sigma_Y)^2$

Los valores determinados para este rango de composiciones son en deformación plana, ya que los requerimientos dimensionales, considerando el valor K_C determinado y la tensión a la cedencia σ_y estimada a partir de los valores experimentales obtenidos por ensayos tensiles a diferentes velocidades de separación de mordazas y considerando el modelo que describe la dependencia de σ_y con la velocidad de deformación (Eyring) [6], se cumplen ampliamente.

A partir de un 15 % de ABS la relación entre K_C y G_C que plantea la LEFM no se cumple, lo que supondría que en la punta de la grieta se genera una zona de deformación plástica considerable con lo que la no-linealidad entre la tensión y la deformación ya no es despreciable.

Aparentemente, para un 40% de ABS la LEFM se cumpliría para la zona de iniciación frágil, sin embargo es aventurado establecer estos valores como los críticos en deformación plana, ya que como puede observarse las dimensiones requeridas para este estado de tensiones no se satisfacen.

En condiciones criogénicas se obtuvieron curvas F-t con características frágiles y los niveles de consumo de energía inicial del péndulo se mantuvieron por debajo del 20%, condición indispensable para el tratamiento estático de las curvas F-t [7]. La tabla 2 muestra los resultados obtenidos, como puede observarse, a esta temperatura la validez de LEFM.

4. DISCUSIÓN DE RESULTADOS

A temperatura ambiente se observa un aumento importante de tenacidad en presencia del ABS, tendencia que no se observa en condiciones criogénicas, donde G_{IC} tiende a disminuir con respecto al de temperatura ambiente hasta un valor próximo al del PC, que para este último permanece invariable.

En condiciones criogénicas el sistema está por debajo de la temperatura de transición vítrea de la fase cauchosa del copolímero (butadieno) (-70°C) y alrededor de la relajación β del PC (relajación sub T_g). Estas observaciones nos permitiría establecer en principio que el aumento de tenacidad está relacionado con la relajación de la fase cauchosa presente en el sistema, y que en condiciones criogénicas el comportamiento a la fractura esta regido por el PC, específicamente por la relajación sub T_g (-100°C) que este presenta⁽⁶⁾.

Tras un análisis de la plasticidad para el rango de composiciones entre 15 y 100 % de ABS como el sugerido por A. Martínez, M. Ll. Maspoeh y M.R. Díaz [8], se estableció que previo a la ruptura no hay formación del "slip line field", es decir que la grieta se inicia antes de llegar al colapso plástico, por lo que sería apropiado realizar determinaciones del valor de integral J crítico, difícil más no imposible a estas velocidades de deformación [9].

El aumento aparente de la tenacidad del sistema a temperatura ambiente y la invariabilidad en condiciones criogénicas sufre una discontinuidad para

la composición con un 40 % de ABS, donde se observan valores de parámetros menores a los esperados.

Las propiedades mecánicas en mezclas inmiscibles o parcialmente inmiscibles es altamente dependiente de la morfología. Algunos autores proponen, y pareciera razonable, que aquellos sistemas que presentan una dispersión homogénea de fase dispersa, trae como consecuencia una distribución uniforme del estado de tensiones y deformaciones, no así en sistemas estratificados o con morfología coalescente.

Según se observó por SEM, las mezclas presentan una dispersión fina y aparentemente uniforme hasta un 20 % de ABS, con partículas esféricas de hasta 1 μm , atribuidas al butadieno. Para un 40 % de ABS, la morfología obtenida es coalescente y no uniforme (figura 2b), corroborando la suposición de una inversión de fase como explicación para el comportamiento anómalo de esta composición. Dichas características morfológicas concuerdan con las reportadas por Lee, Hiltner y Baer [10], inclusive cabría esperar un gradiente morfológico a lo largo del espesor de la probeta como consecuencia del proceso de transformación empleado, partiendo desde una estructura tipo "bead-string" en las zonas extremas hasta una dispersión esférica, como la reportada por los mismos autores.

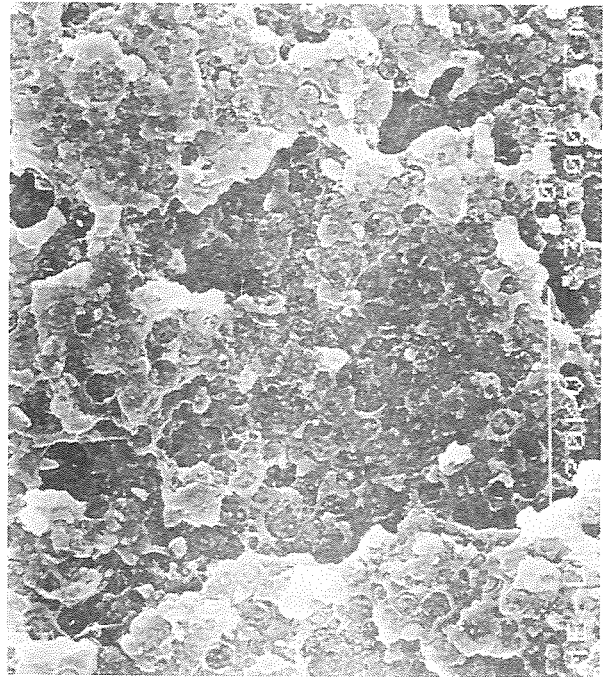
5.- CONCLUSIONES

Los sistemas PC/ABS presentan miscibilidad parcial en el rango de composiciones estudiado, según los desplazamientos reportados en las T_g de las fases.

En condiciones criogénicas, todo el rango de composiciones de mezclas PC/ABS presenta un comportamiento frágil, siendo regido por la relajación sub T_g del PC. El comportamiento a la fractura puede ser descrito por la LEFM.

A temperatura ambiente se observa que a medida que el % de ABS aumenta la tenacidad y G lo hacen hasta un 15 % de ABS donde la fractura es dúctil y no se cumple LEFM, sugiriéndose la aplicación de la mecánica de la fractura elastoplástica.

Para un 40 % de ABS, si bien la relación entre K_{IC} y G_C sigue lo prescrito por la LEFM, los valores obtenidos no pueden ser tomados como críticos ya que las condiciones dimensionales de deformación plana no se satisfacen. La caída aparente en la tenacidad y el comportamiento anómalo en la propagación de grieta es consecuencia directa de la morfología coalescente que se presenta.



(a)



(b)

Fig. 2.- Micrografías SEM de las superficies de fractura criogénica para las mezclas PC/ABS: (a) 90/10 y (b) 40/60. La barra de escala equivale a 10 μm .

6.- REFERENCIAS

- [1].- T. Casiraghi, G. Castiglioni, T. Ronchetti. "Fracture mechanics of polymers. Critical evaluation of linear elastic behaviour at high speed testing". *J. Mat. Sci.* **23**, 459 (1988).
- [2].- A.B. Martínez, J. Arnau, M. Sánchez, M.R. Díaz. "Impacto de plásticos: Parte 1. Análisis estático". *Información Tecnológica*. (Chile), **5(6)**, 13 (1994).
- [3].- J. Haslam, H. A. Wills, D.C.M. Squirrell. "Identification and analysis of plastics", I Liffe Books, London 1972.
- [4].- A.B. Martínez, M. R. Díaz. "La fractura del Poliestireno: Pparte II. Comportamiento a Velocidades de impacto". *Revista de plásticos modernos*, **460**, 361 (1994).
- [5].- ESIS. "A linear elastic fracture mechanics (LEFM) standard for determining K_{IC} and G_C for plastics". Marzo-1990.
- [6].- A.B. Martínez, J. Arnau, O. Santana, A. Gordillo. "Impacto de plásticos. Parte 2: Impacto de baja energía", *Información tecnológica* (Chile), **5(6)**, 19 (1994).
- [7].- N. G. McCrum, C. P. Buckley, C. B. Bucknall. "Principles of polymer Engineering." Oxford University press, USA (1988).
- [8].- A. B. Martínez, M. Ll. MasPOCH, M. R. Díaz. "Análisis de la fractura y de la deformación plástica de mezclas multifásicas de polímeros". *An. Mec. Fract.*, **11**, 297 (1994).
- [9].- S. Seidler, W. Grellmann. "Fracture behaviour and morphology of PC/ABS blends". *J. Mat. Sci.*, **28**, 4078 (1993).
- [10].- M. P. Lee, A. Hiltner, E. Baer. "Phase morphology of injection moulded Polycarbonate/acrylonitrile-butadiene-styrene blends." *Polymer*, **33(4)**, 685 (1992).

7.- AGRADECIMIENTOS

Los autores agradecen a la CICYT la financiación del proyecto MAT 94-0596. Asimismo O. Santana agradece al CONICIT (Venezuela) la conceción de un beca predoctoral.

FRACTURA DE UN ELASTÓMERO TERMOPLÁSTICO

M.LL.Maspoch*, J. Grando** y A.B. Martínez*

*Dept de Ciencia de los Materiales e Ingeniería Metalúrgica.
 Universidad Politécnica de Cataluña
 Avda.diagonal 647. Barcelona-08028

**Dept. Matériaux-Mécanique-Physique. École Centrale de Lyon

Resumen: Este trabajo presenta el estudio del comportamiento a fractura de un elastómero termoplástico, el HYTREL 5556. En este material no es posible aplicar satisfactoriamente ni la LEFM ni la EPFM. Se ha estudiado la fractura de este material siguiendo el protocolo del ESIS para determinar el trabajo esencial de fractura en tensión plana y ampliando el modelo para deformación plana. Se han ensayado dos espesores de probeta diferentes.

Abstract: This paper present the fracture behavior of an elastomer termoplastic, the HYTREL 5556. In this material it is not possible to apply successfully the LEFM and the EPFM. We have studied the fracture of this material following ESIS protocol for determining the essential work of fracture in plane stress and extended the model for plane strain. We have checked two different thicknesses.

1.-INTRODUCCIÓN

El material estudiado en este trabajo, un elastómero termoplástico, pertenece a la familia de copolímeros HYTREL comercializados por la firma Du Pont. Se trata de materiales que presenta propiedades mecánicas típicas de los elastómeros pero que se puede transformar como los termoplásticos, es decir, por inyección o extrusión.

Estos materiales presentan un conjunto de características muy interesantes que permiten utilizarlos en aplicaciones que exijan resistencia mecánica, durabilidad y flexibilidad, y mediante la combinación de diferentes constituyentes se puede aumentar su dureza o su resistencia a la humedad

Este material se comercializa con diferentes grados, cuya diferencia más relevante es el valor de la dureza Shore D, que puede estar comprendida entre 35 y 82. Para este trabajo se ha escogido el grado HYTREL 5556 que presenta una dureza Shore D de 55.

Este grado de dureza da unas propiedades mecánicas relativamente bajas, incluso dentro de los materiales plásticos y parece muy interesante estudiar el comportamiento a la fractura de dicho material.

Cuando se realizan los ensayos con geometría SENB tanto a bajas velocidades de deformación como a altas en el caso de impacto, el material sufre una gran deformación y no hay propagación de grieta.

Evidentemente con este material no se pueden aplicar los criterios de la LEFM ni de la EPFM, por tanto no se pueden determinar ni K_{Ic} , G_{Ic} ni la integral J. Parece pues, que la única forma de abordar este problema, e intentar caracterizar a fractura este material es determinando el trabajo esencial de fractura siguiendo el protocolo de norma del ESIS [1].

2.-MATERIAL

Los HYTREL están compuestos de una fase cristalina de polibutilen tereftalato (A) y de una fase amorfa de cadenas de polieter glicol (B). En función de la proporción de cada una de las dos fases se obtiene toda una gama de propiedades.

Este tipo de materiales se denominan copolímeros tribloque puesto que las unidades de la fase A se sitúan en los extremos de las cadenas de fase B. Sus temperaturas de transición vítrea (T_g) son 80°C y -40°C respectivamente.

En general los HYTREL se caracterizan por: tenacidad excepcional, gran resistencia a la fluencia, al impacto y a la fatiga, flexibilidad a bajas temperaturas, conservación de sus propiedades a alta temperatura y resistencia importante a los ácidos y disolventes, entre otras.

En este estudio se ha trabajado con el grado HYTREL 5556 por ser el material que posee el mejor conjunto de propiedades de toda la gama de productos HYTREL.

En la tabla 1 se resumen los valores de las principales propiedades del HYTREL 5556.

Tabla 1.- Propiedades del HYTREL 5556

Resist.a la tracción (MPa)	40
Alargamiento a rotura (%)	500
E (flexión) a -40°C (MPa)	760
a 23 °C (MPa)	207
a 100°C (MPa)	110
Resist. al impacto a -40°C (J/m)	170
a 23 °C (J/m)	rot.incomp
Temperatura de fusión (°C)	203
Transición vítrea (T _g) (°C)	-18
Densidad (g/cm ³)	1.2
Dureza Shore D	55

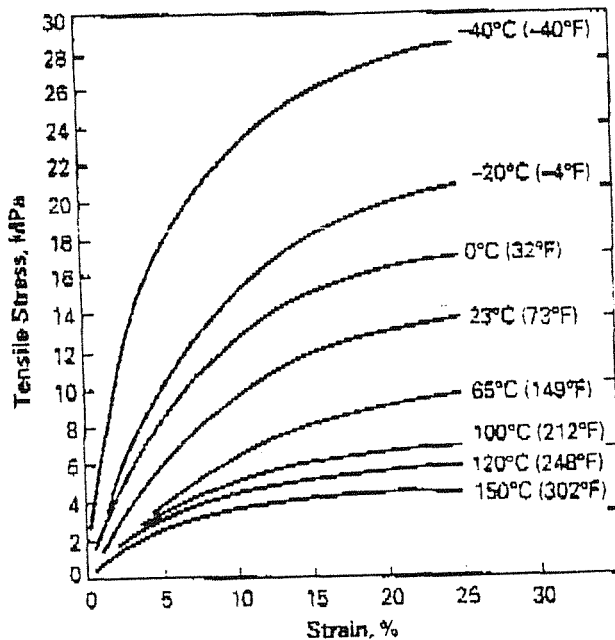


Fig.1.-Curvas de tracción del HYTREL 5556. Velocidad de deformación = 25.4 mm/min.

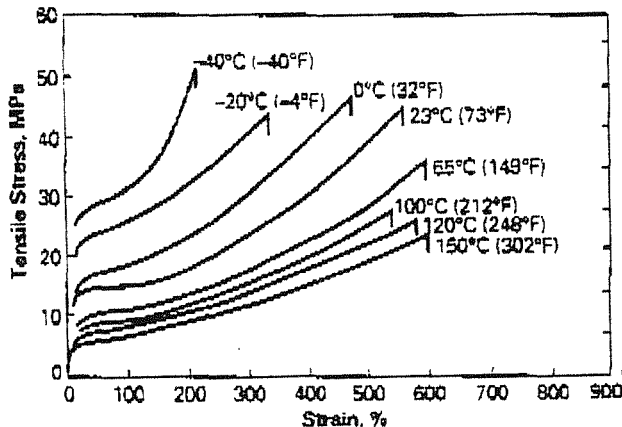


Fig.2.-Curvas de tracción del HYTREL 5556. Velocidad de deformación = 50 mm/min.

En las figuras 1 y 2 se representan las curvas de tracción del HYTREL 5556 a diferentes temperaturas y distintas velocidades de deformación.

3.-ENSAYOS

Para los materiales dúctiles en general Broberg [2] propuso que el trabajo total de fractura W_f fuera separado en dos componentes distintas. La primera se asocia a la plastificación del material, y es considerado como el trabajo no esencial de fractura W_p (la zona plástica no contribuye a propagar la grieta). La segunda parte se denomina trabajo esencial de fractura W_e , y se asocia a la inestabilidad generada en el fondo de la grieta. Únicamente el trabajo esencial de fractura es una propiedad característica del comportamiento a fractura de un material dúctil. El trabajo no esencial de rotura depende de la forma de la zona plástica.

Posteriormente, diferentes autores [3-5] han desarrollado un procedimiento experimental para determinar el trabajo esencial de fractura en condiciones de tensión plana. A pesar de que el trabajo esencial de fractura se puede determinar con diferentes geometrías de probeta [6], el método más frecuente es utilizar probetas de tracción con doble entalla lateral en forma de V (DDENT) (Figura 3). Este procedimiento ha sido objeto de un protocolo de norma del ESIS [1], y de una presentación en este mismo congreso [7] donde se comprobaba la viabilidad de dicho ensayo.

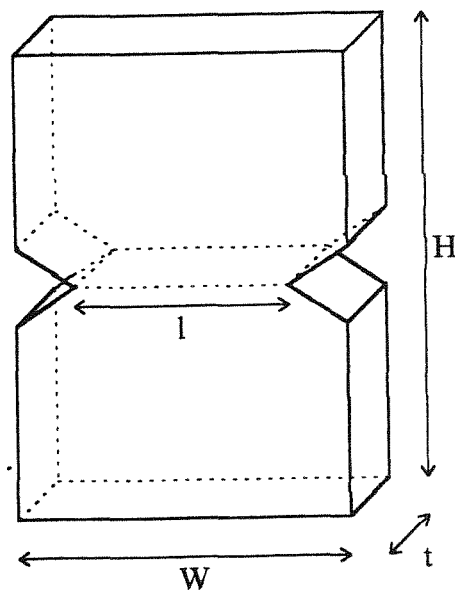


Fig.3.-Geometría de la probeta para el ensayo de determinación del trabajo esencial de fractura.

El trabajo total de fractura viene dado por la relación siguiente:

$$W_f = W_e + W_p = w_e l t + w_p \beta l^2 t \quad (3.1)$$

Donde:

w_e es el trabajo esencial específico de fractura
 w_p el trabajo no esencial específico de fractura
 l la longitud de ligamento
 t el espesor de la probeta
 y β un factor de forma que describe la geometría de la zona plástica.

El trabajo esencial de fractura es pues:

$$w_f = \frac{W_f}{l t} = w_e + \beta w_p l \quad (3.2)$$

Representando el trabajo específico de fractura en función de la longitud de ligamento, obtenemos una recta cuya ordenada en el origen coincide con el valor del trabajo esencial de fractura (w_e) y la pendiente corresponde al valor de βw_p .

Para que la ecuación (3.2) sea válida, es necesario que el ligamento esté en un estado de tensión plana. Para evitar los efectos de borde en la superficie, la longitud l debe ser bastante más pequeña que la longitud de la probeta W ($l < W/3$). Además, para conservar un estado de tensión plana el ligamento debe ser suficientemente mayor que el espesor de la probeta t ($l > 3t$). Por tanto la longitud de ligamento debe verificar la relación siguiente:

$$\frac{W}{3} > l > 3t \quad (3.3)$$

Recientemente Saleemi y colaboradores [8] han desarrollado una metodología de ensayo para condiciones de deformación plana. En este caso la única condición que debe cumplir la longitud de ligamento es $l < 3t$. A medida que l disminuye el estado de tensión dentro del material se acerca más a una configuración de deformación plana, se habla de un estado mixto. Para un valor límite de $l = 0$ podemos considerar que nos encontramos en un estado de deformación plana puro. Por tanto, es suficiente con realizar una extrapolación de varias medidas dentro del estado mixto de tensión para obtener el trabajo esencial de fractura en condiciones de deformación plana. Este valor debe corresponder, en principio, al valor de J_{Ic} .

Si se realiza el ensayo en condiciones de tensión plana, tal como se describe en el protocolo de norma del ESIS [1], deben ensayarse como mínimo 20 probetas con longitudes de ligamento que cumplan las condiciones especificadas en la tabla 2. Si el

ensayo se realiza en condiciones de tensión plana y mixta, a fin de determinar el trabajo esencial de fractura en condiciones de deformación plana, el número de probetas debe aumentar bastante, y además de las longitudes de ligamento descritas en la tabla 2 deben ensayarse probetas con longitudes de ligamento menores.

Las entallas en V tienen que ser perfectamente simétricas, una vez mecanizadas se prolongan hasta la longitud deseada con ayuda de una cuchilla de afeitar.

Los ensayos de tracción se efectúan a una velocidad constante de (2W/75 mm/min) y a temperatura ambiente en una máquina universal de ensayos. Las probetas se llevan hasta rotura total, y posteriormente la longitud de ligamento se mide con precisión de ± 0.001 mm con una lupa a la que se ha acoplado un micrómetro.

Tabla 2.-Condiciones de l para tensión plana.

Longitud de ligamento		Número mínimo de probetas
Máxima	Mínima	
0.33 W	0.27 W	2
0.27 W	0.20 W	3
0.20 W	0.13 W	5
0.13 W	3 t	10

Una vez realizados los ensayos se deben efectuar varias verificaciones a fin de validar los resultados experimentales:

a) El valor de la carga máxima durante el ensayo de tracción nos permite calcular la tensión máxima en la sección reducida ($\sigma_m = P_m / l t$). La teoría de la plasticidad [9] afirma que la tensión máxima en la sección reducida de una probeta DDENT, en condiciones de tensión plana, está relacionada con el límite lástico del material según la relación:

$$\sigma_m = 1.15 \sigma_y \quad (3.4)$$

En un gráfico donde se represente σ_m en función de l , los puntos experimentales deben ajustarse a una recta horizontal definida por la ecuación (3.4). Para el caso de una probeta DDENT en condiciones de deformación plana, y también aplicando la teoría de la plasticidad [9], la tensión en la sección reducida es:

$$\sigma_m = 2.97\sigma_y \quad (3.5)$$

b) Para cada probeta, la observación en la lupa permite caracterizar la forma de la región plastificada. Se define un parámetro h que es igual a la amplitud máxima de esta zona en la dirección del esfuerzo aplicado. La representación de h en función de la longitud de ligamento l , nos da una recta cuya pendiente es igual a 2β en el caso donde la zona tiene la forma de rombo ($4\beta / \pi$ para una elipse).

c) A partir de este último resultado, y de la recta del trabajo específico de fractura w_f en función de l , se puede determinar el trabajo no esencial de fractura w_p .

4.-RESULTADOS Y DISCUSIÓN

Los ensayos descritos en el apartado anterior se han realizado para dos series de materiales. En ambos casos se trataba de HYTREL 5556, la única diferencia era el espesor de las placas.

Serie 1: placas de 3.2 mm de espesor, ensayos en condiciones de tensión plana según ESIS [1].

Serie 2 : placas de 2 mm de espesor, ensayos en condiciones de tensión plana y en condiciones mixtas, según el método propuesto por Saleemi y colaboradores [8].

Serie 1

Las dimensiones de las probetas fueron:

$$\begin{aligned} W &= 75 \text{ mm} \\ t &= 3.2 \text{ mm} \\ l &= 10 < l < 25 \text{ mm} \end{aligned}$$

La velocidad de desplazamiento de las mordazas fue de 2 mm / min.

En la figura 4 se representa la energía total específica en función de la longitud de ligamento. Observamos que los valores experimentales ajustan muy bien a una recta, cuya ordenada en el origen corresponde al valor del trabajo esencial de fractura.

En la figura 5 se representa la evolución de h en función de l . La observación, en la lupa, de la zona deformada plásticamente, revela que ésta tiene una forma elíptica.

A partir de las representaciones de las figuras 4 y 5 podemos obtener los siguientes resultados:

$$\begin{aligned} w_e &= 104.5 \text{ KJ} / \text{m}^2 \\ \beta w_p &= 0.0166 \text{ J} / \text{mm}^3 \\ 4\beta / \pi &= 0.3545 \end{aligned}$$

$$w_p = 0.0596 \text{ J} / \text{mm}^3$$

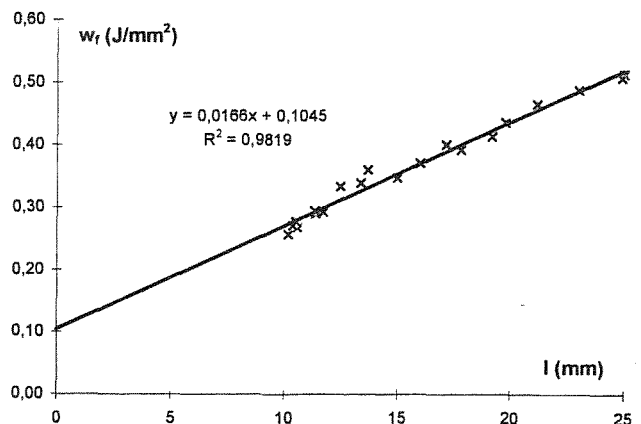


Fig.4.-Energía total específica vs l. (Serie 1)

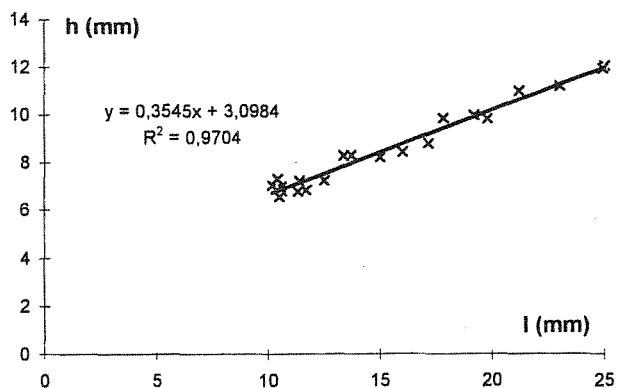


Fig. 5.-Características de la zona plástica. Serie 1.

A fin de verificar la validez de estos resultados, podemos representar la tensión máxima en la sección reducida en función de la longitud de ligamento (figura 6), los valores experimentales deberán cumplir la ecuación (3.4). Para determinar el valor del límite elástico se realizaron ensayos de tracción, en probetas sin entallar, a la misma velocidad de desplazamiento de las mordazas que los ensayos anteriores. El valor del límite elástico fue de 15.88 MPa. Por tanto, según la ecuación (3.4), la tensión máxima debe ser igual a 18.3 MPa. En la figura 6, observamos que efectivamente los puntos experimentales se ajustan a una recta horizontal cuya ordenada en el origen es 18 MPa.

Mediante la representación de la figura 6 comprobamos que la teoría de la plasticidad [9] se cumple para el caso de probetas DDENT en tensión plana en este material.

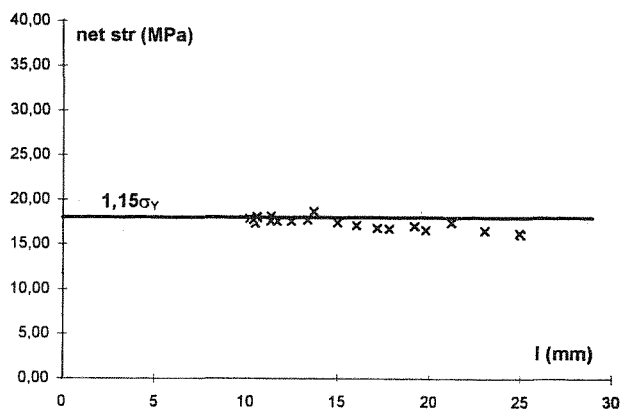


Fig. 6.-Tensiones en la sección reducida vs l.

Serie 2.

Las dimensiones de las probetas para este caso fueron:

- W = 75 mm
- t = 2 mm
- $l = 2 < l < 24$ mm

La velocidad de separación de las mordazas siguió siendo de 2 mm/min.

Las figuras 7 y 8 son equivalentes a las figuras 4 y 5 de la serie 1. La zona de deformación plástica, para esta serie, sigue siendo en forma elíptica.

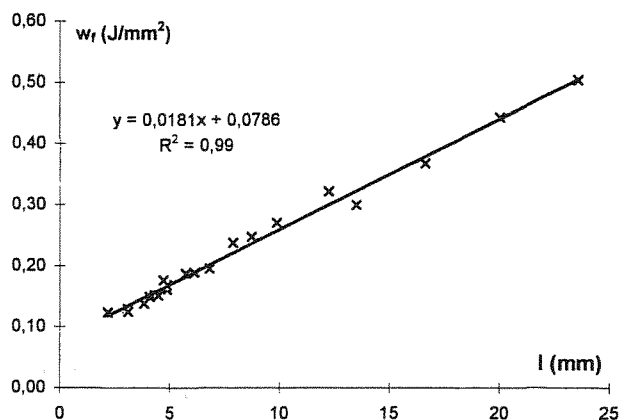


Fig. 7.-Energía total específica vs l. (Serie 2).

A partir de las gráficas de las figuras 7 y 8 podemos determinar los valores de:

- $w_e = 78.6$ KJ/m²
- $\beta_{wp} = 0.0181$ J/mm³
- $4\beta / \pi = 0.4634$
- $w_p = 0.0497$ J/mm³

De estos resultados podemos comprobar que el valor del trabajo esencial de fractura, para esta serie, ha disminuido respecto al valor obtenido con la serie 1.

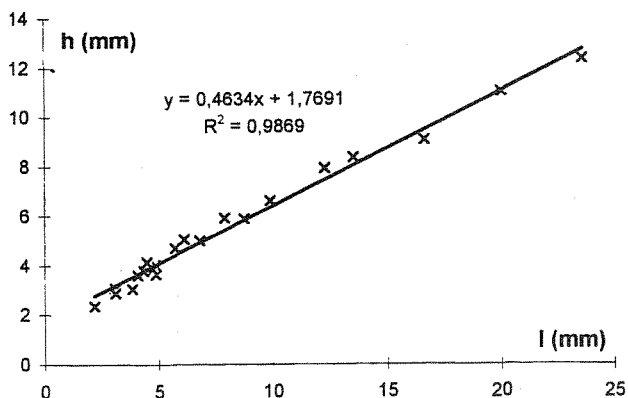


Fig. 8.-Características de la zona plástica. Serie 2.

Este hecho puede explicarse teniendo en cuenta que en la serie 2 no todas las probetas se han ensayado en condiciones de tensión plana, en algunos casos estábamos en condiciones mixtas, por tanto es lógico que el valor del trabajo esencial de fractura disminuya. Desgraciadamente no disponíamos de suficientes probetas para realizar ensayos con longitudes de ligamento inferiores que nos hubieran permitido extrapolar los puntos obtenidos al límite de $l = 0$ con mayor fiabilidad. En cualquier caso, podemos afirmar que el valor del trabajo esencial de fractura en condiciones de deformación plana es inferior a 78.6 KJ/m² y asimismo inferior al valor del trabajo esencial de fractura determinado en condiciones de tensión plana.

Para comprobar que el espesor de las probetas no influye en el resultado del trabajo esencial de fractura, representamos de nuevo la energía total específica en función de la longitud de ligamento tomando únicamente los valores que cumplen las condiciones de tensión plana (figura 9).

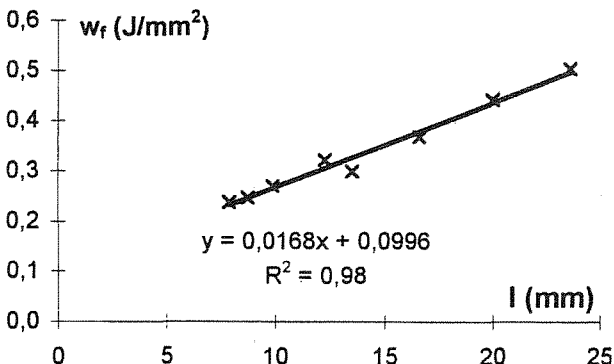


Fig. 9.-Energía total específica vs l. (Serie 2, tensión plana).

De la figura 9 se deduce que el valor del trabajo esencial de fractura, en condiciones de tensión plana, para esta serie es igual a 99.6 KJ/m². Este valor coincide razonablemente bien, dentro del error experimental, con el obtenido para la serie 1 (104.5 KJ/m²). De esta forma podemos comprobar que el

trabajo esencial de fractura es independiente del espesor de las probetas.

Para verificar la validez de estos resultados representamos (figura 10) la tensión máxima en la sección reducida en función de la longitud de ligamento.

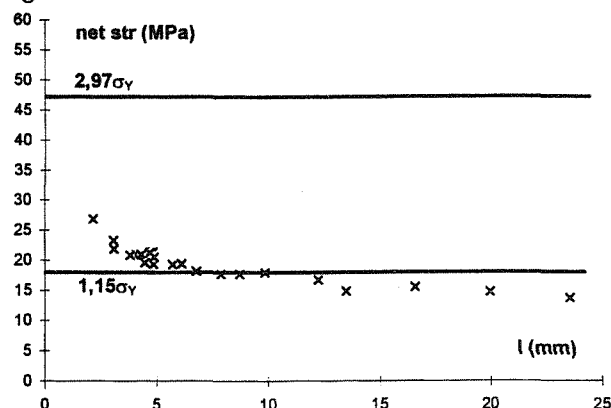


Fig. 10.-Tensión máxima vs l. (Serie 2).

En la figura 10, la línea de puntos indica el cambio de condiciones de tensión plana a modo mixto. Los valores de tensión plana se ajustan a la ecuación (3.4), y la extrapolación para $l = 0$ se ajusta a la ecuación (3.5).

5.-CONCLUSIONES

Para materiales con comportamiento elastómero, el trabajo esencial de fractura puede servir para caracterizarlos.

El valor del trabajo esencial de fractura parece ser una propiedad intrínseca del material, y hasta donde nosotros hemos podido comprobar no depende del espesor de las probetas utilizadas.

El método propuesto por Saleemi parece indicado para determinar el trabajo esencial de fractura en condiciones de deformación plana. El valor así obtenido es inferior al correspondiente en condiciones de tensión plana, tal como cabía esperar.

El trabajo esencial de fractura en condiciones de deformación plana se corresponde [10] con el valor de J_{Ic} , aunque en este caso y dadas las características de nuestro material no nos ha sido posible comprobarlo.

6.-REFERENCIAS

- [1].-ESIS, "Testing Protocol for essential work of fracture". Julio-1993.
- [2].-Broberg K.B., Int. J. Fract., 4, 11, (1968).
- [3].-Cotterell B., Reddel J. K., Int. J. Fract. Mech., 13,

267, (1977).

[4].-Mai Y.W., Pilko K.M., J.Mat. Sci., 14, 386, (1979).

[5].-Mai Y.W., Cotterell B., Eng. Fract. Mech., 21, 123, (1985).

[6].-Hashemi S., O'Brien D., J. Mat. Sci., 28, 3977, (1993).

[7].-Belzunze F.J., Bonhomme J., Rodriguez C., An. Mec. Fract., 11, 273, (1994).

[8].-Saleemi A.S., Nairn J.A., Polymer Eng. and Sci., 30, 4, (1990).

[9].-Hill R.J., J. Mech. Phys. Solids, 1, 19, (1952)

[10].-Wu J., Mai Y.W., Cotterell B., J. Mat. Sci., 34, (1994).

7.-AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer a la empresa Du Pont Iberia el haberles suministrado las placas de material HYTREL de dos espesores diferentes para realizar este trabajo. Asimismo el Dr J. Grando agradece a la Región Rhône-Alpes la concesión de una beca de Investigación Internacional.

PROPIEDADES MECÁNICAS DE Si_3N_4 AUTOREFORZADO PRODUCIDO A PARTIR DE POLVOS OBTENIDOS POR SÍNTESIS AUTOPROPAGADA

José Serafín Moya*, Miguel Ángel Rodríguez†, A. Souto#, F. Guitian#, José Ygnacio Pasto*, Javier LLorca* y Manuel Elices*

*Departamento de Ciencia de Materiales. Universidad Politécnica de Madrid. Ciudad Universitaria, s.n. 28040-Madrid.

*Instituto de Ciencia de Materiales de Madrid. CSIC. Cantoblanco. 28049-Madrid.

#Instituto de Cerámica. Universidad de Santiago. Santiago de Compostela.

† SHS España. Paracuellos del Jarama. Madrid.

Resumen. El objetivo de este artículo es presentar un nuevo método de procesado para obtener nitruro de silicio de alta tenacidad. Esto se consigue diseñando una microestructura bimodal de $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$ donde la matriz está formada por granos redondeados menores de dos micras y monocristales elongados con una longitud entre 6 y 10 micras y diámetro alrededor de la micra. Los polvos de partida de nitruro de silicio se obtienen por síntesis autopropagada a alta temperatura (SHS). El coste de procesado de los polvos por este método es de una cuarta a una quinta parte del precio habitual de mercado de los polvos de nitruro de silicio obtenidos por otras rutas, mientras que las propiedades mecánicas del material compactado son similares al obtenido a partir de polvos fabricados por vías tradicionales.

Abstract: This article presents a new route to produce high toughness silicon nitride using silicon nitride powder obtained by self-propagating high-temperature synthesis (SHS). This behaviour is a result of a bimodal microstructure of $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$ formed by small equiaxed grains of an average size below $2\ \mu\text{m}$ and elongated single crystals of $6\text{--}10\ \mu\text{m}$ in length and about $1\ \mu\text{m}$ in diameter. The powder cost is between one fourth to one fifth that of the standard silicon nitride powder used by other routes and, in addition, contains the seeding $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$ single crystal particles that lead to the development of a bimodal microstructure during sintering. Furthermore, the SHS Si_3N_4 exhibits similar mechanical properties that the ones sintered from the traditional powders.

1. INTRODUCCIÓN

El nitruro de silicio desempeña un papel relevante entre los materiales cerámicos con fines estructurales, siendo uno de los pocos que actualmente se utilizan dentro de este campo. Entre las más relevantes destaca su utilización en herramientas de corte [1], turbocompresores para motores de automóviles [2], y varios componentes de turbinas de gas [3]. Estas aplicaciones han sido posibles gracias a su buena resistencia a la oxidación, su alta resistencia mecánica, y su bajo coeficiente de expansión térmica; lo que combinado con su moderada conductividad térmica conduce a un excelente comportamiento bajo choque térmico. No obstante, los futuros desarrollos en componentes estructurales para este material requieren superar dos importantes limitaciones: su baja resistencia a la fractura y su alto coste de producción.

Como ha sido señalado en la literatura [4–14] una ruta efectiva para mejorar la tenacidad de fractura de los cerámicos basados en nitruro de silicio es generar estructuras bimodales en el compacto de sinterización.

Tales microestructuras están normalmente formadas por granos largos elongados de $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$ que se encuentran dispersos en una matriz de granos más pequeños. Los granos elongados de $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$ favorecen la deflexión y puenteo de la grieta [4–6], aumentando así la tenacidad de fractura del material desde valores típicos de $4\text{ a }6\ \text{MPa m}^{1/2}$ hasta $8\text{--}10\ \text{MPa m}^{1/2}$. Este tipo de microestructura puede obtenerse por tres caminos diferentes:

- añadiendo un 15% en volumen de fibras o *whiskers* con unas $30\ \mu\text{m}$ de longitud y de $1\text{ a }3\ \mu\text{m}$ de diámetro [7–8];
- por sinterización de polvos de $\alpha\text{-Si}_3\text{N}_4$ más aditivos oxidantes a temperaturas muy altas ($1800\text{--}2000\ ^\circ\text{C}$) bajo atmósfera de nitrógeno a unos $10\ \text{MPa}$ [9–12];
- por sembrado del polvo de $\alpha\text{-Si}_3\text{N}_4$ y los aditivos oxidantes con $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$ monocristalino de aproximadamente $1\ \mu\text{m}$ de diámetro y $4\ \mu\text{m}$ de longitud [13–14].

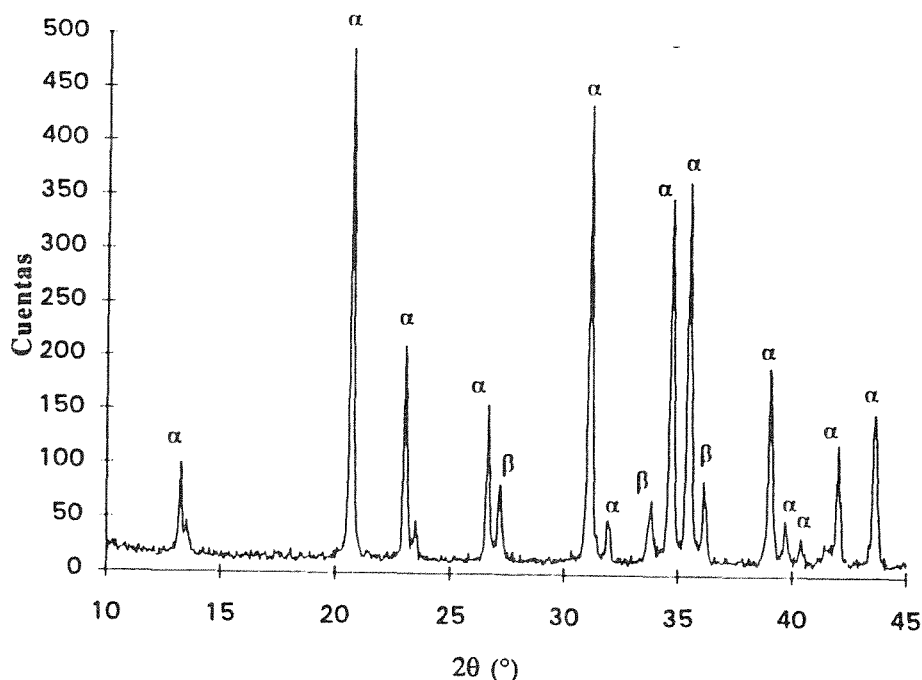


Fig. 1. Difractograma de rayos-X del polvo SHS de partida. Nótese los picos de α - Si_3N_4 y β - Si_3N_4 .

En esta investigación se presenta una nueva vía para obtener nitruro de silicio de alta tenacidad con una estructura bimodal usando polvos de nitruro de silicio obtenidos por síntesis autopropagada a alta temperatura (SHS). El coste de los polvos así obtenidos es de una cuarta a una quinta parte del precio habitual de mercado de los polvos de nitruro de silicio obtenidos por otras rutas. Además, contienen los monocristales β - Si_3N_4 que servirán de semilla para el desarrollo de estructuras bimodales durante la sinterización.

2. MATERIALES

En esta investigación se utilizan dos polvos de nitruro de silicio. Uno de ellos fue obtenido por SHS (SHS-España, Madrid). Las impurezas encontradas, en tanto por ciento en peso, fueron de: 0.017% de Fe, 0.002% de Ti, 0.006% de Ca, 0.004% de Mg, 0.007% de Zr, 0.12% de C, y 1.3% de O. Su composición de partida fue, de acuerdo con el diagrama de difracción de rayos-X (Fig. 1) es del 90% en peso de fase α y de un 10% de fase β . Tras la síntesis, el polvo lo formaban agregados de partículas de forma redondeada de α - Si_3N_4 , de tamaño medio de grano de $1\ \mu\text{m}$, y monocristales elongados de β - Si_3N_4 , con un diámetro de $3\ \mu\text{m}$ y $10.5\ \mu\text{m}$ de longitud. Este polvo fue molido en agua destilada durante dos horas y media usando bolas de Si_3N_4 . Después de la molienda las partículas de α - Si_3N_4 pasaron a tener un tamaño medio de grano de $0.7\ \mu\text{m}$.

Los aditivos utilizados en la sinterización de este primer polvo fueron itria, de 99.99% de pureza y $1.8\ \mu\text{m}$ de tamaño medio de grano, y cuarzo- α , con un tamaño medio de grano de $3.8\ \mu\text{m}$. El contenido en peso de impurezas fue de 0.01% de Fe_3O_4 , 0.06% de TiO_2 , 0.02% de CaO, 0.004% de MgO, 0.005% de K_2O , y 0.005% de Na_2O . A fin de evitar compuestos cuaternarios que pudieran degradar la resistencia a la oxidación del material [15], se eligió una composición situada en el triángulo de compatibilidad de estado sólido del $\text{Si}_2\text{N}_2\text{O}-\text{Y}_2\text{Si}_2\text{O}_7-\text{Si}_3\text{N}_4$ con las siguientes

proporciones en peso [16]: 77% de Si_3N_4 -SHS, 14.5% de Y_2O_3 , 8.5% de SiO_2 . Esta composición es similar a la empleada por Cinibulk *et al.* en un trabajo reciente [15].



Fig. 2. Micrografía de los polvos Si_3N_4 producidos por SHS. Nótese la forma esférica de la fase α y los monocristales elongados que forman la fase β .

La mezcla así obtenida se homogeneizó en un molino de bolas, en agua destilada, durante media hora. La suspensión obtenida fue secada por aspersión (*spray dried*) a fin de evitar la segregación de los constituyentes. El polvo se prensó en caliente a $1750\ ^\circ\text{C}$ en atmósfera de nitrógeno durante dos horas y media, bajo una presión

de 25 MPa. Finalmente se obtuvieron placas cilíndricas de 50 mm de diámetro, siendo la densidad del compacto el 97% de la densidad teórica. Este material será nombrado como material A en este artículo.

A efectos de comparación se fabricó un segundo material, que denominaremos de aquí en adelante B, siguiendo la misma ruta de procesamiento y utilizando polvos α - Si_3N_4 comerciales, fabricados por UBE Industries Ltd (Japón) en lugar de los obtenidos por SHS. La nueva mezcla se preparó mezclando un 85% en peso de polvo con un 15% en peso de fibras monocristalinas β - Si_3N_4 . Las fibras tenían alrededor 20 μm de longitud y 0.5 μm de diámetro, y fueron obtenidas por el método SHS (Fig. 3a). Los polvos de UBE estaban formados por partículas redondeadas de 0.4 μm de tamaño medio (Fig. 3b). El procedimiento para fabricar estas fibras está descrito en [17]. La mezcla del polvo y de las fibras se realizó en agua hirviendo bajo agitación continua para evitar la segregación de las fibras, y permitir su perfecta homogeneización. A continuación se prensó en caliente en condiciones similares a las del material A. El compacto final alcanzó también una densidad del 97% de la teórica.

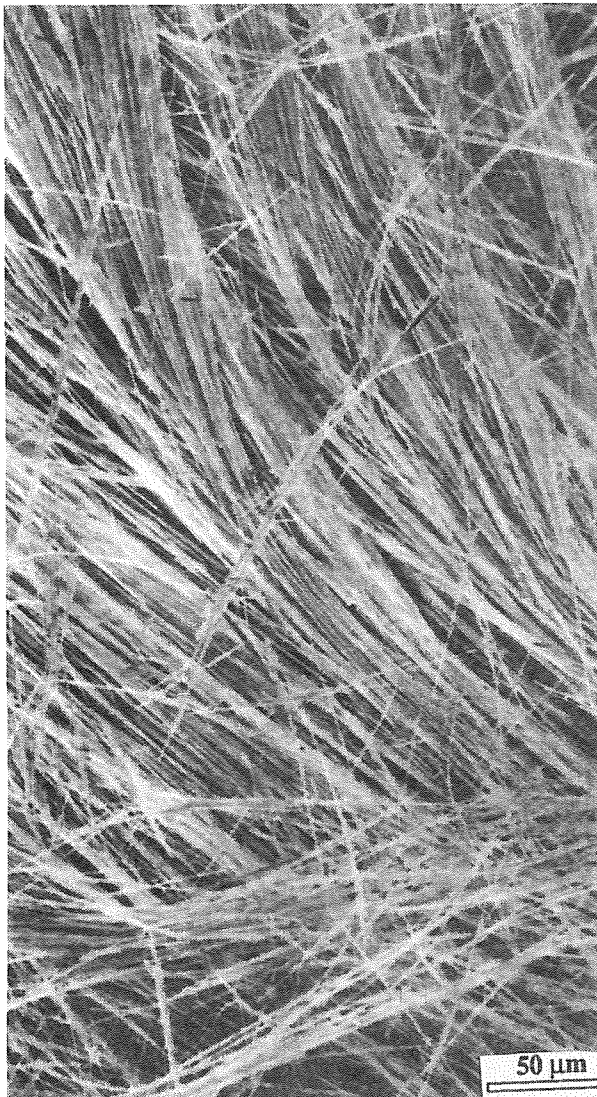


Fig. 3a. Micrografía de las fibras monocristalinas de β - Si_3N_4 empleadas para producir el material B.

La composición de las fases del material sinterizado se obtuvo por difracción de rayos-X, siendo analizada la microestructura en un microscopio electrónico de barrido tras pulir y atacar con plasma la superficie del material.

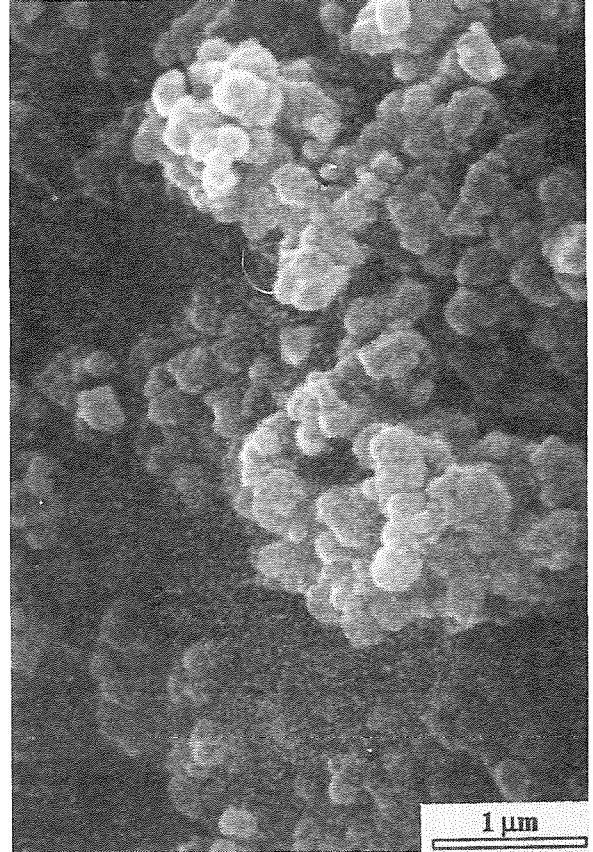


Fig. 3b. Micrografía de los polvos de α - Si_3N_4 empleados para producir el material B.

3. CARACTERIZACIÓN MECÁNICA

El material A se preparó en forma de barras prismáticas de $2.95 \times 2.75 \times 44 \text{ mm}^3$, mientras que para el material B las dimensiones de las probetas fueron $4.00 \times 2.95 \times 44 \text{ mm}^3$. La resistencia a flexión y el módulo de elasticidad se determinó mediante ensayos de flexión en tres puntos con una longitud entre apoyos de 40 mm y con una velocidad de desplazamiento del puente de carga de 50 μm por minuto. La carga y el desplazamiento del punto de carga respecto de los rodillos de apoyo se midieron de forma continua durante todo el ensayo, utilizándose para la medida de la deformación un sistema de extensometría láser [18-19]. Este extensómetro está constituido por un emisor láser de He-Ne de baja potencia ($< 1 \text{ mW}$) que realiza un barrido. Este barrido queda limitado por la cara inferior de la probeta y el dispositivo de ensayo. La distribución de intensidades resultante es analizada por un detector situado en la parte opuesta de la probeta. Un microordenador calcula a partir de la distribución de intensidades la amplitud del barrido, y determina el desplazamiento del punto de carga de la probeta durante el ensayo.

El dispositivo experimental utilizado para la medida de la tenacidad de fractura es similar al detallado anteriormente. Para estos ensayos de fractura se mecanizó en las barras una entalla recta con un disco diamantado de 50 μm de espesor, obteniéndose un radio

de fondo de entalla de unas 35 μm . Las muestras entalladas se ensayaron en flexión en tres puntos, midiéndose la carga aplicada y el desplazamiento del punto de carga de la probeta durante todo el ensayo.

4. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

En la Fig. 4 se muestra el diagrama de difracción correspondiente al material A. Las únicas fases presentes fueron $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$, $\text{Si}_2\text{N}_2\text{O}$, y $\text{Y}_2\text{Si}_2\text{O}_7$, como era de

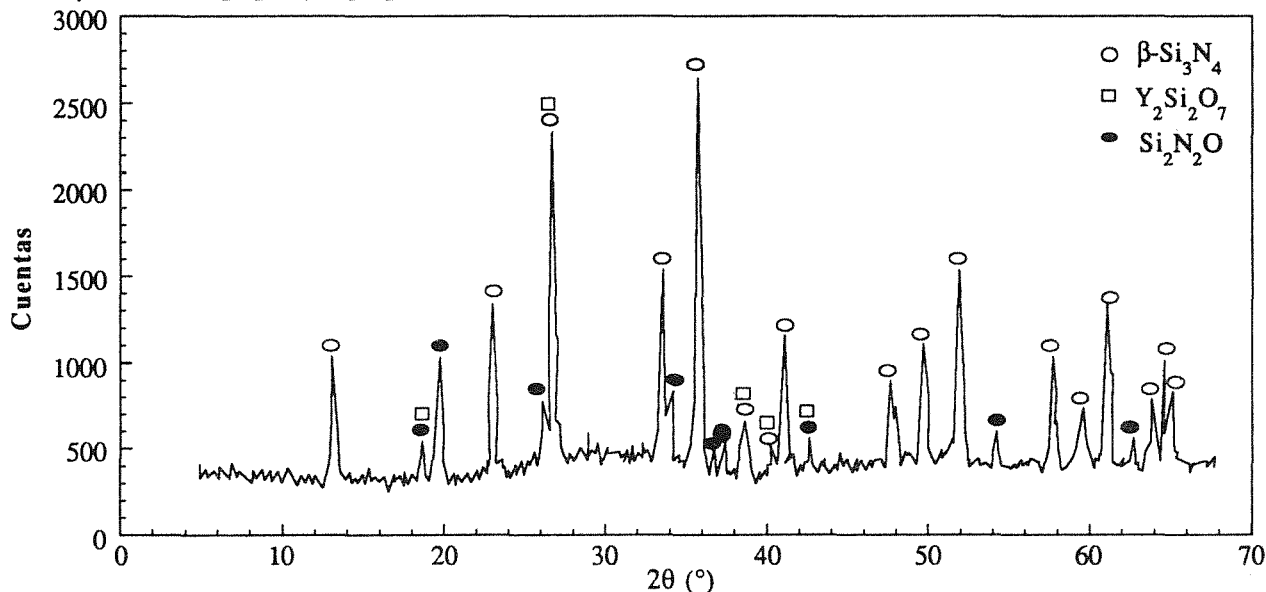


Fig. 4. Difractograma del material A después de la sinterización.

esperar del diagrama de equilibrio de fases. La microestructura de este material se muestra en la Fig. 5a. El ataque por plasma, donde el nitruro de silicio es atacado mucho más rápido que la fase vítrea rica en oxígeno, reveló la distribución bimodal de los granos. El material estaba constituido por pequeños granos equiaxiales de $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$, menores de 2 μm , y granos elongados de $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$ con un tamaño medio de grano entre 6 y 10 μm , y un factor de forma de seis. Una estructura bimodal similar es la que presenta el nitruro de silicio obtenido por Hirao *et al.* [13–14] y que es sembrado con monocristales elongados de $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$, con un factor de forma similar al que presentan los polvos SHS (Fig. 2).

Los granos largos y elongados encontrados en el material A y en los de Hirao *et al.* se formaron por crecimiento epitaxial de las partículas $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$ monocristalinas durante la sinterización, como ha sido demostrado por otros investigadores [20–21]. La microestructura resultante presenta una distribución homogénea de granos elongados dentro del material que reproduce la dispersión inicial de partículas sembradas. La principal diferencia entre los materiales de Hirao *et al.* y la nueva ruta propuesta estriba en el proceso de fabricación de las partículas. Ellos produjeron las partículas a partir del fundido de $\alpha\text{-Si}_3\text{N}_4$, Y_2O_3 , y SiO_2 , que se mantuvo durante dos horas a 1850 $^\circ\text{C}$ en atmósfera de nitrógeno y a continuación se sometió a varios tratamientos de lavado ácido [22]. En nuestro caso, las partículas monocristalinas de $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$ se produjeron directamente durante el proceso SHS, reduciendo mucho el coste de producción del material.

La microestructura del material B se muestra en la Fig. 5b, donde la presencia de fibras largas de $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$ se observa claramente. Como se indicó más arriba estas fibras no fueron crecidas *in situ* durante el sinterizado, sino que fueron añadidas a los polvos de $\alpha\text{-Si}_3\text{N}_4$ antes de su procesado.

Los ensayos mecánicos mostraron que el comportamiento de ambos materiales es lineal hasta rotura. El módulo de elasticidad, E , se obtuvo de los

ensayos de flexión a partir de la pendiente inicial del registro carga–flecha según la expresión dada por Bucci *et al.* [23]. La resistencia flexión, σ_u , se calculó a partir de la carga máxima de los ensayos de flexión, de acuerdo con la teoría de Resistencia de Materiales para vigas elásticas. La tenacidad de fractura, K_{IC} , se determinó en los ensayos de fractura a partir de la carga máxima y la longitud de entalla inicial utilizando la expresión dada en [24]. Los resultados de los ensayos mecánicos se muestran en la Tabla 1.

Tabla 1. Resultados de los ensayos mecánicos.

Material	E (GPa)	σ_u (MPa)	K_{IC} (MPa $\text{m}^{1/2}$)
A	386	432	8.1
B	287	502	8.4

El efecto de la microestructura bimodal conteniendo granos elongados queda patente en la elevada tenacidad obtenida para los dos materiales, y que es similar a la medida en otros materiales de base Si_3N_4 de alta tenacidad [4–6]. Ahora bien, es importante señalar que la tenacidad de fractura medida por Cornelissen [25] en un Si_3N_4 obtenido por prensado en caliente, y cuya composición es similar a la nuestra pero sin presencia de microestructura bimodal, fue sólo de 5.1 MPa $\text{m}^{1/2}$. Como se indica en la introducción, los granos de elongado de $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$ favorecen la deflexión y puenteo de la grieta, incrementando la energía necesaria para propagar la fisura. Además, es interesante darse cuenta que el módulo de elasticidad del material A fue considerablemente superior al del B.

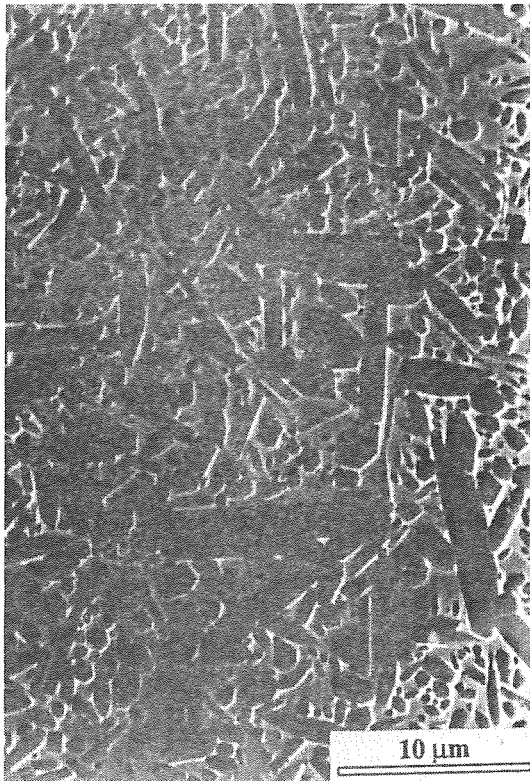


Fig. 5a. Micrografía SEM de las superficies pulidas y atacadas con plasma del material A.

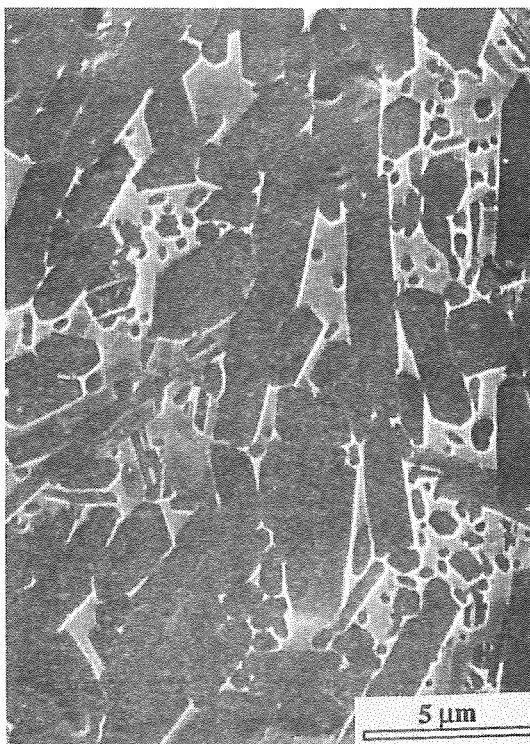


Fig. 5b. Micrografía SEM de las superficies pulidas y atacadas con plasma del material B.

Por otro lado, la resistencia a flexión de ambos materiales fue baja comparada con los resultados de Hirao *et al.* [13], que alcanzó valores cercanos a 1 GPa. Se ha señalado que la presencia de granos largos parece reducir la resistencia a flexión debido al incremento del tamaño intrínseco de defecto del material. Aunque el efecto de el tamaño de grano en la resistencia a flexión es bien conocido, la reducción de la resistencia a flexión en nuestros materiales es más bien consecuencia de la porosidad residual, alrededor del 3%. Mejoras en la técnica de procesamiento están siendo escurtadas a fin de alcanzar la densidad teórica durante el sinterización y es de esperar que esto conduzca a valores más elevados de la resistencia a flexión.

5. CONCLUSIONES

Ha sido desarrollado una nueva ruta para el procesamiento de materiales Si_3N_4 de alta tenacidad. Los polvos de partida se fabricaron por síntesis autopropagada a alta temperatura (SHS), estando constituidos por agregados de partículas de $\alpha\text{-Si}_3\text{N}_4$ de forma redondeada y monocristales elongados de $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$. El crecimiento epitaxial de los monocristales tiene lugar durante la sinterización, conduciendo a la formación de una microestructura bimodal conteniendo granos equiaxiales de $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$, menores de $2\ \mu\text{m}$, y granos elongados de $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$, con un tamaño medio de grano de 6 a $10\ \mu\text{m}$ y un factor de forma de seis. Los ensayos de fractura demostraron que la tenacidad de fractura de este material ($\approx 8\ \text{MPa m}^{1/2}$) es similar a los reforzados con *whiskers* de Si_3N_4 .

6. AGRADECIMIENTOS

Esta investigación ha sido subvencionada por la CICYT a través de la ayudas MAT94-1527-E y MAT95-787. Lo autores desean agradecer la ayuda del Dr. R. Torrecillas en el microscopio electrónico de barrido.

7. REFERENCIAS

- [1] M. A. Janotik and J. S. Johnson, *Innovations in Materials Processing*, p. 405, Plenum Press, New York (1985).
- [2] Y. Katano, M. Ando, T. Itoh, and M. Sasaki, *J. Engng. Gas Turbines and Power*, **115**, 9 (1993).
- [3] K. Honjo, R. Hashimoto, and H. Ogiyama, *J. Engng. Gas Turbines and Power*, **115**, 51 (1993).
- [4] G. Himsolt, H. Knoch, H. Hnebner and F. W. Kleinhein, *J. Am. Ceram. Soc.*, **62**, 29 (1979).
- [5] F. F. Lange, *J. Am. Ceram. Soc.*, **62**, 428 (1979).
- [6] G. Witting and G. Ziegler, *Proceedings of the 1st Int. Symp. on Ceramics Components for Engines*, p. 412, S. S'omiya, E. Kanai and K. Ando, eds. KTK Scientific Publishers, Tokyo (1984).
- [7] J. Homeny and L. J. Neergaard, *J. Am. Ceram. Soc.*, **73**, 3493 (1990).

- [8] P. Sajgalik and J. Dusza, Euroceramics II, vol 3., p. 1589, G.Ziegler, ed. (1991).
- [9] E. Tani, S. Umebayashi, K. Kishi, K. Kobayashi and M. Nishijima, Am. Ceram. Bull., 65, 1311 (1986).
- [10] C. W. Li and J. Yamanis, Ceram. Eng. Sci. Proc., 10, 632 (1989).
- [11] F. Wu, H. Zhang, L. Ma and X. Fu, Ceram. Eng. Sci. Proc., 14, 321 (1993).
- [12] N. Hirotsaki, Y. Akimune, and M. Mitomo, J. Am. Ceram. Soc., 76, 1892 (1993).
- [13] K. Hirao, T. Nagaoka, M. E. Brito and S. Kanzaki, J. Am. Ceram. Soc., 77, 1857 (1994).
- [14] K. Hirao, M. Ohashi, M. E. Brito and S. Kanzaki, J. Am. Ceram. Soc., 78, 1687 (1995).
- [15] M. K. Cinibulk, G. Thomas and S. M. Johnson, J. Am. Ceram. Soc., 75, 2050 (1992).
- [16] L. J. Gauckler, H. Hohnke and T. Y. Tien, J. Am. Ceram. Soc., 63, 35 (1980).
- [17] M. A. Rodriguez, N. S. Makhonin, J. A. Escrivá, I. P. Borovinskaya, M. I. Osendi, M. F. Barba, J. E. Iglesias and J. S. Moya, Adv. Mat., 7, 745 (1995).
- [18] J. Y. Pastor, J. Llorca, J. Planas and M. Elices, J. Engng. Mater. Technol., 115, 281 (1993).
- [19] J. Y. Pastor, J. Planas and M. Elices, J. Test. Eval., 23, 209 (1995).
- [20] M. Mitomo, Proceedings of the 1st Int. Symp. on the Science of Engineering Ceramics, p. 101, S. Kimura and K. Niihara, eds. Ceramic Society of Japan, Tokyo (1991).
- [21] D. E. Wittmer, D. Doshi, and T. E. Paulson, Proceedings of the 4th Int. Symp. on Ceramic Materials and Components for Engines, p. 594, R. Carlsson, T. Johansson and L. Kahlman, eds. Elsevier Applied Science, Essex (1992).
- [22] K. Hirao, A. Tsuge, M. E. Brito and S. Kanzaki, J. Ceram. Soc. Japan, 101, 1051 (1993).
- [23] B. J. Bucci, P. C. Paris, J. D. Lands and J. R. Rice, ASTM Special Technical Publication 514, p. 40, American Society for Testing and Materials, Philadelphia (1972).
- [24] J. Y. Pastor, J. Planas and M. Elices, Ana. Mec. Fract., 12, 85 (1995).
- [25] B. E. Cornelissen, MS Thesis, University of California at Berkeley (1992).

EVOLUCION DE LAS CARACTERISTICAS MECANICAS A FLEXION Y TRACCION EN MATERIALES COMPUESTOS DE POLIESTER-FIBRA DE VIDRIO EXPUESTOS A LUZ SOLAR

C. Ferrer, F. Segovia, M^a D. Salvador, V. Amigó

Departamento de Ingeniería Mecánica y Materiales
Universidad Politécnica de Valencia
Cno. de Vera S/N 46022 Valencia

Resumen. Se ha investigado la degradación en las características mecánicas de laminados de poliéster con fibra de vidrio expuestos a una fuente lumínica ajustada al espectro solar de luz UV-visible-IR. En general, se han obtenido correlaciones lineales en la variación de las características mecánicas a tracción y flexión hasta un tiempo de exposición de 1.500 horas.

Se han elaborado los laminados por el método de contacto a mano, el más tradicional y ampliamente difundido en este sector industrial de manufacturación, con distintas configuraciones de refuerzo: tejido tafetán, multiaxial, mixto; con varias orientaciones: 0-90°, ±45°, 0-90/±45°, siempre con una disposición de capas no simétrica; para dos tipos de resina de reactividad química diferenciada, y con ciclos de curado a temperatura ambiente y a 40°C. También se discute la influencia de estos aspectos. Se incluye un estudio del comportamiento a fractura en modo I.

Abstract. Research has been done into the loss of mechanical characteristics of polyester fibre-glass laminate plates expose to the UV-visible IR light source. A linear correlation has been obtained in the mechanical characteristics under the influence of traction and flexion for 1500 hours.

The hand contact method has been used, the most traditional and usual one in this industrial manufacturing sector, with different reinforcement configurations: taffeta, microaxial, mixed; with different orientations: 0-90°, ±45°, 0-90/±45°, in asymmetric order, and for two types of resins, hardened at 17 and 40°C. The influence of this aspects have been studied, including a behaviour study of fracture mode I.

1. INTRODUCCION

En la actualidad, los polímeros reforzados con fibra de vidrio, GFRP, han ido utilizándose en un amplio campo de aplicaciones debido, principalmente, a su durabilidad y estabilidad tanto ambiental como a ácidos y bases. Las técnicas de procesado y métodos de fabricación de los compuestos laminados han hecho crecer la aplicación de los mismos en los medios de transporte, tanto terrestre como marítimo, por lo que adquieren una especial importancia los efectos que el ambiente ejerce sobre los materiales compuestos [1,2].

Algunos estudios han incidido en el efecto de la absorción de agua en los materiales compuestos [3], fundamentalmente en sistemas epoxi/carbono [4] o epoxi/fibra de vidrio. También es importante el efecto que

la temperatura [5] ejerce en las propiedades mecánicas, sobre todo en su comportamiento a fractura y fatiga, de los materiales compuestos laminados. Pero no se ha especificado el efecto de la radiación solar en la pérdida de propiedades mecánicas de este tipo de laminados. En concreto, se trata de estudiar, mediante simulación acelerada con lámpara de vapor mercurio, el efecto de la luz solar sobre las propiedadesa resistentes, plásticas y de rigidez de materiales compuestos laminados de poliéster reforzado con fibra de vidrio.

2. MATERIALES

Se ha fabricado laminados de 300 x 300 mm de superficie compuesto por 8 capas de tejido equilibrado, dispuestas asimétricamente, con un espesor de unos 3 mm para el

tejido tafetán y 4.5 mm para tejido multiaxial.

Como matriz se ha utilizado resinas poliéster ortoftálicas estandar con dos grados de reactividad, mediana y elevada, de BASF Palatal P5 y P6. Con cada una de ellas se ha elaborado laminados utilizando tejidos de fibra de vidrio tafetán de 300 g/m², y multiaxial de 400 g/m². Los laminados se han curado a la temperatura del ambiente, 17°C, y en estufa a 40°C. En la tabla 1 se recogen los laminados fabricados así como sus propiedades físicas más relevantes, temperatura de curado, densidad del compuesto, volumen de fibras, V_f, y, volumen de poros, V_a.

Tabla 1. Propiedades físicas de los laminados obtenidos.

Laminado	Descripción	T(°C) curado	Dens. g/cm ³	V _f %	V _a %
P5 502	tafetán (0-90) _s	16	1.66	31.7	1.1
P5 541	multiaxial (0-90/±45) _s	17	1.58	32.0	7.5
P6 631	multiaxial (0-90) _s	18	1.57	33.8	9.4
P6 631Q	multiaxial (0-90) _s	40	1.58	33.5	8.7
P6 641	multiaxial (0-90/±45) _s	16	1.59	32.8	7.2
P6 641Q	multiaxial (0-90/±45) _s	40	1.58	32.9	7.8

Con estos materiales se han fabricado igualmente, laminados de espesores similares, a los que se ha efectuado una pregrüeta mediante la inserción de una lánida de PTFE de 40 µm, entre la cuarta y quinta capa de tejido, para la realización de los ensayos de fractura interlaminar en modo I, utilizando probetas DCB (double-cantilever beam).

3. PROCESO EXPERIMENTAL

3.1. Envejecimiento del polimero

El ensayo de envejecimiento, se ha realizado mediante la aplicación de luz UV a los especímenes cortados y preparados para los diferentes ensayos, tracción, flexión y fractura. Las muestras se han colocado en una cámara equipada con una lámpara OSRAM Ultra-Vitalux de espectro solar con 300 W de potencia, hasta un total de 1500 horas de exposición. La altura del centro de la cámara a la bombilla es de 42 cm, situando las muestras de forma que la distancia a la lámpara esté entre 45 y 60 cm. La caracterización mecánica se ha realizado después de 500, 1000 y 1500 horas de exposición.

3.2. Ensayo de tracción

Se ha seguido el procedimiento correspondiente a la norma ASTM D 3039-76. Las probetas se cortan a 25 mm de anchura, por 208 mm de largo, con una longitud calibrada de 127 mm. La velocidad de ensayo ha sido de 1 mm/min, con control de extensometría en máquina universal de ensayos Instron 4202.

3.3. Ensayo de flexión

El procedimiento de ensayo seguido se indica en la norma ASTM D 790M-86, con útil de 3 puntos. La longitud de la probeta es de 150 mm, con una anchura de 25 mm. La relación longitud soportada/espesor es de 25:1. La velocidad de ensayo ha sido 5.1 mm/min.

3.4. Ensayo de fractura en modo I

El procedimiento de ensayo se realiza de acuerdo a lo expuesto en [6]. La probeta tiene una longitud de 150 mm de largo, 25 de ancho. Se sujeta a las mordazas por medio de bisagras articuladas, pegadas contra la muestra con adhesivo epoxy bicomponente Hexcel HP 316. La velocidad de ensayo es de 1 mm/min.

4. RESULTADOS Y DISCUSION

Tabla 2. Características resistentes a tracción.

Lamin.	t (h)	A (%)	E (GPa)	LE (MPa)	RM (MPa)
P5 502	0	3.4	17.5	170	288
	500	3.0	17.1	162	284
	1000	2.6	16.6	155	280
	1500	2.3	16.3	148	273
P5 541	0	4.6	15.7	137	273
	500	4.5	15.3	130	269
	1000	4.3	15.1	125	266
	1500	4.1	14.9	120	258
P6 631	0	4.5	15.4	115	242
	500	4.2	14.6	111	232
	1000	4.1	13.0	99	226
	1500	3.7	12.2	96	214
P6 631Q	0	4.9	14.5	95	261
	500	4.7	13.8	94	255
	1000	4.5	13.2	93	252
	1500	4.3	12.7	90	247
P6 641	0	5.0	14.6	112	250
	500	4.8	13.9	109	233
	1000	4.5	12.5	104	221
	1500	4.1	11.3	101	211

Los resultados obtenidos en los ensayos de tracción, se recogen en la tabla 2 donde, para los diferentes tiempos de envejecimiento ensayados, se expresan las propiedades

plásticas por el alargamiento a rotura, A , las de rigidez por el módulo de elasticidad, E , y las resistentes por el límite elástico, LE , y carga de rotura, RM .

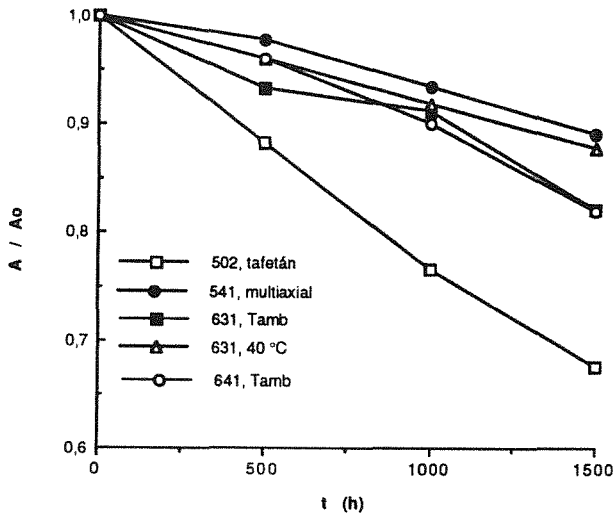


Figura 1. Evolución de la plasticidad con el tiempo de exposición

Las propiedades plásticas, muestran una disminución con el tiempo de envejecimiento, observándose en la figura 1 la retención de estas características con respecto al valor de las mismas a tiempo 0. De la figura, el laminado con tafetán muestra una mayor pérdida de plasticidad (502-631). El efecto del endurecimiento y degradación de la resina se aprecia en un mejor comportamiento de la P5 sobre la P6 (541-641). Respecto al efecto de la temperatura de curado se evidencia una retención mayor de la plasticidad a 40°C (631 T40-631 Ta)

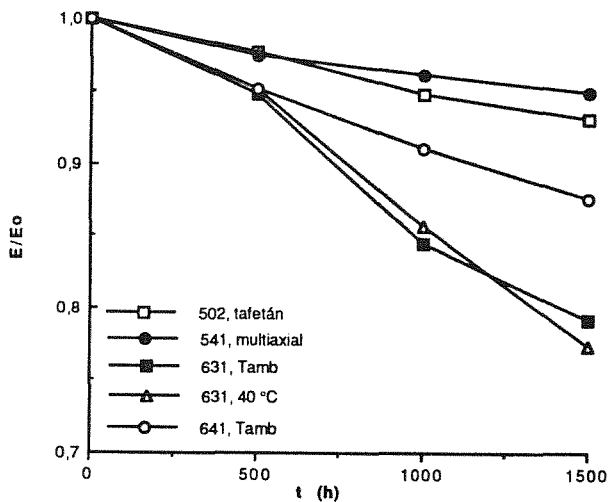


Figura 2. Evolución del módulo de elasticidad con el tiempo de exposición.

La rigidez muestra, igualmente, una disminución aunque para este parámetro la retención supera, en alguno de los casos, el 90%. En la figura 2, se observa que para la resina con una reactividad media, la rigidez permanece prácticamente inalterada, apenas pierde un 5%, mientras que para la resina de mayor reactividad las pérdidas son mucho mayores. La temperatura de curado parece no afectar

excesivamente a la rigidez del laminado, si tenemos en cuenta la evolución que muestra el laminado 631, y en este caso vemos una gran disminución del módulo relativo, aunque no puede atribuirse a la disposición del tejido, resultando similares igualmente los valores absolutos.

Las características mecánicas relativas, representadas en las figuras 3 y 4 presentan igualmente una disminución con el tiempo de envejecimiento. El análisis respecto al límite elástico convencional (0.2%) relativo refleja en general una pérdida superior al 10%, a las 1500 horas de exposición.

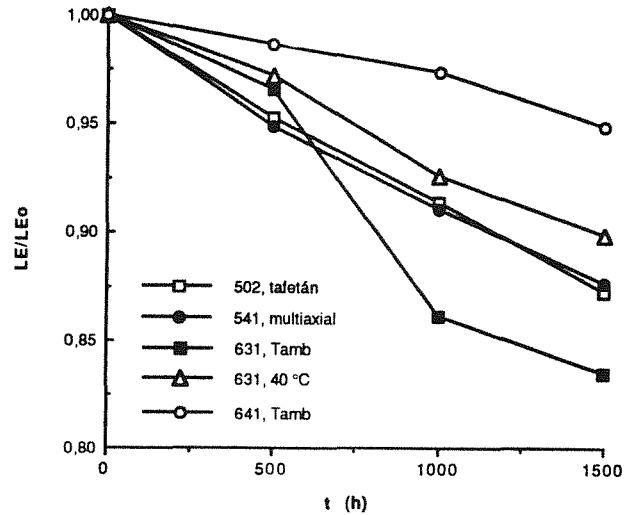


Figura 3. Evolución del límite elástico con el tiempo de exposición

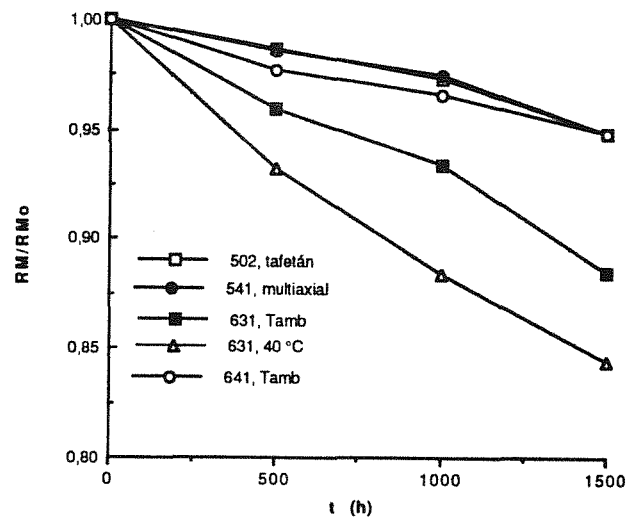


Figura 4. Evolución de la carga de rotura con el tiempo de exposición.

Para este parámetro, el curado a temperatura hace que el laminado mantenga las propiedades con el tiempo de envejecimiento, aunque tal como se observa en la tabla 2 presenta unos valores absolutos ligeramente inferiores que el curado al ambiente. De todas formas debe considerarse que la determinación del límite de elasticidad en estos materiales depende mucho de la anisotropía de la disposición de las fibras. Es por esto que el tejido tafetán presenta un mayor valor absoluto tanto en rigidez como en características mecánicas que para los tejidos multiaxiales.

Con la carga de rotura se observa una gran influencia de la reactividad de la resina, y sobre todo con el tiempo de envejecimiento. En valores absolutos, la resina con menor reactividad muestra valores superiores, alrededor de 30-40 MPa, que los obtenidos por la resina de mayor reactividad. Y sólo ésta cuando ha sido curada a temperatura superior al ambiente presenta unas características intermedias.

Los valores relativos, también son superiores para la resina de menor reactividad, figura 4, para la cual no se observa ninguna influencia del tipo de tejido, pues la evolución con el tiempo de envejecimiento se solapan totalmente. Para la resina de mayor reactividad, tiene una gran influencia la temperatura de curado del laminado, mostrando una pérdida mayor a mayor temperatura de curado, aunque los valores absolutos de éste superan al laminado curado a temperatura ambiente.

Este comportamiento, sobre todo el comparativo entre las resinas con diferente reactividad, se explica en base al mayor grado de reticulación obtenido con la resina de mayor reactividad que inicia el proceso de envejecimiento de forma más prematura y desde el principio de los ensayos, mientras que en los laminados de la resina de menor reactividad mantiene los parámetros hasta prácticamente las 500 horas de exposición. Tiempo en el cual la energía puede ser invertida en completar la reticulación y adhesión a la fibra, del polímero, y no en el deterioro o merma de las propiedades de la misma.

Tabla 3. Características resistentes a flexión.

Lamin.	t (h)	A (%)	E (GPa)	LE (MPa)	RM (MPa)
P5 502	0	3.2	14.5	271	317
	500	3.0	14.1	254	296
	1000	2.9	13.3	250	286
	1500	2.8	12.8	237	271
P5 541	0	4.1	13.4	296	389
	500	3.9	12.8	287	369
	1000	3.7	12.3	275	356
	1500	3.6	11.9	268	342
P6 631	0	3.9	12.6	292	376
	500	3.7	12.1	276	357
	1000	3.6	11.7	268	347
	1500	3.5	10.8	253	318
P6 631Q	0	4.3	12.9	281	375
	500	4.0	12.7	264	357
	1000	3.8	12.0	254	345
	1500	3.6	11.4	225	323
P6 641	0	4.0	12.8	312	399
	500	3.8	12.2	295	374
	1000	3.6	11.5	272	355
	1500	3.3	11.1	258	305
P6 641Q	0	4.1	12.9	273	391
	500	3.9	12.3	263	373
	1000	3.8	11.9	254	358
	1500	3.7	11.5	231	335

Los resultados obtenidos en los ensayos de flexión, se recogen en la tabla 3, para los diferentes tiempos de envejecimiento. En la misma se observa la tendencia a disminuir, de los mismos, con el tiempo de envejecimiento, de manera similar a la descrita para los ensayos de tracción.

Sin embargo, en estos ensayos una mayor similitud en los valores de los parámetros analizados, y un limitado efecto con la temperatura de curado o la disposición de las fibras, fundamentalmente con la resina de una elevada reactividad, aunque la inserción de capas intermedias de $\pm 45^\circ$ refuerza ligeramente las propiedades resistentes, según queda reflejado en la figura 5.

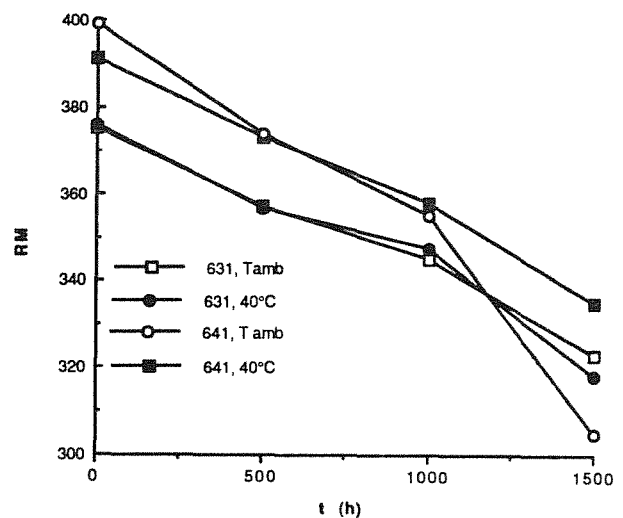


Figura 5. Evolución de la carga de rotura con el tiempo de exposición, para la resina de elevada reactividad, P6.

No obstante, con la resina de reactividad media, se obtiene en general menores valores y particularmente cuando se ha reforzado con tejido tafetán, para el que se obtienen los menores valores absolutos, tal como recoge la figura 6.

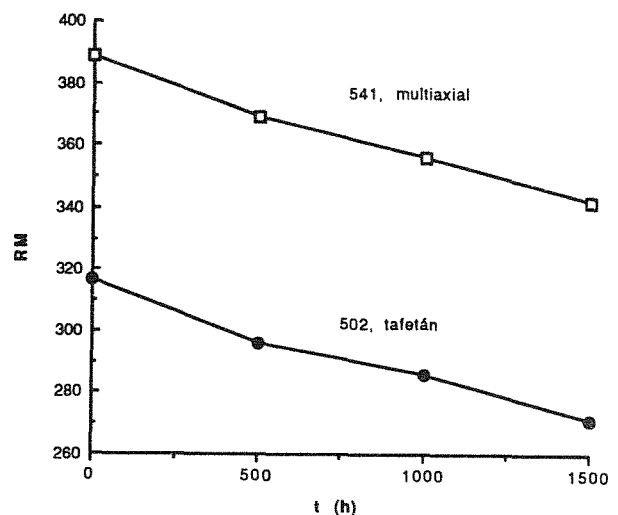


Figura 6. Evolución de la carga de rotura con el tiempo de exposición, para la resina de menor reactividad, P5.

Un análisis comparativo de los valores relativos, tal como

el que se realiza en la figura 7, nos indica, tal como se habia apuntado, la escasa influencia tanto del tipo de resina, como de la temperatura o de la disposición de las fibras, que sólo en el caso de la resina de elevada reactividad muestra una caída importante a las 1500 horas y que no puede atribuirse a una causa concreta.

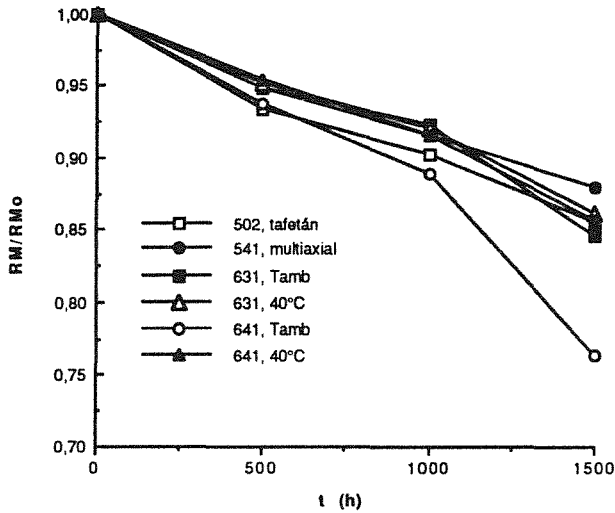


Figura 7. Evolución de los valores relativos de la carga de rotura con el tiempo de exposición, para los materiales ensayados.

Los ensayos de fractura han determinado los valores de tenacidad a fractura interlaminar G_{IC} de acuerdo a los métodos propuestos por la teoría lineal de vigas modificada (MLBT) y Kageyama [7], que son básicamente concordantes, como queda reflejado en la figura 8.

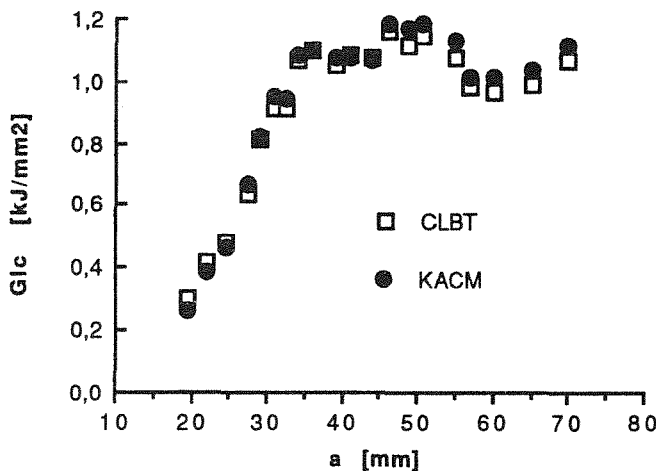


Figura 8. Correlación de G_{IC} con la dimensión de grieta.

La tabla 4 nos muestra los resultados referentes a G_{IC} , para una grieta de 26 ± 1 mm, y G_{IFB} , definido como el valor promedio de tenacidad a fractura debida al fenómeno de pondeo por fibra.

Se muestra una tendencia a la disminución de la tenacidad G_{IC} con el tiempo de exposición. Debido a la asimetría en la disposición de los tejidos y la diferencia en porosidad (5% frente a 8%), el laminado con resina de media

reactividad y tafetán manifiesta mejores prestaciones que el multiaxial. El efecto del curado no aparece muy claro. El efecto de la resina si se aprecia en mayor grado ya que el laminado con la de elevada reactividad mejora en tenacidad.

El incremento de G_I debido al pondeo de fibra es del orden de 2 a 3 en la mayoría de casos. No es posible establecer una tendencia con el tiempo de exposición pues aparecen resultados contradictorios, por lo que se hacen necesarias nuevas experiencias.

Tabla 4. Valores de tenacidad a fractura.

Laminado	t (h)	G_{IC} (J/m ²)	G_{IFB} (J/m ²)
P5	0	420	870
502	500	380	860
	1000	280	925
P5	0	325	605
541	500	150	560
	1000	260	735
P6	0	430	1070
631	500	375	830
P6	0	425	890
631Q	500	345	830
P6	0	380	1170
641	500	295	880
P6	0	460	800
641Q	500	415	930

5. CONCLUSIONES

La exposición a fuentes lumínicas de espectro solar degrada las características plásticas, de rigidez y resistentes de los materiales laminados compuestos elaborados en resinas poliéster-fibra de vidrio, tanto a tracción como a flexión.

En valores absolutos, los laminados multiaxiales mejoran, en comportamiento a tracción, su plasticidad. La combinación tafetán-resina de media reactividad se ha revelado como la de mejores características resistentes.

El curado a temperatura superior a la ambiental confiere al material un aumento de la plasticidad y la resistencia a tracción.

Las características relativas módulo y resistencia se ven fuertemente disminuidas por efecto del curado frente a la exposición lumínica, mientras que la resina de reactividad media combinada con tejido multiaxial presenta los mejores índices de retención.

La tenacidad a fractura también es un parámetro sensible

a la temperatura. No ha sido posible constatar de una manera definitiva la influencia de la temperatura de curado, si bien es evidente que ejerce algún efecto.

Los compuestos con resina de mayor reactividad exhiben mayores valores de tenacidad a fractura (G_{IC}).

El efecto del puenteo de la fibra incrementa notablemente el comportamiento tenaz. Los valores de G_{IFB} parecen ser sensibles a la exposición lumínica y a la temperatura de curado, aunque deben de realizarse nuevas experiencias en ese sentido.

6. REFERENCIAS

- [1] Chiou, P. y Bradley, W. "The effect of sea water exposure on the fatigue edge delamination growth of a carbon/epoxy composite", Proceedings of the Ninth International Conference on Composite Materials' 93, Madrid, España, Vol. 5, pp 516-523.
- [2] Bonniau, L. y Bunsell, A. "A comparative study of water absorption theories applied to glass/epoxy composites", J. Composite Materials **15**, 272-293 (1981).
- [3] Selzer, R y Friederich, K. "Effects of water uptake on interlaminar fracture properties of various carbon fiber/epoxy composites" Proceedings of the Ninth International Conference on Composite Materials' 93, Madrid, España, Vol. 5, pp 875-881.
- [4] Imaz, J. y Rodriguez, J. "Hydrothermal environment influence on water diffusion and mechanical behavior of carbon/epoxy laminates". J. of Mat. Sci. Letters, **10**, 662-665 (1991)
- [5] Russell, A. y Street, K. "Moisture and temperature effects of mixed-mode delamination fracture of unidirectional graphite epoxy", en Delamination and Debonding of Materials (Ed. W.S. Jhonson) pp. 349, ASTM STP 876, 1985.
- [6] Kim, R. y Miravete, A. "Ensayos de materiales compuestos". pp 11/1-11/4, Ed. SPUZ, Zaragoza, 1992.
- [7] Kageyama, K. y Hojo, M. "Proposed methods for interlaminar fracture toughness test of composite laminates", Proceedings of the 5th Japan-U.S. Conference on Composites' 90, Tokyo, Japan, pp 227-234.

EVOLUCIÓN DEL DAÑO EN MATERIALES COMPUESTOS DE MATRIZ CERÁMICA

M.R. Elizalde[†], J.M. Sánchez[†], A.M. Daniel[†], I. Puente^{*}, A. Martín^{*}, J.M. Martínez-Esnaola[†] y M. Fuentes[†][†]Centro de Estudios e Investigaciones Técnicas de Guipúzcoa (CEIT)
Paseo Manuel de Lardizábal, 15, 20009 San Sebastián^{*}Escuela Superior de Ingenieros Industriales. Universidad de Navarra
Apdo. 1674, 20080 San Sebastián

Resumen. En el presente trabajo se estudia la evolución del espaciado entre grietas en un material compuesto de matriz de calcio aluminosilicato reforzado con fibras de Nicalon[®] con arquitectura cruzada 0⁰/90⁰ mediante ensayos de flexión en cuatro puntos. La relación entre la tensión, la deformación y la evolución del agrietamiento de la matriz ha sido medida interrumpiendo el ensayo de flexión y replicando la superficie de tracción mediante láminas de acetato hasta alcanzarse la saturación del agrietamiento de la matriz. Simultáneamente se obtiene una medida precisa de la deformación pegando una galga en la superficie de tracción de la probeta ensayada. Posteriormente, utilizando el modelo ACK de la evolución del agrietamiento de la matriz, se obtiene un valor de la resistencia al deslizamiento en la intercara fibra-matriz. Esta propiedad clave del material se determina asimismo 'in situ', a partir de ensayos de empuje de fibras, mediante técnicas de nanoindentación.

Abstract. The evolution of the matrix cracking spacing in a 0/90 cross ply CAS/SiC ceramic matrix composite has been studied on the basis of the four-point bending test, by interrupting the test and taking replicas from the tensile surface at several stresses until the saturation cracking distance was reached. A precise strain measurement has been obtained simultaneously from a strain gauge fixed on the sample's tensile surface. A value of the interfacial frictional shear resistance to sliding is derived from this data using the ACK model for matrix cracking evolution. This critical property of CMC's is determined 'in situ', by means of fibre pushin tests, using nanoindentation techniques.

1. INTRODUCCIÓN

Los materiales compuestos de matriz cerámica poseen mayor tenacidad que las cerámicas monolíticas por su capacidad para redistribuir tensiones alrededor de los puntos de concentración de tensiones. Existen dos mecanismos fundamentales de redistribución [1]: el agrietamiento de la matriz y la extracción de fibras. Sin embargo estos fenómenos se producen únicamente cuando la intercara entre la fibra y la matriz es suficientemente débil para permitir la descohesión entre la fibra y la matriz y el posterior deslizamiento de la fibra dentro de la matriz. El daño en estos materiales se inicia con la aparición de grietas en la matriz, lo cual supone la desaparición de la protección de las fibras frente a la oxidación y la corrosión, y por tanto el comportamiento frágil de estos materiales a altas temperaturas, su principal campo de aplicación.

En este trabajo se estudia la evolución del espaciado entre grietas en un material compuesto de matriz de calcio aluminosilicato reforzado con fibras de Nicalon[®] con arquitectura cruzada 0⁰/90⁰ mediante ensayos de

flexión en cuatro puntos. Se determina 'in situ' la resistencia al deslizamiento en la intercara fibra-matriz, a partir de ensayos de empuje de fibras, mediante técnicas de nanoindentación. Esta propiedad del material se calcula asimismo utilizando el modelo ACK [2] de agrietamiento de la matriz, y de este modo se relacionan los resultados de un ensayo macroscópico con una propiedad microscópica del material compuesto.

2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

El material utilizado es un compuesto de matriz cerámica formado por una matriz de silicato de calcio y aluminio (CAS) reforzada con fibras de Nicalon[®], β -SiC, con arquitectura laminada [(0/90)₃]_s, suministrado por Rolls-Royce plc (CAS/SiC). Su estructura consiste en doce láminas orientadas alternativamente a 0⁰ y 90⁰, con las dos capas centrales a 90⁰ unidas entre si.

La evolución de la densidad de grietas en cada capa de la matriz con la deformación se ha medido mediante

ensayos interrumpidos de flexión en cuatro puntos sobre vigas de $4 \times 2.5 \times 45$ mm, con una luz de 40 mm y una distancia entre apoyos centrales de 20 mm. Las probetas fueron dispuestas con las láminas perpendiculares a la superficie de tracción. Cada 10 MPa se detuvo el actuador y se midió la densidad de grietas en cada lámina de la superficie de tracción mediante un proceso de replicado con películas de acetato. Simultáneamente se midió la deformación en dicha superficie mediante una galga extensométrica, según se describe en la Fig. 1.

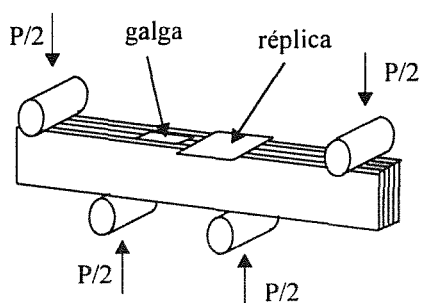


Fig. 1. Ensayo interrumpido de flexión. Esquema.

El ensayo de empuje de fibras consiste en aplicar una carga sobre el extremo de una fibra embebida dentro del material compuesto y orientada paralelamente a la dirección de la carga aplicada. Se realizan 40 ensayos sobre fibras con radios comprendidos entre $8 \mu\text{m}$ y $22 \mu\text{m}$ utilizando un Nanoindenter II (Nano Instruments, Inc), un sistema de indentación que permite medir fuerzas y desplazamientos con unas resoluciones de $0.3 \mu\text{N}$ y 0.1 nm respectivamente. Las muestras ensayadas tienen una altura de 5 mm y se engastan en resina epoxy con las fibras orientadas perpendicularmente a la superficie. Esta superficie se pule con pasta de diamante de $1 \mu\text{m}$. A partir de las curvas carga frente a deslizamiento de la fibra, obtenidas restando la dureza a las curvas carga frente a desplazamiento de la punta, se obtienen las propiedades mecánicas de la intercara [3], siendo una de ellas la resistencia al deslizamiento entre fibra y matriz, τ .

Se incluyen asimismo valores de la resistencia al deslizamiento obtenidos de ensayos de empuje de fibras sobre láminas delgadas del material, de forma que la fibra es empujada en toda su longitud dentro de la matriz. Se utilizan láminas de $464 \mu\text{m}$ de espesor [3].

3. RESULTADOS

En las Figs. 2, 3, 4 y 5 se muestra la evolución del agrietamiento de la matriz en una zona de la superficie

de tracción que abarca la capa doble central a 90° , otra capa a 90° y tres capas a 0° .

Se observa que el daño se inicia en la capa central. Posteriormente aparecen grietas en las capas a 90° que se propagan hacia las capas a 0° . La saturación en las capas a 90° ocurre para valores de tensión menores que para las capas a 0° .

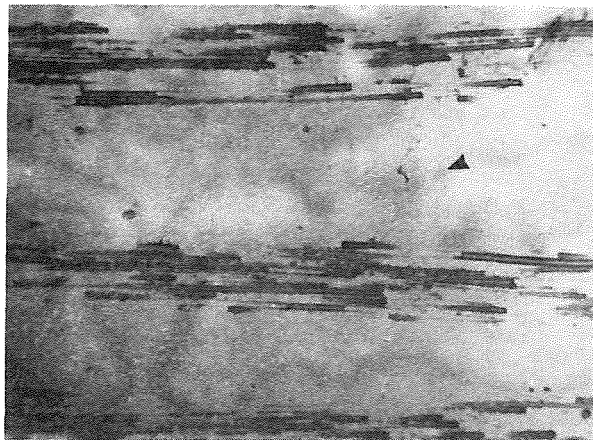


Fig. 2. Micrografía de la réplica mostrando el agrietamiento de la matriz para una deformación del 0.04 %.

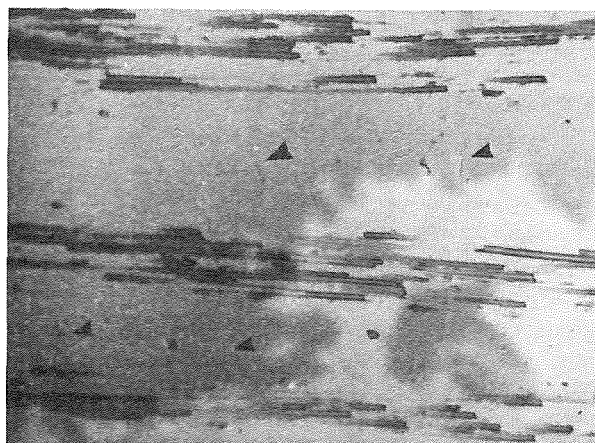


Fig. 3. Micrografía de la réplica mostrando el agrietamiento de la matriz para una deformación del 0.06 %.

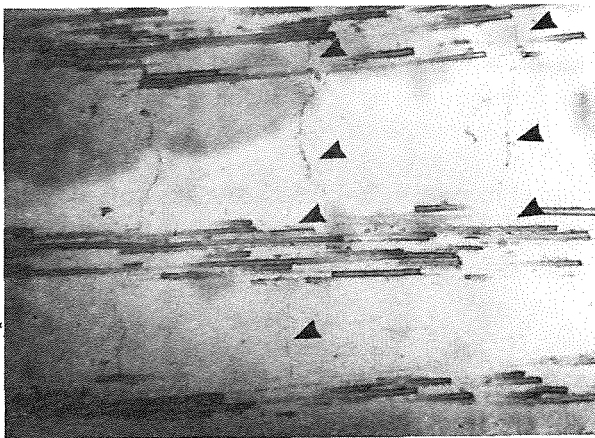


Fig. 4. Micrografía de la réplica mostrando el agrietamiento de la matriz para una deformación del 0.14 %.

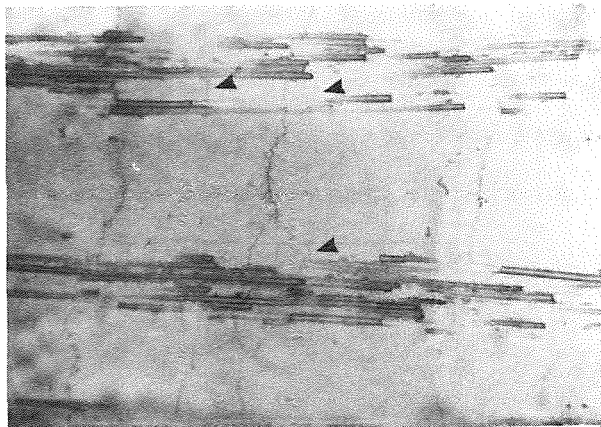


Fig. 5. Micrografía de la réplica mostrando el agrietamiento de la matriz para una deformación del 0.2 %.

En la Fig. 6 se representan las densidades de grietas medias en las capas a 0, a 90 y en la capa central para cada réplica tomada de la superficie de tracción respecto de la deformación medida en dicha superficie por la galga. Se observa, al igual que en las Figs. 2 y 3, que el daño se inicia primero en las capas a 90, apareciendo las primeras grietas en la capa central. Para un valor de la deformación entre 0.16 % y 0.18 % la densidad de grietas en las capas a 0 empieza a ser mayor que la de las capas a 90, siendo la menor densidad la correspondiente a la capa central. Esta tendencia se mantiene hasta alcanzarse la saturación. En la tabla 1 aparecen, para las capas a 0, a 90 y para la capa a 90 central, los valores de la tensión y la deformación en la superficie de tracción en el inicio del agrietamiento, σ_{mc} y ϵ_{ms} , al alcanzarse la saturación, σ_s y ϵ_s , y la densidad de grietas en la saturación, ρ_s .

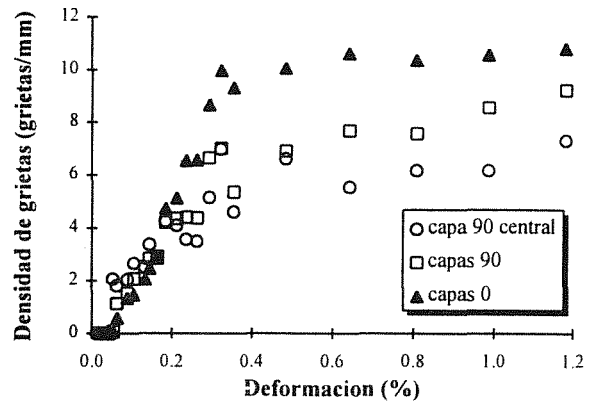


Fig. 6. Densidad de grietas en la matriz frente a la deformación en la capa central, las capas a 90 y las capas a 0.

Tabla 1. Valores de inicio y saturación del agrietamiento de la matriz.

	σ_{mc} MPa	ϵ_{mc} %	σ_s MPa	ϵ_s %	ρ_s gr/mm
central	51	0.04	180	0.29	6.19
90	61	0.05	191	0.32	7.46
0	61	0.05	191	0.32	10.25

La curva tensión frente a deformación de la superficie de tracción obtenida en el ensayo interrumpido de flexión en cuatro puntos junto con las densidades de grietas en las capas a 0 se muestran en la Fig. 7. Se incluyen únicamente los resultados de las capas a 0 porque son las que soportan la carga cuando el material compuesto se ve sometido a solicitaciones de tracción. La curva presenta el aspecto típico de las curvas tensión-deformación obtenidas en ensayos de tracción [1], con una primera zona lineal correspondiente al material compuesto sin daño, una zona no lineal relacionada con la aparición de grietas en la matriz y su crecimiento, y, finalmente, otra zona cuasilineal que corresponde a la saturación del agrietamiento de la matriz. Cabe señalar que la curva presenta un cambio de pendiente para una deformación aproximada de 0.8%. Este fenómeno se puede relacionar con la rotura de la superficie de tracción, puesto que de acuerdo con los ensayos de tracción realizados anteriormente para este material [4] el fallo se produce para una deformación media de 0.92%. Por lo tanto los resultados de la curva del ensayo interrumpido de flexión dejan de ser asimilables a los de un ensayo de tracción para deformaciones por encima de este valor.

En trabajos anteriores [4] se propuso un método para el cálculo de la tensión de agrietamiento de la matriz en materiales compuestos reforzados con fibras largas a partir de ensayos de tracción. El inicio de la fisuración se asociaba con una pérdida de módulo elástico del 2%

en un material compuesto con matriz de SiC y fibras largas de Nicalon® tejidas en dos dimensiones. Este mismo criterio se aplicó al cálculo de la tensión de agrietamiento de la matriz para el CAS/SiC obteniéndose un valor medio de 62.2 MPa [5]. Según se observa en la Fig. 7 y en la Tabla 1, el inicio del agrietamiento de las capas a 0 y a 90 se produce aproximadamente a una tensión de 61 MPa.

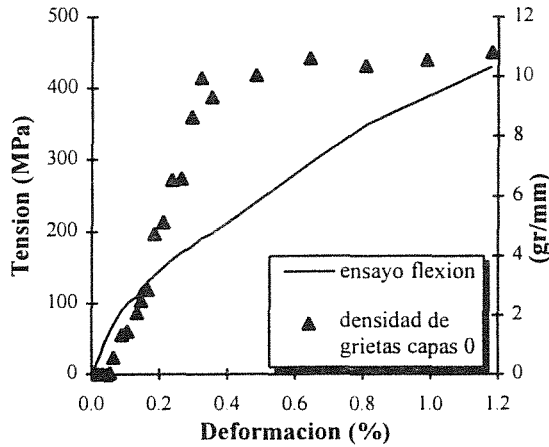


Fig. 7. Densidad de grietas en las capas a 0 y tensión frente a la deformación en la superficie de tracción del ensayo interrumpido de flexión.

Los valores de la resistencia al deslizamiento de la intercara, τ , obtenidos a partir de los ensayos de empuje de fibras se encuentran en la Tabla 2.

Tabla 2. Valores de la resistencia al deslizamiento obtenidos de ensayos de empuje de fibras utilizando diversos modelos [3].

Ensayo	Modelo	τ (MPa)
Empuje de fibras	Hutchinson y Jensen	21 ± 4
	Corrección Poisson	16 ± 2
Lámina delgada	-	13 ± 3

Para su cálculo [3] se utiliza el modelo de Hutchinson y Jensen. En estos ensayos se observó que τ depende del radio de la fibra ensayada. Para obtener una τ intrínseca del material se corrigieron los resultados teniendo en cuenta el efecto de Poisson. De este modo se obtiene un valor sensiblemente menor al anterior y próximo a los datos obtenidos mediante ensayos de empuje de fibras sobre láminas delgadas. En estos ensayos el efecto de Poisson es menor.

4. DISCUSIÓN

El modelo ACK [2] es un modelo sencillo basado en consideraciones energéticas y que predice el espaciado entre grietas para materiales compuestos

unidireccionales reforzados con fibras largas. Se ha comprobado [6] que este modelo predice razonablemente el inicio del agrietamiento y el espaciado entre grietas en la saturación de las capas a 0 en materiales compuestos con arquitectura cruzada.

Según el modelo ACK [2], el espaciado mínimo entre grietas en la saturación, x' , viene dado por la siguiente expresión:

$$x' = \frac{V_m \sigma_{mu} r}{V_f 2\tau} \quad (1)$$

Donde σ_{mu} es la resistencia a la rotura de la matriz, V_m y V_f son las fracciones volumétricas de matriz y de fibras, respectivamente, en el material compuesto, r es el radio de las fibras y τ la resistencia al deslizamiento de la intercara fibra-matriz.

La tensión de rotura de la matriz se obtiene a partir de la tensión de agrietamiento [7] teniendo en cuenta que en el material compuesto, y debido a efectos térmicos durante el proceso de fabricación, la matriz está

sometida a una tensión residual tractiva $q \frac{E_c}{E_m}$ que debe sumarse a la tensión externa aplicada, de forma que:

$$\sigma_{mu} = \sigma_{mc} + q \frac{E_c}{E_m} \quad (2)$$

Según [8], la tensión residual en la matriz para un material compuesto de matriz de CAS reforzada con fibras largas de Nicalon® y con arquitectura cruzada es de 85 MPa. Los módulos elásticos del material compuesto y de la matriz, E_c y E_m , valen respectivamente 119 GPa [9] y 97 GPa [8]. Empleando estos valores se obtiene una tensión de rotura de la matriz de 165 MPa.

La densidad de grietas en las capas a 0⁰ una vez alcanzada la saturación es de 10.25 gr/mm (Tabla 1), y por lo tanto el espaciado entre grietas es de 97.56 μm .

Los demás valores se obtienen de [9] y son:

$$\begin{aligned} V_f &= 38.7 \% \\ V_m &= 1 - V_f \\ r &= 7.1 \mu\text{m} \end{aligned}$$

Sustituyendo estos valores en la ec. (1) se obtiene un valor de la resistencia al deslizamiento de la intercara de 9.5 MPa. Este valor concuerda con el límite inferior del obtenido en los ensayos de empuje de fibras sobre láminas delgadas, con lo cual se consigue relacionar los resultados obtenidos de un ensayo macroscópico con una propiedad fundamental de los materiales compuestos determinada en un ensayo microscópico.

Además este resultado pone de manifiesto la importancia del efecto de Poisson en los ensayos de empuje de fibras.

5. CONCLUSIONES

En primer lugar se ha medido un valor de la tensión de agrietamiento de la matriz, propiedad crítica de los materiales compuestos, que concuerda con el obtenido a partir de ensayos de tracción según la metodología descrita en [5]. Se proponía como criterio de daño una pérdida de módulo elástico del 2 % para un material compuesto de matriz de SiC y fibras largas de Nicalon[®] tejidas en dos dimensiones. Este mismo criterio se muestra con este trabajo válido para un material compuesto de matriz de CAS y fibras de Nicalon[®] con arquitectura cruzada, dando generalidad al criterio.

En segundo lugar se observa la evolución del daño en la matriz en un ensayo de flexión en cuatro puntos, asimilable en la superficie de tracción a un ensayo de tracción, y se muestra su relación con una propiedad microestructural del material compuesto como es la resistencia al deslizamiento de la intercara fibra-matriz.

Finalmente se muestra la importancia del efecto de Poisson en la interpretación de los resultados de los ensayos de empuje de fibras para el cálculo de las propiedades de la intercara fibra-matriz en materiales compuestos de matriz cerámica.

6. AGRADECIMIENTOS

Este trabajo ha sido realizado en el marco de un proyecto financiado por Rolls-Royce plc (GB). El equipo (NanoIndenter II) fue adquirido gracias a las subvenciones de la Comisión Interministerial de Ciencia y Tecnología (CICYT) y de la Viceconsejería de Educación, Universidades e Investigación del Gobierno Vasco. M.R.E., I.P. y A.M.D. agradecen las becas recibidas, respectivamente, al Ministerio de Educación y Ciencia, al Departamento de Educación, Universidades e Investigación del Gobierno Vasco, y a la Comisión de la Comunidad Europea, Directorado General XII para Ciencia, Investigación y Desarrollo.

7. REFERENCIAS

- [1] Evans, A.G., Domergue, J.M. y Vagaggini, E., "A Methodology for Relating the Tensile Constitutive Behavior of Ceramic Matrix Composites to Constituent Properties", en *High Temperature Ceramic Matrix Composites*, Naslain, R., Lamon, J. y Doumeingts, D. (Edts), Proc. 6th European Conference on Composites Materials, EACM, Burdeos, pp. 1-29 (1993).
- [2] Aveston, J., Cooper, G.A. and Kelly, A., "Single and multiple fracture", *Proceedings of the National Physical Laboratory (IPC Science and Technology Press Ltd), Paper 2*, pp. 15-25 (1971).
- [3] Daniel, A.M., Elizalde M.R., Martínez-Esnaola, J.M. y Janczak, J., "Residual Stress and Poisson Expansion Effects on the Fibre-Matrix Interfacial Properties Measured in Fibre Push Tests", *Ceram. Eng. Sci. Proc.* **17**, 4-5 (1996) in press.
- [4] Sánchez, J.M., Puente, I., Elizalde, M.R., Martín, A., Martínez, J.M., Daniel, A.M., Fuentes, M. and Beesley, C.P., "Effect of High Strain Rate on the Tensile Behaviour of CAS/SiC CFCCs", en *Thermal and Mechanical Test Methods and Behaviour of Continuous-Fiber Ceramic Composites*, ASTM STP 1309, Jenkins, M.G., Gonczy, S.T., Lara-Curzio, E., Ashbaugh, N.E., y Zawada, L.P. (Eds), American Society for Testing and Materials (1996) in press.
- [5] Sánchez, J.M., Elizalde, M.R., Puente, I., Martín, A., Martínez-Esnaola, J.M. y Fuentes, M., "Tensión de Agrietamiento de la Matriz en CMCs", IV Congreso Nacional de Propiedades Mecánicas de Sólidos, San Juan, I., Gutiérrez, S. y Nó, M.L. (Eds), pp 381-386 (1994).
- [6] Pryce, A.W. y Smith, P.A., "Behaviour of unidirectional and crossply ceramic matrix composites under quasi-static tensile loading", *J. Mat. Sci.* **27**, pp. 2695-2704 (1992).
- [7] Cao, H.C., Bischoff, E., Sbaizero, O., Ruhle, M., Evans, A.G., Marshall, D.B. y Brennan, J.J., "Effect of Interfaces on the Properties of Fiber-Reinforced Ceramics", *J. Am. Ceram. Soc.* **73**, pp. 1691-99 (1990).
- [8] Beyerle, D.S., Spearing, S.M. and Evans, A. G., "Damage Mechanisms and the Mechanical Properties of a Laminated 0/90 Ceramic/Matrix Composite", *J. Am. Ceram. Soc.* **75**, pp. 3321-30 (1992).
- [9] Puente, I., Sánchez, J.M., García-Alonso, S., Martín, A., Fuentes, M. and Beesley, C.P., "Mecanismos de fallo en CAS/SiC en función de la velocidad de deformación", *Anales de Mecánica de la Fractura* **11**, pp. 354-359 (1994).

ANÁLISIS MICROMECAÍNICO DE LA DEGRADACIÓN DE LA ENERGÍA DE FRACTURA A 1200 °C EN UN MATERIAL COMPUESTO SiC_f/Al₂O₃

J. A. Celemín, J. Y. Pastor, J. LLorca y M. Elices

Departamento de Ciencia de Materiales. Universidad Politécnica de Madrid
E. T. S. de Ingenieros de Caminos. 28040 - Madrid

Resumen. En este trabajo se estudian las causas de reducción de la energía de fractura a 1200 °C, respecto a temperatura ambiente, en un material de matriz Al₂O₃ reforzado bidireccionalmente (0–90°) con fibras de SiC. Se analiza la variación de resistencia mecánica de las fibras, mediante el estudio cuantitativo de los defectos en su superficie, así como la de la tensión de rozamiento en la intercara fibra-matriz, a partir de la separación entre las grietas en la matriz en el ensayo de tracción simple. Los resultados del trabajo muestran que la disminución de la energía de fractura con la temperatura se debe, en este material, a la generación y crecimiento de defectos en las fibras a alta temperatura, y no a la degradación de la intercara fibra-matriz.

Abstract. The origin of the fracture energy degradation at 1200 °C is studied in an Al₂O₃-matrix composite bidirectionally reinforced (0–90°) with SiC fibers. The changes in the mechanical properties of the SiC fibers between ambient and elevated temperature are analyzed by a quantitative study of the defect population in the fiber surfaces; whereas, the fiber/matrix interfacial shear stress is estimated from the crack spacing in the matrix during the tensile tests. The results of the research indicates that the reduction of the fracture energy at 1200 °C is due to the nucleation and growth of defects on the fiber surfaces at 1200 °C, and not to the degradation of the fiber/matrix interface.

1. INTRODUCCIÓN

La resistencia a la fractura de los materiales compuestos de matriz cerámica depende principalmente de las características de la intercara matriz/fibra y de la resistencia mecánica de las fibras [1-2]. Cuando la unión entre la fibra y la matriz es débil, la fisura se propaga sin romper las fibras, y aquellas situadas detrás de la punta de la fisura deslizan respecto de la matriz. De esta forma la energía necesaria para propagar la fisura se incrementa, ya que la energía elástica almacenada en las fibras y la energía disipada por fricción para extraer las fibras fracturadas dentro de la matriz aumentan.

No obstante, se ha observado que la tenacidad de fractura de estos materiales decrece significativamente en condiciones de alta temperatura (por encima de los 1100 °C). Este régimen de temperaturas es muy interesante ya que constituye su campo de aplicación natural, al estar por encima del intervalo de temperaturas donde las aleaciones metálicas resultan

competitivas. Hace falta, pues, realizar un análisis detallado de las causas de esta degradación para poder diseñar microestructuras cuya resistencia a la fractura no se degrade a alta temperatura. Esta tarea pasa por determinar la tensión de fricción en la intercara y las propiedades mecánicas de las fibras dentro del compuesto a alta temperatura. Lamentablemente, en la actualidad estos parámetros no se pueden medir fácilmente, y es necesario recurrir a métodos indirectos que permitan estimarlos.

En este artículo se presenta una aplicación de las técnicas de microscopía cuantitativa para evaluar la tensión de fricción en la intercara y las características mecánicas de las fibras a temperatura ambiente y a 1200 °C, en un material compuesto de matriz de alúmina reforzado bidireccionalmente con fibras de SiC. La tensión de rozamiento en la intercara se estima a partir del espaciado medio entre las grietas en la matriz durante los ensayos de tracción, mientras que la resistencia mecánica de las fibras se obtiene a partir del

análisis cuantitativo de la morfología de los defectos en la superficie de las fibras.

Las estimaciones de las propiedades mecánicas de las fibras y la intercara se utilizan con éxito para evaluar la degradación de la energía específica de fractura entre temperatura ambiente (unos 20 °C) y 1200 °C en el material compuesto. Por último, se concluye que el doble recubrimiento de nitruro de boro (BN) y carburo de silicio (SiC), depositado sobre las fibras, es eficaz a elevada temperatura y que la degradación de la energía de fractura es debida a la generación y crecimiento de defectos en las fibras a alta temperatura.

2. MATERIAL Y TÉCNICAS EXPERIMENTALES

El material estudiado está formado por un tejido bidireccional (0-90°) de fibras de Nicalon-SiC (Nippon Carbon Co.) recubiertas mediante un proceso de CVD (chemical vapour deposition) por una doble capa, de nitruro de boro en la parte más interna (de espesor comprendido ente 0,2 y 0,5 µm), y de carburo de silicio (3 a 4 µm de espesor) en la parte más externa, siendo el volumen total de fibras del 37%. La matriz de Al₂O₃ se infiltra en la preforma mediante un proceso de oxidación directa del aluminio fundido, siendo la porosidad resultante de un 10%.

El material se recibió en forma de placas rectangulares de 3 mm de espesor, a partir de las cuales se mecanizaron las probetas para los ensayos de fractura y tracción. Los ensayos de fractura se realizaron en probetas entalladas por flexión en tres puntos. La separación nominal entre apoyos fue de 50 mm, siendo el canto de las probetas de 10 mm. La entalla, de 2 mm de profundidad, se introdujo con un hilo de diamante de 130 µm espesor, dando como resultado un radio de fondo de entalla de unas 75 µm. Durante los ensayos se midieron la carga aplicada, P, y el desplazamiento del actuador, δ, (mediante un captador inductivo LVDT).

Los ensayos de tracción se realizaron sobre probetas con una sección central recta de 15 x 4 mm². La carga se aplicó mediante pasadores cilíndricos de alúmina que se alojaban en sendos taladros, de 10 mm de diámetro, mecanizados en las cabezas rectangulares de 37 mm de ancho de las probetas. Para la medida de deformaciones se pegaron dos espigas de alúmina, separadas entre sí unos 5 mm, en la sección recta de la probeta. La separación relativa entre las espigas durante el ensayo se midió mediante un extensómetro láser [11].

Los ensayos a alta temperatura se realizaron en un horno de mordazas calientes, manteniéndose las probetas durante 1 hora a 1200 °C antes de comenzar el ensayo, a fin de asegurar una distribución homogénea de temperaturas. Todos los ensayos se realizaron, por

duplicado, en control de desplazamiento, a una velocidad de actuador de 50 µm por minuto, hasta la rotura de la probeta.

Las probetas rotas se seccionaron en direcciones paralela y perpendicular a la superficie de fractura, utilizando para ello una cortadora de diamante de baja velocidad, a fin de no introducir daño en el material. Las superficies obtenidas se pulieron en etapas sucesivas con paños de diamante de 40, 9, 3 y 1 µm de tamaño de grano y, finalmente, en un paño de alúmina de 0,3 µm de tamaño de grano. A continuación para remover la alúmina residual del pulido se limpiaron en un baño de ultrasonidos, mediante inmersión en acetona, y se analizaron en un microscopio electrónico de barrido. A fin de mejorar la calidad de la imagen obtenida en el microscopio, las muestras se recubrieron con una fina capa de Au-Pd mediante un proceso de deposición iónica.

3. RESULTADOS EXPERIMENTALES

La figura 1 presenta los registros fuerza-desplazamiento correspondientes a dos ensayos de fractura realizados a temperatura ambiente y a 1200 °C. Teniendo en cuenta que la energía disipada por la histéresis del dispositivo experimental puede considerarse despreciable, la energía gastada para romper las probetas vendrá representada por el área bajo la curva P-δ. La energía específica de fractura, G_F, del material compuesto a cada temperatura vendrá dada por:

$$G_F = \frac{1}{B(W-a_0)} \int P d\delta \tag{1}$$

donde B, W y a₀ son respectivamente el espesor, el canto y la longitud de la entalla inicial.

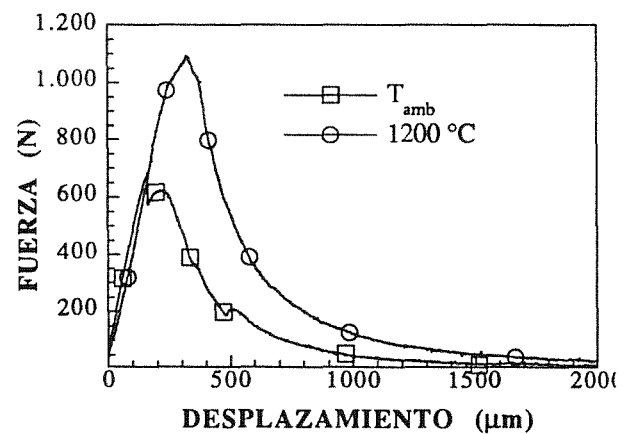


Fig. 1. Curvas fuerza-desplazamiento en los ensayos de fractura a temperatura ambiente y 1200 °C

Los valores de G_F obtenidos se presentan en la tabla 1. Como se puede apreciar, la energía de fractura se

redujo a la mitad al aumentar la temperatura de temperatura ambiente a 1200 °C.

Tabla 1 Valores de la energía de fractura.

T_{amb}	1200 °C
36 KJ/m ²	20 KJ/m ²
24,3 KJ/m ²	12,2 KJ/m ²

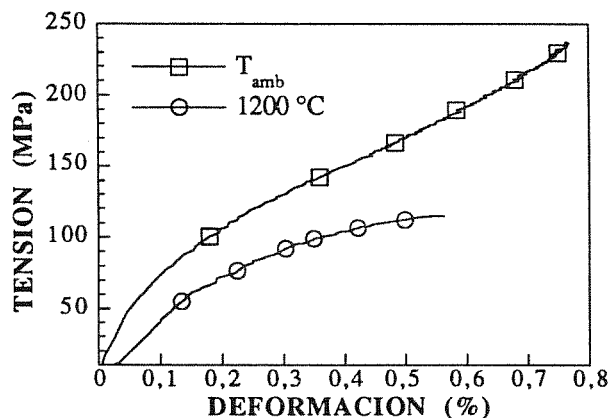


Fig. 2. Curvas tensión-deformación en tracción.

Las curvas tensión-deformación de dos de los ensayos de tracción se han representado en la figura 2. Los valores medios de las magnitudes más importantes medidas en estos ensayos se han recogido en la tabla 2, donde E_c es el módulo de elasticidad del material compuesto y σ_{mc} es a tensión de agrietamiento de la matriz, que marca el fin de la zona lineal de la curva al comenzar a producirse el agrietamiento generalizado de la matriz. El módulo de las fibras E_f fue determinado por otros autores [3], mientras que el módulo de la matriz, E_m , fue calculado a partir de la regla de las mezclas considerando la porosidad del material y que sólo la mitad de las fibras están orientadas en la dirección de la carga.

Tabla 2. Resultados experimentales.

	T_{amb}	1200 °C
E_m (GPa)	145	80
E_f (GPa)	180	125
E_c (GPa)	73	45
\bar{l}_m (µm)	215	160
σ_{mc} (MPa)	95	58

Análogamente, se procedió a cuantificar la morfología de los defectos en las fibras lejos de la superficie de fractura. Se midieron el radio, r , y las dimensiones del mayor defecto encontrado en cada fibra (profundidad, a , y traza superficial, $2c$) sobre un total de 100 fibras en las probetas ensayadas a 20 °C y

a 1200 °C. La probabilidad acumulada de que el mayor defecto en una fibra tenga una profundidad inferior una dada se representa en la figura 3.

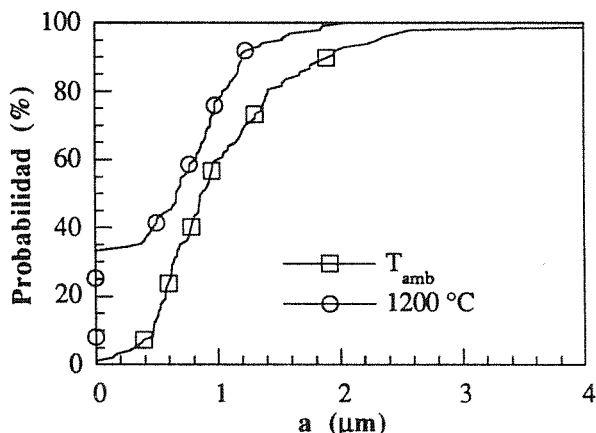


Fig. 3. Medida de los defectos en las fibras.

La separación media entre las grietas en la matriz, \bar{l}_m , se midió sobre las secciones pulidas de las probetas ensayadas a tracción, calculando la distancia entre 30 grietas paralelas y contiguas. Los resultados de este análisis se recogen en la figura 4, donde se ha representado la probabilidad de encontrar dos fisuras contiguas cuya separación fuera inferior a una dada. Como se puede observar, la distribución de las fisuras en el material es semejante en las probetas ensayadas a temperatura ambiente y a 1200 °C, aunque las grietas se encontraban más cerca en estas últimas.

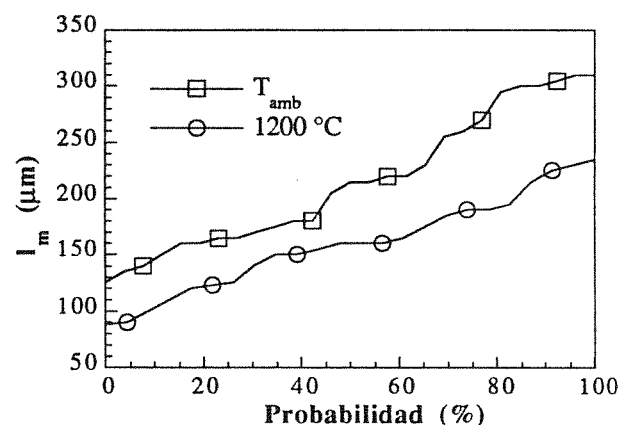


Fig. 4. Medida de la distancia media entre grietas.

El gráfico muestra el daño experimentado por las fibras durante su exposición a alta temperatura. El 40% de las fibras presentaba defectos inferiores a 0,5 µm a temperatura ambiente. Esta proporción se redujo al 10% en las probetas ensayadas a 1200 °C. Además, la fracción de fibras con defectos superiores a 1 µm se incrementó del 20% al 40% tras el tratamiento térmico, y la profundidad del defecto mayor también creció de 2 a 4,6 µm.

4. CÁLCULO DE LA TENSION DE ROZAMIENTO EN LA INTERCARA

De acuerdo con los estudios realizados por Aveston, Cooper y Kelly [4], el agrietamiento generalizado de la matriz durante un ensayo de tracción comienza para una tensión σ_{mc} que marcará el comienzo de fuertes deformaciones no lineales en el material compuesto. Esta tensión viene expresada por:

$$\sigma_{mc} = E_c \left\{ \frac{6\tau \gamma_m E_f V_f^2}{E_c E_m^2 r (1 - V_f)} \right\}^{1/3} \quad (2)$$

donde γ_m es la energía de fractura de la matriz, V_f es el volumen de fibras en la dirección de la carga aplicada y, τ , la tensión de rozamiento en la intercara.

El número de grietas en la matriz crece paulatinamente durante la deformación hasta alcanzar la saturación. A partir de ese instante la distancia media entre dos grietas contiguas permanece constante y ha sido calculada como [5]:

$$l_m = 1.761 \frac{1 - V_f}{V_f} \frac{r}{2\tau} E_m \left\{ \frac{6\tau \gamma_m E_f V_f^2}{E_c E_m^2 r (1 - V_f)} \right\}^{1/3} \quad (3)$$

A partir de (2) y (3) podemos despejar τ como:

$$\tau = 1.761 \frac{1 - V_f}{V_f} \frac{r}{2} \frac{E_m}{E_c} \frac{\sigma_{mc}}{l_m} \quad (4)$$

Tabla 3. Estimaciones de la tensión de rozamiento en la intercara matriz/fibra.

	T _{amb}	1200 °C
τ (MPa)	24,4	17,8

Aplicando la expresión (4) obtenemos las estimaciones para la tensión de rozamiento en la intercara, a temperatura ambiente y a 1200 °C, y que se presentan en la tabla 3. Con independencia de otros factores, la reducción de τ con la temperatura se puede justificar por la relajación de las tensiones residuales de compresión que se generan en la intercara cuando el material compuesto se enfría a partir de la temperatura de fabricación. Es también interesante señalar que Heredia *et al.* [6] estimaron recientemente la magnitud de τ en este material a temperatura ambiente a partir de la longitud media de *pull-out* de las fibras en la superficie de fractura, y la histéresis que presenta la curva tensión-deformación cuando el material compuesto es sometido a cargas y descargas sucesivas. Ambos métodos concluyeron que la tensión de fricción en la intercara estaba próxima a 20 MPa, en perfecto acuerdo con nuestros resultados.

5. ANÁLISIS DE LA DEGRADACIÓN DE LA TENSION DE ROTURA DE LAS FIBRAS

Las resistencia mecánica de las fibras dentro del material compuesto, a temperatura ambiente y a 1200 °C, se estimó a partir de los resultados de la figura 5. Los defectos se asimilaron a fisuras semielípticas y se adoptó un criterio de fractura frágil para las fibras, de manera que la tensión de rotura, σ , viene dada por:

$$\sigma = \frac{K_{IC}}{\sqrt{\pi a}} \frac{1}{F(a/c, a/r)} \quad (5)$$

donde K_{IC} es la tenacidad de fractura de la fibra, que está próxima a 2 MPa m^{1/2} [7], y se supuso constante en el rango de temperaturas estudiado. La función de forma, F, se obtiene a partir de los resultados numéricos de Astiz [8] para una grieta semielíptica superficial en una barra circular cuando $a < c$, mientras que se empleó la expresión dada por Newman y Raju [9] para una grieta semielíptica interna cuando $a > c$. La probabilidad de fractura de las fibras en función de la tensión aplicada σ se ha representado en la figura 5, donde se puede apreciar la magnitud de la degradación de la resistencia mecánica de las fibras por efecto de la temperatura. Este fenómeno había sido postulado antes para este material compuesto [10], pero no se había llegado a cuantificar.

Suponiendo que la probabilidad de la rotura de una fibra, P, sigue los postulados de la estadística de Weibull, ésta se puede escribir como:

$$P = 1 - \exp \left\{ - \left(\frac{s}{\sigma_0} \right)^m \right\} \quad (6)$$

donde m y σ_0 son los parámetros que caracterizan la distribución; σ_0 es la resistencia característica, que puede obtenerse de la figura 5 como la tensión para la que la probabilidad de fallo es igual a $(1 - e^{-1})$, y m es el módulo de Weibull, que se calcula mediante un ajuste por mínimos cuadrados de la ecuación (6) a partir de los resultados de la figura 3. Ambos valores se presentan en la tabla 4. La tensión de rotura de las fibras se representa por s.

Tabla 4. Parámetros de Weibull de las fibras.

Temperatura	σ_0 (MPa)	m
T _{amb}	2810	3,3
1200 °C	1782	3,2

En dicha tabla se puede observar que la degradación de las fibras se manifestó principalmente en la reducción de σ_0 , mientras que m permaneció prácticamente constante.

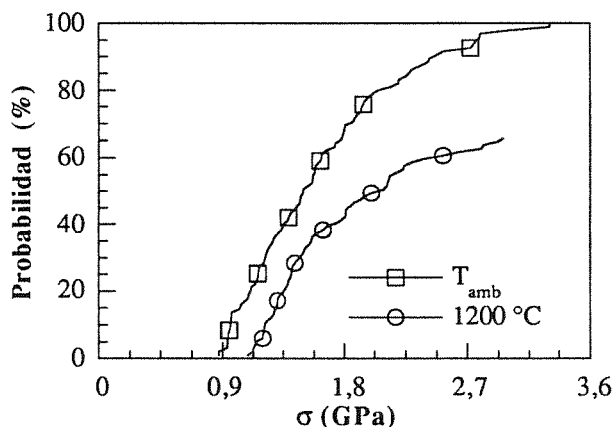


Fig. 5. Tensión de rotura de las fibras en función del tamaño y morfología de los defectos en su superficie.

6. COMPARACIÓN DEL MODELO CON LOS RESULTADOS EXPERIMENTALES

Recientemente Curtin [2] propuso un modelo teórico para estimar la energía de fractura de los materiales cerámicos reforzados con fibras en función de las propiedades de las fibras, de la matriz y de la intercara. Suponiendo que las fibras se rompen independientemente y que existe una distribución global de la carga tras el proceso de fractura de cada fibra, se analizó la sucesiva fragmentación de las fibras. Los resultados indicaron que la energía específica de fractura del material compuesto se podía expresar por:

$$G_F = \lambda(m) V_f \left[\sigma_0^m L_0 \right]^{m+1} \left[\frac{r}{\tau} \right]^{m-1} \quad (7)$$

donde λ es una función adimensional del módulo de Weibull de las fibras, y L_0 es una longitud de referencia. La estimación de los valores de m , σ_0 y τ , permitió calcular la relación entre la energía específica de fractura a temperatura ambiente y a 1200 °C, así como comparar su valor con los valores medios de G_F medidos en los ensayos de fractura. Los resultados se muestran en la tabla 5, donde se puede comprobar que el modelo teórico concuerda satisfactoriamente con los resultados experimentales.

Tabla 5. Relación entre las energías de fractura.

	$\frac{G_F(1200\text{ °C})}{G_F(T_{amb})}$
Resultados teóricos	0,56
Resultados experimentales	0,53

7. CONCLUSIONES

Se ha estudiado el comportamiento mecánico en fractura y tracción de un material compuesto $\text{SiC}_f/\text{Al}_2\text{O}_3$ a temperatura ambiente y a 1200 °C. La energía específica de fractura a 1200 °C se redujo al 53% de la medida a temperatura ambiente. Para analizar las causas de esta degradación, se procedió a medir el espaciamiento entre las grietas en la matriz generadas durante el ensayo de tracción y la distribución de defectos en las fibras. Los resultados del análisis por microscopía cuantitativa y de los ensayos de tracción permitieron estimar la magnitud de la tensión de rozamiento en la intercara y de la resistencia mecánica de las fibras a T_{amb} y a 1200 °C.

La reducción de la energía específica de fractura a 1200 °C fue debida a la degradación de las fibras. Su módulo de Weibull no varió con la temperatura, pero la resistencia característica se redujo al 60% a 1200 °C. Esta reducción fue ocasionada por la generación y crecimiento de defectos en las fibras durante la exposición a 1200 °C. El origen de estos defectos podría deberse a: i) la reacción química entre la matriz y las fibras en zonas donde el recubrimiento de SiC de las fibras estuviera agrietado, ii) al ingreso de oxígeno a través de las grietas formadas en la matriz durante el enfriamiento, o iii) a la reacción de las fibras con aluminio residual procedente del proceso de fabricación. No obstante, no ha sido posible llegar a una conclusión definitiva con los datos disponibles en estos momentos.

8. AGRADECIMIENTOS

Este trabajo ha sido financiado por Industria de Turbopropulsores, S. A., dentro de su programa de desarrollo de materiales CMC. Los resultados presentados son propiedad de ITP, S. A., y no pueden ser utilizados sin su autorización. Los autores desean hacer constar su agradecimiento a E. Erauzkin, J. Estevas, M. Gutiérrez, A. Odriozola y A. Martín por las sugerencias y apoyo prestados durante el desarrollo de esta investigación. Los autores también desean agradecer la ayuda de la CICYT mediante el proyecto de investigación MAT95 - 787.

9. REFERENCIAS

- [1] LLorca, J., y Elices, M., "A cohesive crack model to study the fracture behaviour of fiber-reinforced brittle-matrix composites", *Int. J. Fracture*, **54**, 251 (1992).
- [2] Curtin, W. A., "Theory of mechanical properties of ceramic-matrix composites", *J. Am. Ceram. Soc.*, **74**, 2837 (1991).

- [3] Pysker, D. J., Goretta, K., C., Hodder, R., S., Tressler, R., E., "Strengths of ceramic fibers at elevated temperatures", *J. Am. Ceram. Soc.*, **72**, 284 (1989).
- [4] Aveston, J., Cooper, G. A., Kelly A., "Single and multiple fracture: the properties of fiber composites", Conference Proceedings, National Physical Laboratory (Guildford, U.K.). IPC Science and Technology Press, Ltd., Teddington, U.K. (1971).
- [5] Evans, A., G., Domergue, J., M., Vagaggini, E., "Methodology for relating the tensile behaviour of ceramic-matrix composites to constituent properties", *J. Am. Ceram. Soc.*, **77**, 1425 (1994).
- [6] Heredia, F. E., Evans, A. G., y Anderson, C. A., "Tensile and shear properties of continuous fiber-reinforced SiC/Al₂O₃ composites processed by melt oxidation", *J. Amer. Ceram. Soc.*, **78**, 2790 (1995).
- [7] Sawyer, L. C., Jamieson, M., Brikowski, D., Haider, M., I., Chen, R. T., "Strength, structure and fracture properties of ceramic fibers produced from polymeric precursors: I, baseline studies", *J. Amer. Ceram. Soc.*, **70**, 798 (1987).
- [8] Astiz, M. A., "An incompatible singular elastic element for two- and three-dimensional crack problems", *Int. J. Fracture*, **31**, 105 (1986).
- [9] Newman, J. C., Raju, I. S., "Stress intensity factor equations for cracks in three-dimensional finite bodies", *Fracture Mechanics, 14th Symposium, STP 791*, J. C. Lewis and G. Sines. eds., ASTM, Philadelphia.
- [10] Fareed, A. S., Schiroky, G. H., and Kennedy, C. R., "Development of BN/SiC duplex fiber coatings for fiber-reinforced alumina matrix composites fabricated by direct metal oxidation", *Ceram. Eng. Sci. Proc.* **14**, 794 (1993).
- [11] Pastor, J. Y., Planas, J., and Elices, M., "New technique for fracture characterization of ceramics at room and at high temperature", *J. Testing and Evaluation*, **23**, 209 (1995).

ROTURA A TRACCIÓN DE PROBETAS DEL COMPOSITE Al-5%NAI OBTENIDAS POR VÍA PULVIMETALÚRGICA

J.A. Rodríguez, J.M. Gallardo y E.J. Herrera

Grupo de Metalurgia e Ingeniería de los Materiales
Escuela Superior de Ingenieros, Avda. Reina Mercedes s/n, E-41012 Sevilla

Resumen. Se han preparado polvos ceramo-metálicos del composite Al-5NAI AM por molienda de ambos componentes en un attritor, durante 10 h, y en presencia de una cera. Los polvos se consolidaron por un doble ciclo de prensado en frío y sinterización. Las piezas obtenidas tienen, en comparación con el aluminio pulvimetalúrgico consolidado por un método similar, una dureza Brinell casi 4 veces mayor, una resistencia a la tracción 3.5 veces superior y una ductilidad ($A_7=5.5\%$) notablemente más baja. Composites obtenidos por consolidación de una mezcla simple de polvo de Al aleado mecánicamente y NAI muestran valores inferiores de resistencia a la tracción y alargamiento. Por otra parte, piezas de Al aleado mecánicamente y de composite preparadas por consolidación de polvos simplemente mezclados de Al y NAI, presentan propiedades mecánicas intermedias entre los resultados anteriores.

Abstract. Ceramo-metallic powders of the composite Al-5AlN AM have been prepared by 10 h attrition milling of both materials in the presence of a wax. The powders were consolidated by a double cycle of cold pressing and sintering. The obtained parts have a Brinell hardness almost 4 times higher, a tensile strength 3.5 larger and a remarkably lower ductility ($A_7=5.5\%$) than PM aluminium parts manufactured by a similar method. Composites obtained by consolidation of a simple mixing of mechanically alloyed Al and AlN show poorer values of tensile strength and elongation. On the other hand, mechanically alloyed Al and composites prepared by consolidation of a simple mixing of Al and AlN have mechanical properties which are intermediate between the above-mentioned results.

1. INTRODUCCIÓN

Polvos del composite ceramo-metálico Al-5%NAI se han preparado por vía pulvimetalúrgica, siguiendo dos procedimientos, a saber, por simple mezclado de los polvos y por molienda conjunta en un attritor. El attritor es un molino de bolas de alta energía, que permite, entre otras posibilidades, la obtención de polvos composites por aleado mecánico. Los autores han descrito en un artículo anterior [1] la preparación de estos polvos composites por molienda en un attritor. En general, el aluminio aleado mecánicamente (Al AM), bien como tal metal, o formando parte de un composite, es un polvo duro, cuyas partículas están cubiertas por películas de óxido y/o hidróxidos de aluminio. Esto origina problemas en los procesos de consolidación de los polvos, ya que resulta difícil conseguir un buen contacto directo entre las partículas metálicas propiamente dichas. Por ello, la consolidación se lleva a cabo, normalmente, con la utilización de una etapa de extrusión en caliente, que permite la rotura de las películas de óxido y el contacto íntimo entre las partículas metálicas [2,3]. Sin embargo, en nuestro laboratorio, se ha desarrollado un método alternativo de consolidación consistente en un ciclo doble de prensado en frío y sinterización en vacío [4]. Este nuevo método original se ha utilizado en este trabajo para la consolidación de los polvos composites (el obtenido por mezcla y el obtenido por aleado

mecánico) y de polvos de aluminio (aluminio simple y aluminio aleado mecánicamente). Estos últimos utilizados con fines comparativos.

En esta investigación, se estudia el comportamiento a tracción de probetas pulvimetalúrgicas (P/M) del composite Al-5%NAI, obtenidas a partir de polvos preparados por mera mezcla de los componentes y por aleado mecánico. En particular, se ha tratado de explicar, en base a observaciones experimentales, las causas de la baja ductilidad de estos materiales, así como la aparición de roturas indeseadas en las probetas. Los resultados se comparan con los obtenidos con muestras de aluminio, tanto simple como aleado mecánicamente, fabricadas por un método análogo de consolidación.

2. MATERIALES Y PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

El polvo de aluminio de partida fue un polvo comercial obtenido por atomización, suministrado por Eckart-Werke. La pureza del polvo es superior al 99.5%, siendo la principal impureza un 0.15% de hierro. Su tamaño de partícula es inferior a $125\ \mu\text{m}$. El polvo de NAI fue suministrado por Hermann C. Stark, con tamaño de grano inferior a $50\ \mu\text{m}$ y tamaño medio de

Tabla 1. Condiciones de preparación y consolidación de los polvos.

MATERIAL	PREMOLIENDA/ MEZCLADO	MOLIENDA 10h,500rpm	T (Desgasificación), °C (2h, 5Pa)	P1, MPa	S1, °C	P2, MPa	S2, °C
Al	-	-	-	210	650	310	650
Al AM	1.5ACP 5min,500rpm	Al	500	850	650	1300	650
Al-5NAI	Al+5NAI 5min,500rpm	-	-	225	650	1000	650
Al AM - 5NAI	Al AM +5NAI 5min, 500rpm	-	-	1300	650	1300	650
Al-5NAI AM (a) Al-5NAI AM (b)	1.5ACP+5NAI 5min,500rpm	0.5ACP+Al	625	850 520	650 650	1300 1300	650 650

partícula de 4 μ m. El tamaño del polvo NAI se redujo, eventualmente, por premolienda de 5 minutos en un attritor Szegvari, en presencia de una agente controlador del proceso (ACP). El attritor es un molino de bolas vertical, donde las bolas son agitadas por paletas giratorias. La velocidad de giro fue, en general, de 500 rpm. El ACP utilizado fue la cera en polvo Micropowder C de Hoechst, que es un compuesto orgánico de carbono e hidrógeno, que contiene pequeñas cantidades de oxígeno y nitrógeno.

Los materiales composites P/M se designan, respectivamente, Al-5NAI, Al AM-5NAI y Al-5NAI AM, según se preparen por simple mezcla de los polvos metálicos y cerámicos, mezcla del Al AM y del NAI, o se aleen mecánicamente en un attritor, previamente a su proceso de consolidación. El aleado mecánico del polvo composite se realizó por molienda conjunta de los polvos de aluminio y nitruro de aluminio en un attritor durante 10 horas [1]. La consolidación se llevó a cabo siguiendo, en líneas generales, el proceso de ciclo doble de prensado en frío y sinterización en vacío desarrollado en nuestro laboratorio para el aluminio aleado mecánicamente [4], eliminando, eventualmente, la etapa de desgasificación [5] y adaptando el valor de las presiones de forma que, tras el primer prensado, la densidad relativa de los compactos sea de un 90% y, tras el segundo prensado, de aproximadamente el 100%. En el caso del polvo composite Al-5NAI AM, se emplearon dos vías de consolidación, (a) y (b), ambas con un tratamiento de desgasificación y ablandamiento a 625°C, que se diferencian en la magnitud de la primera compactación, encaminada a conseguir una densidad relativa de los compactos de 95 y 90%, respectivamente. A efectos comparativos se han preparado, además de muestras de los dos materiales composites, probetas de tracción de aluminio simple, Al, y de aluminio aleado mecánicamente, Al AM. Las condiciones de preparación de los distintos polvos y el proceso seguido para su posterior consolidación se

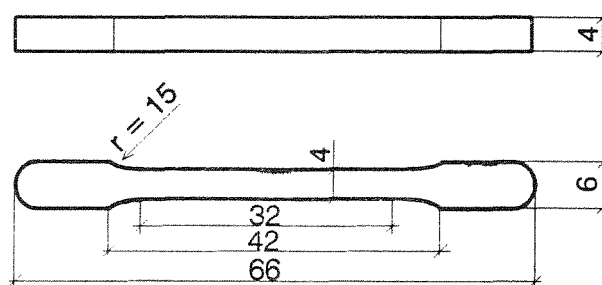


Fig. 1. Representación de las probetas de tracción.

recogen en la Tabla 1. La probeta P/M de tracción utilizada, que es una modificación de la recomendada en la norma ASTM A370, se esquematiza en la Fig. 1. Los ensayos de tracción se realizaron en una máquina MTS 810. Estos ensayos se completaron con estudios de dureza, fractográficos y estructurales, llevados a cabo por los métodos usuales de medidas con durómetro, inspección visual y con lupa, microscopía óptica y SEM.

3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

3.1 Propiedades mecánicas.

Los valores finales de densidad relativa (D%), dureza (HB), resistencia a la tracción (R) y alargamiento ($A_7\%$) de piezas P/M de los seis materiales procesados según las indicaciones de la Tabla 1, se recogen en la Tabla 2. En todos los materiales la densidad relativa es muy elevada, oscilando la porosidad residual entre menos de un 2% y 0.1%, resultando, en la mayoría de los casos, del orden de 0.5%. Los tres materiales composites, que contienen NAI, y que han sido obtenidos por molienda conjunta de los polvos metálicos y cerámicos, o bien, por mezcla del aluminio aleado mecánicamente con el NAI, son los que presentan mayor dureza, aproximadamente 115 BH. En estos materiales, tanto el constituyente cerámico como la matriz metálica tienen

Tabla 2. Propiedades finales de las piezas P/M de composites, Al y Al AM.

	D%	HB	R, MPa	A ₇ %
Al	98.1	27	100	45
Al AM	99.5	101	294	13.2
Al-5NAI	99.9	65	131	26.6
Al AM - 5NAI	98.7	116	284	3.3
Al-5NAI AM (a)	99.5	114	373	5.5
Al-5NAI AM (b)	99.2	114	340	4.2

una alta dureza. La dureza de estos composites es 4 veces superior a la del simple aluminio. El composite obtenido por simple mezcla de los polvos metálicos y cerámicos (Al-5NAI) y el aluminio aleado mecánicamente presentan durezas intermedias entre las anteriores (65 y 101 HB, respectivamente). En lo relativo a la resistencia a la tracción, los tres materiales más duros poseen también las mayores resistencias, si bien a este grupo ha de añadirse el Al AM. Las menores resistencias las muestran el Al-5NAI (131 MPa) y el Al (100 MPa), en gran medida en consonancia con su dureza. La ductilidad de los compactos sigue, como era de esperar, un orden inverso a la resistencia a la tracción, aunque existen excepciones, como se ilustra en la figura 2. Así, los composites obtenidos por simple mezcla de los componentes, es decir, sin molienda conjunta (Al-5NAI y Al AM-5NAI), muestran valores de ductilidad más bajos de lo debido, separándose de la tendencia lineal, tal como puede comprobarse en la figura 2. El examen metalográfico de estos dos composites puede ayudar a interpretar las causas de la disminución del alargamiento. Las microestructuras correspondientes revelan que tanto en el Al-5NAI (Fig. 3) como el Al AM-5NAI (Fig. 4) las partículas de NAI cercan o rodean a las partículas metálicas, lo que, de alguna manera, obstaculiza el contacto íntimo entre las partículas de aluminio y facilita, al mismo tiempo, la separación de las mismas al someterla a esfuerzos de tracción. El efecto es más notable en el Al AM-5NAI, de ahí su baja ductilidad (3.3%), ya que las partículas de polvo Al AM, además de estar rodeadas de películas de óxido, son muy duras. Las partículas de simple aluminio, al ser mucho más blandas, están parcialmente penetradas por las partículas de NAI, con lo que el cercado por éstas es más difuso. Los composites aleados mecánicamente (Al-5NAI AM) tienen una mejor resistencia y ductilidad que el composite Al AM-5NAI, obtenido por simple mezcla de los polvos. La molienda conjunta de los polvos consigue un alto grado de afino de las partículas de NAI y una distribución homogénea de estas partículas (Fig. 5), lo que redundará en una mejora relativa de las propiedades mecánicas. Las

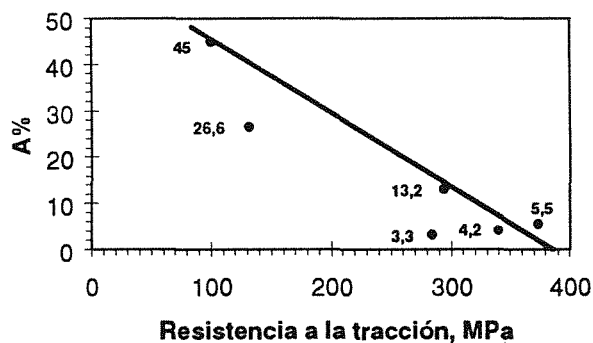


Fig. 2. Ductilidad versus resistencia a la tracción, donde se observa la tendencia lineal inversa. Los composites obtenidos por simple mezclado están fuera de la misma.

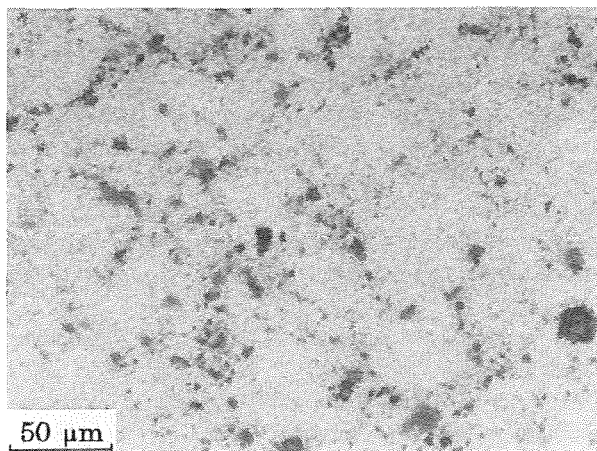


Fig. 3. Microestructura del composite Al-5NAI. Las partículas de NAI parecen que cercan o rodean a las de Al de la matriz.

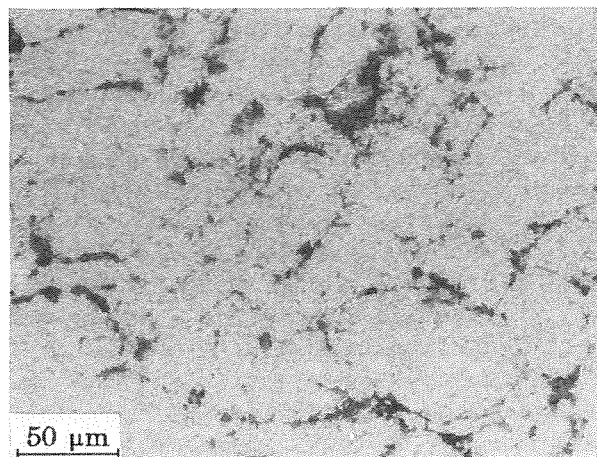


Fig. 4. Microestructura del composite Al AM-5NAI. Las partículas de NAI cercan o rodean manifiestamente a las de la matriz de Al AM. Compárese este efecto con el de la figura anterior.

variantes (a) y (b) del composite Al-5NAI AM se diferencian solamente en la distinta presión de la primera compactación (850 y 520 MPa, respectivamente). El empleo de la mayor presión de compactación (850 MPa) se traduce en un ligero aumento de la densidad y apreciables mejoras en la resistencia a la tracción y la ductilidad. En cualquier caso, la ductilidad de los composites Al-5NAI es baja, debido a la estructura de este material consistente en una abundante dispersión de partículas de NAI, de tamaño del orden de $1 \mu\text{m}$, y de un compuesto intermetálico de Fe-Al, de tamaño $\sim 0.5 \mu\text{m}$, en una matriz metálica muy dura. A su vez, el Al AM, que presenta una buena combinación de resistencia (294 MPa) y de alargamiento (13,2%), posee también una finísima dispersión de partículas de segundas fases (Al_2O_3 y Al_4C_3) submicroscópicas [6]. La microestructura del Al AM (Fig. 6) muestra que este material posee también agujas de un intermetálico Fe-Al, que, en parte, deterioran la ductilidad. A este respecto, el alargamiento de este material puede mejorarse [5] partiendo de un polvo de aluminio de menor contenido en hierro ($< 0.15\% \text{Fe}$).

3.2. Roturas indeseadas de las probetas de tracción.

La baja ductilidad de alguno de los materiales estudiados, en particular del Al-5NAI AM, origina problemas durante los ensayos de tracción. Con frecuencia, del orden del 50%, se producen roturas de las probetas fuera de la zona calibrada. Estas roturas son, generalmente, fomentadas por la presencia en las muestras de grietas de distinto origen.

Algunas roturas indeseadas son provocadas por las huellas dejadas por las mordazas sobre las cabezas de las probetas, especialmente, si dichas huellas se encuentran en las proximidades de las superficies laterales. La figura 7 muestra este efecto. Puede observarse en dicha figura que, aunque el material es frágil, ha habido un cierto grado de deformación plástica (abultamiento) previo a la formación de la grietas, la cuales, como era de esperar, parten de esquinas de las huellas. Éstas, dado que la área de las cabezas de las probetas es muy pequeño (Fig. 1), son relativamente grandes, por lo que el efecto fragilizante es más notable.

Los compactos experimentan durante la sinterización una contracción. Como se utiliza la misma matriz para las dos compactaciones, las cabezas de las probetas han de rebajarse, en la parte de transición al cuerpo, con el fin de que puedan introducirse en la matriz para proceder a la segunda compactación. Dicho rebaje se ha realizado por medio de limado, lo que proporciona un acabado bastante basto (Fig. 8). Parte de este mal acabado se mitiga, por deformación plástica, durante la segunda compactación, pero no se elimina totalmente, quedando una superficie ligeramente entallada, precisamente en la zona del cuello de la probeta, que favorece la formación

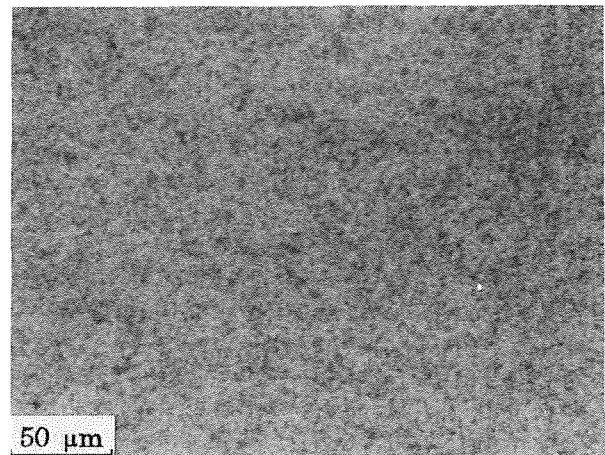


Fig. 5. Microestructura del composite Al-5NAI. La molienda conjunta consigue unas partículas más finas de NAI y una distribución más uniforme.

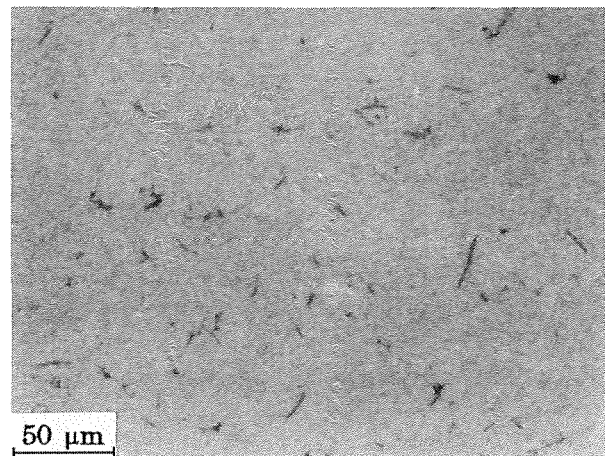


Fig. 6. Microestructura del composite Al AM. Dispersión de partículas de segunda fase (submicroscópicas) y presencia de un intermetálico Fe-Al en forma de aguja.

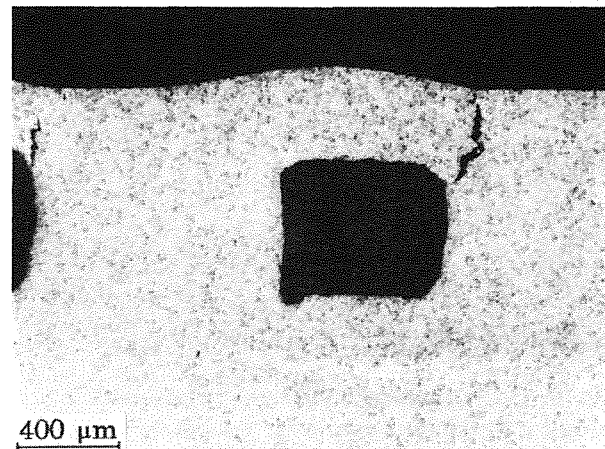


Fig. 7. Grietas en la cabeza de la probeta provocadas por los dientes de las mordazas en las proximidades de los extremos laterales. Se observa un cierto grado de deformación plástica (abultamiento).

de grietas durante la segunda compactación (Fig. 9).

Estas grietas, que permanecen hasta el final del procesado, se producen probablemente a la salida de los compactos de la matriz, debido a la expansión desigual de la cabeza y el cuerpo de la probeta. La mayoría de las roturas indeseadas se producen en la zona del cuello de las probetas, partiendo de la superficie entallada (Fig. 10), frecuentemente con la ayuda de grietas del tipo de la ilustrada en la figura 9. Por supuesto, se pueden introducir algunas mejoras para mitigar o eludir este efecto indeseado, tales como, por ejemplo, hacer un limado más fino y acabarlo con papel abrasivo o, aún mejor, emplear una matriz diferente para el segundo prensado, convenientemente diseñada, para que aloje la probeta y facilite, al mismo tiempo, su expulsión de la matriz.

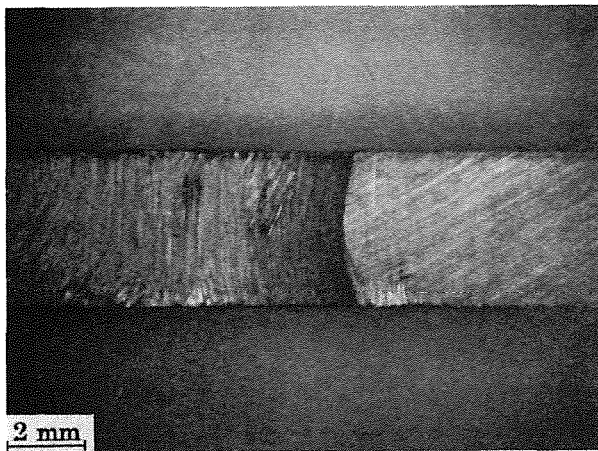


Fig. 8. Acabado grosero del limado en el cuello de la probeta.

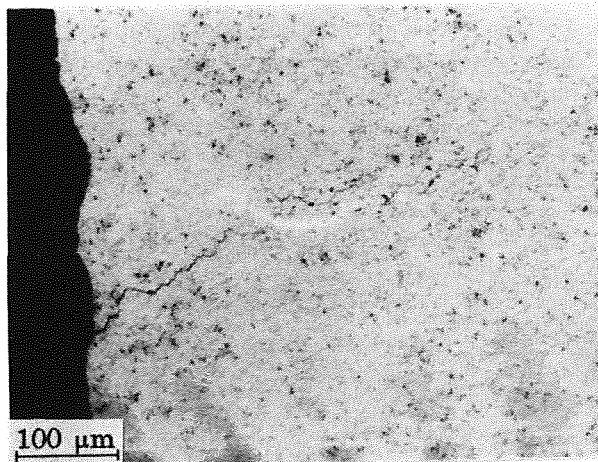


Fig. 9. Grieta formada en la segunda compactación en la zona, ligeramente entallada, en que se efectuó el limado.

Se ha podido también observar que existe siempre en las probetas un ataque superficial, a través de los límites de grano (Fig. 11). Se trata muy probablemente de una

oxidación intergranular ocurrida durante la sinterización en vacío. La pequeña presión parcial de oxígeno presente es capaz de producir una delgada capa

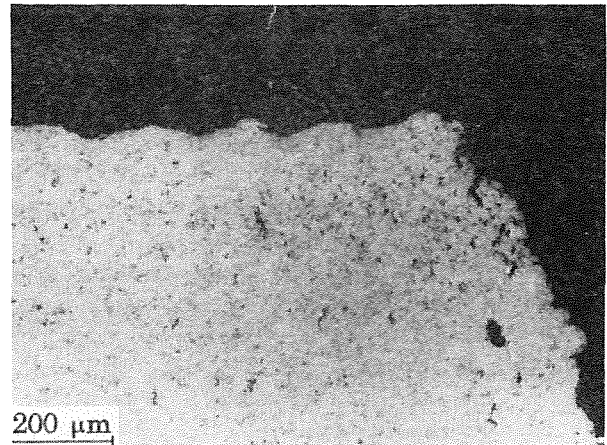


Fig. 10. Rotura de una probeta ensayada a tracción, producida en el cuello de la probeta en la zona entallada.

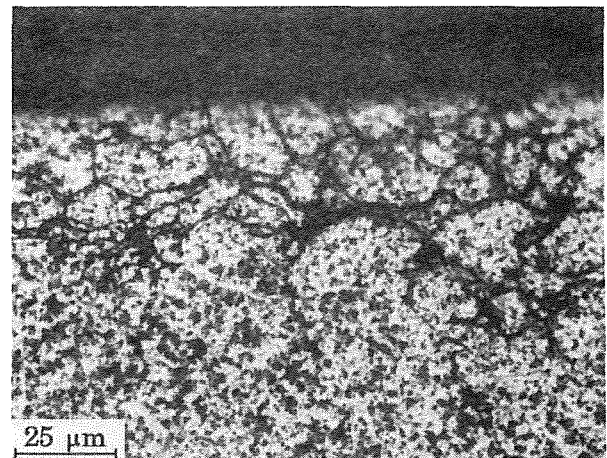


Fig. 11. Oxidación intergranular superficial de una probeta sinterizada en vacío.

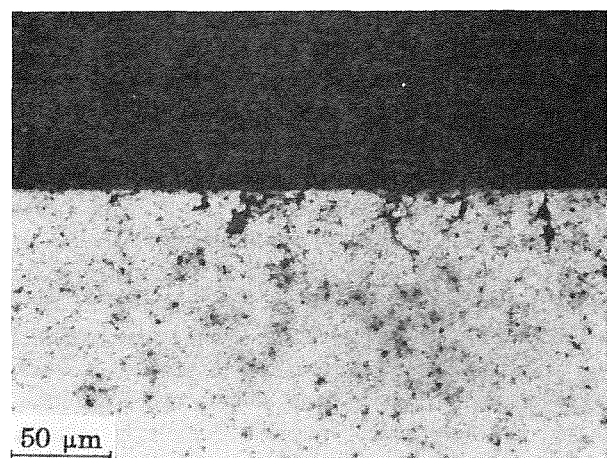


Fig. 12. Los efectos del ataque intergranular se traducen en la formación de pequeñas fisuras superficiales.

superficial de óxido en los compactos y una oxidación preferente de los límites de grano hasta una profundidad de unos 50 μm . El ataque se traduce en la formación de pequeñas grietas o fisuras superficiales (Fig. 12). Este ataque intergranular y sus consecuencias, podrían mitigarse por rectificado final, o por una o varias de las acciones siguientes, empleo de un vacío mayor, relleno de la cámara, previo al vacío, con gas inerte, presencia de un "getter".

4. CONCLUSIONES

El composite Al-5NAl AM (a) presenta la mejor resistencia a la tracción de entre todos los estudiados. Las probetas de este composite tienen, en comparación con el aluminio pulvimetalúrgico consolidado por un método similar, una dureza Brinell casi 4 veces mayor, una resistencia a la tracción 3.7 veces superior y una ductilidad ($A_7=5.5\%$) notablemente más baja. El composite Al AM- 5NAl muestra valores inferiores de resistencia a la tracción y alargamiento, debido a que las partículas del material cerámico rodean las duras partículas del Al aleado mecánicamente, impidiendo un contacto íntimo entre las mismas. Por otra parte, piezas de Al AM y del composite Al-5NAl presentan propiedades mecánicas intermedias entre los resultados anteriores.

Sin embargo, la baja ductilidad de alguno de estos materiales, por ejemplo, del Al-5NAl AM, causa problemas durante los ensayos de tracción, en forma de roturas de las probetas fuera de la zona calibrada. Esta roturas están, generalmente, fomentadas por la presencia de grietas generadas por diversas causas, entre las que cabe mencionar las originadas por los dientes de las mordazas, un ataque intergranular superficial durante la sinterización y las ocasionadas por la alta presión de compactación. Asimismo, la existencia de pequeñas entallas en zonas críticas de las probetas, producidas por el procedimiento de fabricación, cooperan también a estas fracturas indeseadas. Muchas de estas dificultades pueden ser superadas.

5. AGRADECIMIENTOS

Los autores de este trabajo agradecen la financiación recibida de la CICYT a través del proyecto de investigación MAT95-0658.

6. REFERENCIAS

[1] Rodríguez J.A., Gallardo J.M. y Herrera E.J., "Obtención de un polvo composite de Al-5%NAl por aleado mecánico", en *Materiales Compuestos* 95 (Ed. Paris, F. y Cañas, J.) pp.

173-179, AEMAC, Madrid.

- [2] Bomford M.J. y Benjamin J.S., Mechanically alloyed aluminum-aluminum oxide, US Patent 3,816,080, June 11, 1974.
- [3] Jangg G., Kutner F. y Korb G., "Herstellung und Eigenschaften von Dispersionsgehärteten Aluminium", *Aluminium* 51, 641-645 (1975).
- [4] Rodríguez J.A., Gallardo J.M. y Herrera E.J., "Consolidation of mechanically alloyed aluminium by double cold pressing and sintering", en *Advances in Materials and Processing Technologies* (Ed. Hashmi, M.S.J.) pp. 241-249, Dublin City University, Dublin (1992).
- [5] Rodríguez J.A., Gallardo J.M. y Herrera E.J., "An alternative route to the consolidation of mechanically alloyed aluminum powder", *Mater.Trans., JIM* 36 (2), 312-316 (1995).
- [6] Singer, R.F., Oliver, W.C. y Nix, W.D., "Identification of dispersoid phases created in aluminum during mechanical alloying", *Met.Trans.* 11A, 1895-1901 (1980).

ESTUDIO DE UNIONES MECANICAS DE MATERIALES COMPUESTOS DE MATRIZ CERAMICA

E. Erauzkin, J. Andikoetxea

ITP. PARQUE TECNOLOGICO. EDIFICIO 300. ZAMUDIO. VIZCAYA

Resumen. Los materiales compuestos de matriz cerámica son empleados cada día en mayor número de aplicaciones en la industria aeronáutica. No obstante, la complejidad de formas demandada, para los componentes fabricados en estos materiales requiere la unión de partes sencillas. Sin embargo, éste es un tema que no ha sido abordado suficientemente y que dista mucho de ser solventado. El presente trabajo es una contribución en este campo, consecuencia de un problema real planteado.

Abstract. Ceramic matrix composite materials are used more and more each day in the aircraft industry for different applications. However, new design required complicated forms, built from the union of others more simple. Nevertheless, this subject has not been enough studied and the solutions are selected for each particular problem. The present work represents a contribution in this field after the study of a particular case.

1. INTRODUCCION

Los materiales compuestos de matriz cerámica han ido incorporándose en los últimos años en aquellas aplicaciones en las que la temperatura y el peso son los factores preponderantes. No obstante, cuando deben fabricarse partes muy complejas, el costo puede ser tan elevado que debe recurrirse al diseño de otras más sencillas unidas entre sí. Este hecho normal en cualquier actividad de diseño puede resultar insalvable para estos materiales en los cuales no se ha encontrado la solución óptima para unirlos. De igual forma el problema de la unión se manifiesta también cuando una pieza cerámica debe integrarse en un conjunto metálico. Los problemas principales que se plantean son: por un lado una importante diferencia en los coeficientes de dilatación entre ambos tipos de materiales y por otro la falta de tornillos estandarizados que puedan trabajar a temperaturas tan elevadas como se requieren para los materiales cerámicos. Adicionalmente, las operaciones de atornillado pueden provocar agrietamientos en el material cerámico difícilmente controlables en servicio. El problema requiere por tanto, un enfoque

dirigido tanto a la elección del material adecuado, cálculo de la unión y método de llevarla a cabo.

2. PARTE EXPERIMENTAL

En el estudio realizado se parte de una placa de 3 mm. de espesor de material compuesto, tejido bidireccionalmente (0-90°) de fibras de SiC sobre una matriz cerámica Al_2O_3 . La porosidad del material es de un 10% y el contenido en fibras un 37%. Para llevar a cabo la unión se tomaron tornillos fabricados en una aleación base níquel de alta resistencia a temperatura y fluencia. Las propiedades de este material a temperatura ambiente, son Módulo elástico 200 GPa, Límite elástico 550 MPa y carga de rotura 800 MPa.

Para el cálculo de las uniones se empleó el paquete de elementos finitos NASTRAN. En la zona de unión de los materiales se consideraron elementos "GAP" los cuales inducen una rigidez variable entre materiales en función de que estén en contacto o no.

Una vez calculados los pares de apriete se llevaron a cabo tratamientos térmicos de simulación de las condiciones reales de servicio de placas unidas mediante tornillos metálicos comerciales en una mufia de laboratorio de $\pm 5^\circ\text{C}$ de precisión.

El tratamiento térmico se realizó a 800°C durante un tiempo máximo de 30 horas, realizándose posteriormente una inspección visual y metalográfica de las uniones.

3. RESULTADOS Y DISCUSION

Para el cálculo de la geometría óptima de la unión y par de apriete se adoptó como criterio de fallo la tensión a agrietamiento de la matriz. Este es un valor de gran importancia para estos materiales, ya que si bien la tensión última de rotura es superior, la primera representa la tensión que origina un agrietamiento crítico en la matriz a partir de la cual las fibras se encuentran libremente expuestas frente a una oxidación exterior, y por tanto susceptibles de sufrir una degradación total del material. Se supone una condición de trabajo de 800°C por ser representativa de la que en servicio puede presentar el componente.

El empleo de una unión de dos placas cerámicas y un tornillo estándar cónico o hexagonal reporta unos valores de la tensión principal muy por encima de la tensión de agrietamiento de la matriz, cuando se considera la temperatura anteriormente mencionada. La razón fundamental es que cuando se somete a temperatura el conjunto placa de material CMC y tornillo metálico la diferencia en los coeficientes de dilatación genera una descompresión en la unión que no puede ser mejorada, ya que precargas que consiguieran evitar este aspecto agrietarían la matriz de la placa cerámica.

Deshechados tornillos convencionales, se ideó una nueva geometría, constituida por tuerca y arandela cónica. La tuerca se seleccionará con un coeficiente de dilatación mayor que de la arandela, de modo que al alcanzar la temperatura se origina una fuerza de compresión en la zona de contacto que mantendrá unidas las placas.

La figura 1 muestra el sistema elegido.

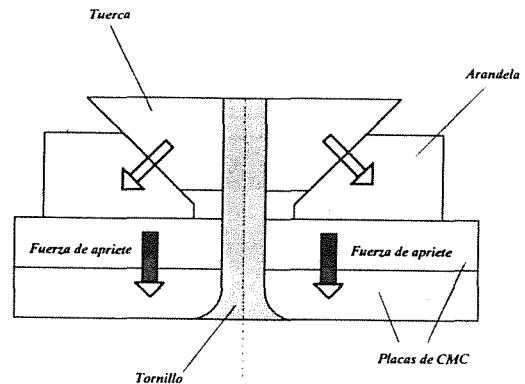


Figura 1: Esquema de unión mecánica.

El cálculo del ángulo de la línea de contacto se define por medio de la ecuación

$$z = A e^{q(T-T_0)} x^p$$

donde A es una constante, q y p están relacionados con los coeficientes de dilatación del tornillo y material cerámico respectivamente, siendo T y T_0 las temperaturas de trabajo y referencial.

Tomando un tornillo de cabeza cónica de 100° , se necesita un ángulo de contacto de 70° para mantener unas tensiones admisibles, muy por debajo de la tensión de agrietamiento de la matriz.

Los tratamientos térmicos llevados a cabo en varias uniones de placas cerámicas evidencian el buen comportamiento de la unión, habiéndose detectado como único problema la oxidación superficial de los tornillos a la temperatura del tratamiento. Asimismo, en algunos casos se observaron pequeños fallos en el mecanizado cuyo efecto no ha sido evaluado.

La figura 2 muestra el aspecto de una de las placas cerámicas con resto de óxidos.

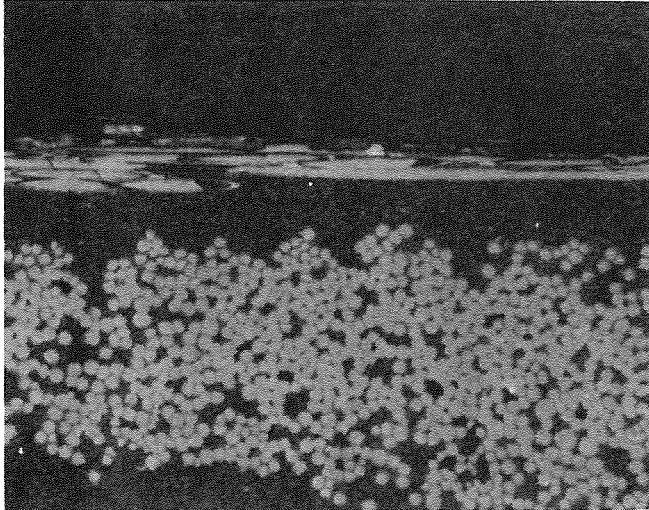


Figura 2: Aspecto de la placa cerámica

4.- CONCLUSIONES

Los materiales compuestos de matriz cerámica pueden unirse mediante uniones metálicas.

La unión más favorable se consigue por medio de tuerca y arandela cónica.

El diseño debe optimizarse en cuanto a tuercas y arandelas, (materiales y geometría en función de los materiales a unir).

5.- BIBLIOGRAFIA

1. SCHUTZ, D: "Design of bolted joints in composites" AGARD N° 727 1990.
2. MESSLER, R.W: "Joining advanced materials". Advanced Materials & Processes pp47-50 1995.
3. J. ANDIKOETXEA: "Uniones de materiales CMC" Publicación interna ITP.

4. KLIME, L.A: "Bolting alloy fills high temperature gap". Advanced Materials & Processes pp33-35 1995.

6.- AGRADECIMIENTOS

Este trabajo ha sido financiado por Industria de Turbo Propulsores, S.A. Los resultados son propiedad de ITP, S.A. y no pueden ser utilizados sin su autorización.

EFFECTO DE LA TEMPERATURA EN EL COMPORTAMIENTO MECÁNICO A TRACCIÓN DE UN COMPOSITE DE MATRIZ CERÁMICA CAS/SiC

I. Puente¹, J.M. Sánchez², M.R. Elizalde², A. Martín¹, J.M. Martínez², A.M. Daniel²,
M. Fuentes², C.P. Beesley³

¹ Escuela Superior de Ingenieros Industriales de San Sebastián, Universidad de Navarra
Apartado 1674, 20080 San Sebastián

² Centro de Estudios e Investigaciones Técnicas de Guipúzcoa (CEIT) Dpto. Materiales
Paseo Manuel de Lardizábal, 15, 20009 San Sebastián

³ Rolls-Royce plc, Composites and Ceramics Group
P.O. BOX 31, Derby, DE24 8BJ, Reino Unido

Resumen. Se han realizado ensayos de tracción a baja velocidad de deformación en un material compuesto de matriz cerámica CAS/SiC en un rango de temperaturas entre la ambiente y 900° C. Se analiza la evolución de las principales propiedades mecánicas en función de los mecanismos de deformación y fallo observados en estos materiales, v.g.: agrietamiento de la matriz, despegue de la intercara, deslizamiento, rotura y extracción de las fibras.

Se ha observado un descenso substancial en la carga de rotura de las probetas ensayadas a 700 y 900° C; sin embargo, este parámetro permanece prácticamente constante hasta los 500° C. Por otra parte, la deformación a fractura y la densidad de energía absorbida durante el ensayo presentan su máximo valor a 500° C. Este comportamiento se justifica en base a la acción conjugada de dos procesos: la oxidación de la intercara de carbono y de las fibras de SiC y la relajación de tensiones residuales, ambos inducidos por el incremento de temperatura. Los análisis fractográficos de las probetas ensayadas confirman que la deformación a fractura está directamente relacionada con la densidad de grietas en la matriz. Así mismo, la longitud de la extracción de fibras parece estar relacionada con el valor de la carga última de rotura en este rango de temperaturas.

Abstract. A set of low strain rate tensile tests have been carried out on test pieces of a continuous fibre ceramic matrix composite (CAS/SiC) at temperatures ranging from room temperature to 900°C. A correlation is established between the more significant tensile properties and the deformation and fracture mechanisms observed in these high temperature tests, i.e. matrix cracking, debonding, fibre sliding and breaking and fibre pullout.

A substantial decrease of the fracture stress is observed at 700°C and 900°C. However, up to 500°C, the mechanical behaviour is similar to that observed at room temperature. On the other hand, the fracture strain and strain energy density have a maximum at 500°C. This behaviour is explained as the combined action of two processes: oxidation of the Nicalon fibres and the carbon interface and residual stress relaxation, both induced by the temperature increment. Fractographic analyses have confirmed that the strain to fracture is directly related to the matrix cracking densities. Moreover, the average pullout length seems to be related to the ultimate tensile strength within this temperature range.

1. INTRODUCCIÓN

Las cerámicas reforzadas con fibras cerámicas largas son materiales que resultan sumamente interesantes para su utilización en motores a reacción y en protecciones térmicas estructurales [1].

Este tipo de materiales presenta características que justifican sobradamente su utilización, pero ésta se ve

limitada por el desconocimiento de su comportamiento mecánico, su intrínseca variabilidad, precio, potencial enfragilización, etc. En consecuencia, resulta necesario estudiar en profundidad su comportamiento y su fiabilidad.

Es, por tanto, interesante caracterizar la influencia de la temperatura en el comportamiento mecánico de unos materiales que se hallaran expuestos habitualmente a atmósferas oxidantes a elevadas

temperaturas de operación. Así mismo, y debido a la gran dispersión observada en su comportamiento mecánico a temperatura ambiente [2], se debe realizar un estudio sobre la variabilidad del material en estas condiciones.

2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

El material utilizado en este estudio es un compuesto de matriz cerámica (CMC), disponible comercialmente. Está compuesto por una matriz de CAS (Calcio Alúmino-Silicato), reforzado con fibras de Nicalon™ (β -SiC), con arquitectura laminada [(0/90)₃]. Su mesoestructura consiste en doce láminas orientadas alternativamente a 0 y 90°, con las dos capas centrales a 90° unidas entre sí [3].

Las condiciones de alineamiento bajo las cuales se han realizado los ensayos de tracción responden a las de trabajos anteriormente realizados por los autores [3].

Los ensayos han sido realizados a temperatura ambiente, 500, 700 y 900° C y en condiciones cuasi-estáticas de aplicación de carga ($\dot{\epsilon}=0.0005 \text{ s}^{-1}$) en una máquina servohidráulica de tracción. Se han realizado 21 ensayos a temperatura ambiente y 5 en cada una de las otras temperaturas consideradas.

Se han utilizado probetas de 20 cm. de longitud, en el interior de un horno plano de radiación, en atmósfera de aire dotado con un sistema de garras frías. Las medidas de deformación se han obtenido mediante un extensómetro de varillas de carburo de silicio refrigerado por agua, con un rango de medida del $\pm 10\%$ sobre una longitud calibrada de 25 mm.

Los datos obtenidos de los ensayos se procesaron utilizando β -splines cúbicos, para la obtención del módulo elástico, E; la tensión de rotura de la matriz, σ_{mc} ; y la densidad de energía absorbida en el momento de la rotura, "Strain Energy Density" (S.E.D.) calculada a partir del área bajo la curva tensión-deformación [4].

3. RESULTADOS

3.1. Propiedades mecánicas

La Tabla 1 muestra los valores medios del módulo elástico (E), la tensión de rotura de la matriz (σ_{mc}), la

deformación de fractura (ϵ_f), la tensión última (σ_{UTS}) y la densidad de energía absorbida (SED), así como las desviaciones típicas de estos valores, para cada una de las temperaturas de ensayo estudiadas.

Tabla 1. CAS/SiC [(0/90)₃]. Resultados obtenidos en 36 ensayos de tracción.

Temp. (°C)	E (GPa)	σ_{mc} (MPa)	ϵ_f (%)	σ_{UTS} (MPa)	SED (MJ/m ³)
20	119 ± 6	62 ± 9	0.92 ± 0.14	246 ± 28	1.51 ± 0.31
500	105 ± 10	42 ± 10	1.27 ± 0.73	232 ± 44	2.18 ± 1.45
700	109 ± 14	44 ± 6	0.72 ± 0.28	188 ± 35	0.97 ± 0.46
900	110 ± 12	52 ± 11	0.57 ± 0.08	126 ± 13	0.56 ± 0.08

En la Figura 1 se muestra una curva típica del comportamiento del material para cada temperatura.

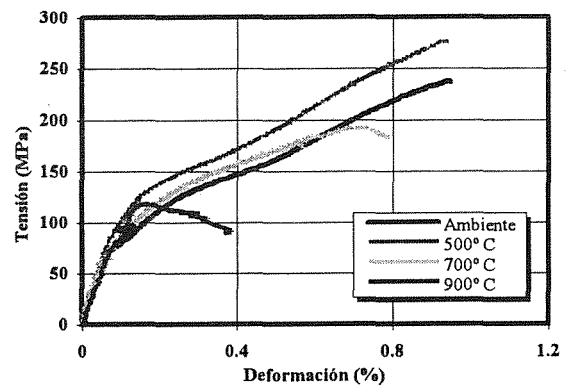


Fig. 1. CAS/SiC [(0/90)₃]. Curvas tensión-deformación de cuatro ensayos de tracción cuasi-estáticos típicos, a temperatura ambiente, 500, 700 y 900° C.

En la Figura 2 puede observarse como, al incrementar la temperatura del ensayo, la tensión última de rotura, σ_{UTS} , tiene una ligera tendencia a descender hasta los 500° C, que a partir de esta temperatura resulta mucho más drástica para los ensayos a 700° C y aún más para los de 900° C. Se ha ajustado una β -spline a los puntos correspondientes al valor medio a cada temperatura y se han incluido también los intervalos de confianza del 95% de la población de 21 probetas ensayadas a temperatura ambiente. Puede verse claramente que el descenso de la carga de rotura no es significativo hasta los 500° C; a 700° C comienza a ser mas claro, mientras que a 900° C todos los valores obtenidos se hallan fuera de los intervalos de confianza de la población a temperatura ambiente. Por tanto, parece que estos resultados no presentan sesgo debido a la

variabilidad intrínseca del material. Otros autores confirman esta tendencia para ensayos de flexión [5].

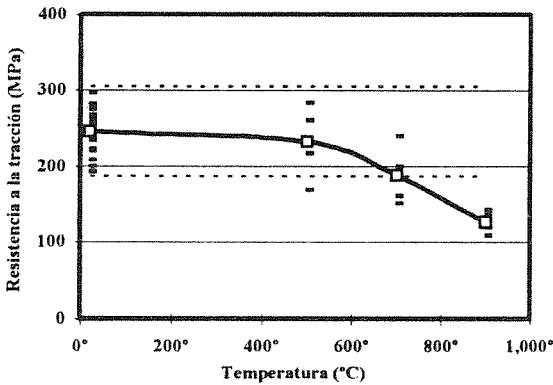


Fig. 2. CAS/SiC [(0/90)₃]_s. Evolución de la tensión última de rotura en función de la temperatura del ensayo. Se muestra un polígono uniendo los valores medios a cada temperatura.

La Figura 3 muestra de manera análoga los datos correspondientes a la deformación a fractura del material. Como puede observarse, el valor máximo de la deformación a fractura se produce a 500° C, pero con una gran dispersión de los resultados. Pluncket et al. [6] y [7] han observado un comportamiento similar en CAS/SiC sometido a ensayos de flexión. A 700° C, la dispersión se reduce y los valores son algo inferiores a los obtenidos a temperatura ambiente. Finalmente, a 900° C, la dispersión es muy pequeña y los valores son muy bajos, fuera del intervalo de confianza de la población a temperatura ambiente.

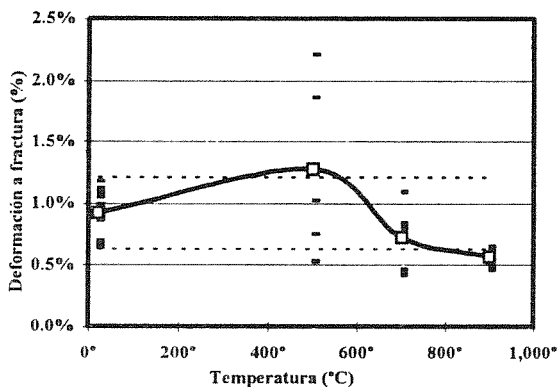


Fig. 3. CAS/SiC [(0/90)₃]_s. Evolución de la deformación a fractura en función de la temperatura del ensayo. Se muestra un polígono uniendo los valores medios a cada temperatura.

La densidad de energía absorbida durante el ensayo muestra un comportamiento análogo al de la deformación a fractura en el rango de temperatura

estudiado, tanto en lo referente a la dispersión de resultados como en los valores medios, como puede verse en la Figura 4.

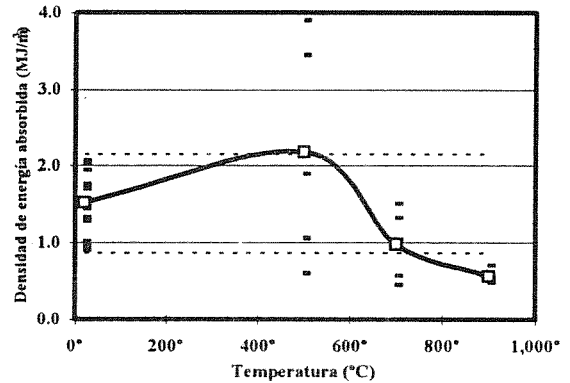


Fig. 4. CAS/SiC [(0/90)₃]_s. Evolución de la densidad de energía absorbida en función de la temperatura del ensayo. Se muestra un polígono uniendo los valores medios a cada temperatura

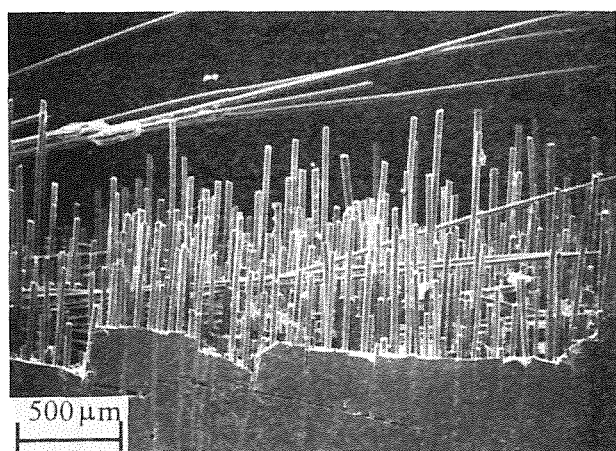
Es, por tanto, claro que la tenacidad del material se ve afectada por la temperatura, observándose una pérdida sustancial en las propiedades mecánicas a 900° C.

3.2. Metalografía

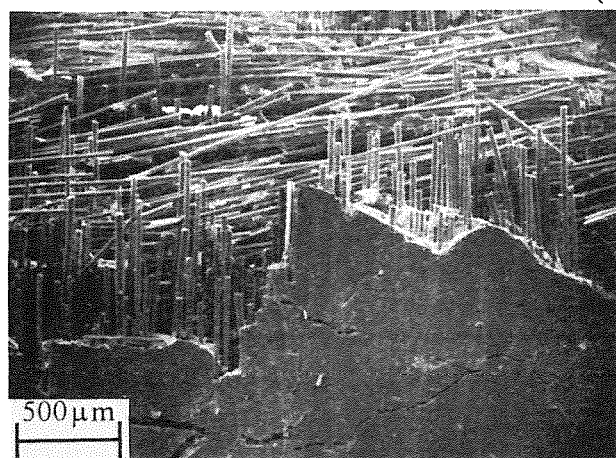
Se han realizado estudios fractográficos de las probetas más cercanas en su comportamiento al valor medio observado en cada temperatura.

La Figura 5 muestra una secuencia de microfotografías de la superficie de fractura a 500, 700 y 900° C respectivamente. Como puede observarse en la figura, la longitud de extracción de fibras a 500° es la mayor de las representadas, y similar a la correspondiente a temperatura ambiente. A 700° C la longitud se reduce, para llegar a una práctica desaparición de este fenómeno a 900° C.

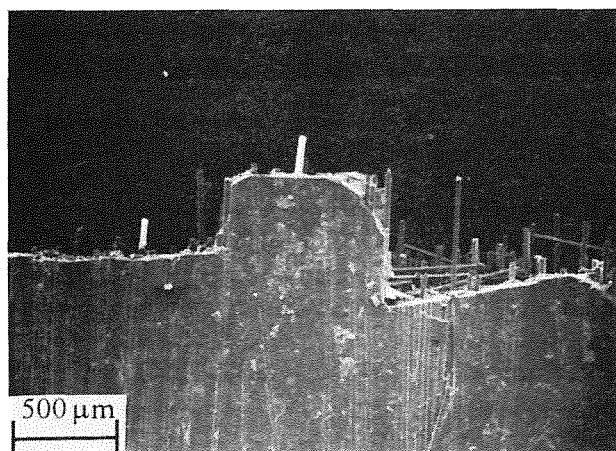
La drástica reducción en la longitud de extracción de fibras a 900° C es debida a la oxidación de la intercara de carbono que existe entre las fibras y la matriz en este material, seguida de la formación de puentes de silicio ("silica bridges") [8]. La fuerte adherencia entre la capa de óxido de silicio y el carburo de silicio de las fibras, impide que se produzcan los mecanismos de deflexión y puenteo del frente de la grieta por parte de las fibras. Por lo tanto, en estas condiciones, el material se comporta como una cerámica monolítica. De este modo, se pierde la tenacidad asociada a mecanismos como el agrietamiento de la matriz y el despegue y extracción de las fibras.



(a)



(b)



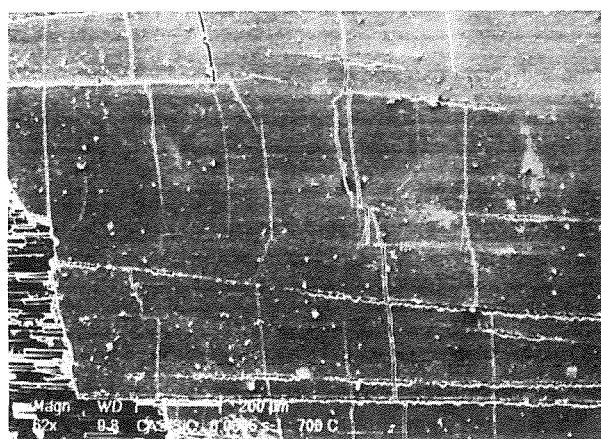
(c)

Fig. 5. CAS/SiC [(0/90)₃]. Las micrografías muestran la evolución de la longitud de extracción de fibras en función de la temperatura de ensayo: (a) 500, (b) 700 y (c) 900° C.

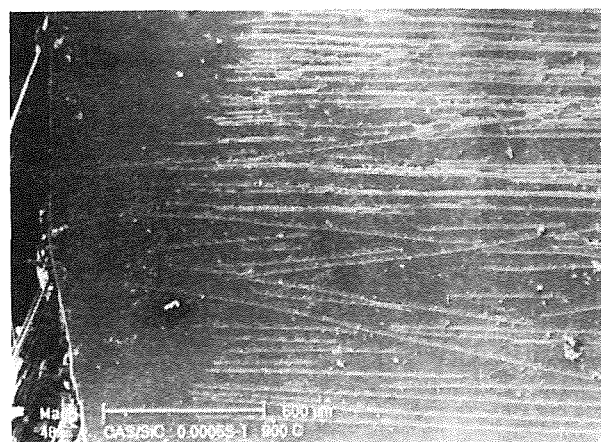
El comportamiento descrito ha sido observado, en el mismo material, por otros autores que han realizado ensayos de flexión a diversas temperaturas [8].



(a)



(b)



(c)

Fig. 6. CAS/SiC [(0/90)₃]. Las micrografías muestran la evolución de la densidad de grietas en la matriz en función de la temperatura de ensayo: (a) 500° C; (b) 700° C y (c) 900° C.

Así mismo, existen estudios sobre la variación de las propiedades de la intercara degradada por la oxidación [5]. Estos estudios demuestran, además, que el mínimo valor de la energía de despegue de la intercara se produce entorno a 400° C.

En la Figura 6 se presenta una serie de micrografías, mostrando la evolución del daño en la matriz al variar la temperatura del ensayo. Puede observarse que la máxima densidad de grietas se produce a 500° C, reduciéndose a 700° C. En la micrografía correspondiente a 900° C se observa que no aparecen grietas en la matriz. Esta ausencia de grietas confirma el hecho de que, al producirse los puentes de silicio, la primera grieta (o una de las primeras) se convierte en catastrófica, produciendo la rotura de la probeta, al no poder ser puenteadas por las fibras. La máxima densidad de grietas a 500° C puede ser debida a la mayor deformación a fractura que presenta el material a esta temperatura.

La Figura 7 muestra el aspecto de la superficie de una probeta ensayada a 900° C. Como puede verse, la matriz aparece adherida a las fibras de carburo de silicio. Estas fibras presentan un aspecto degradado, con la aparición de cavidades en su superficie.

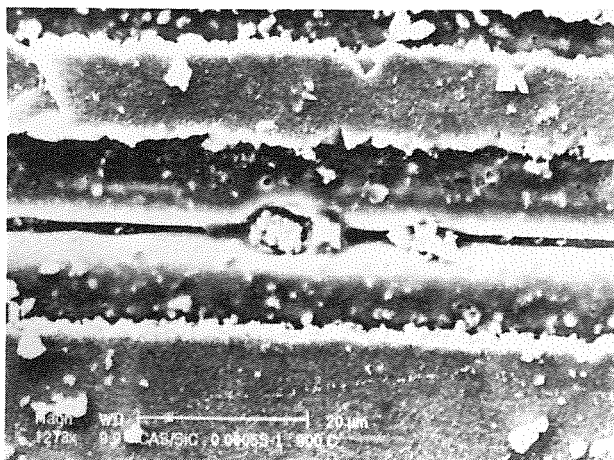


Fig. 7. CAS/SiC [(0/90)₃]. La micrografía muestra el daño producido por la oxidación sobre fibras de la superficie de la probeta a 900° C.

4. CONCLUSIONES

La resistencia a la tracción del composite de matriz cerámica CAS/SiC [(0/90)₃], disminuye progresivamente al aumentar la temperatura. La pérdida de resistencia es significativa a partir de 700° C, siendo catastrófica a 900° C. Sin embargo, la deformación a fractura presenta su máximo valor a 500° C.

La longitud promedio de las fibras extraídas tras la fractura se reduce progresivamente al aumentar la temperatura. A 900° C, este mecanismo desaparece casi totalmente. La densidad de grietas en la matriz es

máxima a 500° C; no obstante, este fenómeno también desaparece a 900° C.

Se observa una correlación entre la densidad de grietas que aparecen en la matriz y la deformación a fractura del composite. Así mismo, la resistencia a la tracción sigue un comportamiento análogo a la longitud media de fibras extraídas.

Como es sabido [9], la densidad de grietas es proporcional al valor de la tensión de deslizamiento entre fibra y matriz (τ). A 500° C, la oxidación de la intercara aumenta el valor de τ [5-7], y, por tanto, la densidad de grietas. Para temperaturas superiores, el incremento del valor de τ es mucho mayor, provocando que el material deje de comportarse como un composite y pase a tener características similares a las de las cerámicas monolíticas. A esta temperatura, la oxidación de la intercara hace que la grieta atraviese a las fibras en su avance, en lugar de ser puenteadas por éstas, resultando así la rotura del composite.

5. AGRADECIMIENTOS

Los autores del presente trabajo, quieren expresar su agradecimiento a Rolls Royce plc; al Departamento de Educación, Universidades e Investigación del Gobierno Vasco (EC9206 y PGV 92/17); a la Dirección General de Electrónica y Nuevas Tecnologías del Ministerio de Industria, Comercio y Turismo y a la Comisión Interministerial de Ciencia y Tecnología (CICYT Mat93-0348) por la colaboración prestada en la financiación y el equipamiento.

Dos de los autores (I.P. y M.R.E.) quieren agradecer al Departamento de Educación, Universidades e Investigación del Gobierno Vasco y a la CICYT, respectivamente, las becas concedidas.

6. REFERENCIAS

- [1] Chermant, J.L. et Fantozzi, G., "Microstructure, comportements thermomécaniques et modélisation des composites céramique-céramique à fibres". Ed. Hermès, París 1993.
- [2] Puente, I. et al., "Variabilidad del CAS/SiC en ensayos de tracción". Anales de Mecánica de la Fractura Vol. 12, 1995, pp.314-319.

- [3] Puente, I. et al., "Mecanismos de fallo en CAS/SiC en función de la velocidad de deformación". Anales de Mecánica de la Fractura Vol. 11, 1994, pp.354-359.
- [4] Sánchez, J.M. et al., "Tensión de agrietamiento de la matriz en CMC's". Proc. IV Cong. Nac. de propiedades mecánicas, Vitoria 1994.
- [5] Plucknett, K.P. et al., "Environmental ageing effects in a silicon carbide fibre-reinforced glass-ceramic matrix composite", Journal of Microscopy, Vol. 177, Pt. 3, pp. 251-263, 1995.
- [6] Cain, R.L. et Lewis, M.H., "Interface degradation in CAS/Nicalon during elevated temperature aging". Mat. Res. Soc. Symp. Proc. Vol. 365, pp. 421-426, 1995.
- [7] Plucknett, K.P.; Lin, H.T.; Braski, D.N. et Becher, P.F., "Environmental aging degradation in continuous fiber ceramic composites". Proc. ICCM-10, Vol. 4, pp. 803-810, Woodhead Publishing Ltd, Cambridge, 1995.
- [8] Allen, R.F.; Percival, M.C.L. et Bowen, P., "Effects of test temperature and loading rate on the fatigue and fracture resistance of a continuous fibre reinforced glass ceramic matrix composite". Proc. ICCM-9, Vol. 2, pp. 121-128, Woodhead Publishing Ltd, Cambridge, 1993.
- [9] Aveston, J., Cooper, G.A. et Kelly, A.; "Single and multiple fracture", Proceedings of the National Physical Laboratory (IPC Science and Technology Press Ltd), pp. 15-25, 1971.

ANÁLISIS DE LA ROTURA DEL REFUERZO EN UN MATERIAL COMPUESTO DE MATRIZ DE ALUMINIO.

P. Poza y J. LLorca.

Departamento de Ciencia de Materiales. Universidad Politécnica de Madrid. E.T.S.I. de Caminos, Canales y Puertos. Ciudad Universitaria, E - 28040 - Madrid.

Resumen. En esta comunicación se presenta un modelo del comportamiento en tracción de materiales compuestos de matriz metálica (MCMM). La curva tensión-deformación se obtuvo mediante el análisis por elementos finitos de una celda unidad representativa del material. Las tensiones en las partículas cerámicas se emplearon para evaluar la fracción de refuerzos fracturados durante la deformación del material compuesto. El modelo se aplicó a una aleación Al 8090 (Al-Li-Cu-Mg-Zr) reforzada con un 15% en volumen con partículas de SiC. Se ensayaron tanto el material compuesto como la matriz sin reforzar en los tratamientos térmicos T651 y T4. El estudio metalográfico de las secciones transversales a las superficies de rotura mostró que el mecanismo de daño dominante durante la deformación fue la rotura frágil de las partículas de refuerzo. Finalmente se compararon los resultados experimentales con las predicciones del modelo.

Abstract. A model of the mechanical behaviour of metal matrix composites is presented. The tensile stress-strain curve of the composite was simulated by means of the analysis of a unit cell. The stresses on the reinforcements were used to determine the fraction of broken reinforcements during deformation. The model was applied to a 8090 aluminium alloy reinforced with 15 vol. % SiC particulates. The composite material as well as the unreinforced alloy were tested in the peak-aged and naturally aged conditions. Quantitative metallography studies of the specimens tested indicated that reinforcement fracture took place during deformation. Finally the predictions of the model were compared with the experimental results.

1. INTRODUCCIÓN

El desarrollo de nuevas estructuras aeronáuticas y aeroespaciales ha motivado la búsqueda de materiales ligeros con elevadas propiedades específicas. En el caso de las aleaciones de aluminio, una manera de conseguir este efecto es mediante la adición de litio, que aumenta el módulo de Young a la vez que reduce la densidad [1].

Otra manera de mejorar algunas propiedades mecánicas de las aleaciones de aluminio, manteniendo constante la densidad, es reforzándolas con partículas cerámicas de SiC [2 y 3]. Esto ha motivado un creciente interés en el desarrollo de materiales compuestos de matriz metálica (MCMM) basados en aleaciones de aluminio-litio [4]. Sin embargo, los principales inconvenientes que presentan los MCMM para su utilización como materiales estructurales son su reducida ductilidad y tenacidad de fractura.

Para comprender el comportamiento mecánico de los MCMM se elaboraron modelos que tratan de predecir las propiedades del compuesto a partir de las propiedades mecánicas de la matriz y las partículas de refuerzo [3 y

5]. Si embargo, estos modelos no tenían en cuenta el daño producido en el material durante la deformación. Experimentalmente se ha observado [3, 6 y 7] que durante la deformación se produce la fractura progresiva de los refuerzos cerámicos modificando la respuesta mecánica del material compuesto.

Este trabajo presenta un modelo del comportamiento en tracción de los MCMM. El comportamiento mecánico del material compuesto se modelizó mediante el análisis por elementos finitos de una celda unidad representativa del material. Se evaluó la rotura del refuerzo a partir de las tensiones en las partículas y se predijo la ductilidad aplicando el criterio de Considère.

El modelo se aplicó a una aleación Al 8090 reforzada en un 15% en volumen con partículas de SiC y se compararon las predicciones del modelo (curva tensión-deformación, ductilidad y fracción de partículas rotas) con los resultados experimentales.

2. MODELO TEÓRICO

El material compuesto se modelizó como una red tridimensional de celdas hexagonales. En el centro de cada celda hexagonal se situó un refuerzo cerámico, considerado como un cilindro unitario, de longitud igual a su diámetro. Esta geometría se ha demostrado adecuada para modelizar partículas de forma irregular y bordes afilados como las que aparecen en el material estudiado. El refuerzo cerámico en cada celda puede encontrarse intacto o fracturado con una grieta perpendicular al eje de carga. La figura 1 representa gráficamente el modelo descrito.

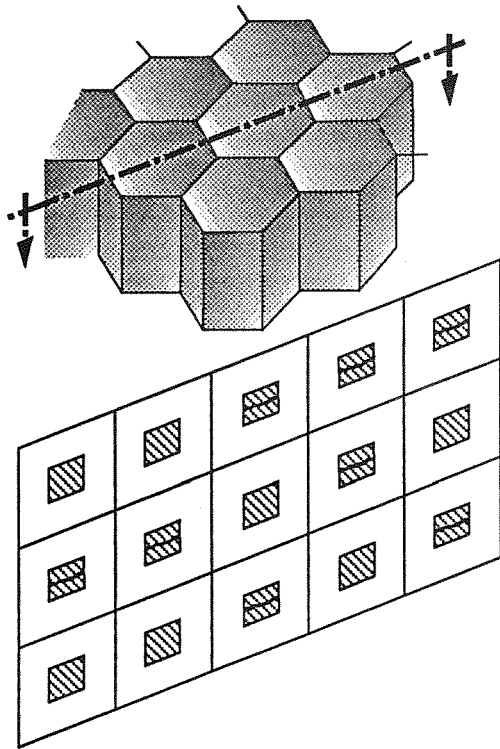


Fig.1 Representación del material compuesto modelizado por celdas hexagonales.

Suponiendo que las celdas con partículas rotas e intactas están distribuidas homogéneamente, la tensión promedio en el material compuesto, $\bar{\sigma}$, puede expresarse como:

$$\bar{\sigma} = \sigma^I(1 - \rho) + \sigma^D\rho \tag{1}$$

donde ρ es la fracción de celdas con una partícula fracturada, y σ^I y σ^D son las tensiones promedio que soportan las celdas intacta y dañada respectivamente.

La magnitud de σ^I y σ^D se obtuvo aproximando las celdas hexagonales por un cilindro en cuyo centro se encontraba el refuerzo intacto o fracturado por una grieta semicircular. Por la simetría del problema sólo fue necesario estudiar un cuarto de las celdas. La figura 2 representa las discretizaciones en elementos finitos empleadas, donde se utilizaron elementos isoparamétricos de seis y ocho nodos con cuatro puntos de integración. La grieta semicircular en la partícula rota tenía una apertura inicial igual a $0.003L$, siendo L la longitud inicial de la celda. Las condiciones de contorno vinieron impuestas por la simetría del problema, que hace necesario que las celdas cilíndricas mantengan su forma durante la deformación.

Un estudio más detallado del planteamiento numérico del problema puede encontrarse en [8]. La curva tensión deformación de las celdas puede calcularse según:

$$\epsilon = \ln\left(1 + \frac{U}{L}\right) \quad \text{y} \quad \sigma = \frac{1}{\Omega} \int T_z d\Omega \tag{2}$$

donde U es el desplazamiento del extremo superior de la celda, Ω es el área de la cara normal a la dirección z , y T_z es la tensión normal que actúa sobre esta cara.

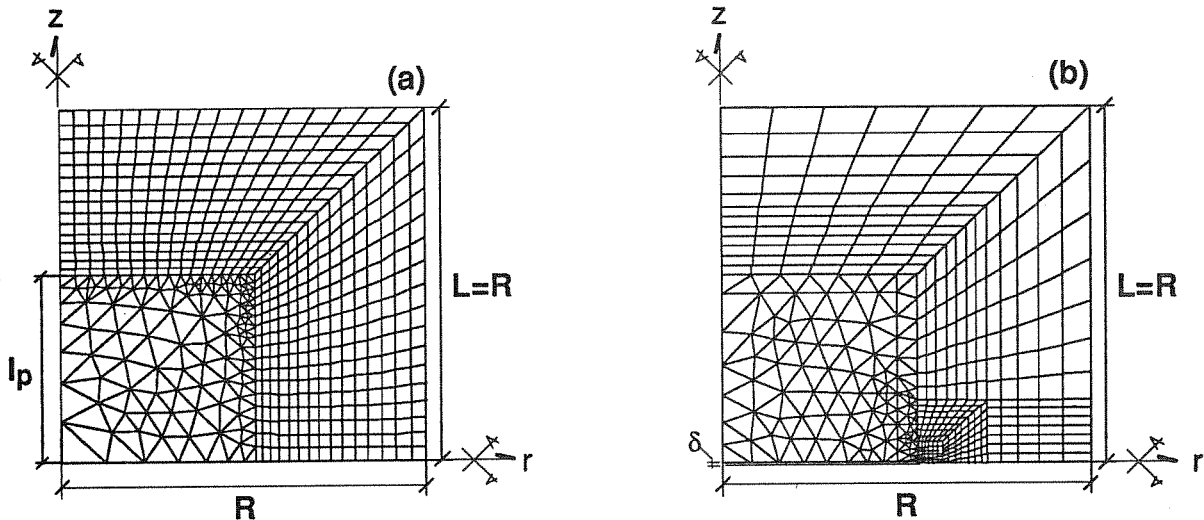


Fig. 2. Discretización en elementos finitos de un cuarto de la celda unidad. a) Partícula intacta. b) Partícula fracturada.

Para calcular la fracción de refuerzos fracturados se consideró que la resistencia de las partículas cerámicas siguió la estadística de Weibull [3, 9-11]. De este modo la probabilidad de fractura, F, para un refuerzo de volumen V sobre el que actúa una tensión media $\bar{\sigma}_p$ viene expresada por:

$$F = 1 - \exp\left\{-\frac{V}{V_0} \left[\frac{\bar{\sigma}_p}{\sigma_0}\right]^m\right\} \quad (3)$$

donde m es el módulo de Weibull, V_0 y σ_0 son dos constantes con dimensiones de volumen y tensión respectivamente, y $\bar{\sigma}_p$ es la tensión media que actúa sobre la partícula. La tensión que actúa sobre los refuerzos no es constante, siendo máxima en la sección central de la partícula ($z=0$) y mínima en la intercara matriz-refuerzo ($z=l_p$). De ese modo, el valor de $\bar{\sigma}_p$ puede aproximarse como:

$$\bar{\sigma}_p = \frac{\bar{\sigma}_p^{z=0} + \bar{\sigma}_p^{z=l_p}}{2} \quad (4)$$

donde $\bar{\sigma}_p^{z=0}$ y $\bar{\sigma}_p^{z=l_p}$ son respectivamente las tensiones en la sección central ($z=0$) y en la intercara matriz-refuerzo ($z=l_p$) de las partículas cerámicas. El cálculo de estas tensiones se realizó a través del análisis por elementos finitos de la celda intacta, de un modo similar al indicado en la ecuación (2).

La distribución volumétrica de los refuerzos puede representarse por la densidad de probabilidad $p(V)$, de tal modo que la probabilidad de encontrar un refuerzo con tamaño comprendido entre V y $V+dV$ viene expresada por $p(V)dV$. La distribución de partículas de SiC se estudió experimentalmente en el material compuesto y la función de densidad de probabilidad $p(V)$ tuvo la forma:

$$p(V) = \frac{(2.4)^2 V}{\bar{V}^2} \exp\left\{\frac{-2.4V}{\bar{V}}\right\} \quad (5)$$

donde \bar{V} es el volumen medio de las partículas de refuerzo.

Las fracciones de refuerzos fracturados (ρ) e intactos ($1-\rho$) pueden calcularse a partir de las ecuaciones (3) y (5) como:

$$\rho = \int_V p(V) F dV = 1 - \frac{1}{\left[1 + \frac{\bar{V}}{2.4V_0} \left[\frac{\bar{\sigma}_p}{\sigma_0}\right]^m\right]^2} \quad (6)$$

Incluyendo la ecuación (6) en (1) puede obtenerse la curva tensión-deformación del material compuesto en tracción.

Si se desprecia la deformación volumétrica asociada a la fractura de los refuerzos, la condición de inestabilidad plástica viene expresada por del criterio de Considère:

$$\bar{\sigma} = \frac{d\bar{\sigma}}{d\varepsilon} \quad (7)$$

La deformación obtenida por la ecuación (7) puede considerarse como un límite inferior de la ductilidad del material compuesto.

3. MATERIALES Y RESULTADOS EXPERIMENTALES

La aleación Al 8090 reforzada en un 15% en volumen con partículas de SiC así como la aleación sin reforzar fueron suministradas por Cospray (Reino Unido) en forma de barras extruidas con una sección de 25 mm x 62.5 mm. Tras la extrusión las barras fueron tratadas a 530°C, templadas en agua y deformadas un 2% para eliminar las tensiones residuales introducidas durante el temple. Finalmente se realizó el proceso de maduración artificial a 170°C durante 32 horas para el material compuesto y durante 48 horas para la aleación sin reforzar; de este modo los materiales alcanzaron la condición T651 que les confiere la máxima resistencia. Las probetas fueron mecanizadas a partir de las barras. Algunas de ellas fueron de nuevo tratadas a 530°C durante dos horas, templadas en agua y maduradas de forma natural a temperatura ambiente; por este proceso los materiales alcanzaron la condición T4.

Se mecanizaron probetas para realizar ensayos de tracción de acuerdo con la norma ASTM E8M donde el eje de carga coincidió con la dirección de extrusión. En todos los casos la velocidad de deformación media fue de 10^{-4} s^{-1} , y se utilizó un extensómetro con una base de medida de 50 mm.

Algunas probetas se seccionaron en dirección transversal a la superficie de fractura y fueron embutidas en resina para su estudio metalográfico. Las probetas se devastaron con lijas de SiC de grano decreciente hasta 500 grit, y a continuación se pulieron con pasta de diamante de 9 μm , 3 μm y 1 μm , y finalmente con MgO. Para revelar las fronteras de grano algunas superficies pulidas fueron atacadas con el reactivo Keller. Las probetas pulidas fueron estudiadas mediante técnicas de microscopía óptica y electrónica de barrido. El estado del refuerzo se analizó antes de realizar los ensayos, y se encontró un porcentaje de partículas rotas inferior al 3%.

Las secciones transversales a las superficies de fractura de las probetas de material compuesto ensayadas presentaron partículas rotas en la dirección normal a la dirección de carga (figura 3), incluso lejos de la superficie de fractura. En la sección donde se produjo la rotura también se observaron partículas decohesionadas. En la condición T4 estas partículas decohesionadas aparecían principalmente en zonas formadas por agrupaciones de partículas. Por el contrario las

decohesiones se observaron en partículas aisladas en la condición T651 donde la cavidad formada alrededor del refuerzo crecía a través de las fronteras de grano de la matriz.

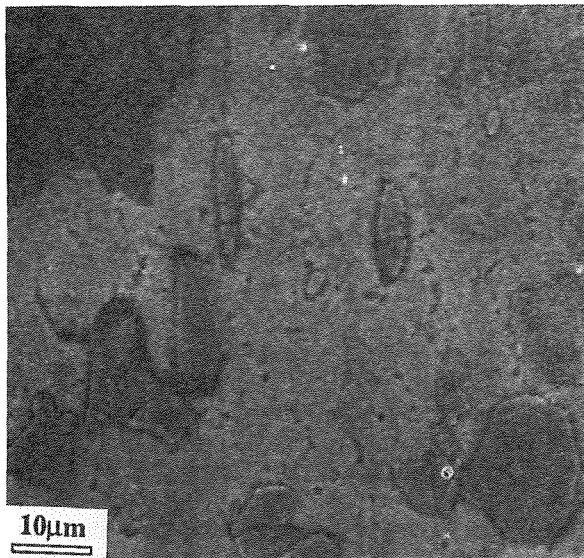


Fig.3. Micrografía en contraste de electrones retrodispersados de la sección pulida y atacada con el reactivo Keller, normal a la superficie de fractura del material compuesto en la condición T651.

La tabla 1 presenta la fracción de partículas rotas, decohesionadas de forma aislada y decohesionadas en agrupaciones de refuerzos encontradas en la sección donde se produjo la rotura.

Tabla 1: Diferentes mecanismos de daño en la sección donde se produjo la rotura.

Tratamiento	T651	T4
Partículas rotas	21.5%	19.3%
Decoheiones de forma aislada	5.5%	3.7%
Decoheiones en agrupaciones	-	12.8%
Total partículas dañadas	27.0%	35.8%

4. PREDICCIONES DEL MODELO Y DISCUSIÓN

El modelo presentado en el apartado 2 permite predecir la evolución de la fractura del refuerzo, la curva tensión-deformación y la ductilidad del material compuesto, y se utilizó para modelizar la respuesta mecánica del material ensayado. El comportamiento de las partículas cerámicas se consideró elástico e isótropo, con un módulo de Young de 450 GPa y un coeficiente de Poisson de 0.17, valores característicos para las partículas de SiC. La

matriz se consideró como un sólido isótropo elastoplástico con endurecimiento, siendo aplicable la teoría incremental de la plasticidad. El módulo de Young de la matriz fue de 80 GPa, característico de las aleaciones de Al-Li, y el coeficiente de Poisson 0.33. La curva tensión-deformación plástica se determinó a partir de los ensayos de tracción realizados para la aleación sin reforzar en las mismas condiciones que el material compuesto.

Para utilizar la ecuación (6), que permite obtener la fracción de refuerzos fracturados, es necesario conocer los parámetros que caracterizan la resistencia mecánica de las partículas cerámicas, m , V_0 y σ_0 . Estos parámetros no pueden ser medidos directamente y deben estimarse a partir de la fracción de refuerzos fracturados obtenida experimentalmente en las probetas ensayadas. El parámetro V_0 se introdujo por razones dimensionales y pudo tomarse como $V_0 = \bar{V}$. La tabla 2 presenta los valores de σ_0 para diferentes valores del módulo de Weibull comprendidos entre 1 y 6. Estos valores fueron obtenidos de tal modo que la fracción de partículas rotas obtenida a partir de la ecuación (6) coincidiera con el porcentaje de refuerzos fracturados observados en la sección donde se produjo la rotura en el material compuesto en la condición T4. Otros autores han encontrado valores similares de los parámetros m y σ_0 en materiales compuestos reforzados con partículas de SiC de características similares [9, 10 y 11].

Tabla 2: Estimaciones de los parámetros m y σ_0 para las partículas de SiC.

m	1	3	5	6
σ_0 (MPa)	4230	1774	1491	1428

La figura 4 representa las predicciones de la curva tensión-deformación del material compuesto en los tratamientos térmicos estudiados junto con los resultados experimentales. Se han incluido los valores extremos σ^I , donde no aparece rotura del refuerzo ($\rho=0$), y σ^D , donde todas las partículas se encuentran fracturadas ($\rho=1$). La evolución del porcentaje de partículas rotas durante la deformación aparece en la figura 5. Finalmente la tabla 3 recoge las predicciones de la ductilidad y fracción de refuerzos fracturados en el momento de la rotura junto con los resultados observados experimentalmente.

Inicialmente las curvas tensión-deformación numéricas aparecen próximas a la curva correspondiente a $\rho=0$, que no considera rotura del refuerzo. La diferencia con esta curva aumenta con la deformación al producirse la fractura de las partículas cerámicas. Las predicciones del modelo, comparadas con los resultados experimentales, proporcionan una buena estimación del comportamiento mecánico del material compuesto, especialmente en la condición T4 donde la rotura del refuerzo se produce más lentamente que en la condición de madurado artificial. En

ambos casos el modelo sobrestima el comportamiento de los materiales estudiados.

Pese a la diferencia en las curvas tensión deformación, las predicciones de la ductilidad presentan un buen acuerdo con los resultados experimentales y el criterio considerado parece adecuado para predecir la ductilidad de estos MCM. Este resultado concuerda con trabajos anteriores [12] donde se observó una concentración del daño importante en torno a la sección donde se produjo la rotura.

Las diferencias entre las curvas tensión-deformación obtenidas numéricamente y las observadas experimentalmente puede deberse a la presencia de mecanismos de daño diferentes de la fractura del refuerzo. En la condición T4 apareció un porcentaje importante de partículas decohesionadas en agrupaciones de refuerzos, y en la condición T651 se encontró un número significativo de partículas decohesionadas de forma aislada, donde la cavidad nucleada alrededor de la partícula cerámica se propagó a través de las fronteras de grano de

la matriz. Estos mecanismos no se tuvieron en cuenta en el modelo y pueden afectar a la capacidad de endurecimiento por deformación.

Por otra parte, pueden aparecer factores microestructurales que alteren la transferencia de carga de la matriz a las partículas. Los estudios realizados al caracterizar las aleaciones basadas en el sistema Al-Li [1] han mostrado que el principal precipitado es la fase δ' (Al_3Li), que al ser coherente con la matriz, evita las zonas donde aparezca una gran concentración de defectos. La intercara partícula-matriz en los MCM es una zona de alta densidad de dislocaciones debido a la gran diferencia entre los coeficientes de dilatación térmica de la matriz y el refuerzo. Por tanto, puede aparecer una zona libre de precipitados δ' en la intercara, como se ha observado en una aleación Al 8090 reforzada con partículas de SiC y producida por metalurgia de polvos [13]. La presencia de esta zona libre de precipitados podría hacer menos eficiente la transferencia de carga de la matriz al refuerzo.

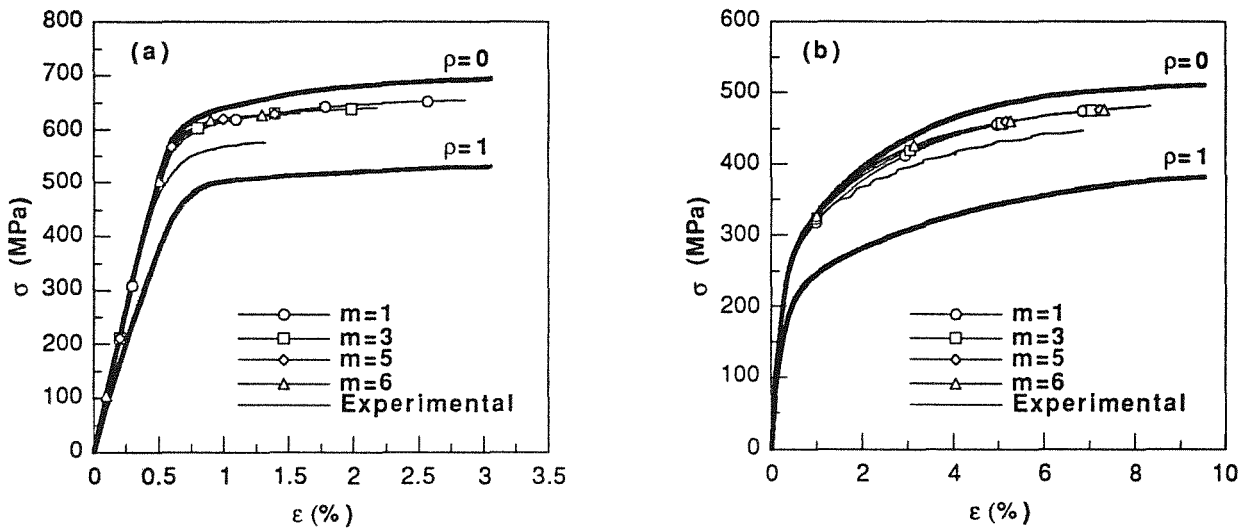


Fig. 4. Predicciones de la curva tensión-deformación del material compuesto . a) Condición T651. b) Condición T4.

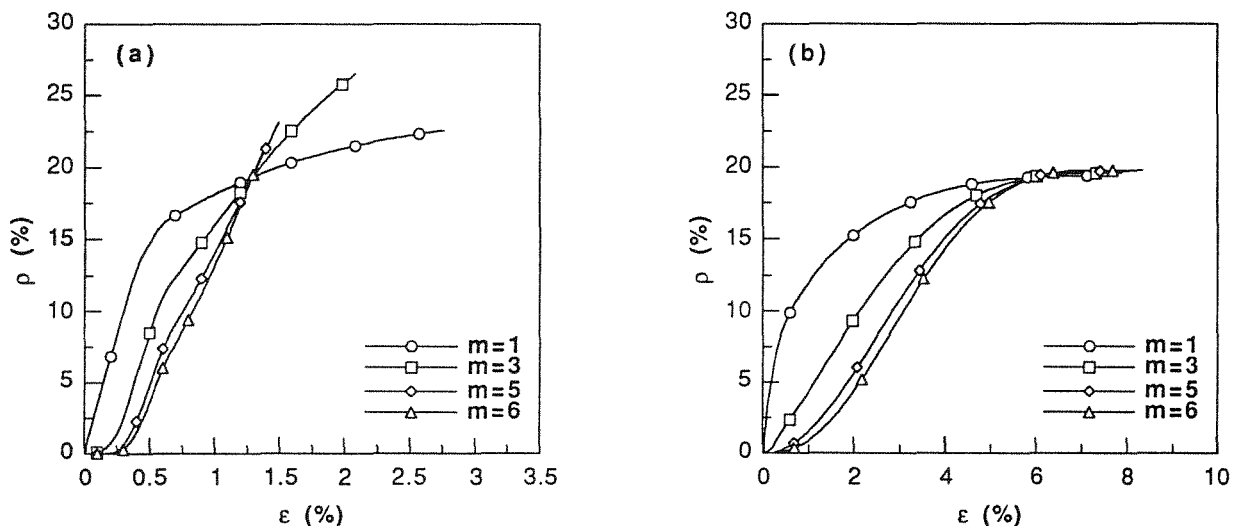


Fig. 5. Evolución de la rotura del refuerzo durante la deformación. a) Condición T651. b) Condición T4.

Tabla 3: Predicciones de la ductilidad y fracción de refuerzos fracturados.

m	T651		T4	
	ϵ_u (%)	ρ (%)	ϵ_u (%)	ρ (%)
1	2.8	22.6	7.7	19.4
3	2.1	25.8	7.9	19.5
5	1.5	23.1	8.1	19.7
6	1.4	21.7	8.3	19.8
Resultados experimentales				
	1.5	21.5	6.5	19.3

5. CONCLUSIONES

En esta comunicación se presentó un modelo del comportamiento mecánico de MCMM que incluye el efecto de la fractura del refuerzo, y permite predecir la ductilidad de los materiales compuestos. El modelo presentado se aplicó al estudio de una aleación Al 8090 reforzada al 15% en volumen con partículas de SiC en los tratamientos térmicos T651 y T4.

Las predicciones del modelo proporcionaron una buena estimación de las curvas tensión-deformación de los materiales estudiados, especialmente para la condición T4. En las dos condiciones estudiadas el modelo sobrestima la respuesta mecánica del compuesto. A pesar de las diferencias en las curvas tensión-deformación, las predicciones de la ductilidad fueron cercanas a los resultados experimentales.

Otros mecanismos de daño, como las partículas decohesionadas observadas en la sección donde se produjo la rotura, y posibles cambios microestructurales que hagan menos eficiente la transferencia de carga de la matriz al refuerzo pueden ser las causas de las diferencias entre las predicciones del modelo y los resultados experimentales. El modelo presentado se podrá mejorar teniendo en cuenta el efecto de las partículas decohesionadas en la respuesta mecánica de los MCMM. Por otra parte, para completar el estudio del comportamiento de estos materiales es necesario un análisis detallado de la intercara matriz-refuerzo mediante microscopía electrónica de transmisión.

6. REFERENCIAS

- [1] Sanders T. H. Jr. y Starke E. A. Jr., "The metallurgy of aluminum-lithium alloys-a review", pp 1-37, Aluminium-Lithium V, Williamsburg, Virginia, Ed. MCEP. Birmingham, UK (1989).
- [2] Lloyd D. J., "Particulate reinforced aluminum and magnesium matrix composites", *Int. Mater. Rev.*, **39**, 1-23 (1994).
- [3] LLorca J., Martín A., Ruiz J. y Elices M., "Particulate fracture during deformation of a spray formed metal matrix composite", *Metall. Trans.*, **24 A**, 1575-1588 (1993).
- [4] White J., Palmer I. G., Hughes I. R., y Court S. A., "Development of metal matrix composite system based on aluminium-lithium", pp 1635-1645, Aluminium-Lithium V, Williamsburg, Virginia, Ed. MCEP. Birmingham, UK 1989.
- [5] Clyne T. W. y Withers P. J., "An introduction to Metal Matrix Composites", Cambridge University Press, 1st Ed. (1993).
- [6] Lloyd D. J., "Aspects of fracture in particulate reinforced metal matrix composites", *Acta Metall. Mater.*, **39**, 59-71 (1991).
- [7] LLorca J. y Poza P., "Influence of matrix strength on reinforcement fracture and ductility in Al/Al₂O₃ composites", *Mater. Sci. Engng.*, **185 A**, 25-37 (1994).
- [8] LLorca J., "A numerical study of the mechanisms of cyclic strain hardening in metal-ceramic composites". *Acta Metall. Mater.*, **42**, 151-162 (1994).
- [9] LLorca J. y Poza P., "Influence of reinforcement fracture on the cyclic stress-strain curve of metal-matrix-composites". *Acta Metall. Mater.*, **43**, 3959-3969 (1995).
- [10] Lewis C. A. y Withers P. J., "Weibull modelling of particle cracking in metal matrix composites". *Acta Metall. Mater.*, **43**, 3685-3699 (1995).
- [11] Brechet Y., Embury J. D., Tao S. y Luo L., "Damage initiation in metal-matrix-composites", *Acta Metall. Mater.*, **39**, 1781-1786 (1991).
- [12] Poza P. y LLorca J., "Mecanismos de rotura en una aleación Al - Li - Cu - Mg - Zr reforzada con partículas de SiC", *Actas del I Congreso Nacional de Materiales Compuestos de AEMAC*, 263-268 (1995).
- [13] Knowles D. M. y King J. E., "Role of reinforcement/matrix interfacial strength in fatigue crack propagation in particulate SiC reinforce aluminium alloy 8090", *Mater. Sci. Technol.*, **8**, 500-509 (1992).

RESISTÊNCIA À FRACTURA E À FADIGA DE UM COMPÓSITO DE MATRIZ DE ALUMÍNIO 6061 REFORÇADO COM CERÂMICOS SiC

R. Carvalho* e M. de Freitas**

* **Academia da Força Aérea**
B. A. 1, Granja do Marquês, Sintra, Portugal****Dep. Engenharia Mecânica, Instituto Superior Técnico**
Av. Rovisco Pais, 1096, Lisboa, Portugal

Resumo. Apresenta-se neste trabalho, um estudo sobre a influência da dimensão do reforço e da respectiva fracção volúmica, na tenacidade à fractura e na resistência à propagação de fendas de um compósito de matriz de alumínio (Al-Mg), 6061, tratado termicamente para o estado T6, reforçado com partículas de carboneto de silício, SiC. Estudou-se a influência de três granulometrias com duas percentagens volúmicas diferentes na tenacidade à fractura e no comportamento à fadiga. Os resultados mostram uma fraca influência na tenacidade à fractura dos parâmetros estudados, devido aos baixos valores de tenacidade à fractura obtidos. No entanto nos compósitos com partículas de reforço de maiores dimensões verifica-se uma maior resistência à propagação de fendas por fadiga. Os resultados são comparados com os obtidos através de modelos teóricos.

Abstract. A study of the influence of the particle size and volume fraction on fracture toughness and fatigue crack growth of reinforced metal matrix composites, is presented. A matrix of Al-Mg alloy, 6061, heat treated at T6, reinforced with particles of silicon carbides SiC, present in three different dimensions and two volume fractions is studied. Results show a very low influence of the particle size and volume fraction on fracture toughness. For a constant volume fraction, an increase on particle size leads to an improvement of the fatigue life. Results are analysed taking into account available models for fracture toughness calculations.

1. INTRODUÇÃO

Os materiais compósitos têm sido objecto de grandes desenvolvimentos com grande aplicação industrial, devido ao seu elevado desempenho mecânico, isto é uma elevada resistência para um baixo peso específico. As ligas metálicas leves, nomeadamente as ligas de alumínio, são potencialmente susceptíveis de serem reforçadas, devido à sua baixa densidade, à grande variedade de ligas possíveis, capacidade de tratamento térmico e à sua flexibilidade de processamento, no sentido de apresentarem valores superiores de módulo de elasticidade e de resistência mecânica, sem grandes variações de densidade.

Os reforços mais utilizados podem ser de fibras contínuas [1], descontínuas ou através de partículas cerâmicas. Este último tipo de reforço tem-se revelado mais atractivo devido ao seu baixo custo quando comparado com o das fibras contínuas. Acresce ainda a possibilidade de ser produzido quer por métodos baseados na fusão do material quer por processos relacionados com a pulverometalurgia, e portanto com elevada manufacturabilidade. Este último método apresenta diversas vantagens, nomeadamente o facto de

permitir uma maior latitude de escolha de ligas quer para a matriz quer para o material cerâmico.

No presente trabalho, estuda-se o comportamento mecânico de um compósito de matriz de uma liga de alumínio-magnésio, Al 6061 segundo a Aluminum Association, tratado térmicamente para o estado T6, reforçado com partículas cerâmicas de carboneto de silício, SiC, presente em três granulometrias e duas percentagens volúmicas diferentes. Este compósito tem sido objecto de algum interesse por parte dos investigadores em materiais, devido ao facto da interligação entre o reforço e a matriz ser boa, por ser difícil a formação de fases de reacção frágeis, que influenciam negativamente a resistência interfacial. [2 - 3], e consequentemente a deformação à rotura. Não se forma carboneto de alumínio, em virtude da consolidação se fazer predominantemente no estado sólido.

Uma das propriedades que tem um incremento mais interessante é o módulo de elasticidade. E. Conseguem-se aumentos de cerca de 50% no módulo de Young em relação ao da matriz para percentagens em volume de reforço da ordem de 20% (V). Esta propriedade é das que mais facilmente podem ser previstas através de modelos

teóricos, a partir dos valores dos módulos de elasticidade da matriz, E_m , do reforço, E_p e da percentagem volúmica, V_p . A conhecida regra das misturas sobrestima normalmente o valor deste módulo por se aplicar mais a compósitos reforçados com fibras contínuas pelo que é normalmente modificada para compósitos de reforço descontínuo pela equação de Halpin-Tsai [4]:

$$E_c = \frac{E_m(1 + 2sqV_p)}{1 - qV_p} \quad (1)$$

em que:

$$q = \frac{E_p / (E_m - 1)}{(E_p / E_m) + 2s} \quad (2)$$

e s é o factor de forma da partícula (relação comprimento-largura).

Expressões similares podem encontrar-se na literatura para a resistência mecânica, sendo de referir os trabalhos de McDaniels [5], que registou aumentos de até 60 % nas tensões de cedência e máxima, neste tipo de compósitos de matriz de ligas de alumínio reforçados com partículas de SiC, dependendo da fracção volúmica, tipo de liga e tratamento térmico da liga da matriz. Naturalmente a maior limitação ao aumento da resistência mecânica reside na respectiva diminuição da ductilidade. A capacidade de deformação decresce rapidamente com a adição de partículas de reforço e mais particularmente pela distribuição das partículas, pois a distribuição heterogénea favorece o aparecimento de aglomerados de partículas onde se gera um estado de tensão triaxial.

A caracterização das propriedades de tenacidade à fractura e da resistência à fadiga têm sido menos estudadas e influenciam significativamente a utilização destes materiais compósitos nomeadamente nas indústrias aero-espaciais onde a tolerância ao dano é um parâmetro importante. Neste trabalho determinam-se a influência da dimensão da partícula de reforço e da percentagem em volume de reforço nas tenacidade à fractura, e resistência à propagação de defeitos por fadiga, discutindo-se os modelos matemáticos idealizados por vários autores para a sua previsão e os principais factores que as controlam.

2. MATERIAL E PROJETES

O material compósito de matriz metálica em estudo, é constituído por uma matriz com base numa liga de alumínio e magnésio, designada segundo as normas americanas (Aluminum Association) por Al 6061, de características e composição química presentes na tabela 1, tratada térmicamente para o estado T6, e por um reforço de carboneto de silício SiC.

As propriedades principais da liga da matriz e do reforço vêm discriminadas nas tabelas 2 e 3, respectivamente. A liga da matriz Al/Mg 6061-T6, tem valores de tenacidade à fractura da ordem dos 30 MPa√m.

Tabela 1 Características dos pós de Al 6061

Forma	Dim. μm	Densid	Composição química (% em peso)						
			Fe	Si	Mg	Cu	Mn	Cr	Zn
Nodular	26.1	2.7	18.7	1.1	.05	.03	.3	.03	bal.

Tabela 2 Propriedades típicas da liga Al 6061 (T6)

	$\sigma_{0.2}$ MN m ⁻²	σ_{max} MN m ⁻²	ϵ (%)	E GN m ⁻²	Densid.
Al 6061 (T6)	275	310	20	69	2.7

Tabela 3 Propriedades típicas do reforço SiC

	Coef. expansão térmica K ⁻¹	Coefficiente de Poisson	E GN m ⁻²	Densid.
SiC	275	0.17	420-450	3.2

O compósito foi fabricado por pulverometalurgia. Resumidamente, as fases de fabrico do compósito, a partir da mistura dos pós [6-7], foram compactação isostática a frio (pressão 250 MPa), sinterização (630 °C em argon durante 1 hora) e consolidação por forjagem (450 °C, a uma pressão de 450 MPa durante uma hora). Os valores da densidade obtidos são da ordem dos 98% da densidade teórica para o sistema Al/SiC_p 20%(V) e de perto de 100% da densidade teórica para o sistema Al/SiC_p 10%(V).

Foram fabricadas várias amostras de forma cilíndrica, umas com 10% (V) de SiC e outras com 20% (V) de SiC. O material compósito com 10% (V) de SiC foi fabricado com três granulometrias diferentes, F600, F800 e F1200 a que corresponde um diâmetro mediano dos pós respectivamente de 13 μm , 10 μm e 4,6 μm , cujas características se encontram na tabela 4. Para o material compósito com 20% (V) de SiC apenas foi fabricado com uma granulometria F600 a que corresponde um diâmetro mediano de pós de 13 μm . O valor mediano do pó da matriz foi de 26,1 μm .

Tabela 4 Características dos pós de SiC

Forma	Dimensão μm			Densidade	Estrut. cristalina
	F600	F800	F1200		
Angulosa	13	10	4.6	3.2	α (hexag.) β (cúbica)

Utilizaram-se provetes de flexão em três pontos (3PB), com uma espessura de B=7.5 mm, para determinação da tenacidade à fractura K_{Ic} , segundo a norma ASTM E399-93 "Standard Test Method for Plane Strain Fracture Toughness of Metallic Materials". Para os ensaios de propagação de fendas por fadiga, utilizaram-se provetes CT (Compact Tension), com uma espessura de B=5 mm, de acordo com o método de ensaios ASTM E647-93a "Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates".

Os provetes foram retirados dos cilindros quer por corte por arranque de aparas (provetes de flexão por três pontos) quer por electro-erosão por fio (provetes de flexão por três pontos e provetes CT). O processo de fabrico do material pressupõe a obtenção de um material isotrópico. No entanto, é natural que no plano transversal à aplicação da carga na fase de prensagem o material possua alguma anisotropia. Nesse sentido todos os provetes foram retirados dos cilindros de prensagem com a orientação do entalhe coincidente com o eixo do cilindro, a que corresponde na norma ASTM E399 a orientação C-L. Após maquinagem, os provetes foram tratados térmicamente para o estado T6. Consistiu num aquecimento ao ar até 530 °C, permanecendo a esta temperatura durante 2 horas a que se segue uma têmpera em água fria e um envelhecimento, por aquecimento até 175 °C durante 8 horas. Obtêm-se as propriedades indicadas indicadas na tabela 5.

Tabela 5 Propriedades do Al 6061/SiCp/Vp(T6)

	$\sigma_{0.2}$ MN m ⁻²	σ_{max} MN m ⁻²	ϵ (%)	E GN m ⁻²	Densid.
Al 6061 SiC/10 T6/F600	351-361	375-391	2-5	92	2,75
Al 6061 SiC/10 T6/F800	361-370	389-401	2-6	78-87	2,75
Al 6061 SiC/10 T6/F1200	360-370	405-406	2-4	88	2,71
Al 6061 SiC/20 T6/F600	369-376	384-392	0,3-0,4	102-109	2,69

3. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

Os ensaios foram realizados seguindo os procedimentos descritos nas normas referidas anteriormente, numa máquina servo-hidráulica equipada de uma célula de carga de 10 kN, comandada por computador e com um sistema de aquisição de dados que permite não só o comando da máquina como a leitura automática de dados como por exemplo o comprimento de fenda. Para este efeito utilizou-se o método da variação de complacência do provete, medido pela relação $EV_x/B/P$, onde V_x é a medida de abertura da fenda medida pelo extensómetro e P a força aplicada no provete.

Segundo a normas ASTM, esta relação é dada por:

$$\alpha = \frac{a}{W} = C_0 + C_1U_x + C_2U_x^2 + C_3U_x^3 + C_4U_x^4 + C_5U_x^5 \tag{4}$$

em que para o provete 3PB:

$$U_x = \left\{ \left[\left(\frac{BEV_x}{P} \right) \left(\frac{4W}{S} \right) \right]^{1/2} + 1 \right\}^{-1} \tag{5}$$

e W é a largura do provete, S a distância entre apoios da flexão três pontos e C_i (i=1 a 5) são coeficientes de calibração que dependem da geometria do provete e da distância entre os pontos de medida da abertura da fenda.

Tenacidade à fractura

Depois de criada a fenda inicial por fadiga, a uma carga tal que o K_{max} correspondente não excedesse 60% do valor de K_{Ic} esperado, os provetes foram submetidos a uma rampa de aplicação de carga com uma taxa de aumento de intensidade de carga de 1 MPa/vm/s, sendo registados pelo sistema de aquisição de dados os valores de carga, abertura de fenda. Após a fractura do provete, mediu-se a fenda em três pontos: no centro da frente da fenda e nos pontos equidistantes do centro da frente da fenda e dos pontos onde a fenda emerge em ambas as superfícies do provete, de acordo com a norma, utilizando-se a média dos três valores. O ensaio só era considerado válido quando a diferença entre as três medições não excedia 10% do valor médio e quando os ângulos formados pelo plano que continha a fenda e pelos lados formados pela largura e pela espessura eram menores que 10°. Estas limitações em conjunto com a limitação de que o valor máximo da carga não ultrapassasse em 10% o valor da carga obtida pela intersecção entre uma recta com inclinação de 95% da inclinação inicial da curva carga deslocamento e esta curva, carga PQ, fez com que apenas um número limitado de ensaios fosse considerado como um valor de K_{Ic} .

Propagação de fendas

Foram ensaiados três provetes de cada tipo de material. Os ensaios foram realizados a uma carga ΔP e a uma razão de tensão $R=0.1$ constantes ao longo do ensaio.

Para a determinação da taxa de crescimento da fenda da/dN, foi necessário monitorar o crescimento da fenda, o que foi efectuado através do método da complacência já descrito anteriormente. As leituras foram efectuadas a um intervalo tal que os valores obtidos de da/dN ficassem uniformemente distribuídos relativamente a ΔK . Sempre que, em qualquer ponto de ensaio, a fenda se desviou para fora da zona envolvente da fenda delimitada pelos planos orientados a $\pm 5^\circ$ do plano ideal de crescimento de fenda e que intersecta o eixo de carregamento, o ensaio era considerado inválido.

4. RESULTADOS E DISCUSSÃO

Tenacidade à fractura

Para a determinação da tenacidade à fractura, realizaram-se ensaios de flexão em três pontos em provetes de Al 6061/10% SiC com granulometrias F600, F800 e F1200 e Al 6061/20% SiC com granulometria F600. Foi sentida a dificuldade, registada em vários trabalhos em obter ensaios válidos segundo os critérios da ASTM E399. A maior dificuldade foi obter uma fenda por fadiga com o comprimento exigido pela norma (cerca de 50% da largura do provete), sem que o provete fracturasse fragilmente, embora tenham sido, igualmente, rejeitados ensaios por a forma da fenda não estar dentro dos limites impostos. Ainda assim, na maior parte dos ensaios que foram considerados válidos, não foi possível obter o valor de K_{Ic} mas sim o de K_Q , motivado por a taxa de aplicação da carga não estar no intervalo entre 0.55 e 2.75 MPa $\sqrt{m/s}$, como a norma impõe.

Os resultados obtidos estão representados na figura 1 e vêm indicados, em valores médios, na tabela 6. A partir destes resultados, observam-se valores de K_{Ic} bastante inferiores aos do da matriz e uma ligeira dependência em função quer da dimensão da partícula de reforço, quer da quantidade de reforço presente no compósito.

Estes resultados podem ser analisados tendo como base alguns modelos teóricos existentes. No modelo de Hahn e Rosenfield [7] assume-se que a criação da fenda se verifica quando a zona altamente deformada à frente da fenda tem uma dimensão comparável ao comprimento dos ligamentos intactos que separam as partículas fracturadas. Relaciona-se assim o factor de intensidade de tensões crítico, K_{Ic} com a fracção volúmica do reforço através da expressão:

$$K_{Ic} = \left[2\sigma_y E (\pi/6)^{1/3} d \right]^{1/2} f_p^{-1/6} \quad (6)$$

onde σ_y é a tensão de cedência da matriz, d o diâmetro da partícula e f_p a fracção volúmica das partículas.

Um dos problemas deste modelo reside no facto de ele prever um aumento da resistência à fractura com o aumento da resistência mecânica, o que nem sempre acontece.

Tenacidade à fractura (MPa \sqrt{m})

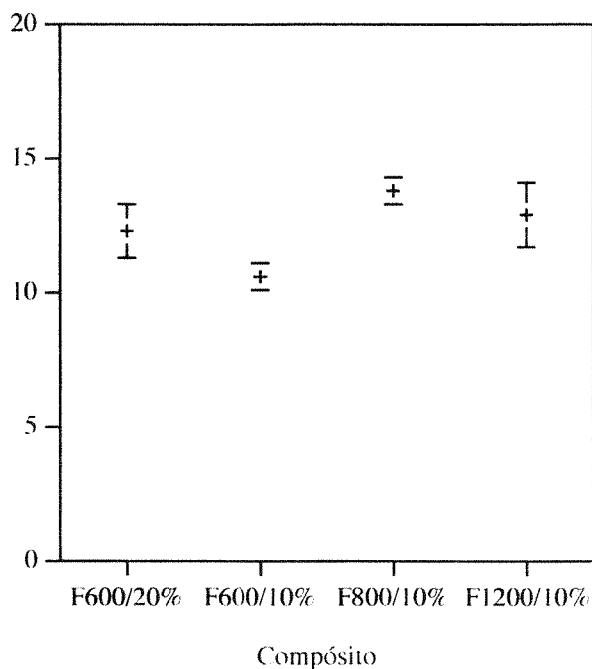


Fig. 1 Tenacidade à fractura

Tabela 6 Resultados obtidos nos ensaios de flexão em três pontos

Composição	Granul.	K_{Ic} (MPa \sqrt{m})
Al 6061/10% SiC	F 600	10,6 *
Al 6061/10% SiC	F 800	13,8
Al 6061/10% SiC	F 1200	12,9
Al 6061/20% SiC	F 600	12,3 **

(*) - Valores de K_Q (valores prováveis de K_{Ic} seriam >14MPa \sqrt{m})

(**) - Valores de K_Q

No modelo de Thomason [8-9] introduz-se a influência da nucleação de cavidades na resistência à fractura. Essa relação é dada por:

$$K_{Ic} = 2.58(\rho\sigma_y E \epsilon_c)^{1/2} \quad (7)$$

onde ρ é o raio da extremidade da fenda, que ele considera ser em geral da ordem dos 50 μm e ϵ_c a

deformação criada pela nucleação de microcavidades. Esta equação, ao contrário da anterior, permite observar que a um decréscimo de ductilidade, corresponde uma diminuição da resistência à fractura. Contudo este modelo, ainda precisa de ser aperfeiçoado, pois não tem em conta as dimensões das partículas, a respectiva distribuição e o estado de tensão e ainda não existem dados suficientes para os relacionar.

A comparação dos valores de tenacidade à fractura prevista por estes modelos e os valores experimentais relativos a este trabalho, mostram-se na tabela 7.

Tabela 7 Comparação dos resultados experimentais com os calculados por modelos teóricos

Material	Granul.	$K_{Ic}^{(*)}$ MPa \sqrt{m}	$K_{Ic}^{(**)}$ MPa \sqrt{m}	$K_{Ic}^{exp.}$ MPa \sqrt{m}
Al 6061/ SiC 10%	F600	36,0	15,0	10,6 (>14)
Al 6061/ SiC 10%	F800	31,6	18,6	13,8
Al 6061/ SiC 10%	F1200	21,6	17,4	12,9
Al 6061/ SiC 20%	F600	33,75	10,8	12,3

(*) - segundo o modelo de Hahn e Rosenfield

(**) - segundo o modelo de Thomason

Verifica-se pois que os valores experimentais de K_{Ic} se aproximam bastante mais dos esperados a partir do modelo de Thomason do que dos do modelo de Hahn-Rosenfield que excedem em muito os resultados experimentais. Por outro lado, de acordo com os resultados esperados através de ambos os modelos, especialmente os relativos ao modelo de Hahn-Rosenfield, verifica-se que, quer em termos de granulometria, quer em termos de quantidade de reforço, existe uma grande variação dos valores de K_{Ic} , o que não acontece com os valores obtidos experimentalmente. É por isso possível afirmar que, tanto relativamente à quantidade de reforço presente no compósito, como relativamente à dimensão da partícula, não existe uma influência significativa na resistência à fractura deste tipo de compósitos. Conclusões similares foram obtidas por Arsenault [11] relativamente à influência da dimensão da partícula de reforço e por Mortensen [12] relativamente à quantidade de reforço presente no compósito.

Registe-se ainda que, o facto de o compósito com granulometria F600 apresentar zonas de concentração de partículas de cerâmico [6] ser a causa provável de se terem obtido valores tão baixos de K_{Ic} , com esta granulometria.

Comportamento à fadiga

Os ensaios de fadiga foram realizados com compósito de matriz metálica Al 6061/SiC 10%, com granulometria F600, F800 e F1200. A realização destes ensaios não apresentou as dificuldades observadas nos ensaios de fractura, tendo sido obtidos, com relativamente poucos provetes, resultados válidos de acordo com a ASTM E647, com excepção do material de granulometria F600, onde em todos os casos a fenda apresentou uma curvatura de tal forma excessiva que o provete fracturou transversalmente à direcção do entalhe inicial, o que invalidou todos os ensaios.

Efectuou-se a determinação dos parâmetros **C** e **n** da lei de propagação de fendas:

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K)^n \tag{8}$$

cujos resultados se encontram na tabela 8 e figura 2. Estes dados permitem observar valores de **n** bastante inferiores aos típicos para a matriz (da ordem de 2.5) e uma ligeira influência da dimensão da partícula na velocidade de propagação de fendas por fadiga, isto é para as partículas de menores dimensões, o compósito parece oferecer maior resistência à fadiga.

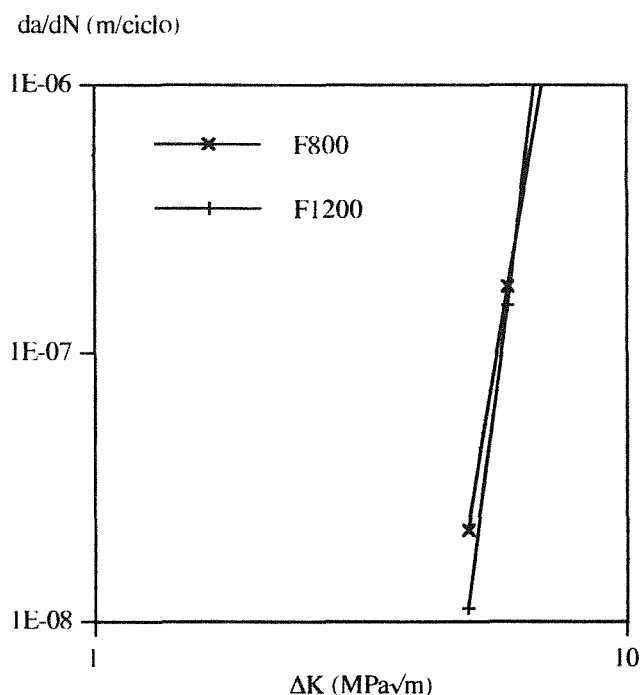


Fig. 2 Curvas de propagação de fendas por fadiga

O comportamento anómalo do material com reforço de granulometria F600, deveu-se provavelmente ao facto de se terem formado aglomerados de partículas de material cerâmico [6], e estes constituírem uma barreira para a progressão da fenda, obrigando esta a propagar-se segundo os limites dos aglomerados.

Tabela 8 Resultados dos ensaios de fadiga

Material	C	n
Al 6061/F600	----	----
Al 6061/F800	1.67 E-16	11.6
Al 6061/F1200	1.12 E-18	14.3

CONCLUSÕES

Dos resultados obtidos podem-se tirar as seguintes conclusões:

- conseguem-se significativos aumentos no módulo de elasticidade e na resistência mecânica, caracterizada pela tensão de cedência e tensão máxima, com a adição de partículas de reforço cerâmico na matriz de alumínio;

- a tenacidade à fractura diminui cerca de 50% com a adição de reforço, em relação aos valores típicos para a matriz, mas existe apenas uma ligeira influência na resistência à fractura da quantidade de reforço existente no material compósito;

- da mesma forma, a dimensão das partículas de reforço não influencia significativamente o comportamento do compósito à fractura;

- relativamente ao comportamento à fadiga, observou-se uma evidente diminuição da tolerância ao dano em relação à da matriz, mas apenas uma ligeira influência da dimensão das partículas de reforço, registando-se maior velocidade de propagação de fendas por fadiga em compósitos reforçados por partículas com maiores dimensões.

AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem à Eng. M. Helena Carvalho e Eng. Teresa Marcelo do INETI, Instituto Nacional de Engenharia e Tecnologia Industrial, a disponibilidade de fornecimento do material e as frutuosas discussões ocorridas durante a realização deste trabalho.

REFERÊNCIAS

- [1] Chou, T. W., Kelly, A. and Okura, A., "Composites", Vol. 16, 187-206, 1985.
- [2] Metcalfe, A. G., "Composite Materials-Interfaces in Metal Matrix in Composites", Vol. 1, Ed. Pergamon Press, 1989.
- [3] You, C. P. and Allison, J. E., "Proceedings of the 7th International Conference on Fracture", Ed. Pergamon Press, 3005-3012, 1989.
- [4] Halpin, J. C., "Primer on Composite Materials: Analysis", Ed. Technomic Publishing, 1984.
- [5] McDaniels, "Metallurgical Transactions", Vol. 16A, 1105-1115, 1985.
- [6] Carvalho, R., "Influência da quantidade de reforço e da dimensão das partículas na resistência à fractura e à fadiga de um compósito de matriz metálica", Tese de Mestrado, Instituto Superior Técnico, 1995.
- [7] Oliveira, M., Carvalho, M. H. e Caravallinhos, H., "Forjabilidade e Forjagem de Compósitos de Al 6061/15% SiC obtidos por Sinterização", LNETI, 1990.
- [8] Hahn, G. T. and Rosenfield, A. R., Metallurgical Transactions, Vol. 6A, 653-668, 1975.
- [9] Thomason, P. F., "Ductile Fracture of Metals", Pergamon Press, 1990.
- [10] Thomason, P. F., "Acta Metallurgica et Materialia", Vol. 40, 241-249, 1992.
- [11] Arsenault, R. J., "Damage in Composite Materials", ed. G. Z. Voyadjis, Elsevier Science, 219-233, 1993.
- [12] Mortensen, A., "A Review of the Fracture Toughness of Particle Reinforced Aluminum Alloys", ed. Masounave and Hamel, ASM, 217-233, 1990.

EFFECT OF CYCLE TYPE ON THE DAMAGE OF A DIFFUSION ALUMINIDE COATING ON A NI-BASED MONOCRYSTALLINE SUPERALLOY TESTED UNDER TMF CONDITIONS

K. M. Ostolaza^{a,b}, P. K. Johnson^a, M. Arana^a, and J. Bressers^a

(a) JRC Petten, Institute For Advanced Materials
P.O. Box 2, 1755 ZG Petten, The Netherlands

(b) INTA, Dpto. de Materiales, Carretera de Ajalvir Km. 4,
28850 Torrejón de Ardoz-Madrid, Spain

Resumen. El presente trabajo aborda la investigación del daño en recubrimientos de difusión sobre una superaleación monocristalina de base Ni sometidos a fatiga termo-mecánica (TMF). Se estudia el comportamiento del recubrimiento para rangos de deformaciones mecánicas medios, donde la fatiga, el creep y la oxidación interactúan con mecanismos de daño frágiles. Para ello, se han utilizado imágenes adquiridas durante y después de los ensayos de TMF que proporcionan información sobre el estado de la probeta. El análisis de estas imágenes ha permitido cuantificar el daño en el recubrimiento. Las medidas resultantes se utilizan para estimar la contribución de mecanismos dependientes e independientes del tiempo al daño global del recubrimiento y relacionarlo con la microestructura de solidificación del sustrato.

Abstract. The work presented is a characterisation of the coating damage accumulated during strain controlled thermo-mechanical fatigue (TMF) tests. Aluminide coated SRR99 samples were tested over strain ranges where creep, fatigue and oxidation heavily degrade the coating prior to the fatigue failure of the substrate. Light microscope images recorded during and after TMF tests were used for the quantification of coating damage. The results are discussed in terms of the relationship between coating cracking and the solidification structure of the substrate, and the relative contributions of time independent and time dependent damage mechanisms to the degeneration of the coating.

1. INTRODUCTION

Nickel-base superalloy aero-engine blades are frequently covered with a protective nickel-aluminide diffusion coating in order to provide corrosion resistance at the high temperatures which are attained during engine operation. The effect of the presence of the coating upon the operational lifetime of these blades is an issue of major concern.

The understanding of the mechanical performance of these systems is important when formulating useful lifetime prediction models for engineers. Brittle coating fracture has been previously described during TMF tests performed with large strain ranges [1-3]. However, there is a lack of reported work covering coating damage at low and medium strain ranges.

The work presented is an initial characterisation of the gradual accumulation of coating damage, principally resulting from time dependent mechanisms, in terms of the lifetime of the complete TMF sample.

2. EXPERIMENTAL PROCEDURE

Cylindrical bars of the single-crystal Ni-based superalloy SRR99 each with the long axis oriented within 10° of the <001> direction were supplied by Rolls Royce plc. Test bars were manufactured with a rectangular cross section (12×3mm) such that each of the remaining <001> directions lay perpendicular to the flat surfaces of the gauge section.

After machining the specimens were NiAl coated. The coating was applied via a pack cementation process using a high activity Al charge for 4 hours at 870°C. Further heat treatment was carried out to complete the Al-diffusion into the substrate. A final ageing heat treatment was used to produce the desired γ' precipitation structure in the substrate.

The as-received coating has two principle layers. The outer layer, referred to as the main coating, is a heavily textured polycrystalline B2-NiAl structure with a composition close to that of stoichiometric NiAl [4]. Between the main coating and the superalloy lies the

sub-coating diffusion zone, which shows a high carbide concentration.

Strain-controlled TMF tests with a 135° lag between temperature and strain were carried out. The temperature was varied, between 300 and 1050°C, with a complete period of 90 s; 30 s for heating up and 60 s for cooling down. Two types of cycle were performed corresponding to two different strain ratios, i.e. $R(\text{strain}) = 0$ and $R(\text{strain}) = -\infty$.

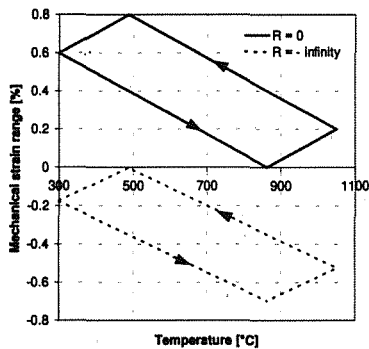


Fig. 1. The TMF strain-temperature control loops used.

From a wide programme of TMF tests, two samples were selected to study the coating damage since they did not show a completely catastrophic coating failure at the beginning of the test. The mechanical strain-temperature cycle applied to each specimen is shown in Fig. 1. Details about TMF testing conditions and the size of the different coating layers are summarised in Table 1. TMF life was defined as the number of cycles needed to reach a 33% drop in the cyclic saturation stress.

Table 1. Nominal condition of TMF tests.

	TMF conditions			Thickness ($\pm 2.5\mu\text{m}$)	
	R	$\Delta\epsilon$ (%)	Life (cycles)	Main coating	Sub coating
As Received	---	---	---	47.5	16
A	0	0.8	2809	42.5	17.5
B	$-\infty$	0.7	10625	38.5	23.5

One of the wide flat sample surfaces was scanned during TMF testing at specific cycles by a video camera system with a resolution of $3.5\mu\text{m}/\text{pixel}$. This procedure supplied a set of digitised light microscope images of the coating surface, traceable to the test cycle number [5].

Use was made of an incremental polishing and image processing procedure designed to allow coating characterisation, as a function of depth, over large areas [6]. Fragments of the failed samples were mounted and layers of coating were removed from the scanned surface. During testing the thickness of the coating can change by various processes so, depending on the

testing conditions, the depth to the sub-coating, for example, will be different. Depth values should be treated as maximums since the starting plane is defined by the highest peaks on the sample surface. Images of the new surface after each polishing step were digitised for storage and measurement.

Both sets of images were processed to obtain crack statistics, partially via use of image analysis software [7]. Crack statistics were derived from the stored positions of the crack tips or nodes in networks created from crack segments. The type of processing performed depended on the ability to identify discrete cracks.

3. RESULTS

3.1 Surface-damage generation during TMF testing

The total sample surface was divided in cells of $500 \times 500\mu\text{m}^2$. The total length of crack-like features per cell (damage) was calculated.

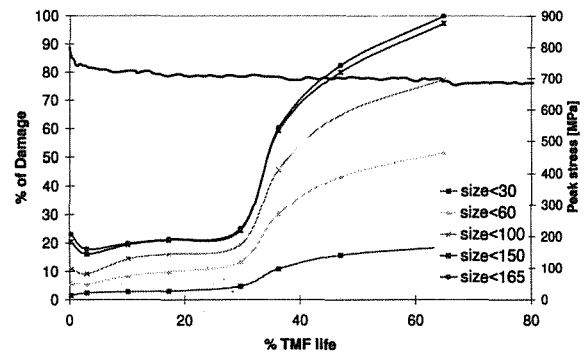


Fig. 2. Surface damage during testing of sample A.

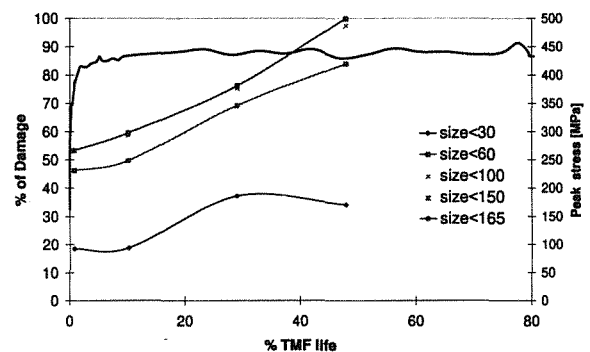


Fig. 3. Surface damage during testing of sample B.

The highest mean damage values were found to be 11mm^{-1} at $N=1820$ (65% life) and 22.5mm^{-1} at $N=5085$ (48% life) for samples A and B respectively. These values were used to normalise the rest of the data. Figures 2 and 3 show the relative increase in the damage on the outer surface of the coating during testing for specimens A and B. The stress developed at peak loading in each cycle is also plotted.

In specimen A, $R = 0$, the damage retains an almost constant value until 30% of life, up to which point long brittle cracks (from 100 to 165 μm) contribute markedly to the overall damage. Beyond this stage, a considerable increase in damage takes place (Fig. 2).

In specimen B, $R = -\infty$, a significant part of the total damage is induced at the early part of the test, and increases linearly from the first TMF cycles (Fig. 3). Large numbers of features resembling slip steps contribute to the increase in the damage within the number of cycles analysed. The presence of a phase which is susceptible to reversible transformation ($B2 \leftrightarrow L1_0$) has been detected at the end of life [8]. This phase transformation involving large volume changes can act as an alternative source of damage during thermo mechanical cycling.

For both specimens, evidence of the operation of creep mechanisms such as grain boundary void formation and the development of a network of polygonal subgrains have been detected [9].

3.2 Crack characteristics at a small fraction of life

Fig. 4 shows the distribution of crack-like feature length at 0.2% (after 8 cycles) and 0.8% (after 86 cycles) of TMF life for samples A and B. The two distributions are clearly different. Specimen A presents a broad distribution of sizes from 0 to 250 μm , in contrast with specimen B in which a sharper maximum was detected at sizes around 30 μm . The contribution of longer defects in specimen A was clearly reflected in the average crack size of 82 μm compared with 33 μm for specimen B.

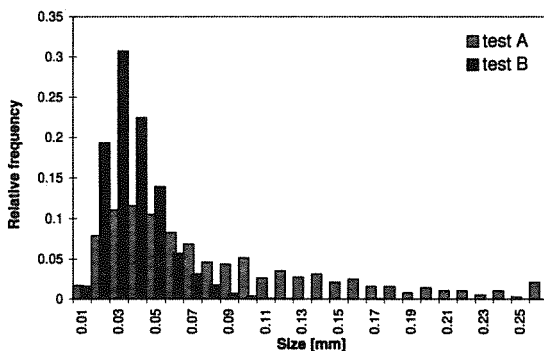


Fig. 4. Size distribution of crack-like features on the surface of specimens A and B.

Estimates were also made of the spacings of crack-like features in directions both parallel or perpendicular to the load axis. Spacings around 20-40 μm were found to be the most frequent. The spatial distribution of the longest cracks ($\geq 100\mu\text{m}$) in specimen A was not uniform. In test A the cracking took place mainly perpendicular to the applied load axis, whereas in test B

a significant number of highly damaged regions developed parallel to the loading direction.

3.3 Crack characteristics mid-test

During the testing of sample A, the spatial distribution of damage increasingly homogenised. The presence of localised "long" damage, at $N = 8$, was later dwarfed by the appearance of "short" damage. In test B, a highly uniform distribution of damage was maintained throughout the test. Figure 5 shows the spacings, between crack-like surface features, in a direction parallel to the loading axis.

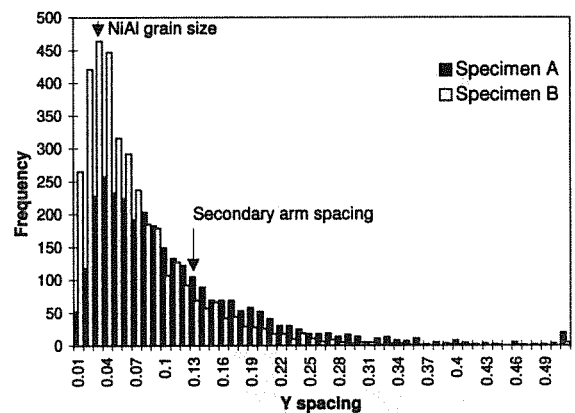


Fig. 5. Crack-like feature spacings on the surfaces of samples A and B near mid-test.

3.4 Crack characteristics at the end of the test

Crack spacing estimates were also made on higher contrast images following the removal of part of the highly roughened and oxidised outer coating. The results are reported in this section and compared with the measurements made on the surface.

The results from polished sections showed that crack formations are different depending on the polished depth. Figures 6 to 11 are light micrographs of the coating at different depths below the outer surface for both specimens. Partial removal of the outer coating from sample A reveals a connected network of fine cracks (see Fig. 6). Fissures run both parallel and perpendicular to the load axis, and the cracks are often branched. As the sub-coating is approached (Fig. 7) the density of cracks is reduced, and discrete cracks can be identified. The largest cracks show high material loss in the centres. These cracks tend to be un-branched. Major defects appear stacked in vertical columns over parts of the sample, most clearly in the centre-right portion of the figure. Damage free areas have appeared towards the bottom corners. Fig. 8 shows the bulk superalloy in the same position as Fig. 7. Here it appears that, just below the sub-coating, cracks are present in the porous parts of the substrate. The crack density is relatively low and the cracks tend to show little opening.

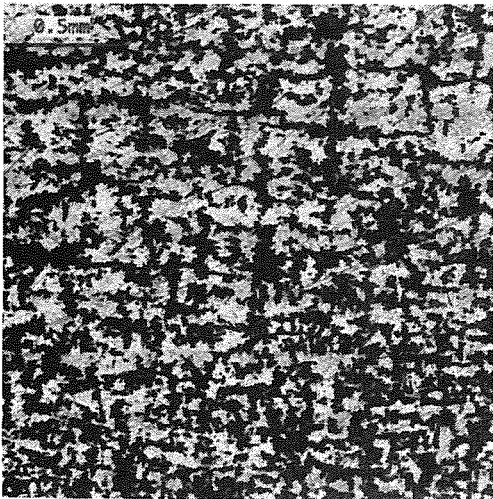


Fig. 6. Specimen A, depth = 48 μ m

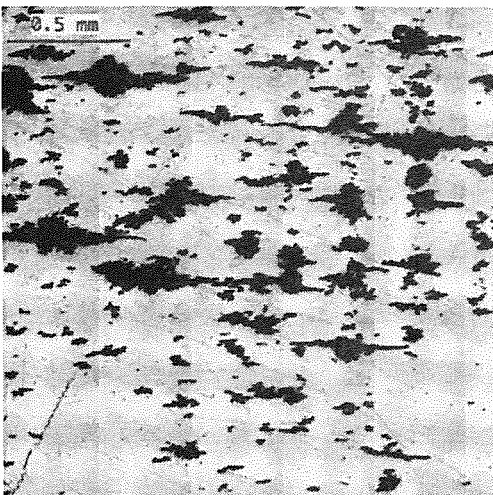


Fig. 7. Specimen A, depth = 66 μ m

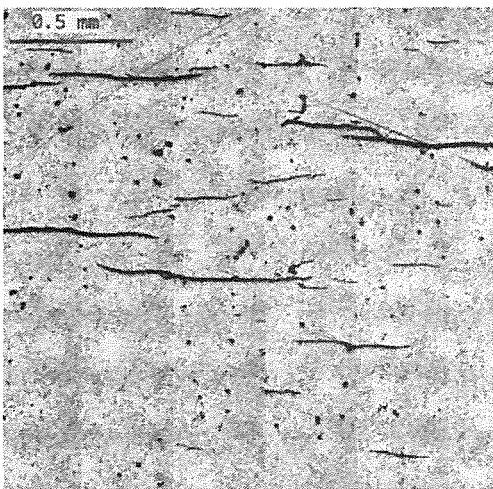


Fig. 8. Specimen A, depth = 94 μ m.

Fig. 9 shows a network of wide fissures (black contrast) that were often filled with oxidation products. The network is continuous over large areas. Fine branching is less readily visible. Voids and oxide particles were observed in the remaining metallic (grey contrast) parts. At greater depth, two sets of cracks are clearly revealed

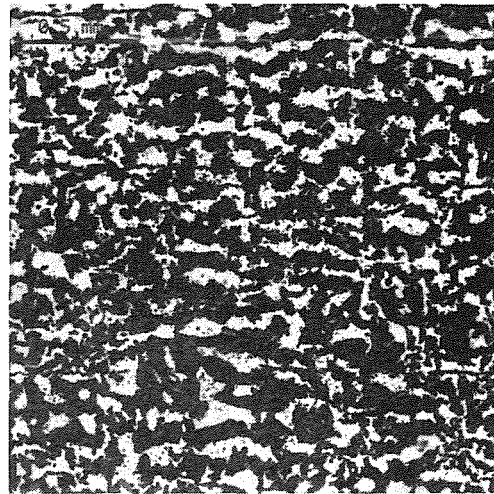


Fig. 9. Specimen B, depth = 54 μ m.

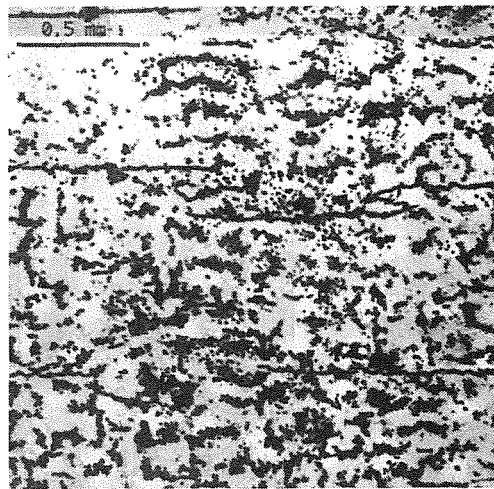


Fig. 10. Specimen B, depth = 68 μ m.

Crack statistics at different depths were derived from measurements made over areas of 5x3 and 7x2 mm² for specimens A and B respectively. Spacings in the loading direction between consecutive cracks are shown in Figs. 11 and 12. For outer regions of sample A, depth 48 μ m, a maximum between 40 and 60 μ m appears. A broad peak at about 130 μ m was detected at depth of 66 μ m, whilst for inner regions no clear peak was found. The peak in the spacing distribution of sample B is found to be 80÷100 μ m for the outer layer, shifting to 100÷120 μ m as the sub-coating is approached.

Figures 13 and 14 show the mean and maximum crack density values as a function of the depth. They are compared with the surface damage values found at approximately mid-life.

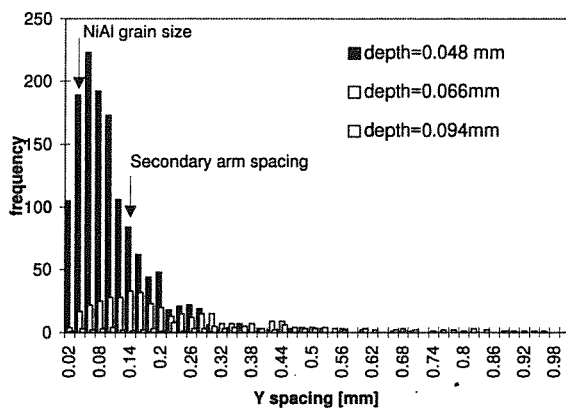


Fig. 11. Spacing in the loading direction between consecutive cracks for test A.

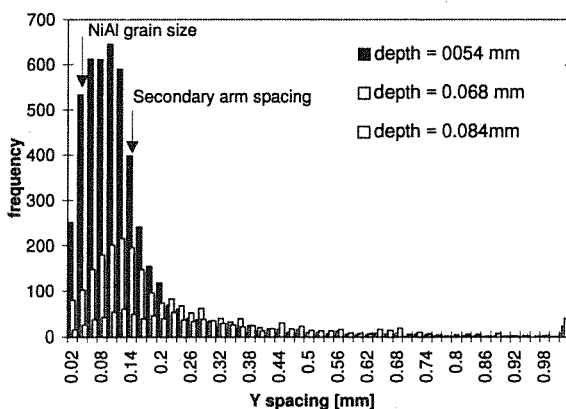


Fig. 12. Spacing in the loading direction between consecutive cracks for test B.

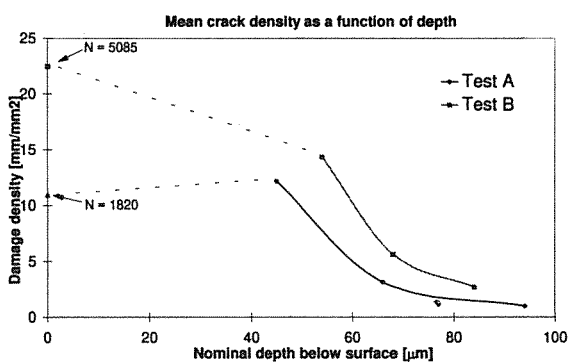


Fig. 13. Mean crack length per mm² vs. depth

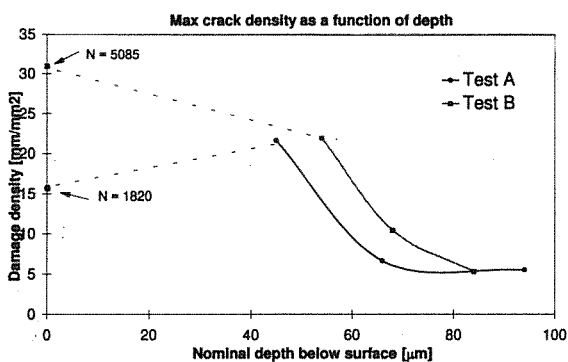


Fig. 14. Maximum crack length per mm² vs. depth.

4. DISCUSSION

Coating surface damage in the early stages of life was clearly different in specimens A and B since a significant proportion of long cracks were detected in specimen A but not observed in B. This difference could be explained as follows. In test A ($R=0$) was subjected to maximum tensile stresses in cycle number 1. As a consequence, pseudo-brittle coating cracking is promoted at the beginning of the TMF test. In test B ($R = -\infty$) maximum stresses are applied about halfway through the test. Therefore, the presence of brittle coating cracking cannot be expected in the first TMF cycles.

Peak values in the size distribution of crack-like surface features for both samples are from 20 to 40 μm and can be related to the average B2-NiAl grain size (see Fig. 4). A peak in the spacing distribution from 20 to 60 μm (1 to 2 times B2-NiAl grain size) is found at the coating surface and in the outermost layers (Figs. 5 and 11). Both values, spacings and sizes, suggest that damage was produced via mechanisms on the scale of the grain size over the whole sample surface. Grain boundary related creep and oxidation phenomena are candidates.

Further similarities in samples A and B are found when a comparison is made between crack spacings parallel to the strain axis within the coating. For intermediate depths corresponding to the main coating to sub-coating transition (Figs. 11 and 12), the presence of a clear peak at around $120 \pm 20 \mu\text{m}$ is found. This value approximates to the dendrite secondary arm spacing of the solidification structure (λ_2). Such a spatial periodicity suggests that the long cracks that lead to the fatigue failure of the specimen (Fig. 7 and 10) are generated in the sub-coating and are associated with the solidification structure [6]. The broad peak in the crack spacing in outer layer of sample B could be interpreted as a combination of spacings associated with the coating B2-NiAl grain size and substrate λ_2 (Fig. 12).

The substrate shows variations in chemistry and in the position of the stress raising defects, with a periodicity of λ_2 (secondary dendrite arm), which are remnants of casting microsegregation. As a result of this variation "imprinting" on the diffusion coating, sample A ($R = 0$), that was subjected to high stresses at low temperatures perhaps shows fatigue cracks predominately initiated at casting defect positions, and sample B that was subjected to $R = -\infty$ test conditions shows creep cracks, across the coating, related to both chemical and mechanical periodic variations. Therefore, damage generation in each test showed similar spacings.

In situ surface damage measurements carried out on the coating at 64.8 and 47.9 % of the TMF lives, in samples A and B respectively, were found to match qualitatively those measured in *post-mortem* polished samples, even

if there were large differences in the number of cycles between the two determinations (see Figs. 13 and 14). These similarities could be justified if, at half life, the outer layer of the coating is already approaching saturation and a substantial degree of crack propagation into the substrate has taken place. Consequently, from this stage on, the coating is relaxed and cracking will principally occur in the substrate.

The damage kinetics appear to be very cycle-type dependent. The extent of damage, that is produced at the start of the test differ greatly. In the $R = 0$ test, a high proportion of early brittle cracking was identified. The damage amounting to over half that estimated to have been produced in the $R = -\infty$ test was present at the beginning, and did not appear to include the brittle mechanism (overloading). It is suggested that a combination of creep and plasticity in the hot part of the cycle and the influence of a phase transformation have contributed to the difference in damage between both tests at the start. The subsequent increase in damage in both tests involves inseparable combinations of creep, fatigue and oxidation.

5. CONCLUSIONS

Surface images collected during TMF tests performed on aluminide coated SRR99 can be used to follow the damage kinetics.

It appears to have been possible to sort some of the damage by mechanism when the characteristics differ sufficiently (for example, long brittle cracks in $R = 0$ tests) from others operating.

When the same coating is examined destructively at the end of test there is evidence for both cracks on the grain size scale and mechanical damage with spacings $120 \pm 20 \mu\text{m}$.

A relationship between substrate solidification structure and coating cracking has emerged. The evidence supports the idea that a large proportion of coating damage is related to existing periodic substrate variations and is independent of TMF loading history ($R = 0$ or $R = -\infty$).

Acknowledgements. The authors want to thank R. de Cat and F.J. de Haan for technical support in the performance of the test and the development of software. KO, PKJ and MA thank the European Commission for funding under the Human Capital and Mobility Program.

6. REFERENCES

- [1] Bernard, H, and Rémy, L., "Ductile-brittle transition temperature of an aluminide coating on IN100 superalloy", Proceedings of the Conference on High Temperature Materials for Power Engineering, Liège, Belgium, Part II, 1185-1194, (1990).
- [2] Martínez-Esnaola, J.M., Arana, M., Bressers, J., Timm, J., Martín-Meizonso, A., Bennett, A. and Affeldt, E., "Crack initiation in an aluminide coated single crystal during thermomechanical fatigue", in Thermo-Mechanical Fatigue Behaviour of Materials: 2nd Volume, ASTM STP 1263, (Ed. Verrilli, M.J. and Castelli, M.G), American Society for Testing and Materials, Philadelphia (1995).
- [3] Zhang Detang, "Effect of ductile-brittle transition temperature of Al-Si coating on fatigue properties of Ni-base superalloys", Acta Metall. Sin. Series A 3, 435-438, (1990).
- [4] Ostolaza, K. M., Arrell, D. J., and Vallés, J. L., "Effect of substrate crystal orientation on the microstructure and fracture properties of nickel aluminide coatings subjected to TMF", presented at the International Symposium on Fatigue under Thermal and Mechanical Loading, May 22-24 in Petten, The Netherlands.
- [5] Bressers, J., Estevas-Guilmain, J. De cat, R., Knight, S. and Ridge, J., "An automated computer vision system for monitoring the initiation and growth of microcracks", (Eds. Elnsworth, R.A. and Skelton, R.P.), Behaviour of defects at high temperature, ESIS 15, Mechanical Engineering Publications, London (1993).
- [6] Johnson, P.K., "Damage accumulation in single crystal nickel based superalloy SRR99", One year progress report, Human Capital and Mobility Program, JRC Petten, The Netherlands (1994).
- [7] NIH *Image* (public domain program), U.S. National Institute of Health. To be obtained on INTERNET via anon. FTP from site zippy.nimb.nih.gov
- [8] Ostolaza, K.M., Vallés, J.L., Bressers, J. and Sanchez-Pascual, A., "Evolution of a nickel-aluminide diffusion coating on a single crystal superalloy under TMF", in Computer methods and experimental measurements for surface treatment effects II, (Ed. Aliabadi, M.H. and Terranova, A), pp. 69-76, Computational Mechanics Publication, Southampton (1995).
- [9] Unpublished work.
- [10] Johnson, P.K. and Bressers, J. "Characteristics of a population of naturally initiated cracks that evolves during the thermomechanical fatigue testing of SRR99", presented at the International Symposium on Fatigue under Thermal and Mechanical Loading, May 22-24 in Petten, The Netherlands (1995).

ON THE INTRINSIC CHARACTER OF THE CRACK GROWTH KINETICS CURVE

V. Kharin and J. Toribio

Departamento de Ciencia de Materiales, Universidad de La Coruña
E.T.S.I. Caminos, Campus de Elviña, 15192 La Coruña, Spain.

Abstract. The paper analyzes ample experimental evidence of uncertainty of the threshold stress intensity factor (SIF) and the crack growth kinetics (CGK) curve in environmentally assisted cracking (EAC). These parameters —basic items in the fracture mechanics approach to EAC— are supposed to have an intrinsic character dependent *solely* on the specific material and the environment, i.e., to possess uniqueness. However, they are notably sensitive to the influence of a wide family of test/service variables, producing loss of confidence in materials testing and structural integrity assessment.

Resumen. Este artículo analiza numerosas evidencias experimentales de incertidumbre en el factor de intensidad de tensiones umbral y en la curva de cinética de crecimiento de fisuras en ambiente agresivo. De acuerdo con el tratamiento del fenómeno de fisuración en medios agresivos según la mecánica de fractura, se supone que los parámetros antedichos poseen carácter intrínseco, dependiendo *sólo* del material y del ambiente, es decir, gozan de la propiedad de unicidad. Sin embargo, en este trabajo se muestra la influencia sobre ellos de una serie de variables de ensayo/servicio, con la consiguiente disminución de la fiabilidad en ensayos de materiales y evaluación de la integridad estructural.

1. INTRODUCTION

One of the main tasks in studies of environmentally induced degradation of materials is to provide adequate evaluation of the susceptibility of a given material to cracking caused by particular conditions of harmful surroundings (specified environment composition, temperature and pressure, etc.). This also has to render predictive ability regarding evolution of cracks in structures under the double influence of loads and aggressive environment. As the minimum desired predictive capability, the *transferability* of laboratory specimen testing data must be ensured for assessment of crack growths and failures that could occur in structures in service. The ways to achieve this goal follow after the concept of *similitude* (cf. [1]). It relies on finding representative variables and establishing between them key configuration-independent interrelations able to match a diversity of cracking process evolutions that can occur in service in a given material-environment system. They should acquire the significance of constitutive-type equations for that system, i.e., they must have *intrinsic character*, so that their shape and characteristic quantities must depend *solely* on the material and the environment. Thus, they

must possess *uniqueness* for the material-environment couple. Phenomenological fracture mechanics offers the way to solve this matter within the framework of its general grounding concept of the autonomy of the crack tip region in a loaded solid. It is believed to be able to characterise (quantify) behaviours of cracks in materials in generally applicable terms, and not just to represent particular manifestations of the process in single solids, e.g., test specimens or specific structural members.

The customary fracture mechanics approach to characterisation and implementation of environmentally assisted cracking (EAC) into material evaluation and structural reliability assessment codes is based on the general idea [2,3] that crack growth rate (CGR) v depends solely on stress intensity factor (SIF) K , and the particular concept that a special value of SIF does exist —the threshold one K_{th} — below which no propagation occurs (or it is negligible from the engineering point of view). Crack growth kinetics (CGK) curve $v=v(K)$ (Figure 1) is considered to be the law of crack growth reflecting the behaviour of cracks dependent *solely* on the specific couple *material-environment*. Commonly, the *bulk environment* is

referred to as the constituent of this couple. Obviously, the CGK curve allows one to evaluate durations of crack extension in solids, i.e., structural life, whereas the threshold SIF determines the limit condition (maximum SIF, i.e., maximum load for a given crack geometry) for crack non-propagation (unlimited durability) [3]. It is clear that the idea of CGK curve embraces the notion of threshold SIF since the latter one corresponds to zero crack growth rate (cf. Figure 1). However, this value is considered separately for reasons of importance, less sophisticated applications and because it has often had individual theoretical and experimental treatment. Cracking threshold is of essential worth for both materials evaluation and structural design applications as the quantifier of resistivity against EAC. Obtaining CGK curves and threshold SIF values with the highest possible accuracy is of great interest in engineering.

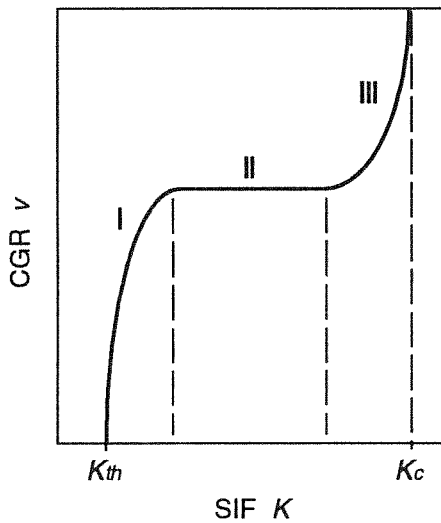


Fig. 1. Schematic CGK curve with three distinct stages of v - K dependence: strong K -dependence within regions I and III and plateau-like one within part II.

The *uniqueness* of crack growth resistance characteristics is a very important matter because if they are indeed unique then the fracture mechanics approach to EAC quantification is actually valid in assessment of materials degradation and structural life prediction. When uniqueness exists, then any discrepancy between predicted and observed behaviour should be attributed to roughness in analysis or experimental scatter, but not to the concept (cf. [1]). Otherwise *conceptual weakness* makes the predictions less reliable and calls for more constraints on testing to obtain reliable characteristic values of the crack growth resistance parameters under aggressive environment.

The significant body of experimental data supports the presumption of uniqueness of the fracture mechanics characteristics of EAC [4-9]. However, this customary and widely used approach is not generally valid. This comes not only from the limited efficacy of linear elastic fracture mechanics (LEFM) which fails when

extended plastic zones appear near a crack. It is not restricted either to the known phenomenon of member thickness influence on crack growth resistance parameters. The latter is rationalised with the incorporation of the stress triaxiality factor representing plasticity constraint in the vicinity of the crack tip. Nevertheless, wide evidence is found of non-uniqueness of EAC characteristics in situations where SIF-controlled small-scale yielding (SSY) conditions at the crack tip were maintained, i.e., LEFM itself was applicable.

This paper gives a collection of manifestations of non-uniqueness of the CGK curve which produce uncertainty in EAC evaluation. This brings doubts concerning the intrinsic character of the basic quantities and demonstrates a shortcoming of current fracture mechanics treatment of EAC. In effect, this shows that the extent to which CGK curve and threshold SIF are the properties of *only* the material and the environment becomes an open issue and some problems on EAC evaluation using fracture mechanics still need resolution.

2. EVIDENCE OF UNCERTAINTY IN EVALUATION OF THRESHOLD SIF K_{th}

The following paragraphs discuss the influence of factors able to produce lack of uniqueness on threshold SIF results, thus causing uncertainty in its evaluation.

(Th-1) Fatigue Precracking

Fatigue precracking of specimens requires a great deal of attention to ensure that test results are not influenced by residual plastic regions in the vicinity of the crack tip, particularly for steels with low resistance to EAC [10]. Threshold values are higher when the precracking SIF exceeds the initially applied SIF in the ulterior EAC test.

The influence of fatigue precracking on threshold evaluation is detectable in very different electrochemical processes which promote cracking [11,12]. The effect of maximum cyclic SIF during the last stage of precracking (K_{max}) on measured threshold values is spectacular in both hydrogen assisted cracking (HAC) and localized anodic dissolution (LAD), as shown in Figure 2. A roughly linear increasing relationship between K_{th} and K_{max} is connoted [12].

The cyclic stress intensity range during fatigue ΔK affects very much the EAC threshold SIF K_{th} [13]. For the same K_{max} at the final stage of precracking, higher magnitudes of $\Delta K/K_{max}$ render significantly greater values of K_{th} . Furthermore, the increase of measured K_{th} is even higher if tests are performed with lower K_{max} at fixed $\Delta K/K_{max} = const$. This is sketched in Figure 3: for the precracking regimes A, B and C, the corresponding measured threshold values are ranged $K_{thA} < K_{thB} < K_{thC}$.

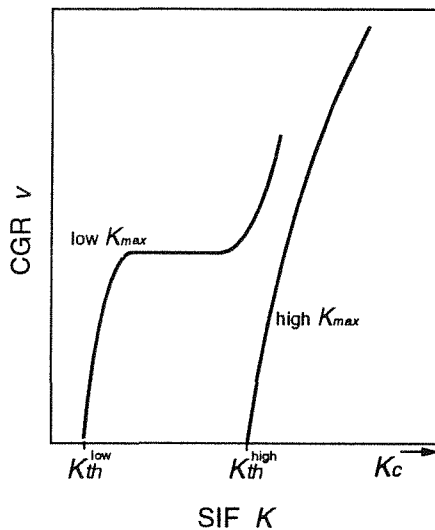


Fig. 2. Influence on threshold SIF and CGK curve of the maximum SIF during fatigue pre-cracking of specimens (K_{max})

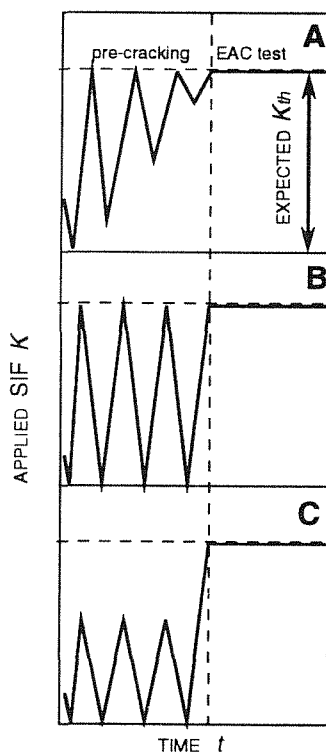


Fig. 3. Specimen loading histories affecting measured EAC thresholds.

(Th-2) Prior Overloads

Another manifestation of variability of measured K_{th} is the effect of single overloads before the EAC test. Prior overload in inert environment (e.g., argon or air) can cause an apparent increase of the threshold [14], the increase of K_{th} with overload SIF being approximately linear above a certain level of overload [15], as shown in Figure 4. This is consistent with the afore

mentioned effect of maximum SIF given in Figure 2 if both are related to the maximum SIF ever attained in the pre-EAC history. Overloads and subsequent plastic zones also influence the evaluation of threshold through the effect on the incubation period for delayed cracking [16,17].

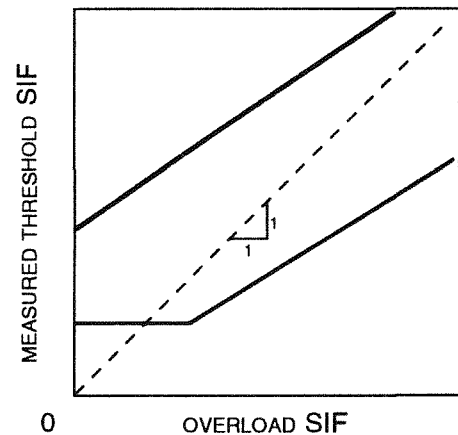


Fig. 4. Trends of measured K_{th} dependence on overload SIF value.

(Th-3) Crack Length

It has been shown in interlaboratory research programmes that the threshold SIF is clearly affected by the crack length [18], or at least the latter produces a really large scatter in K_{th} . Furthermore, it has been proved that threshold values for short cracks are lower than those for long cracks [19], as displayed in Figure 5. In these tests with edge crack lengths of several millimeters the estimated plastic zone sizes were 10-30 μm and thus the influence of specimen sides closeness on the near-tip elastoplastic field might be negligible. However, differences of crack tip electrochemistry were detected between short and long cracks.

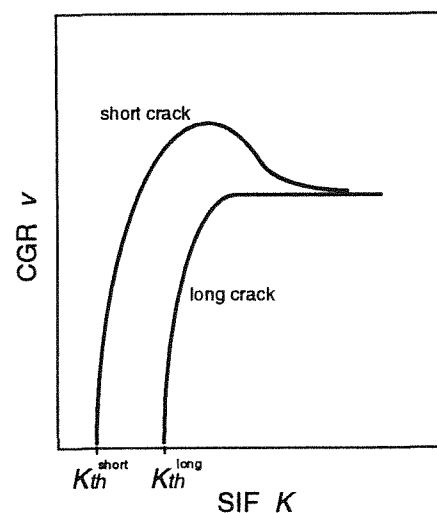


Fig. 5. Influence of crack length on threshold SIF and CGK curve.

(Th-4) Crack Bluntness

Initial crack tip radius ρ (i.e., crack bluntness) has a strong influence on the threshold SIF, as analyzed in [20,21], where strong variations of measured K_{th} with ρ were found (Figure 6). The threshold SIF increases as the crack tip radius increases, and this parameter also influences the procedure of measuring the threshold. This denotes the role of crack tip acuity in the initiation of the EAC process. A limit bluntness value ρ^* apparently exists below which such an effect disappears and the threshold value seems to be independent of the crack tip radius.

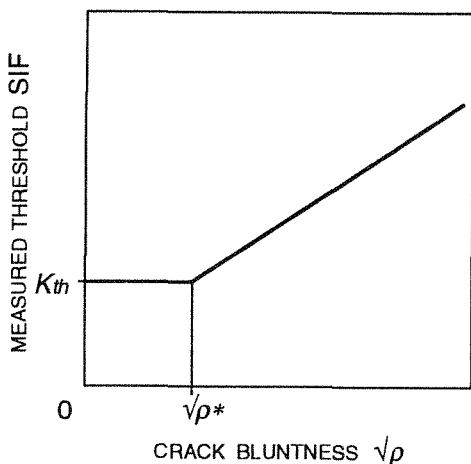


Fig. 6. Relationship between measured threshold SIF and initial crack bluntness ρ .

(Th-5) Threshold Approaching Technique

Two techniques can be used to approach the threshold [9]: *crack initiation* (from previous SIF values below the threshold) and *crack arrest* (from previous SIF values above the threshold). The measured threshold SIF associated with crack blunting is likely to be considerably higher for decreasing SIF measurements (crack arrest) than for increasing SIF measurement (crack initiation) [22]. However, other data show in some cases the opposite trend, i.e., lower threshold values are obtained when the crack arrest technique is used in testing [23].

(Th-6) Initial SIF

The influence of initial loading or straining conditions (initial SIF K_i) on K_{th} —which can be anticipated from test data when a crack self-arrest technique is used—does not seem to be clearly elucidated. CGK curves for self-retarding EAC displays deep drops of CGR with apparent threshold values fitting into some scatter band for different values of K_i [24]. This band is unacceptably wide, which seems to denote some kind of mechanical-environmental action on the threshold.

(Th-7) Displacement Rate

A key variable for EAC is the externally applied displacement rate, which can be expressed in the form of rate of loading, local strain (at the crack tip) or crack tip opening displacement (CTOD), as well as K° under SSY. Its influence on the threshold is controversial, since papers [24,25] show that the threshold increases when the rate of elongation or loading rises, whereas [26,27] reveal the opposite trend, i.e., decreasing threshold for increasing CTOD rate.

The first of these trends of higher threshold values for faster displacement or loading rate is consistent with an explanation based on competition between physico-chemical kinetics of environmental attack at the crack tip and purely mechanical damage by rising crack tip strain. A characteristic displacement rate seems to exist at which there is a steep transition from very low to rather high apparent threshold values close to the fracture toughness of material K_C , as shown in Figure 7. The lower-shelf value corresponds to a maximum degree of environmental degradation of the material, whereas in the upper shelf there is not enough time to fully develop environmental decay, the maximum value (close to K_C) corresponding to mechanical damage with negligible participation of environmentally-assisted phenomena.

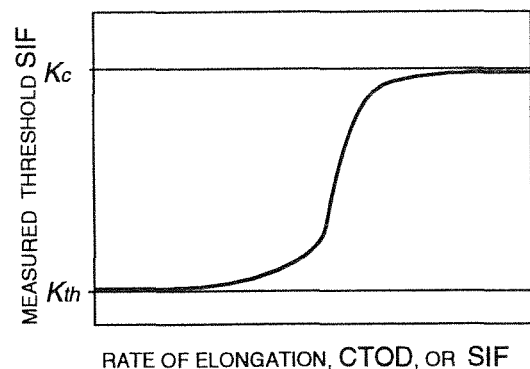


Fig. 7. Influence on the threshold K_{th} of the rate of elongation, CTOD or SIF.

According to the other tendency met in the literature, the commonly quoted values of threshold SIF for the onset of environmental enhancement of cracking apply *only* to sustained load conditions, and if there is any superimposed dynamic load then K_{th} may decrease. The threshold SIF is very sensitive to the CTOD rate—which can be related to the externally-applied displacement rate—in the form of decreasing threshold for increasing CTOD rate (Figure 8), which contradicts the previous paragraph. This kind of manifestation may result from instantaneous attainment at the crack tip of

the most harmful situation during dynamical interaction of straining and environmental-related processes (creation of fresh metal surface affecting the in-crack electrochemistry, formation-rupture of brittle surface films, etc.).

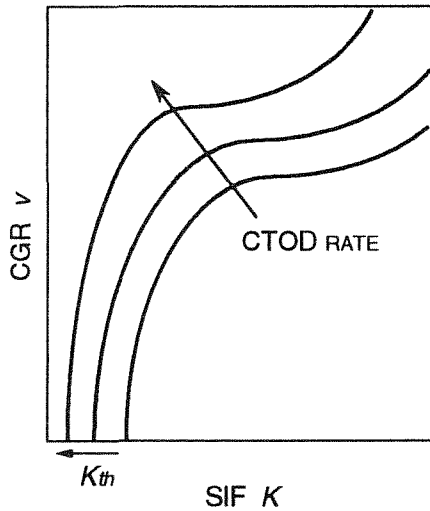


Fig. 8. Trend of variation of crack behaviour depending on CTOD rate (arrows indicate the direction of shifting of CGK curve and K_{th} with rising of CTOD rate).

3. EVIDENCE OF UNCERTAINTY IN EVALUATION OF CGK CURVE $v=v(K)$

The following paragraphs discuss the influence of factors able to produce lack of uniqueness on the CGK as a whole, thus causing uncertainty in its evaluation:

(V-1) Fatigue Precracking

Fatigue precracking can induce variability on the whole CGK curve in both HAC and LAD [11,12]. Increasing the maximum SIF K_{max} at the final stage of fatigue precracking produces a decelerating effect on crack propagation. It is not restricted to the onset of EAC (i.e., at the threshold level), but affects the entire CGK curve (Figure 2). Furthermore, this alteration of CGK is accompanied by a modification of the microscopic topographies on the fracture surface, which implies a change in the operative fracture micromechanisms.

(V-2) Prior Load Hold

Experimental CGK curves display a dependence on preliminary loading in air [28]. Holding of a specimen during time t_h at some initial applied value of SIF K_i under no environmental action was found to cause shifting of the CGK curve in the direction of diminishing CGR for rising duration of this pre-hold under load. The general trend for different hold times is given in Figure 9, showing that increasing times t_h produce decreasing CGR v .

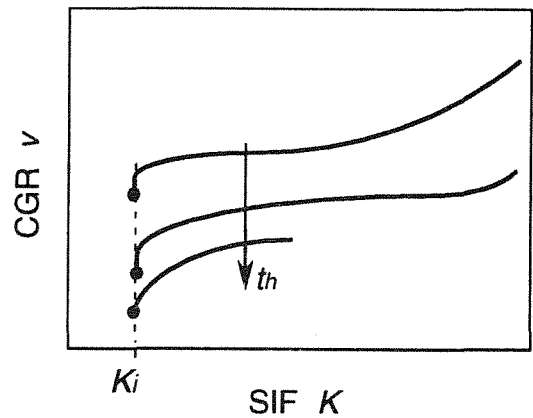


Fig.9. Schematic variation of CGK curve with duration of preliminary loading in air at about the same SIF K_i before EAC (arrow indicates the trend of variation of CGK curve with the increase of holding time t_h).

(V-3) Crack Length

Apart from the intense effect of crack length on the threshold level (higher K_{th} for longer cracks, cf. Figure 5) there is a detectable influence of crack length on the whole CGK curve, especially in the plateau region (stage II) corresponding to nearly constant velocity of crack propagation. The rates of crack growth for short cracks are higher than those for long cracks [19], as depicted in Figure 5. Moreover, in the case of short cracks there is no typical plateau with constant CGR, but a sort of pseudo-plateau in which CGR decreases as SIF increases.

(V-4) SIF Gradient

During crack growth, SIF varies with crack length a , and the gradient dK/da depends on cracked specimen geometry as well on the specific loading device (boundary conditions), e.g., gripping system used to maintain fixed load or fixed displacement.

For the same material-environment couple, significant discrepancy was found [29] between CGK curves obtained from EAC tests performed on specimens with different SIF gradient dK/da . For the lowest values of SIF (stage I of a typical CGK curve, cf. Figure 1), the results obtained under constant load (increasing SIF, $dK/da > 0$) and constant displacement (decreasing SIF, $dK/da < 0$) agree well. However, for higher values of applied SIF (within region II of the CGK curve), significantly lower crack velocities were obtained in constant displacement tests. Thus, test devices providing diminishing SIF with crack propagation ($dK/da < 0$) may lead to an underestimate of CGR in the plateau-like stage II of the CGK curve, as sketched in Figure 10. The effect is more pronounced in low strength materials.

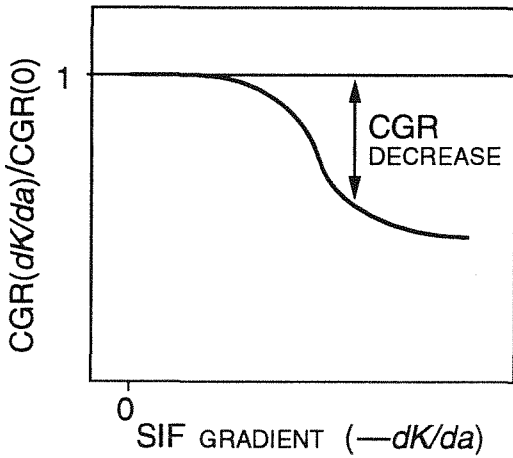


Fig. 10. Decrease in "plateau" CGR as a function of SIF gradient in terms of values related to crack velocities obtained under conditions of sustained SIF $K(a) = \text{const}$, i.e., at $dK/da = 0$.

(V-5) Test Interruption

More evidence of the lack of CGK curve uniqueness is given by interrupted EAC tests with recess without load [28,30]. There crack growth was initiated at SIF K_i (Figure 11), run up to a certain point A of the CGK curve ($K_A > K_i$), then interrupted holding a specimen with no load, and after some period EAC was re-started at about the same initial value K_i (point A'). This produced significant decrease of CGR (cf. Figure 11) in a wide range of SIF variation, when the crack grew apparently beyond the region of influence of residual plastic zone at the test interruption point.

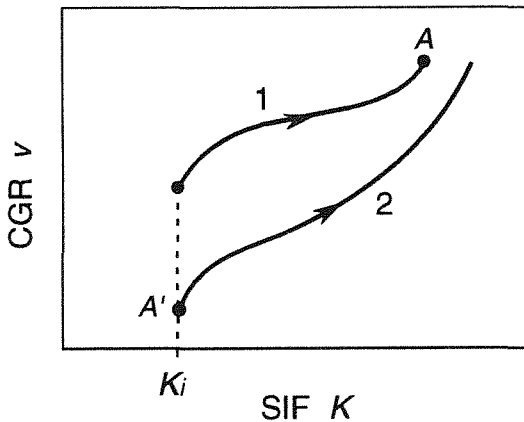


Fig. 11. The effect of test interruption and re-start on CGK curve appearance: curve 1 corresponds to initial run of EAC interrupted at point A; curve 2 relates to re-initiated cracking at A'.

(V-6) Initial SIF

CGK curves for the same material-environment system may display systematic variations depending on the initial value of applied SIF $K_i > K_{th}$ at the onset of

the EAC test under rising SIF $K(a)$, i.e., when $dK/da > 0$ [23,28,30]. In contrast to the idea of uniqueness of the CGK curve, the shape of the $v(K)$ -dependence transforms significantly. It often shifts to faster crack velocities at the same SIF values if EAC tests started from greater values of initially applied SIF $K_{i1} < K_{i2} < K_{i3} < K_{i4}$ (Figure 12) [28,30]. However, it is not the general trend of the effect which apparently depends on alloy microstructure and on the environment. Another kind of CGR variability was also reported [31] when $v(K)$ -curves for distinct initial SIF reveal transient behaviour approaching gradually some reference CGK curve for $K > K_i$ (Figure 13).

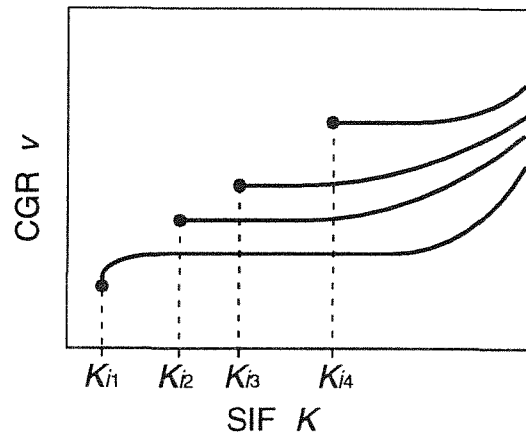


Fig. 12. The effect of initial loading condition — initial applied SIF K_i — on CGK curve.

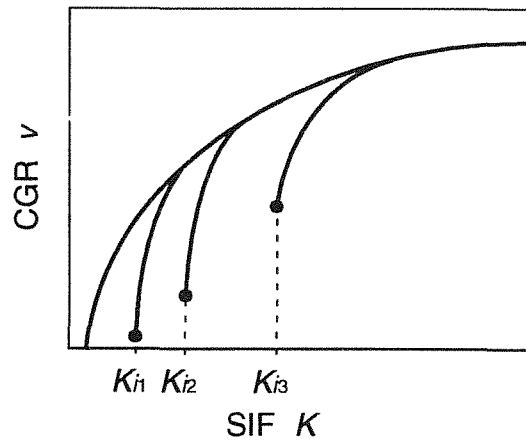


Fig. 13. Dependence of CGK curves on the initial SIF level, showing transition periods.

Similarly to the effect on cracking threshold (cf. item Th-6 above), the influence of initial loading/straining conditions (initial SIF K_i) on CGK curve in tests with decreasing $K(a)$, i.e., when $dK/da < 0$, is not clear. CGR values fit into a wide scatter band for different values of initial SIF, although a slight trend can be detected, so that CGR values are a little bit higher for lower values of K_i [24].

Finally, in specimens loaded to maintain constant SIF $K = K_i > K_{th}$, transient periods were evidenced [31,32] of variable CGR v which gradually increased to certain steady-state value $v_{ss}(K)$ (Figure 14). Thus, in general, CGR is not a single-value function of SIF, rather for each value of K there is some definite band of crack velocities.

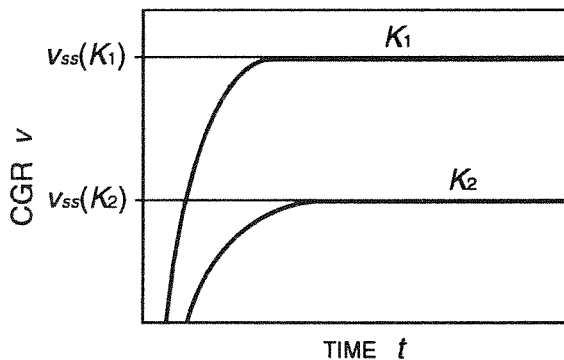


Fig. 14. Schematic variability of CGR during EAC tests under constant K conditions with different SIF values $K_1 > K_2$.

(V-7) Displacement Rate

With regard to the influence on CGR of the externally applied displacement rate or —accordingly— the rate of elongation, loading, SIF, crack tip strain or CTOD, previous work [26,27] showed that faster crack tip straining (in terms of CTOD rate) produces an elevation of the CGK curve as a whole (Figure 8). This trend is confirmed for ductile alloys with regard to stage II of CGK curve [33-36]. However, other data [24] display somewhat different CGR alteration due to increasing displacement rate: uplift of the stage II portion of the CGK curve and shifting of its near-threshold part I to higher SIF magnitudes (Figure 15).

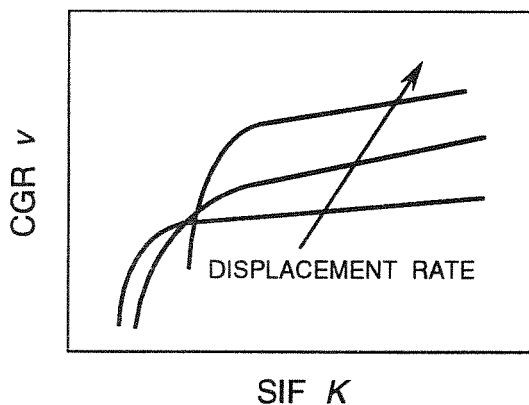


Fig. 15. Experienced trend of the influence of displacement rate on CGK curve.

As in the influence on the threshold value, this latter mode of behaviour seems to be associated with the range of rather slow strain rates whereas for faster loading the trend can change to the first one (cf. Figure 8). Nevertheless, despite the controversies with regard to the sign of the effect of straining rate on CGK curve, its quantitative significance has been well demonstrated.

Final comment

Among the reviewed effects, those associated with cracking history appear to be even more striking if we take into account that they do not seem to be limited only to the crack propagation through specific (extraordinary) plastic zone produced by overloads or other peculiarities of the immediate pre-history of plastic zone formation in particular cracking cases, but they have a definitive prolonged influence on the whole subsequent crack propagation beyond the area of influence of such special domains of residual plasticity.

In another paper in this volume [37], a rigorous local fracture mechanics approach to EAC —in which all influencing factors are treated autonomously, i.e., in terms of local values at the crack tip— is emphasised to advance towards a resolution of these problems. In addition, a safe approach is proposed for engineering design against EAC.

4. CONCLUSIONS

Uncertainty can appear in determination of the basic EAC-resistance characteristics of materials, and what is worse, it can invalid too optimistic material evaluation and consequently non-conservative estimation of structural strength.

In general, customary fracture mechanics approach to evaluate CGK curve and threshold SIF in EAC cannot pretend to render adequate intrinsic characteristics of a material-environment system (the latter considered in a global sense, i.e., as bulk environment).

The elucidated effects capable of originating a too wide diversity of cracking behaviours not covered by any single CGK curve call for additional restrictions to be imposed on testing to obtain reliable (conservative) values of crack growth resistance characteristics of materials.

Acknowledgements

This work was funded by the Spanish DGICYT (Grant UE94-001) and Xunta de Galicia (Grants XUGA 11801A93 and XUGA 11801B95). One of the authors (VKh) is also indebted to the Spanish Office of NATO (Scientific Affairs Division) and DGICYT (Grant SAB95-0122) for supporting his stay as a visiting scientist at the University of La Coruña.

REFERENCES

- [1] M.F. Kanninen, C.H. Popelar, *Advanced Fracture Mechanics* (New York: Oxford University Press, 1985).
- [2] ASM Metals Handbook. Vol. 13: Corrosion (Metals Park, OH: ASM, 1987).
- [3] R.P. Wei, in "Fundamental Aspects of Stress Corrosion Cracking" (Columbus, OH: Ohio State University, 1967): pp. 104-112.
- [4] H.H. Johnson, A.M. Wilner, *Appl. Mater. Res.* 4 (1965): pp. 34-40.
- [5] B.F. Brown, *Met. Rev.* 129 (1968): pp. 171-183.
- [6] B.F. Brown, C.D. Beachem, *Corros. Sci.* 5 (1965): pp. 745-750.
- [7] S.T. Rolfe, J.M. Barsom, *Fracture and Fatigue Control in Structures* (Englewood Cliffs, N.J.: Prentice Hall, 1977).
- [8] R.P. Gangloff, *Mater. Sci. Eng A103* (1988): pp. 157-166.
- [9] A. Turnbull, *Brit. Corros. J.* 27 (1992): pp. 271-289.
- [10] R.W. Judy, Jr., W.E. King, Jr., J.A. Hauser II, T.W. Crooker, ASTM STP 1049 (Philadelphia, PA: ASTM, 1990): pp. 410-422.
- [11] J. Toribio, A.M. Lancha, *J. Mater. Sci. Lett.* 11 (1992): pp. 1085-1086.
- [12] J. Toribio, A.M. Lancha, *J. Mater. Sci. Lett.* 14 (1995): pp. 1204-1206.
- [13] G.N. Nikiforchin, A.T. Tsyruinik, B.T. Timofeev, R.B. Kvasnitsa, V.A. Fedorova, *Soviet Materials Science* 22-6 (1986): pp. 63-68.
- [14] O. Jonas, in "Fracture 1977: Proceedings of the Fourth International Conference on Fracture-ICF4", ed. D.M.R. Taplin (University of Waterloo Press, Waterloo, 1977) pp. 269-277.
- [15] O. Jonas, *Corrosion* 29 (1973) pp. 299-304.
- [16] A.H. Hanisch, L.H. Burck, *Corrosion* 38 (1982): pp. 330-335.
- [17] S.K. Putatunda, V. Venugopal, *J. Testing Eval.* 18 (1990) pp. 182-190.
- [18] R.P. Wei, S.R. Novak, *J. Testing Eval.* 15 (1987) pp. 38-75.
- [19] K. Minoshima, T. Sugiyama, K. Komai, *JSME Int. J.* 33 (1990): pp. 520-526.
- [20] W.Y. Chu, C.M. Hsiao, S.Q. Li, *Scripta Metall.* 13 (1979): pp. 1057-1062.
- [21] K.K. Ray, G.R. Gao, *Int. J. Fracture* 61 (1993): pp. R69-R75.
- [22] R.J. Walter, W.T. Chandler, *Scripta Metall.* 13 (1979): pp. 975-976.
- [23] A. Baus, J.C. Charbonnier, H.-P. Lieurade, B. Marandet, L. Roesch, G. Sanz, *Revue de Metall.* 72 (1975): pp. 891-935.
- [24] W. Dietzel, K.-H. Schwalbe, ASTM STP 1210 (Philadelphia, PA: ASTM, 1993): pp. 134-148.
- [25] K. Hirano, S. Ishizaki, H. Kobayashi and H. Nakazawa, *J. Testing Eval.* 13 (1985): pp. 162-168.
- [26] F.P. Ford, M. Silverman, *Corrosion* 36 (1980): pp. 597-603.
- [27] F.P. Ford, in "Treatise on Materials Science and Technology, Vol. 25: Embrittlement of Engineering Alloys", eds. C.L. Briant and S.K. Banerji (New York: Academic Press, 1983), pp. 235-274.
- [28] O.N. Romaniv, G.N. Nikiforchin, *Mechanics of Corrosion Fracture of Engineering Alloys* (Moscow: Metallurgiya, 1986); in Russian.
- [29] J. Blain, J. Masounave, J.I. Dickson, *Corrosion Sci.* 24 (1984): pp. 1-12.
- [30] O.N. Romaniv, G.N. Nikiforchin, N.A. Deev, *Soviet Materials Science* 12-4 (1976): pp. 9-24.
- [31] J.D. Landes, R.P. Wei, *Int. J. Fracture* 9 (1973): pp. 277-293.
- [32] S.J. Hudak, Jr., R.P. Wei, in "Trans. 5th Int. Conf. on Structural Mechanics in Reactors Technology, Berlin, 1979", (Amsterdam, The Netherlands: 1979): paper G5/5.
- [33] T. Kawakubo, M. Hishida, *J. Engng. Mater. Technol.* 107 (1985): pp. 240-245.
- [34] R.A. Mayville, T.J. Warren, P.D. Hilton, *J. Engng. Mater. Technol.* 109 (1987): pp. 188-193.
- [35] R.A. Mayville, T.J. Warren, P.D. Hilton, *J. Testing. Eval.* 17 (1989): pp. 203-211.
- [36] D.A. Meyn, P.S. Pao, ASTM STP 1210 (Philadelphia, PA: ASTM, 1993): pp. 158-169.
- [37] V. Kharin and J. Toribio, *Anales de Mecánica de la Fractura* 13 (1996): in this issue.

TENACIDAD A LA FRACTURA Y RESISTENCIA DE GRIETAS POR FATIGA DE ACEROS UTILIZADOS EN LA FABRICACION DE CARRIL

C. Rodríguez*, F. J. Belzunce** y J.L.González*

* Instituto Tecnológico de Materiales (ITMA),
Parque tecnológico, 33428 Llanera

** Departamento de Ciencia de Materiales (Universidad de Oviedo),
E.T.S.I.Industriales, Ctra. de Castiello s/n, 33204 Gijón

Resumen. En este trabajo se realiza el estudio de los aceros perlíticos, al carbono y de baja y media aleación, habitualmente utilizados en la fabricación de carril para uso ferroviario, que en virtud de las cada vez más exigentes condiciones de servicio deben asegurar un buen comportamiento a fatiga y una elevada tenacidad. Se ha relacionado la composición química, la microestructura y las propiedades mecánicas convencionales de estos productos (todas ellas afectadas por el proceso de fabricación) con su comportamiento en presencia de defectos: tenacidad a la fractura y velocidad de crecimiento de grietas por fatiga. El objetivo final es lograr productos que presten un servicio más seguro.

Abstract. This paper is devoted to the study of carbon and low-alloyed pearlitic steels used to make railway rails, which are submitted to increasingly hard service conditions and have to assure a good fatigue behaviour and high toughness. Their chemical composition, microstructure, and tensile properties (all them affected by the manufacturing method) have been related to their fracture toughness and fatigue crack growth rate. The final aim is to obtain more reliable products.

1. INTRODUCCION

Los aceros de carril son unos productos de gran interés industrial en virtud de sus producciones masivas, fiabilidad y el alto nivel de calidad que se está exigiendo en la actualidad con el fin de evitar fallos en servicio.

Uno de los problemas más graves es la fractura frágil del carril, que normalmente va precedida por el crecimiento de una grieta mediante un proceso de fatiga. Lógicamente, se trata de un riesgo que es necesario limitar ya que ocasiona, en el mejor de los casos, gastos debidos al reemplazo de la longitud de carril roto y gastos de inspección para buscar grietas de fatiga, pudiendo incluso originar problemas mucho más graves (afortunadamente ocurren raramente), como sería el descarrilamiento del tren. Este tipo de fallos ha sido valorado en E.E.U.U. en 100 millones de dólares anuales [1]. De cualquier manera, como las velocidades de los trenes están aumentando considerablemente (trenes de alta velocidad, por ejemplo), las cargas que soportan se incrementan igualmente (mayores cargas sobre los ejes de los vehículos), y las exigencias en cuanto a seguridad son más estrictas, los problemas que se acaban de exponer tienen cada vez una mayor trascendencia, y de ahí surge la necesidad imperiosa de conocer con la mayor precisión los factores que influyen en la ocurrencia de los citados fallos, con el fin de evitarlos.

Por otro lado, en el momento actual, es necesario desarrollar nuevas calidades de carril y nuevos procesos de fabricación, de forma que se garantice en todo momento el adecuado comportamiento de este producto en las más exigentes condiciones de servicio. Sin embargo, la resistencia a la fatiga y a la fractura no son los únicos requisitos que debe satisfacer este producto. Otras propiedades de interés que no deben olvidarse son la resistencia al desgaste, a la deformación (alto límite elástico), soldabilidad, precisión y estabilidad dimensional, rectitud y bajo coste [2].

2. DEFECTOS DE LOS CARRILES

Progresos en el diseño y fabricación de los carriles y en las operaciones de mantenimiento han eliminado prácticamente muchos de los defectos que habían preocupado mucho en el curso de las últimas décadas. Sin embargo estudios realizados entre 1975-85 han identificado cuatro defectos característicos que todavía aparecen de un modo significativo. El primero de ellos es típico de los carriles soldados en continuo, y en más de un 30% de los casos está provocado por un control ineficiente de los procesos de soldeo en campo. Los otros tres tipos de defectos son el resultado de la nucleación y crecimiento de grietas por fatiga, y



corresponden a grietas nucleadas en los agujeros de los carriles unidos por pernos, grietas verticales y grietas transversales ovaladas en cabeza. Al ser defectos nucleados por fatiga, el número de ellos crece con las toneladas de tráfico acumuladas en el carril [3].

Por otro lado, el desgaste de la superficie del carril ha constituido el límite principal de la vida de éstos, especialmente en los tramos curvos. Sin embargo la optimización de sus composiciones químicas y la ejecución de tratamientos térmicos para lograr una dureza superficial en torno a 300-350 HB (frente a 250-280 HB) combinados con una mejor lubricación del contacto rueda-carril, han incrementado la vida a desgaste de tal manera que en el momento actual la fatiga es el factor que limita la vida de estos elementos en las más exigentes condiciones de trabajo[3].

En el curso de los últimos años se han venido utilizando análisis basados en la mecánica de la fractura para estimar la vida de los carriles bajo las cargas reales de servicio, modelizando los diferentes defectos relatados más atrás. Por otro lado, como la generación de datos en campo resulta muy larga y costosa es necesario recurrir a ensayos de laboratorio que permitan, por un lado, determinar la leyes de crecimiento de grietas por fatiga de los materiales de los carriles y sus cargas límites, y por otro, simular las condiciones de servicio de una manera más rápida y barata. En estos cálculos es necesario utilizar con la mayor precisión posible las tensiones reales que actúan en el curso del servicio del carril, que consisten en una componente mecánica - normalmente debida a la flexión del carril bajo la carga de la rueda-, tensiones térmicas y residuales [4].

En este trabajo se han evaluado y comparado entre sí la velocidad de crecimiento de grietas por fatiga y la tenacidad a la fractura de carriles de diferente composición química. Se ha puesto asimismo de manifiesto que estas propiedades, siendo muy dependientes de la microestructura, varían en las diferentes zonas constitutivas del carril (cabeza, alma y pie) dada su distinta velocidad de enfriamiento tras laminación en caliente.

3. MATERIALES Y PROPIEDADES MECANICAS CONVENCIONALES

Los materiales utilizados en este trabajo han sido tres tipos de carriles de acero de 60Kg/m que denominaremos N°1, N°2 y N° 3 y que únicamente se diferencian en el contenido en aleantes de cada uno de ellos. La composición química de estos materiales se muestra en la Tabla 1. Por su parte, el estudio metalográfico realizado reveló en todos ellos una estructura totalmente perlítica, tanto en la cabeza como en el pie del rail (ver Figura 1). Sin embargo, el alma del carril, mostraba una microestructura con ferrita en borde de grano en el caso de las carriles N°1 y N°2 y con bandas de martensita dispuestas en dirección vertical y dispersas en la matriz perlítica (Figura 2) en el caso del carril N°3. La diferente microestructura mostrada por el alma de los carriles se

debe a que por un lado, tras la laminación en caliente, esta zona se enfría más rápidamente que las otras dos regiones (cabeza y pie), y por otro lado, a la presencia, sobre todo en su zona central, de una estructura ligeramente segregada. Conviene señalar que la presencia de esta zona segregada era mucho más notable en los carriles más aleados.

Carril	N°1	N°2	N°3
%C	0.72	0.73	0.72
%Si	0.25	0.28	0.27
%Mn	1.10	0.94	0.77
%Cr	---	0.28	0.52
%Mo	---	0.08	0.18
%V	---	0.07	0.10

Tabla 1. Composición química de los carriles

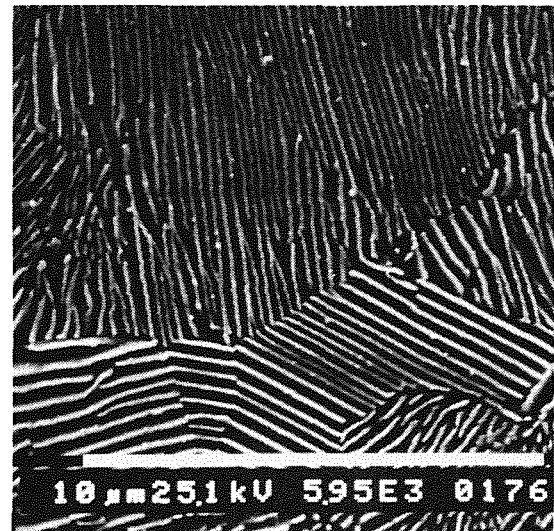


Fig.1. Microestructura perlítica de los carriles



Fig.2. Microestructura del alma del carril N°3

La Tabla 2, por su parte, muestra los resultados obtenidos en los ensayos de dureza realizados en las tres zonas características (cabeza, alma y pie) del carril.

Carril	Nº1	Nº2	Nº3
Cabeza	271	310	343
Alma	284	333	398
Pie	279	320	360

Tabla 2. Durezas HV10

Como puede observarse la dureza crece conforme lo hace el contenido en aleantes del carril, poniéndose de manifiesto, asimismo, la presencia de una zona segregada en el alma, que muestra siempre una mayor dureza que el resto de las partes del carril.

Por su parte, y con objeto de conocer las propiedades mecánicas convencionales de los carriles se realizaron ensayos de tracción a temperatura ambiente sobre probetas extraídas en dirección longitudinal de la cabeza del carril y en dirección tanto longitudinal como vertical en el alma del mismo. La Tabla 3 muestra los resultados obtenidos.

Carril	σ_y (MPa)	σ_R (MPa)	A (%)
Nº1 (Cabeza)	480	950	12
Nº2 (Cabeza)	628	1074	11
Nº2 (Alma Vert.)	695	1118	9
Nº2 (Alma Long.)	670	1113	12
Nº3 (Cabeza)	740	1115	10
Nº3 (Alma Vert.)	870	1250	8

Tabla 3. Propiedades mecánicas a tracción

Como puede observarse, al igual que la dureza, tanto el límite elástico como la resistencia a la tracción de estos aceros crecen con su contenido en aleantes, decreciendo lógicamente el alargamiento de los mismos. Además, las diferencias en los resultados obtenidos en cabeza y alma del carril ponen de nuevo de manifiesto la enorme dependencia de la microestructura que muestran todas estas propiedades.

4. PROPIEDADES MECANICAS A FRACTURA

Con objeto de determinar las propiedades mecánicas a fractura de estos materiales, se han realizado ensayos tanto de velocidad de crecimiento de grietas por fatiga como de tenacidad a la fractura, siguiendo las especificaciones de la Propuesta de Norma "DRAFT EUROPEAN RAILS STANDARD, Part1: Flat Bottom Simetrical railway Rails 46 Kg/metre and above".

4.1. Ensayos de velocidad de crecimiento de grietas por fatiga

Para la realización de estos ensayos se utilizaron probetas de flexión en tres puntos con una simple entalla lateral (SENB) que fueron extraídas en dirección longitudinal en la cabeza del carril, mientras que en la zona del alma la extracción se produjo en dirección

vertical. La dirección de crecimiento de las grietas fué perpendicular a la de laminación en todas las probetas extraídas de la cabeza y en las del alma del carril Nº3, mientras que en las probetas del alma del carril Nº2, la dirección de crecimiento era paralela a la de laminación. La localización y geometría de estas probetas se muestran en la Figura 3. Las probetas mecanizadas a partir de la cabeza tenían un ancho (W) de 45 mm y un espesor de 20 mm, mientras que las del alma del carril, tanto en una dirección como en otra, eran de sección cuadrada con un ancho de 15 mm, debido a la mayor esbeltez del alma con respecto a la cabeza. La separación entre apoyos utilizada fué de cuatro veces el ancho de la probeta (S=4W) en todos los casos.

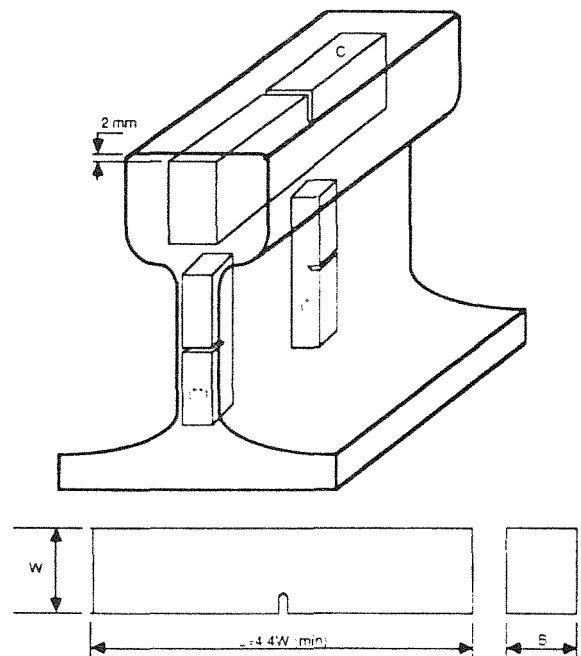


Fig.3. Localización y geometría de las probetas SENB

Los ensayos fueron realizados a temperatura ambiente y en control de carga con una relación de cargas R=0.5 en el caso de los carriles Nº1 y Nº3 y de 0.1 en el caso del carril Nº2. La frecuencia de ciclado adoptada fué de 30 Hz en todos los casos. Para la medida del crecimiento de la grieta se utilizó un extensómetro tipo COD que colocado en la boca de la entalla detectaba cada incremento de la longitud de la grieta por cambios en la flexibilidad de la probeta.

La Figura 4 muestra, en coordenadas doblemente logarítmicas, la ley de comportamiento en la zona de crecimiento estable de las grietas (ley de Paris) de las probetas extraídas de la cabeza de los carriles Nº1 y Nº3. Como puede observarse el carril aleado (Nº3) muestra mayores velocidades de crecimiento de grietas, en la zona de crecimiento estable, que el carril sin alea.

siendo, sin embargo, las pendientes de las rectas de Paris, muy similares en ambos casos.

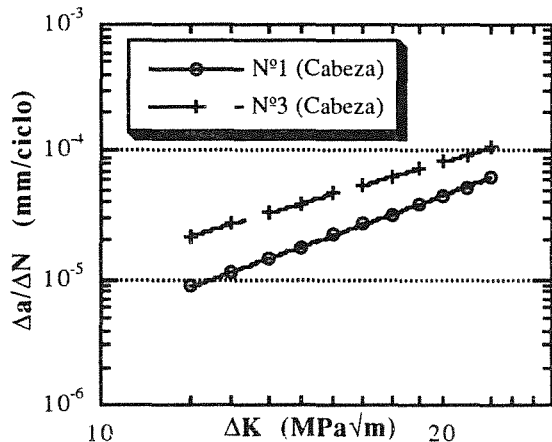


Fig.4. Curvas de velocidad de crecimiento de grietas por fatiga en cabeza. Ley de Paris.

Si comparamos ahora los valores obtenidos con las probetas extraídas de la cabeza y del alma del carril más aleado (Figura 5), observamos un comportamiento muy diferente en un caso y en otro. Así, a excepción de los valores menores de ΔK , cualquier grieta presente en el alma del carril crecería mucho más rápidamente que si se encontrase en la zona de la cabeza. Dado que la dirección de crecimiento de las grietas era en ambos casos perpendicular a la de laminación, parece lógico achacar esta diferencia de comportamiento únicamente al hecho de que las grietas avanzan a través de diferentes microestructuras.

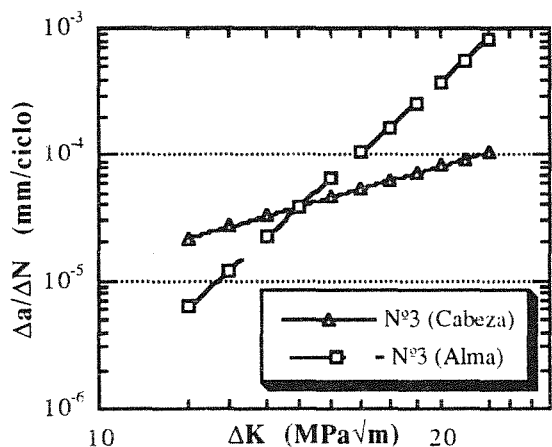


Fig.5. Curvas de velocidad de crecimiento de grietas por fatiga en carril N°3.

Esta apreciación también se hace evidente en el caso del carril N°2 (Figura 6), aunque lógicamente la diferencia de comportamientos ya no es tan notable como en el caso anterior, debido al hecho de que al ser éste un carril

menos aleado que el N°3, la zona del alma presentará una estructura más similar a la de cabeza. Tengamos en cuenta además, que en el caso del carril N°2, la dirección de propagación de las grietas era diferente según se tratase de probetas extraídas del alma (crecían en dirección paralela a la de laminación) ó de la cabeza (el crecimiento era perpendicular a la dirección de laminación) y que este hecho debería también influir en que la velocidad de crecimiento de grietas sea superior en el alma del carril. Teniendo en cuenta, sin embargo, de que la diferencia más notable, en cuanto a velocidad de crecimiento de grietas por fatiga se refiere, entre alma y cabeza se observe sin embargo en el carril N°3, en el cual la dirección de propagación de las grietas era en ambos casos perpendicular a la de laminación pero que no obstante era el que presentaba una mayor diferencia microestructural entre sus partes, incluye también a la velocidad de crecimiento de grietas por fatiga en el grupo de las propiedades que se ven fuertemente influenciadas por la microestructura del producto.

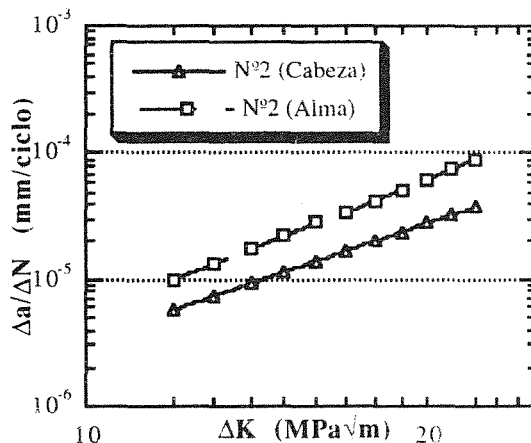


Fig.6. Curvas de velocidad de crecimiento de grietas por fatiga en carril N°2.

4.2. Ensayos de tenacidad a la fractura

Los ensayos de tenacidad a la fractura, fueron realizados sobre probetas de flexión en tres puntos de la misma geometría que las de crecimiento de grietas por fatiga. El tamaño de las probetas, sin embargo, era el mismo que en el caso anterior únicamente para las extraídas del alma de los carriles, mientras que en la zona de la cabeza el ancho de las probetas era de 40 mm, y el espesor de 25 mm, siguiendo las recomendaciones de la Propuesta de Norma anteriormente citada. El preagrietamiento por fatiga fué realizado en control de carga con una frecuencia de ciclado de 30 Hz y a temperatura ambiente, mientras que los ensayos de fractura se realizaron a una temperatura de -20°C .

En la Tabla 4 se muestra el valor medio de los resultados obtenidos en los diferentes ensayos. En general los ensayos realizados no cumplen la condición

$P_{m\acute{a}x}/PQ < 1.1$, pero la raz3n de este incumplimiento no es por que tenga lugar plastificaci3n alguna en el frente de la grieta, sin3 del hecho (ya constatado durante el proceso de preagrietamiento) de que el frente de la fisura se había extendido de forma irregular, presentando un perfil en forma de "lengua" que parece ser t3pico en estos materiales y que se caracteriza por diferencias notables en la longitud de la grieta entre un extremo y otro 3 entre los extremos y el centro de la superficie fracturada. Esta diferencia de longitud que presenta la grieta a lo largo de la secci3n fisurada, trae como consecuencia que el ligamento resistente sea mayor en unas zonas que en otras, de modo que durante el posterior proceso de carga, y antes de que se desencadene la rotura final, tienen lugar peque1os crecimientos inestables de grieta que se caracterizan por cambios bruscos en la pendiente de las curvas Carga-COD, dando como resultado relaciones $P_{m\acute{a}x}/PQ$ elevadas (superiores a 1.1). Por lo tanto y a nuestro entender, el par3metro que mejor representaría el comportamiento a fractura de estos materiales sería el factor de intensidad de tensiones en el punto en el que se desencadenaría la rotura catastr3fica del material ($K_{m\acute{a}x}$).

Carril	Nº1	Nº2	Nº3
K _{máx} (MPa√m)			
Cabeza	42.5	39.0	42.0
Alma (*)	---	---	36.2
Alma (**)	---	32.8	----

(*) probetas extraídas en direcci3n vertical y entalladas en direcci3n del espesor del carril
 (**) probetas extraídas en direcci3n vertical y entalladas en direcci3n longitudinal (direc. laminaci3n)

Tabla 4. Valores de $K_{m\acute{a}x}$ en distintas zonas de los carriles

Los valores de tenacidad a fractura presentados por los tres carriles en la zona de cabeza son muy similares y las peque1as diferencias mostradas no parecen indicar que este par3metro dependa del grado de aleaci3n del carril. Sin embargo, si comparamos los resultados obtenidos entre cabeza y alma, sí se advierte un brusco descenso de la tenacidad en la zona del alma con respecto a la cabeza. Dicho descenso se deber3, en el caso del carril N3, a la diferente microestructura mostrada por el material en una zona y otra, mientras que en el carril N2 (en el que el descenso de tenacidad ha sido m3s fuerte) el efecto que sobre este par3metro ejerce la microestructura del material se ver3 reforzado por el hecho de que la direcci3n de propagaci3n de las grietas era distinta en un caso y en otro (en la zona de cabeza la propagaci3n se produce en direcci3n perpendicular a la de laminaci3n, mientras que en la zona del alma la direcci3n de propagaci3n de la grieta y la de laminaci3n coinciden)[5].

5. CONCLUSIONES

Se ha puesto de manifiesto como las propiedades mecánicas convencionales y la microestructura de los carriles de ferrocarril dependen de su composici3n

química y de las condiciones de fabricaci3n, y en este último supuesto m3s concretamente, de la velocidad de enfriamiento despu3s de la laminaci3n en caliente. Asimismo la presencia de zonas segregadas en la zona central del alma del carril modifica su comportamiento mecánico.

Estos mismos fenómenos afectan tanto a la velocidad de crecimiento de grietas por fatiga como a la tenacidad a la fractura de estos productos. En relaci3n a la velocidad de crecimiento de grietas por fatiga se ha puesto de manifiesto que al aumentar la dureza del material, bien sea en virtud de un mayor grado de aleaci3n o como consecuencia de una velocidad de enfriamiento despu3s de la laminaci3n m3s dr3stica, las grietas crecen por fatiga m3s r3pidamente. Por otro lado, la tenacidad a la fractura de los carriles objeto de estudio apenas depende de su composici3n química (aceros perl3ticos), habiéndose observado sin embargo que la presencia de fases no perl3ticas ejercen una influencia notable en esta propiedad.

6. REFERENCIAS

[1] E.N., "Draft european rails standard: flat bottom symmetrical railways rails 46 kg/m and above", CEN/TC256/WG4/5/4 (Setiembre 1993).
 [2] ORE, "Factors influencing the fracture resistance of rails in the unused condition", Report No.1, Office for Research and Experiments of the International Union of Railways, Utrech (1984).
 [3] Orringer O., "Some suggestions for adjusting rail tests schedules to reflect track characteristics maintenanc, traffic, and weather", Rail Steels-Debvelopments, manufacturing and Performance, AIME Iron and Stel Society, Warandale, PA (1993) 149-159.
 [4] Jablonsky D., Tang Y.H. y Pelloux R.M., "Simulation of railroad crck growth life using laboratory specimens", Theo. and applied Fracture mechanics, 14 (1990) 27-36.
 [5] Yasuo Ochi y McEvily A.J., "An evaluation of the fatigue crack growth and fracture thougness characteristics of rail steels", Engineering Fracture mechanics, Vol. 29, N3 (1988) 159-172.

TENACIDAD DE FRACTURA DE UN ACERO SINTERIZADO

H. D'Armas¹, M. Manaut¹, L. Llanes¹, J. Bas² y M. Anglada¹1. - Departamento de Ciencia de los Materiales e Ingeniería Metalúrgica,
E.T.S.E.I.B., Universidad Politécnica de Cataluña, 08028 Barcelona.

2. - Aplicaciones de Metales Sinterizados, S.A., 08620 Sant Vicent dels Horts.

Resumen. En este trabajo se ha estudiado la tenacidad de fractura de un acero sinterizado a base de polvo metálico DISTALLOY AE + 0.6% C utilizando probetas de dimensiones ligeramente inferiores a las exigibles de acuerdo a la norma ASTM E-399, pero similares a las utilizadas en las pruebas de impacto normalizadas para estos materiales. Los ensayos de tenacidad fueron realizados bajo carga por flexión en tres puntos. Se discuten los problemas asociados a la aplicabilidad de tal norma en el acero sinterizado. El material estudiado presenta crecimiento estable de grieta según se incrementa la carga, observándose fenómenos de microfisuración de material y ramificación de la grieta. Estos efectos se asocian con el incumplimiento de la relación $P_{max}/P_Q < 1.1$ exigida por la normativa para el ensayo de evaluación de la tenacidad a fractura.

Abstract. The fracture toughness of a sintered steel based on DISTALLOY AE + 0.6% C metallic powder using test samples with slightly smaller dimensions than required by ASTM E-399 standard, but similar to impact test pieces for these materials, was studied. Fracture toughness was evaluated using three-point bending. Problems about the applicability of this standard in sintered steels are discussed, mainly in terms of satisfying the relation $P_{max}/P_Q < 1.1$, as required by the standard. The material exhibits stable crack growth, showing microcracking and crack branching phenomena in front of the crack. Thus, these fracture characteristics should be associated with the found limitations on applying the standard procedure of fracture toughness evaluation to sintered steels.

1. INTRODUCCIÓN

La producción en serie mediante procesos pulvimetalúrgicos de determinados componentes mecánicos de precisión para la industria automotriz, aeronáutica y electrónica ofrece ciertas ventajas en comparación con los procesos de solidificación y conformación plástica. Ello se debe principalmente a que el procesamiento de estos materiales se realiza con un gasto de energía relativamente bajo y con una pérdida de material prácticamente despreciable. Para extender la utilización de los aceros sinterizados en aplicaciones estructurales es necesario el conocimiento en detalle de la respuesta mecánica de estos materiales bajo cargas monotónicas y cíclicas. La existencia de una estructura porosa, con porosidades aparentes entre 5 y 20 %, limita la ductilidad y la tenacidad de fractura. Sin embargo, la resistencia a la tracción puede llegar a valores similares a los correspondientes a aleaciones forjadas. La observación por MEB de las superficies de fractura pone de manifiesto la existencia de microcavidades y de facetas de clivaje, siendo la proporción de ambos tipos de fractura muy sensible a la microestructura.

Los valores de tenacidad de fractura reportados en aceros sinterizados [1-8] normalmente están comprendidos entre 10 y 40 MPa√m. Ingelström *et al.* [1,2]

han determinado la tenacidad de fractura (K_{IC}) en una serie de aceros sinterizados elaborados bajo distintas condiciones y han puesto de relieve que este parámetro aumenta al disminuir la porosidad. Es decir, en los aceros sinterizados, al contrario de lo que generalmente ocurre en los aceros forjados, K_{IC} aumenta con el límite elástico. La elaboración de probetas con geometría adecuada para el cumplimiento de la norma ASTM E-399 para la determinación de la tenacidad de fractura es muy costosa debido a la necesidad de elaborar matrices específicas para determinadas geometrías. Por otra parte, en probetas de grandes dimensiones puede producirse una distribución inhomogénea de la densidad del material, lo cual conduciría a resultados no representativos del comportamiento de piezas de menores dimensiones. Por esta razón, es importante tratar de analizar la posibilidad de utilizar probetas de dimensiones ligeramente menores que las exigibles de acuerdo a la norma, pero similares a las utilizadas en las pruebas de impacto normalizadas para estos materiales.

La validez de los resultados obtenidos para la tenacidad de fractura en aceros sinterizados ha sido cuestionada por Crane y Farrow [8] debido a que frecuentemente la relación $P_{max}/P_Q < 1.1$ no se satisface. Fleck y Smith [3,4] han considerado que, a pesar de no cumplirse las

condiciones exigidas, los valores de K_{IC} son correctos debido a que el crecimiento de la grieta se efectúa de una manera plana, similar a la que se produce en un acero macizo bajo estado plano de deformación.

En este trabajo se evalúa el comportamiento a fractura de un acero sinterizado a base de polvo metálico DISTALOY AE + 0.6% C. Se caracteriza el crecimiento de grieta durante el ensayo de tenacidad de fractura en base a observaciones "in situ" y también con referencia a la microestructura del acero.

2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

El material estudiado fue un acero sinterizado a base de polvo metálico DISTALOY AE¹. Se mezcló el polvo metálico con 0.6% C y cera lubricante (Etilenbisteramida). La mezcla se compactó y se sinterizó durante un tiempo de 20 min a una temperatura de 1120 °C y en una atmósfera de 5% H₂ + 95% N₂, obteniéndose una densidad de 7.1 gr/cm³. Las composiciones químicas del polvo metálico y del acero dadas por los fabricantes se reportan en la tabla 1.

Tabla 1. Composición química del polvo metálico y del acero sinterizado.

	% Fe	% C	% Ni	% Cu	% Mo
DISTALOY AE	94	-	4	1.5	0.5
Acero	93.43	0.60	3.98	1.49	0.50

Se realizó el análisis metalográfico del acero sinterizado para la determinación de la porosidad aparente y la microestructura. Ésta fue caracterizada mediante microscopía óptica y microscopía electrónica de barrido.

Se efectuaron ensayos de tracción según la norma ASTM E-8 con la finalidad de obtener las características mecánicas fundamentales del material. Estos ensayos fueron realizados en una máquina servohidráulica (INSTRON 4507) con control digital y procesador automático de datos, a una velocidad de desplazamiento de pistón de 1 mm/min.

Los ensayos para evaluar la tenacidad de fractura fueron realizados mediante carga por flexión en tres puntos con probetas en forma de barras rectangulares. En la figura 1 se muestra tal geometría donde a es igual a 5.5 mm. Se ensayaron probetas con distintos espesores B desde 3 hasta 17.5 mm. Primero, se pulieron las probetas por una de las caras con la finalidad de realizar las observaciones referentes al tamaño de las grietas mediante un microscopio de larga distancia (Questar, modelo QM 100) con sistema de

vídeo incorporado. Posteriormente se determinaron los parámetros del crecimiento de grietas para el preagrietamiento de las probetas, partiendo de la geometría de entalla que se ilustra en la figura 2. Ésta se mecanizó mediante corte con disco abrasivo diamantado de 0.3 mm de espesor, seguido de un afinamiento de la punta de la entalla con disco metálico de 0.2 mm de espesor. El preagrietamiento ha sido realizado por carga cíclica en una máquina de fatiga por resonancia (RUMUL tipo MIKROTRON) con condiciones de carga flexión-flexión en 3 puntos, R de 0.1 y frecuencia de trabajo en el rango de 230-250 Hz.

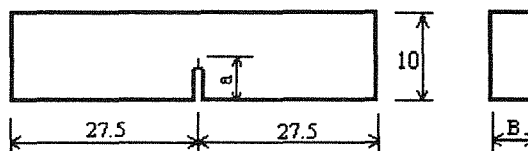


Fig. 1. Geometría de las probetas (medidas en milímetros).

Los ensayos de tenacidad de fractura se efectuaron en una máquina servohidráulica (INSTRON 1341) con control digital. La velocidad de aplicación de carga fue de 1.4 kN/s. Las superficies de fractura de los ensayos de tracción y de tenacidad de fractura se analizaron mediante un microscopio electrónico de barrido (JEOL, modelo 6400).

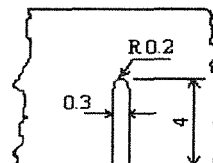


Fig. 2. Dimensiones de la entalla (medidas en milímetros).

3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

3.1. Aspectos microestructurales

La porosidad aparente promedio que presentó el material estudiado fue de 14%. En la figura 3 se observa la porosidad aparente del material, la cual es inhomogénea en cuanto al tamaño de los poros aunque uniformemente distribuida en el material. El acero sinterizado presenta una microestructura heterogénea consistente en ferrita (1), perlita fina + bainita superior (2), martensita masiva Fe-Ni (3) y martensita Fe-C (4), como se muestra en la figura 4. La martensita masiva, típica para la aleación en estudio, presenta una gran resistencia al ataque químico y se observa en vasta proporción.

¹ Höganäs AB, Sweden.

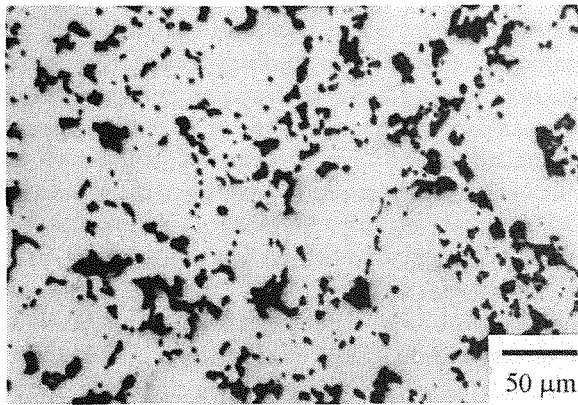


Fig. 3. Porosidad aparente del acero sinterizado.

Los diferentes constituyentes son producto de la semi-aleación del polvo de hierro con carbono, níquel y cobre por procesos de difusión en la sinterización, lo cual conduce a diversas microaleaciones en el material. Tales constituyentes se encuentran distribuidos uniformemente en el acero sinterizado al igual que la porosidad, por lo que presentan características mecánicas uniformes a nivel macroscópico.

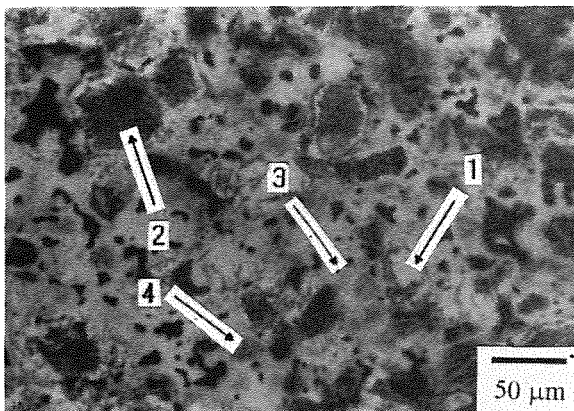


Fig. 4. Microestructura del material.

3.2. Respuesta mecánica

Las características mecánicas básicas obtenidas de los ensayos de tracción para el material fueron: límite elástico ($R_{p 0.2\%}$) de 380 MPa, resistencia máxima a la tracción (R_m) de 690 MPa y porcentaje de deformación a la rotura ($\% \epsilon_f$) de 2.6%. La medición de la tenacidad de fractura para aceros macizos según la norma ASTM E-399 se basa en la técnica de la medición de la abertura de grieta (COD) en función de la carga aplicada. Se obtiene una curva P vs. COD que se presenta esquemáticamente en la figura 5. Se muestra en dicha figura el comportamiento del material en estudio sometido al ensayo de tenacidad de fractura. El punto P_Q se obtiene a partir de la intersección de la recta con una pendiente igual al 95 % de la pendiente

elástica E y la curva P - COD. Este punto representa el inicio de crecimiento de la grieta. Los valores de K_{IQ} calculados con la carga en el punto P_Q para los diferentes espesores arrojaron un resultado prácticamente constante de 18 MPa \sqrt{m} para el parámetro K_{IQ} . El punto P_{max} de la curva representa el valor de la carga donde el material presenta crecimiento inestable de la grieta para el ensayo de tenacidad bajo control de la carga.

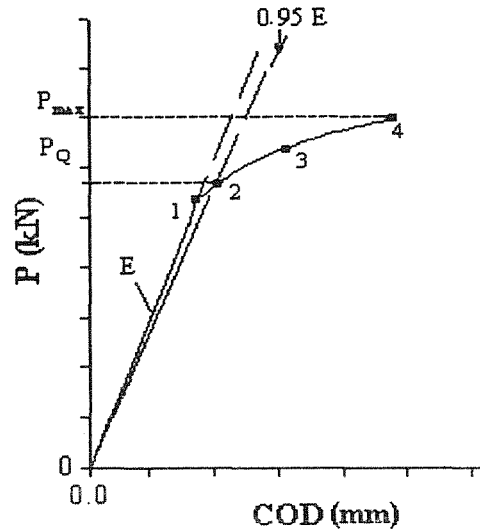


Fig. 5. Esquema de la curva P vs. COD obtenida para el material en estudio.

Las condiciones básicas para la validez del ensayo de tenacidad de fractura son las siguientes:

$$P_{max}/P_Q < 1.1 \tag{1}$$

$$a, B > 2.5 (K_{IC}/R_{p 0.2\%})^2 \tag{2}$$

Al comprobar la relación (1) se obtuvo que en todos los casos P_{max}/P_Q era mayor que 1.1. Para estudiar la causa del incumplimiento de esta condición se ha analizado en detalle el comportamiento de la grieta durante el ensayo de tenacidad de fractura en probetas con B de 5 mm. Para ello, se realizaron ensayos de tenacidad controlando la abertura de la grieta (COD) a una velocidad de 1 $\mu m/s$. El crecimiento de la grieta fue grabado con el sistema de video adaptado al microscopio de larga distancia. En la figura 6 se muestran diferentes etapas de la fractura del material. En ella se indican distintos puntos que corresponden a las posiciones de la grieta para diferentes relaciones de carga P_{max}/P según la tabla 2.

Tabla 2. Posición de la grieta según la relación de carga para el ensayo de tenacidad de fractura.

Posición	1	2	3	4
P_{max}/P	1.46	1.27	1.09	1

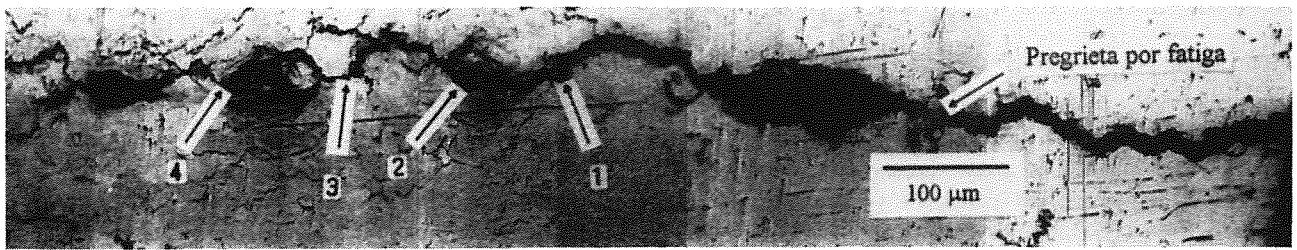


Fig. 6. Grieta producida en el ensayo de tenacidad de fractura con control de COD.

El punto 1 representa la posición de la grieta al inicio del comportamiento no-lineal en la curva P - COD. La ubicación de la grieta en el punto 2 corresponde a una carga igual a P_0 . Se observa que la relación P_{max}/P es mayor que 1.1. El punto 3 es una posición intermedia. En el punto 4 se ha alcanzado la carga máxima. A partir de ese instante se observa una degradación en el material. Es relevante el hecho que la grieta presenta crecimiento estable secundado por fenómenos de microfisuración del material y ramificación de la grieta desde que inicia su crecimiento hasta que la carga alcanza el valor de P_{max} . Estos se hacen más pronunciados a medida que se incrementa la carga. La numeración en la curva P - COD de la figura 5 corresponde a estos puntos. El tamaño de la zona plástica delante de la grieta cuando la carga aplicada es P_0 viene dada por:

$$r_y = (1 / 6\pi) (K_Q / \sigma_y)^2 = 0.12 \text{ mm} \quad (3)$$

Para una comparación rápida y directa de esta dimensión en relación con la de los poros, nótese que la región plástica tiene un área similar a la mitad de la superficie mostrada en la figura 3, o sea, tal como se puede observar, dentro de la zona plástica existe un gran número de poros. La distribución de la tensión dentro de esta zona estará afectada localmente por el tamaño, forma y distancia entre poros. Hasta cierto punto, se podría hacer una analogía entre la situación presente delante de la grieta en el acero poroso y las cavidades nucleadas y parcialmente extendidas en un material relativamente dúctil y con gran número de inclusiones. En este último caso, el micromecanismo de fractura es la nucleación, crecimiento y coalescencia de microcavidades. Sin embargo, a medida que la fracción de volumen de las inclusiones aumenta la ductilidad disminuye. Esto también se pone de manifiesto en el acero sinterizado cuando la fracción de volumen de poros es muy elevada. Por otra parte, el material es fuertemente inhomogéneo a escala microscópica, ya que este posee cuatro fases diferentes. La martensita de carbono, por ejemplo, prácticamente no sufre deformación plástica antes de la rotura. Por esa razón, difícilmente la martensita de carbono puede aportar un micromecanismo de relajación de la tensión en la punta de la grieta basado en deformación plástica. En todo caso, la martensita de níquel es la fase más dúctil de las

cuatro presentes y podría contribuir a proporcionar deformación plástica delante de la grieta, aunque también debe considerarse que la presencia de fases contiguas frágiles va a limitar la deformación de esta fase. Es importante señalar que la ductilidad del acero es muy baja (alargamiento total del 2.6%) y por lo cual, la contribución de la martensita de níquel a la deformación total no puede ser muy elevada.

Al observar en detalle la zona plástica delante de la grieta se ve claramente que es en la martensita de níquel donde se produce la microfisuración del material, tal como puede verse en la figura 7, donde se muestra la zona adyacente a la punta de la grieta en una probeta sometida al ensayo de tenacidad de fractura con control de COD. Es posible que la densidad de poros también sea mayor en zonas donde existe martensita de níquel, ya que el polvo de partida contiene níquel justamente en la superficie de las partículas, siendo el coeficiente de difusión del níquel en el hierro a la temperatura de sinterización relativamente bajo como para inducir austenita rica en níquel en el interior de las partículas.

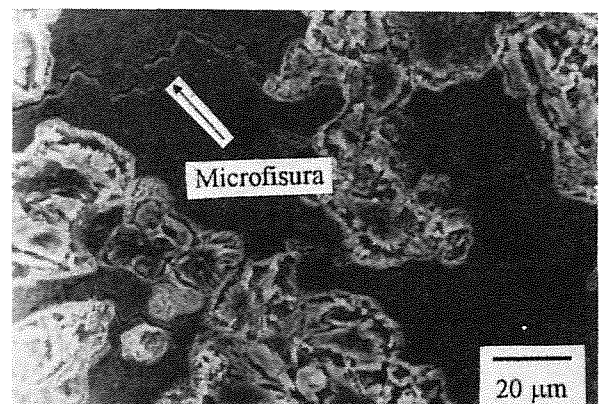


Fig. 7. Zona superficial cercana a la grieta con presencia de microfisuraciones.

El desvío de la linealidad en el registro P - COD en P_0 , puede asociarse en gran medida a la disminución de la rigidez debido a la extensión de la grieta. Esto puede verificarse fácilmente de forma directa comparando las medidas realizadas en la longitud de la grieta entre el punto 1 y el punto 2 de la figura 6. La diferencia es

0.11 mm, es decir, aproximadamente igual al tamaño de la zona delante de la grieta en que predomina la singularidad del término K en la solución para las tensiones en la punta de la grieta ($\Delta a \approx 0.02 a$, véase ref. [10]). Por consiguiente, está justificada la hipótesis que la deformación plástica no es responsable del desvío en la linealidad entre los puntos 1 y 2 del registro P - COD. La extensión de la grieta se produce de forma estable a cargas crecientes tal como se muestra en la figura 8. Cabe entonces preguntarse si el comportamiento de curva R corresponde a un efecto físico real, o bien, a las reducidas dimensiones del tamaño de la probeta. En el inicio de la extensión de la grieta prácticamente se está en el límite para que se cumplan las condiciones establecidas en la norma, pero durante la extensión de la misma, a medida que aumenta K , dejan de cumplirse.

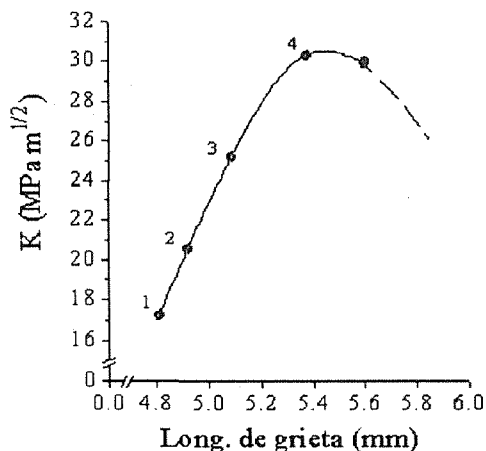


Fig. 8. Curva "K vs. Longitud de grieta" obtenida de ensayo con control de COD.

Para estudiar la influencia del espesor se realizaron ensayos con probetas de diversos espesores, de 3 mm hasta 17.5 mm, sin que el comportamiento descrito anteriormente ni el valor de P_Q fueran distintos del correspondiente para probetas de 5 mm. Por esta razón, no es posible asociar el comportamiento observado al espesor de las probetas utilizadas. Además, el perfil de la fractura es completamente plano a lo largo de todo el espesor, por lo que se cumple la condición que el estado de deformaciones macroscópico sea un estado de deformación plana. La caracterización del campo de tensiones delante de la grieta por medio de un sólo parámetro K es válida solamente cuando en la región cercana a la punta de la grieta $r \rightarrow 0$. Para puntos a una distancia r finita, otros coeficientes son necesarios para describir al campo de tensiones frente a una grieta en un sólido que contiene una grieta de longitud a . La utilización de la solución con únicamente el coeficiente K es una buena aproximación siempre y cuando los eventos que conducen a la fractura ocurran en una zona muy pequeña delante de la grieta, la cual se considera usualmente igual a $0.02 a$. En otras palabras, se debe cumplir que $r_y \leq 0.02 a$. Para las probetas utilizadas

esta condición estaría expresada por $r_y \leq 0.11$ mm, lo cual se cumple sólo en el comienzo de la extensión de la grieta. En la figura 8 se ha representado el factor de intensidad de tensiones K en función de la longitud de la grieta a partir de los resultados del ensayo anterior. El factor K_Q representa el inicio de la extensión de la grieta, sin embargo, este valor no cumple con la normativa establecida debido, fundamentalmente, al aumento en la resistencia a la propagación de la grieta tal como puede observarse en dicha figura. El origen de este aumento parece estar relacionado con la microfisuración que ocurre delante de la grieta. Sería interesante comparar el comportamiento observado en probetas en las cuales se cumplieren perfectamente las condiciones de la norma para comprobar hasta que punto la extensión de la microfisuración puede estar relacionada con las dimensiones de las probetas.

3.3. Fractografía

En las figuras 9 a y b se presentan las superficies de fractura para ensayos de tracción y tenacidad respectivamente. La fractura del material en el ensayo bajo cargas monotónicas se caracteriza por rotura dúctil de cuellos ó soldaduras con cierta fractura frágil transgranular en poca proporción. Para ambos tipos de ensayo la rotura se concentra básicamente en los cuellos.

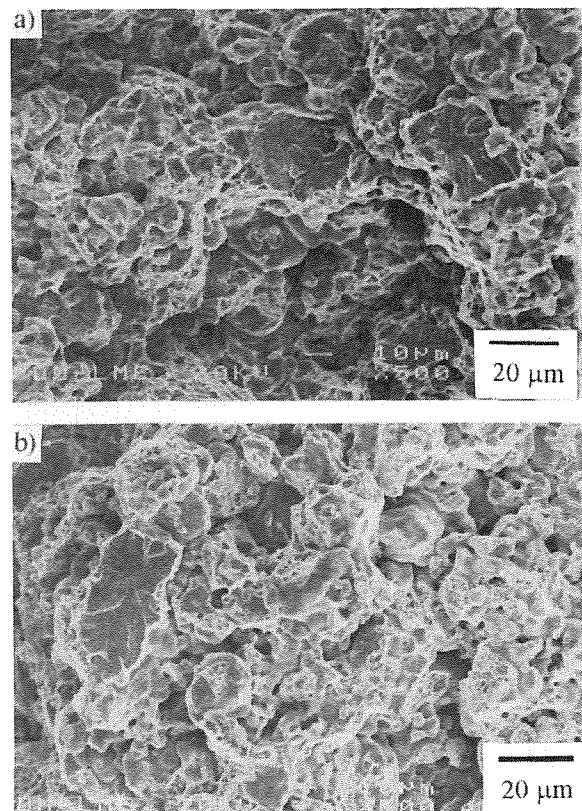


Fig. 9. Superficies de fractura de a) ensayo de tracción y b) ensayo de tenacidad de fractura.

En la figura 10 se muestra un detalle de la zona frágil en las superficies de fractura de los ensayos de tracción y de tenacidad, atacada con nital al 2 %. Se revela una microestructura que corresponde básicamente a perlita fina (zona con rugosidad) en combinación con ferrita (zonas lisas). En algunos casos se observaron zonas frágiles básicamente constituidas por perlita fina.

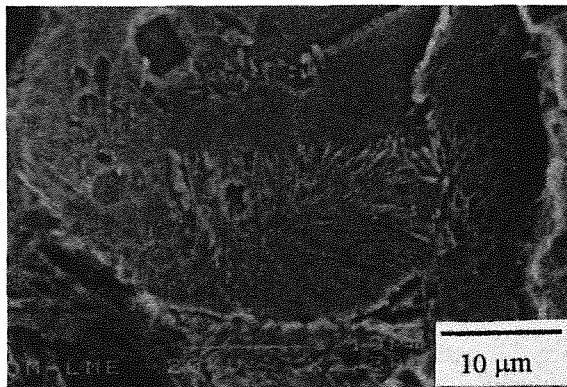


Fig. 10. Zona frágil en superficie de fractura del ensayo de tenacidad.

4. CONCLUSIÓN

En el ensayo de determinación de la tenacidad de fractura, el acero sinterizado estudiado presenta crecimiento estable de grieta a medida que se incrementa la carga. Aunque las probetas utilizadas no se ajustan a las condiciones de la norma ASTM E-399, se propone describir la resistencia al crecimiento de grieta para estos ensayos mediante el valor de K_Q , el cual representa al valor de K en el inicio de la extensión de la grieta. La razón del aumento en la resistencia a la extensión de la grieta se asocia a fenómenos de microfisuración, ramificación y deformación plástica en la punta de la misma. Ello puede influir fuertemente en que la relación $P_{max}/P_Q < 1.1$ no sea satisfecha. De los resultados anteriores surge la necesidad de estudiar con más detalle los aspectos mecánicos y microestructurales de la mecánica de fractura de los aceros sinterizados.

5. REFERENCIAS

- [1] Ingelström N. y Nordberg H., "The fracture toughness of high-strength and high-ductility sintered steels", *Scandinavian Journal of Metallurgy* 4, 189-192 (1975).
- [2] Ingelström N. y Ustimenko V., "The influence of porosity and carbon content on fracture toughness of some sintered steels", *Powder Metallurgy* 18, 36, 303-323 (1975).

- [3] Fleck N.A. y Smith R.A., "Effect of density on tensile strength, fracture toughness, and fatigue crack propagation behaviour of sintered steel", *Powder Metallurgy* 24, 3, 121-125 (1981).
- [4] Fleck N.A. y Smith R.A., "Use of simple models to estimate effect of density on fracture behaviour of sintered steels", *Powder Metallurgy* 24, 3, 126-130 (1981).
- [5] Bertilsson I. y Karlsson B., "Dynamic properties of sintered steel", *Powder Metallurgy* 30, 3, 183-188 (1987).
- [6] Barnby J.T., Gosh D.C. y Dinsdale K., "The fracture resistance of a range of sintered steels", *Powder Metallurgy* 16, 31, 55-71 (1973).
- [7] Haynes R., "The mechanical behaviour of sintered metals", Freund Publishers, London, Great Britain, pp. 62-65 (1981).
- [8] Crane L.W. y Farrow R.J., "Effect of sintering conditions on fracture toughness of a commercial alloy steel", *Powder Metallurgy* 23, 3, 198-202 (1980).
- [9] Evans A.G. y Faber K.T., "On the crack growth resistance of microcracking brittle materials", en: "Fracture in Ceramic Materials" (Ed. Evans A.G.) pp. 109-125, Noyes Publications, New Jersey, USA (1984).
- [10] Knott J.F., "Fundamentals of Fracture Mechanics", Butterworth Publishers, London, Great Britain, pp. 133 (1973).

6. AGRADECIMIENTOS

Se agradece a la Universidad Simón Bolívar (Venezuela) por la concesión de una beca institucional a H. D'Armas. Igualmente, se agradece a M. Marsal, del Servicio de Microscopía Electrónica de la UPC por su valiosa asistencia técnica.

DIFERENCIAS EN EL COMPORTAMIENTO A DEFORMACION CICLICA DE LA ALEACION Ti-6Al-4V EN FUNCION DE LA TEMPERATURA DE TEMPLE.

J.M.Manero, F.X.Gil, M. Marsal y J.A. Planell
Dept. Ciencia de los Materiales e Ingeniería Metalúrgica,
E.T.S. Ingenieros Industriales de Barcelona.
Universidad Politécnica de Cataluña.
Av. Diagonal 647. 08028-Barcelona.

Resumen. En primer lugar, se ha caracterizado la microestructura resultante al templar la aleación Ti-6Al-4V desde diferentes temperaturas de solución, mediante microscopía electrónica de barrido y transmisión. En segundo lugar, se ha estudiado el comportamiento de las diferentes muestras tratadas térmicamente a fatiga oligocíclica para $R=-1$ y a una amplitud de deformación de $\Delta\epsilon/2 = \pm 5 \times 10^{-3}$ y se han caracterizado los diferentes mecanismos de deformación que tienen lugar. Se observa que el rango de temperaturas de solución de 850-900°C, aparece la mayor proporción de fase β metaestable, la cual al deformarse se transforma en martensita inducida por tensión que retarda el crecimiento de la grieta.

Abstract. The cyclic deformation behaviour of Ti-6Al-4V alloy heat treated at temperatures over and under its β -transus has been studied. The fatigue specimens were cyclically deformed in tension-compression under strain control $R=-1$ with total strain amplitude of cyclic $\Delta\epsilon/2 = \pm 5 \times 10^{-3}$. Specimens heat treated at 900°C and water quenched had higher fatigue lives to the other treatments. High heat treated temperatures resulted in a greater amount of β and more probable to transform to martensite during a water quench.

1. INTRODUCCION

Aunque existen estudios del comportamiento a fatiga de la aleación Ti-6Al-4V con una microestructura equiaxial del tipo mill-annealed [1] o con microestructura laminar del tipo Widmanstätten [2], casi no existen trabajos con microestructuras aciculares del tipo martensítico. Las estructuras de temple obtenidas por debajo la β -transus son etapas previas de tratamientos térmicos conocidos de envejecimiento [3]. Se sabe que dichas estructuras presentan una gran vida a fatiga en comparación con las templadas por encima la β -transus. No obstante, para la aleación Ti-6Al-4V no está muy claro los mecanismos de deformación que tienen lugar cuando es sometida a fatiga.

Por tanto, en este trabajo se pretende estudiar el comportamiento a fatiga de la aleación Ti-6Al-4V templada tanto por encima como por debajo de la β -transus y ver como influye la temperatura de solución.

2. METODO EXPERIMENTAL

La aleación de Ti-6Al-4V utilizada fue suministrada en barras cilíndricas de 12 mm de diámetro, forjado a 950°C, recocido a 700°C durante 2 horas y enfriado al aire. La composición química de la aleación se muestra en la Tabla I, la cual cumple la norma ASTM F-136-84 para la utilización del Ti-6Al-4V para implantes quirúrgicos.

Se mecanizaron diferentes probetas para la realización de los tratamientos térmicos y los ensayos mecánicos. Por un lado, las estructuras templadas por encima la β -transus, se realizaron en un horno tubular con atmósfera de argón a una temperatura de solución de 1100°C durante 1/2 hora y posteriormente templadas en agua a 20°C. Por otro lado, las estructuras de temple por debajo la β -transus se realizaron a diferentes temperaturas de solución 750, 800, 850, 900 y 950°C durante 1/2 hora y posteriormente templadas en agua.

Los ensayos de deformación cíclica fueron realizados con una máquina servohidráulica de 100 KN de capacidad bajo un control de deformación de $R = -1$. La velocidad de deformación se mantuvo constante a $6.5 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ y la amplitud de deformación ensayada fué $\pm 5 \times 10^{-3}$.

La caracterización microestructural se llevó a cabo mediante microscopía electrónica de barrido y de transmisión.

3. RESULTADOS EXPERIMENTALES.

En la tabla II se exponen los resultados de los ensayos de tracción de las diferentes muestras templadas procedentes de tanto por encima como por debajo la β -transus. También se incluyen los valores para las microestructuras Mill-annealed y Widmanstätten para tener una idea comparativa. Estos resultados son los valores medios de 5 ensayos de tracción para cada microestructura, que pueden variar con los resultados de otros autores, debido a la gran dependencia de las propiedades mecánicas con la pureza del material [3].

Se deduce que la ductilidad de las microestructuras aciculares tipo martensita templadas por encima de β -transus, es considerablemente inferior que las microestructuras recocidas en la región $(\alpha+\beta)$ o Mill-annealed y las microestructuras de tipo laminar ó Widmanstätten. Por otro lado, los ensayos de tracción evidencian que las microestructuras procedentes de temple de la región $(\alpha+\beta)$ presenta una mayor ductilidad que las que proceden de temperaturas superiores a la β -transus. Las tratadas en la región $(\alpha+\beta)$ presentan una estricción media del 27%, mientras que las tratadas térmicamente por encima de la β -transus un valor de $\sim 2\%$.

En la gráfica de la **figura 1** se representa los valores de tensión - n° de ciclos para las muestras templadas desde las temperaturas de 800°C, 850°C y 900°C respectivamente. En esta gráfica se ha incluido la curva correspondiente a la temperatura de 1100°C para tener una idea comparativa con respecto a las muestras templadas desde la región β .

Se observa que las estructuras tanto templadas desde la región $(\alpha+\beta)$ como la β presentan un endurecimiento en los dos o tres primeros ciclos seguido de un reblandecimiento hasta fractura. También se observa que las muestras procedentes de la región $(\alpha+\beta)$ tienen una vida a fatiga muy superior a las estructuras templadas desde β . Se aprecia que a medida que se aumenta la temperatura de solución aumenta la vida a deformación cíclica alcanzando su máximo para la temperatura de 900°C.

Este hecho, en parte es lógico ya que las microestructuras β templadas están constituidas totalmente por martensita

α' [4], mientras que las $(\alpha+\beta)$ templadas están constituidas por una mezcla de fase α equiaxial y fase α' o β retenida en función de la temperatura de solución inicial que le dan una mayor ductilidad y vida a fatiga.

Si se caracterizan los mecanismos de deformación que tienen lugar cuando se deforman las estructuras martensíticas α' procedentes de templar por encima la β -transus se obtienen las **figuras 2a)** y **b)**. En la figura 2a se observa una muestra deformada a fatiga con un número de ciclos pequeño, 80 ciclos, que equivale a 0.02 Nf, siendo Nf el n° de ciclos a rotura. Mientras que, en la figura 2b, se tiene la muestra a un mayor n° de ciclos dónde se aprecia la formación de pequeñas maclas del modo $K_1 = \{10\bar{1}1\}$. Por lo que la comparación de ambas micrografías sugiere que el deslizamiento es previo al maclado. Por tanto, el principal mecanismo de deformación para las estructuras templadas desde la región β es el maclado del tipo $K_1 = \{10\bar{1}1\}$.

Por otro lado, las muestras templadas que proceden de temples desde la región $(\alpha+\beta)$ presentan mecanismos de deformación diferentes.

Si inicialmente estas muestras se caracterizan microestructuralmente antes de deformar, se tiene que están constituidas por granos equiaxiales de fase α y por los antiguos granos de β , que estaban en equilibrio con la fase α a la temperatura de solución, los cuales se han transformado total o parcialmente en placas de martensita α' o α'' .

En la **Fig 3a)** se representa las micrografías de S.E.M de las muestras tratadas térmicamente sin deformar a las temperaturas de solución de 750°C y 900°C, en dónde se observa claramente que la microestructura después del temple está constituida mayoritariamente por granos de fase α originales y la antigua fase β . En la **figura 3b)**, mediante la técnica del campo oscuro, se observa el grado de transformación de $\beta \Rightarrow \alpha'$ que tiene lugar respectivamente. Se demuestra que la transformación no ha sido total y por tanto, queda fase β no transformada.

Finalmente, si se estudia dichas muestras deformadas a fatiga se obtiene la figura 4, dónde se observa que la fase β retenida ha desaparecido. Mediante la técnica de difracción de electrones se demuestra que la fase β retenida al deformarse se transforma en martensita α'' ortorrómbica al igual que otras aleaciones comerciales de Titanio [3].

Dicha transformación conlleva una expansión en volumen que hace que los bordes de los granos de fase α que están en contacto con los antiguos granos de β presenten una deformación plástica apreciable.

4. DISCUSION

El hecho de que las estructuras templadas por encima la β -transus presenten una vida a fatiga más corta es debido a que la microestructura está constituida por placas de fase α' más o menos paralelas entre si con unas orientaciones preferenciales. Estas microestructuras presentan unas velocidades de propagación de grietas mayores que las microestructuras correspondientes a la región ($\alpha+\beta$), formada por granos equiaxiales de fase α y fase martensítica α' , debido a que la grieta se propaga fundamentalmente siguiendo las interfaces entre placas α' - α' sin encontrarse con otras colonias de placas α' de diferente orientación [5].

Al deformar a fatiga la microestructura α' , el principal mecanismo de deformación es la formación de pequeñas maclas $K_1 = \{1011\}$, que a medida que aumenta el número de ciclos va introduciendo una deformación plástica permanente. Este hecho, juntamente a la rápida propagación de grieta, acorta la vida a fatiga de la microestructura α' .

Por el contrario, las estructuras de temple procedentes de la región ($\alpha+\beta$) presentan mecanismos de deformación diferentes. Por un lado, la presencia de granos equiaxiales de fase α frena el crecimiento de la grieta. Este hecho ya se observó para las estructuras Mill-anealed, donde el límite de grano de fase α ofrece una barrera efectiva a la propagación de grieta.

Y por otro lado, y quizás el efecto más importante, es que los antiguos granos de β presentan después de temple fase β metaestable. Es conocido que para algunas aleaciones ($\alpha+\beta$) o β -Ti, la deformación de la fase β metaestable provoca la transformación de esta en martensita ortorrómbica α'' produciéndose una expansión en volumen y dando lugar a un efecto de cierre sobre la grieta.

El hecho de que exista fase β después del temple en la aleación de Ti-6Al-4V se puede explicar porque el contenido local de V (β -estabilizante) en la fase β es superior al 4% que nos indica la composición química, llegando a estabilizar dicha fase y evitar la transformación martensítica.

Si se realiza un análisis químico cuantitativo mediante un espectrómetro de energía dispersada de rayos X en los antiguos granos de fase β se obtiene los resultados de la **tabla III** donde se aprecia lo comentado anteriormente. Para las temperaturas de 750-850°C la concentración es mayor a la media del material.

La mayor concentración de Vanadio en los granos de fase β es debido a que los granos de fase α tienden a expulsar el V hacia los granos de β y puesto que a estas

temperaturas de solución bajas la proporción de fase α es mucho mayor que la β (Fig 3a), ésta tiende a concentrarse de β -estabilizantes.

El hecho de que las muestras tratadas térmicamente en el rango de 850-900°C presenten una mayor vida a fatiga está asociado con la mayor presencia de fase β retenida. A pesar de que la β sea más inestable, existe más fase β retenida ya que hay mayor proporción de granos de β según la regla de la palanca en el diagrama de equilibrio. Estudios recientes todavía en curso mediante análisis de imagen parecen demostrar que la fracción volumétrica de la fase β retenida para la temperatura de solución de 900°C es significativamente superior a la que se observa para las demás temperaturas de solución.

5. CONCLUSIONES

1.- El principal mecanismo de deformación de las estructuras martensíticas α' procedentes de la región β es la formación de maclas del tipo $K_1 = \{10\bar{1}1\}$ en el interior de las placas α' .

2.- Se observa la presencia de fase β retenida que no se ha transformado durante los temples desde la región ($\alpha+\beta$), la cual al deformarse a fatiga produce un efecto de cierre de grieta que ya ha sido referenciado para otras aleaciones de Titanio.

3.- Los resultados previos obtenidos permiten deducir mediante el análisis de imagen que las muestras tratadas térmicamente a las temperaturas de solución de 850-900°C son las que tienen una mayor proporción de fase β retenida, de ahí que sean las que posteriormente presenten una mayor vida a deformación cíclica.

6. BIBLIOGRAFIA

- [1]. R.J.H. Wanhill, R. Galatolo y C.E.W. Looije. Int. J. Fatigue. Vol 11. p. 407-416 (1989)
- [2]. J.M. Manero, F.X. Gil y J.A. Planell. Anales de Mecánica de la Fractura. Vol 11. p. 399-405 (1994)
- [3]. R. Boyer, G. Welsch y E.W. Collings. "Materials Properties: Handbook Titanium Alloys". ASM International. ISBN. 0-87170-481-1 pp. 617-620. (1994)
- [4]. I.J. Polmear. "Light Alloys. Metallurgy of the Light Metals" Ed. Edwald Arnold (Publisher). London. 1981.
- [5]. J.M. Manero, F.X. Gil y J.A. Planell. Anales de Mecánica de la Fractura. Vol 12. p. 338-342 (1995)

Tabla I. Composición química de la aleación objeto de estudio.

Al	V	Fe	C	O ₂	N ₂	H ₂
6.1	4.0	0.11	0.021	0.09	0.010	0.003

Tabla II.- Características mecánicas a tracción.

Tr. térmico	Microestructura	σ_o (MPa)	σ_R (MPa)	% Elong.	% Estric.
Forjada 950°C, recocida 700°C y enfriada al aire V = 4°C/min	Mill-annealed Fase α equiaxial + estructura en cesto	986 ± 12	1050 ± 10	14 ± 2	36 ± 3
T.T. Solución 1100°C (1h) y enfriada al aire V = 4°C/min	Widmanstätten Placas de fase α -Widmanstätten + β residual	860 ± 10	992 ± 10	6 ± 2	15 ± 2
T.T. Solución 1100°C (1h) y templada en agua	Martensita Placas de fase α' aciculares	970 ± 15	1144 ± 12	4 ± 2	1,7 $\pm 2,5$
T.T. Solución 950°C y templada en agua	Granos de fase α + fase α'	975 ± 8	1060 ± 11	4,2 ± 1	19 ± 2
T.T. Solución 900°C y templada en agua	Granos de fase α + β retenida + fase α'_m	860 ± 10	953 ± 14	19,5 ± 2	26,8 $\pm 2,6$
T.T. Solución 850°C y templada en agua	Granos de fase α + β retenida + fase α'_m	825 ± 10	929 ± 11	18,2 ± 2	26,8 $\pm 2,6$
T.T. Solución 800°C y templada en agua	Granos de fase α + β retenida + fase α'_m	840 ± 12	927 ± 12	20,5 $\pm 1,5$	28,3 $\pm 2,3$
T.T. Solución 750°C y templada en agua	Granos de fase α + β retenida + fase α'_m	820 ± 10	920 ± 10	20,5 $\pm 1,8$	29,2 $\pm 2,4$

Tabla III. Composición química de los antiguos granos de β .

	750°C	800°C	850°C	900°C	950°C
% Al	3.55 \pm 0.07	3.57 \pm 0.06	3.65 \pm 0.07	3.90 \pm 0.07	4.1 \pm 0.08
% Ti	91.16 \pm 0.3	91.13 \pm 0.3	92.1 \pm 0.34	92.0 \pm 0.34	91.1 \pm 0.4
% V	6.30 \pm 0.13	5.95 \pm 0.12	5.25 \pm 0.13	5.05 \pm 0.13	4.60 \pm 0.1

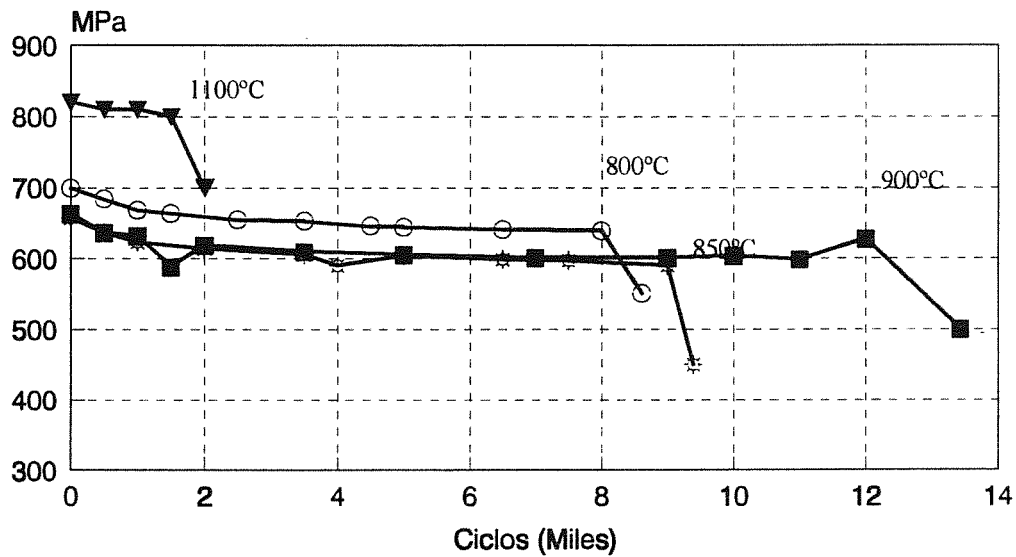


Fig.1 Curvas de tension - n° de ciclos de las muestras con diferentes temperaturas de solución.

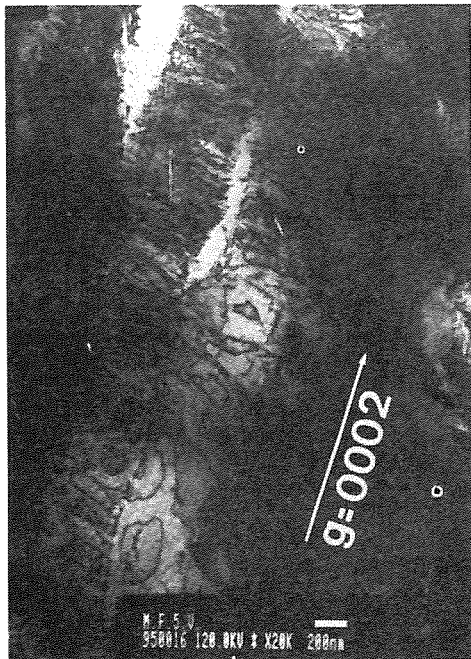


Fig. 2 Micrografias de TEM de: a) Muestra deformada a fatiga a N= 80 ciclos..



b) Muestra deformada a fatiga a N= 250 ciclos

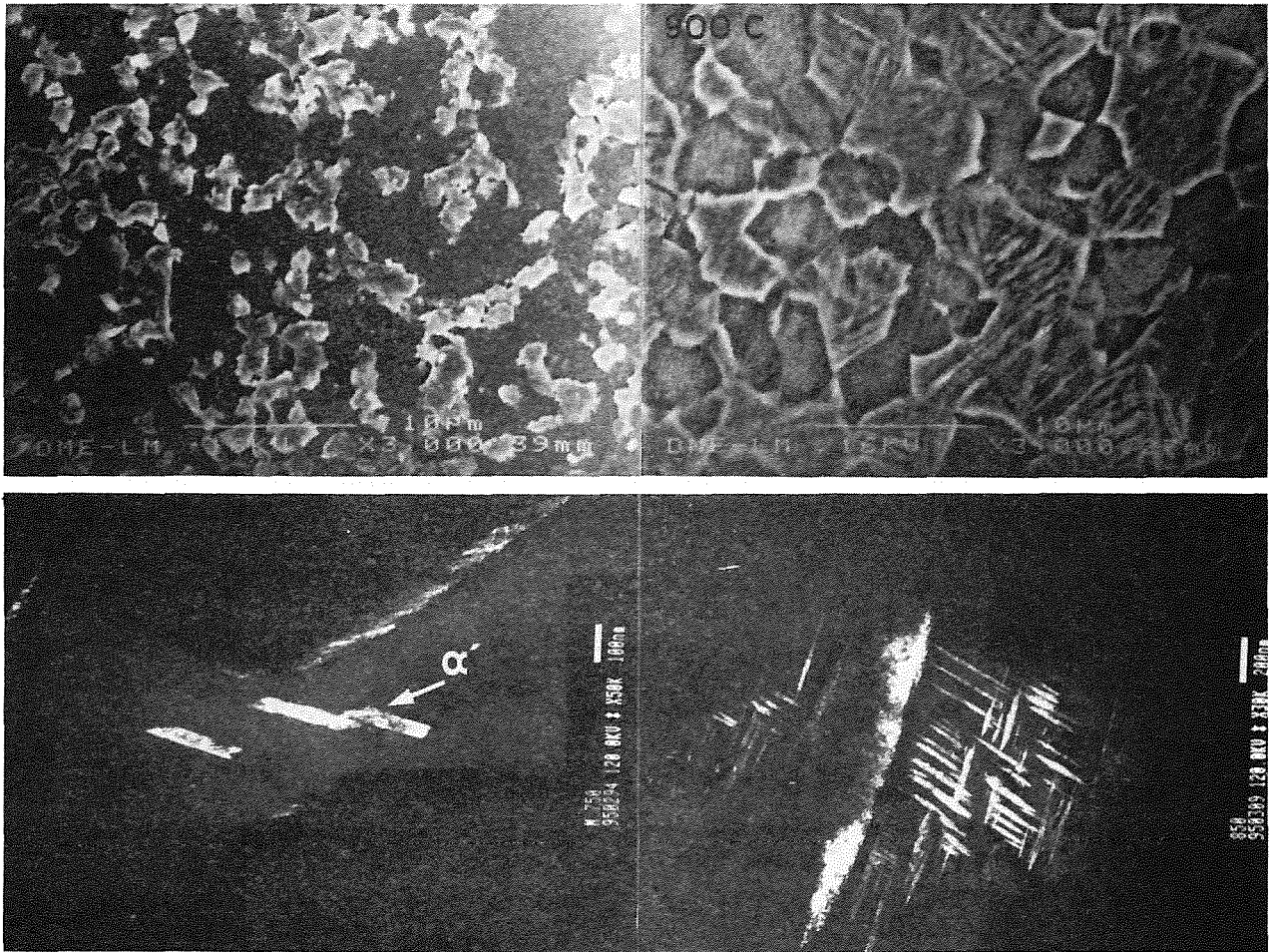


Fig 3a) Micrografías de microscopía electrónica de barrido de la muestras tratadas térmicamente a 750 y 900°C y posteriormente templadas en agua. b) Micrografías de microscopía electrónica de transmisión en campo oscuro, en donde se observa la transformación de $\beta \Rightarrow \alpha'$ en los antiguos granos de β .



Fig 4. Micrografía de microscopía electrónica de transmisión de la muestra sometida a fatiga oligocíclica, donde la fase β retenida se ha transformado en martensita α' inducida por tensión.

A SAFE APPROACH TO ENVIRONMENTALLY ASSISTED CRACKING EVALUATION

V. Kharin and J. Toribio

Departamento de Ciencia de Materiales, Universidad de La Coruña
E.T.S.I. Caminos, Campus de Elviña, 15192 La Coruña, Spain.

Abstract. In another paper in this journal, ample experimental evidence is presented of uncertainty of the threshold stress intensity factor (SIF) and the crack growth kinetics (CGK) curve in environmentally assisted cracking (EAC). Thus the extent to which these items are the properties of *only* the material and the environment becomes an open issue and some problems still need resolution. A rigorous local fracture mechanics approach to EAC—in which all influencing factors are treated autonomously, i.e., in terms of *local* values at the crack tip—is emphasised to advance towards a resolution of these problems. In addition, a *safe* approach is proposed for design against EAC.

Resumen. En otro artículo de este volumen se presenta abundante evidencia experimental sobre incertidumbre en el factor de intensidad de tensiones umbral y en la curva de cinética de crecimiento de fisuras en ambiente agresivo. Hasta qué punto estos parámetros son propiedades *sólo* del material y del entorno electro-químico es una cuestión no resuelta. Se aborda en este trabajo un planteamiento riguroso del problema mediante mecánica de fractura *per sé*, es decir, planteando las variables que influyen en el fenómeno en términos de valores *locales* en el extremo de la fisura. Se sugiere también un método *seguro* para el diseño ingenieril frente a la fisuración en ambientes agresivos.

1. INTRODUCTION

Another paper in this journal [1] gives a collection of manifestations of non-uniqueness of the CGK curve which produce uncertainty in EAC evaluation. This brings doubts concerning the intrinsic character of the basic quantities and demonstrates a shortcoming of current fracture mechanics treatment of EAC. In effect, this shows that the extent to which CGK curve and threshold SIF are the properties of *only* the material and the environment becomes an open issue and some problems on EAC evaluation using fracture mechanics still need resolution.

2. TOWARDS A RIGOROUS FRACTURE MECHANICS TREATMENT OF EAC

Common fracture mechanics treatment to EAC is built up on correlation between crack growth rate (CGR), SIF and bulk environmental characteristics. Strictly speaking, when one relies on the principal fracture mechanics idea of crack tip autonomy and expands this approach into the domain of EAC, *all* the influencing

factors should be treated *autonomously*, i.e., in terms of local quantities related just to the crack tip zone. This procedure would exclude a high degree of uncertainty in the analysed concepts of CGK curve and threshold SIF.

With regard to mechanical concepts of a kinematic nature, it should be noted that the global or externally-applied displacement rate (or loading rate) is only a control variable in EAC tests. The relevant reference variable is the *local* strain rate at crack tip (or, equivalently, the rate of CTOD or the SIF rate K^*), since this is the exact location where all EAC events proceed, as discussed in a previous work [2].

In the matter of electrochemical aspects, a proper characterisation of the environment requires the use of its *local* characteristics in the near-tip region, too. In particular, with regard to EAC under corrosion conditions in aqueous electrolytes, it is well documented that parameters of bulk environment such as hydrogen ion exponent pH, electrode potential E_V , activities (concentrations) of influencing environmental species c_i ($i=1, \dots$), etc., can differ significantly from their local counterparts at the crack tip (cf. [3,4]).

The relations between *bulk* and *local* (crack-tip) environment characteristics are governed by kinetic processes of mass-charge transfer and chemical reactions, and by environmental currents [4-8]. Thus, local environment state depends on time *t*, mechanical variables (stress-strain state), crack geometry (crack length and width) and kinematic variable (the rate of strain or CTOD). Evidences of distinct in-crack electrochemistries dependent on crack length *a* are reported in [9]. One key factor of a geometric nature is the opened crack profile as the width of the mass-transfer canal represented by the crack opening displacement (COD) δ over the whole crack area. Diverse alterations of pH^{CT} and E_V^{CT} in specimens with stationary crack at different load levels—and correspondingly crack stretchings δ —are notified in [4]. The value of CTOD rate (or K° for small scale yielding) must be considered to reflect the influence of kinetic physico-chemical processes (surface passivation, hydrogenation etc.) and strain-dependent dynamics affecting crack-tip physico-chemistry (oxide film creation/rupture, bare metal exposure, etc.).

Relations between *bulk* and *local* (crack tip) environment characteristics may be expressed as follows:

$$\text{pH}^{\text{CT}} = \text{pH}^{\text{CT}}(t, \text{pH}, E_V, c_j, a, \delta, K^\circ) \quad (1)$$

$$E_V^{\text{CT}} = E_V^{\text{CT}}(t, \text{pH}, E_V, c_j, a, \delta, K^\circ) \quad (2)$$

$$c_i^{\text{CT}} = c_i^{\text{CT}}(t, \text{pH}, E_V, c_j, a, \delta, K^\circ) \quad (3)$$

$(i, j=1, \dots; i \neq j)$

where the superindex CT indicates the crack tip values. As a matter of fact, the right hand parts of these relations are not functions of the instantaneous values of displayed variables but rather functionals over their time histories, in particular over the trajectories $a(t)$ and $\delta(t)$. In general, crack tip environmental parameters (1)-(3) usually vary along a specific path at every particular run of EAC for nominally the same couple material-environment in terms of its bulk parameters (cf. [4]). The total process time and particular loading/cracking history both influence crack tip environment, which follows its own way of variation whilst EAC proceeding renders some CGK curve (Fig. 1). It is clear that instantaneous CGR at a given SIF must then correspond just to instantaneous values of local environment parameters [4].

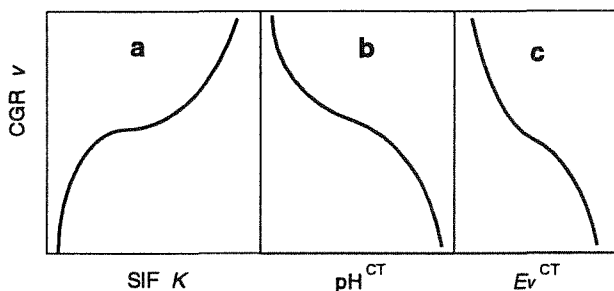


Fig. 1. Trends of variation of CGK and crack tip environment parameters during EAC tests under corrosive conditions in changeless bulk environment.

This implies that there is no reason to expect uniqueness of fracture mechanics characteristics of EAC for couples *(material; bulk environment)* in general, since EAC is governed by crack tip environmental variables which have their own histories of evolution (1)-(3). Apparently, EAC may be related directly to bulk environment characteristics only for gases of rather low viscosity (e.g., hydrogen) or at sufficiently high pressure (e.g., for water vapour or hydrogen sulphide) so that bulk and crack tip activities, i.e., partial pressures, of responsible species can be practically identical [7,8]. Thus uniqueness of the whole CGK curve—and of the threshold SIF in particular—may be expected only at fixed crack-tip straining dynamics with respect to the couple *(material; local environment)* which presumes control of the second constituent (the environment) in the vicinity of crack tip. Since the latter is variable and difficult to monitor in practice, these legitimate fracture mechanics characteristics of EAC seem to lose importance in engineering.

However, given a bulk environment, all conceivable evolutions of the EAC process surely lie within some closed region in the space of the complete set of directly governing variables, i.e., crack tip mechanical (*K* and K°) and physico-chemical ($\text{pH}^{\text{CT}}, E_V^{\text{CT}}$ and c_i^{CT} , etc.) ones. With regard to evaluation of environmental degradation of materials and assessment of structural performance, *K*-slices of this domain are of interest, where the worst combination of the remaining variables with regard to EAC facilitation can be found (*the worst state*). This worst situation may happen in various ways, e.g., it can be established asymptotically as a steady-state or achieved temporarily at intermediate times.

An explanation of this matter can be found in the data of EAC studies for metals in aqueous environments, shown in Fig. 2 (cf. [4]). Given a specified couple *(material; bulk environment)*, from the data about actual variation of crack tip environment characteristics pH^{CT} and E_V^{CT} (Fig. 2a) the intensity of hydrogen evolution (*hydrogenation index*) at the crack tip may be estimated using the shift of electrode potential [4]:

$$\Delta_{HE}E_V^{\text{CT}} = E_V^* (\text{pH}^{\text{CT}}) - E_V^{\text{CT}} \quad (4)$$

which relates local electrochemical variables with the thermodynamic stability border for water given by the equation of Nernst line (referred to the crack tip):

$$E_V^* = \alpha + \beta \text{pH}^{\text{CT}} \quad (5)$$

$$(\alpha = -0.014\text{V}, \beta = -0.059\text{V})$$

It was found (cf. [4]) that the index of hydrogenation $\Delta_{HE}E_V^{\text{CT}}$ during EAC tests of steels approaches asymptotically the most negative level $(\Delta_{HE}E_V^{\text{CT}})_{\text{min}}$, (see Fig. 2b), which provides the most severe hydrogenation. Therefore, this case yields the example of the worst steady-state attained in EAC promoted by metal hydrogenation from a corrosive environment.

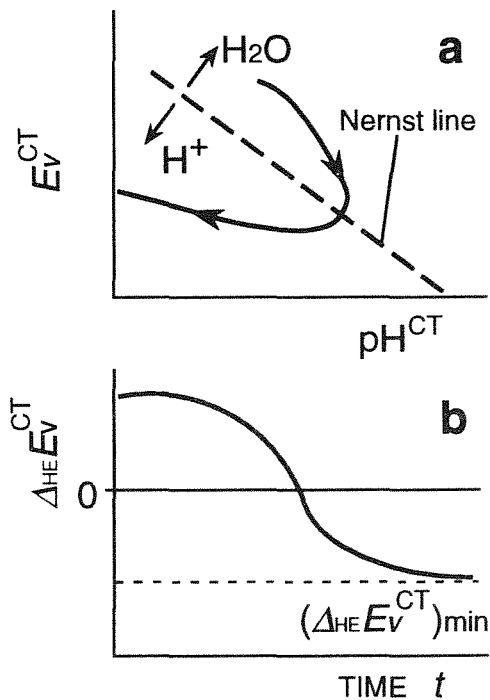


Fig. 2. Typical progress of crack tip conditions in EAC: (a) progress of crack tip electro-chemistry as the crack grows; (b) progress of hydrogenation index with time.

On the other hand, the transient worst state may occur resulting from the competition of the rates of passivation reaction, liquid diffusion and deformation-controlled film rupture which all affect EAC in certain systems [10]. There crack tip strain rate (CTOD-rate or K^*) becomes the relevant process variable responsible for maximum facilitation of EAC.

Thus the *worst state* seems to be indeed the intrinsic attribute of the material-environment system (the latter considered in a global sense, i.e., as bulk environment). Accordingly, the same may be expected with regard to fracture mechanics characteristics of EAC process: the threshold SIF and the CGK curve as a whole.

3. AN APPROACH TO SAFE EVALUATION OF EAC

The above considerations suggest the modification of the customary concepts of EAC threshold and CGK curve. A first conceptual item emerges regarding discrimination between the *conventional threshold* for which crack extension does not occur for "infinite" time (i.e., reasonably long in practice) and the *true (physical) threshold* as the limit below which crack extension is impossible in a given system \langle material; bulk environment \rangle . The latter meaning refers to the weakest resistance against local rupture at the crack tip provided either by steady state equilibrium in the kinetic process of metal-environment interaction or by the maximal degree of attainable environmental degradation of the material. The first one is familiar to hydrogen assisted

cracking where the threshold corresponds to maximum hydrogenation of metal when equilibrium hydrogen concentration in metal is reached [11]. The other may occur "instantaneously" under dynamic loading conditions when the notion of equilibrium is not relevant. For whichever case, the true (physical) threshold may be defined as follows:

The EAC threshold is the minimum SIF (lower limit) at which EAC ever starts for the worst stationary or transient crack tip state.

Such a lower limit bounds the set of all *apparent* threshold values which could be experienced. An equivalent definition may also be stated if one would like to emphasise the upper limit at which no EAC occurs, accordingly, as follows:

The EAC threshold is the maximum SIF (upper limit) at which EAC never occurs for the worst stationary or transient crack tip state.

Then the threshold level can be viewed as the lower limit when environment induced CGR $\nu > 0$ is possible or the upper limit to preserve $\nu = 0$ despite a possible harmful environment. Given a stationary crack tip state, the term "infinite time" may be used instead of "never", with the meaning of "reasonably long" from the engineering point of view (conventional threshold).

The definition of CGK curve as the intrinsic characteristic of the couple \langle material; bulk environment \rangle also requires the use of limits to bound the region (in the ν - K space) of all possible CGR values of EAC that can happen for different SIF levels, as follows:

The CGK curve is a plot representing the maximum instantaneous CGR (upper limit) at a given SIF.

The concept of the worst state is implicitly involved in this definition since the maximum is considered, and this *worst state* is characterised by the whole set of variables representing crack tip environment as well as the crack tip strain rate (CTOD rate or K^*) when dynamics of competing processes may be essential. Then the *material's* CGK curve is the *envelope* of all possible CGK curves for a given \langle material; bulk environment \rangle system. Thus it can be considered as a *master curve* or *reference curve*, as shown in Fig. 3. It can be used in engineering design against EAC to provide reliable conservative estimations of performance (*safe approach*) in the framework of engineering fracture mechanics.

Correspondingly, EAC testing techniques should involve artificial maintenance of these most severe crack tip interactions which provide the strongest EAC impact. Clearly, this implies incorporation of the bounding procedures to establish the proper limits for crack tip mechanics and physico-chemistry to evaluate the weakest EAC resistivity. In this way, the basic EAC characteristics for a given material-environment system can be obtained, thus providing conservative

evaluation of EAC resistance of materials and structures [4]. Obviously, this requires more extensive testing to find the worst among all possible behaviours. This could be reduced by proper modelling and development of prediction techniques regarding involved interactions.

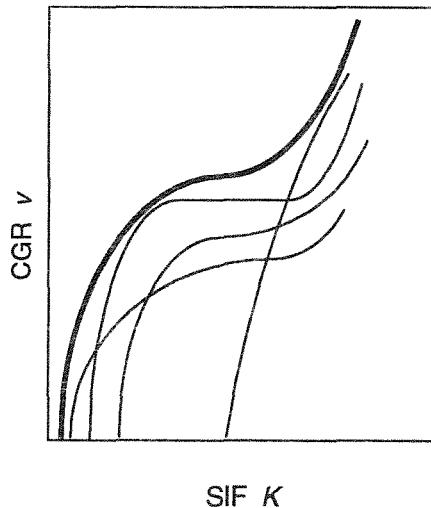


Fig. 3. The *worst* CGK curve (bold) for the couple \langle material; bulk environment \rangle as the envelope of all possible CGK curves (reference curve or master curve).

4. CONCLUSIONS

Some deal of uncertainty of EAC characterisation caused by complicated inter-relations of local (crack-tip) and bulk environmental parameters is eliminated by a rigorous fracture mechanics approach which is essentially *local*, and thus both mechanical and environmental EAC-factors must be treated in terms of local values related to the crack tip.

Rigorous definitions of threshold SIF (for both stationary and transient conditions) and CGK curve are provided on the basis of the concept of the *worst state* at the crack tip, towards a *safe approach* to EAC in the framework of engineering fracture mechanics.

The concept of the worst state is implicitly associated with a *material's* CGK curve as the *envelope* of all possible CGK curves for a given \langle material; bulk environment \rangle system. It can be used in engineering design against EAC to provide reliable conservative estimations of performance.

Acknowledgements

This work was funded by the Spanish DGICYT (Grant UE94-001) and Xunta de Galicia (Grants XUGA 11801A93 and XUGA 11801B95). One of the authors (VKh) is also indebted to the Spanish Office of NATO (Scientific Affairs Division) and DGICYT (Grant SAB95-0122) for supporting his stay as a visiting scientist at the University of La Coruña.

REFERENCES

[1] V. Kharin and J. Toribio, *Anales de Mecánica de la Fractura* 13 (1996): in this issue.

[2] J. Toribio, *ASTM STP 1210* (Philadelphia, PA: ASTM, 1993): pp. 105-122.

[3] J.A. Smith, M.H. Peterson, B.F. Brown, *Corrosion* 26 (1970): pp. 539-542.

[4] V. Panasyuk, V. Kharin, in "Environment Assisted Fatigue", eds. P. Scott and R.A. Cottis (London, UK: MEP, 1990): pp. 123-144.

[5] J. Newman, W.H. Smyrl, *Metall. Trans.* 5 (1974): pp. 469-474.

[6] P. Doig, P.E.J. Flewitt, *Metall. Trans.* 14A (1983): pp.978-983.

[7] R.P. Wei, G.W. Simmons, *Int. J. Fracture* 17 (1981): pp. 235-247.

[8] M. Lu, P.S. Pao, T.W. Weir, G.W. Simmons, R.P. Wei, *Metall. Trans.* 12A (1981): pp. 805-811.

[9] K. Minoshima, T. Sugiyama, K. Komai, *JSME Int. J.* 33 (1990): pp. 520-526.

[10] F.P. Ford, in "Treatise on Materials Science and Technology, Vol. 25: Embrittlement of Engineering Alloys", eds. C.L. Briant and S.K. Banerji (New York: Academic Press, 1983), pp. 235-274. .

[11] H.G. Nelson, in "Treatise on Materials Science and Technology, Vol. 25: Embrittlement of Engineering Alloys", eds. C.L. Briant and S.K. Banerji, (New York: Academic Press, 1983): pp. 275-359.

APLICACIÓN DE LA INTEGRAL J EN LA PROPAGACIÓN DE GRIETAS POR FATIGA EN CONDICIONES ELASTO-PLÁSTICAS

M.A. Linaza y J.M. Rodríguez Ibabe

Centro de Estudios e Investigaciones Técnicas de Gipuzkoa (CEIT) y
Escuela Superior de Ingenieros Industriales
Pº. Manuel de Lardizabal, 15, 20009 San Sebastián (País Vasco)

Resumen. En el presente trabajo se analizan los resultados obtenidos al estudiar la propagación de grietas por fatiga en condiciones elasto-plásticas en un acero con microestructura ferrítico-perlítica y en una soldadura, utilizando como parámetro ΔJ en lugar de ΔK . Las velocidades de propagación de grieta observadas han podido relacionarse con ΔJ a través de expresiones similares a la ecuación de Paris. Los exponentes obtenidos oscilan entre 1.2 y 1.5. Por otra parte, transformando los datos de ΔK correspondientes a los ensayos en los que es aplicable la MFEL en valores ΔJ , se ha comprobado que este último resulta un parámetro válido para cuantificar da/dN en todo el rango de velocidades de propagación.

Abstract. Fatigue crack propagation under elastic-plastic conditions for a steel with ferrite-pearlite microstructure and a weldment has been studied. ΔJ parameter instead of ΔK has been used to analyse the results. It has been possible to relate crack propagation rates and ΔJ values using a relationship similar to Paris equation, and for the exponent of the relationships values ranging from 1.2 to 1.5 have been found. On the other hand, after transforming ΔK values obtained in tests where LEFM applies, in their corresponding ΔJ values, the applicability of ΔJ parameter over the whole range of da/dN has been confirmed.

1. INTRODUCCIÓN

La velocidad de propagación de grietas por fatiga en condiciones elastoplásticas o de plasticidad generalizada es mayor que la predicha por la relación entre da/dN y ΔK . Las expresiones basadas en la MFEL pierden además su sentido físico por la presencia de plasticidad. Para caracterizar el campo de tensiones actuante en esas condiciones se han propuesto distintos parámetros elastoplásticos, como la integral J [1-3], el CTOD [4,5], o el tamaño de la zona plástica [6]. De todos ellos, la integral J parece ser la más adecuada.

El parámetro ΔJ resulta adecuado para relacionarlo con la velocidad de propagación si se supone que la grieta crece sólo durante la parte de carga del ciclo, de manera que cualquier cambio que ocurra en el material durante la descarga se refleje durante el siguiente ciclo de carga, o si se considera que el material, como consecuencia de las cargas cíclicas ha alcanzado un estado de saturación [7]. Bajo estos dos supuestos se

garantiza que durante la fatiga hay un comportamiento independiente del contorno de integración y el concepto de J puede aplicarse.

La correlación que se encuentra entre da/dN y ΔJ es de tipo Paris, de acuerdo a la expresión propuesta por Dowling y Begley [1]:

$$\frac{da}{dN} = D \cdot (\Delta J)^n \quad (1)$$

En este trabajo se ha estudiado la propagación de grietas por fatiga en condiciones elastoplásticas de dos aceros constituyentes de una caldera que contiene vapor de agua bajo presión en las centrales térmicas. Se ha utilizado el parámetro ΔJ para caracterizar velocidades de propagación superiores a $5 \cdot 10^{-6}$ m/c, con el objeto de estudiar la propagación de las grietas en condiciones en las que, bien por efecto de la temperatura, o de la presión sobre la caldera, las posibles grietas crecieran en una zona deformada plásticamente.

2. MATERIAL Y TÉCNICAS EXPERIMENTALES

Las características de los aceros estudiados se muestran en la Tabla 1. El acero A515 G70 posee una estructura ferrítico-perlítica y la soldadura una estructura muy fina constituida fundamentalmente por ferrita y carburos de pequeño tamaño. La caracterización de la propagación de grietas en estos aceros a través de ensayos da/dN- ΔK ya ha sido realizada anteriormente [8,9].

Tabla 1. Composición química (en % en peso) y propiedades mecánicas de los aceros analizados.

Acero	C	Mn	Si	P	S	Mo	σ _{ys} (MPa)	σ _{UTS} (MPa)	n
A515	.22	1.2	.035	.030	.004	-	318	541	0.198
Sold.	.08	1.9	.23	.012	.009	.45	417	707	0.281

Con el objeto de estudiar velocidades de propagación mayores que 5.10⁻⁶ m/c en estos materiales se han realizado ensayos utilizando la geometría de probeta que se señala en la Fig. 1, que ha sido mecanizada de acuerdo a la norma ASTM E813-88. Los ensayos se efectuaron bajo control de carga, con onda sinusoidal, a ΔP constante. La relación de cargas utilizada fue de R = 0.03 y el nivel de ΔK_{inicial} fue 30 MPa√m en todos los casos. La frecuencia de trabajo osciló entre 0.5 y 1 Hz. Durante el ensayo se fueron obteniendo sucesivos bucles carga-desplazamiento en función del número de ciclos aplicado. A partir de dichos registros se obtiene:

- 1) la pendiente que permite calcular la flexibilidad y a partir de ella estimar la longitud de la grieta.
- 2) el área bajo la curva carga-desplazamiento, a partir del cual se obtiene el valor de ΔJ utilizando la expresión propuesta por Merkle y Corten [10]:

$$\Delta J = \frac{1 + \alpha}{1 + \alpha^2} \cdot \frac{2 A}{B b} \quad (2)$$

siendo:

- A el área señalada en la Figura 2.
- B= B_{neto} (espesor de la probeta una vez restadas las entallas laterales)
- b = W - a
- $\alpha = \left[2 + 2 \cdot \left(\frac{2a}{b} \right) + \left(\frac{2a}{b} \right)^2 \right]^{1/2} - \left[2 + \frac{2a}{b} \right] \quad (3)$

Los valores de a obtenidos según este procedimiento se ajustaron a un polinomio de 2º grado de manera similar a la indicada por la norma ASTM E647-88a para la zona de Paris. Las velocidades de propagación se calcularon derivando el polinomio y a cada valor de da/dN se le asoció el correspondiente de ΔJ.

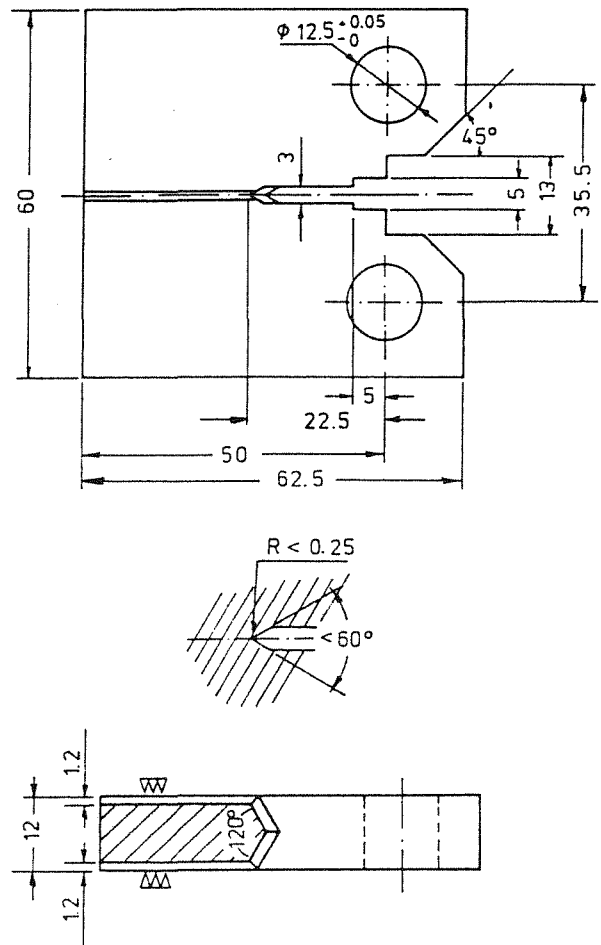


Fig. 1. Plano de la probeta compacta utilizada en los ensayos ΔJ.

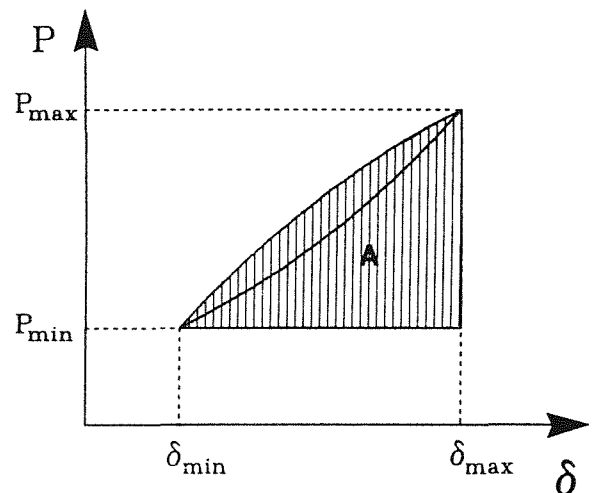


Fig. 2. Definición de ΔJ a partir de la curva carga-desplazamiento.

3. RESULTADOS

3.1. Acero A515

Se ha determinado la curva ΔJ - da/dN del acero A515 para una relación de cargas $R=0.03$, utilizando los registros carga-apertura correspondientes a distintos nº de ciclos de carga aplicados, para calcular a posteriori los valores de longitud de grieta y de ΔJ a ellos asociados. Estos mismos registros permiten detectar el cierre de grieta; en este caso se mantuvieron lineales a lo largo del ensayo lo que indica que no existe cierre de grieta. Los pares de valores ΔJ - da/dN obtenidos en el ensayo se han representado en escala doble logarítmica en la Figura 3. Estos datos admiten un ajuste mediante regresión lineal a una expresión de tipo Paris, ajuste que conduce al siguiente resultado:

$$\frac{da}{dN} = 5.95 \cdot 10^{-12} \cdot (\Delta J)^{1.26}; \quad r = 0.996 \quad (4)$$

donde da/dN está expresado en m/c y ΔJ en N/m.

A lo largo de este ensayo se han alcanzado velocidades de propagación del orden de $2 \cdot 10^{-6}$ m/c, para las cuales la plasticidad experimentada por el material era importante y se evidenciaba por la extricción del ligamento y la gran apertura de la boca de la entalla. Este último hecho hace impracticable la medida de la longitud de la grieta de manera indirecta a través de la flexibilidad para los últimos estadios del ensayo, ya que el extensómetro, ó no puede permanecer entre cuchillas, ó se encuentra fuera de rango. No obstante, antes de la fractura por desgarro dúctil de la probeta, la grieta ha crecido con da/dN superiores a los plasmados en la curva ΔJ - da/dN .

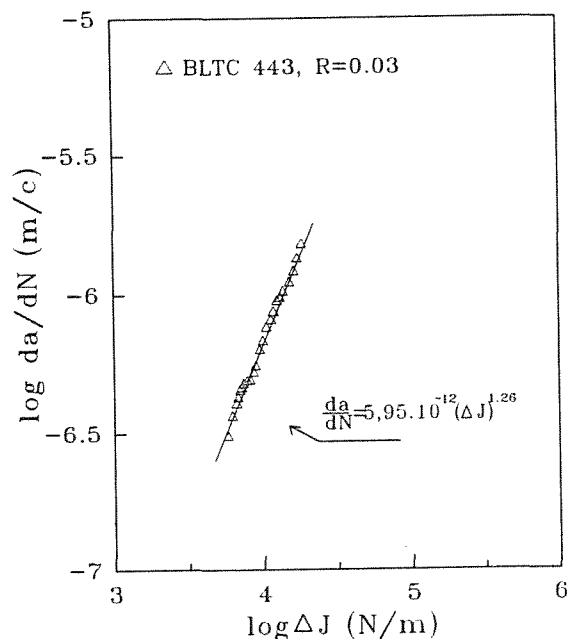


Fig. 3. Curva ΔJ - da/dN del acero A515.

El análisis fractográfico ha puesto de manifiesto que el crecimiento de grieta ha tenido lugar predominantemente por un mecanismo de formación de estrías, cuyo espaciado aumenta al hacerlo da/dN (Figura 4). Sólo en los últimos estadios de crecimiento es posible encontrar una pequeña cantidad de cavidades dúctiles nucleadas en inclusiones no metálicas, situadas en áreas cubiertas mayoritariamente por estrías.

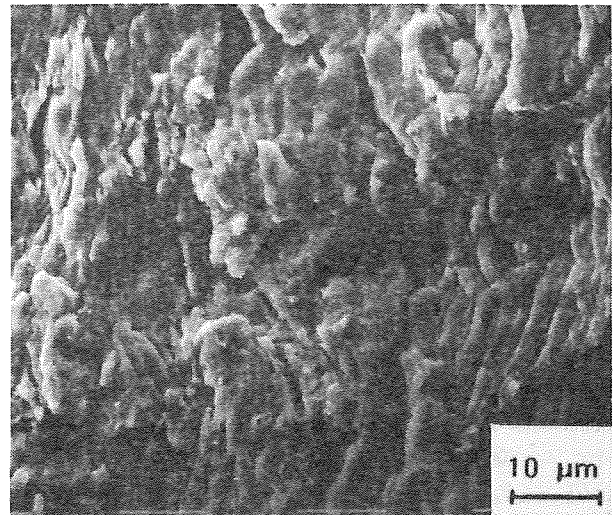


Fig. 4. Fractografía correspondiente a una probeta ΔJ del acero A515 ($\Delta K=63 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, $R=0.03$).

3.2. Soldadura

Los resultados de los ensayos ΔJ - da/dN correspondientes a las probetas de la soldadura ensayadas con $R=0.03$ a temperatura ambiente se indican en la Figura 5. Como puede observarse, existe una buena reproducibilidad entre los resultados de los distintos ensayos. Utilizando como parámetro ΔJ en vez de ΔK ha sido posible aumentar el rango de velocidades de propagación medido en un orden de magnitud con respecto a los niveles de da/dN alcanzados en los ensayos ΔK - da/dN .

Los resultados obtenidos admiten un ajuste a través de una ecuación del tipo Paris y, considerando simultáneamente los datos experimentales correspondientes a las tres probetas, la expresión que se obtuvo fue:

$$\frac{da}{dN} = 9.07 \cdot 10^{-13} \cdot (\Delta J)^{1.45}; \quad r = 0.996 \quad (5)$$

donde da/dN está expresado en m/c y ΔJ en N/m.

En la realización de dicho ajuste no se han considerado los tres últimos puntos correspondientes a las probetas 692 y 702, ya que claramente se desvían del resto. Estos puntos corresponden a unos niveles de ΔJ para los cuales la probeta experimentaba una deformación plástica importante y, en consecuencia, $B_{\text{real}} < B_{\text{neta}}$.

A partir de los registros periódicos de los bucles carga-apertura se analizó la posible existencia de cierre de grieta, debiendo señalarse que en ninguna probeta pudo identificarse la presencia de dicho efecto.

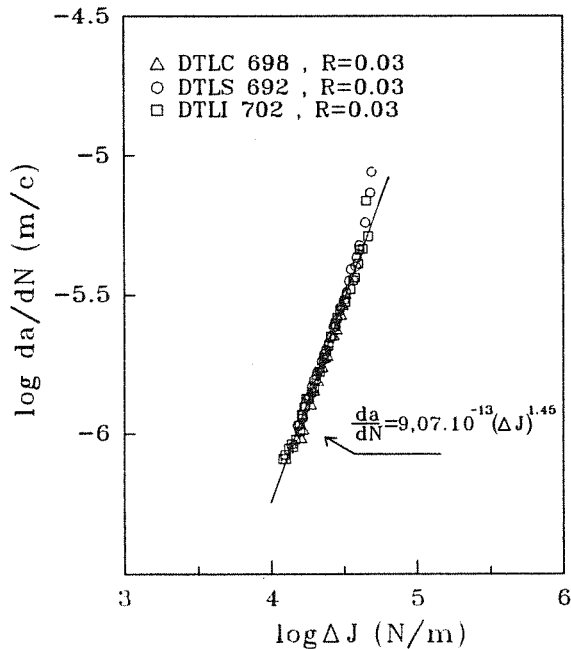


Fig. 5. Curva ΔJ-da/dN del acero de la soldadura

El estudio fractográfico de las probetas ensayadas pone de manifiesto que además de los mecanismos de formación de estrias son importantes también los fenómenos de nucleación y crecimiento de cavidades estáticas dúctiles a partir de partículas pequeñas correspondientes a inclusiones y carburos (Figura 6).

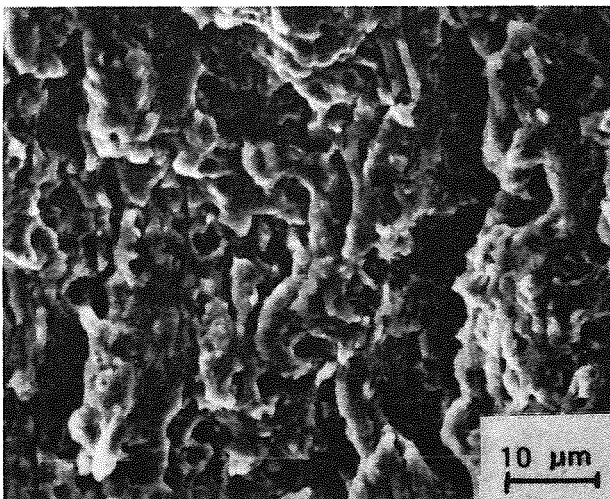


Fig. 6. Cavidades estáticas dúctiles en el acero de la soldadura ($\Delta K=65 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, $R=0.03$).

La fracción volumétrica de cavidades alcanza una saturación en un valor de aproximadamente el 7 %, y la distribución de estos "huecos" no es homogénea sobre la superficie de fractura, sino que presenta las heterogeneidades asociadas a la distribución de partículas.

4. DISCUSIÓN

En los ensayos realizados con el acero A515 y con el acero de la soldadura, bajo control de carga y con $R=0.03$, las velocidades de propagación de grieta observadas han podido relacionarse con ΔJ a través de las ecuaciones (4) y (5), cuyos exponentes son 1.26 y 1.45 respectivamente. Estos valores no difieren demasiado de los señalados en la bibliografía para otros aceros: n vale 1.56 para el acero AISI 316 [11] y 1.59 para el acero A533B [1].

Como puede deducirse de los coeficientes de correlación obtenidos, el parámetro ΔJ determinado a partir del área bajo el registro carga-apertura, y que por tanto considera la deformación elástica y plástica experimentada por el material en un ciclo de carga, permite analizar de manera correcta la propagación de grietas en condiciones elasto-plásticas. Con el objeto de comparar el grado de acuerdo entre los resultados obtenidos en los ensayos en los que es aplicable la MFEL y se utiliza el parámetro ΔK , y los correspondientes a los ensayos ΔJ se han transformado los datos de ΔK en ΔJ a partir de la expresión:

$$\Delta J = \frac{\Delta K^2}{E} \cdot (1 - \nu^2) \tag{6}$$

Así se han podido obtener las curvas $\log \Delta J - \log da/dN$ correspondientes a todo el rango de velocidades de propagación estudiado para el acero A515 (Figura 7) y para la soldadura (Figura 8).

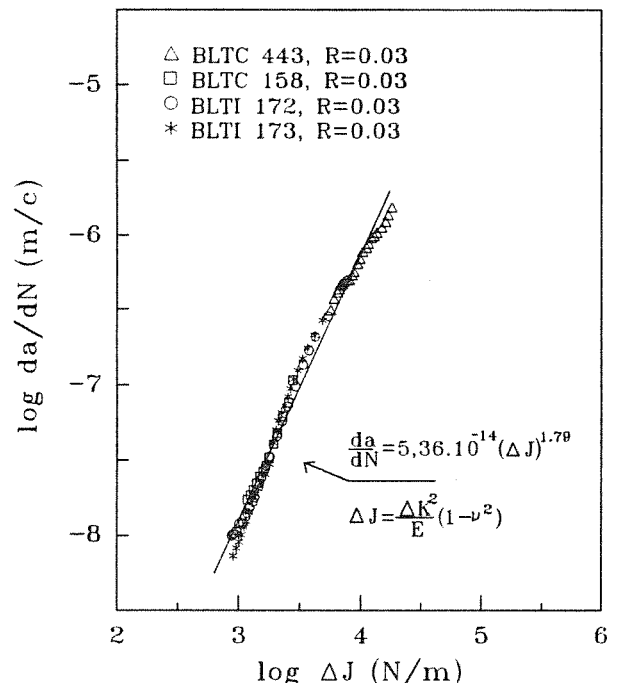


Fig. 7. Curvas ΔJ - da/dN para el acero A515 en todo el rango de velocidades de propagación.

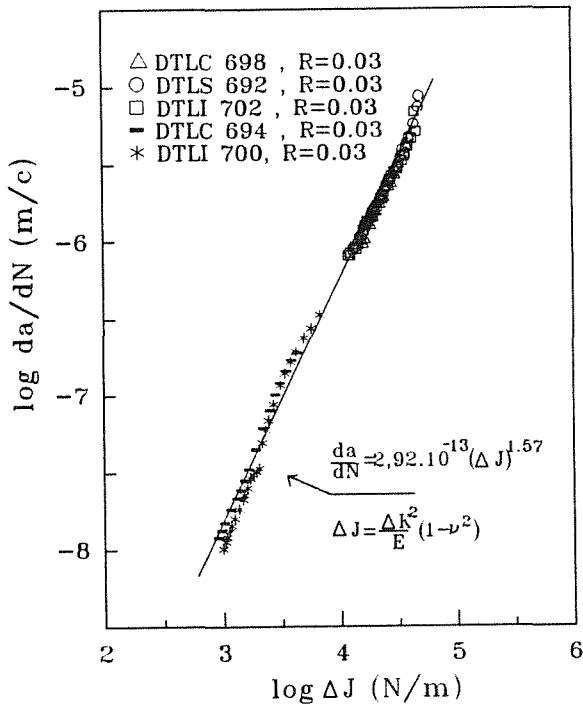


Fig. 8. Curvas ΔJ - da/dN para la soldadura en todo el rango de velocidades de propagación.

Como puede observarse, existe una buena correlación entre los dos grupos de datos en ambos aceros, de manera que todos los puntos correspondientes a velocidades de propagación elevadas, analizados mediante ΔJ , se encuentran en la zona correspondiente a la extrapolación de los resultados obtenidos cuando la grieta crece en un material en el que existe fluencia en pequeña escala ("ssy"). Ajustando todos los puntos correspondientes a cada acero a una sola recta mediante regresión lineal, se obtienen las siguientes ecuaciones:

$$\text{A515: } \frac{da}{dN} = 5.36 \cdot 10^{-14} \cdot (\Delta J)^{1.79}, \quad r = 0.993 \quad (7)$$

$$\text{Sold.: } \frac{da}{dN} = 2.92 \cdot 10^{-13} \cdot (\Delta J)^{1.57}, \quad r = 0.997 \quad (8)$$

donde da/dN está expresado en m/c y ΔJ en N/m.

A partir de estos ajustes queda de manifiesto que ΔJ resulta un parámetro válido para cuantificar da/dN , tanto en la zona en la que la propagación de grieta puede caracterizarse a través de la MFEL como en el intervalo de velocidades donde la misma deja de tener aplicabilidad.

Es importante señalar también, que aunque en estos ensayos se alcanzan velocidades de propagación muy

elevadas (sobre todo para el caso de la soldadura), no hay un aumento en da/dN superior al previsto por la ecuación de Paris (la correspondiente a los puntos de la primera zona en las Figuras 7 y 8). Esto es debido a que la colaboración de modos estáticos a la propagación de grieta es limitada. En el acero A515 la grieta progresa para todos los niveles de ΔJ estudiados por formación de estrías, y sólo puede encontrarse un pequeño n° de cavidades dúctiles en los últimos estadios de crecimiento. En el acero de la soldadura, además de mecanismos de estrías hay una contribución de modos estáticos dúctiles a la velocidad de propagación, que es más importante que en el acero A515. Sin embargo, la proporción en la que se encuentran las cavidades dúctiles en este material alcanza una saturación en un valor aproximado del 7%, tal y como se había observado en los ensayos para la determinación de la ecuación de Paris bajo $R=0.5$ a temperatura ambiente [9]. Incluso en los estadios finales de los ensayos, para los cuales $\Delta K = (\Delta J E / (1-\nu^2))^{0.5} \approx 100 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, y $da/dN \approx 10^{-5} \text{ m/c}$, no se ha observado una fracción de cavidades superior.

Para finalizar, puede decirse que al ser el mecanismo de fractura predominante la formación de estrías, con una muy limitada colaboración de mecanismos estáticos dúctiles, no se produce una aceleración significativa en el crecimiento de grieta. Según Lu y Kobayashi [12], dicha aceleración tiene lugar cuando hay un cambio en el mecanismo de fractura desde el que tiene lugar cuando $J_{\max} < J_{Ic}$, que es la formación de estrías, al que se activa cuando $J_{\max} > J_{Ic}$ que es el desgarramiento dúctil del acero. En estos aceros, con una alta tenacidad, los valores de J_{Ic} son muy superiores a los alcanzados en los ensayos de fatiga, de ahí el comportamiento observado.

5. CONCLUSIONES

La caracterización de la propagación de grietas por fatiga en condiciones elasto-plásticas a través del parámetro ΔJ en estos materiales ha puesto de manifiesto que:

- ΔJ es un parámetro adecuado para cuantificar la velocidad de propagación da/dN tanto en la zona de Paris como en el rango de velocidades superiores a 10^{-6} m/c .
- En los aceros estudiados el mecanismo fundamental de propagación es a través de la formación de estrías, con una colaboración limitada de modos estáticos, más importante en el caso del acero de la soldadura.
- El hecho de que los mecanismos estáticos que colaboran al crecimiento de la grieta para elevados valores de ΔJ alcancen una saturación, justifica la inexistencia de un aumento en da/dN por encima del previsto en los últimos estadios de los ensayos.

6. AGRADECIMIENTOS

Los resultados mostrados forman parte de un proyecto de investigación CECA (7210/KE/93). Los aceros estudiados fueron suministrados por la empresa MAGUE (Portugal). M.A. Linaza agradece al Gobierno Vasco - Eusko Jaurlaritza la concesión de una beca de investigación.

7. REFERENCIAS

- [1] Dowling, N.E., Begley, J.A., "Mechanics of Crack Growth", ASTM STP 590, American Society for Testing and Materials, pp. 82-103 (1976).
- [2] Dowling, N.E., "Cyclic Stress-Strain and Plastic Deformation Aspects of Fatigue Growth", ASTM STP 637, American Society for Testing and Materials, pp. 97-121 (1977).
- [3] Wüthrich, Ch., Int. Journ. of Fracture, 20, pp. R35-R37 (1982).
- [4] Mc Evily, A. J., Beukelmann, D., Tanaka, K., in "Proceedings of 1974 Symposium on Mechanical Behavior of Materials", Kyoto, 1, pp. 269-281 (1974).
- [5] Taira, S., Tanaka, K., Ogawa, S., Journal of the Society of Materials Science (Japan), 26, pp. 93-98 (1977).
- [6] Taira, S., Tanaka, K., in Proceedings of International Conference on Mechanical Behavior of Materials, Kyoto, 2, pp. 48-58 (1972).
- [7] Bowles, C.Q., "Advances in Fatigue Science and Technology", C. Moura Branco and L. Guerra Rosa Eds., Kluwer Academic Publishers, Dordrecht, pp. 467-487 (1989).
- [8] Linaza, M.A., Rodriguez, J.M. y Fuentes, M., Anales de Mecánica de la Fractura, 8, pp. 135-140 (1991).
- [9] Linaza, M.A., Rodriguez, J.M. y Fuentes, M., Reliability and Structural Integrity of Advanced Materials (ECF9), EMAS, 1, pp. 397-402 (1992).
- [10] Merkle, J.G., Corten, H.T., Journ. Pressure Vessel Techn., 96, pp. 286-292 (1974)
- [11] Lambert, Y., Saillard, P., Bathias, C., "Fracture Mechanics: Nineteenth Symposium", ASTM STP 969, T.A. Cruse Ed., American Society for Testing and Materials, Philadelphia, pp. 318-329 (1988).
- [12] Lu, Y-L, Kobayashi, H., "Pressure Vessel Technology", Liu Cengdian and R.W. Nichols, Eds., Pergamon Press, 2, pp. 783-790 (1989).

FATIGA EN MATERIALES DE NITRURO DE SILICIO

J. Bermudo, M. Li*, M. J. Reece* y M. I. Osendi

Inst. Cerámica y Vidrio, CSIC
28500 Arganda del rey. Madrid.*Queen Mary and Westfield College
University of London. London.

Resumen. En el presente trabajo se estudia el comportamiento de materiales de nitruro de silicio en condiciones de fatiga cíclica. Los dos materiales analizados se procesaron de forma similar, utilizando también el mismo tipo y cantidad de aditivo para la sinterización. La principal diferencia entre ambos era las características de los polvos de partida, previamente determinadas. Las fases cristalinas presentes se determinaron utilizando técnicas de difracción de rayos X, y las características microestructurales mediante microscopía electrónica de barrido. Para los ensayos, se mecanizaron probetas compactas de tensión. Se sometieron a ciclos de tensión-tensión, utilizando una frecuencia de 10 Hz y un valor de $R=0.125$, y además, se realizaron ensayos estáticos. Los resultados de crecimiento subcrítico se interpretaron en función de la ecuación de Paris. Finalmente se realizó una discusión de los posibles mecanismos de fatiga en estos materiales, comparando con resultados previos.

Abstract. In the present work, the cyclic fatigue behaviour of two silicon nitride materials has been investigated. Both ceramics were obtained in the laboratory, under the same processing conditions, from two type of silicon nitride powders. Materials have been fully characterized using conventional techniques of DRX and SEM. Fatigue tests have been performed under tension-tension conditions on compact-tension specimens at a frequency of 10 Hz and load rate of $R=0.125$. Crack growth has been measured with a travelling microscope focused on the surface specimen. Crack growth parameters have been obtained from the Paris equation, and fatigue mechanisms have been analyzed and associated to microstructural effects.

1. INTRODUCCIÓN

Es notable el esfuerzo invertido durante los últimos quince años en mejorar el comportamiento en fractura de los materiales cerámicos. Esta labor ha sido especialmente destacada en el caso de los materiales de nitruro de silicio, lo cual ha permitido un aumento paulatino en la tenacidad y resistencia de este material [1].

El aumento en la tenacidad del Si_3N_4 parece estar directamente relacionado con el desarrollo de una microestructura de tipo bimodal, en la que se desarrollen granos elongados o con una elevada relación de aspecto. Estos granos parece que actúan como ligaduras o puentes que disminuyen la tensión del extremo de la grieta, o bien favorecen su deflexión [2]. Al reforzamiento desarrollado en estos materiales, como consecuencia de la particular microestructura, se le conoce en la literatura como reforzamiento *in-situ* o *autoreforzamiento* [2,3].

Sin embargo, no ha sido tan profusamente estudiado el comportamiento de este tipo de materiales en condiciones

de fatiga [4,5,6], y en concreto, cómo afectan las condiciones cíclicas de carga al autoreforzamiento

En este trabajo se pretende estudiar la fatiga de dos materiales de nitruro de silicio, analizar las posibles diferencias entre ambos, y relacionar su comportamiento con micromecanismos en el extremo de la grieta.

2. MATERIALES

Se han empleado dos tipos de polvos de Si_3N_4 , uno de ellos comercial (N) y el otro (S), en vía de desarrollo por una empresa española, obtenido por reacciones de autocombustión [7]. Las características de ambos polvos se reflejan en la Tabla 1.

Como consecuencia de los distintos modos de síntesis, las características de ambos polvos son muy diferentes. Para la sinterización de los polvos se añadió 10% en peso de aditivos oxidicos, Y_2O_3 , y se prensaron en caliente a la temperatura de 1750°C y 50 MPa de presión, en atmósfera de nitrógeno.

Tabla 1. Características de los polvos de partida

	Si ₃ N ₄ (N)	Si ₃ N ₄ (S)
d ₅₀ (μm)*	0.8	0.4
S _{BET} (m ² /g)**	22	11.7
Oxígeno (%)	1.9	2.4
Carbono (%)	0.18	0.99
Impurezas(%)	Fe: 0.1	Fe:0.05ppm

(N): Starck, Alemania. LC12.

(S): SHS España. Molido 29h.

* tamaño medio de partícula

** Superficie específica

Las características más destacables de los materiales densificados, tales como la densidad final, las fases presentes y el módulo de elasticidad de ambos nitruros se muestran en la Tabla 2.

Tabla 2. Características de los materiales

	Si ₃ N ₄ (N)	Si ₃ N ₄ (S)
ρ (g/cm ³)	3.26	3.22
E (GPa)	289	326
Fases: M m	β-Si ₃ N ₄ Y _{4,67} Si ₃ O ₁₃	β-Si ₃ N ₄ Y _{4,67} Si ₃ O ₁₃

M: mayoritaria

m: minoritaria

3. ENSAYO DE FATIGA

Se mecanizaron probetas de dimensiones 37.5x4x30 en mm, a partir de los discos obtenidos en el prensado en caliente. Para poder sujetar la muestra a las mordazas, se perforaron en las probetas dos agujeros de 5mm de diámetro simétricamente, como se indica en la figura 1.

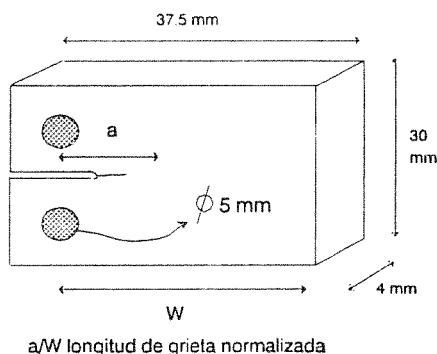


Figura 1. Esquema de la geometría de la probeta.

En el eje central de cada probeta se mecanizó una entalla de aproximadamente 10 mm de longitud con un disco de diamante. Además, en el nitruro de silicio S, para conseguir un crecimiento estable de grieta, fue necesario introducir una pregrieta forzando una cuña en la entalla.

Las probetas se sujetaban a las mordazas mediante dos tornillos introducidos en los dos orificios (Figura 1), fijándolos con pegamento epoxi mientras se aplicaba una ligera tracción en la máquina de ensayos, con objeto de conseguir una perfecta alineación. La apertura de la grieta se medía mediante una galga extensométrica adherida a un extremo de la probeta. La carga y la apertura de la grieta se recogían simultáneamente en un registro x-y. La velocidad de crecimiento de la grieta se seguía con un microscopio focalizado en la superficie de la muestra y conectado a una cámara de televisión, consiguiéndose una resolución de 10 μm en la medida de la longitud de la grieta.

Todos los ensayos de fatiga se realizaron en una máquina servohidráulica, a temperatura ambiente y en la atmósfera del laboratorio, en control de carga con R=0.125 y utilizando una frecuencia de 10 Hz.

El factor de intensidad de tensiones aplicado, K, se determinó a partir de la expresión de Wilson-Newman [8]:

$$\frac{KBw^{1/2}}{P} \frac{2 \cdot a/w}{(1-a/w)^{3/2}} \times [0.8072 \cdot 8.858(a/w) - 30.32(a/w)^2 + 41.088(a/w)^3 - 24.15(a/w)^4 + 4.915(a/w)^5]$$

Siendo P la carga aplicada, a la longitud de la grieta, y B, w son dimensiones de la probeta, dadas en la figura 1. La expresión anterior es válida para longitudes de grieta normalizada en el rango 0.2 < a/w < 1 [8].

Cuando la grieta normalizada había alcanzado una longitud de 0.3-0.4, las probetas se sometieron a cargas estáticas, con objeto de observar el crecimiento de grieta en condiciones estáticas.

4. CARACTERÍSTICAS MICROESTRUCTURALES

La microestructura de ambos materiales se observó mediante MEB en muestras pulidas y atacadas químicamente. En las figuras 2 y 3 se muestran fotografías representativas de dichas microestructuras. Como consecuencia del ataque con NaOH, la fase secundaria no se observa, ya que ha sido lixiviada, y solo se pueden ver los granos de nitruro de silicio. Dada la importancia que tiene la relación de aspecto de los granos en este tipo de materiales [2,3], se obtuvo una estimación de la misma, midiendo un promedio de 100 granos, en ambos nitruros. Los resultados se reflejan en la Tabla, e indican que ambos materiales son semejantes desde el punto de vista microestructural.

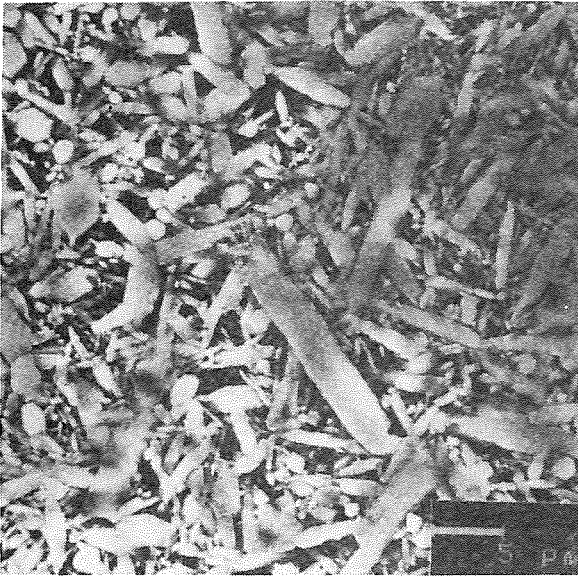


Figura 2. Microestructura de MEB del Si₃N₄ (N).

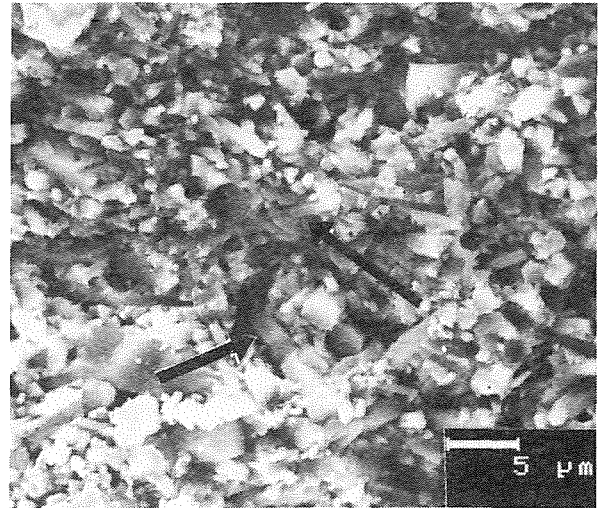


Figura 4. Superficie de fractura en el Si₃N₄ (S) después del ensayo de fatiga. Se indican las zonas donde ha habido extracción de granos.

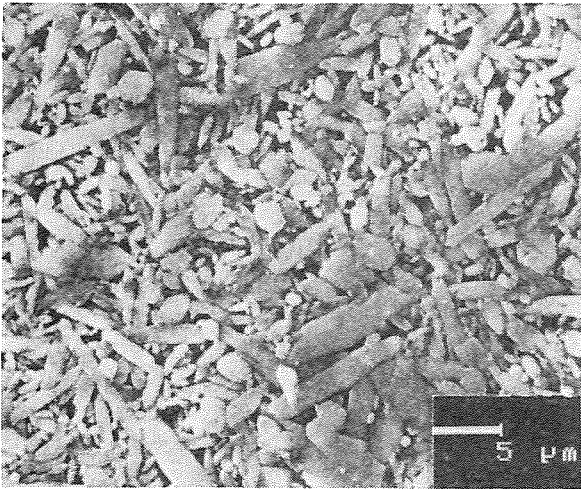


Figura 3. Microestructura de MEB del Si₃N₄ (S).

Tabla 3. Parámetros microestructurales.

	Si ₃ N ₄ (N)	Si ₃ N ₄ (S)
L (μm)	5.0	5.0
r.a.	4.1	4.3

L: diámetro máximo de grano

r.a.: relación de aspecto

Las superficies de fractura de ambos materiales, después del ensayo de fatiga, fueron también estudiadas en el MEB. Las superficies eran bastante similares en los dos nitruros, mostrándose en la figura 4 una de ellas. Estas superficies mostraban una fractura fundamentalmente transgranular en ambos casos, y también se observaba arranque o extracción de algunos granos. El aspecto de estas superficies era similar a lo largo de toda la extensión de la grieta.

5.RESULTADOS

En las figuras 5 y 6, se representan los valores de K máxima en función de la longitud normalizada de la grieta, para los materiales N y S, respectivamente. Los valores de la carga máxima también se indican en las gráficas. La carga máxima se seleccionó para producir crecimientos de grieta razonables, de forma que, cuando estos aumentaban muy rápidamente, se disminuía dicha carga. En las gráficas también se representan los datos estáticos.

Comparando las figuras 5 y 6, se observa que el Si₃N₄ (S) empieza a propagarse para valores menores de K, ya que en esta muestra se había introducido la pregrieta. Los valores estimados de K umbral, por debajo de los que no se detectaba crecimiento de grieta, fueron entorno a 4.4 Mpam^{1/2}, en ambos nitruros. Este valor es similar a los obtenidos por otros autores para el K umbral en Si₃N₄, en similares condiciones de carga [4,6]. El valor umbral de K para el ensayo estático era prácticamente igual en ambos materiales (≈6 Mpam^{1/2}), superior al obtenido para el ensayo cíclico, como también ocurre en la alúmina [9].

En las figuras 7 y 8 se representan los valores de velocidad de crecimiento de la grieta en función de $\Delta K = K_{max} - K_{min}$ aplicado para los materiales N y S, respectivamente. Están representados también los datos estáticos. Mediante ajuste lineal de los valores representados se ha obtenido el exponente *n* de crecimiento de la ecuación de Paris[4]:

$$da/dN = cte (\Delta K)^n$$

Para conseguir una mejor correlación en los ajustes, se representaron los datos de cada valor de carga máxima de forma independiente. También se realizó un ajuste lineal para la zona estática y se representa en las mismas gráficas. Los exponentes de crecimiento en el régimen estático eran

muy superiores, como se ve en las figuras 7 y 8, aunque los valores de K son mas altos

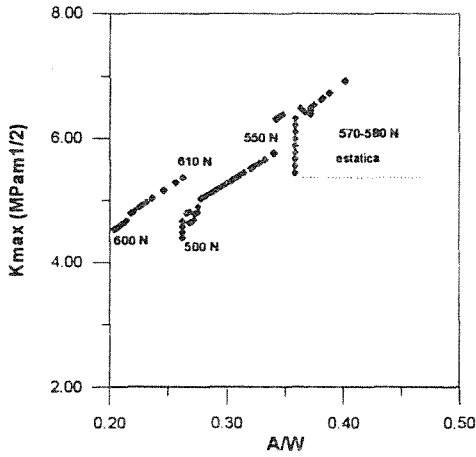


Figura 5. K aplicada en función de la longitud de grieta normalizada para Si_3N_4 (N).

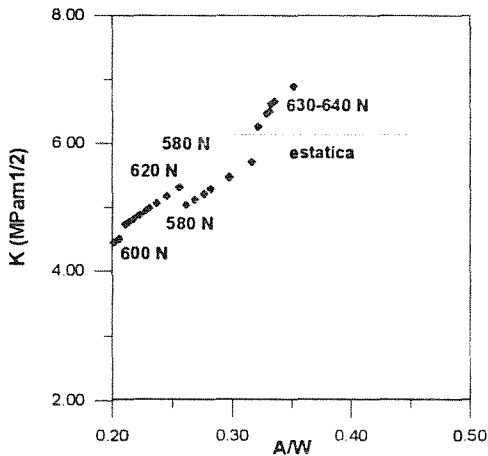


Figura 6. K aplicada en función de la longitud de grieta normalizada para Si_3N_4 (S).

El K_{Ic} se tomó como el valor máximo de K en el ensayo estático, en la zona de crecimiento inestable. En la Tabla 4 se recogen estos valores, junto con el K umbral, y el rango de exponentes n obtenidos en los ensayos cíclicos, determinados para ambos materiales.

Tabla 4. Propiedades de fatiga y tenacidad de Si_3N_4 (S,N)

	K_{umbral} ($MPa\sqrt{m}$)	n	K_{Ic} ($MPa\sqrt{m}$)
Si_3N_4 (N)	4.3	18-23	6.9
Si_3N_4 (S)	4.3	14-25	6.9

Como se puede observar en la Tabla 4 todos los valores son casi coincidentes en los dos nitruros estudiados.

En la figura 9 se muestra la curva de complianza calibrada según datos de Guiu y col [10] para este tipo de geometria (Fig.1) con una grieta libre de tracciones, y, superpuestos, aparecen los puntos de la complianza medida en el ensayo de carga ciclica, para la probeta del nitruro de silicio N. De forma similar, en la figura 10 se representan los datos para la muestra de nitruro S. Se observa, en ambos casos, que la complianza medida es inferior a la complianza calibrada, que no tiene contribución de los ligamentos/puentes.

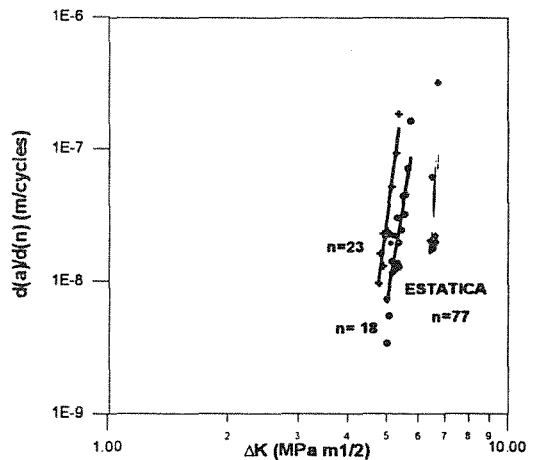


Figura 7. Velocidad de crecimiento de la grieta en función de ΔK aplicado (los datos estáticos están también representados) para Si_3N_4 (N).

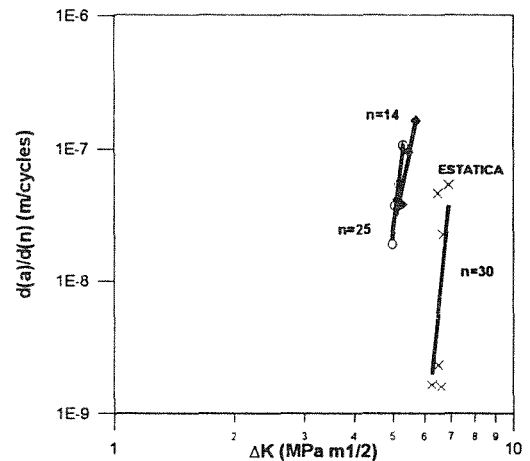


Figura 8. Velocidad de crecimiento de la grieta en función de ΔK aplicado (los datos estáticos están también representados) para Si_3N_4 (S).

6. DISCUSIÓN

Como ya se dijo en la introducción, en los materiales de nitruro de silicio el aumento en su tenacidad viene

determinado por sus características microestructurales. Y concretamente, por la existencia de granos elongados que interfieren el avance de la grieta, actuando como ligamentos que reducen la tensión en el extremo de la grieta. Si se considera que los dos nitruros de silicio estudiados poseen características microestructurales muy próximas, no es de extrañar que su comportamiento mecánico a temperatura ambiente sea bastante coincidente.

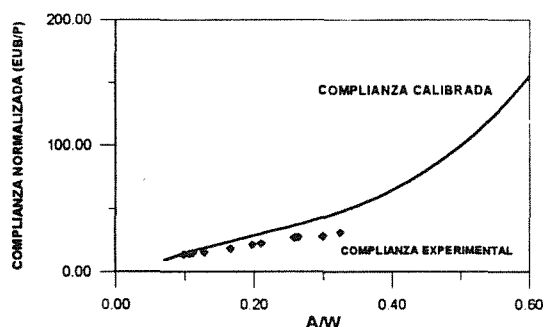


Figura 9. Compliance medida (\bullet) en el material Si_3N_4 (N) comparada con la compliance calibrada (—).

La observación, con el nivel de resolución de MEB, de las superficies de fractura tampoco permite destacar diferencias entre la fractura de ambos materiales. Tampoco se observaron diferencias entre superficies de la grieta en la zona cíclica y en la zona estática. Esta observación concuerda con lo descrito por otros autores [4], y apoya que la fatiga en el Si_3N_4 materiales sea consecuencia de la degradación de los ligamentos, y no un cambio del mecanismo de fractura.

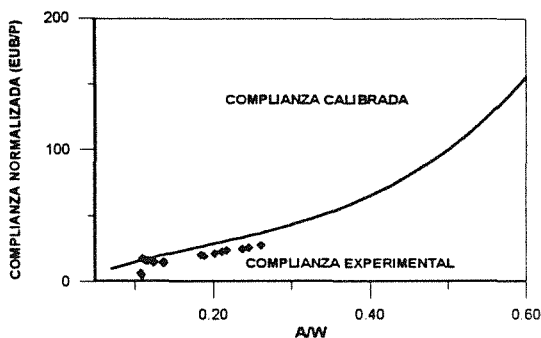


Figura 10. Compliance medida (\bullet) en el material Si_3N_4 (N) comparada con la compliance calibrada (—).

De la observación de las gráficas de la compliance (Fig. 9 y 10), se deduce que hay un cierre de la grieta en ambos materiales, comparada con una grieta libre de tracciones, es decir hay una componente de puenteo durante el avance

de la grieta [4,10]. Y si observamos la microestructura de la figura 4, podemos ver los granos extraídos que la producirían.

Durante los ciclos de carga-descarga, los granos elongados que actúan como ligamentos /puentes, se degradarían como consecuencia del desgaste o la fricción en la intercara matriz/ligamento [4,6,10]. Este efecto de fricción podría ser observado experimentalmente como un proceso de histéresis en las gráficas que representan la carga en función de la apertura de grieta [4,10]. En los experimentos que se describen no se ha observado histéresis en las gráficas de los ciclos de carga, sino un ligero abatimiento de las curvas para $N > 3 \cdot 10^5$ ciclos. Esto probablemente sea consecuencia de los pequeños valores de apertura involucrados en esta histéresis, $\approx 0.1-0.3 \mu\text{m}$ según Ritchie y col. [4,6], difícilmente medibles cuando nos alejamos del extremo de la grieta.

Comparando las velocidades de propagación de grieta para los ensayos cíclicos y estáticos, a los mismos niveles de carga, la velocidad es órdenes de magnitud superior bajo cargas cíclicas. Este efecto, también descrito en alúmina [9], es fácilmente atribuible a la degradación de los puentes por efecto de la fricción en los ensayos cíclicos, y por tanto una anulación de los mecanismos de apantallamiento de la grieta.

Como ya se ha mencionado, los dos nitruros estudiados se han comportado de forma similar en los ensayos de fatiga, lo cual se ha atribuido a su parecida microestructura. Sin embargo, dada la importancia de la intercara ligamento/matriz en el proceso de fatiga, se puede inferir que la energía de fricción y la tensión residual en la intercara debe ser similar en ambos nitruros de silicio [6,12].

Las curvas de crecimiento de grieta en función de ΔK aplicado, están dentro del abanico de resultados referenciados en la literatura para el Si_3N_4 [4], y lo mismo sucede para las estimaciones del K_{umbral} y los exponentes de crecimiento en condiciones de fatiga [4].

7. CONCLUSIONES

a) Se han determinado las velocidades de crecimiento subcrítico en función del K aplicado en condiciones cíclicas de carga y los exponentes de crecimiento, según la ecuación de Paris, para dos nitruros de silicio.

b) Se ha evidenciado la existencia de granos elongados que actúan como puentes que cierran la grieta y cuya degradación por los efectos carga-descarga produce la fatiga del material.

c) Los dos materiales, a pesar de su distinto nivel de impurezas, presentan parámetros microestructurales similares que justifican su parecido comportamiento mecánico.

Agradecimientos

Este proyecto ha sido financiado por el Proyecto Prometeus (España) y la estancia de J. Bermudo en el QM&W College ha sido financiada con una beca CSIC-Royal Society.

8. REFERENCIAS

[1] Tajima Y. y Urashima K., "Improvement of strength and toughness of silicon nitride ceramics" en *Tailoring of mechanical properties of Si₃N₄ materials*, pp.101-109, NATO ASI Series, Serie E vol 276, Kluwer Academic Publisher, 1994.

[2] Becher P.F., Hwang S-L y Hsueh L-H., "Using microstructure to attack the brittle nature of silicon nitride ceramics", *MRS Bulletin* **20** 23-27 (1995).

[3] Horosaki N., Akimure Y. y Mitomo M., "Microstructure characterization of gas-pressure-sintered β -silicon nitride containing silicon nitride seeds", *J. Am. Ceram. Soc.* **77** 1093-97 (1994).

[4] Gilbert C. J., Dauskardt R. H. y Ritchie R.O., "Behaviour of cyclic fatigue cracks in monolithic silicon nitride", *J. Am. Ceram. Soc.* **78** 2291-3000 (1995).

[5] Jacobs D. S. Y Chen I-W., "Cyclic fatigue in ceramics: a balance between crack shielding accumulation and degradation", *J. Am. Ceram. Soc.* **78** 513-20 (1995).

[6] Dauskardt R. H., "Cyclic fatigue-crack growth in grain bridging ceramics", *Trans. of the ASME* **115** 244-251 (1993).

[7] Bermudo J. y Osendi M. I., "Reacciones autopropagadas de alta temperatura: fundamentos y aplicaciones", *Bol. Soc. Esp. Ceram. y Vidrio*, en prensa 1996.

[8] Saxena A. y Hudak S. J. Jr., "Review and extension of compliance information for common crack growth specimens", *Int. J. Frac.* **14** 453-467 (1978).

[9] Reece M. J., Guiu F. y Sammur F.R., "Cyclic fatigue crack propagation in alumina under direct tension-compression loading", *J. Am. Ceram. Soc.* **72** 348-352 (1989).

[10] Guiu F., Li. M. and Reece M. J., "Role of crack bridging ligaments in the cyclic fatigue behaviour of alumina" *J. Am. Ceram. Soc.* **75** 2976-84 (1992).

[11] Peterson I. y Tien T-Y., "Effect of grain boundary thermal expansion coefficient on the fracture toughness of silicon nitride", *J. Amer. Ceram. Soc.* **78** 2345-52 (1995)

FATIGA CÍCLICA EN Al_2O_3 Y EN COMPUESTOS $Al_2O_3-Al_2TiO_5$ MEDIANTE "PUSH-PULL" DIRECTO.

J. F. Bartolomé¹, J. Requena¹, J.S. Moya¹, F. Guiu², Ming Li²

¹Instituto de Ciencia de Materiales de Madrid - CSIC
28049 Cantoblanco - Madrid

²Queen Mary and Westfield College
University of London
Mile End Road, London. E1 4NS, U. K.

Resumen. Se ha desarrollado una ruta de sinterización para la producción "in situ", de compuestos de alumina-titanato de aluminio usando como polvos de partida alumina y titanía. El titanato de aluminio se puede formar por reacción en estado sólido entre Al_2O_3 y TiO_2 alrededor de la temperatura eutécticoide 1280°C. Estos compuestos tienen diferente tamaño de grano de la matriz de alumina y diferente cantidad y distribución del titanato de aluminio dependiendo del ciclo térmico utilizado. En el presente trabajo se ha llevado a cabo ensayos de "push-pull" directo mediante cargas cíclicas con alumina monolítica y compuestos de alumina-titanato de aluminio. Se ha demostrado que en todas las muestras se produce un descenso en la resistencia mecánica bajo tracción (σ) con el número de ciclos (N), pero las pendientes para los compuestos de $Al_2O_3-Al_2TiO_5$ son más bajas que para las muestras de alumina monolítica. Ha sido estudiado el papel que juegan el titanato de aluminio y el tamaño de grano de la matriz de la alumina en la resistencia a la propagación de la grieta durante el ensayo de "push-pull", donde la rotura se produce por la propagación catastrófica de pequeños defectos o grietas después de un corto régimen de crecimiento subcrítico de grieta.

Abstract. A reaction sintering route is developed to produce, "in situ", composites of alumina-aluminium titanate using alumina and titania as starting powders. Aluminium titanate, can be formed by solid state reaction between Al_2O_3 and TiO_2 at temperatures above the eutectoid temperature 1280 °C. These composites have different grain sizes of alumina matrix and different quantity and distribution of aluminium titanate according to the heating cycle used. In the present work a direct push-pull test under cyclic loads have been carried out with both monolithic alumina and alumina-aluminium titanate composites. It has been found, that all the samples show a decrease in tensile strength (σ) with the number of cycles (N), but the slopes for both $Al_2O_3-Al_2TiO_5$ composites are lower than for the alumina specimens. The role of aluminium titanate and the alumina matrix grain size in the fatigue crack growth resistance during the push-pull test, where failure occurs by catastrophic propagation of the small surface cracks after a very short regime of subcritical crack growth, has been studied.

1. INTRODUCCIÓN

En los metales, los mecanismos de fatiga cíclica han sido explicados fundamentalmente por la existencia de deformación plástica en la zona adyacente a la punta de grieta. La causa de la fatiga en estos materiales, es la formación de una grieta y su propagación debido a movimientos irreversibles de las dislocaciones durante las etapas de carga y descarga del ciclo de fatiga.

En materiales frágiles, como los materiales cerámicos, existe muy poca tendencia al movimiento de dislocaciones por lo que la plasticidad en estos materiales es prácticamente inexistente. La fatiga se produce por las deformaciones irreversibles durante los ciclos de carga y descarga. Puesto que los materiales cerámicos tienen una

plasticidad prácticamente nula a bajas temperaturas, estas deformaciones inelásticas son el resultado de un cierre incompleto de la grieta, de la relajación de tensiones residuales, y de una serie de efectos de cierre de grieta (puenteo o "bridging", fricción por deslizamiento de los granos, etc). Por lo tanto, los efectos de la fatiga cíclica aparecen principalmente en materiales policristalinos, en donde los bordes de grano proporcionan el medio para dichos procesos irreversibles. Principalmente existen dos posibles mecanismos asociados con el crecimiento cíclico de grietas en cerámicas: a) *mecanismos intrínsecos* donde el crecimiento de grieta es producido por un proceso de deterioro en la punta de la grieta que disminuye la tenacidad intrínseca del material y engloban a mecanismos únicos al modo de carga cíclica; b) *mecanismos extrínsecos*, en los que la grieta crece como en el modo de carga estática, es decir, controlada por el mismo

mecanismo producido por corrosión, pero modificado por los procesos bajo cargas cíclicas de apertura y cierre de la grieta, que degradan la resistencia de los ligamentos que se encuentran en el perfil de grieta ("bridging") [1-3]. Estos ligamentos son granos no fisurados que conectan las caras de la grieta produciendo tracciones de cierre que hacen que se reduzca la apertura de la grieta y por tanto disminuya su velocidad de propagación.

Existen varios métodos experimentales que son utilizados para el estudio de la fatiga cíclica de cerámicas que proporcionan una información diferente pero complementaria del crecimiento de grietas en fatiga. Anteriormente se realizaron medidas de velocidad de propagación de grieta en fatiga en compuestos de alumina-titanato de aluminio con muestras pre-entalladas del tipo "compact tension" [4]. Este ensayo nos proporcionó información sobre el comportamiento de grietas significativamente largas (varios milímetros de longitud), y por tanto, el mecanismo asociado con el crecimiento cíclico de grietas en este caso eran los mecanismos extrínsecos.

En el presente trabajo será estudiada la vida de los compuestos de $Al_2O_3-Al_2TiO_5$ con grietas cortas. El estudio de la vida en fatiga de los materiales, implica la determinación del tiempo total de fatiga hasta la rotura en términos de la tensión aplicada. Este tiempo se analiza por el número de ciclos en fatiga durante los cuales se inicia una grieta dominante que posteriormente se propaga hasta producirse la rotura catastrófica de la muestra. El comportamiento de la propagación subcrítica de grietas bajo cargas cíclicas de muestras con pequeños defectos intrínsecos, puede ser estudiado mediante el ensayo de "push-pull". En este ensayo la rotura ocurre por la propagación de grietas o defectos muy pequeños, es decir, cuando la longitud de la grieta es muy corta, siendo los mecanismos intrínsecos los asociados en este caso.

El ensayo de "push-pull" es probablemente el método más directo para la investigación del efecto de las tensiones cíclicas en el comportamiento en fatiga de un material, pero también es el más exigente en términos de alineamiento, perfección y coste del mecanizado de las probetas cuando éste es realizado en materiales frágiles [5].

2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

2.1 Materiales de partida

Los materiales de partida que se utilizaron fueron polvos submicrónicos comerciales con las siguientes características:

(1) Alúmina (CT 3000 SG, Alcoa, Pittsburg, PA) con un tamaño medio de partícula de $0,5 \mu m$, superficie específica de $8 m^2/g$ y análisis químico (% peso) de Al_2O_3 (>99,6),

Na_2O (0,1), SiO_2 (0,08), MgO (0,1) y Fe_2O_3 (0,03).

(2) Titania (808, Merck, Darmstadt, Germany), con anatasa como fase principal constituyente, un tamaño medio de partícula de $0,4 \mu m$, superficie específica de $9 m^2/g$ y análisis químico (% peso) de TiO_2 (>99,8), SiO_2 (0,12) y Fe_2O_3 (0,0014).

Se desarrolló un esquema de procesamiento cerámico partiendo de polvos de alúmina y titania para producir mediante sinterización y reacción "in situ" de mezclas de $Al_2O_3 + TiO_2$, compuestos con una matriz de $\alpha-Al_2O_3$ y una fase dispersa de $\beta-Al_2TiO_5$. El titanato de aluminio se forma por reacción en estado sólido entre Al_2O_3 y TiO_2 . La reacción se produce alrededor de la temperatura eutéctica $1280^\circ C$ en el sistema $Al_2O_3-TiO_2$ [6].

2.2 Proceso de colaje y ciclos térmicos

Se prepararon diferentes suspensiones acuosas con un contenido en sólidos del 70 % en peso con las siguientes proporciones de Al_2O_3 (A)/ TiO_2 (T) en peso: 100A/0T, 90A/10T, con la adición de un 1 % en peso de polielectrolito orgánico libre de álcalis como defloculante. Un estudio detallado de la optimización de las propiedades reológicas fue desarrollado anteriormente por Wohlfromm et al. [7]. Las suspensiones fueron dispersadas presentando comportamiento pseudoplástico y bajas viscosidades ($\tau < 10$ mPas) para gradientes de velocidad de $500 s^{-1}$. El estudio del comportamiento reológico de las suspensiones con diferente contenido en alúmina fue estudiado mediante un viscosímetro de rotación (Haake Rotovisco RV 20, Karlsruhe, FRG). La viscosidad y la tensión de cizalla de las suspensiones fueron determinados para gradientes de velocidad entre 0 y $1000 s^{-1}$. Todas las medidas fueron realizadas a una temperatura constante de $25^\circ C$. Las suspensiones fueron homogeneizadas en un molino de bolas de alúmina de alta pureza durante 4 horas. Antes de realizar las medidas de viscosidad, las suspensiones fueron sometidas a agitación para eliminar las burbujas y posteriormente se colaron sobre moldes de escayola obteniéndose barras cilíndricas (10 mm de diámetro y longitud de 100 mm).

Las muestras fueron calcinadas en aire utilizándose dos ciclos térmicos diferentes: a) $1600^\circ C$ 2 horas con una velocidad de calentamiento y enfriamiento de $5^\circ C/min$ (ciclo I) y b) $1300^\circ C$ 20 horas - $1500^\circ C$ 1 hora con una velocidad de calentamiento y enfriamiento de $5^\circ C/min$ (ciclo II). Las muestras de alúmina fueron sinterizadas usando solamente el primer ciclo (ciclo I).

La densidad de los materiales fue medida usando el método de Arquímedes con mercurio como medio de inmersión (Tabla 1).

El análisis cuantitativo de las diferentes fases fue determinado mediante DRX siguiendo el método de Klug y Alexander [8] (Tabla 1).

Tabla 1. Composición de las fases, tratamiento térmico, tamaño medio de partícula y densidad de la alúmina monolítica y los compuestos de alumina - titanato de aluminio.

Material	Composición de las fases (vol %)			Tratamiento térmico	Tamaño medio de partícula (μm)		Densidad (g/cm^3) [% teórica]
	A	T	AT		A	AT	
A100	100	-	-	1600°C 2h	3 - 10	-	3.91 [98.5 %]
A90/T10 (A90I)	85.1	5.9	9	1600°C 2h	9	10	3.73 [94.2 %]
A90/T10 (A90II)	77.1	0.7	22.2	1300°C 20h 1500°C 1h	5	50	3.64 [93.1 %]

2.3 Microestructura

La microestructura de las probetas sinterizadas fué estudiada en secciones pulidas y atacadas térmicamente a 1200 °C en aire durante una hora, usando un microscopio óptico de luz reflejada y un microscopio electrónico de barrido (MEB). Las micrografías obtenidas mediante electrones retrodispersados (Fig. 1), muestran el efecto dramático del ciclo térmico en la morfología del titanato de aluminio (la fase de color más claro). En la muestra sometida a dos palieres a más baja temperatura, se forman un determinado número de núcleos de titanato de aluminio dando lugar a aglomerados grandes y bien texturados formados por cristales individuales con un tamaño medio de partícula de 50 μm (A90II). Por el contrario, cuando la muestra es sometida a alta temperatura (1600 °C) con un sólo palier, se forman un gran número de núcleos dando lugar a pequeños granos policristalinos no texturados de titanato de aluminio con un tamaño medio de partícula de $\approx 10 \mu\text{m}$ como se observa en la muestra A90I.

El tamaño medio de los granos de alúmina ha sido determinado usando un método de intersección lineal [9] en micrografías de MEB representativas. En el caso de los compuestos de Al_2O_3 - Al_2TiO_5 el tamaño medio de los granos de la matriz de alúmina es mayor en las muestras calcinadas según el ciclo I, siendo para la A90I de $\approx 9 \mu\text{m}$ mientras que para la A90II de $\approx 5 \mu\text{m}$. Las muestras de alúmina monolítica presentan una distribución bimodal, donde los granos más grandes tienen un tamaño medio de $\approx 10 \mu\text{m}$ y los más pequeños de $\approx 3 \mu\text{m}$.

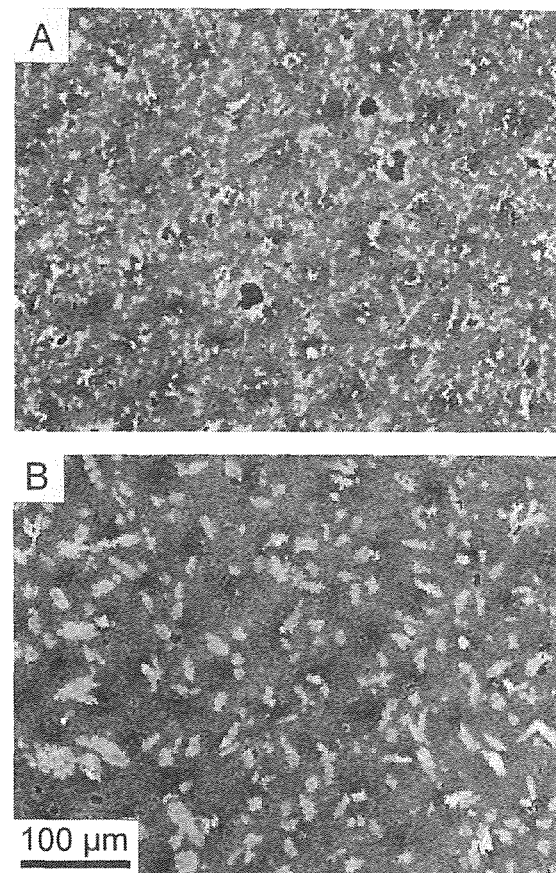


Fig. 1. Micrografías obtenidas mediante electrones retrodispersados correspondientes a: (A) A90I y (B) A90II. La fase clara es Al_2TiO_5 y la gris Al_2O_3 .

2.4 Ensayo de "push-pull"

En el ensayo de fatiga se utilizaron probetas con la morfología y dimensiones mostradas en la figura 2.

Estas probetas fueron mecanizadas a partir de las barras sinterizadas y fueron ensayadas en "push pull" directo usando una técnica descrita con anterioridad [10]. Para este ensayo se utilizó una máquina servohidráulica MAYES, que había sido cuidadosamente alineada.

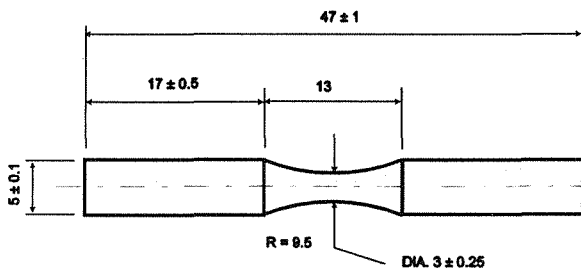


Fig. 2. Geometría y dimensiones en milímetros de las probetas utilizadas en el ensayo de fatiga mediante "push-pull" directo.

El ensayo se llevó a cabo controlando la carga con una frecuencia sinusoidal de 5 Hz. Todo el ensayo de fatiga se realizó a temperatura ambiente y con una humedad relativa entre el 50 y 60 %. Durante el ensayo el radio de carga, $R = P_{min}/P_{max}$, fué $R = -1$ (tracción-compresión). Las probetas fueron gradualmente cargadas desde cero a un valor de carga máxima en aproximadamente 20 segundos.

La utilización de esta técnica minimiza las tensiones parásitas de flexión de las probetas, debido al correcto alineamiento del sistema de mordazas, y al buen mecanizado de las probetas.

3. RESULTADOS

Los resultados obtenidos en el ensayo de fatiga mediante "push-pull" directo se muestran en la figura 3, donde el número de ciclos hasta la rotura están representados frente al pico de tensión para las probetas sujetas a ciclos de tracción-compresión con una frecuencia de carga de 5 Hz (fatiga cíclica).

En esta figura, se puede observar que la pendiente de las gráficas de $\sigma-N$, es mayor en el caso de las probetas de alúmina monolítica. Los puntos representan el pico de máxima tensión de rotura cuando sometemos a las probetas a un determinado número de ciclos de fatiga (la carga máxima se obtiene a los 20 segundos). Se puede observar que dos de las probetas de la composición A90II, la que tiene mayor cantidad de titanato de aluminio, no llegan a romperse cuando las sometemos a un pico de

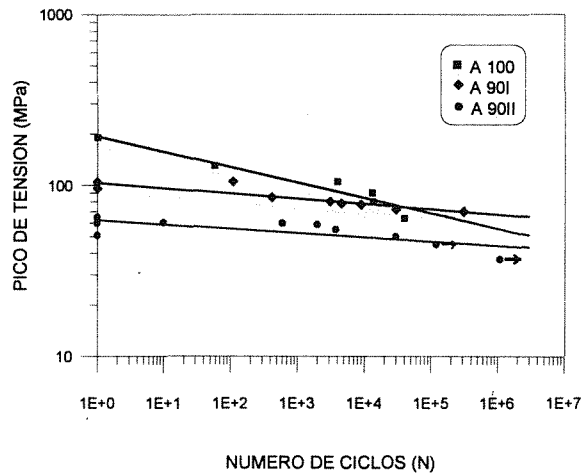


Fig. 3. Número de ciclos frente al pico de tensión de rotura de las muestras de alúmina monolítica y de los compuestos de alúmina-titanato de aluminio.

tensión más bajo. La resistencia mecánica a tracción de las tres composiciones también ha sido representada, mostrando un valor menor aproximadamente en un 60 % del valor obtenido para los mismos materiales en el ensayo de flexión a tres puntos [4], como cabe esperar por el diferente volumen bajo tensión en los dos tipos de ensayo.

En ninguna de las superficies de fractura de las probetas se pudo determinar el origen de la fractura, y no pudo observarse en ningún caso, diferencias entre zonas de lenta y rápida propagación de grieta (Fig. 4D). La fractura es mayoritariamente de tipo transgranular. Las micrografías de las superficies de fractura muestran el diferente tamaño de los granos de alúmina como se ha indicado en la tabla 1 (Fig. 4).

4. DISCUSIÓN

En el ensayo de "push pull" la rotura de las probetas por fatiga esta dictada por el comportamiento de las grietas cuando estas son cortas, es decir, cuando tienen una distancia inferior al tamaño crítico de rotura bajo las condiciones de ensayo. La rotura se producirá por la propagación catastrófica de pequeños defectos o grietas después de un corto régimen de crecimiento subcrítico de grieta. Las condiciones de propagación de grieta pueden ser diferentes si comparamos este tipo de ensayo con los ya realizados con muestras preentalladas del tipo "compact tension" [4], donde se examinó el comportamiento de grietas de una longitud mayor (varios milímetros de longitud) con un crecimiento estable. En estos materiales, el puenteo de la grieta vendrá determinado por los granos no fisurados detrás de la punta de grieta, que conectan las caras de la grieta ("bridging"), enganchándolas mecánicamente e

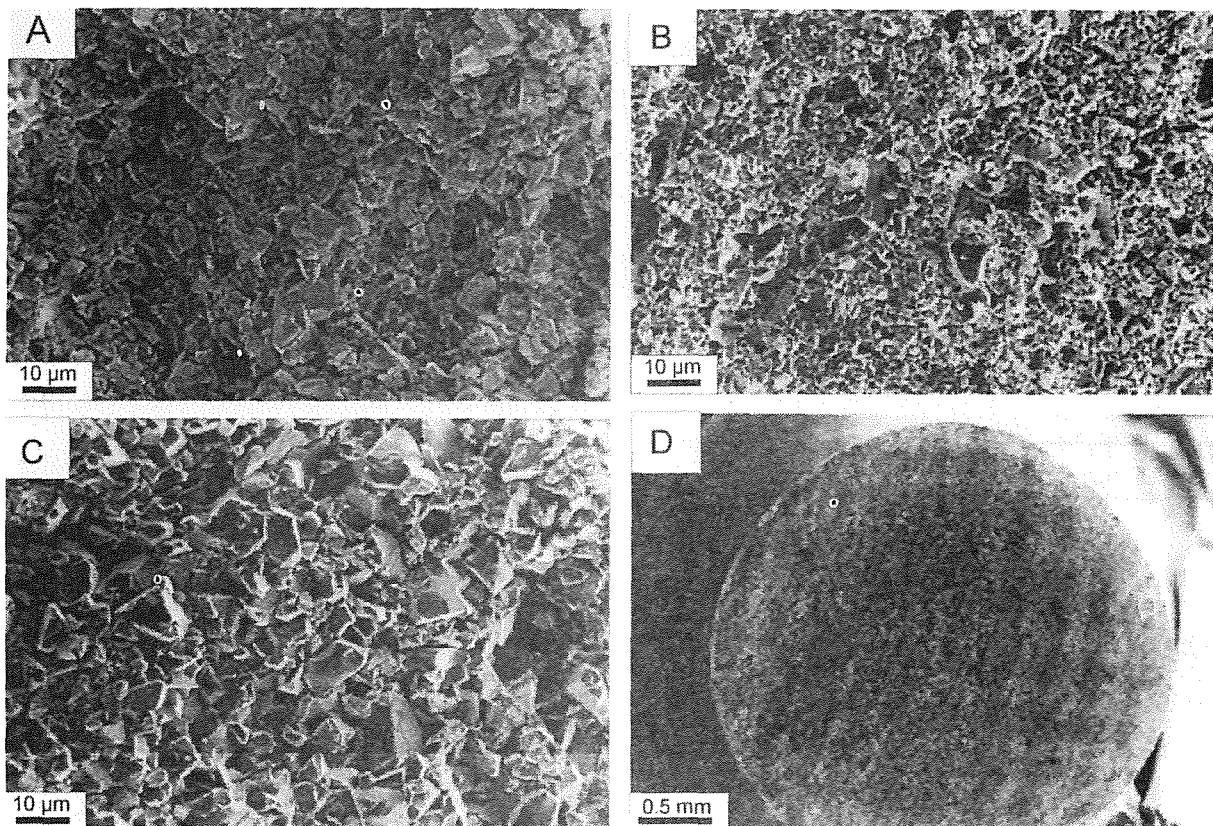


Fig. 4. Micrografías de las superficies de fractura correspondientes a: (A) A90 II, (B) A100, (C) A901 y (D) A901.

impidiendo su apertura por fuerzas de fricción. Por tanto, la velocidad de crecimiento de una grieta estable dependerá del número de ligaduras detrás del frente de grieta, la resistencia y distribución de estas ligaduras y del coeficiente de fricción entre las facies deslizantes de los puntos de enganche entre los granos. Estas ligaduras producen un factor de intensidad de tensiones de apantallamiento negativo, K_b , que es restado al factor de intensidad de tensiones debido a la carga externa, K_a , reduciendo el valor del factor de intensidad de tensiones real o efectivo, K_{tp} , en la punta de grieta. El crecimiento estable de la grieta se puede producir, para una grieta larga, si el valor de K_{tp} permanece menor que el valor crítico K_{IC} característico del material. Teniendo en cuenta que este tipo de puenteo está relacionado con aspectos microestructurales y esfuerzos residuales, es razonable pensar que la magnitud de las tracciones de los puenteos, y por tanto K_b , dependerán de la morfología y tamaño de los granos de la alúmina y de la distribución y cantidad de titanato de aluminio. Por tanto, es necesario considerar el efecto de la longitud de la grieta en el valor aparente de la tenacidad, el cual viene dado por el comportamiento curva R, particularmente en materiales que tienen una microestructura más gruesa [11-15]. La velocidad con la que K_a aumenta con la longitud de grieta (normalizada con respecto a las dimensiones de la probeta) bajo una carga constante depende de la geometría de la probeta, y es más rápida para una

grieta en una probeta de "push-pull" que para otra en una probeta pre-entallada del tipo "compact tension". Así pues, en una probeta de pequeño tamaño de tipo "push-pull", la inestabilidad se puede producir cuando la grieta todavía es corta y antes de que la magnitud y número de puenteos sean importantes en la resistencia a la propagación de la grieta. Por esta razón en este trabajo el puenteo desarrollado por los granos de alúmina es despreciable, y se considera como principal factor de desarrollo de resistencia a la propagación de grieta el efecto producido por la fase dispersa de titanato de aluminio. El titanato de aluminio es un compuesto singular que posee un coeficiente de dilatación muy pequeño ($\alpha = -1 \times 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$) comparado con el correspondiente a la α -alúmina ($\alpha = 8 \times 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$). La anisotropía debida al diferente grado de expansión térmica del titanato de aluminio cuando esta presente en una matriz de alúmina es por tanto extremadamente alta. El mecanismo de reforzamiento que opera en este caso, se puede relacionar con el fuerte campo de tensiones residuales alrededor de las partículas de titanato de aluminio como consecuencia del diferente grado de expansión térmica que existe entre dichas partículas y la matriz de alúmina. La grieta puede detenerse y quedar atrapada en una región dominada por tensiones de diferente signo aumentando la resistencia a la propagación de la grieta del material. Esto se puede confirmar en el ensayo de "push pull" mediante el estudio de las pendientes. Todas las

muestras exhiben un decrecimiento en la resistencia mecánica a tracción (σ) con el número de ciclos (N) (Fig. 3), pero las pendientes de ambos compuestos de alumina-titanato de aluminio (A90I, A90II) son menores que la correspondiente a la alumina monolítica. Además, en el caso de la muestra con una mayor cantidad de titanato de aluminio en forma de aglomerados se observa que dos de las probetas sometidas a una tensión más baja no llegan a romper. Esto confirma que el titanato de aluminio detiene el crecimiento de la grieta evitando que ésta llegue a su tamaño crítico y la probeta rompa catastróficamente.

5. CONCLUSIONES

1. El papel del tamaño de grano de la microestructura en el ensayo de "push-pull" no es una característica importante si lo comparamos con el ensayo de crecimiento lento de grieta con probetas tipo "compact tension", ya que la inestabilidad producida por los defectos se puede alcanzar cuando la grieta es todavía corta y con anterioridad a que ésta desarrolle una magnitud importante de puenteo.

2. La presencia del Al_2TiO_5 produce un aumento en la resistencia a la propagación de la grieta cuando ésta es todavía corta ($< 500 \mu m$). En este caso la grieta puede detenerse y quedar atrapada en una región dominada por tensiones del signo contrario. Cuando la grieta es mayor de $2000 \mu m$ el efecto dominante es el de las fuerzas de puenteo producidas principalmente por el mayor tamaño de grano de la matriz de alumina, siendo en este caso el papel de la fase dispersa de titanato de aluminio despreciable.

3. Si los efectos de la fatiga cíclica son debidos exclusivamente a mecanismos producidos en la punta de grieta como en el caso del "push-pull", se puede esperar que la medida de los parámetros de fatiga cíclica, como la velocidad de propagación de grieta y el exponente n de la ley de Paris, dependerá exclusivamente de los valores del factor de intensidad de tensiones, K_I , producido por la carga externa.

6. AGRADECIMIENTOS

Este trabajo ha sido financiado por la CICYT dentro del proyecto MAT-94-0974 y por la "Acción Integrada Hispano-Británica 1994-1995" n°145B.

7. REFERENCIAS

[1] Li M. and Guiu F., "Effect of load reversals upon the growth rate of stable cracks in alumina", *Scripta Metall. et Mater.* **32**, 1549-1552 (1995).

[2] Li M. and Guiu F., "Subcritical fatigue crack growth in alumina-I. Effects of grain size, specimen size and loading mode". *Acta Metall. Mater.* **43**, 1859-1869 (1995).

[3] Li M. and Guiu F. "Subcritical fatigue crack growth in alumina-II. Crack bridging and cyclic fatigue mechanisms". *Acta Metall. Mater.* **43**, 1871-1884 (1995).

[4] Bartolomé J. F., Requena J., Moya J. S., Li M. and Guiu F., "Cyclic Fatigue Crack Growth Resistance of $Al_2O_3 - Al_2TiO_5$ Composites", *Acta Metall. Mater.*, in press.

[5] Guiu F., Reece M. J., Vaughan D. A. J., "Cyclic Fatigue of Ceramics". *J. Mater. Sci.*, **26**, 3275-3286 (1991).

[6] Wohlfromm H., Pena P., Moya J. S., Requena J., " Al_2TiO_5 formation in alumina/titania multilayer composites", *J. Am. Ceram. Soc.*, **75**, 3473-3476 (1992).

[7] Wohlfromm H., Pena P., Moya J. S., Requena J., "Preparation of Al_2TiO_5 ceramics by slip casting" pp 1083-1094 in *Ceramics Today Tomorrow's Ceramics*. Ed P. Vincenzini. Elsevier Sc. Pu. B. V. (1991).

[8] Klug, H. P. y Alexander, L. E. "Xray Diffraction Procedures" Edit. by John Wiley, 410, N. York (1954).

[9] Fulman P. L., "Measurement of Particles Size in Opaque Bodies", *Trans. AIME*, **197**, 447-452 (1953).

[10] F. Guiu, "Cyclic fatigue of polycrystalline alumina in direct push-pull". *J. Mater. Sci.*, **13**, 1357-1361 (1978).

[11] Bleise D. and Steinbrech W., "Flat R-Curve from Stable Propagation of Indentation Cracks in Coarse-Grained Alumina", *J. Am. Ceram. Soc.*, **77**, 315-322 (1990).

[12] Swanson P. L., Fairbanks C. J., Lawn B. R., Mai Y-W. and Hockey B. J., "Crack-Interface Grain Bridging as a Fracture Resistance Mechanism in Ceramics: I, Experimental Study of Alumina", *J. Am. Ceram. Soc.*, **70**, 279-289 (1987).

[13] Mai Y-W. and Lawn B. R., "Crack-Interface Grain Bridging as a Fracture Resistance Mechanism in Ceramics: II, Theoretical fracture Mechanism Model", *J. Am. Ceram. Soc.*, **70** 289-294 (1987).

[14] Steinbrech R. W. and Schmenkel O., "Determination of Crack-Bridging Forces in Alumina", *J. Am. Ceram. Soc.*, **71** (1988) C-271.

[15] Benninson S. J. and Lawn B. R., "Role of Interfacial Grain-Bridging Sliding Friction in the Crack-Resistance and Strength Properties of Non-transforming Ceramics", *Acta Metall.*, **37**, 2659-2671 (1989).

MODELIZACION DE LA FRAGILIZACION POR ENVEJECIMIENTO EN ACEROS DUPLEX A TRAVES DEL CAMINO DE ROTURA

L. Sánchez, F. Gutiérrez-Solana, J. González

Departamento de Ciencia e Ingeniería del Terreno y de los Materiales
E.T.S. de Ingenieros de Caminos, Canales y Puertos. Universidad de Cantabria
Avenida de Los Castros s/n, 39005. Santander.

Resumen. Dentro del marco de un estudio más general sobre la fragilización por envejecimiento a baja temperatura (280-400°C) de aceros inoxidable austenoferríticos se ha llevado a cabo un exhaustivo análisis de la evolución con el envejecimiento del camino de rotura en las probetas Charpy utilizadas en los ensayos de impacto y en las probetas de tipo CT utilizadas en ensayos de tenacidad a fractura. Como resultado de este estudio se ha observado, asociado a la fragilización, un claro aumento con el envejecimiento del porcentaje en ferrita presente en la superficie de fractura. Esto ha llevado al desarrollo de un modelo fenomenológico de la evolución de la tenacidad en el cual se relaciona la energía consumida en la rotura con el porcentaje de ferrita observado en la superficie de fractura.

Abstract. In a more general work on aging embrittlement at low temperature (280-400°C) of cast duplex stainless steels, a close analysis of the evolution with aging of the fracture path on Charpy impact on CT fracture type tested samples has been done. An important increase of ferrite presence on fracture path with aging has been found, associated to a continuous embrittlement. Then a phenomenological model of toughness evolution is proposed based in the observed relationship between the absorbed energy and the quantity of ferrite in the fracture surface.

1. INTRODUCCION

Los aceros inoxidable dúplex han sido ampliamente utilizados durante muchos años en las industrias químicas y petroquímicas así como en elementos de responsabilidad en plantas de generación de energía. Estos aceros presentan una microestructura bifásica compuesta de ferrita distribuida en una red discontinua a lo largo de la matriz austenítica. La presencia de ferrita en la estructura dúplex aumenta la resistencia mecánica, la resistencia a la corrosión bajo tensión, mejora la soldabilidad y hace a las piezas fundidas resistentes a la fisuración en caliente durante la solidificación.

Sin embargo es conocido desde los años ochenta que estos aceros son susceptibles a procesos de envejecimiento térmico en servicio a temperaturas próximas a 280°C, que conducen a una fragilización del material [1]. Un importante número de estudios [2-4] han puesto de manifiesto que los procesos de envejecimiento en el intervalo 280-400°C son debidos principalmente a la descomposición espinodal de la ferrita y a la precipitación de fase G también en la

ferrita. Asimismo puede contribuir a la fragilización la presencia de carburos $M_{23}C_6$ y nitruros Cr_2N .

La fragilización de los aceros inoxidable austenoferríticos depende del envejecimiento de la ferrita. Esta fragilización puede ser observada en dos niveles diferentes: la fragilización local de la ferrita y la consecuente fragilización global del material, que depende del porcentaje y distribución de la ferrita así como de la evolución en la participación relativa de la ferrita envejecida y sus interfases en los mecanismos de fractura. Dichos mecanismos son los que determinan el comportamiento mecánico global del material.

La evolución de la dureza de la ferrita es la propiedad que mejor reproduce los procesos de envejecimiento que tienen lugar en dicha fase, y permite establecer un modelo analítico que define la cinética de los procesos de envejecimiento [5]. La incidencia de la fragilización local de la ferrita envejecida en la fragilización global del material es función de su grado de presencia en los mecanismos de rotura. Por ello un profundo análisis de los caminos de rotura, basado en el estudio fractográfico,

que permita identificar la presencia de la ferrita en los procesos de rotura estáticos, propios de la definición de la tenacidad, o dinámicos, resiliencia, ofrece un marco razonable de apoyo para la modelización de la resistencia a la rotura de estos materiales y, en función de su evolución con el tiempo de envejecimiento, el de la fragilización sufrida.

2. PROCESO EXPERIMENTAL

2.1. Material

La Tabla 1 muestra la composición química y el contenido en ferrita determinado experimentalmente de los tres aceros analizados en este trabajo, identificados como 12F, 18F y 22F en función de su contenido en ferrita. El acero 12F es un acero comercial CF8M proveniente de una válvula que estuvo trabajando en servicio en una central energética durante un tiempo neto de 10 años a una temperatura próxima a 280°C. Los aceros 18F y 22F son aceros similares obtenidos de sendas coladas experimentales de contraste con unos contenidos nominales en ferrita del 18 y 22%, respectivamente.

Tabla 1. Composición química (% en peso) y contenido en ferrita de los aceros estudiados.

ACERO	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	%α
12F	0.035	0.70	1.10	18.6	10.4	2.00	12.2
18F	0.076	0.83	1.25	19.4	9.6	2.29	17.8
22F	0.045	0.82	1.23	18.4	8.9	2.36	20.8

Los tres materiales han sido envejecidos a las temperaturas de 280, 350 y 400°C durante tiempos comprendidos entre 300 y 14800 horas.

2.2. Caracterización de los procesos de rotura

Se llevaron a cabo ensayos de tenacidad a la fractura sobre los tres materiales en los diferentes niveles de envejecimiento a 280, 350 y 400°C. Para la caracterización a fractura se siguió el método basado en la determinación de las curvas J_R propuesto por el Grupo Europeo de Fractura y recogido en la normativa europea ESIS P1-92 [6] en su versión de la probeta única. La metodología seguida así como algunos resultados aquí presentados han sido descritos detalladamente en una serie de trabajos previos [7-9].

A partir de las curvas J_R ajustadas mediante la función potencial

$$J_R = A \cdot \Delta a^D \tag{1}$$

se determinó el módulo de desgarro

$$T_R^* = \frac{dJ_R}{d\Delta a} = A \cdot D \cdot \Delta a^{D-1} \tag{2}$$

Los ensayos de impacto se realizaron a las temperaturas de -196, -80, 20 y 280°C sobre los tres aceros para los diferentes niveles de envejecimiento a las tres temperaturas, con el objeto de determinar las curvas de transición dúctil-frágil.

2.3. Fractografía

A partir de las probetas de impacto y tenacidad se llevó a cabo un estudio exhaustivo, mediante microscopía electrónica de barrido, de las superficies de fractura con el objeto de caracterizar los modos de rotura tanto de la austenita como de la ferrita y cuantificar el porcentaje de rotura a través de cada fase.

3. RESULTADOS

En la Figura 1 se presentan, a modo de ejemplo, las curvas J_R obtenidas para el acero 12F en diferentes niveles de envejecimiento a 350°C. En ella puede observarse una clara pérdida de tenacidad del material con el tiempo de envejecimiento.

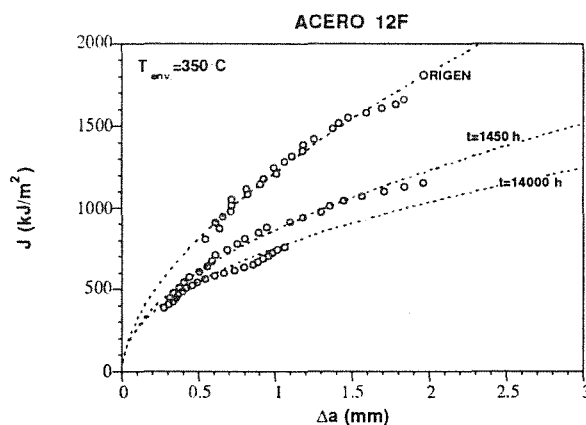


Figura 1. Evolución de las curvas J_R con el envejecimiento a 350°C para el acero 12F.

En la Figura 2 se presenta un ejemplo de la evolución con el envejecimiento de las curvas de transición dúctil-frágil para el acero 18F. En dicha figura se observa que a medida que aumenta el envejecimiento se tiene un claro descenso del nivel superior de la curva de transición así como un desplazamiento de la temperatura de transición a temperaturas más altas.

En la Tabla 2 se presentan los valores máximos de la fracción de ferrita en la superficie de fractura para cada uno de los aceros en cada tipo de ensayo. Debajo de cada valor de la fracción de ferrita se ha añadido el tiempo de envejecimiento en horas a 400°C para alcanzar dicha situación.

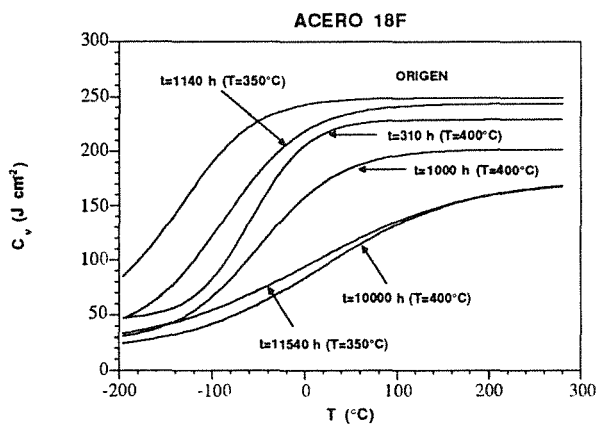


Figura 2. Evolución de las curvas de transición dúctil-frágil con el envejecimiento para el acero 18F.

Tabla 2. Fracción de ferrita máxima en la superficie de fractura.

Acero	X_{α}^I 20°C	X_{α}^{Cb} 280°C	X_{α}^{Cb} 20°C	X_{α}^{Cb} -80°C	X_{α}^{Cb} -196°C
12F	0.13 (14800)	0.04 (14800)	0.15 (14800)	0.32 (14800)	0.35 (4880)
18F	0.23 (10000)	0.05 (10000)	0.27 (10000)	0.31 (10000)	0.39 (3150)
22F	0.27 (9650)	0.17 (9650)	0.37 (9650)	0.43 (9650)	0.45 (3300)

En la Figura 3 se muestra la superficie de rotura de una probeta de tenacidad del acero 12F sin envejecer. El tipo de rotura es dúctil por formación de huecos no observándose presencia de la fase ferrítica en la rotura.

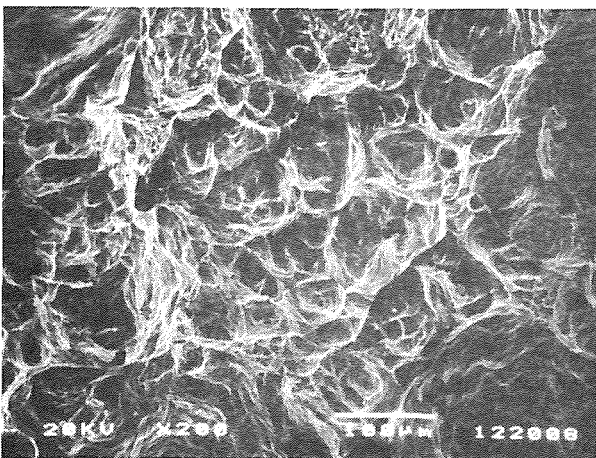


Figura 3. Aspecto general de la superficie de fractura del acero 12F sin envejecer.

La Figura 4 ofrece un detalle de rotura en una probeta de tenacidad del acero 12F envejecido 14800 horas a 400°C.

En ella se observa como el microhueco presenta en su interior una isla de ferrita rota de modo frágil por clivaje. En esta probeta aparece casi un 9% de superficie rota a través de la ferrita.

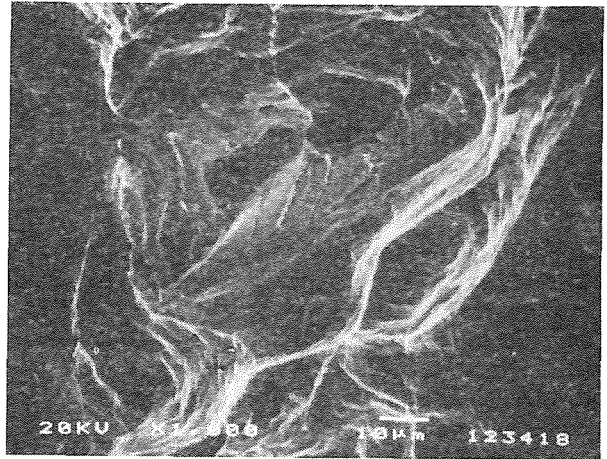


Figura 4. Detalle de la ferrita rota en la superficie de fractura del acero 12F envejecido 14800 horas a 400°C.

4. MODELO FENOMENOLOGICO DE ROTURA

Los resultados obtenidos en cada probeta, tanto de impacto como de fractura, para todos los escalones de envejecimiento, con el apoyo del exhaustivo estudio fractográfico realizado, se analizan tras el desarrollo de un modelo fenomenológico que relacione la energía consumida en la rotura con el porcentaje de ferrita observado.

Para la definición del modelo se parte de una serie de consideraciones previas, que pueden ser implementadas tanto en el comportamiento estático, tenacidad, como en el dinámico, resiliencia. Aquí se desarrollan para el primero de ellos en lo que hace referencia a la energía de iniciación, $J_{0.2/BL}$.

En primer lugar se separa la energía de iniciación en dos sumandos: las energías de iniciación consumidas en la austenita y en la ferrita, es decir

$$J_{0.2/BL} = J_{0.2/BL\gamma} + J_{0.2/BL\alpha} \quad (3)$$

donde

$J_{0.2/BL}$: energía de iniciación

$J_{0.2/BL\gamma}$: energía de iniciación en austenita

$J_{0.2/BL\alpha}$: energía de iniciación en ferrita

En segundo lugar se considera que la energía en cada fase es el producto del contenido en la misma en la superficie de fractura por su energía unitaria y de este modo la ecuación (3) queda de la forma

$$J_{0.2/BL} = X_{\gamma} J_{0.2/BL}^{\gamma} + X_{\alpha} J_{0.2/BL}^{\alpha} \quad (4)$$

siendo

X_γ, X_α : fracciones de área de rotura a través de la austenita y de la ferrita.

$J_{0.2/BL}^\gamma, J_{0.2/BL}^\alpha$: energías de iniciación unitarias asociada a la austenita y a la ferrita.

por tanto $X_\gamma + X_\alpha = 1$.

A continuación se hace la hipótesis de que la energía unitaria de iniciación de la ferrita fragilizada es despreciable frente a la de la austenita, es decir $J_{0.2/BL}^\alpha \ll J_{0.2/BL}^\gamma$, de manera que la expresión (4) quedaría de la forma

$$J_{0.2/BL} \equiv X_\gamma J_{0.2/BL}^{\gamma*} \quad (5)$$

donde se ha introducido una energía de iniciación unitaria modificada $J_{0.2/BL}^{\gamma*}$ en lugar de $J_{0.2/BL}^\gamma$, que tiene en cuenta las discontinuidades producidas por la fisuración previa de la ferrita debida a su fragilidad. Dicha fisuración crea una situación local que favorece la rotura de la austenita de manera que $J_{0.2/BL}^{\gamma*}$ es menor que $J_{0.2/BL}^\gamma$ y decrece siempre con X_α . Una relación sencilla entre $J_{0.2/BL}^{\gamma*}$ y $J_{0.2/BL}^\gamma$ es

$$J_{0.2/BL}^{\gamma*} = J_{0.2/BL}^\gamma \cdot (1 - \mu_J \cdot X_\alpha) \quad (6)$$

siendo μ_J una constante de ajuste cuyo significado está relacionado con el efecto que tiene sobre la resistencia unitaria de la austenita las discontinuidades presentes en la matriz austenítica debido a la fisuración de la ferrita. Con todas estas consideraciones se puede escribir la energía de iniciación de un acero austenoferrítico de la forma

$$J_{0.2/BL} = J_{0.2/BL}^\gamma \cdot X_\gamma (1 - \mu_J \cdot X_\alpha) \quad (7)$$

Dado que en el estado de recepción no aparece ferrita en la superficie de fractura, es decir, que en toda la superficie se observa austenita, se puede considerar que toda la energía de iniciación en recepción se corresponde con $J_{0.2/BL}^\gamma$.

Análogamente se puede hacer un estudio semejante para los valores del módulo de desgarro determinado en un punto dado de la curva J_R , que por facilidad se ha tomado en $\Delta a = 1$ mm, quedando

$$T_R^* = T_R^\gamma \cdot X_\gamma (1 - \mu_T \cdot X_\alpha) \quad (8)$$

donde

T_R^γ : módulo de desgarro asociado a la austenita para $\Delta a = 1$ mm y coincidente con el obtenido en el ensayo de recepción.

μ_T : parámetro cuyo significado está relacionado con el efecto que tiene sobre el módulo de desgarro la superficie de ferrita rota.

Asimismo para la energía de rotura por impacto a cada nivel de temperatura de ensayo se llega a una expresión semejante, dada por:

$$C_v = C_v^\gamma \cdot X_\gamma (1 - \mu_C \cdot X_\alpha) \quad (9)$$

donde

C_v^γ : energía de rotura unitarias asociada a la austenita.

μ_C : parámetro cuyo significado está relacionado con el efecto que tiene sobre la energía de rotura la superficie de ferrita rota.

Al igual que para los ensayos de tenacidad, dado que en el estado de recepción a 20 y 280°C no aparece ferrita en la superficie de fractura, es decir, que en toda la superficie se observa austenita, se puede considerar que toda la energía de rotura, se corresponde con C_v^γ . Para las temperaturas de -80 y -196°C se hizo una extrapolación lineal de los valores anteriores con la temperatura de ensayo, lo cual da un valor bastante aproximado al comportamiento de un acero austenítico.

5. APLICACION

La aplicación de los resultados obtenidos sobre los tres aceros estudiados, 12F, 18F y 22F, en todos sus niveles de envejecimiento, permite obtener los valores de los parámetros μ_J , μ_T y μ_C para los que el modelo predice los mismos.

En la Tabla 3 se presentan a modo de ejemplo los valores de todos los parámetros que aparecen en las expresiones (7) y (8) para las probetas compactas analizadas pertenecientes al acero 12F. Las dos últimas columnas corresponden a los valores de μ_J y μ_T que justifica los valores de tenacidad obtenidos experimentalmente en función de la fractografía observada.

Realizados los análisis para cada uno de los aceros se llevó a cabo un ajuste global para obtener una curva única de cada uno de los parámetros necesarios al modelo. Para ello se representaron todos los valores de μ_J y μ_T en función de X_α para los tres materiales. En la Figura 5 se representan estas curvas las cuales se ajustan de forma exponencial con un coeficiente de correlación de 0.96 para μ_J y de 0.81 para μ_T utilizando las

siguientes expresiones:

$$\mu_J = 2.1 + 9.5 \cdot \exp(-9.9 \cdot X_\alpha) \quad (10)$$

$$\mu_T = 2.1 + 5.2 \cdot \exp(-9.3 \cdot X_\alpha) \quad (11)$$

En ambos casos se tomó como valor de saturación 2.1 que es un promedio de los utilizados para los tres aceros.

Tabla 3. Parámetros de la expresiones (7) y (8) para el acero 12F.

T _{env} (°C)	t (h)	J _{0.2/BL}	T _R [*]	X _α	μ _J	μ _T
	ORIGEN	996.7	711.1	0.000		
350	3000	641.9	451.3	0.048	6.68	8.18
	14000	506.2	346.0	0.088	5.06	6.35
400	510	723.4	486.6	0.052	4.51	6.76
	1050	632.0	412.8	0.058	5.65	7.83
	4880	455.1	302.6	0.123	3.89	5.09
	14800	356.7	284.5	0.131	4.47	4.97

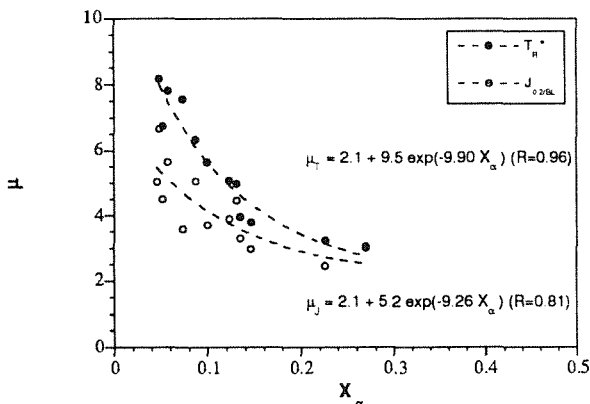


Figura 5. Variación de los parámetros μ_J y μ_T con X_α para los tres aceros.

En las Figuras 6 y 7 se representan las predicciones de $J_{0.2/BL}$ y T_R utilizando las ecuaciones (7) y (8) y las expresiones (10) y (11) frente a los valores experimentales. Como se puede observar las predicciones resultan muy próximas a los resultados reales, siendo los coeficientes de correlación superiores a 0.94 en los dos casos. Los errores de predicción resultan normalmente inferiores al 20%. Los valores de iniciación previstos son en media ligeramente conservadores, un 5%, mientras que para el coeficiente de desgarro hay una predicción con una desviación media del 10% también del lado de la seguridad, ya que los valores obtenidos son superiores a los previstos.

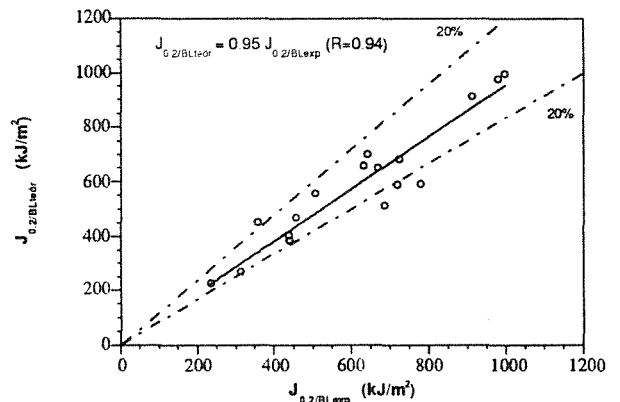


Figura 6. Relación entre $J_{0.2/BL\text{teór}}$ y $J_{0.2/BL\text{exp}}$ para los tres aceros.

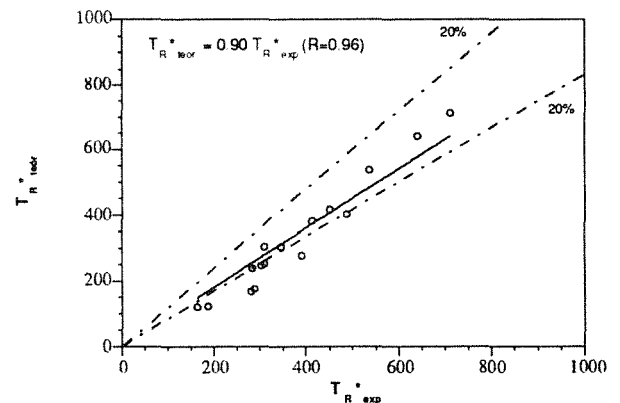


Figura 7. Relación entre $T_{R\text{teór}}$ y $T_{R\text{exp}}$ para los tres aceros.

En la Figura 8 se muestran los valores de μ_C frente a X_α con los ajustes correspondientes, obtenidos de forma análoga para todos los ensayos de impacto realizados a los tres aceros en todas las condiciones de envejecimiento y temperaturas de ensayo. En ella puede observarse que el parámetro μ_C no es constante sino que tiene una tendencia claramente decreciente con X_α hasta que se estabiliza para situaciones con una fracción de ferrita rota por encima de un valor dado, propios de mayor fragilización (bajas temperaturas de ensayo, -196 y -80°C, y tiempos de envejecimiento altos). La relación se ajusta, utilizando una expresión de tipo exponencial con un coeficiente de correlación de 0.89, para la expresión

$$\mu_C = 2.26 + 30.0 \cdot \exp(-70.6 \cdot X_\alpha) \quad (12)$$

La Figura 9 presenta los valores de C_v predichos por las expresiones (9) y (12) frente a los valores experimentales. La predicción global resulta muy aceptable, siendo el coeficiente de correlación de 0.952, si bien algunos valores presentan errores de estimación en torno a un 20-25% en las zonas de transición donde la

dispersión intrínseca es alta, y en la zona frágil donde el valor absoluto del error, con todo, es muy pequeño.

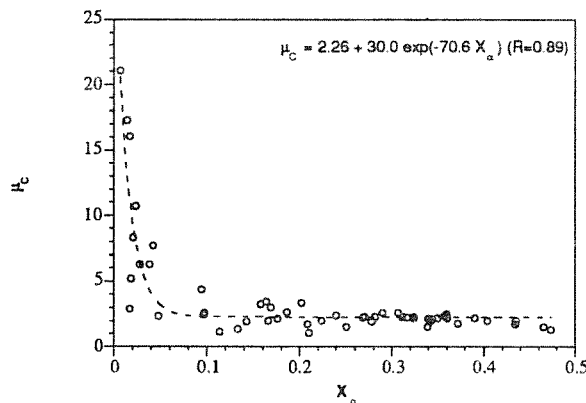


Figura 8. Evolución del parámetro μ_c con X_α para los tres aceros.

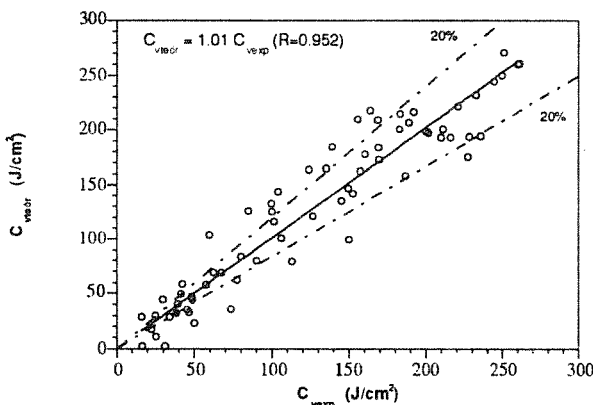


Figura 9 Relación entre C_{vieor} y C_{vexp} para los tres aceros.

6. CONCLUSIONES

La presencia de la ferrita en el camino de rotura de los aceros dúplex envejecidos resulta ser un parámetro fundamental en su tenacidad, hasta tal punto que se convierte en la variable de peso de un modelo que predice la fragilización debida al envejecimiento de este tipo de materiales.

Desarrollado este modelo sus previsiones guardan una correlación con los resultados reales que quedan del lado de la seguridad y son de gran fiabilidad, con errores normalmente inferiores al 20%. El hecho de que el método se pueda aplicar a los diferentes parámetros que definen la curva de resistencia a la rotura, J_R , permite establecer la evolución de estas curvas con el envejecimiento sin apenas esfuerzo analítico complementario. Asimismo su empleo en la previsión de la evolución de las curvas de resiliencia, a través de los valores de la energía absorbida a diferentes temperaturas, debe permitir el establecimiento de un nexo de unión entre resiliencia y tenacidad.

El método sirve de puente de enlace entre el envejecimiento y la fragilización de estos aceros, ya que el primero supone la fragilización local de la ferrita, y ésta va a condicionar su presencia en el camino de rotura, que se correlaciona bien con la tenacidad.

7. AGRADECIMIENTOS

El desarrollo de este trabajo se incluye dentro de un Proyecto de Investigación (Ref. MAT92-0359) financiado por la Comisión Interministerial de Ciencia y Tecnología (CICYT).

8. REFERENCIAS

- [1] Trautwein, A. & Gysel, W., "Influence of Long-Time Aging of CF8 and CF8M Cast-Steel at Temperatures Between 300°C and 500°C on Impact Toughness and Structural Properties", *Stainless Steels Casting*, ASTM STP 756, 165-189 (1982).
- [2] Chung, H. M., "Aging and Life Prediction of Cast Duplex Stainless Steel Components", *Int. J. Pres. Ves. & Piping* 50, 179-213 (1992).
- [3] Chopra, O. K., "Thermal aging of cast stainless steels in LWR systems: estimation of mechanical properties", *PVP-Vol. 228 Nuclear Plant Systems/Components. Aging Management and Life Extension*. ASME 1992, pp. 79-92.
- [4] Miller, M. K. y Bentley, J., "APFIM and AEM investigation of CF8 and CF8M primary coolant pipe steels", *Mat. Sci. Tech.* 6, 285-292 (1990).
- [5] González, J.J., Gutiérrez-Solana, F., Sánchez, L., and Setién J. "Low-Temperature Aging Kinetics in Cast Duplex Stainless Steels: Experimental Characterization", *Journal of Testing and Evaluation*. Pendiente de publicación.
- [6] ESIS P1-92, "ESIS Recommendations for Determining the Fracture Resistance of Ductile Materials", *European Structural Integrity Society*, January 1992.
- [7] Sánchez, L., "Fragilización por envejecimiento térmico a baja temperatura en aceros inoxidable austenoferríticos y su efecto sobre la tenacidad", *Tesina de Licenciatura*. DCITYM. Universidad de Cantabria. Octubre 1993.
- [8] Sánchez, L., Gutiérrez-Solana, F., Gorrochategui, I., and González, J., "The effect of temperature on low aging embrittlement of duplex stainless steels", *ECF-10 Structural Integrity*, Sept. 94, pp. 823-28.
- [9] Sánchez, L., Gutiérrez-Solana, F., and González, J., "Toughness and Impact Energy of Aged Duplex Stainless Steels: Evolution and Correlation". *Materials Ageing and Components Life Extension*. Editado por EMAS. Milan, Oct. 1995, pp. 519-24.

PROPAGAÇÃO DE FENDAS SUPERFICIAIS NO AÇO A515

J. Salgueiro Marques*, J. A. Martins Ferreira** e C.Moura Branco***

*EST, Instituto Politécnico de Viseu

**Departamento de Engenharia Mecânica, Universidade de Coimbra

***IDMEC, IST, Universidade Técnica de Lisboa

Resumo. O aço A515 é um material utilizado na construção de reservatórios sob pressão e outras aplicações soldadas. Nas condições de serviço é frequente o aparecimento de fissuras de fadiga, em geral no pé dos cordões de soldadura, com a forma semi-elíptica. Neste trabalho apresentam-se resultados de um estudo sobre propagação de fissuras superficiais para duas razões de tensão: 0 e 0.3. As fendas desenvolvem-se a partir de um entalhe inicial obtido por electroerosão. Foram obtidas as curvas $da/dN-\Delta K$, medido o fecho da fenda e obtidas as curvas $da/dN-\Delta K_{ef}$. Os mecanismos de fractura foram investigados usando microscopia electrónica de varrimento. Determinou-se também a rugosidade das superfícies de fractura com o objectivo de tentar estabelecer uma relação entre o valor do factor de intensidade de tensões e a rugosidade.

Abstract. The steel A515 is currently used in welded construction. For these structures fatigue cracks can initiate at the weld toe and propagate with semielliptical front shape. This paper presents results of a research about fatigue of surface crack growth. Two stress ratio were studied: 0 and 0.3. For each of these conditions the $da/dN-\Delta K$, $da/dN-\Delta K_{ef}$ curves and the crack closure were obtained. The fracture mechanisms were studied by means the scanning electronic microscopy.

1. INTRODUÇÃO.

O aço A515 é um material vulgarmente utilizado em construção soldada, nomeadamente em reservatórios sob pressão. Nestas aplicações, existem defeitos resultantes dos processos de soldadura. Sob o ponto de vista da resistência à fadiga, são particularmente importantes os defeitos superficiais na zona do pé do cordão de soldadura. Estes defeitos, em geral, crescem sob a forma de semi-elíptica. A evolução deste tipo de defeitos, bem como a influência de alguns parâmetros geométricos na resistência à fadiga de juntas sem transferência de carga, foram estudados pelos autores (1,2). A previsão da vida de fadiga pressupõe o conhecimento da formulação do factor de intensidade de tensões e da lei de propagação do material adequada às condições de serviço. A maioria dos estudos sobre as condições de propagação de fendas de fadiga são feitos em fendas penetrantes usando provetes CT (compact tension). O estudo da propagação de fendas superficiais é, no entanto, mais realista tendo em conta as aplicações deste material. Neste estudo foram utilizados provetes com a geometria indicada na figura 1. De entre os vários factores que influenciam a velocidade de propagação de fendas de fadiga, pretende-se neste trabalho estudar a influência da tensão média. O efeito deste

factor é geralmente indicado em função da razão de carregamento R, que é definido por:

$$R = K_{\min} / K_{\max} \quad (1)$$

Para ensaios de fadiga realizados ao ar, o aumento de R conduz a um aumento da velocidade de propagação da/dN . Este comportamento tem sido explicado com base no conceito de fecho de fenda através do parametro U, proposto por Elber (3), definido por:

$$U = \frac{K_{\max} - K_{ab}}{K_{\max} - K_{\min}} = \frac{P_{\max} - P_{ab}}{P_{\max} - P_{\min}} \quad (2)$$

onde K_{ab} é o factor de intensidade de tensões para o qual a fenda abre durante a fase de carregamento do ciclo da fadiga, sendo, assim, introduzido o conceito de factor de intensidade de tensões efectivo definido por:

$$\Delta K_{ef} = U \cdot \Delta K \quad (3)$$

Verifica-se que, com base no conceito de fecho de fenda, a curva da $da/dN-\Delta K_{ef}$ é única e independente da tensão média (3). O fecho da fenda pode ser induzido pela deformação plástica que se verifica em ambas as faces da fenda, junto à sua extremidade, pela rugosidade das faces da fenda e pela existência de óxidos, caso de propagação em ambientes corrosivos.

2. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

O material utilizado no trabalho foi o aço A515, com composição química indicada na tabela 1 e propriedades mecânicas indicadas na tabela 2.

C	Mn	P	Si	S
0,22%	1,21%	0,03%	0,35%	0,004%

Tabela 1. Composição química do aço

Tensão de cedência	Tensão de rotura
370 MPa	545 MPa

Tabela 2. Propriedades mecânicas do aço

A geometria dos provetes utilizados está representada na figura 1, sendo os entalhes, com a forma de uma semi-ellipse, obtidos por electroerosão.

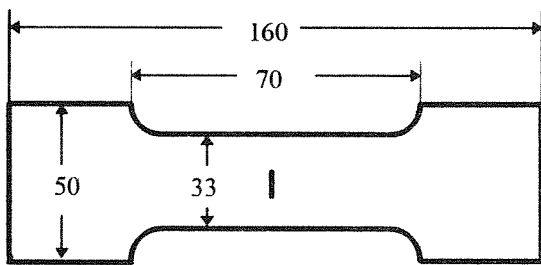


Figura 1. Provetes utilizados nos ensaios, com espessura, $B=8$, constante.

Os ensaios de fadiga realizaram-se numa máquina servo-hidráulica INSTRON com capacidade de carga de 100KN, com uma frequência de 10HZ. A medição da fenda à superfície (2c) do provete foi feita utilizando um sistema óptico com uma precisão de 0,01 mm. Para posterior medida da profundidade (a) foram feitas, durante o decorrer do ensaio, marcações da frente da

fenda, utilizando uma solução de detergente tinta da china e água.

O fecho da fenda foi medido utilizando um transdutor de deslocamentos colocado na zona central da fenda, mantendo a sua posição de fixação durante o ensaio, como indicado na figura 2.

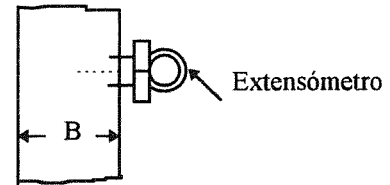


Figura 2. Representação esquemática da posição do transdutor.

Para determinar o valor da carga de abertura da fenda P_{ab} procedeu-se à aplicação de uma onda de baixa frequência (≈ 0.1 Hz), sendo feito o registo gráfico de da curva P vs δ , como é indicado, esquematicamente, na figura 3.

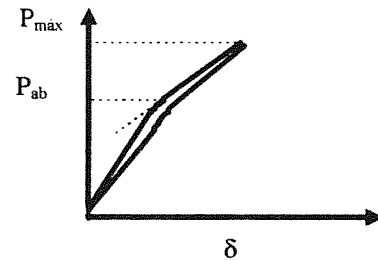


Figura 3. Representação esquemática da variação de P com δ

A determinação das velocidades de propagação, junto a superfície, dc/dN , e na frente da fenda, da/dN , foram feitas com base no método polinomial proposto pela Norma ASTM 647(4). O factor de intensidade de tensões foi calculado utilizando as soluções de Newman (5).

3. RESULTADOS E DISCUSSÃO.

3.1. Curvas de propagação por fadiga.

A figura 4 representa as curvas da/dN e dc/dN versus ΔK para a razão de tensão $R=0$. Verifica-se que para o mesmo valor de ΔK a velocidade de propagação é mais elevada na frente da fenda do que junto à superfície

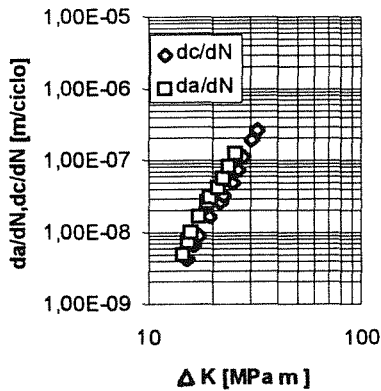


Figura 4. Curva $da/dN, dc/dN - \Delta K$. Regime II, $R=0$

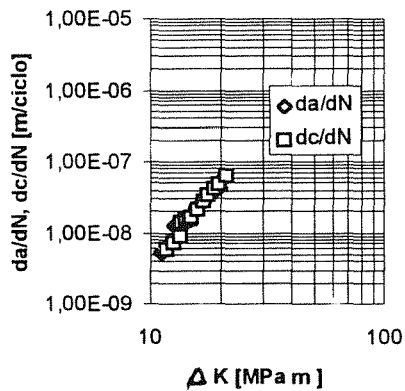


Figura 5. Curva $da/dN, dc/dN - \Delta K$. Regime II, $R=0.3$

Este comportamento pode-se justificar com base no fecho da fenda induzido por plasticidade, uma vez que junto à superfície se verifica um estado plano de tensão, dando origem a uma maior deformação plástica comparativamente com o fundo da fenda, onde se verifica um estado plano de deformação, logo uma menor deformação plástica, reduzindo-se, assim, o efeito de fecho de fenda induzido por plasticidade, dando origem a uma maior velocidade de propagação. (6).

Para uma razão de carregamento $R=0.3$ verifica-se uma sobreposição das curvas; $da/dN - \Delta K$ e $dc/dN - \Delta K$, figura.5. Podemos, assim, concluir que para $R=0.3$ não se verifica o fenómeno do fecho da fenda, estando esta sempre aberta, qualquer que seja o valor de ΔK .

O parâmetro U , calculado para $R=0$, com base no registo P vs δ , utilizando a equação 2, está representado na figura 6.

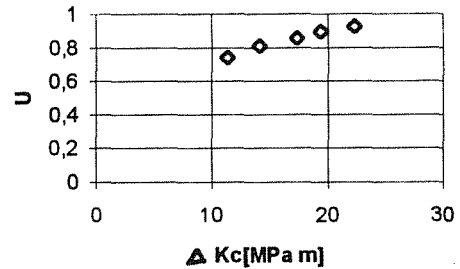


Figura 6. Factor U . Regime II, $R=0$

Verifica-se que há um ligeiro aumento de U com o valor de ΔK_c , isto é, verifica-se uma diminuição do fecho da fenda com o aumento de ΔK_c . Tal comportamento é justificado (7) com base no aumento, na frente da fenda, da zona que sofre deformação plástica monótona. Esta deformação vai-se opôr ao fecho da fenda, induzido pela deformação plástica nas suas faces.

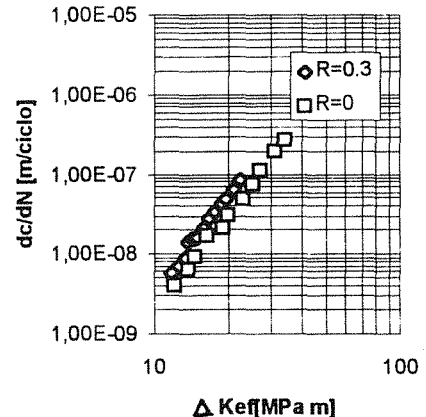


Figura 7. Curva $dc/dN - \Delta K_{ef}$. Regime II, $R=0$ e $R=0.3$

Na figura 7 estão representadas as curvas $dc/dN - \Delta K_{ef}$ para os dois R estudados. Verifica-se que a curva de $R=0$ quase se sobrepõe à curva de $R=0.3$, não havendo uma sobreposição total como se esperaria, tendo em conta o mecanismo do fecho de fenda que é suposto verificar-se. Tal, deve-se ao facto de o transdutor de deslocamento utilizado manter uma posição constante ao longo do ensaio, tornando-se, assim, segundo Foroughi (8), mais difícil de determinar a carga P_{ab} . Com esta técnica determinou-se um valor inferior ao que seria obtido, caso o transdutor fosse colocado próximo da extremidade da fenda. Assim, os valores

determinados de U, são ligeiramente superiores aos reais, o que justifica a não total sobreposição das curvas.

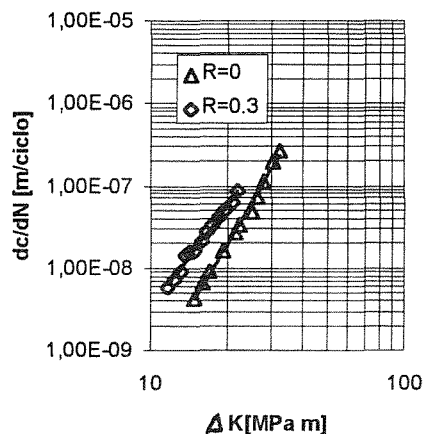


Figura 8. Curva $dc/dN-\Delta K$, Regime II, $R=0$ e $R=0.3$

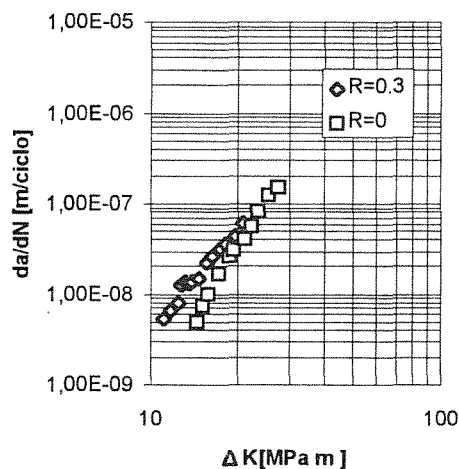


Figura 9. Curva $da/dN-\Delta K$, Regime II, $R=0$ e $R=0.3$

Nas figuras 8 e 9 estão representadas as curvas de propagação, respectivamente, à superfície e na frente da fenda, sem considerar o efeito de fecho. Verifica-se para as curvas de propagação na frente da fenda uma maior aproximação e mesmo uma sobreposição para valores de ΔK superiores a $20 \text{ MPa} \sqrt{\text{m}}$. Tal comportamento é justificado com base no fecho de fenda induzido por plasticidade, que é menor para estados planos de deformação.

3.2 Evolução da forma da fenda

Os entalhes iniciais tinham a forma de uma semi-elipse. Durante o ensaio esta forma tendeu para a forma semi-circular. Para $a/B > 0.5$, observa-se uma redução pouco significativa de a/c . Na gama de valores de a/B determinados, não é visível a influência da razão de tensão, figura 10.

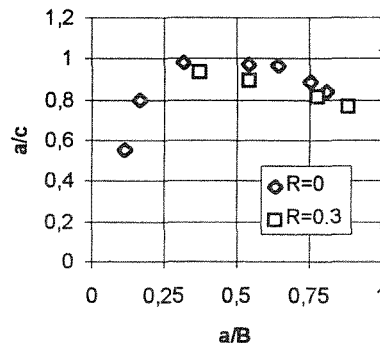


Figura 10. Evolução da forma da fenda. a/c , em função da profundidade da fenda, a/B . $R=0$ e $R=0.3$.

Na figura 11, apresenta-se a uma fotografia da fenda, onde são bem visíveis as várias marcações realizadas ao longo do ensaio. Com bases nestas marcações, foi possível obter os pares de valores (a,c) , que permitiram, por ajuste de um polinómio interpolador do 2º grau, estimar $a=f(c)$ e $c=f(a)$, necessário a determinação das curvas $da/dN-\Delta K$, $dc/dN-\Delta K$.

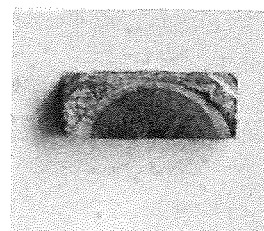


Figura 11. Fractografia das superfícies de fractura, mostrando as marcações efectuadas

3.3. Observação das superfícies de fractura. Determinação da rugosidade.

Na figura 12, está representada uma fotografia da superfície de fractura. O mecanismo de propagação parece ser a estriação dúctil, não se verificando alteração do mecanismo com o valor de R .

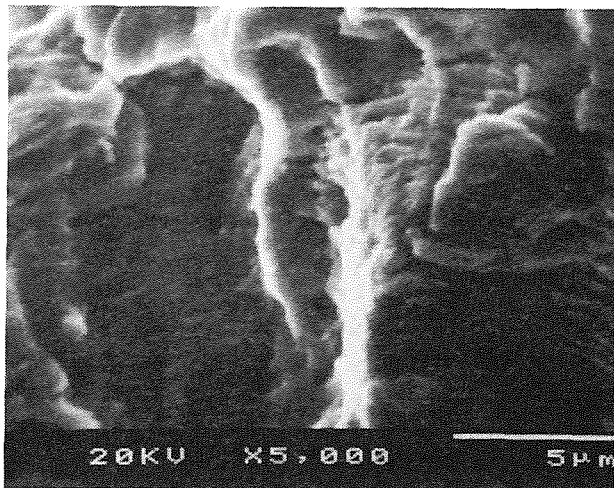


Figura 12. Observação por MEV. R=0

Em relação à rugosidade, os resultados obtidos estão representados na figura 14, verificando-se que para R=0 não há variação significativa da rugosidade com o avanço da fenda. Contudo, para R=0.3 há um aumento da rugosidade com o avanço da fenda.

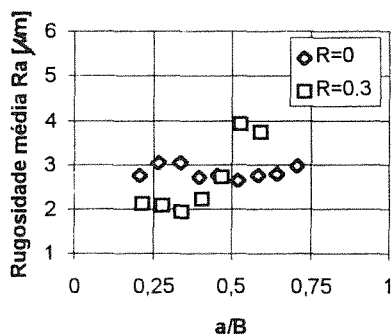


Figura 13. Variação da rugosidade média vs a/B.

4. CONCLUSÕES.

Do estudo realizado podem tirar-se as seguintes conclusões:

- O mecanismo do fecho da fenda, para o aço utilizado e para o regime de propagação II, é devido, essencialmente, à deformação plástica que se verifica nas faces da fenda, junto à sua extremidade. Esta constatação é reforçada pelo facto de a velocidade de propagação ser, para o mesmo valor de ΔK , superior na frente da fenda, onde se verifica um estado plano de deformação, do que junto à superfície do provete, onde se verifica um estado plano de tensão.

- O mecanismo de propagação não é influenciado pelo valor de R

- O aumento da tensão média dá origem ao aumento da velocidade de propagação

- Para R=0 não há variação significativa da rugosidade com o aumento da profundidade da fenda. Para R=0.3 há aumento da rugosidade com o aumento da profundidade da fenda

5. REFERÊNCIAS.

(1) -J.A.M.Ferreira and C.M.Branco, "Fatigue Analysis and Prediction in Fillet Welded Joints in The Low Thickness Range", *Fat. Fract. Engng. Mat. Struct.*, Vol. 13, Nº3, pp.201-212,1990.

(2)- J.A.M.Ferreira and C.M.Branco,"Comparison of Fatigue Life Prediction in Welded Joints Using 2D and 3D K Solutions", *Fat. Fract. Engng. Mat. Struct.*, Vol. 16, Nº3, pp.303-313,1992.

(3)-Elber, W., "Damage Tolerance in Aircraft Structures", *ASTM STP 486*, pag. 230,1971.

(4)-ASTM E647-81, "Constante Load Amplitude Fatigue Crack Growth Rates Above 10^{-8} m/cycle". *Annual Book of ASTM Standards*, 1981.

(5)- J.C.NEWMAN, JR, and I.S.RAJU. " An Empirical Stress-Intensity Factor Equation For The Surface Crack." *Fat. Fract. Engng. Mat. Struct.*, Vol. 15, Nº3, pp.185-192,1981.

(6)- W.O. Soboyejo and J.F. Knott. " An Investigation of Crack Closure and the Propagation os Semi-elliptical Fatigue Cracks in Q1N (HY80) Pressure Vessel Steel". *Int. J. Fatigue*, Nº 8, pp. 577-581, 1995.

(7)- K.K. Brahma, P.K. Dash and B. Dattaguru. " Observation of Crack Closure Using a Crack Mouth Opening Displacement Gauge. *Int. J. Fatigue* 11, Nº 1, pp 27-41, 1989.

(8)- Foroughi, R. "Fatigue Resistance of Strutural Steel Under Random Loading", PHD tese, Imperial College, Universidade de Londres, 1985.

O FECHO DE FENDA COMO CAUSA PRINCIPAL PARA AS INFLUÊNCIAS DA TENSÃO MÉDIA E DA ESPESSURA NA VELOCIDADE DE PROPAGAÇÃO DE FENDAS POR FADIGA NO AÇO CK45

Luis M. P. Abreu, José D. Costa e J. M. Ferreira

Departamento de Engenharia Mecânica/ FCT
Universidade de Coimbra, Polo II, Pinhal de Marrocos 3030 Coimbra, Portugal

Resumo. Neste trabalho analisa-se a influência da razão de tensões na velocidade de propagação de fendas por fadiga, para $R=0, 0.2, e 0.4$, no aço CK 45 DIN 17200. A influência da espessura na velocidade de propagação também é analisada, para três valores: $B=6, 12 e 24$ mm. Na monitorização do comprimento de fenda usaram-se os métodos óptico e o sistema da queda de potencial eléctrico (DCPD). O fecho de fenda foi monitorizado através da técnica da complacência, utilizando um extensómetro do tipo Elber. A partir dos registos gráficos carga versus deslocamento relativo das faces da fenda, junto à sua extremidade, determinaram-se os valores de carga de fecho de fenda, P_{ab} , que são usados no cálculo do valor efectivo da gama do factor de intensidade de tensões ΔK_{ef} . No final, com base nas curvas $da/dN-\Delta K_{ef}$, verifica-se que o fecho de fenda parece ser a causa principal para as influências tanto da tensão média como da espessura na velocidade de propagação de fendas por fadiga no regime II de Paris.

Abstract. In this work the influence of the stress ratio on the crack closure propagation rate was analysed for $R=0, 0.2$ and 0.4 . The material used in this study was the steel CK 45 DIN 17200. Also, the influence of thickness on the crack propagation rate was analysed for $B=6, 12$ and 24 mm. Crack length was monitored by the optical method and by the direct current potential drop (DCPD) technique. The crack closure measures were obtained by the compliance technique, using a gauge similar to the Elber type. From the load versus displacement plots, the crack opening loads P_{ab} were obtained and used in the calculation of the effective range of the stress intensity factor, ΔK_{ef} . The plots $da/dN-\Delta K_{ef}$ show that the closure phenomenon seems to be the main cause to explain both influences of the mean stress and the thickness on the crack propagation rate in the Paris regime.

1. INTRODUÇÃO

Desde o trabalho pioneiro de Elber [1], no final da década de sessenta, um elevado número de investigadores tem examinado a influência do fecho de fenda no comportamento à fadiga dos materiais. De entre as três causas mais importantes para o fecho de fenda, a mais relevante no regime II de propagação é a de indução por plasticidade. O seu mecanismo, proposto por Elber, é baseado na suposição de que o rasto plástico, ou seja, a região plastificada junto à extremidade de ambas as faces da fenda, é uma fonte de tensões residuais de compressão, que resulta do facto de esta zona ter estado anteriormente sujeita à deformação plástica. A formação desta região, associada à indução do fecho de fenda por plasticidade, é geralmente tomada como um processo contínuo e está relacionada com o tamanho da zona plástica que, por sua vez, é uma função da tensão de cedência e de ΔK .

Em condições de estado plano de tensão, o fenómeno do fecho de fenda pode ser provocado pela contracção lateral do material, que ocorre na zona plástica junto à extremidade da fenda. Esta contracção lateral resulta num transporte de material para o interior da região sub-superficial criando, desta maneira, um excesso de material, que faz surgir o fecho de fenda no rasto da sua extremidade. Em condições de estado plano de deformação não existe qualquer movimento lateral, porque a deformação segundo a direcção da espessura é nula e, por conseguinte, não existe material adicional para além da frente da fenda. Portanto, uma vez que o fecho global da fenda é dependente da espessura, é razoável supor, que a sua influência na velocidade de propagação diminua com o aumento da espessura. Schijve [2] sugeriu, que devido ao constrangimento, que ocorre com o aumento da espessura, haverá uma zona plástica com menor dimensão à frente da fenda, na zona central do provete, e portanto, o fecho de

fenda induzido por plasticidade deverá ser menor para espessuras mais elevadas [3,4]. Porém este comportamento não tem sido verificado por outros investigadores [5].

Um outro parâmetro muito importante na velocidade de propagação é a razão de tensões. A relação entre a velocidade de propagação da fenda e ΔK_{ef} para o regime II de propagação tem sido aceite como meio de eliminar a influência deste parâmetro. Neste contexto, o parâmetro U, introduzido por Elber é uma função de R e de ΔK , aumentando quer com R quer com ΔK [6, 7]. O efeito da tensão média na velocidade de propagação tem sido explicado por intermédio do fecho de fenda, por diversos outros autores [8, 9]. Contudo, à semelhança do que se referiu para a espessura, o fecho de fenda não tem tido aceitação geral como explicação para a influência de R na velocidade de propagação. Por vezes, é sugerido como causa para esta divergência de opiniões a utilização de técnicas não apropriadas ou com insuficiência de sensibilidade na medição do fecho de fenda.

Neste trabalho analisa-se se a influência da tensão média e da espessura na velocidade de propagação de fendas por fadiga pode ser totalmente explicada através do efeito do fecho de fenda. O material escolhido para este estudo é um aço de grande aplicação em construção mecânica, o CK 45 DIN 17200. Em estudo anterior [10], em ligas de alumínio da série 5000, obteve-se um boa correlação entre a velocidade de propagação e ΔK_{ef} para três valores da razão de tensões $R=0.05, 0.5$ e 0.7 .

2. MATERIAL E TÉCNICAS EXPERIMENTAIS

A composição química do aço CK 45 DIN 17200 é apresentada na tabela 1.

Tabela 1 - Composição química do aço CK 45 DIN 17200.

C	Mn	Si
0.45	0.65	0.25

As propriedades mecânicas deste material são: $\sigma_f=670-820$ MPa, $\sigma_c>420$ MPa e $\epsilon_f>16$ %.

A geometria dos provetes CT, utilizados nos ensaios de propagação de fendas está representada na figura 1. Foram analisados três valores de espessura: $B = 6, 12$ e 24 mm.

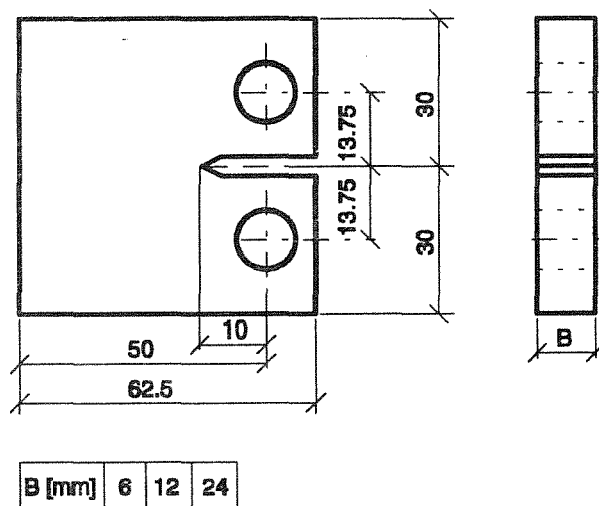


Fig. 1. Geometria dos provetes CT utilizados nos ensaios de propagação de fendas.

Os testes foram realizados numa máquina servo-hidráulica, INSTRON modelo 1341, de 100 KN de capacidade, utilizando-se uma onda sinusoidal com frequências entre os 10 e os 30 Hz. Para cada uma das espessuras foram analisados, à temperatura ambiente e ao ar, três valores de razão de tensão, $R = 0, 0.2$ e 0.4 , seguindo as prescrições da norma ASTM E647 [11].

Na medição do fecho de fenda utilizaram-se os métodos óptico e da queda de potencial eléctrico de corrente contínua. A instrumentação óptica era constituída por uma luneta com ampliação de 30 vezes, assente sobre uma base deslizante provida de um comparador com precisão de 0.01 mm. O sistema da queda de potencial era composto por uma fonte de alimentação de corrente contínua com capacidade de 50 A e um micro-voltímetro com resolução de $1 \mu V$. As leituras obtidas variaram entre os $150 \mu V$, no início do ensaio, e cerca de $2000 \mu V$, correspondente ao comprimento máximo da fenda.

A medição do fecho de fenda foi obtida com base no método da complacência, utilizando-se um extensómetro de pinos, semelhante ao usado por Elber [1]. À medida que o ensaio progredia, eram efectuados dois furos de 0.5 mm de diâmetro numa das faces do provete, um em cada lado da fenda, distanciados entre si de 1.25 mm e a cerca de 1-2 mm da extremidade da fenda. Em cada ensaio eram abertos um total de 6 a 8 pares destes furos. A partir dos registos gráficos carga versus deslocamento de abertura da fenda, determinou-se a carga de abertura da fenda, P_{ab} , correspondente ao ponto onde a curva carga-deslocamento se torna linear durante o carregamento.

Nos primeiros ensaios também foi experimentada a utilização de outras técnicas de medição de fecho de

fenda, designadamente o extensómetro de lâminas, vulgarmente utilizado na determinação do COD, e as técnicas eléctricas baseadas quer na utilização de corrente contínua (DCPD) quer alterna (ACPD). Enquanto que a primeira se mostrou ineficaz por falta de sensibilidade, as técnicas eléctricas não permitiram uma correlação satisfatória entre os registos gráficos e o fenómeno do fecho de fenda.

3. RESULTADOS EXPERIMENTAIS

As figuras 2, 3 e 4 apresentam todos os resultados obtidos nos ensaios de propagação de fendas na forma de curvas da/dN versus ΔK , para as três espessuras analisadas, B = 6, 12 e 24 mm, respectivamente. Em cada figura, são apresentados os resultados para os três valores de razão de tensão considerados, R = 0, 0.2 e 0.4, cobrindo somente o regime II de propagação, para velocidades compreendidas entre 10^{-5} e 10^{-3} mm/ciclo. A figura 2, que apresenta os resultados para B = 6 mm, evidencia uma forte influência da razão de tensão na velocidade de propagação. À medida que ΔK aumenta, essa influência diminui.

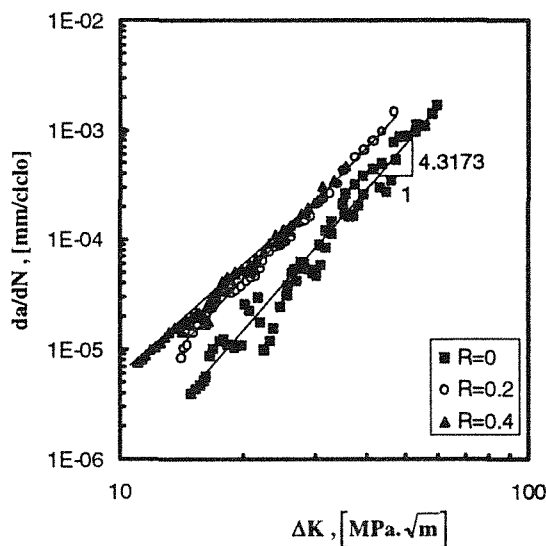


Fig. 2. da/dN versus ΔK ; B = 6 mm, R = 0, 0.2 e 0.4.

Os valores de da/dN aumentam com R, verificando-se uma menor variação das velocidades de propagação entre R=0.2 e R=0.4 do que entre R=0 e R=0.2. Para B=12 mm, figura 3, a influência de R é inferior à que foi observada para B=6 mm, tornando-se praticamente nula para as velocidades de propagação elevadas, isto é, da ordem dos 10^{-3} mm/ciclo ($\Delta K \approx 50 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$). Finalmente, para B=24 mm, figura 4, a influência de R ainda é menor do que a verificada para B=12 mm. Na

figura 5 comparam-se as curvas da/dN- ΔK , obtidas para as três espessuras considerando-se uma das razões de tensão (R=0).

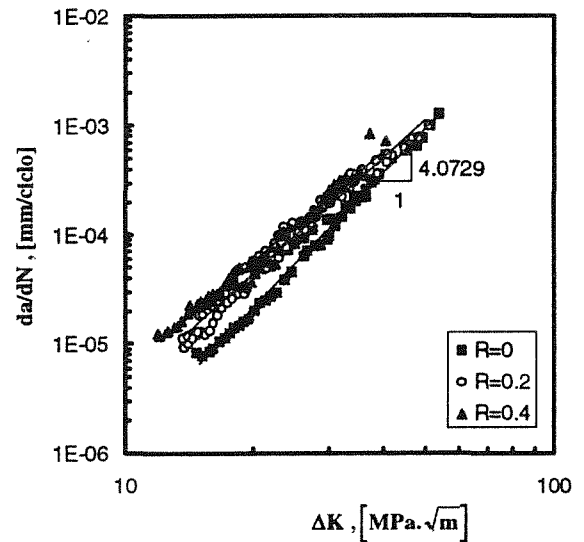


Fig. 3. da/dN versus ΔK ; B = 12 mm, R = 0, 0.2 e 0.4

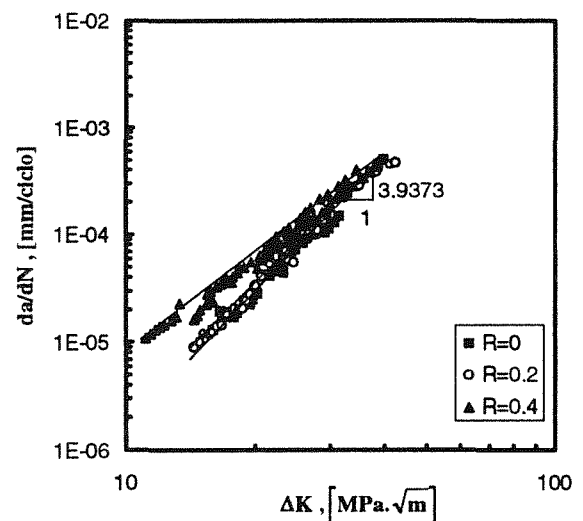


Fig. 4. da/dN versus ΔK ; B = 24 mm, R = 0, 0.2 e 0.4

Observa-se alguma influência da espessura na velocidade de propagação. Esta influência é mais importante entre B=6 e B=12 mm do que entre B=12 e B=24 mm. À medida que ΔK aumenta a influência da espessura diminui.

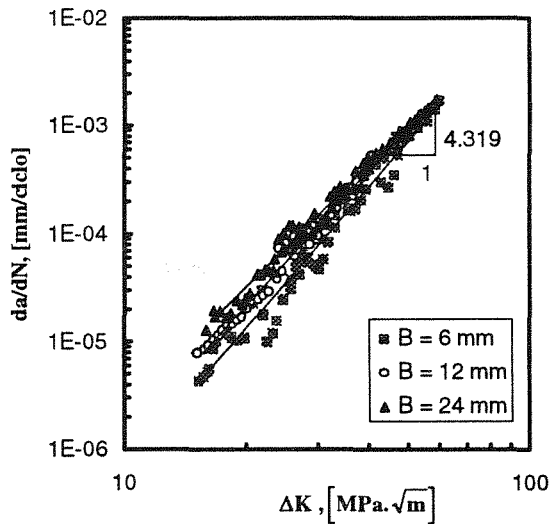


Fig. 5. da/dN versus ΔK ; $R = 0$, $B = 6, 12$ e 24 mm

Em resumo, são observados os comportamentos habituais, ou seja, da/dN aumenta com os valores de R e de B ; as influências destes dois parâmetros diminuem com o aumento de ΔK ; a influência de R é maior para espessuras reduzidas do que para espessuras elevadas, por nestas predominar o estado plano de tensões. Contudo, estas são também as influências que se verificam no valor do fecho de fenda, ou seja, com o aumento de R aumenta o parâmetro U e com o aumento de B diminui a importância relativa da zona junto à superfície em estado plano de tensão diminuindo, conseqüentemente, o valor global do fecho de fenda. Assim, é razoável admitir que o fecho de fenda seja a causa principal quer da influência de R quer da influência da espessura na velocidade de propagação.

Na figura 6 apresentam-se as curvas $U-\Delta K$, obtidas para uma das espessuras, $B=6$ mm. Tal como era esperado, verifica-se que U aumenta com R e com ΔK . Estas tendências são confirmadas com resultados obtidos por outros autores [10], que efectuaram ensaios para três valores de R ($R=0.05, 0.5$ e 0.7) numa liga de alumínio-magnésio. Para $R=0.4$ só se regista fecho de fenda para valores de $\Delta K < 16$ $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$, a que corresponde uma velocidade de propagação 2×10^{-5} mm/ciclo. Acima deste valor de ΔK , U toma o valor de 1.

Os gráficos obtidos para as outras duas espessuras apresentam tendências de variação de U com ΔK semelhantes. Porém, a influência de R em U é mais importante para $B=6$ mm do que para as restantes espessuras. Em geral, os valores de U obtidos para

$B=12$ e 24 mm são superiores aos obtidos para $B=6$ mm.

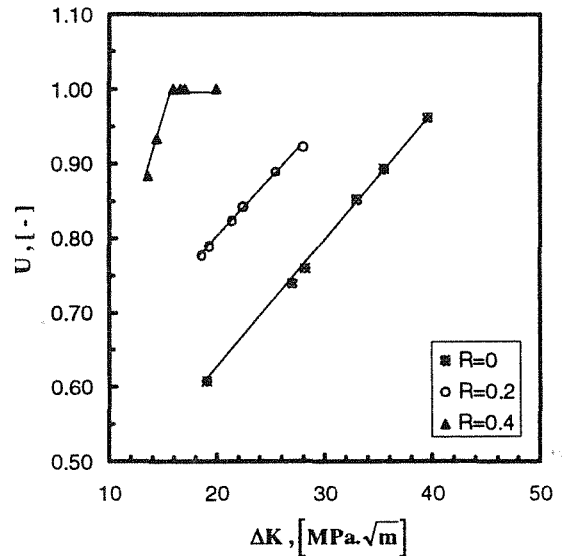


Fig. 6. U versus ΔK ; $B=6$ mm, $R=0, 0.2$ e 0.4

Nas figuras 7, 8 e 9 apresentam-se as curvas $da/dN-\Delta K_{ef}$ para as três geometrias analisadas, $B=6, 12$ e 24 mm, respectivamente. Os valores de ΔK_{ef} foram determinados através da relação $\Delta K_{ef} = \Delta K U$. Em cada figura estão reunidos os valores obtidos para as três razões de tensão analisadas.

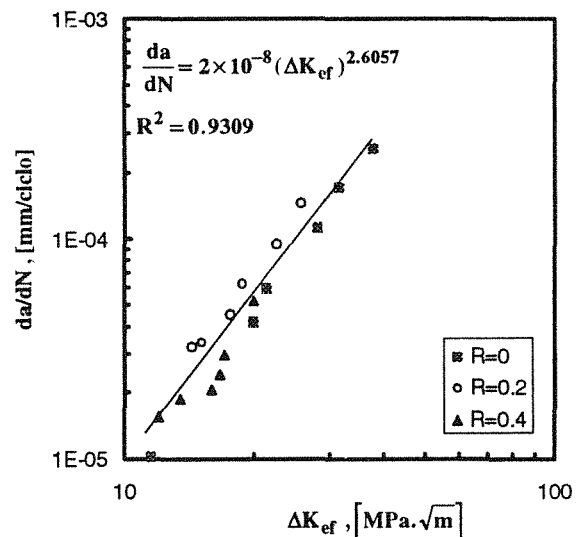


Fig. 7. da/dN versus ΔK_{ef} ; $B=6$ mm, $R=0, 0.2$ e 0.4 .

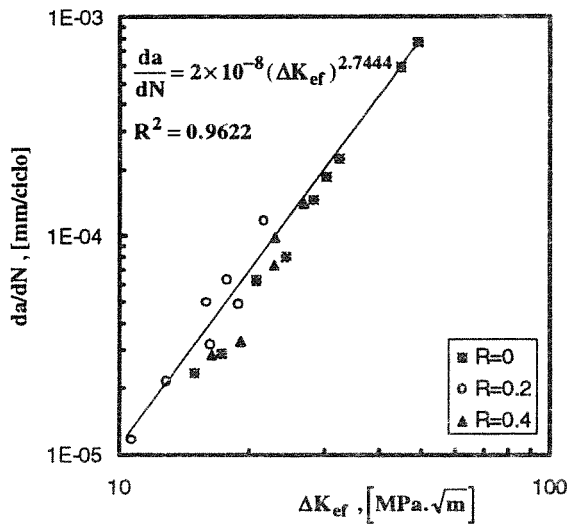


Fig. 8. da/dN versus ΔK_{ef} ; $B=12$ mm, $R=0, 0.2$ e 0.4 .

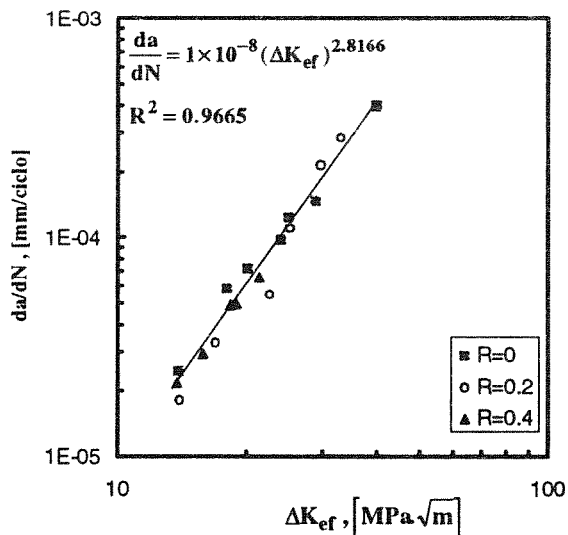


Fig. 9. da/dN versus ΔK_{ef} ; $B=24$ mm, $R=0, 0.2$ e 0.4 .

Pode observar-se que, apesar de existir alguma dispersão, os resultados se encontram segundo a mesma banda, não sendo distinguível a influência da tensão média para nenhuma das espessuras. A influência da espessura também é eliminada, quando se representam os valores de da/dN em função de ΔK_{ef} , figura 10.

A influência da espessura na velocidade de propagação está associada à maior ou menor quantidade relativa de material em estado plano de tensão (junto à superfície do provete) e em estado plano de deformação (interior

do provete) e ao facto de os valores do fecho de fenda induzido por plasticidade, que ocorrem em cada um destes estados de tensão serem muito diferentes.

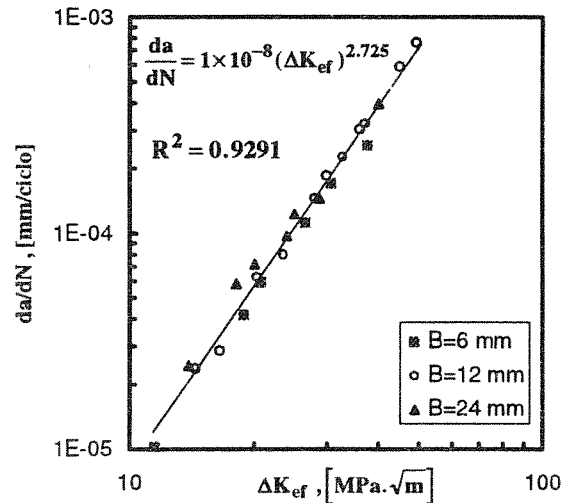


Fig. 10. da/dN versus ΔK_{ef} ; $R=0$, $B=6, 12$ e 24 mm.

A figura 10 apresenta somente os resultados obtidos para $R=0$. Para os outros valores de R , 0.2 e 0.4, as tendências são semelhantes. Pode observar-se, que o efeito da espessura é praticamente desprezável. Também se observa a existência de alguma dispersão, que se atribui às dificuldades verificadas na determinação rigorosa de P_{ab} . A não utilização da técnica de derivação do sinal para a obtenção dos registos gráficos P versus $dP/d\delta$ condicionou o rigor na determinação de P_{ab} .

Pode assim concluir-se, que tanto a influência da razão de tensão como da espessura são praticamente eliminadas, quando a velocidade de propagação da fenda é representada em função do valor efectivo da gama do factor de intensidade de tensões, ΔK_{ef} .

4. CONCLUSÕES

1 - Tanto a espessura como a razão de tensão apresentam influências consideráveis na velocidade de propagação, quando esta é representada em função de ΔK . A influência de R diminui com os aumentos de ΔK e da espessura.

2 - O parâmetro do fecho de fenda U foi determinado com base nos valores de P_{ab} obtidos experimentalmente. U aumenta com R , B e ΔK . Para $R=0.4$ só foram verificados valores de fecho de fenda

($U < 1$) para $B=6$ mm e para os valores mais baixos de ΔK .

Rates Above 10^{-5} mm/cycle", Annual Book of ASTM Standards, Part. 10, E647-82 (1982).

3 - Quando a velocidade de propagação é representada em função de ΔK_{ef} , as influências de R e de B são praticamente eliminadas. Assim, a influência destes dois parâmetros na velocidade de propagação de fendas por fadiga no aço CK 45 parece ser causada essencialmente pelo fenómeno do fecho de fenda.

6. REFERÊNCIAS

- [1] Elber, W., "Fatigue Crack Closure Under Cyclic Tension", Engng Fract Mech 2, 37-45 (1970).
- [2] Schijve, J., "Four Lectures on Fatigue Crack Growth", Eng. Fract. Mech. 11, 167-221 (1979).
- [3] Fleck, N. A., "An Investigation of Fatigue Crack Closure", PHD Thesis, Pembroke College, Universidade de Cambridge (1983).
- [4] Romaniv, O. N., Track, A. N. e Lenets, Y. N., "Effects of Fatigue Crack Closure on Near Threshold Crack Resistance of Structural Steels", Fat. Fract. of Eng. Mat. Struct. 10, nº3, 263-272 (1987).
- [5] Lafarie-Frenot, M. C., Petit, J. e Gasc, C., "A Contribution to the Study of Fatigue Crack Closure in Vacuum", Fat. Engng. Mat. Struct. 1, 431-438 (1979).
- [6] Foroughi, R., "Fatigue Resistance of Structural Steel under Random Loading", PHD Thesis, Imperial College, Universidade de Londres (1985).
- [7] Minakawa, K., Levan, G. e McEvily, A. J., "The Influence of Load Ratio on Fatigue Crack Growth in 7090-T6 and IN9021-T4 P/M Aluminium Alloys", Met. Trans. 17 A, 1787-1795 (1986).
- [8] Elber, W., "The Significance of Fatigue Crack closure", ASTM, STP 486, 230-242 (1971).
- [9] Blom, A. e Holm, D., "An Experimental and Numerical Study of Crack Closure", Eng. Fract. Mech. 22, 997-1011 (1985).
- [10] Costa, J. D., "Análise da Tolerância de Defeitos em Ligas de Alumínio", tese de Doutoramento, Universidade de Coimbra (1991).
- [11] American Society for Testing and Materials, "Constant-Load-Amplitude Fatigue Crack Growth

PROPAGAÇÃO DE FENDAS SEMI-ELÍPTICAS EM FLEXÃO ROTATIVA E EM FLEXÃO ALTERNADA COMBINADAS COM TORÇÃO ESTÁTICA

M. A. da Fonte*, M. M. de Freitas**

* Departamento de Máquinas Marítimas, Escola Náutica, 2780 Oeiras, Portugal.

** ICEMS, Instituto Superior Técnico, Av. Rovisco Pais, 1096 Lisboa Codex, Portugal.

Resumo. Nesta comunicação apresenta-se um estudo comparativo sobre a propagação por fadiga de fendas semi-elípticas em flexão rotativa e flexão alternada, em modo misto: modo I (ΔK_I) + modo III (K_{III}). Utilizam-se provetes cilíndricos de aço DIN CK45k e os ensaios são realizados em duas máquinas de fadiga: uma realiza flexão rotativa e a outra flexão alternada, ambas combinadas com torção estática. Para o mesmo carregamento em modo I, o efeito do momento torçor traduz-se numa redução apreciável da velocidade de propagação das fendas por fadiga. Este fenómeno sugere estar relacionado com o efeito de fecho de fenda induzido por um aumento da zona plástica na frente da fenda resultante do atrito entre as rugosidades e de partículas abrasivas que se libertam e interferem na frente da fenda. Este trabalho pretende dar um contributo para a compreensão dos mecanismos da fractura associados à propagação de fendas semi-elípticas sob o efeito do modo III em veios fissurados, com vista à avaliação da sua vida restante.

Abstract. This paper presents a study about the propagation of semi-elliptical surface cracks in round bars subjected to the rotating and reversed bending combined with steady torsion. Tests were performed on two different fatigue machines: one does carry out rotating bending and another one reversed bending, both combined with steady torsion. Cylindrical specimens of DIN CK45k steel were used. Test results were compared in these different loading conditions. A significant reduction of crack growth rates is obtained for the same mixed mode ($\Delta K_I + K_{III}$) load conditions. It has been suggested that crack growth phenomena can be related with the crack closure effect as result of rubbing between surface cracks and abrasion debris, giving rise to the plastic zone size at the crack front due to the mode III effect. This work hopes to give a contribute for a better understanding fracture mechanisms associated to the steady mode III loading in order to obtain an accurate fatigue lifetime prediction for precracked shafts.

1. INTRODUÇÃO

Muitas das falhas mecânicas tem estado relacionadas com a fadiga, sobretudo em veios de transmissão de potência.

O interesse pelo estudo deste fenómeno começou no século XIX com o advento dos caminhos de ferro. A investigação incidiu principalmente na determinação da resistência à fadiga dos aços, e o projecto dos órgãos mecânicos passou a obedecer às chamadas curvas de resistência à fadiga, vulgarmente designadas por curvas S-N.

A partir dos anos 50, foi sobretudo a engenharia aeronáutica que veio alterar o rumo das coisas,

dando um contributo decisivo e importante a uma ciência considerada fundamental nos dias de hoje.

A necessidade de otimizar o peso e a estrutura dos aviões, aliada à constatação de que seria possível controlar a propagação duma fenda, desde o seu aparecimento até que o seu comprimento se tornasse crítico, veio introduzir uma nova abordagem na investigação sobre a fadiga dos materiais.

Da análise do campo de tensões na frente duma fenda, Irwin, no Naval Research Laboratory, introduz o importante conceito de **Factor de Intensidade de Tensão K** e lança assim os fundamentos da Mecânica da Fractura Linear Elástica.

A seguir, Paris e Anderson, na Boeing Company, encontram a função que relaciona a taxa de variação da velocidade de propagação duma fenda, da/dN , com a variação do **Factor de Intensidade de Tensão** ΔK , obtida em coordenadas logarítmicas, dando com isso um importante impulso nos conceitos de tolerância ao dano, através da expressão que ficou conhecida por lei de Paris: $da/dN=C(\Delta K)^m$.

Esta expressão não contempla os parâmetros gerais do problema, como tensão média R , o valor limiar de não-propagação ΔK_{th} , etc, mas dá uma boa aproximação ao cálculo da velocidade de propagação duma fenda, constituindo a base fundamental para a análise da tolerância de danos em componentes mecânicos sujeitos a fadiga.

Em 1968, Elber sugere o "efeito de fecho de fenda" e propõe a determinação do Factor de Intensidade de Tensão efectivo, ΔK_{eff} .

O crescente interesse pela Mecânica da Fractura tem levado numerosos investigadores a debruçarem-se exaustivamente sobre o comportamento dos materiais em fadiga face a diferentes modos de propagação e diferentes valores de razão de tensão. Contudo, o maior volume de trabalhos de investigação têm estado fundamentavelmente voltado para o **modo I** de abertura.

No que diz respeito a componentes rotativos ou cilíndricos de transmissão de potência, têm surgido nos últimos anos trabalhos em **modo misto (I+III)** de carga, realizados em provetes cilíndricos, mas de entalhe circular, utilizando sobretudo máquinas de fadiga servo-hidráulicas.

Tendo em consideração o tema do presente trabalho, salienta-se, entre outros, a contribuição preciosa de alguns investigadores [1-2-3-4-5] nesta área, nomeadamente aqueles relacionados com o objectivo de compreender o efeito do **modo III** sobre o **modo I** de carregamento, caso típico dos veios solicitados em fadiga. Na realidade, estes componentes, além da flexão rotativa ou alternada, estão simultaneamente sujeitos a torção estática ou quase estática. A nucleação duma fenda começa geralmente num ponto ou em alguns pontos superficiais e a propagação da fenda faz-se segundo um perfil aproximadamente semi-elíptico. Para simular este tipo de comportamento, os ensaios experimentais deverão procurar aproximar-se o mais possível desta realidade.

Nesse sentido, os autores têm apresentado alguns trabalhos neste domínio. Num deles [6], fez-se um estudo sobre a modelação de fendas de perfil semi-

elíptico em provetes submetidos a flexão rotativa e determinaram-se os Factores de Intensidade de Tensão K , associados ao tipo de carregamento considerado e à geometria da fenda. Posteriormente desenvolveram um outro trabalho sobre o efeito do momento torçor estático (Modo III $\rightarrow K_{III}$) na velocidade de propagação de fendas em flexão rotativa (Modo I $\rightarrow \Delta K_I$), realizado numa máquina especialmente construída para o efeito [7-8]. No caso presente faz-se um estudo comparativo entre esses resultados já obtidos e os agora realizados numa máquina adaptada para realizar flexão alternada combinada com torção.

2. MATERIAIS E PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS

Material utilizado e provetes

O material usado nos provetes é o aço calibrado Ck45K em varão 22 mm. Os provetes, na zona de prova, têm 14, 12 e 10 mm de diâmetro. A sua composição química(%): 0.45 C, 0.25 Si, 0.65 Mn. Do ensaio de tracção, representado na Fig.1: $\sigma_{0.2}=675$ MPa; $\sigma_r=850$ MPa. A geometria dos provetes consta da Fig. 2.

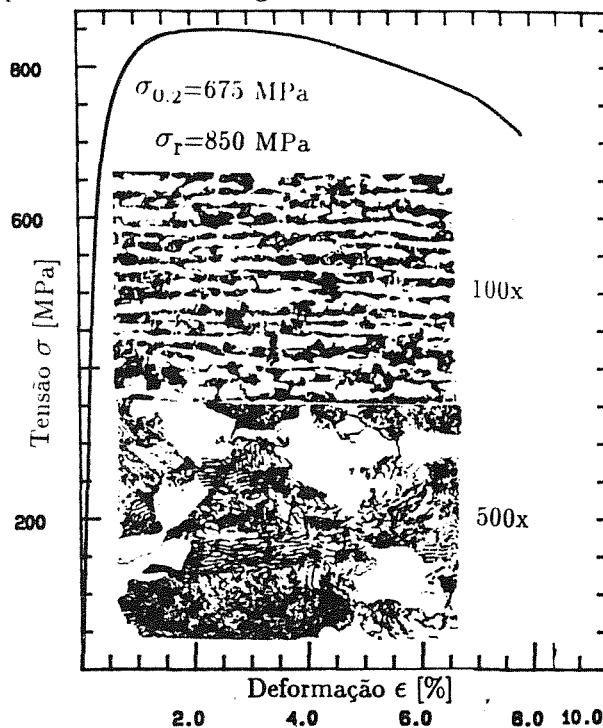


Fig. 1. Ensaio de tracção uniaxial e micrografia do aço DIN CK45 K usado nos provetes.

Em cada provete foi feito um entalhe recto em "V" (30° , $r < 0.1$ mm) executado por electroerosão, normal ao seu eixo, com o comprimento de 3 mm e uma profundidade de 0.2 mm.

Máquina de ensaios

Os ensaios foram feitos numa máquina de fadiga que realiza flexão alternada combinada com torção. O seu princípio de funcionamento consta do seguinte:

O provete cilíndrico é encastrado, de acordo com a Fig. 2. Um excêntrico rotativo permite flectir alternadamente o provete, através dum rolamento montado no seu extremo, a 82 mm do entalhe. Este rolamento irá permitir a rotação angular do provete quando da aplicação do momento torçor. A aplicação deste momento é feita por meio dum chave de bocas de 9 mm e soldada a este. À extremidade livre da chave é aplicado um tubo do qual são suspensos pesos calibrados de acordo com a tensão de corte pretendida.

eram obtidos por observação directa com um microscópio óptico, comparando o arco de fenda, à esquerda e à direita do entalhe, com uma fita graduada em mm colocada junto ao entalhe e à volta da zona de prova do provete. As medições foram realizadas a intervalos constantes em função do número de ciclos N , podendo fazer-se observações contínuas com o uso do estroboscópio.

Após a pré-fissuração, foram aplicados dois níveis de tensão de torção: 100 MPa e 200 MPa, a provetes de diâmetros 14 e 12 mm, respectivamente. A frequência de ensaio foi de 24 Hz, e nas condições de temperatura ambiente.

Após os ensaios os provetes eram fracturados por impacto de flexão, sendo examinados por meios ópticos e microscopia electrónica (SEM).

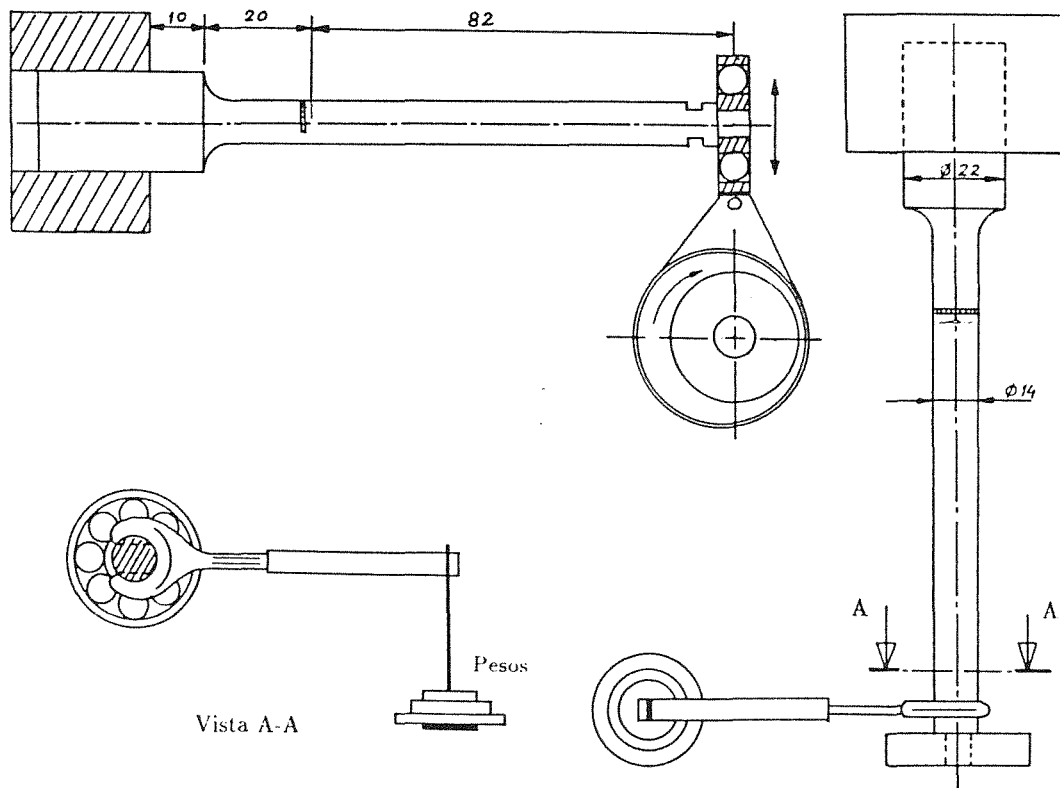


Fig. 2. Representação esquemática dos provetes e máquina de fadiga em flexão alternada

Procedimentos experimentais

A calibração da tensão de flexão foi obtida pela aplicação de um extensómetro diametralmente oposto ao entalhe, de forma a obter-se um valor aproximado de 200 MPa na fibra exterior.

Todos os ensaios foram realizados com o mesmo deslocamento imposto δ ao rolamento pelo excêntrico da chumaceira, o mesmo acontecendo com os ensaios em flexão rotativa no que diz respeito à fixação do braço flector. Os comprimentos de fenda

3. RESULTADOS E ANÁLISE

As medições experimentais dos comprimentos dos arcos de fenda $2s$ em função do número de ciclos N são apresentadas no gráfico da Fig.3, comparando-os com as medições efectuadas em provetes semelhantes em flexão rotativa, com e sem a aplicação de torção.

A medição das profundidades das fendas, realizada em várias fases da propagação, permitiu estabelecer com uma boa aproximação, o perfil elíptico da

frente da fenda e a expressão que relaciona o comprimento do arco de fenda $2s$ com a sua profundidade máxima b ; tendo-se obtido a mesma expressão já encontrada em trabalho prévio para a flexão rotativa. Esta expressão, válida para a flexão pura, apresenta algum desvio, função do valor do momento torçor, e semelhante ao já observado em flexão rotativa combinada com torção[8].

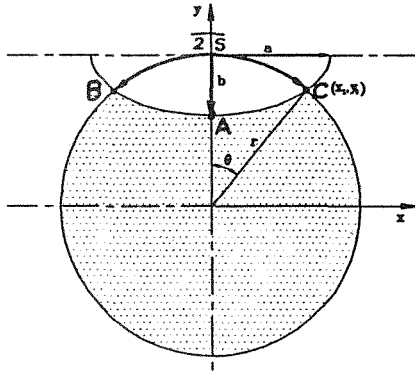


Fig. 3. Perfil da frente da fenda semi-elíptica.

De acordo com a Fig. 3, os valores de b e a são dados, respectivamente por:

$$b = \frac{2s}{\pi} \quad (3.1)$$

$$a = \frac{r \operatorname{sen} \theta}{\sqrt{1 - \frac{r^2}{b^2}(1 - \cos \theta)^2}}, \quad \text{sendo: } \theta = \frac{s}{r} \quad (3.2)$$

Conhecido o semi-ângulo θ , definido pelo semi-arco de fenda s , podemos então calcular os semi-eixos a

e b da elipse que passam pela frente da fenda [11].

Verifica-se uma rotação do eixo da elipse no sentido da aplicação do momento torçor, tal como acontece com a flexão rotativa, e no mesmo sentido, desde que se considere como momento resistente o motor.

A Fig. 4 representa as curvas dos arcos de fenda $2s$ versus número de ciclos N , tanto para os ensaios anteriormente realizados em flexão rotativa como para os ensaios realizados em flexão alternada.

O modo III de carregamento sobre o modo I actua como um travão no crescimento das fendas por fadiga, pelo que, e apesar da tensão equivalente ser mais elevada, resulta num efeito altamente benéfico em termos de vida restante, ao contrário do que seria de esperar. O mesmo já havia sido mostrado com a flexão rotativa combinada com torção[7].

No entanto, em flexão alternada, as curvas dos comprimentos dos arcos de fenda $2s$ versus número de ciclos N , apresentam um andamento "tombante", acabando por não se atingir a velocidade crítica de rotura catastrófica, facto que se explica pela flecha máxima imposta ao provete durante a realização dos ensaios. Significa, portanto, que a tensão de flexão tende para zero quando a fenda se aproxima do valor do raio, r .

Em flexão rotativa, já o mesmo não sucede. Apesar da fixação da chumaceira do braço de flexão, o provete acaba sempre por romper. Isto explica-se pela razão de que a fenda semi-elíptica ao rodar, os

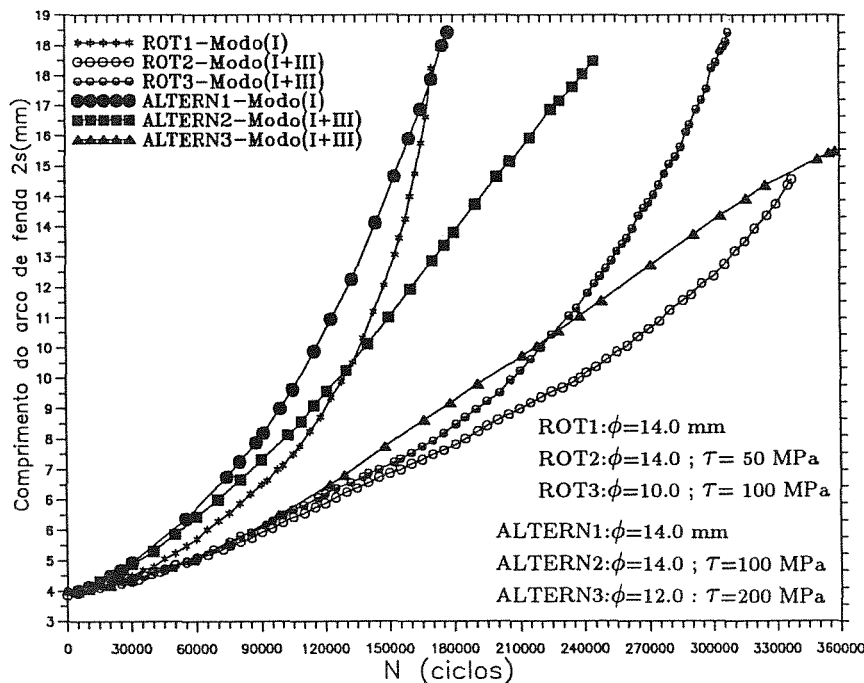


Fig. 4. Representação gráfica dos comprimentos de arcos de fenda $2s$ vs N (ciclos), em flexão rotativa e flexão alternada combinados com torção.

pontos B e C da Fig. 3 passam sempre pelos seus valores máximos, acabando a fenda por progredir mais à superfície do que no seu interior.

O gráfico da Fig.5 apresenta a taxa de velocidade ds/dN em função dos factores de intensidade de tensão ΔK_I para a flexão rotativa e para a flexão alternada.

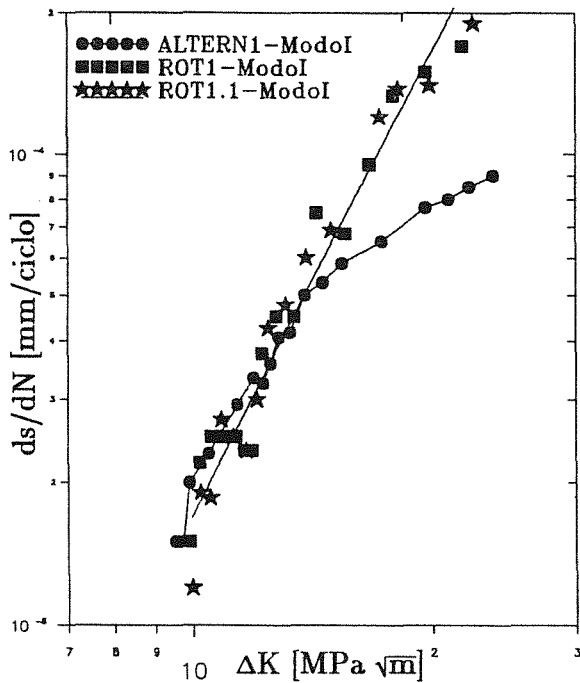


Fig. 5. Representação gráfica de ds/dN vrs ΔK_I do aço Ck45k em flexão alternada e rotativa.

Verifica-se uma boa correlação entre os pontos obtidos em flexão rotativa e alternada puras, mas só até ao valor aproximado do semi-arco de fenda, $s = \pi r/4$. Eliminados os últimos cinco pontos da curva correspondente ao ensaio em flexão alternada, encontra-se um valor médio para a função de Paris:

$$ds/dN = 5.56 \times 10^{-9} (\Delta K)^{3.2} \text{ [mm/ciclo]} \quad (3.3)$$

Os factores de intensidade de tensão K foram obtidos a partir da solução de Shiratori [10], utilizando a expressão polinomial proposta em trabalho prévio, e após ter sido testada a validade do modelo por comparação com provetes CCT nas mesmas condições de carregamento e com o mesmo tipo de aço [9]:

$$F_I(\lambda) = 0.6342 - 0.2974(\lambda) + 0.0740(\lambda)^2 + (0.4871(\lambda))^3$$

com $\lambda = b/r$ (3.4)

$$K_I = S_b F_I(b/a, b/r) \sqrt{\pi s}$$

A obtenção das curvas ds/dN versus ΔK , para a flexão alternada torna-se mais difícil, pela limitação do comprimento do semi-arco s de fenda correspondente a $\frac{\pi r}{4}$.

O retardamento resultante da aplicação do momento torçor pode explicar-se pelo chamado efeito de fecho de fenda, proposto por Tschegg et al. [5]. A observação das imagens obtidas no SEM revelam o efeito do atrito entre as superfícies de fadiga e partículas abrasivas que se libertam e interferem com a frente da fenda, provocando-lhe um aumento da zona plástica.

A superfície de fractura apresenta forma helicoidal, cujo ângulo é função do valor do momento torçor. Este aspecto da superfície evidencia-se até pelo brilho resultante do contacto de esmagamento entre as superfícies de fractura, conforme se pode observar nas fotos da Fig. 6 e Fig.7, uma em flexão rotativa e outra em flexão alternada, aliás muito semelhantes.

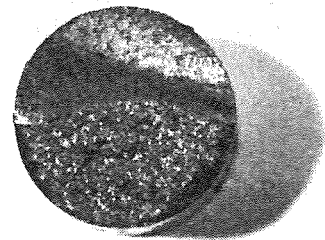


Fig.6. Superfície de fractura dum provete de $\phi=14$ mm, em flexão rotativa com torção.

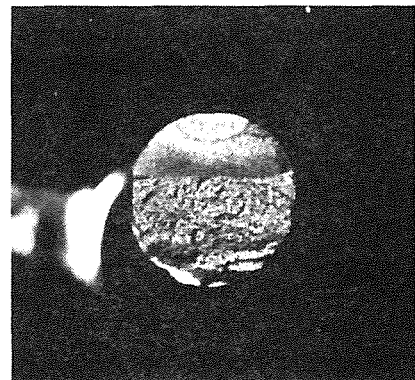


Fig.7. Superfície de fractura dum provete de $\phi=14$ mm, em flexão alternada com torção.

A determinação dos factores de intensidade de tensão K para o modo misto ($K_I + K_{III}$) é de difícil solução por razões que se prendem com o rigor da modelação da evolução do perfil da fenda e de outras variáveis que se relacionam com o efeito de fecho de fenda. Este efeito, resultante do contacto e

atrito entre as rugosidades das superfícies (consequência do modo III de carregamento) e do destaque de partículas metálicas que incrementam a zona plástica na frente da fenda, tornam difícil a determinação de ΔK_{eff} . Contudo, a importância deste problema exige a continuação de aturados estudos na procura da sua solução.

4. CONCLUSÕES

A sobreposição do momento torçor à flexão alternada, modo I (ΔK_I) + modo III (K_{III}) traduz-se num acentuado retardamento na velocidade de propagação das fendas semi-elípticas, tal como acontecia em flexão rotativa.

As superfícies de fadiga apresentam aspecto semelhante, traduzindo-se por um brilho que mostra uma superfície esmagada e helicoidal, cujo ângulo é função do valor do momento torçor aplicado.

O crescimento das fendas $2s$ versus número de ciclos N têm um andamento "tombante" devido à anulação progressiva do efeito do modo I de carregamento.

A determinação dos factores de intensidade de tensão, em modo misto ($K_I + K_{III}$), para este caso, torna-se de difícil solução, devido às dificuldades de modelação do perfil da frente da fenda e do controlo das variáveis que influenciam o "efeito de fecho de fenda"; conseqüentemente, na avaliação do ΔK_{eff} .

Em modo I, a fenda poderá ser modelada através de uma semi-elipse, tornando possível a utilização das equações para o cálculo do **Factor de Intensidade de Tensão K**, uma vez que a profundidade máxima da fenda b , é função do comprimento do arco de fenda $2s$, tal como sucedia com a flexão rotativa, mas neste caso não deverá ultrapassar-se um arco s superior a $\pi r/4$.

Em flexão alternada, com flecha de flexão imposta, a rotura catastrófica não chega a ocorrer, pelo facto da tensão de flexão tender para zero à medida que a profundidade da fenda se aproxima do valor do raio, r .

5. REFERÊNCIAS

[1] Yates, J. R. & Miller, K.J., "Mixed Mode (I+III) Fatigue Thresholds in a Forging Steel", *Fatigue Fract. Engng. Materials and Structures*, Vol. 12 No. 3, pp. 259-270, 1989.

[2] Hourlier, F., d'Hondt, H., Truchon, M. & Pineau, A., "Fatigue Crack Path Behavior Under Polymodal Fatigue", *Multiaxial Fatigue*, ASTM STP 853, K. J. Miller and M. W. Brown, Eds., pp. 228-248, 1985.

[3] Ritchie, R. O., McClintock, F. A., Tschegg, E. K., & Nayeb-Hashemi, H., "Mode III Fatigue Crack Growth Under Combined Torsional and Axial Loading", *Multiaxial Fatigue*, ASTM STP 853, pp. 203-227, 1985.

[4] Akhurst, K. N., Lindley, T. C. & Nix, K. J., "The effect of mode III loading on fatigue crack growth in a rotating shaft", *Fatigue of Eng. Materials and Structures*, Vol. 6, No.4, pp. 345-348, 1983.

[5] Tschegg, E. K., Stanzl, S. E., Mayer, H. R. & Czegley, M., "Crack Face Iterations Near-Threshold Fatigue Crack Growth", *Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct.* Vol. 16, No. 1, pp. 71-83, 1992.

[6] Fonte, M. A., Freitas, M. M., François, D., "Análise da Propagação de Fendas Semi-Elípticas em Flexão Rotativa", *X Encuentro del Grupo Español de Fractura*, Mérida, 1993.

[7] Fonte, M. A. & Freitas, M. M., "Fatigue Crack Growth Under Rotating Bending and Steady Torsion", Vol. I, pp. 159-170, *Proceedings of 4th International Conference on Biaxial/Multiaxial Fatigue*, St. Germain en Laye, France, 1994.

[8] Fonte, M. A., Freitas, M. M., François, D., "Propagação de Fendas Semi-Elípticas em Veios de Transmissão de Potência", *5^{as} Jornadas de Fractura, SPM*, Lisboa, 1994.

[9] Freitas, M. M. and François, D., "Analysis of Fatigue Crack Growth in Rotary Bend Specimens and Railway Axles", *Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct.*, K. J. Miller, Ed., Vol. 18, No. 2, pp. 171-178, 1995.

[10] Shiratori, M. M., Miyoshi, T., Sakay, Y. & Zhang, G. R., "Analysis and Application of Influence Coefficients for Round Bar with a Semi-Elliptical Surface Crack", in: *Handbook of Stress Intensity Factors*, Ed. Y. Murakami, Pergamon Press, Vol. II, pp. 659-665.

[11] Fonte, M. A., "Determinação da Vida Residual em Veios Fissurados", *Tese de Pós-Graduação em Tecnologia e Ciências Náuticas*, Escola Náutica, 1990.

INFLUÊNCIA DA RAZÃO DE TENSÕES E TEMPO À CARGA MÁXIMA NA PROPAGAÇÃO DE FISSURAS DE FADIGA EM INCONEL 718 a 600°C

F.V. Antunes*, J.M. Ferreira* e C.M. Branco**

* DEM/FCTUC, Pólo II, Pinhal de Marrocos, 3030 Coimbra

**IST/UME, Av. Rovisco Pais, 1096 Lisboa Codex

Resumo. Neste trabalho estuda-se o efeito do tempo de permanência a carga máxima (que altera a frequência) e da razão de tensões na fadiga. Com esse objectivo consideraram-se as razões de tensão 0.05, 0.5 e 0.8, e fez-se variar a frequência de carga entre 0.0015 e 10 Hz, em Inconel 718 a 600°C. Verificou-se que, consoante a duração do ciclo de carga, se observam 3 regimes de propagação: dependente do tempo, dependente dos ciclos e misto. O aumento da razão de tensões provoca um aumento da velocidade de propagação.

Abstract. In this paper the effect of dwell time (that changes the frequency) and stress ratio on fatigue crack propagation is studied. So, 0.05, 0.5 and 0.8 stress ratios were considered and the frequency ranged from 0.0015 to 10 Hz, in Inconel 718 at 600°C. Three regimes were observed, depending on dwell time: time dependent, cycle dependent and mixed. The increase in stress ratio produces an increase in fatigue crack propagation.

1. INTRODUÇÃO

A propagação de fendas por fadiga a alta temperatura, especialmente em superligas de níquel, resulta da actuação de mecanismos de fluência, oxidação e deformação plástica cíclica na extremidade da fenda. Consoante o mecanismo de dano que domina, podem ocorrer três modos de propagação distintos: dependente dos ciclos, do tempo ou misto. No primeiro o escorregamento plástico cíclico é dominante, de que resulta uma propagação transgranular. Contudo, essa propagação é acelerada pela presença de oxigénio, o que é atribuído a uma difusão deste e consequente fragilização em bandas de escorregamento à frente da fenda, ou à oxidação das superfícies de fractura que inibe a resoldadura destas [1]. Há pois uma ajuda da oxidação à propagação por deformação plástica, ainda que este seja o mecanismo preponderante. Na propagação dependente do tempo os mecanismos de dano são a oxidação e a fluência, que podem ocorrer simultaneamente ou ser um deles predominante. Neste caso a propagação é intergranular, o que resulta de as fronteiras de grão funcionarem como caminhos preferenciais para a actuação da fluência e oxidação. Nas superligas de níquel de processamento mecânico (caso do Inconel 718), a fissuração controlada pela oxidação é dominante para temperaturas até 650 °C [1, 2]. Para temperaturas mais elevadas a rotura intergranular é devida essencialmente a mecanismos de fluência [3, 4], tais como cavitação e escorregamento nos limites de grão. Nesse caso, a velocidade de fissuração pode ser correlacionada com o parâmetro C^* , em alternativa ao factor de intensidade de tensões. Na propagação mista coexistem os danos anteriores. A

percentagem relativa de cada um deles pode ser medida pela área transgranular e intergranular existente na superfície de fractura.

A velocidade de propagação da fenda em cada destes regimes e as transições de comportamento são determinadas pelos parâmetros de fadiga. Esses parâmetros são: carregamento cíclico (gama de solicitação, frequência, razão de tensões, forma da onda e história de carga), condições ambientais (temperatura e atmosfera), material e geometria do componente.

A existência de um tempo de permanência a carga máxima (\bar{t}) reduz a frequência e aumenta a duração do ciclo de carga, o que faz com que a fluência e oxidação tenham mais tempo para actuarem. Além disso, a diminuição da frequência de carga produz uma diminuição proporcional da densidade de linhas de escorregamento. Em consequência a deformação é mais heterogénea, não havendo relaxação de tensões ao longo das fronteiras de grão afectadas na extremidade da fenda. Esta relaxação diminuiria a difusão ao longo das fronteiras de grão, e por isso os mecanismos de oxidação e fluência, que se dão desse modo [5]. Notar também aqui uma interacção entre os mecanismos dependentes do tempo e a deformação cíclica na extremidade da fenda. Se a duração do ciclo for baixa, a deformação plástica é mais activa, fazendo com que a propagação seja transgranular. Em resumo, a existência de \bar{t} favorece os mecanismos dependentes do tempo, conforme ilustra a figura 1.

Nessa figura pode também ver-se a influência do patamar de carga em cada um dos regimes de propagação. Para pequenas durações do ciclo não existe variação de da/dN com \bar{t} , o que é sinónimo de que da/dt aumenta proporcionalmente à frequência. Para ciclos de carga longos, dentro do regime dependente do tempo, $da/dt=c.te$, pelo que o aumento do ciclo de carga faz com que da/dN aumente proporcionalmente. Na figura pode ainda ver-se que, para ciclos de carga longos, o prolongamento da velocidade transgranular fica abaixo da velocidade dependente do tempo, o que indica que os mecanismos de oxidação e fluência são nesse caso mais activos.

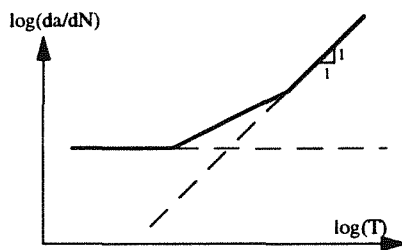


Fig. 1. Velocidade de propagação em função da duração do ciclo de carga

O aumento da razão de tensões (R) promove a ocorrência de fluência, pois provoca um aumento da carga média e altera o posicionamento do ciclo de carga relativamente ao valor limiar de fluência. Deste modo, o aumento de R favorece a propagação dependente do tempo. A situação limite $R=1$ corresponde a uma aplicação estática de carga, que produz propagação intergranular por fluência (se a temperatura for suficientemente alta). A influência de R em cada um dos regimes de propagação é também explicada em termos de fecho de fenda, que é um mecanismo que protege a extremidade da fenda, por encosto das faces desta. O aumento de R reduz o fecho de fenda, provocando um aumento de ΔK efectivo na extremidade da fenda e consequentemente da propagação. Este efeito é mais pronunciado em propagação dependente do tempo, onde há o desenvolvimento de uma camada de óxido na superfície de fractura e a formação de fracturas intergranulares rugosas, especialmente com grão grosso [6]. Para valores de R relativamente altos deixa de ocorrer fecho de fenda, pelo que se faz sentir somente a variação da fluência.

Pode assim concluir-se que a baixo R e particularmente a altas frequências, o crescimento de fenda tende a ser dependente dos ciclos [7]. A frequência de transição transgranular/mista aumenta com R , pois este promove a propagação intergranular [8]. Deve ter-se em atenção que as velocidades de propagação e as transições de comportamento dependem dos restantes parâmetros de fadiga, e não só dos dois que estão aqui a ser

estudados. Assim, se a temperatura for relativamente baixa, a propagação pode ser sempre transgranular, independentemente de \bar{t} e R . Por outro lado, a redução de ΔK reduz as frequências de transição.

O objectivo deste artigo é estudar a influência do tempo à carga máxima e da razão de tensões na propagação de fendas por fadiga. Esse estudo foi feito no Inconel 718 a 600°C. Este material é uma superliga à base de níquel, que se distingue de outras pelo seu teor em ferro.

2. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

O material utilizado nos ensaios foi o Inconel 718, cuja composição química é apresentada na tabela seguinte.

% em peso	Ni	Fe	Cr	Nb	Mo	Al	Ti
	53,5	18	19	5	3	0,6	0,9

Este material foi sujeito a um tratamento térmico convencional: recozimento - 1 h a 935°C seguido de arrefecimento ao ar; envelhecimento - 8h a 720°C seguido de redução de temperatura até 620 °C com uma taxa de redução de 38 °C/h e de manutenção 8 h a 620 °C com arrefecimento posterior. A microestrutura resultante compreende uma matriz de níquel contendo Fe, Cr, Mo, Ti, Al, e Nb dissolvidos, partículas γ' de $Ni_3(Al,Ti)$, esféricas, intragranulares, com uma fracção volumétrica de $\approx 4\%$, partículas γ'' de Ni_3Nb tetragonal de corpo centrado, com a forma de disco, intragranulares e com uma fracção volumétrica de $\approx 15\%$ e partículas δ de Ni_3Nb ortorrômbica, intergranular. A figura 2 é uma fotografia de microscopia óptica, onde se pode ver a microestrutura referida. Na fronteira de grão são visíveis partículas δ . As partículas intragranulares γ' e γ'' não são visíveis, por serem muito pequenas.

Os provetes utilizados tinham uma geometria CC ("Corner Crack"), com uma secção transversal 10x10 mm [9]. A solução de K utilizada para estes provetes foi a obtida numericamente por Pickard [10]. A medição de fenda durante os ensaios de fadiga foi feita utilizando um sistema de queda de potencial eléctrico de corrente contínua pulsada (DCPD). Para a calibração deste processo, mediu-se a fenda opticamente após fractura do provete.

Os ensaios foram efectuados em controlo de carga, (portanto com ΔK a crescer ao longo do ensaio), com uma onda de carga trapezoidal tal como ilustra a figura 3, a uma temperatura de 600°C e ao ar. Para frequências superiores a 0.25 Hz utilizaram-se ciclos de carga sinusoidais ou triangulares.

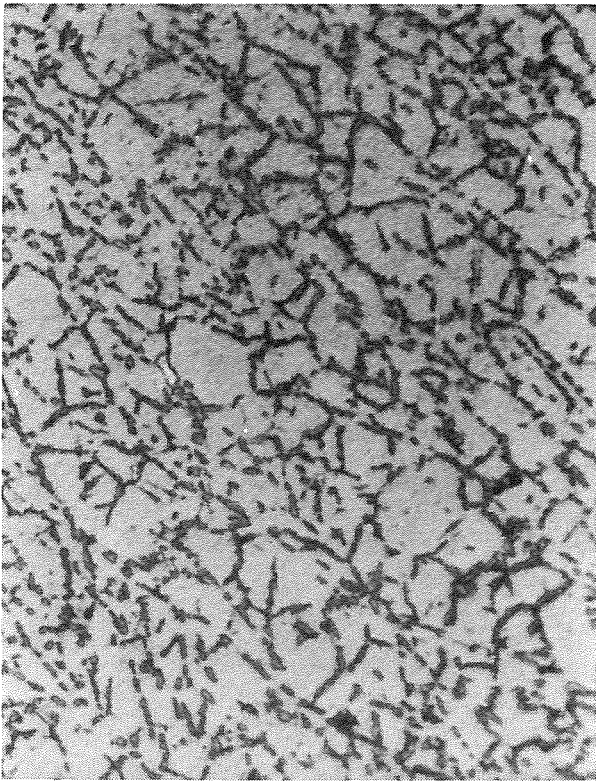


Fig. 2. Micrografia óptica (680 x)

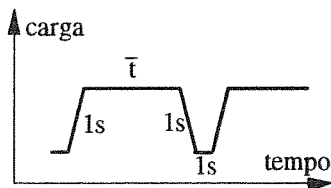


Fig. 3. Ciclo de carga

Com o objectivo de identificar os mecanismos de dano que actuam na extremidade da fenda, observaram-se as superfícies de fractura com o microscópio electrónico de varrimento.

3. APRESENTAÇÃO DE RESULTADOS

Na figura 4 apresentam-se as velocidades de propagação (da/dN) para diferentes valores de frequência de carregamento, mantendo os restantes parâmetros de fadiga fixos (T=600°C; R=0.05; ΔK=40MPa.√m). É possível notar que, para frequências abaixo de 0.01 Hz (o que corresponde a um patamar de carga de cerca de 100 s), a propagação é dependente do tempo. Para frequências superiores a 1 Hz a propagação é dependente dos ciclos.

Na figura 5 pode ver-se a influência da razão da tensões. O aumento de R aumenta a velocidade de

propagação, tal como era esperado. O aumento é maior para frequências baixas, pois aí a propagação é intergranular. As transições de regime não estão bem definidas para R=0.5 e R=0.8, pelo que são necessários mais ensaios.

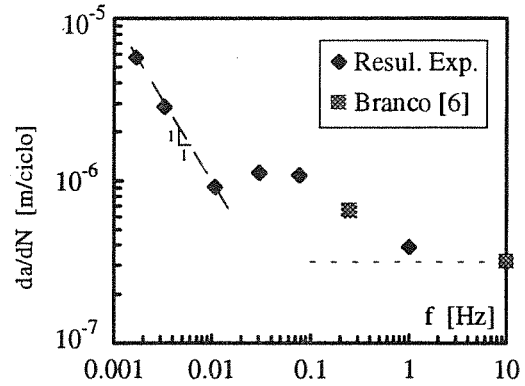


Fig. 4. Variação de da/dN com a frequência (T=600°C; R=0.05; ΔK=40MPa.√m)

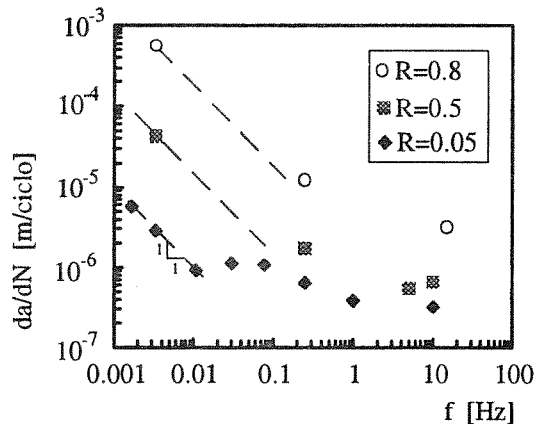


Fig. 5. Variação de da/dN com a razão de tensões (T=600°C; ΔK=40MPa.√m)

As figuras 6 e 7 são duas das micrografias obtidas por microscopia electrónica de varrimento (MEV). A primeira representa a transição de uma frequência de 15 Hz (à esquerda) para um ciclo trapezoidal com $\bar{t} = 300$ s (à direita), sendo T=600°C; R=0.5 e ΔK=18 MPa.√m. A mudança da frequência provoca uma alteração da superfície de fractura, sendo nítido o aumento de rugosidade. Pode ver-se que a 15 Hz a propagação é transgranular, o que indica que o mecanismo dominante é o dano cíclico. Com $\bar{t} = 300$ s (f=0.0033 Hz) a propagação é intergranular, o que indica que os mecanismos actuantes são a oxidação e fluência. Estas observações confirmam as conclusões retiradas da figura 5.

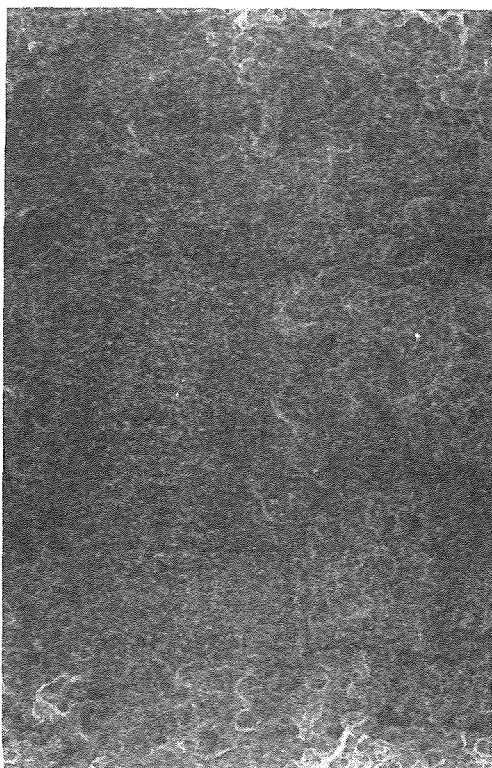


Fig. 6. Observação por MEV da transição entre pré-fissura de fadiga e região para a qual $\bar{t} = 300$ s (100x)

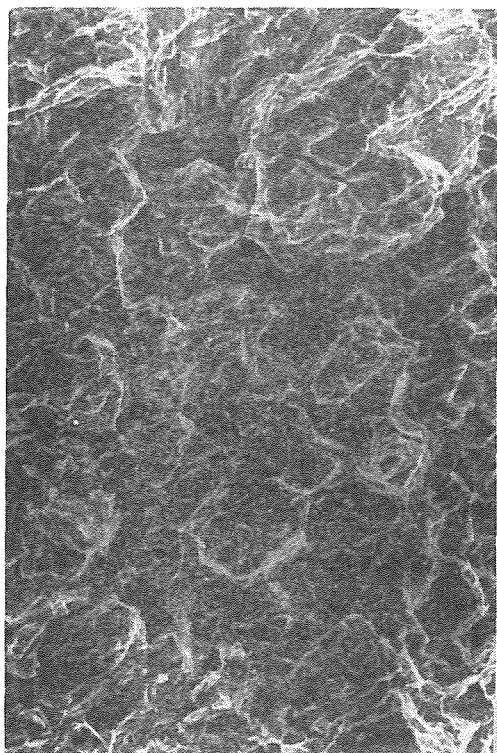


Fig. 7. Observação por MEV da região para a qual $T=600^{\circ}\text{C}$; $R=0.5$; $\bar{t} = 300$ s (750x).

A propagação intergranular da figura 6 pode ser observada com mais detalhe na figura 7. São visíveis os contornos de grão e a fissuração transversa.

4. CONCLUSÕES

No Inconel 718 a 600°C observa-se propagação dependente do tempo para frequências de carregamento inferiores a 0.01 Hz, e propagação cíclica para frequências superiores a 1 Hz. A velocidade de propagação em regime dependente dos ciclos não depende da frequência de aplicação da carga. Em regime dependente do tempo a velocidade de propagação é inversamente proporcional à frequência.

O aumento de R faz aumentar a velocidade de propagação. Esse aumento é maior em regime dependente do tempo.

5. REFERÊNCIAS

- [1] Gayda, J., Gabb, T.P. and Miner, R.V., "Fatigue Crack Propagation of Nickel-Base Superalloys at 650°C ", Low Cycle Fatigue, ASTM STP 942, (Ed. H.D. Solomon, G.R. Halford, L.R. Kaisand and B.N. Leis), American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 293-309 (1988).
- [2] Branco, C.M., Byrne, J. and Hodgkinson, V., "Elevated Temperature Fatigue of IN 718 - A Review and Modelling", Paper 6, NATO ASI Mechanical Behaviour of Materials at High Temperature, Sesimbra, Portugal, 12-22 Setembro (1995).
- [3] Webster, G.A. and Ainsworth, R.A., "High Temperature Component Life Assessment", Ed. Chapman & Hall, UK (1994).
- [4] Pineau, A., "Defect Assessment Procedures in the Creep Range", Paper 2, NATO ASI Mechanical Behaviour of Materials at High Temperature, Sesimbra, Portugal, 12-22 Setembro (1995).
- [5] Ghonem, H. and Zheng, D., "Frequency Interactions in High - Temperature Fatigue Crack Growth in Superalloys", Metallurgical Transactions A, 23A, 3067-3072 (1992).
- [6] Webster, G.A., "High Temperature Fatigue Crack Growth in Superalloy Blade Materials", Material Science and Technology, 3, September, 716-725 (1987).
- [7] Nicholas, T. and Ashbaugh, N.E., "Fatigue Crack Growth at High Load Ratios in the Time Dependent regime", Fracture Mechanics: Nineteenth Symposium, ASTM STP 969, (Ed. T.A. Cruse), American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 800-817 (1988).

- [8] Nicholas, T., Weerasooriya, T. and Ashbaugh, N.E., "A Model for Creep/Fatigue Interactions in Alloy 718", Fracture Mechanics: Sixteenth Symposium, ASTM STP 868, (Ed. M.F. Kanninen and A.T. Hooper), American Society for Testing and Materials, Philadelphia, pp.167-180 (1985).
- [9] Branco, C.M., "Fatigue Behaviour of Nickel Base Superalloys Under Dwell Conditions", AGARD/SMP, Final Report of Project P94, April (1995).
- [10] Pickard, A.C., "The Application of 3-Dimensional Finite Element Methods to Fracture Mechanics and Fatigue Life Predictions", EMAS, Warley (1986).

AGRADECIMENTOS

Este trabalho foi realizado no âmbito do projecto CCI/Defesa 07/91 financiado pela JNICT e pelo Ministério da Defesa com o apoio da AGARD através do Projecto P111 do Support Programme. O Eng.º Fernando Antunes beneficia de uma bolsa de estudo da INVOTAN na Universidade de Portsmouth, Inglaterra, onde está a ser orientado pelo Prof. J. Byrne.

INFLUÊNCIA DA GEOMETRIA DO PÉ DO CORDÃO NO COMPORTAMENTO À FADIGA DE JUNTAS SOLDADAS MELHORADAS

C. Moura Branco, Edgar Gomes e V. Infante

ICEMS, Instituto Superior Técnico
Av. Rovisco Pais
1096 Lisboa Codex, Portugal

Resumo. Neste trabalho apresentam-se resultados do factor de concentração de tensão, K_t e do factor amplificador de tensões, M_K para juntas soldadas com uma geometria local no pé do cordão resultante do tratamento de melhoria por afagamento. Os resultados são apresentados e comparados para duas situações; a do contorno suave na concordância do pé do cordão com a placa principal, e a geometria com um rebaixo de contorno tipo circular, na mesma localização. As diferenças detectadas entre o comportamento à fadiga de juntas topo a topo e cruciformes com estes dois tipos de geometrias, serão explicadas pelos valores obtidos para os factores K_t e M_K . No caso de se provocar um rebaixo, por efeito do tratamento de afagamento, podem haver variações significativas da resistência à fadiga que se provou dependem principalmente da geometria local no pé do cordão e da espessura da placa principal.

Abstract. In this paper results of both the stress concentration factor, K_t , and the stress magnifying factor, M_K at the weld toe, are presented for welded joints with the local geometry at the weld toe changed by toe grinding treatment. The results are presented and compared for two cases; a smooth contour at the weld toe with the main plate, and a groove geometry of circular type shape introduced at the same location. For both butt and criciform joints, the differences in fatigue behaviour are expressed by the obtained values of K_t and M_K . When grooves are produced, due to the grinding treatment, significant variations in fatigue strength occur that are basically due to the local geometry at the weld toe and also the thickness of the main plate.

1. INTRODUÇÃO

O tratamento de afagamento no pé do cordão é uma das técnicas mais frequentemente utilizadas para conseguir uma melhoria do comportamento à fadiga das juntas soldadas (1,2). O aumento da duração e resistência à fadiga da junta é obtido devido à combinação de dois efeitos benéficos; redução da concentração de tensões no pé do cordão e remoção dos microdefeitos e imperfeições geométricas que existem nessa zona. Se a técnica for devidamente aplicada conseguem obter-se aumentos significativos da resistência à fadiga, quer em juntas topo a topo quer em juntas cruciformes. Por exemplo, num trabalho experimental recentemente concluído e financiado pela CEE no âmbito do programa ECSC, conseguiram-se obter aumentos de resistência à fadiga em juntas afagadas que variaram entre 60 e 130% da resistência à fadiga de juntas da mesma geometria que não sofreram tratamento de afagamento no pé do cordão (3,4).

O tratamento de afagamento no pé do cordão só dará um benefício em termos de resistência à fadiga se conseguir aumentar o raio de curvatura, R na concordância do pé do cordão, e baixar o ângulo γ de tangência na mesma localização (Fig. 1a,b). Se o afagamento produzir um rebaixo no pé do cordão (Fig. 1c, d) esse efeito pode não ser benéfico e pouca ou nenhuma melhoria se conseguirá na resistência à fadiga em comparação com a junta não tratada.

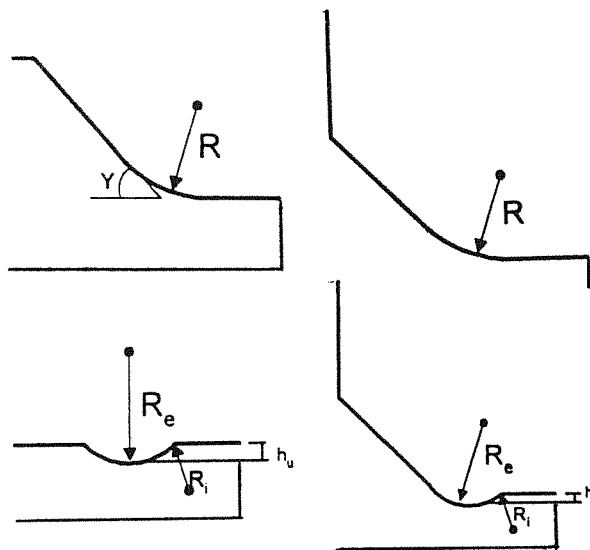


Fig. 1- Representação esquemática da geometria no pé do cordão nas juntas afagadas. a) Topo a topo sem rebaixo. b) Cruciforme sem rebaixo. c) Topo a topo com rebaixo. d) Cruciforme com rebaixo.

Os resultados experimentais dos ensaios de fadiga em tracção pulsante com $R=0$, realizados em juntas dum aço ao carbono-manganês A515 estão resumidas na Fig. 2, retirada da Ref^a. (3). Verifica-se que a curva S-N de fadiga das juntas afagadas está acima das juntas não tratadas mas alguns resultados obtidos nos provetes em

que foram detectados rebaiços deram valores mais baixos de resistência à fadiga do que os afagados sem rebaixo, havendo até resultados em que o rebaixo deu valores de resistência à fadiga abaixo da curva S-N obtida para os provetes não tratados (Fig. 2).

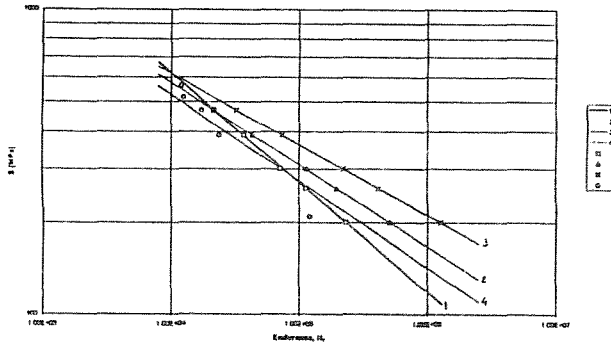


Fig. 2- Curvas S-N de fadiga para juntas cruciformes de aço A515. Espessura 24 mm (3). 0- Provetes com rebaixo no pé do cordão devido ao afagamento.

Em face destes resultados decidi fazer-se um estudo mais detalhado da influência da geometria do pé do cordão na resistência à fadiga de juntas afagadas com o objectivo de determinar valores dos factores de concentração de tensões, K_t , no pé do cordão e do factor amplificador de tensões, M_K (1,2), em função dos parâmetros geométricos caracterizados na fig. 1.

A presente comunicação apresenta os resultados preliminares deste estudo e que permitem identificar para já as tendências de comportamento à fadiga das juntas para as situações definidas na Fig. 1. Os resultados obtidos permitirão definir as geometrias do cordão, em termos de optimização do comportamento à fadiga e estabelecer ainda os limites de aceitação dos rebaiços e geometrias produzidos por afagamento a fim de maximizar os efeitos benéficos do tratamento.

2. METODOLOGIA DE ANÁLISE

As diferenças de comportamento à fadiga de juntas soldadas podem ser atribuídas em grande parte a diferenças nos valores dos factores K_t e M_K . Assim é facto conhecido que uma junta que apresente valores baixos de K_t e M_K tem geralmente uma elevada resistência à fadiga.

Os valores de K_t e M_K foram determinados para um conjunto de relações geométricas definidas na Tabela 1 e usando as variáveis da Fig. 1. Para as juntas sem rebaixo, os valores de 1.9, 3.7 e 5.6 mm da Tabela 1 são resultados experimentais de medições feitas em juntas topo a topo e cruciformes com espessuras de 3 e 24 mm na placa principal, determinados no âmbito do projecto citado em (4), e correspondem aos valores médios e extremos das curvas de distribuição de Gauss das medições feitas nos cordões ensaiados. Para cada variável indicada na Tabela 1, o número de medições

realizadas variou de 50 a 100. Os valores de $R=8.0$ e 5.0 mm correspondem aos raios do maior contorno circular do cordão que é possível obter para as espessuras de 24 e 3 mm respectivamente.

Os valores indicados na Tabela 1 e que foram usados neste trabalho estão em concordância com os resultados obtidos em outros trabalhos publicados (5,6).

Tabela 1- Valores das variáveis geométricas das juntas (Fig. 1).

	B (mm)	R (mm)	H_u (mm)	R_e (mm)
Junta sem rebaixo cruciforme ($\gamma=45^\circ$)	24	1.0; 1.9; 3.7; 5.6; 8.0	--	--
Junta sem rebaixo cruciforme ($\gamma=45^\circ$)	3	1.0; 1.9; 3.7; 5.0	--	--
Junta topo a topo sem rebaixo ($\gamma=24^\circ$)	24	1.0; 1.9; 3.7; 5.6; 8.0	--	--
Junta topo a topo sem rebaixo ($\gamma=24^\circ$)	3	1.0; 1.9; 3.7; 5.0	--	--
Junta cruciforme e topo a topo com rebaixo ($R_i=2.5$ mm)	24	--	0.5; 0.8; 1.2	2.7; 4.0; 7.0; 11.8
Juntas cruciforme e topo a topo com rebaixo ($R_i=2.5$ mm)	3	--	0.15; 0.5	1.5; 3.5

Para as juntas com rebaixo e espessura 24 mm os valores de R_i e R_e resultaram também de medições nos cordões. Em relação aos valores da profundidade do rebaixo, $h_u=0.8$ mm é o valor experimental médio medido para a espessura de 24 mm. O valor de $h_u=0.5$ mm corresponde, para a espessura de 3 mm, ($y/B=0.167$) à profundidade máxima aceitável de rebaixo prevista em códigos de construção que definem as especificações do tratamento de afagamento (7,8). Os dois outros valores de h_u (0.15 e 1.2 mm) correspondem a 5% da espessura da placa ($y/B=0.05$) que é um limite recomendável de redução da espessura da secção transversal por efeito de afagamento (7,8).

Os valores de K_t foram determinados com o código de elementos finitos COSMOS-M. As tensões foram obtidas ao longo duma linha na vizinhança do pé do cordão aonde se obtiveram as tensões mais elevadas. Utilizaram-se elementos isoparamétricos de oito nós com dois graus de liberdade em cada nó. A malha junto

ao pé do cordão foi particularmente refinada (Fig. 3) trabalhando-se em média com cerca de 4000 elementos para cada caso. A Fig. 3 mostra uma das malhas utilizada para a junta topo a topo com rebaixo.

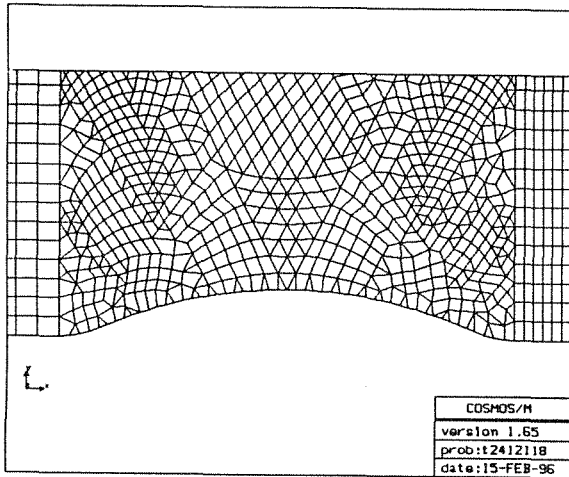


Fig. 3- Malha de elementos finitos utilizada para determinar a distribuição de tensões e K_t .

O carregamento simulado foi idêntico ao dos ensaios de fadiga, isto é, tracção uniforme na direcção longitudinal da placa (eixo x; Fig. 3) e K_t foi obtido como a relação entre a tensão máxima σ_x determinada na vizinhança do pé do cordão, e numa linha normal ao eixo x (eixo y) que corresponde geralmente à direcção de propagação da fissura com origem no pé do cordão, e à tensão nominal de tracção numa secção já afastada da zona do cordão e aonde já não se faz sentir a influência do gradiente de tensões causado pelo cordão de soldadura.

Os valores de M_K foram determinados com a equação de definição do parâmetro, isto é:

$$M_K = \frac{K}{K_r} \quad (1)$$

em que K é o factor de intensidade de tensões para a fenda de profundidade, a, a partir do pé do cordão, a progredir na direcção do eixo y coincidente com a espessura B da placa, e K_r é o factor de intensidade de tensões de referência para uma fenda com a mesma profundidade numa placa solicitada do mesmo modo mas sem o cordão de soldadura. Para K_r utilizou-se a solução de Raju e Newman (9).

Os valores de K foram obtidos numericamente utilizando o método das funções de peso (10,11). O algoritmo de cálculo da função de peso já foi desenvolvido anteriormente pelos autores (12,13) entrando-se nesse algoritmo com as equações das distribuições de tensões σ_x na linha da fenda dadas pelo programa de elementos finitos (Fig. 3).

3. RESULTADOS

A Tabela 2 apresenta os resultados dos valores máximos do factor de concentração de tensões, que se verificaram à superfície, para as juntas com e sem rebaixo. Nas juntas sem rebaixo (Fig. 1a, b) o ponto crítico foi a concordância com o pé do cordão enquanto que nas juntas com rebaixo este ponto transitou, em alguns casos, para a secção média da concordância do rebaixo com raio R, (Figs. 1c, d) aonde a área da secção transversal da placa principal é mínima.

As juntas cruciformes cujas curvas S-N estão representadas na Fig. 2, correspondem, nas geometrias sem rebaixo, a JK/24/1.9 e JK/24/5.6 da Tabela 2, e os resultados dos provetes com rebaixo da Fig. 2 referem-se aos casos K24/1.2/2.7 e K24/1.2/11.8 com $R_i = 25$ mm.

Tabela 2- Valores máximos de $K_t = \sigma_{\max} / \sigma_{\text{nom}}$ para as geometrias da Tabela 1

JUNTAS SEM REBAIXO				
JK/24/1.0	JK/24/1.9*	JK/24/3.7	JK/24/5.6	JK/24/8.0
3.22	2.56	2.07	1.85	1.64
JT/24/1.0	JT/24/1.9	JT/24/3.7	JT/24/5.6	JT/24/8.0
2.39	2.03	1.77	1.57	1.46
JK/03/1.0	JK/03/1.9*	JK/03/3.7	JK/03/5.0	
1.62	1.39	1.21	1.16	
JT/03/1.0	JT/03/1.9*	JT/03/3.7	JT/03/5.0	
1.61	1.37	1.20	1.15	
JUNTAS COM REBAIXO				
K24/1.2/2.7	K24/1.2/11.8	K/24/0.5/2.7	K24/0.5/11.8	
2.74	1.70	2.47	1.59	
T24/1.2/2.7	T24/1.2/11.8	T24/0.5/2.7	T24/0.5/11.8	
2.24	1.60	1.75	1.38	
K03/0.5/3.5	K03/0.5/1.5	K03/0.15/3.5	K03/0.15/1.5	
1.78	2.58	1.38	1.69	
T03/0.5/3.5	T03/0.5/1.5	T03/0.15/3.5	T03/0.15/1.5	
1.79	2.15	1.37	1.58	

K: Junta cruciforme. T: Junta topo a topo.
* Resultados não apresentados na forma gráfica.

Nesta tabela e nos gráficos seguintes para as juntas sem rebaixo, a 1ª série de números indica a espessura da placa principal e a segunda o raio de concordância no pé do cordão. Para as juntas com rebaixo a primeira série de números também indica a espessura e as duas seguintes indicam, respectivamente, a profundidade do rebaixo, h_u , e o raio de concordância exterior com o pé do cordão, R_e .

Os resultados de K_t foram obtidos com correlações polinomiais de grau 5 ou 6 aplicadas aos resultados numéricos retirados do programa de elementos finitos.

As Figs. 4a), b) representam para as juntas sem rebaixo, a variação de K_t ao longo da coordenada vertical y/B da linha que passa pelo pé do cordão. A Fig. 4a) é para a junta topo a topo e a 4b) para a junta cruciforme (em K). Verifica-se que K_t é maior nas juntas em K do que nas topo a topo e aumenta também com a espessura da placa principal. Nota-se ainda um aumento significativo de K_t com a redução do raio de concordância no pé do cordão, que é mais importante na espessura de 24 mm do que na de 3 mm. Para a espessura de 3mm, e para os raios de concordância maiores, incluindo o raio de 5 mm, que dá o contorno

totalmente circular no cordão, constata-se que os valores de K_t são bastante baixos (inferiores a 1.25) enquanto que na espessura de 24mm os valores de K_t são superiores a 2.2 (Tabela 2) para o raio de concordância mais pequeno de 1 mm (curvas 1 nas Figs. 4a) b)). O gradiente de tensões só é significativo na espessura de 24 mm (curvas 1 a 3, Figs 4a), b)).

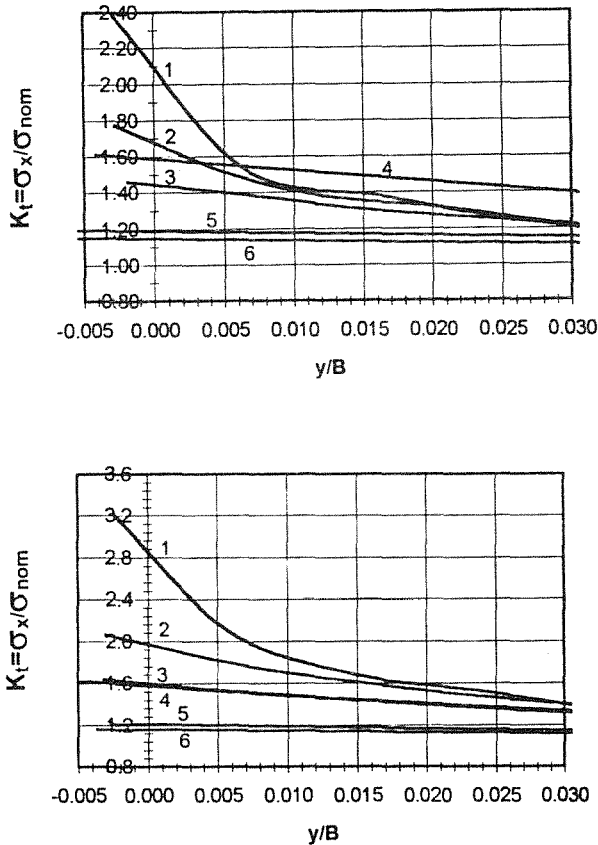


Fig. 4- K_t em função de Y/B . a) Junta topo a topo. b) Junta em K. 1- 24/1.0. 2- 24/3.7. 3- 24/8.0. 4-03/1.0. 5- 03/3.7. 6- 03/5.0.

Os resultados de M_{K_a} em função de a/B , também para as juntas sem rebaixo, estão na Fig. 5a) para as juntas topo a topo e Fig. 5b) para as juntas cruciformes. O valor de M_{K_a} refere-se ao ponto de maior profundidade da fenda. Verifica-se que M_{K_a} tem uma tendência análoga a K_t , no que diz respeito à variação com a/B , embora os valores de M_{K_a} sejam inferiores a K_t para o mesmo valor de Y/B ou a/B (comparar Figs. 4a), b) com 5a), b)). Portanto, M_{K_a} é maior nas juntas em K, aumenta com o aumento da espessura da placa principal e com a diminuição do raio de concordância no pé do cordão. Verifica-se que só existe um gradiente significativo de valores de M_{K_a} em todos os casos da espessura de 24 mm e para a espessura de 3 mm no raio de curvatura de 1 mm. Notar que para a espessura de 3 mm e raios de curvatura mais elevados de 3.7 e 5.0 mm, os valores de M_{K_a} não ultrapassam 1.15 (Figs. 5a), b)).

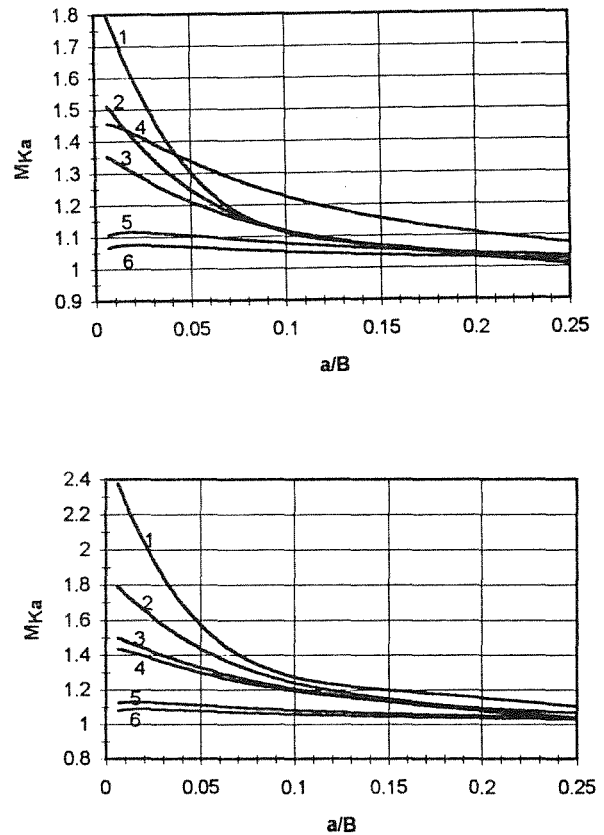


Fig. 5- M_{K_a} em função de a/B . a) Junta topo a topo. b) Junta em K. 1- 24/1.0. 2- 24/3.7. 3- 24/8.0. 4- 03/1.0. 5- 03/3.7. 6- 03/5.0.

Para as juntas com rebaixo os resultados de K_t (Tabela 2) estão nas Figs. 6a), b) respectivamente para as juntas topo a topo e em K (cruciformes). Assim, verifica-se que qualquer que seja a condição analisada (oito geometrias da Tabela 1) os valores de K_t são sempre maiores nas juntas cruciformes que nas topo a topo. Para a espessura de 3 mm a secção crítica, com valor de K_t mais alto, é a que passa pela secção média do rebaixo ($y/B=0.167$ e $y/B=0.05$; curvas 5, 6, 7 e 8 da Fig. 6a), b)). e o ponto crítico será o que corresponde à menor secção transversal (Fig. 1). Para a espessura de 24 mm as secções críticas ficam na vizinhança do pé do cordão com valores de y/B menores que 0.03 (curvas 1a, 4 da Fig. 6). O gradiente de tensões é de um modo geral mais acentuado do que nas juntas sem rebaixo. A análise dos resultados (Tabela 2 e Fig. 6) mostra que o raio de concordância no pé do cordão tem maior influência nos valores de K_t do que a profundidade do rebaixo, isto é aumentar o raio de concordância no pé do cordão provoca maior redução no valor de K_t do que diminuir a profundidade do rebaixo de 1.2 para 0.5 mm. Este efeito é mais significativo nas juntas topo a topo (Tabela 2). Para o raio de curvatura mais elevado na espessura de 24 mm (11.8 mm) a redução da profundidade do rebaixo tem pouca influência nos valores de K_t .

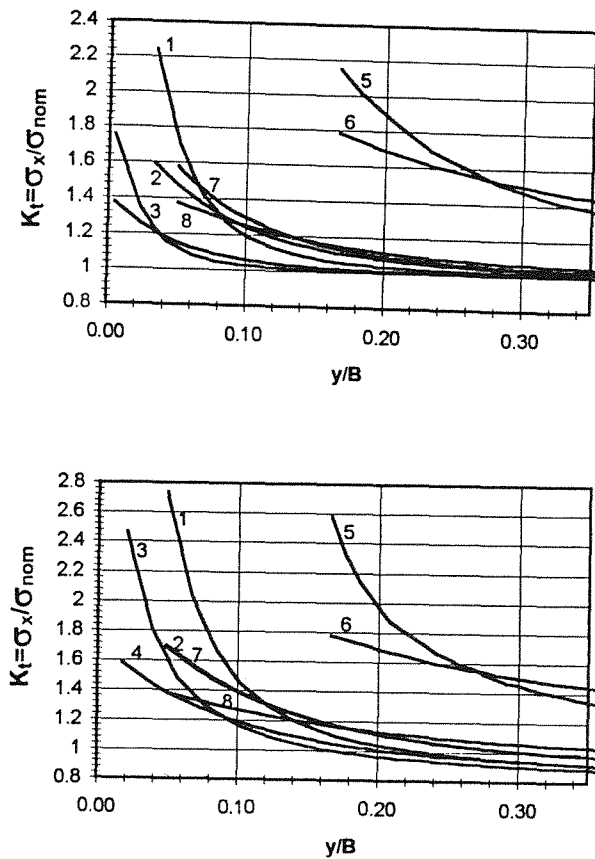


Fig. 6- K_t em função de y/B para as juntas com rebaixo. 1-24/1.2/2.7. 2-24/1.2/11.8. 3-24/0.5/2.7. 4-24/0.5/11.8. 5-03/0.5/1.5. 6-03/0.5/3.5. 7-03/0.15/1.5. 8-03/0.15/3.5.

Verifica-se que nas juntas de maior espessura (topo a topo e K) apenas para o raio de curvatura mais elevado de 11.8 mm se conseguem menores valores de K_t do que nas juntas sem rebaixo e apenas para o raio de concordância mais alto (8.0 mm). Portanto, para tirar benefício do efeito do rebaixo é necessário uma profundidade de rebaixo inferior a 0.5 mm ($y/B < 0.0208$) conjugada com um raio de concordância elevado (> 11.8 mm) no pé do cordão (Tabela 2 e Figs. 4 e 6).

Na espessura fina (3mm) verifica-se que os rebaixos de 0.5 e 0.15 mm de profundidade aumentam os valores de K_t de maneira significativa em relação às juntas sem rebaixo não havendo assim qualquer benefício em introduzir esta alteração geométrica mesmo para o raio de concordância mais elevado de 3.5mm, o que está de acordo com resultados publicados na literatura (14).. Nesta espessura todos os casos com rebaixo que foram analisados, e que cobrem toda a gama de geometrias possíveis, deram valores de K_t acima das geometrias sem rebaixo.

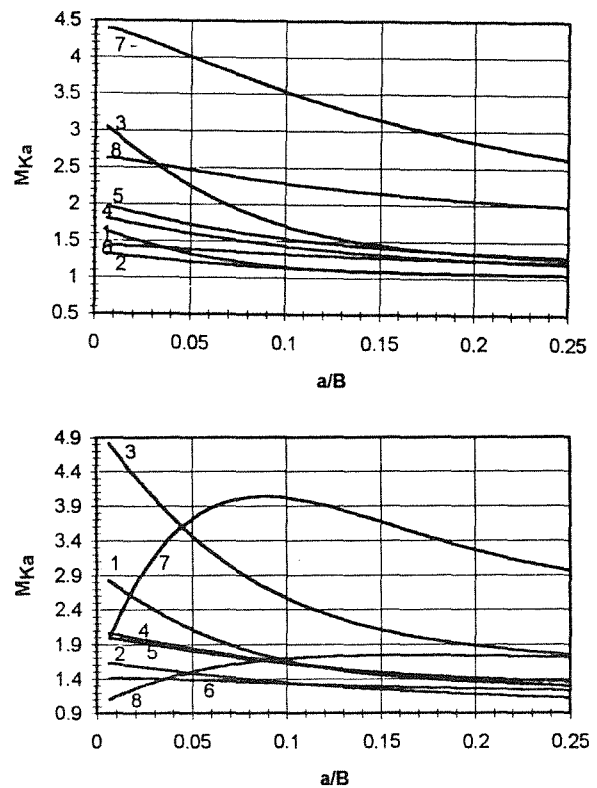


Fig. 7- M_{K_a} em função de a/B para as juntas com rebaixo. 1- 24/1.2/2.7. 2- 24/1.2/11.8. 3- 24/0.5/2.7. 4- 24/0.5/11.8. 5- 03/0.5/1.5. 6- 03/0.5/3.5. 7- 03/0.15/1.5. 8- 03/0.15/3.5.

Para as juntas com rebaixo as curvas de M_{K_a} em função de a/B estão na Fig. 7 a) para as juntas topo a topo e Fig. 7b) para as juntas em K. Os valores de M_{K_a} máximos foram obtidos para uma fissura sempre a propagar-se pela secção que passa pelo pé do cordão e não na secção média do rebaixo, isto é, os valores de a são referidos à superfície livre da placa. Deste modo, a tendência dos valores de M_K não será análoga à das curvas de K_t da Fig. 6. Verifica-se agora que ao contrário do que se verificou para as juntas sem rebaixo, os valores de M_{K_a} são mais elevados numa espessura menor (3 mm) e são em alguns casos, significativamente mais elevados (quase o dobro) do que os valores obtidos para as juntas sem rebaixo (Fig. 5). As situações mais favoráveis (com menores valores de M_{K_a}), dão valores aproximados aos valores obtidos para as juntas sem rebaixo. As diferenças no entanto dependem da geometria da junta e do rebaixo (Figs. 7a, b) sem existir uma correlação, como se verificou anteriormente em relação aos valores de K_t .

Como os valores de M_{K_a} são maiores nas juntas com rebaixo será de esperar que a velocidade de fissuração de fadiga seja mais elevada nestas juntas em comparação com as juntas sem rebaixo.

Com valores de K_t mais elevados nas juntas com rebaixo, para a espessura de 24 mm, e raios de curvatura pequenos (Figs. 4 e 6), o período de iniciação das fissuras de fadiga será menor nestas juntas do que nas juntas sem rebaixo. Este facto conjugado com os maiores valores de M_{K_a} obtidos nas juntas com rebaixo comparativamente às juntas sem rebaixo (Figs. 5 e 7) dá origem a uma maior resistência à fadiga nas juntas com rebaixo o que está de acordo com os resultados das curvas S-N de fadiga apresentadas na Fig. 2.

4. CONCLUSÕES

- 1- Para a mesma geometria de placa e de cordão o factor de concentração de tensões é maior nas juntas cruciformes do que nas juntas topo a topo.
- 2- Nas juntas afagadas sem rebaixo no pé do cordão os valores de K_t e M_{K_a} aumentaram com a diminuição do raio de concordância no pé do cordão.
- 3- Nas juntas com rebaixo no pé do cordão, para simular uma geometria de afagamento local, verificou-se que os valores de K_t aumentaram com a diminuição da profundidade do rebaixo e o aumento do raio de curvatura exterior do rebaixo. Os valores de K_t são menos influenciados pela profundidade do rebaixo do que pelo raio de curvatura.
- 4- O factor de concentração de tensões nas juntas com rebaixo só é inferior à da junta análoga sem rebaixo se a profundidade do rebaixo for muito pequena (inferior a 5% da espessura da placa) e o raio de curvatura exterior for muito elevado (cerca de 1.5 vezes a espessura da placa principal). Apenas nestas condições se poderá retirar benefício, em termos de aumento dá resistência à fadiga, da introdução do rebaixo no tratamento de afagamento.
- 5- Demonstrou-se que as variações de resistência à fadiga, encontradas entre juntas afagadas com e sem rebaixo, são devidas às variações obtidas nos valores de K_t e M_{K_a} que originam diferentes períodos de iniciação e de propagação de fissuras.

AGRADECIMENTOS

Este trabalho foi financiado até 1995 no âmbito do contrato da CEE ECSC 7210-MC/931, Weld improvement methods for low cycle fatigue applications, realizado em colaboração com o Welding Institute.

REFERÊNCIAS

- (1)- Branco, C.M., Fernandes, A.A., Castro, P.T., "Fadiga das Estruturas Soldadas", Cap. 11, Edição Fundação Calouste Gulbenkian, Coleção Manuais Universitários, Lisboa, 1986.
- (2)- Maddox, S.J., "Fatigue strength of welded structures", Ed. Abington Publishing, Cambridge, UK, 1991.
- (3)- Branco, C.M., Relatório final do contrato de investigação ECSC 7210-MC/931, "Weld improvement methods for low cycle fatigue applications", IST, Novembro 95.
- (4)- Branco, C.M., Gomes, E., "Development of fatigue design curves for weld improved joints", Proc. Int. conf. Fatigue Design 95, FD95, Helsinquia, Finland, Vol. III, pp.9-21, Setembro 95.
- (5)- Ferreira, J.M., Branco, C.M., "Influence of the radius of curvature at the weld toe in the fatigue strength of fillet weld joints", Int. J. Fat., 11, 1, pp.29-36, 1989.
- (6)- Pang, H.L.J., "Analysis of weld toe profiles and weld toe cracks", Int. J. Fat., 15, 1, pp.31-36, 1993.
- (7)- HMSO, UK Department of Energy, Offshore installations: guidance on design, construction and certification, Her Majesty's Stationery Office, London, UK, 4th Edition, 1990.
- (8)- BS5500, British Standards Specification for unfired fusion welded pressure vessels, British Standards Institution, London, UK, 1990.
- (9)- Bueckner, M.F., "A novel principle for the computation of stress intensity factors", Z. Angew. Math. Mech., 50, 9, pp.529-546, 1970.
- (10)- Raju, I.S., Newman, J.C., "Stress intensity factor equations for cracks in three dimensional finite bodies subjected to tension and bending loading", NASA TM 84793, Langley, Virginia, EUA, 1984.
- (11)- Shen, G., Plumtree, A., Glinka, G., "Weight function for the surface point of semi-elliptical surface crack in a finite thickness plate", Eng.Fract.Mech., 40, 1, pp.167-176, 1991.
- (12)- Ferreira, J.M., Branco, C.M., "Comparison of fatigue life predictions in welded joints using 2D and 3D K solutions", Fat.Fract.Eng.Mat.Struct., 16, 3, pp.303-313, 1993.
- (13)- Branco, C.M., Gomes, E., "A utilização do método dos elementos finitos na determinação de factores de intensidade de tensão em juntas soldadas", 1ªs Jornadas do ICEMS/IST, Instituto Superior Técnico, 1994.
- (14)- Booth, G.S., (Ed.) "Improving the fatigue performance of welded joints", Welding Institute publication, Cambridge, UK, 2ª Edição, 1994.

DETERMINAÇÃO DE CURVAS S-N DO AÇO 34CrNiMo6 NUMA MÁQUINA DE ENSAIOS DE FADIGA DE FLEXÃO ROTATIVA E TORÇÃO BIAIXIAL.

A.C. Marques de Pinho * e C. Moura Branco **

* Universidade do Minho, 4800 Guimarães, Portugal.

** IST, 1096 Lisboa Codex, Portugal.

Resumo. O projecto de componentes mecânicos e estruturas metálicas deve considerar os dimensionamentos estáticos e à fadiga, quando são aplicadas solicitações estáticas e cíclicas uniaxiais ou multiaxiais. Os veios de transmissão de potência estão presentes em algumas estruturas metálicas e em quase todas as máquinas, nomeadamente, na indústria automóvel, em máquinas ferramentas, na generalidade dos sistemas de elevação, navios e em muitos outros casos. Estes estão sujeitos, na generalidade dos casos, a solicitações biaxiais de flexão e torção. Normalmente possuem secção circular maciça ou tubular e os acidentes geométricos são muito frequentes originando, por isso, zonas com concentração de tensões importantes. Foram estas as principais razões da escolha da secção circular maciça com variação de secção para a construção dos provetes a ensaiar, assim como, o projecto e construção de nova máquina de ensaios de fadiga rotativa biaxial de flexão e torção, cuja descrição é apresentada neste trabalho. Como principal objectivo deste trabalho apresentam-se as curvas S-N referentes do aço 34CrNiMo6, material frequentemente usado na execução deste tipo de componentes. Estas curvas são fundamentais para o dimensionamento destes componentes à vida útil.

Abstract. Power transmission shafts work in the majority of mechanical equipment subjected to fatigue loading. The main type of loading is biaxial with rotating bending and static torsion the latter induced by the static torque applied to the transmission. Fatigue cracking usually occurs in stress concentration features such as keyways, holes or variations in cross section. This paper describes the design of a fatigue testing machine for biaxial loading of rotating bending and static torsion specially build for testing specimens of circular cross section simulating power transmission shafts. Presented are also S-N data obtained in the Cr-Ni-Mo alloy steel 34CrNiMo6.

The fatigue data is discussed in terms of the component of the static torque applied and also of the magnitude of the stress concentration factor introduced in the specimen, due to variations of the radius of curvature between two diameters of the specimen.

1. INTRODUÇÃO.

As curvas S-N são usadas para determinar a vida útil dos componentes. Neste trabalho são apresentadas as curvas S-N básicas e de referência, que são o resultado dos ensaios realizados com provetes ideais, e, ainda, as curvas resultantes dos ensaios realizados com provetes de secção circular maciça com variação de secção tendo sido usados os raios de concordância igual a 1, 3 e 7 mm.

Serão feitas comparações entre curvas S-N correspondentes a solicitações biaxiais de flexão rotativa e torção igual a 0, 25, 50 e 75 % da tensão de flexão. Para isso foi usada uma máquina de ensaios especificamente projectada e construída para este fim cujo princípio de funcionamento se apresenta de seguida.

2. MODO DE FUNCIONAMENTO DA MÁQUINA DE ENSAIOS DE FADIGA ROTATIVA BIAIXIAL DE FLEXÃO E TORÇÃO.

Entre os trabalhos já publicados no domínio da fadiga biaxial, [1-5], pode-se constatar que a simulação do funcionamento real, deste tipo de componentes, é feita mantendo o provete parado. Recorrendo a actuadores servohidráulicos, ou outro sistema equivalente, é imposta a fadiga biaxial.

Como é sabido, a nucleação de fendas dá-se, na maior parte dos casos, em mais do que um ponto e de forma aleatória, nas fibras externas e à superfície das peças, onde se verificam campos de tensão e de deformação máximos. A técnica de ensaio com provete fixo parece-nos pouco realista por ser desconhecida, à partida, a localização do(s) ponto(s) crítico(s).

Esta foi uma das razões que levou ao projecto e construção de uma máquina, com simulação da fadiga biaxial de flexão rotativa e torção estática.

Esta situação de carga está presente na maior parte dos veios de transmissão de potência que para o seu desempenho possuem movimento de rotação e estão sujeitos a solicitações mistas de flexão e torção.

A figura 1 mostra o desenho de conjunto da máquina usada no ensaio dos provetes, cujos resultados serviram para a determinação das curvas S-N, e que se encontra no Laboratório de Ensaio de Materiais, da Universidade do Minho em Guimarães. Observando esta figura pode constatar-se a existência de três partes fundamentais, a destacar: cabeçote fixo e amarração do provete, sistema para aplicação da carga de flexão e sistema para aplicação do momento torsor.

2.1. Cabeçote fixo e amarração do provete.

O cabeçote fixo é composto por um veio principal, também designado por árvore da máquina, que não é mais que um veio de

transmissão de potência apoiado em duas chumaceiras de rolamentos. Numa das extremidades está montado o tambor mandado que, por intermédio de correias, recebe movimento do motor, com 25 cv de potência. Na outra extremidade está montado o sistema de amarração para fixação dos provetes, que garante uma boa amarração e simula o encastramento, a menos da rotação. A figura 2 apresenta o desenho referente ao sistema de amarração dos provetes, de onde se destaca a forma como o provete é impedido de rodar relativamente à amarra e o sistema de cones que permite fazer um aperto eficaz entre a amarra e o provete.

2.2. Sistema para aplicação da carga de flexão.

Observando, também, a figura 1 é possível ver a mesa destinada à aplicação da carga de flexão constante. O cabeçote fixo e as amarras simulam o encastramento e a mesa possui guias com rolamentos de translação que permitem liberdade de movimentos nos eixos z e y. Esta flexibilidade de movimentos garante que a carga se mantém constante durante o funcionamento.

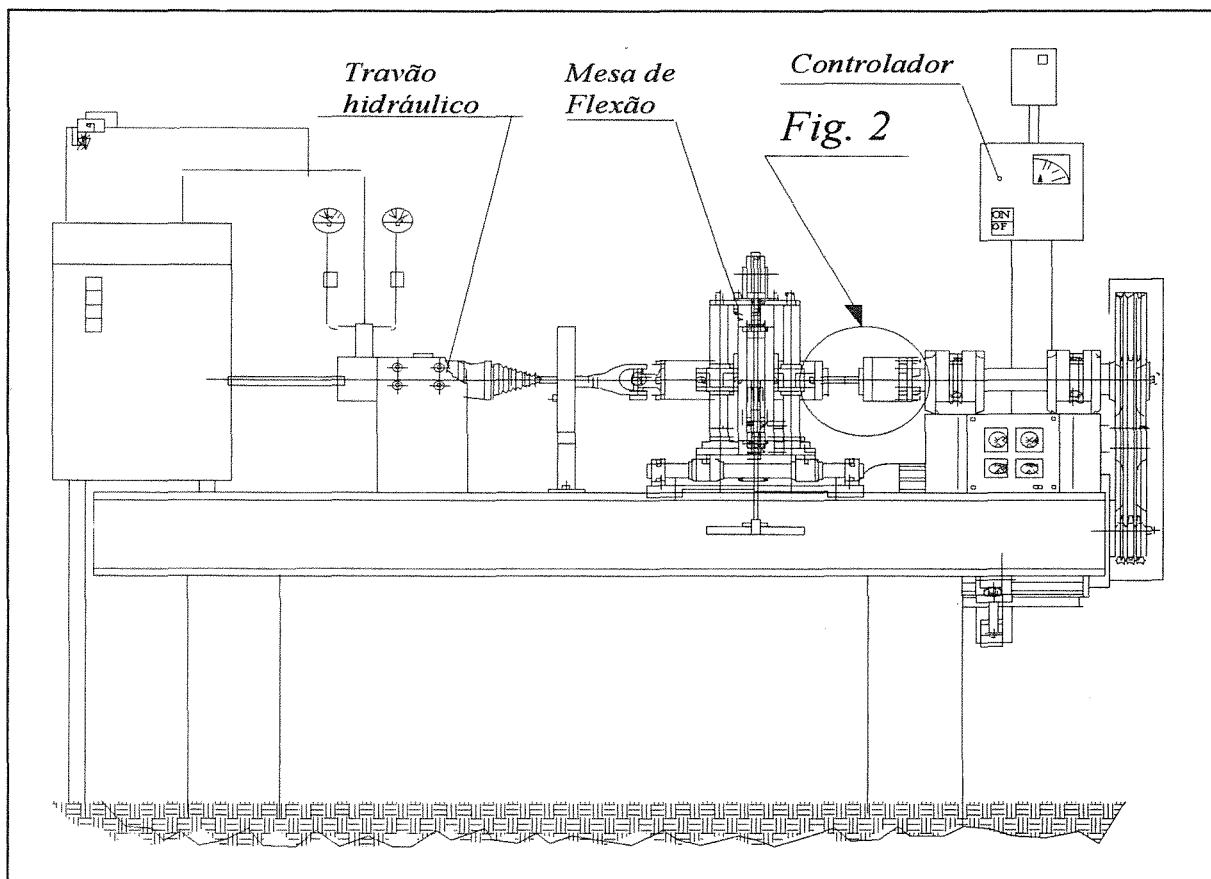


Fig. 1. Máquina de ensaio de fadiga rotativa biaxial de flexão rotativa e torção estática.

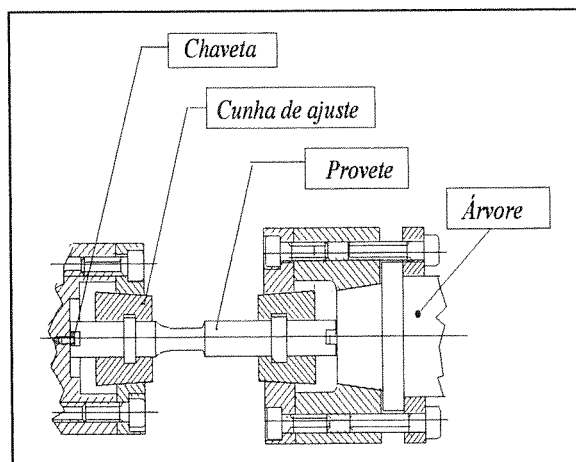


Fig. 2. Desenho do sistema de amarração dos provetes.

A força de flexão aplicada no provete é obtida colocando pesos nos dois pratos existentes para o efeito.

Para aferir a carga aplicada no provete existe uma célula de carga e para medir o deslocamento existe um transdutor de deslocamentos.

2.3. Sistema para aplicação do momento torsor.

A tensão de torção resulta da aplicação do momento torsor ao provete. Para isso foi estudada a forma correcta de funcionamento da máquina e o mecanismo a usar para evitar interferências. Para isso recorreu-se a uma junta universal, tipo "cardan", que faz a ligação entre o provete e o sistema gerador de binário.

Para produzir o binário torsor foi usado, como primeira solução, um gerador eléctrico [6]. Posteriormente foi substituído por um travão hidráulico que se revelou ser mais seguro e prático. O sistema hidráulico é, basicamente, constituído por uma bomba hidráulica e uma válvula restritora que permite, de forma simples, obter qualquer momento torsor.

Para medição do binário, para além do pressostato, foi construída uma célula dinamométrica que permite obter valores mais fiáveis.

2.4. Modo de funcionamento.

O funcionamento da máquina é simples. Em primeiro lugar faz-se a montagem do provete a ser ensaiado. A figura 2 mostra um esquema de montagem do provete. Para tal é necessário

apertar um conjunto de parafusos, seguindo uma técnica apropriada, por forma a garantir um bom alinhamento do provete e evitar quer o aparecimento de vibrações quer de tensões de flexão secundárias.

Após a montagem do provete, a máquina é posta em movimento com velocidade de rotação previamente estabelecida.

3. CURVAS S-N PARA O AÇO 34CrNiMo6.

3.1. Fundamentos sobre as Curvas S-N.

O método mais utilizado para análise de resultados de ensaios de fadiga baseia-se em curvas que relacionam a amplitude de tensão nominal com o número de ciclos de rotura N_f . Estas curvas são designadas por *curvas S-N* e indicam a resistência à fadiga do material para diferentes amplitudes de tensão. Estas curvas são obtidas com resultados dos ensaios de provetes submetidos a amplitude de tensão cíclica e constante, para o domínio elástico de deformação. No caso do aço e quando o número de ciclos é superior a 10^7 ciclos admite-se que o provete tem vida infinita e o ensaio é interrompido. Muitos materiais não apresentam este patamar definindo-se como tensão limite de fadiga o valor correspondente a 10^8 ciclos. Para vidas inferiores a 10^4 a 10^5 ciclos os resultados não são considerados, uma vez que a fadiga se dá com deformação plástica sendo necessário recorrer às leis da fadiga oligocíclica, como, p.e., a lei de Coffin-Manson.

No caso do aço a curva S-N, sendo representada em escalas bibliográficas, corresponde a uma recta e a equação tem a seguinte forma.

$$\log(\sigma_a) = \log(C') - c \times \log(N_f) \quad (1)$$

ou em alternativa,

$$\sigma_a \times N_f^c = C' \quad (2)$$

onde c e C' são constantes do material que dependem das condições do ensaio.

As tensões correspondentes às curvas S-N não consideram, normalmente, a concentração de tensões e quando a componente de tensão média é nula estas são designadas por curvas básicas ou intrínsecas do material. Se a tensão média é diferente de zero são designadas por curvas de referência do material. Os provetes usados na

determinação das curvas básica e de referência devem ser ensaiados em condições ideais devendo ter um factor de concentração de tensões igual a um e ter um acabamento polido espelho.

A grande dispersão de resultados, que se verifica nestes ensaios, para condições de ensaio idênticas, são consequência, entre outros aspectos, da variação dimensional, do acabamento superficial, da falta de homogeneidade do material, da agressividade do meio ambiente e dos processos de fabrico dos componentes. Por conseguinte, deve haver cuidados especiais no controlo de todos estes parâmetros, por forma a obter a menor dispersão possível. Também se pode recorrer às leis da estatística para tratamento de resultados e contornar o efeito de tal dispersão. Porém, a aplicação das leis da estatística obriga à realização de um grande número de resultados o que se revela, geralmente, impraticável, quer em termos de custo quer em tempo de ensaio. Por essa razão é frequente aplicar-se a lei de distribuição de Gauss ou normal, considerando o número de ciclos constante e uma região de probabilidade compreendida entre os 0.1 a 0.9 [7-8].

3.2. Apresentação de resultados.

Para a construção das curvas S-N, foram definidos quatro valores com amplitudes de tensão diferentes. Realizaram-se, no mínimo, três ensaios para cada tensão por forma a obter um valor médio aceitável para o número de ciclos de rotura.

3.2.1. Curva Básica.

Na figura 3 está representada a curva S-N básica para o aço 34CrNiMo6. Os resultados foram obtidos com provetes polidos e espelhados, possuindo uma rugosidade média igual a 0.8µm. A amplitude de tensão de flexão máxima corresponde aos pontos do exterior da secção e é obtida pela equação das tensões de flexão

$$\sigma_{zz} = \frac{M_f \times (d/2)}{I_{xx}} \quad (3)$$

A equação da curva S-N básica, obtida por regressão linear, foi

$$\log(\sigma_f)_a = 3.1483 - 0.0725 \times \log(N_f)$$

ou $(\sigma_f)_a \times N_f^{0.0725} = 10^{3.1483} \quad (4)$

Nas figura 4, 5 e 6 são apresentadas as curvas S-N de referência correspondentes aos ensaios realizados com provetes sem acidente geométrico e com acabamento polido espelho, em que a amplitude de tensão de flexão é mantida constante durante o ensaio, $(\sigma_{zz})_a$, e com tensão de torção, τ_{zx} , igual a 25, 50 e 75 % de $(\sigma_{zz})_a$. A tabela 1 apresenta os parâmetros referentes às curvas S-N básica e de referência, obtidos por regressão linear entre a amplitude de tensão de flexão, $(\sigma_{zz})_a$, e o número de ciclos de rotura, conforme a equação 1.

3.2.2. Curvas S-N considerando a existência de concentração de tensões.

Nas figuras 3, 4, 5 e 6 estão representadas as curvas S-N referentes aos provetes com acidente geométrico, conjuntamente com as curvas básica e de referencia, submetidos a flexão e torção igual a $\tau_{zx} = 0, 25, 50$ e 75% de $(\sigma_{zz})_a$. Os provetes tinham variação de secção em que os diâmetros das secções maior e menor eram

Tabela 1. Parâmetros das Curvas S-N básica e de referência.

Curvas S-N	Tensão de Torção %	log(C')	c
Básica	0	3.1483	0.0725
Curvas de Referência	25	3.1363	0.0712
	50	3.1198	0.0683
	75	3.1015	0.0652

Tabela 2. Parâmetros das Curvas S-N para os provetes com acidente geométrico.

Raio de concordância	Tensão de Torção %	log(C')	c
1 mm	0	2.8807	0.0613
	25	2.8759	0.0611
	50	2.8492	0.0590
	75	2.8704	0.0655
3 mm	0	2.8822	0.0541
	25	2.8241	0.0451
	50	2.8112	0.0432
	75	2.8268	0.0466
7 mm	0	2.8247	0.0391
	25	2.8168	0.0381
	50	2.8015	0.0357
	75	2.7884	0.0340

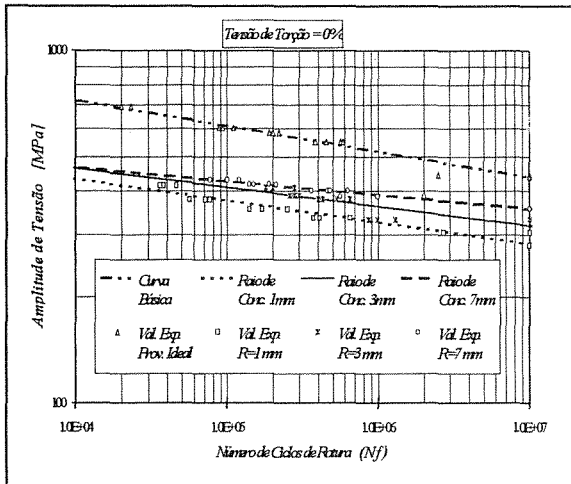


Fig. 3. Curvas S-N para as diferentes geometrias considerando a amplitude de tensão de flexão. $(\sigma_{zz})_a$ e $\tau_{zN} = 0\%$ de $(\sigma_{zz})_a$.

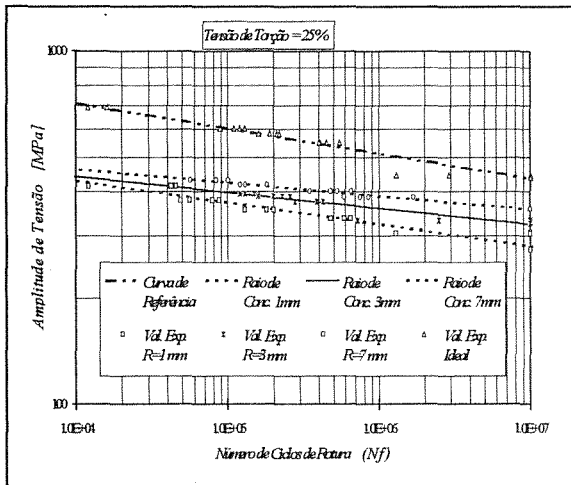


Fig. 4. Curvas S-N para as diferentes geometrias considerando a amplitude de tensão de flexão. $(\sigma_{zz})_a$ e $\tau_{zN} = 25\%$ de $(\sigma_{zz})_a$.

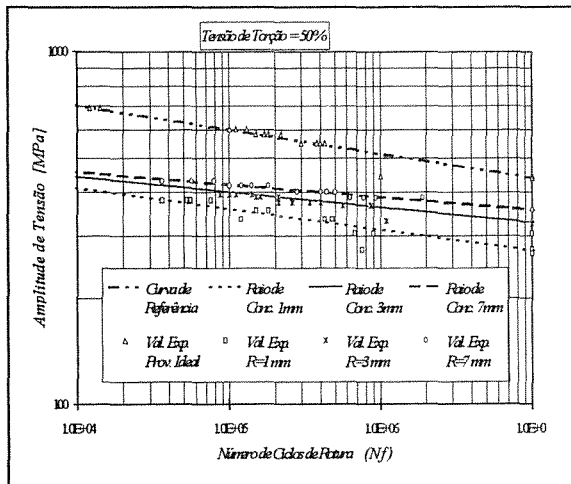


Fig. 5. Curvas S-N para as diferentes geometrias considerando a amplitude de tensão de flexão. $(\sigma_{zz})_a$ e $\tau_{zN} = 50\%$ de $(\sigma_{zz})_a$.

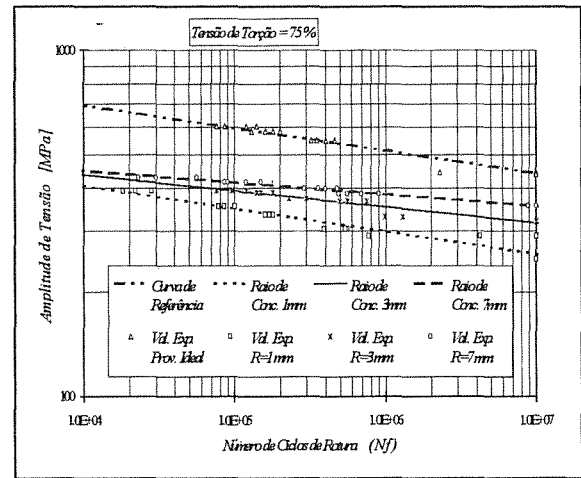


Fig. 6. Curvas S-N para as diferentes geometrias considerando a amplitude de tensão de flexão. $(\sigma_{zz})_a$ e $\tau_{zN} = 75\%$ de $(\sigma_{zz})_a$.

iguais a 20 e 12 mm, respectivamente. A concordância entre as duas secções assumiu três raios distintos, ou seja, $R = 1, 3$ e 7 mm. A tabela 2 apresenta os valores das constantes, $\log(C'')$ e c , referentes à equação 1.

4. DISCUSSÃO DE RESULTADOS.

Perrin et al [9] e Buch [10] fizeram estudos sobre o efeito da tensão média numa liga de aço de baixo teor em carbono e verificaram que os critérios tradicionais de dimensionamento à fadiga são conservadores. Recorreram aos critérios de Goodman, Gerber e Soderberg e verificaram que o critério de Gerber era o preferido, quando usado para fazer a correção do efeito da tensão média. Constataram que alguns dos parâmetros que relacionam a tensão média são muito conservadores, quando a componente é de tracção e extremamente otimistas quando a componente de tensão média é de compressão. McDiarmid [11] obteve resultados idênticos nos ensaios que realizou em provetes furados e sem acidentes geométricos, construídos em aço com $\sigma_R = 850$ [MPa] e $\sigma_{ced} = 680$ [MPa] e submeteu-os a esforços normais e tangenciais dando origem aos modos de rotura I, II e III, com tensão média. Usando um critério de tensão tangencial para dimensionamento à fadiga, verificou que o efeito da tensão média em modo misto I-III reduzia a vida à fadiga dos componentes na ordem dos 5 a 10 %, quando a tensão média assumia valores idênticos aos da amplitude de tensão.

Outro trabalho publicado por Ellyin et al [12], baseado num critério energético revela que a existência de tensão média diminui a vida à

fadiga, quando as tensões são axiais e de torção, e a razão entre as duas componentes e a vida à fadiga não é uma constante, mas sim função da amplitude de tensão do ensaio.

A análise de resultados permite concluir que a resistência à fadiga diminui quando a componente de tensão média aumenta, sendo mais acentuada nos casos em que a concentração de tensões é mais elevada, como se pode constatar comparando as figuras 3, 4, 5 e 6. Essa diminuição de resistência à fadiga traduz-se numa redução da vida dos provetes, embora de forma ligeira, exceção feita aos provetes com raio de concordância igual a 1 mm onde se verifica, claramente, esse efeito. A análise do declive das curvas S-N, quando representadas em escalas bilogarithmicas, permite fazer o mesmo raciocínio e constatar que o efeito da tensão média se acentua mais quando a amplitude de tensão decresce.

5. CONCLUSÕES.

Quando se comparam resultados obtidos pelos códigos, como o ASME, e pelos critérios de dimensionamento à fadiga, como o de Soderberg e de Goodman, com os das curvas S-N, concluiu-se o seguinte:

- para as mesmas condições de ensaio, os diâmetros calculados pelos critérios ou códigos são superiores aos diâmetros dos provetes ensaiados.

- o critério de Goodman, considerando a tensão equivalente de Von-Mises, é o que se aproxima melhor do valor real embora a diferença relativa do critério de Soderberg seja mínima.

- o dimensionamento à vida garantida, recorrendo às curvas S-N, e obtidas em condições idênticas às reais, permite obter dimensões mais realistas. A utilização de curvas S-N resultantes de ensaios em condições distintas das reais, como, p.e., quando são obtidas com solicitações uniaxiais ou sem acidentes geométricos podem levar, igualmente, a sobredimensionamentos.

A rigidez da máquina e o modo de funcionamento são os principais responsáveis pelos bons resultados que foram obtidos nos ensaios de provetes submetidos a fadiga rotativa biaxial de flexão e torção.

6. REFERÊNCIAS.

- [1] Found, M.S., Fernando, U.S. and Miller, K., "Requirements of a new multiaxial fatigue testing facility". ASTM STP 853, pp 11-23, 1985.
- [2] Downing, S.D. and Galliard, D.R., "A fatigue test system for a notched shaft in combined bending and torsion". ASTM STP 853, pp 24-32, 1985.
- [3] Sanetra, C. and Zenner, H., "Multiaxial fatigue under constant and variable amplitude loading". Fatigue Under Biaxial and Multiaxial Loading, ESIS10, Eds K. Kussmaul, D. McDiarmid and D. Socie, Mechanical Eng. Publications, London, pp 151-159, 1991.
- [4] Meurer, H. P., Hanswillemenke, H. Breitling, H., "Biaxial fatigue tests on thin walled tubes of NiCr23Co12Mo (Inconel 617) at 950°C". Fatigue Under Biaxial and Multiaxial Loading, ESIS10, Eds K. Kussmaul, D. McDiarmid and D. Socie, Mechanical Eng. Publications, London, pp 249-264, 1991.
- [5] Bérard, J., Antolovich, S. and McDowell, D., "Damage observation of a low-carbon steel under tension-torsion low-cycle fatigue". ASTM STP 1191, pp. 326-344, 1993.
- [6] Pinho, A.C.M. e Branco, C.M., "Fadiga de veios submetidos a solicitações combinadas de flexão e torção - apresentação de uma nova máquina de ensaios experimentais". Ias J. Ibéricas Fractura, pp. 113, 1987.
- [7] Weibull, W., "Fatigue testing and analysis of results". Ed. Pergamon Press, London, 1961.
- [8] ASTM E 206 -79, "Fatigue testing and analysis of of fatigue data", 1979.
- [9] Perrin, M. C., Watson, P. and Plumtree, A., "A critical evaluation of cyclic mean stress effects in a structural steel", Life Assessment- of Dynamically Loaded Mat. and Structures, Vol. I, pp 301-316, 5th European Conf. on Fracture- ECF 5, 1984.
- [10] Buch, A., "Effect of mean stress on the notch factor in fatigue", Life Assessment- of Dynamically Loaded Mat. and Structures, Vol. I, pp 327-333, 5th European Conf. on Fracture- ECF 5, 1984.
- [11] McDiarmid, D. L., "Designing for high-cycle biaxial fatigue using surface strain records". ASTM STP 853, pp. 606-621, 1985.
- [12] Ellyin, F. and Kujawski, D., "A multiaxial fatigue criterion including mean-stress effect", ASTM STP 1191, pp 55-66, 1993.

INFLUENCIA DEL ENVEJECIMIENTO EN LA VIDA A FATIGA DEL ACERO INOXIDABLE DUPLEX UNS S31803 EN AIRE Y EN VACIO

A. Mateo¹, P. Violan², L. Llanes¹, J. Méndez² y M. Anglada¹

1.- Departamento de Ciencia de los Materiales e Ingeniería Metalúrgica, E.T.S.E.I.B., Universidad Politécnica de Catalunya, 08028 Barcelona, España

2.- Laboratoire de Mécanique et de Physique des Matériaux (URA N°863/CNRS), ENSMA, 86960 Futuroscope Cedex, Francia

Resumen. Este estudio versa sobre el comportamiento a fatiga de un acero inoxidable duplex. Estos aceros son susceptibles de sufrir un considerable deterioro de sus características mecánicas si son expuestos a temperaturas en el rango de 250°C a 500°C. El presente trabajo de investigación se inscribe en el marco del estudio de esta problemática, siendo su propósito caracterizar la vida a fatiga en función del envejecimiento térmico. Para ello se efectuaron ensayos a amplitud de deformación total incremental con el objetivo de determinar la respuesta cíclica del material tanto recocido como envejecido (200 horas a 475°C). A partir de las curvas cíclicas obtenidas, se seleccionaron dos amplitudes de deformación plástica a las que realizar ensayos a rotura bajo amplitud constante. Para la mayor de estas amplitudes los ensayos fueron efectuados en dos medios ambientes: aire y vacío. Los resultados, en términos de vida a fatiga y para la amplitud escogida, indican que el envejecimiento aumenta la vida a fatiga, y muestran que en atmósfera inerte la duración del ensayo es un orden de magnitud mayor que en aire. La observación mediante microscopía electrónica de barrido de las probetas ensayadas permite discutir los resultados en función del efecto del envejecimiento sobre la actividad plástica de la fase ferrítica.

Abstract. This work concerns the fatigue behavior of a duplex stainless steel. These steels are prone to suffer a considerable degradation of their mechanical characteristics when exposed to temperatures within the range from 250°C to 500°C. The present research deals with this problem, being its aim to characterize the fatigue life as a function of the thermal embrittlement. Incremental-step tests were carried out in order to determine the cyclic response, both for annealed and aged (200 hours at 475°C) materials. From the obtained cyclic stress-strain curves, two plastic strain amplitudes were selected in order to perform constant-amplitude tests to failure. For the highest amplitude tests were carried out in two environments: air and vacuum. The results, in terms of fatigue life and for the chosen amplitude, indicate that ageing increases the fatigue life, and show that tests performed in vacuum last ten times longer than those performed in air. The specimens were examined by scanning electron microscopy in order to discuss the results as a function of the ageing effect on ferrite plastic activity.

1. INTRODUCCIÓN

La estructura bifásica de los aceros inoxidables duplex, compuesta de austenita y ferrita, les confiere propiedades ventajosas con respecto a los inoxidables monofásicos, tanto austeníticos como ferríticos. De su microestructura dual resulta una combinación de elevadas características mecánicas con una óptima resistencia a la corrosión en condiciones críticas (medios clorados, corrosión bajo tensiones) [1,2] que los hace adecuados para las más variadas aplicaciones industriales (intercambiadores de calor, recipientes a presión, manipulación de productos químicos) [2,3].

El mayor inconveniente que limita la vida en servicio de los aceros duplex es la severa fragilización que pueden sufrir si son expuestos a temperaturas comprendidas en el rango intermedio (250-500°C). Este fenómeno, conocido como "fragilización a 475°C" es atribuido principalmente a la descomposición espinodal de la ferrita [4,5], aunque paralelamente también se desarrollan otras transformaciones, *e.g.* la precipitación del compuesto intermetálico G [6], que adquieren relevancia para largos periodos de envejecimiento (del orden de miles de horas).

A pesar que los duplex son candidatos potenciales a ser utilizados industrialmente en componentes sometidos a cargas cíclicas, su comportamiento a fatiga, tanto en estado de recocido como tras envejecimiento térmico, es un tema poco estudiado. Este trabajo trata ese aspecto, al investigar la vida a fatiga de uno de los aceros duplex más extendidos comercialmente y discutir los resultados en función de las condiciones de envejecimiento.

Por otra parte, es bien conocido que en atmósferas inertes la vida a fatiga de un metal puede prolongarse mucho más que en aire ambiental (e.g. [7]). Siguiendo esta línea se ha recurrido a la realización de ensayos en vacío, con la finalidad de poder analizar el comportamiento del material tras acumular un mayor grado de deformación plástica. Además, estos ensayos han suministrado interesantes datos sobre la influencia del medio ambiente en la respuesta cíclica de los aceros duplex.

2. MATERIAL Y TÉCNICAS EXPERIMENTALES

El acero estudiado es un acero duplex de segunda generación de tipo UNS S31803 y fue producido por Sandvik (Suecia). Después de un tratamiento de recocido a 1050°C, su microestructura consiste en un 45% de austenita en una matriz ferrítica, y los granos austeníticos adoptan la forma de bandas siguiendo la dirección de laminación. La composición química del acero facilitada por el fabricante y la de cada una de sus fases constituyentes analizada por EDS (espectroscopía por análisis de energía dispersada) se muestran en la Tabla 1.

Tabla 1. Composición química del acero y de cada una de las fases (% en peso).

	C	N	Cr	Ni	Mo
UNS S31803	0.025	0.13	22.0	5.5	3.0
Fase α	-	-	27.5	2.9	4.8
Fase γ	-	-	20.4	6.3	1.2

Los ensayos de fatiga oligocíclica siguiendo el método incremental y los correspondientes a la amplitud constante más pequeña de las dos seleccionadas se efectuaron en una máquina servohidráulica, bajo control de la deformación total aplicada y en aire. Los ensayos a la mayor amplitud constante fueron llevados a cabo, tanto en aire como en vacío (a presión inferior a 10⁻³ Pa), en una máquina electromecánica y bajo control de la deformación plástica. En todos los casos se ensayaron muestras en dos condiciones: una en estado de recocido (o sea, no envejecida) y otra después de un tratamiento de envejecimiento a 475°C durante 200 horas. Las probetas eran cilíndricas, de 6 mm de

diámetro, y fueron sometidas a deformación simétrica tracción-compresión.

Previamente a su ensayo, las probetas habían sido electropulidas con una solución de ácido perclórico en etanol, a fin de permitir la posterior observación de su superficie por medio de microscopía electrónica de barrido (MEB).

3. RESULTADOS EXPERIMENTALES

El comportamiento a fatiga del material, evaluado mediante curvas de esfuerzo-deformación cíclica (CEDC), se muestra en la Fig. 1. Esta gráfica presenta los esfuerzos a saturación (o bien finales, en aquellos casos en que no se alcanzó una auténtica saturación) frente a las amplitudes de deformación plástica (ε_{pl}), en el rango de 10⁻⁵ hasta 5x10⁻³, determinadas a partir de los ensayos a amplitud incremental y para las dos condiciones de tratamiento.

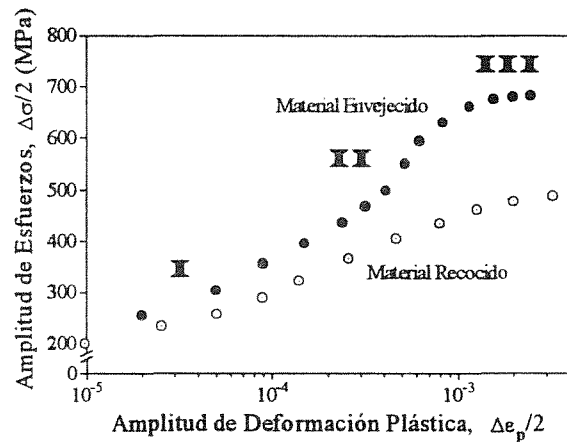


Fig. 1. Curvas cíclicas esfuerzo-deformación del acero duplex estudiado.

La CEDC correspondiente al acero envejecido se sitúa a niveles de esfuerzo superiores a la del material recocido, pero la forma de ambas permite describirlas en términos de tres etapas. En la etapa I, a bajas ε_{pl}, las dos curvas están muy próximas. Sin embargo, para ε_{pl} entre 10⁻⁴ y 2x10⁻⁴, se produce un cambio de pendiente y las CEDC comienzan a separarse. Este cambio resulta más acusado para el duplex envejecido, como consecuencia de su fuerte tasa de endurecimiento por deformación cíclica. A valores de ε_{pl} ≅ 10⁻³ se produce un nuevo cambio de pendiente y el endurecimiento cíclico por deformación vuelve a ser moderado.

Para efectuar los ensayos a amplitud constante hasta rotura se escogió en primer lugar una amplitud de deformación plástica situada en la transición entre las etapas I y II de las CEDC, concretamente ε_{pl} ≅ 1.5x10⁻⁴. Para esta amplitud no se realizaron ensayos en vacío

puesto que ya en aire la vida a fatiga fue superior a un millón de ciclos.

La selección de la segunda amplitud de deformación plástica para efectuar los ensayos a amplitud constante se basó en el criterio de buscar un valor para el que las diferencias entre las respuestas del material envejecido y el recocido fueran notables. Como se aprecia en la Fig. 1, tanto en la etapa II como en la III se cumple esta condición. Pero, de habernos situado dentro del régimen de altas amplitudes, probablemente habríamos tenido unas vidas a fatiga demasiado cortas para poder apreciar claramente el efecto del medio ambiente. Por ello se tomó $\varepsilon_{pl} \cong 6 \times 10^{-4}$, amplitud perteneciente a la etapa II. Para este valor es de esperar una diferencia pronunciada entre las vidas a fatiga del material en función de la condición de envejecimiento, así como del medio ambiente de ensayo.

Las curvas de endurecimiento-ablandamiento cíclico correspondientes a los ensayos a amplitud de deformación plástica constante de 1.5×10^{-4} evidenciaron, tanto para el material recocido como para el envejecido, un leve endurecimiento en los primeros ciclos seguido por un ablandamiento que desemboca rápidamente a un estado de saturación.

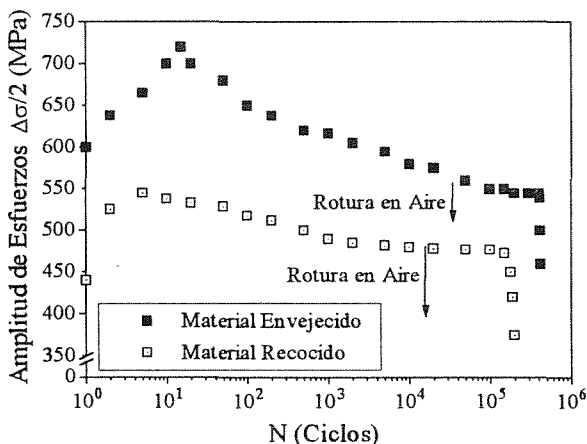


Fig. 2. Curvas endurecimiento-ablandamiento cíclico del acero duplex ensayado a $\varepsilon_{pl} = 6 \times 10^{-4}$ en vacío.

Las curvas de endurecimiento-ablandamiento cíclico obtenidas de los ensayos realizados a $\varepsilon_{pl} \cong 6 \times 10^{-4}$ en vacío se han graficado en la Fig. 2. Los valores de los esfuerzos medidos en aire y en vacío coinciden casi perfectamente, por lo que las curvas en aire no se han representado y únicamente se ha señalado en cada curva el número de ciclos para el que se produjo la rotura en aire. Ambas curvas, la del material recocido y la del envejecido, pueden dividirse en dos etapas: endurecimiento inicial y ablandamiento cíclico. Todos los ensayos evidenciaron un endurecimiento muy rápido, de tal forma que, entre el quinto y el décimo ciclo, ya se alcanza el valor de amplitud de esfuerzo máximo. A continuación se observó un lento y continuo

ablandamiento. En el caso del duplex envejecido la fractura en aire tuvo lugar durante el periodo de ablandamiento, no llegándose a un estado de saturación hasta 10^5 ciclos. Por contra, la curva del material recocido alcanza la saturación aún antes de la rotura en aire.

La Tabla 2 recoge las vidas a fatiga medidas en los cuatro ensayos a $\varepsilon_{pl} \cong 6 \times 10^{-4}$. De estos datos destacan: por un lado que los ensayos en vacío tengan una duración diez veces superior a la de los efectuados en aire, y por otro que el envejecimiento induzca que se duplique la vida a fatiga del material.

Tabla 2. Vidas a fatiga (número de ciclos a rotura) del acero duplex ensayado a $\varepsilon_{pl} = 6 \times 10^{-4}$, en aire y en vacío.

	Aire	Vacío
Recocido	18000	198000
Envejecido (200 horas a 475°C)	32000	415000

La observación por MEB de la superficie de las muestras ensayadas permitió determinar, en cada caso, que fase localizaba preferentemente la deformación y como se producía la nucleación de fisuras. En la Fig. 3 se muestra el aspecto típico de las probetas ensayadas a $\varepsilon_{pl} \cong 1.5 \times 10^{-4}$. Tanto en el material recocido (Fig. 3a), como en el envejecido (Fig. 3b), la deformación aparece totalmente localizada en los granos de austenita. En el primero se aprecian, en granos favorablemente orientados, bandas características del deslizamiento planar propio de la fase austenítica; mientras que en la imagen correspondiente al duplex envejecido se observa como, igualmente en función de su orientación cristalográfica, en algunos granos de γ no hay evidencia de deformación plástica, cuando otros muestran uno e incluso dos sistemas de deslizamiento activos.

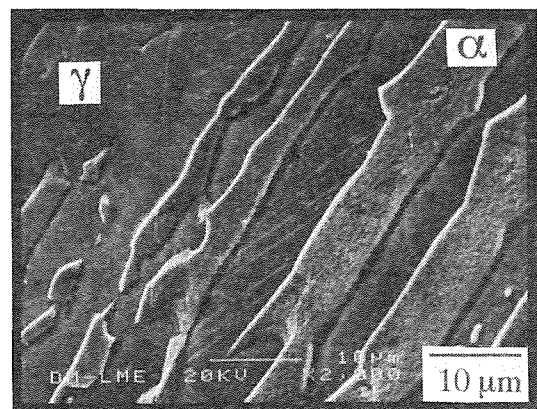


Fig. 3a. Aspecto superficial del material recocido ensayado a $\varepsilon_{pl} \cong 1.5 \times 10^{-4}$.

4. DISCUSIÓN

El comportamiento endurecimiento-ablandamiento observado a $\epsilon_{pl} \cong 1.5 \times 10^{-4}$ es característico de los aceros austeníticos aleados con nitrógeno, atribuyéndose el endurecimiento a la generación de dislocaciones y su anclaje por los elementos intersticiales, y el ablandamiento a la destrucción del orden a corto alcance (Cr-N) causada por la deformación cíclica [8]. La misma explicación es válida para el comportamiento del acero no envejecido a $\epsilon_{pl} \cong 6 \times 10^{-4}$, en tanto que el más marcado y prolongado ablandamiento observado en el caso del material envejecido podría deberse a la demodulación de la descomposición espinodal producida por el movimiento irreversible de dislocaciones en la ferrita [9].

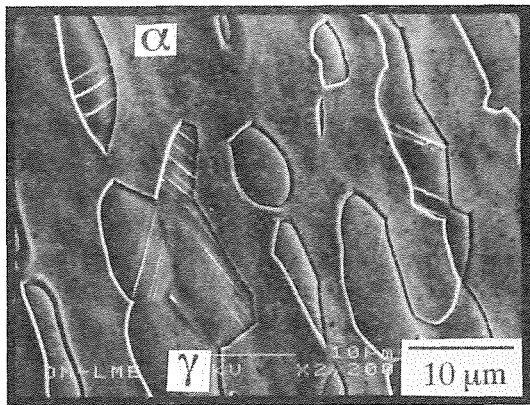


Fig. 3b. Aspecto superficial del material envejecido ensayado a $\epsilon_{pl} \cong 1.5 \times 10^{-4}$.

La Fig. 4a es una micrografía del material recocido ensayado a $\epsilon_{pl} \cong 6 \times 10^{-4}$. Aunque al igual que en las imágenes correspondientes a la amplitud inferior la deformación está localizada esencialmente en la austenita, en este caso se aprecia que en varias zonas las microgrietas penetran en la matriz ferrítica.

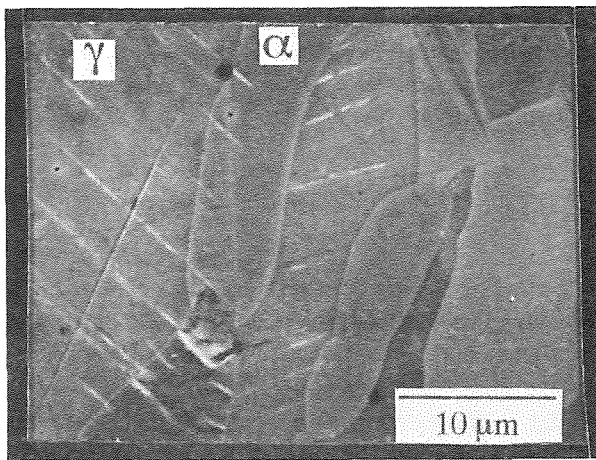


Fig. 4a. Aspecto superficial del material recocido ensayado a $\epsilon_{pl} \cong 6 \times 10^{-4}$.

En el material envejecido ensayado a $\epsilon_{pl} \cong 6 \times 10^{-4}$ la austenita muestra intensas bandas de deslizamiento con marcadas extrusiones (Fig. 4b). La nucleación de las grietas tiene lugar en esas bandas, conduciendo a la formación de numerosas microgrietas superficiales. La imagen refleja la dificultad de tales grietas para propagarse a través de los granos de ferrita.

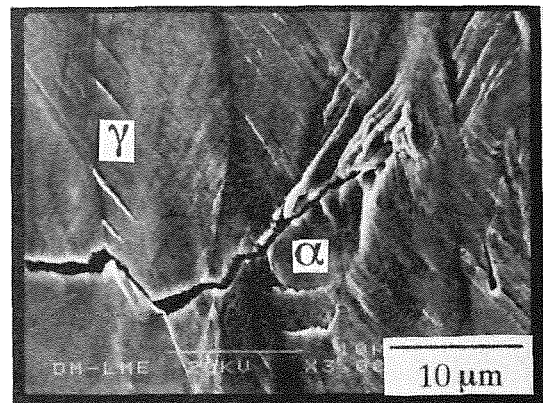


Fig. 4b. Aspecto superficial del material envejecido ensayado a $\epsilon_{pl} \cong 6 \times 10^{-4}$.

Por lo que respecta a las diferencias entre las dos CEDC (Fig. 1), el hecho de que la curva correspondiente al material envejecido se sitúe a niveles de esfuerzo superiores a la del acero recocido se asocia con el incremento en resistencia mecánica producido por la descomposición de la ferrita (e.g. para el duplex estudiado el límite elástico pasa de 468 MPa a 626 MPa tras 200 horas a 475°C [10]). La existencia de tres etapas con diferentes tasas de endurecimiento cíclico es atribuible a los cambios en los mecanismos de deformación cíclica activos para cada condición del material y para cada nivel de ϵ_{pl} , como ha sido discutido por los autores en trabajos previos [11,13].

Para deformaciones plásticas pequeñas (etapa I e inicio de la II) las dos curvas cíclicas se sitúan muy próximas. La razón de ello está en que la austenita, por ser la fase más blanda y además por estar sometida a tensiones residuales de tracción provocadas por el enfriamiento desde la temperatura de recocido [14], es la que comienza primero a deformarse plásticamente, y en este intervalo todavía es capaz de acomodar la deformación global del material, mientras la ferrita se mantiene en

el régimen elástico. De esta forma el efecto de la fragilización de la ferrita es mínimo, limitándose a un estreñimiento de los granos austeníticos que es el causante de la leve separación entre ambas curvas. En consecuencia la localización del daño superficial, tanto en el caso del duplex recocido como en el del envejecido, se concentra totalmente en la fase γ , como se refleja en la Fig. 3. Las fisuras que se nuclean en las bandas de deslizamiento no conseguirán continuar su propagación a través de la ferrita, lo que explica que la vida a fatiga sea relativamente infinita.

Se ha constatado que los valores de vida a fatiga a $\epsilon_{pl} \cong 6 \times 10^{-4}$ son mayores para el material en estado de envejecimiento. Como se aprecia en la Fig. 4, en el material sin envejecer las fisuras pueden nuclearse en ambas fases, aunque parece que el fenómeno más extendido es la nucleación en la austenita, para luego introducirse en la matriz ferrítica y continuar su propagación si encuentran un estado de tensiones favorable. En cambio, en el material envejecido, para este nivel intermedio de ϵ_{pl} , la matriz ferrítica fragilizada no es capaz de asumir deformación plástica, oponiéndose mucho más que en el caso anterior a la propagación de las fisuras, y explicando así el incremento de vida a fatiga observado.

El efecto del medio ambiente se muestra muy relevante a partir de la comparación de las vidas a fatiga en aire y en vacío. Que en aire la vida se vea reducida a menos de 10% de la alcanzada en vacío es sorprendente si se compara con lo reportado para aceros inoxidable austeníticos, e.g. para un inoxidable 316L el aire provocó la disminución de la vida solamente a un tercio [7]. Por otra parte, es asimismo de destacar que el efecto relativo del medio ambiente sea el mismo para el duplex recocido que para el envejecido, lo que implicaría su independencia respecto al comportamiento plástico de la ferrita. La explicación de esta pronunciada influencia medioambiental debería estar asociada, fundamentalmente, a dos factores:

- por un lado, al comportamiento intrínseco de la ferrita;
- y por otro, a que la iniciación de fisuras en un acero duplex sea sensible al acoplamiento, tanto mecánico como electroquímico, entre sus dos fases [15].

Respecto al primer punto, a nuestro conocimiento, no existe bibliografía relativa al tema, y por consiguiente se requiere una investigación más profunda del mismo.

En cuanto al acoplamiento α/γ , se sabe que la ferrita es anódica respecto a la austenita. Por ello, a bajos niveles de esfuerzos, la ferrita, que no es deformada plásticamente, protege catódicamente a la austenita, que es la fase que soporta la deformación. Esto explica la elevada resistencia de los aceros duplex en

condiciones de corrosión bajo tensiones. Si nos situamos a niveles de esfuerzo superiores el escenario cambia totalmente. Para esfuerzos dentro de la etapa II la ferrita del material no envejecido comenzará a deformarse plásticamente. A diferencia de las bandas de deslizamiento de la austenita, que provocan un daño superficial mínimo, en la ferrita se producen marcadas extrusiones-intrusiones fruto del carácter más irreversible del deslizamiento en los metales de estructura BCC (cúbica centrada en el cuerpo), y si se alcanza la tensión crítica para producir maclado el daño superficial será aún mayor. Extrusiones y maclas son lugares favorables para la oxidación, cuya localización en estos puntos acelerará la nucleación de fisuras en la fase ferrítica.

Por lo que respecta al acero envejecido, para un mismo nivel de ϵ_{pl} aplicada la ferrita fragilizada se deformará globalmente mucho menos que la del material sin envejecer. Sin embargo, puesto que el nivel de esfuerzos es más elevado que en el caso del material recocido, localmente pueden aparecer maclas, que tienen una elevada probabilidad de provocar fisuras. Si el medio ambiente es inerte la fisuración de la ferrita por oxidación localizada no tendrá lugar, pudiendo ser éste el motivo de que en vacío las vidas a fatiga sean tan prolongadas. En la actualidad se están desarrollando nuevos estudios para tratar de validar estas especulaciones desde el punto de vista experimental.

5. CONCLUSIONES

Del presente trabajo de investigación se pueden extraer las siguientes conclusiones respecto al comportamiento a fatiga de los aceros inoxidable austeno-ferríticos:

- La respuesta cíclica esfuerzo-deformación muestra tres etapas, en función de la ϵ_{pl} , tanto para el material en estado de recocido como tras someterlo a fragilización térmica a 475°C. Aunque en este último caso la CEDC se sitúa a niveles de esfuerzo más elevados. Estas etapas se relacionan con cambios en los mecanismos de deformación plástica activos dentro de cada intervalo.
- A amplitudes de deformación plástica bajas ($< 2 \times 10^{-4}$), la deformación plástica se concentra en la austenita. Las fisuras que aparecen en esta fase son incapaces de propagarse a través de la ferrita, lo que explica que la vida a fatiga sea infinita.
- Para $\epsilon_{pl} \cong 6 \times 10^{-4}$ la vida a fatiga es mayor en el material envejecido pues las fisuras, que siguen nucleándose mayoritariamente en la austenita, experimentan más dificultades para propagarse por

la matriz ferrítica fragilizada que por la ferrita del duplex no envejecido, la cual es capaz de acomodar deformación plástica.

- El medio ambiente tiene una notable influencia sobre la vida a fatiga de los aceros duplex, al menos dentro de los niveles de deformación estudiados. La explicación física de este efecto, y su posible independencia respecto al comportamiento plástico de la ferrita, no están bien definidas, siendo el tema de estudios en desarrollo.

6. AGRADECIMIENTOS

El trabajo reportado en este artículo fue subvencionado por la ECSC (Comisión Europea para el Carbón y el Acero) a través del proyecto 7210-MA/940 y por la CICYT (Comisión Interministerial de Ciencia y Tecnología) bajo contrato MT-1497. La cooperación entre los grupos de investigación español y francés ha sido posible gracias al Ministerio de Educación y Ciencia Español y al *Ministère Française des Affaires Étrangères* mediante el Programa Picasso (acciones integradas 95102 y HF94-245, respectivamente). Deseamos agradecer a M. Marsal, del Servicio de Microscopía Electrónica del Dept. de Ciencia de los Materiales e Ingeniería Metalúrgica (U.P.C.), su valiosa asistencia técnica.

7. REFERENCIAS

- [1] Solomon, H.D. y Devine Jr., T.D., "Duplex Stainless Steels - A tale of two phases". En: *Proc. Int. Conf. on Duplex Stainless Steels*, (R.A. Lula, ed.), ASM, Ohio, pp. 693-756 (1983).
- [2] Charles, J., "Super duplex stainless steels: structure and properties". En: *Proc. Int. Conf. on Duplex Stainless Steels '91*, (J. Charles y S. Bernhardsson, eds.) Editions de Physique, Les Ulis, 1, pp. 3-48 (1991).
- [3] Davison, R.M. y Redmond, J.D., "Practical guide to using duplex stainless steels". *Materials Performance* 29, 1, 57-62 (1990).
- [4] Chandra, D. y Schwartz, L.H., "Mössbauer effect study on the 475°C decomposition of Fe-Cr". *Metall. Trans.*, 2, 511-519 (1971).
- [5] Chopra, O.K. y Chung, H.M., "Ageing degradation of cast stainless steels: effects on mechanical properties". En: *Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power System-Water Reactors*, (G.J. Theus y J.R. Weeks, eds.), TMS, Warrendale, pp. 737-748 (1988).
- [6] Mateo, A., Redjaimia, A., Llanes, L., Metauer, G. y Anglada, M., "Identification and characterization of the intermetallic G-phase in a duplex stainless steel". *Ultramicroscopy*, enviado para publicación (1996).
- [7] Méndez, J., Villechaise, P., Violan, P. y Delafond, J., "Environment and deformation interactions on the fatigue resistance of a 316L Stainless Steel treated by dynamical ion mixing". En: *Corrosion-Deformation Interactions, CDI'92*, (T. Magnin y J.M. Gras, eds.), Editions de Physique, Les Ulis, pp. 741-754 (1993).
- [8] Nyström, M., Tesis Doctoral, Chalmers University of Tech., Göteborg (1995).
- [9] Park, K., LaSalle, J.C. y Schwartz L.H., "The low cycle fatigue behavior of spinodally decomposed Fe-26Cr-1Mo alloys". *Acta Metall.* 33, 2, 205-211 (1985).
- [10] Iturgoyen, L., Tesis Doctoral, Universitat Politècnica de Catalunya, Barcelona (1994).
- [11] Mateo, A., Llanes, L., Iturgoyen, L. y Anglada, M., "Cyclic stress-strain response and dislocation substructure evolution of a ferrite-austenite stainless steel". *Acta Mater.*, en prensa (1996).
- [12] Llanes, L., Mateo, A., Iturgoyen, L. y Anglada, M., "Aging effects on the cyclic deformation mechanisms of a duplex stainless steel". *Acta Mater.*, enviado para publicación (1996).
- [13] Mateo A., Llanes L., Iturgoyen L. y Anglada M., "Respuesta cíclica y evolución subestructural de un acero duplex AISI-329 sometido a fatiga: Influencia de la fragilización térmica". *Anales de Mecánica de la Fractura*, 11, 405-412 (1994).
- [14] Siegmund, T., Werner, E. y Fischer F.D., "The irreversible deformation of a duplex stainless steel under thermal cycling". *Mat. Sci. and Eng.* A169, 125-134 (1993).
- [15] Magnin T., Le Coze J. y Desestret, A., "Twinning and stress corrosion cracking of ferrite phases of duplex stainless steels". En: *ASM Metals Congress*, ASM, Ohio, pp. 1-17 (1982).

CUANTÍA MÍNIMA EN FLEXIÓN: TEORÍA Y NORMATIVA

G. Ruiz, J. Planas y M. Elices

Departamento de Ciencia de Materiales.
 Universidad Politécnica de Madrid.
 E. T. S. de Ingenieros de Caminos, C. y P.
 Ciudad Universitaria. 28040 Madrid, España.

Resumen. Las normas de construcción calculan la cuantía mínima de acuerdo con la teoría de agotamiento (plasticidad), que da resultados independientes del tamaño. Sin embargo, las vigas débilmente armadas muestran el efecto de escala: la carga máxima que puede soportar crece en menor proporción que el canto de la viga, a igualdad de cuantía y tipo de acero, sobre vigas proporcionales. La Mecánica de la Fractura aplicada al hormigón armado permite reproducir este efecto: en este artículo se analizan comparativamente las fórmulas de cuantía mínima basadas en Mecánica de la Fractura propuestas por distintos investigadores, incluyendo una expresión desarrollada por los autores a través de un modelo teórico basado en la fisura cohesiva, la cual incorpora la influencia de la adherencia acero-hormigón. Estas fórmulas se comparan con las disposiciones relativas a la cuantía mínima de las más importantes Normas de Construcción. De este análisis se desprende la conveniencia de revisar la Norma Española EH-91 en este punto, puesto que además de no ser sensible al tamaño del elemento estructural, prescribe cuantías más elevadas que las del resto de la normativa y que las propuestas por los distintos equipos de investigación.

Abstract. Minimum reinforcement in building codes is usually calculated in agreement with limit state theories (plasticity), whose results are not size dependent. Nevertheless, lightly reinforced beams show size effect: maximum load grows slower than beam depth in homotetic beams, reinforcement ratio and steel characteristics remaining constant. Concrete fracture mechanics catches this size effect: this paper compares the existing reinforcement ratio formulae, based on fracture mechanics, including one proposed by the authors through a model that takes into account steel-concrete adherence. Those expressions are also tested against building codes. This comparison shows the convenience of revising Spanish EH-91 in this subject, because its minimum reinforcement prescriptions do not depend on the beam size and seem to be too conservative.

1. INTRODUCCIÓN

Uno de los fenómenos más sensibles al efecto de escala característico de las estructuras de hormigón es la armadura mínima en flexión necesaria para conseguir una rotura dúctil. La importancia de este parámetro se comprende bien si consideramos que hay muchos criterios constructivos que conducen a secciones de hormigón que resistirían las cargas de diseño sin apenas refuerzo: en esos casos hay que asegurar que la estructura no rompa de modo frágil poniendo el acero preciso y, al mismo tiempo, evitar gastar más dinero del realmente necesario para cumplir ese objetivo.

Varios investigadores han estudiado este problema usando la mecánica de la fractura aplicada al hormigón armado, llegando a expresiones con las que se puede calcular la cuantía mínima en flexión. Bosco y Carpinteri [1] han propuesto la siguiente fórmula, basada en el desarrollo de la fractura elástica-lineal de una viga con armadura —aunque se ajusta con resultados experimentales—:

$$\rho_{\min} = \frac{K_{Ic}}{f_y \sqrt{D}} (0.1 + 0.0023 f_{cm}) \quad (f_{cm} \text{ en MPa}) \quad (1)$$

donde ρ_{\min} es la cuantía mínima (área de acero, A_s , entre el área de la sección de hormigón, A_c), K_{Ic} es la tenacidad de fractura del hormigón, f_y la tensión de cedencia del acero, D el canto de la viga y f_{cm} es la resistencia de compresión del hormigón.

Otra fórmula para armadura mínima en flexión es la propuesta por Baluch, Azad y Ashmawi [2]:

$$\rho_{\min} = \frac{\left(\frac{14.322 K_{Ic}}{f_y^{1.12}} \right)^{0.82}}{1.70 - 2.6 \frac{c}{D}} \quad (2)$$

en la que c es el recubrimiento de la armadura y el resto de variables tienen los significados explicados anteriormente (K_{Ic} se tiene que expresar en $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ y f_y en

MPa; el coeficiente que multiplica a K_{IC} no es adimensional). Esta fórmula se basa en un ajuste experimental con ensayos en los que se han variado los parámetros de los que depende un modelo que ellos mismos han desarrollado.

También Gerstle y colaboradores [3] han propuesto una expresión, basada en un modelo teórico que tiene en cuenta el comportamiento cohesivo del hormigón:

$$\rho_{\min} = \frac{1}{n} \left\{ \sqrt{0.0081 + 0.0074 D/l_{ch}} - 0.0900 \right\}^{1/2} \quad (3)$$

donde n es la relación entre los módulos de elasticidad del acero y del hormigón (E_s/E_c), y l_{ch} es la longitud característica del hormigón, que se define como [4]:

$$l_{ch} = \frac{E_c G_F}{f_t^2} \quad (4)$$

donde G_F es la energía específica de fractura del hormigón, y f_t su resistencia a tracción.

Por último, hay otra expresión de armadura mínima que se debe a Hawkins y Hjørsetet [5]:

$$\rho_{\min} = 0.175 \frac{f_r D}{f_y D - c} \quad (5)$$

donde f_r es el módulo de rotura (tensión nominal) de la sección de hormigón en masa, y es dependiente de las propiedades en fractura del hormigón.

Esta fórmulas de ρ_{\min} dependen de las características de los materiales: en particular de las propiedades en fractura del hormigón y de la tensión de cedencia del acero; sin embargo, ninguna de ellas es sensible a las propiedades de la interacción acero-hormigón. Por otra parte, a excepción de la ec. (2), estas expresiones de armadura mínima manifiestan el efecto de escala, aunque la tendencia de variación con el tamaño no es uniforme. Mientras la cuantía mínima de Bosco y Carpinteri (1) disminuye proporcionalmente al aumento de \sqrt{D} —efecto de escala propio de los materiales elástico-lineales—, la de Gerstle (3) aumenta en función de la raíz cuarta del canto. La de Hawkins y Hjørsetet (5) incluye su dependencia respecto del tamaño en el módulo de rotura f_r el cual disminuye con el canto de la viga, ya que es proporcional a la resistencia, y hay expresiones que permiten calcularla —en función del canto de la viga— con buena aproximación [6].

En la sección siguiente vamos a presentar una expresión para el cálculo de la cuantía mínima que pretende representar objetivamente la influencia real de todos los parámetros del acero y del hormigón, de su interacción mutua, y de la geometría y el tamaño de la viga. Es necesario definir previamente los conceptos de armadura mínima (§2.1.), hiperresistencia (§2.2.) y carga última de plastificación en una viga armada (§2.3.); a continuación proponemos una fórmula para el cálculo de ρ_{\min} (§2.4.) y comparamos, con un ejemplo concreto, sus cuantías con las de las fórmulas de otros autores y con las que prescribe la normativa de construcción vigente en algunos países de nuestro entorno. Finalmente extraeremos algunas conclusiones.

2. ARMADURA MÍNIMA

Nos proponemos obtener una expresión para calcular la armadura mínima que hay que poner en una viga para que en ningún caso rompa de modo frágil. Llamamos vigas débilmente armadas a las vigas que tienen un refuerzo próximo a ese mínimo.

Vamos a utilizar el modelo de la longitud efectiva de anclaje [7], que es capaz de reproducir, con bastante precisión, una serie de ensayos realizados sobre vigas con poca armadura [8]. Al estudiar el proceso de rotura de una viga débilmente armada con este modelo hallá-bamos que dependía del tamaño relativo a la longitud característica del hormigón, de la cuantía de acero, de la tensión de cedencia del acero y de la adherencia acero-hormigón. Estos cuatro parámetros, expresados de modo adimensional, son:

$$D^* = \frac{D}{l_{ch}} \quad \rho = \frac{A_s}{A_c} \quad f_y^* = \frac{f_y}{f_t} \quad \beta = \frac{\tau_c p l_{ch}}{f_t n A_s} \quad (6)$$

β representa a la adherencia, y depende de la tensión rasante última entre hormigón y acero, del perímetro de las barras, p , y de la relación entre los módulos de elasticidad del acero y el hormigón, n , (el resto de parámetros se introducen para que β sea adimensional, y han sido explicados anteriormente).

Este modelo constituye una buena herramienta para estudiar este tipo de estructura por medio de la realización de "ensayos teóricos", mucho más flexibles y económicos que los ensayos reales.

2.1. Concepto de armadura mínima

Ya que pretendemos estudiar la cuantía mínima necesaria para evitar una rotura frágil, es preciso determinar dónde ponemos en este trabajo el límite entre el comportamiento frágil y el comportamiento dúctil.

La Fig. 1 esquematiza gráficamente la transición que se produce en una viga armada desde un comportamiento frágil hasta un comportamiento dúctil. Si la viga no tiene armadura, el comportamiento es muy frágil, puesto que si se carga monótonamente romperá de modo súbito al llegar al máximo de resistencia. Al armarla se disminuye la fragilidad, pero solo conseguiremos evitar la rotura posterior a la carga máxima si el acero es capaz, por sí sólo, de soportar esa carga cuando el hormigón esté completamente roto: en estas condiciones, si intentásemos aumentar la carga exterior llevaríamos al acero a su límite de deformación plástica, y la viga se rompería. Cuando la viga se comporta de esa manera decimos que tiene la armadura mínima para conseguir un comportamiento dúctil. Por lo tanto la viga tiene cuantía mínima si su primer máximo (máximo de fisuración: P_{crack}) coincide con el plato de plastificación (nivel de la carga exterior cuando el acero está plastificado, trabajando a su tensión de cedencia: P_{yield}):

$$\text{comportamiento frágil : } P_{crack} > P_{yield} \quad (7)$$

$$\text{cuantía mínima, } \rho_{\min} : P_{crack} = P_{yield} \quad (8)$$

$$\text{comportamiento dúctil : } P_{crack} < P_{yield} \quad (9)$$

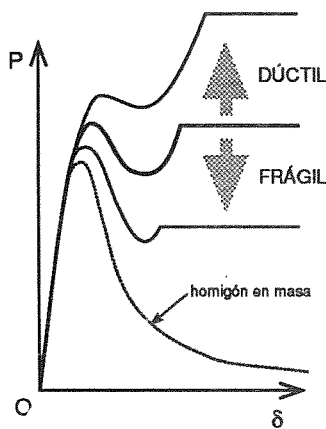


Fig. 1. Transición frágil-dúctil en una viga armada. El comportamiento límite marca la cuantía mínima.

2.2. El aumento de la carga máxima debido a la armadura (hiperresistencia)

Ya que la ec. (8) es la que nos va a facilitar obtener una expresión para la cuantía mínima, es necesario analizar cómo se pueden escribir de modo sencillo los dos términos de la igualdad.

El máximo de fisuración, P_{crack} , debe ser función, aparte de la geometría de la viga y del tipo de carga, de las propiedades del hormigón, del tamaño de la viga y de los parámetros que definan la actuación del acero: cuantía, posición, y adherencia al hormigón. Es decir, en general:

$$P_{crack} = f\left(\frac{D}{l_{ch}}, \rho, \frac{c}{l_{ch}}, \beta\right) \quad (10)$$

Si utilizamos el modelo de la longitud efectiva de anclaje para calcular P_{crack} podemos concretar más la forma de esa función:

$$P_{crack} = P_0 + \Delta P = P_0 + \rho \sqrt{\beta} g\left(\frac{D}{l_{ch}}, \frac{c}{l_{ch}}\right) \quad (11)$$

donde P_0 es la carga máxima que obtenemos en la viga sin armar, a la que se suma un incremento de carga, ΔP , que es proporcional a ρ y a $\sqrt{\beta}$ a través de una función del tamaño adimensional D/l_{ch} y del recubrimiento adimensional c/l_{ch} . Esta función depende también del tipo de ablandamiento del hormigón, y más concretamente, de la pendiente inicial de la función de ablandamiento, puesto que es el valor de la pendiente inicial la que determina el valor de la carga máxima de la viga en masa, P_0 [9]. Se puede, no obstante, independizar la ec. (11) del tipo de ablandamiento del hormigón haciendo los cálculos con una función de ablandamiento lineal que tenga precisamente esa misma pendiente (Fig. 2) teniendo en cuenta que al trabajar así también estamos modificando el valor de la energía de fractura y de la longitud característica del hormigón del modelo. En realidad estamos trabajando con una parte constante de la energía de fractura y de la longitud característica y son valores que pueden servir para caracterizar al hormigón en las primeras etapas de su rotura:

$$G_{F1} = \frac{1}{2} w_1 f_t \quad l_1 = \frac{E G_{F1}}{f_t^2} \quad (12)$$

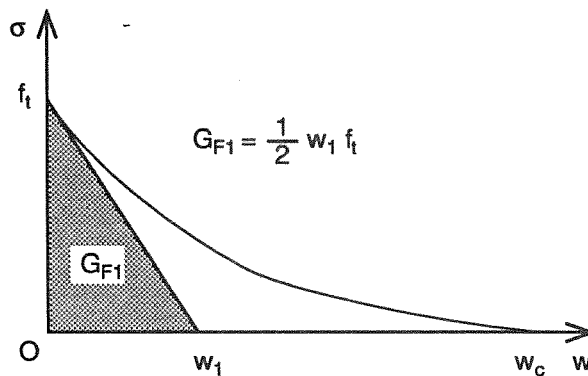


Fig. 2. Curva de ablandamiento lineal que, por tener la misma pendiente inicial que la curva real del hormigón, va a producir el mismo comportamiento de la viga en los primeros pasos de la fisuración (ambas curvas predicen la misma carga máxima).

Se puede ajustar una curva analítica a los resultados de carga máxima adimensionalizada (P_0^*) que da el modelo teórico para diferentes valores de D/l_1 . Planas Guinea y Elices proponen la siguiente ecuación [6]:

$$P_0^* = \alpha \left(1 + \frac{1}{c_2 + c_1 D/l_1}\right) \quad (13)$$

donde α es una constante que depende de la geometría y tipo de carga. Si nos centramos en el caso de una viga de sección rectangular de ancho B y canto D , sometida a flexión en tres puntos con una luz entre apoyos s , (Fig. 3) P_0^* se obtiene como:

$$P_0^* = \frac{3P_0 s}{2BD^2 f_t} \quad (14)$$

y en (13), con una luz de cuatro veces el canto, $\alpha = 1.046$, y las constantes c_1 y c_2 toman el valor de 0.85 y 2.3 respectivamente. La ecuación (13) ofrece muy buen ajuste para $D/l_1 > 0.1$, es decir, ofrece un intervalo de validez muy amplio, útil para la mayoría de los tamaños usuales en la práctica (para hormigón ordinario $l_1 \approx 10-20$ cm).

Respecto del incremento de carga debido a la armadura, ΔP , lo podemos determinar con el modelo de la longitud efectiva de anclaje, corriendo varios casos de vigas armadas variando el tamaño y el recubrimiento (mientras que se mantienen constantes la cuantía y la adherencia). La estructura de la función g en (11), referida a una curva de ablandamiento lineal y adimensionalizada — g_1 — y para la geometría y tipo de carga de la Fig. 3 con $s = 4D$, es de la forma:

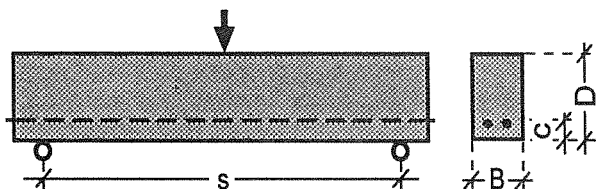


Fig. 3. Geometría y tipo de carga.

$$g_1^* = \frac{\Delta P^*}{\rho \sqrt{\beta}} = n_1 + n_2 \frac{c}{l_1} + n_3 \sqrt[4]{\frac{D}{l_1}} \geq 0 \quad (15)$$

donde los coeficientes n_1 , n_2 y n_3 valen -13.5 , -142 y 50 respectivamente. Lógicamente, hemos impuesto la condición de que el ΔP no puede ser nunca un valor negativo. La carga máxima de fisuración adimensional se obtiene sustituyendo las ecuaciones (13) y (15) en (11):

$$P_{crack}^* = P_o^* + \rho \sqrt{\beta} g_1^* \quad (16)$$

2.3. La carga última de plastificación

La carga exterior que produce la plastificación de la armadura, P_{yield} , se puede obtener fácilmente suponiendo que el hormigón está entonces totalmente fisurado. El resultado, escrito en forma adimensional, es:

$$P_{yield}^* = 6 \left(1 - \frac{c}{D}\right) \rho \frac{f_y}{f_t} \quad (17)$$

2.4. Ejemplo de una fórmula para armadura mínima

Ya hemos deducido expresiones sencillas de la carga máxima de fisuración, P_{crack} , y de la carga última de plastificación, P_{yield} , en función de las variables que controlan el proceso de fractura de la viga armada. Como veíamos en la ec. (8), únicamente restaría el igualar ambas ecuaciones para deducir la que nos daría la cuantía mínima de acero que consigue una rotura dúctil.

Igualando las ecuaciones (16) y (17), despejamos el valor de $\rho_{mín}$:

$$\rho_{mín} = \frac{\alpha \left(1 + \frac{1}{c_2 + c_1 D/l_1}\right)}{6 \left(1 - \frac{c}{D}\right) \frac{f_y}{f_t} - \sqrt{\beta} \left(n_1 + n_2 c/l_1 + n_3 \sqrt[4]{D/l_1}\right)} \quad (18)$$

Es necesario recordar que se debe comprobar que la ecuación (15) es positiva.

Para hacernos idea de la influencia de cada variable en la ec. (18), la podemos representar en tres dimensiones para valores fijos del recubrimiento y de la tensión de cedencia. En la Fig. 4 se ha dibujado una perspectiva de esta superficie de cuantía mínima para $c = 0.16 l_1$ y $f_y = 120 f_t$ (por ejemplo, si $l_1 = 150$ mm y $f_t = 4$ MPa, valores típicos en un hormigón normal, estamos hablando de un recubrimiento de 24 mm y de un acero de construcción de 480 MPa): los ejes horizontales son el tamaño — $D/l_1 = 0.5$ a 6 ; $D = 75$ a 900 mm— y la adherencia — $\beta = 0$ a 80 ; en nuestro ejemplo, si usamos barras $\varnothing 10$ con $n = 7$, la variación en la tensión crítica de adherencia es $\tau_c = 0$ a 18.6 MPa—.

(a) Influencia del tamaño

En la superficie de armadura mínima dibujada en la Fig. 4 se puede observar la influencia de la escala de la viga. Para adherencias bajas ($\beta = 0$ a 30) $\rho_{mín}$ disminuye a medida que aumenta el tamaño, de modo muy rápido primero pero con tendencia a suavizarse en los tamaños medios y grandes. Para adherencias medias ($\beta = 30$ a 50) el descenso de la armadura mínima es igualmente grande al principio, aunque a medida que sigue

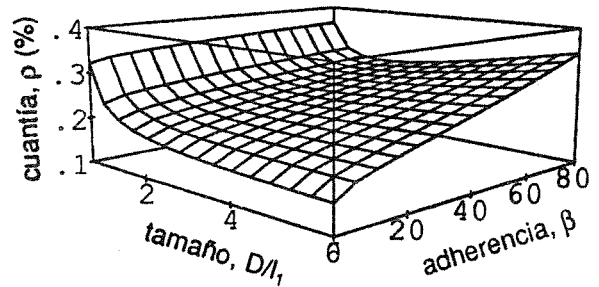


Fig. 4. Superficie de cuantía mínima para $c = 0.16 l_1$ y $f_y = 120 f_t$. Los ejes horizontales son el tamaño ($D/l_1 = 0.5$ a 6) y la adherencia ($\beta = 0$ a 80).

aumentando el tamaño $\rho_{mín}$ tiende a estabilizarse en un valor constante. Sin embargo, para adherencias altas ($\beta = 50$ a 80) en los tamaños grandes $\rho_{mín}$ vuelve a crecer: esta tendencia se debe al crecimiento de la carga máxima de fisuración que conlleva el aumento de rigidez del mecanismo de fisuración cuando la armadura es muy adherente.

(b) Influencia de la adherencia

Para todos los tamaños el aumento de adherencia supone un incremento de la cuantía mínima necesaria para conseguir una rotura dúctil (Fig. 4), precisamente debido a que ese aumento de la adherencia rigidiza el conjunto de la viga: el mecanismo de fisuración es más rígido cuando el acero tiene menos posibilidades de deformarse por su cuenta, es decir, cuando está más adherido al hormigón y debe acompañarle en su deformación.

Por otra parte, la rigidez del mecanismo de fisuración depende también del tamaño: por este motivo tenemos que con tamaños pequeños —viga dúctil— el aumento de $\rho_{mín}$ con la adherencia es suave, mientras que a medida que crece el tamaño —y por lo tanto crece la rigidez— el incremento de $\rho_{mín}$ tiende a ser más brusco.

(c) Influencia del recubrimiento y de la tensión de cedencia del acero

En la Fig. 5 se dibuja la superficie de cuantía mínima para dos valores distintos del recubrimiento ($c/l_1 = 0$ y 0.32 : con una longitud característica de $l_1 = 150$ mm, propia de un hormigón normal, estamos hablando de $c = 0$ y 48 mm), y para dos valores distintos de la tensión de cedencia del acero ($f_y = 100 f_t$ y $140 f_t$)

El recubrimiento nulo (Fig. 5a) eclipsa las propiedades cohesivas del hormigón, puesto que la fisura se propaga desde el principio con la oposición de la armadura, mientras que si crece el recubrimiento (Figs. 4 y 5b) se observa cómo el hormigón retoma su protagonismo en el proceso de fractura, manifestado en su característico efecto de escala.

Por otra parte, observando las Figs. 5c y d, resulta lógico comprobar que si f_y es mayor es necesaria menos cuantía mínima a igualdad del resto de los parámetros. Sin embargo, esta reducción no es proporcional (puesto que las superficies no tienen la misma forma): la cuantía mínima depende verdaderamente de la tensión de ce-

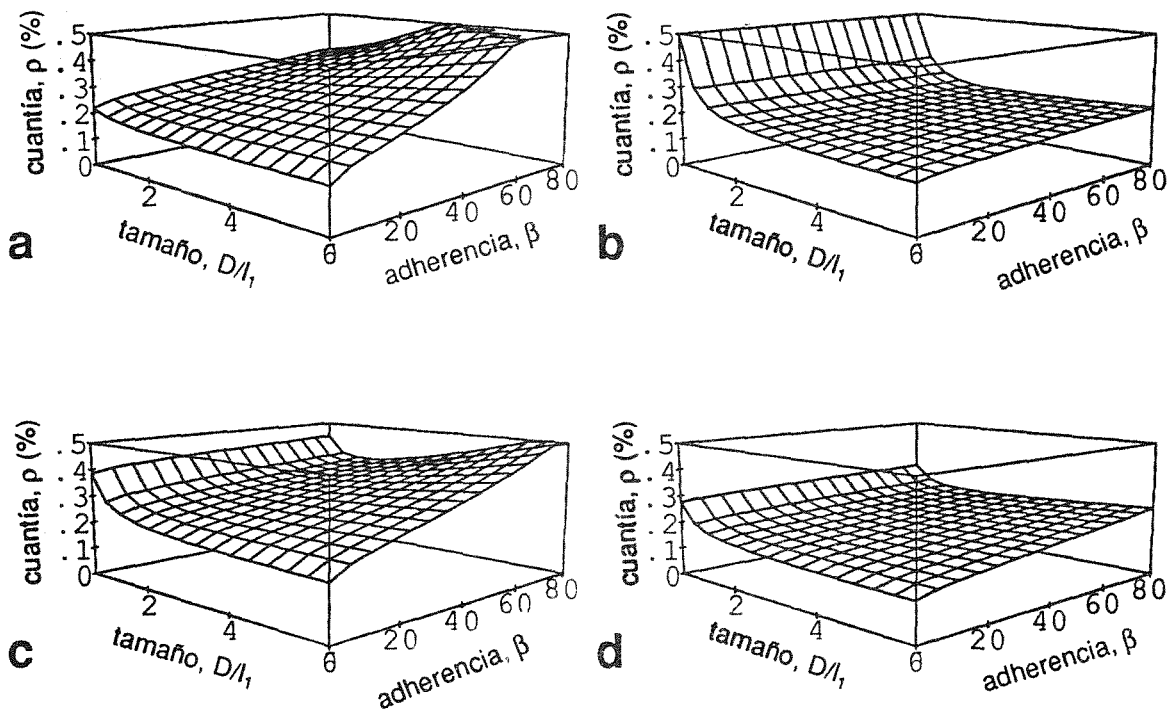


Fig. 5. Superficies de cuantía mínima para: (a) $c/l_1 = 0$, $f_y = 120 f_t$; (b) $c = 0.32 l_1$, $f_y = 120 f_t$; (c) $c = 0.16 l_1$, $f_y = 100 f_t$; y (d) $c = 0.16 l_1$, $f_y = 140 f_t$; los ejes horizontales son el tamaño (D/l_1 0.5 a 6) y la adherencia ($\beta = 0$ a 80).

dencia. No estamos hallando una cuantía mínima que se pueda reducir a la mitad si el acero tiene el doble de tensión de cedencia. Esto se debe a que la carga máxima de plastificación, P_{yield} , depende del producto ρf_y , mientras que en la carga máxima de fisuración, P_{crack} , interviene únicamente ρ puesto que el acero está todavía en régimen elástico.

(d) Comparación con las Normas de Construcción

Las Normas de Construcción no tienen en cuenta el efecto de escala de las vigas de hormigón y se puede decir que, en general, sus criterios dependen de variables que tienen poco o nada que ver con el proceso de fractura.

Podemos comparar, con un ejemplo, la cuantía mínima que prescribe cada Norma frente a los resultados de las expresiones existentes (Fig. 6). Hemos elegido los datos de un hormigón estándar armado con un acero de construcción normal. El recubrimiento es de 24 mm (con $l_1 = 150$ mm, $c = 0.16 l_1$) y la adherencia la dejamos variar entre valores usuales ($\beta = 20, 40$ y 60 : esta variación puede ser debida tanto a la variación del tipo de corruga como al uso de diámetros de barra diferentes).

La Norma española (EH-91) es la más conservadora: se sitúa en todo momento por encima de las predicciones del modelo teórico (para $\beta = 40$ y $D = 300$ a 450 mm la diferencia llega a ser del 40%). La Norma americana, aun siendo insensible a la variación del tamaño y de la adherencia, prescribe una cuantía mínima semejante a la dada por (18) en este caso concreto. El Código Modelo y el Eurocódigo estarían, si tomamos por buenas las predicciones del modelo, sensiblemente del lado de la inseguridad.

(e) Comparación con otras fórmulas de armadura mínima

En la Fig. 6 hemos dibujado también las curvas que corresponden a la armadura mínima en función del canto de la viga dada por distintos investigadores (§1) en el caso de este ejemplo. Además de las tendencias que apuntábamos en la introducción, podemos ver cómo las ecuaciones de Carpinteri, Baluch y Gerstle calculan cuantías inferiores a todas las Normas de Construcción en este caso concreto. Además, únicamente la ecuación (18) es sensible a la adherencia acero-hormigón.

4. CONCLUSIONES

De este estudio sobre la armadura mínima según distintos investigadores, y en comparación con la Normativa existente, podemos concluir:

- La armadura mínima en flexión manifiesta el efecto de escala típico de las estructuras de hormigón.
- La armadura mínima es asimismo función de la adherencia acero-hormigón, de la tensión de cedencia del acero y del recubrimiento de las barras de armado.
- Hemos deducido una expresión sencilla para el cálculo de ρ_{min} en función de estas variables basándonos en el modelo de la longitud efectiva de anclaje.
- Al comparar los criterios de diseño de Normativa relativos a la armadura mínima, con los resultados que da nuestra expresión, se puede afirmar que es necesaria una revisión de dichos criterios, ya que no son sensibles ni al tamaño de la viga ni a la adherencia acero-hormigón. En particular, la EH-91 prescribe cuantías más elevadas que el resto de la Normativa y que las propuestas por los distintos equipos de investigación.

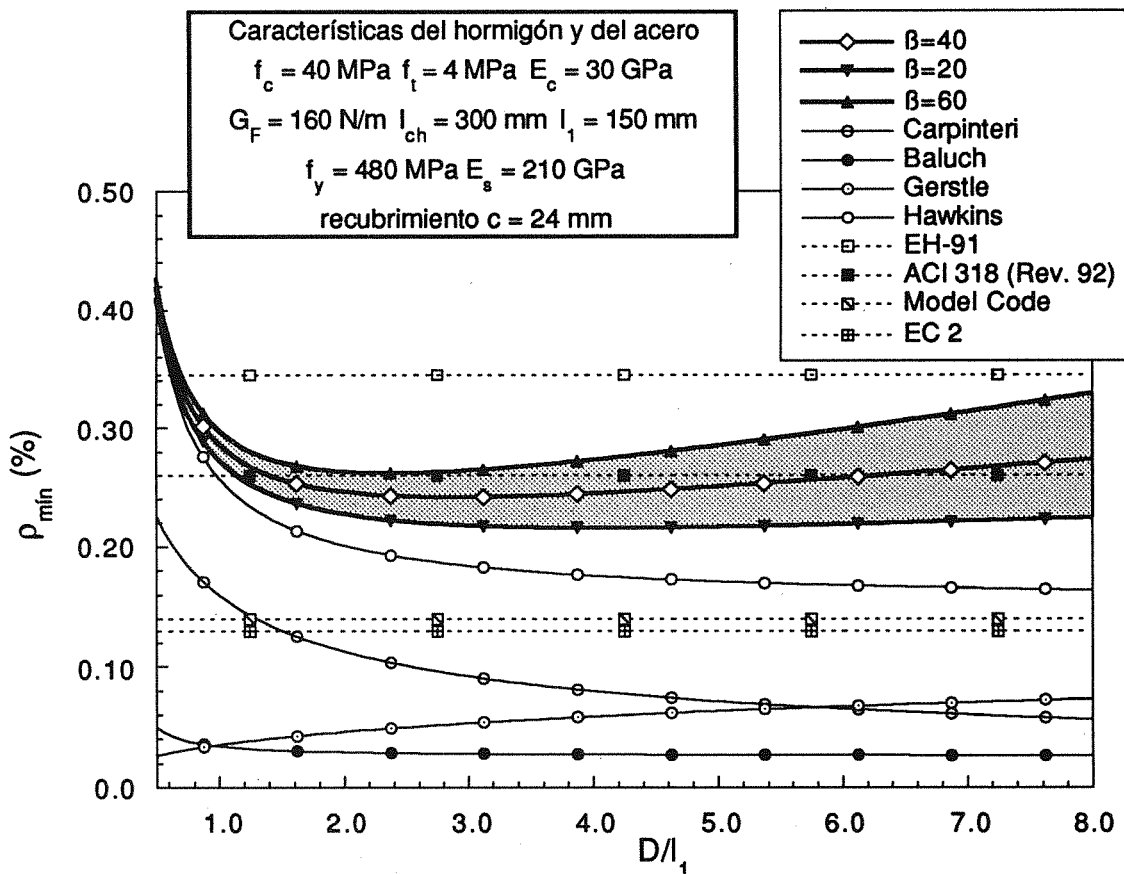


Fig. 6. Comparación entre las predicciones de cuantía mínima en función del tamaño que hacen diferentes Normas de Construcción y las fórmulas basadas en mecánica de la fractura aplicada al hormigón.

5. AGRADECIMIENTOS

Los autores agradecen a la DGICYT la ayuda económica recibida a través del proyecto PB93-0031, y a la CICYT a través del proyecto MAT94-0120-003.

6. REFERENCIAS

- [1] Bosco, C., Carpinteri, A., and Debernardi, P. G., "Minimum reinforcement in high-strength concrete", *Journal of Structural Engineering*, **116**, N. 2, (Ed. ASCE), 427-437 (1990).
- [2] Baluch, M. H., Azad, A. K., and Ashmawi, W., "Fracture mechanics application to reinforced concrete members in flexure", in *Applications of Fracture Mechanics to Reinforced Concrete*, (Ed. Carpinteri, A.), Elsevier Applied Science, London, 413-436 (1992).
- [3] Gerstle, W. H., Partha, P. D., Prasad, N. N. V., Rahulkumar, P. and Ming, X., "Crack growth in flexural members—A fracture mechanics approach", *ACI Structural Journal*, **89**, Title n. 89-S58, N. 6, 617-625 (1992).
- [4] Hillerborg, A., Modeer, M., and Petersson, P. E., "Analysis of crack formation and crack growth in concrete by means of fracture mechanics and finite elements", *Cement and Concrete Research*, **6**, 773-782 (1976).
- [5] Hawkins, N., and Hjørsetet, K., "Minimum reinforcement requirement for concrete flexural members", in *Applications of Fracture Mechanics to Reinforced Concrete*, (Ed. Carpinteri, A.), Elsevier Science Publishers, London, 379-412 (1992).
- [6] Planas, J., Guinea, G. V., and Elices, M., "Rupture modulus and fracture properties of concrete", in *Fracture Mechanics of Concrete Structures*, (Ed. Wittmann, F. H.), Aedificatio Publishers, Freiburg, 95-110 (1995).
- [7] Ruiz, G., y Planas, J., "Propagación de una fisura cohesiva en vigas de hormigón débilmente armadas: modelo de la longitud efectiva de anclaje", *Anales de Mecánica de la Fractura*, **11**, 506-513 (1994).
- [8] Planas, J., Ruiz, G., and Elices, M., "Fracture of lightly reinforced concrete beams: theory and experiments", in *Fracture Mechanics of Concrete Structures*, (Ed. Wittmann, F. H.), Aedificatio Publishers, Freiburg, 1179-1188 (1995).
- [9] Planas, J., and Elices, M., (1992), "Shrinkage eigenstresses and structural size effect", in *Fracture Mechanics of Concrete Structures*, (Ed. Bazant, Z. P.), Elsevier Science Publishers, London, 939-950.

FRACTURA DE UN ELEMENTO DE ACERO PERTENECIENTE A UNA GRÚA SITUADA EN AMBIENTE MARINO.

J.M. Gallardo, E.J. Herrera, L. Soria y J. A. Rodríguez

Grupo de Metalurgia e Ingeniería de los Materiales,
Escuela Superior de Ingenieros,
Avda. Reina Mercedes s/n. 41012 Sevilla

Resumen. Se han estudiado las características geométricas y las propiedades metalúrgicas del tirante roto, que están de acuerdo con las especificaciones de diseño. El proceso de rotura, causado por fatiga, se ha modelado a partir de medidas por SEM de la velocidad real de crecimiento de la grieta. Se concluye que la rotura ha sido debida a fatiga con corrosión. Finalmente, se hacen recomendaciones para un diseño más conveniente.

Abstract. Metallurgical properties and geometrical characteristics of the broken rod are in agreement with original design. The fatigue failure has been modelled on the basis of SEM measurements of the actual rate of crack growth. It is concluded that failure was due to corrosion-fatigue. An improved design is suggested.

1. INTRODUCCIÓN

Un tirante de anclaje y tensado del cable de tracción del carro porta-cuchara de una grúa de descarga, situada en un puerto marino, había roto a los diez años de servicio, equivalentes a 10000 horas netas de trabajo discontinuo. Este tirante formaba parte de un grupo de cuatro en paralelo que desempeñaba dicha función (Fig.1).

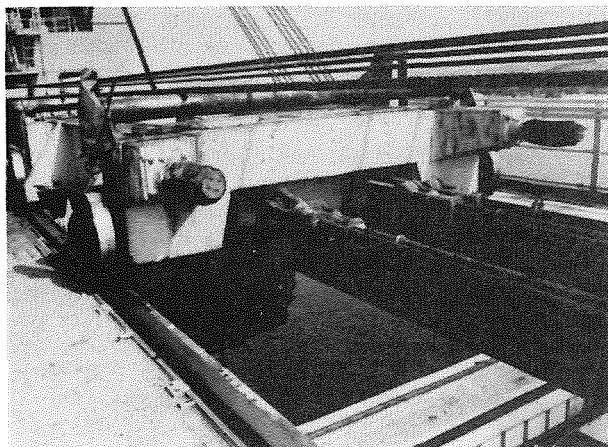


Fig.1. Detalle del carro porta-cuchara, mostrando los cuatro tirantes de anclaje y tensado.

El componente estaba fabricado en acero UNE F-1120 normalizado (un acero similar al AISI-SAE 1029). La mitad del elemento era de sección cuadrada (75x75 mm), y la otra mitad, una barra de rosca cuadrada de 70 mm de diámetro (Fig.2).

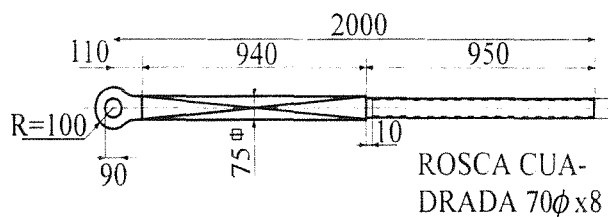


Fig.2. Esquema del tirante.

El trabajo de este tirante consiste en servir de nexo entre el carro porta-cuchara y los cables de tracción de dicho carro. Los esfuerzos se realizan en el movimiento del carro hacia el extremo del puntal de la grúa, existiendo otros mecanismos responsables del retroceso del carro. Una función complementaria consiste en el tensado de los cables de tracción para obtener un equilibrado de los

esfuerzos realizados por los cuatro conjuntos tirantes-cable gemelos, que tiran del carro.

2. OBSERVACIONES VISUALES

La rotura del tirante se ha producido al comienzo de la zona roscada (Fig.3). No se ha producido cerca de la tuerca sino cerca del inicio de la rosca, junto al cambio de sección entre la parte cuadrada y redonda (roscada) del tirante. La fractura parte del fondo de un filete, en concreto de una de las esquinas que forma la rosca cuadrada. La figura 4 muestra de perfil la zona de rotura en una sección longitudinal del tirante, correspondiente al lado del vástago cuadrado. La fractura se ha iniciado en el segundo filete de rosca, pudiéndose, así mismo, contemplar una gran grieta en el fondo del primer filete.

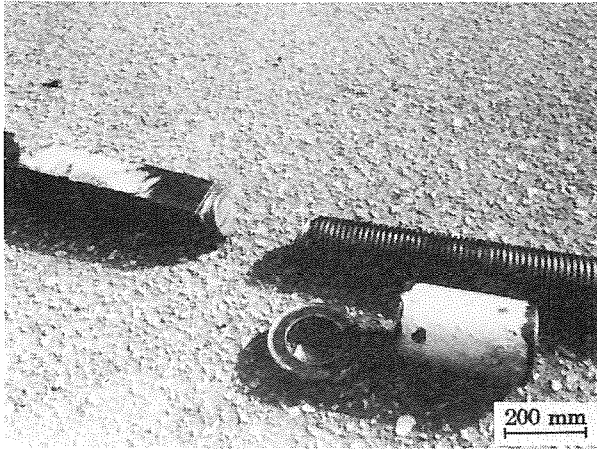


Fig.3. Vista general del tirante roto.

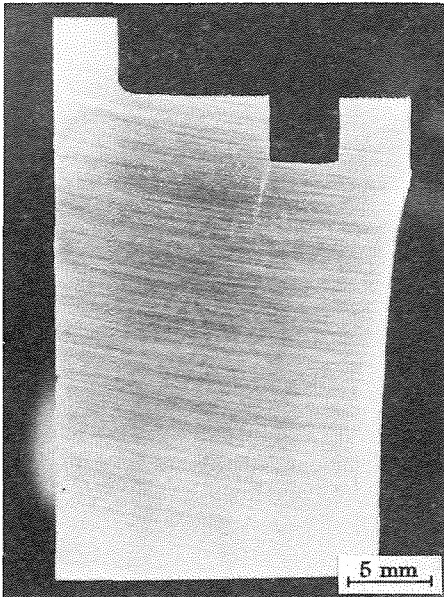


Fig.4. Sección longitudinal de la parte cuadrada del tirante, donde se aprecia el lugar de la rotura (derecha de la figura) y una grieta de 5 mm en el primer filete.

La superficie de fractura es típica de fatiga, con casi un 90% de la sección mostrando líneas de detención de grieta (beach marks). El 10% restante (262 mm²) corresponde a la zona de rotura catastrófica. El aspecto de la superficie fracturada, del lado de la parte roscada del tirante, se ilustra en la figura 5. Existen marcas de oxidación a intervalos, lo que pone de manifiesto la acción de la humedad y ambiente salino en el fondo de la grieta. La inhomogeneidad de la oxidación puede relacionarse con períodos de diferente actividad del avance de la grieta que originan oxidaciones diferenciales en su fondo. La forma de la grieta de fatiga es, al menos hasta la mitad de la sección considerada, aproximadamente semi-elíptica, siendo el semieje mayor unas cinco veces mayor que el menor.

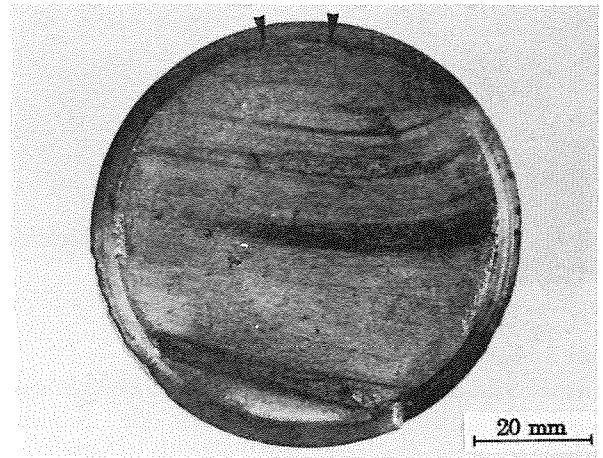


Fig.5. Aspecto de la superficie de fractura del lado de la parte roscada del tirante. Las flechas indican el inicio de la fractura.

3. ENSAYOS Y DISCUSIÓN

3.1. Análisis químico y metalografía

El análisis químico realizado indica que se trata de un acero no aleado de composición 0.27%C, 0.75%Mn, 0.18%Si, 0.011%S y 0.023%P. Esta composición cumple lo especificado en la norma UNE 36-011-75 para el acero F1120, que es el indicado en los planos de la pieza.

La estructura metalográfica en el interior del tirante corresponde a la de un acero bruto de laminación, o más probablemente normalizado, con un bandeo de ferrita/perlita orientado en la dirección longitudinal del tirante. Dicha estructura es consecuente con las especificaciones. El tamaño de grano ferrítico es ASTM 8, lo que corresponde a un diámetro medio de 20 μ m.

El examen metalográfico ha permitido, además, observar

que la grieta que parte del fondo del primer filete (Fig.4), progresa parcialmente de forma intercrystalina, presentando pequeñas grietas secundarias. La figura 6 muestra su aspecto en una distinta localización. La microscopía electrónica de barrido (SEM), como se indica más adelante, detecta también la presencia de grietas secundarias en la superficie de rotura.

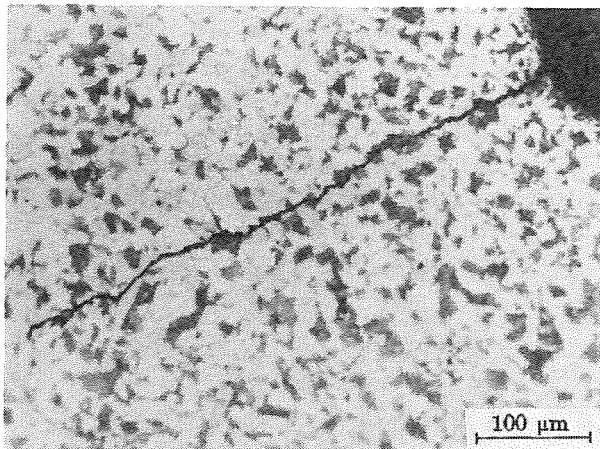


Fig.6. Grieta, parcialmente intercrystalina, que parte de un fondo de rosca.

La existencia de grietas parcialmente intercrystalinas, que muestran agrietamientos secundarios de pequeña extensión, puede asociarse [3] al fenómeno de fatiga con corrosión. En este fenómeno el número y longitud de los agrietamientos secundarios es muy inferior al de la corrosión bajo tensión [4]. Precisamente, en el interior de la grieta se ha detectado la presencia de compuestos de cloro, lo que puede atribuirse a la existencia de productos de corrosión propios del ambiente salino.

3.2. Ensayos mecánicos

La dureza Rockwell B medida es de 75.5 HRb, equivalente a 138 BH. La norma indica que este acero debe tener una dureza en estado bruto de laminación inferior a 130-190 BH (que podría aumentar ligeramente en el normalizado), lo que concuerda con el valor medido. En base a estos datos, puede estimarse [5] que la carga de rotura del acero es de, aproximadamente, 46 kg/mm² (450 MPa). Este valor concuerda con lo indicado en la norma UNE 36-011-75, que, para el diámetro de la pieza, especifica una carga de rotura comprendida entre 42 y 62 kg/mm².

3.3. Microfractografía

La observación de la superficie de rotura mediante SEM confirma que el fallo se ha producido por fatiga. La figura 7, correspondiente a la zona de marcas

conchoidales de la superficie de rotura, muestra las características estriaciones de los fallos por fatiga. En la misma zona de marcas conchoidales se observa, a bajos aumentos, la existencia de agrietamientos secundarios, y que la rotura tiene un cierto carácter intercrystalino. Estas características morfológicas, como ya se ha mencionado, pueden ser indicativas de un proceso de fatiga con corrosión. La zona de rotura final presenta características propias de fractura mixta dúctil-frágil, ya que se observa la presencia tanto de los típicos hoyuelos (dimples) como de regiones planas, representativas de fractura transgranular.

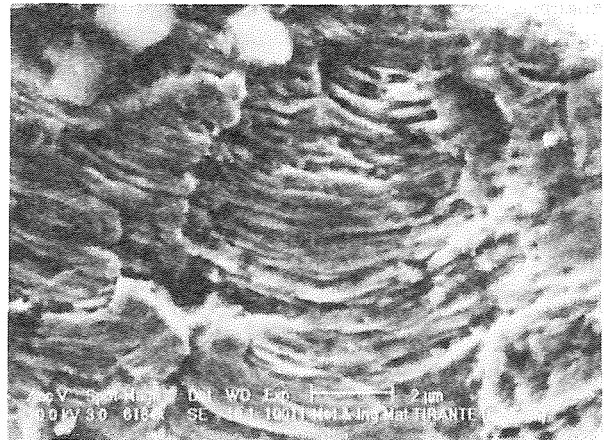


Fig.7. Típicas estriaciones de fatiga observadas por SEM.

Se ha medido el avance medio de la grieta por ciclo (da/dN) en función de la distancia al origen de la grieta, representándose los valores obtenidos en la figura 8.

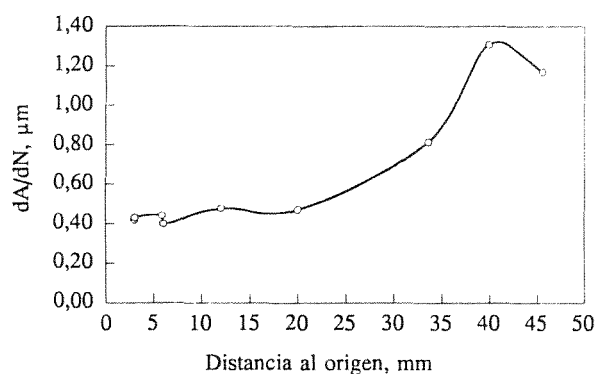


Fig.8. Velocidad de crecimiento de la grieta de fatiga en función de la distancia. Valores medidos por SEM.

3.4. Medidas de rugosidad

La medida de la rugosidad superficial de los filetes de rosca arroja un valor medio de 21.4 μm , lo que

corresponde aproximadamente a una terminación ISO de N11 (∩). Se trata de una rugosidad basta que puede apreciarse a simple vista, si bien es el grado de acabado aconsejado por el fabricante. Debe tenerse en cuenta que el acabado superficial de las piezas sometidas a fatiga tiene una importancia capital en el período necesario para la formación de las primeras grietas superficiales [2].

3.5. Modelado en base a la Mecánica de la Fractura

Se ha hecho un cálculo estimativo de la vida a fatiga (N) del tirante fallado, a partir de la ecuación de Paris

$$\frac{da}{dN} = C (\Delta K)^n \tag{1}$$

donde los valores de las constantes C y n dependen de la microestructura (aunque ligeramente), la tensión media aplicada, el medio y el espesor [6]; ΔK, que mide la máxima variación del factor de intensidad de tensiones a lo largo del ciclo, puede calcularse por:

$$\Delta K = Y \Delta \sigma \sqrt{\pi a} \tag{2}$$

El factor geométrico Y, para el caso considerado, puede calcularse según Toribio y otros [7], para las condiciones más desfavorables, por la expresión:

$$Y = 0.968 - 0.581(a/d) + 5.786(a/d)^2 \tag{3}$$

donde a es el tamaño de la grieta y d, el diámetro interior del tirante.

Δσ, que es el margen de oscilación de la tensión media actuante sobre una sección transversal del tirante, alejada de la grieta, es, según cálculos, 20.7 MPa. Así mismo, $R = \sigma_{\min} / \sigma_{\max}$ es igual a 0,27. El cálculo se ha realizado basándose en el diagrama de potencia rms (valores cuadráticos medios) del reductor de arrastre del carro porta-cuchara y la geometría de la catenaria de los cables de tracción, en reposo.

El cálculo de los valores de C y n se ha hecho a partir de los valores experimentales de crecimiento de grieta obtenidos por SEM y recogidos en la figura 8. En la figura 9, junto a otros datos, se han representado dichos valores, da/dN, frente al intervalo del factor de intensidad de tensiones ΔK. Pueden apreciarse en esta figura dos períodos de comportamiento distinto. Hasta un

valor de ΔK igual a 7.4 MPa.m^{1/2}, correspondiente a un tamaño de grieta, a, igual a 2.01E-02 m, la velocidad de crecimiento es casi independiente de ΔK (n=0.097), siendo C igual a 3.97E-07. Para grietas mayores de dicho valor, n=0.86 y C=8.45E-08.

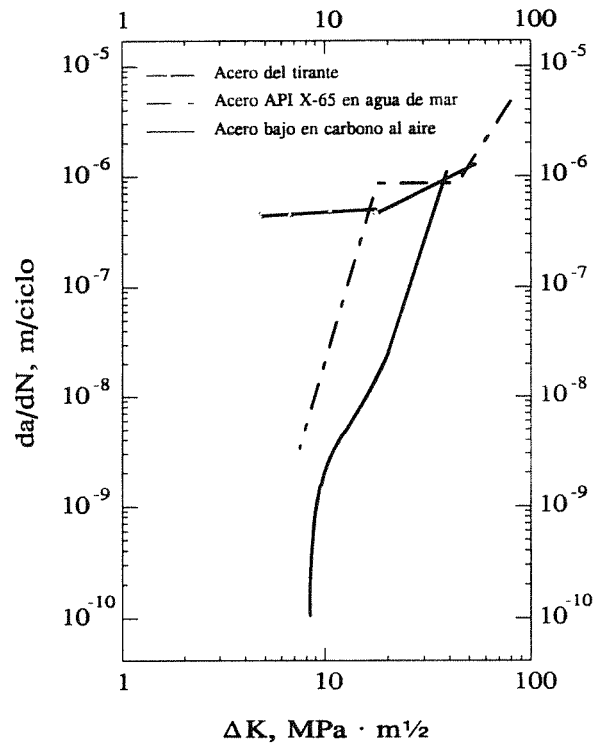


Fig.9. Velocidad de crecimiento de grieta frente al intervalo del factor de intensidad de tensiones para un acero bajo en carbono al aire, un API X-65 en agua de mar y el caso estudiado.

La integración de la ecuación de Paris permite determinar el número de ciclos necesarios para producir la rotura por fatiga. En dicho cálculo se han tenido en cuenta, como aparece en la figura 9, las dos etapas de crecimiento de la grieta. El tamaño inicial de la grieta a₀ se ha tomado igual a 1E-04 m, en base a las observaciones por SEM y al grado de rugosidad superficial de la pieza. El tamaño de grieta inicial calculado a partir del intervalo umbral del factor de intensidad de tensiones ΔK_{th} es de aproximadamente 14 mm. Sin embargo, este valor resulta muy alto según las observaciones experimentales. Ello puede ser debido a la probable influencia del medio salino en la disminución del valor umbral. El tamaño de grieta final medido es de 57.2 mm. Esto nos permite plantear la expresión:

$$\int_0^N dN = \int_{1E-04}^{0.0201} \frac{da}{\left[\left(0.968 - 0.581 \frac{a}{0.062} + 5.786 \frac{a^2}{0.062^2} \right) 20.7 \sqrt{\pi a} \right]^{0.1}} + \int_{0.0201}^{0.0572} \frac{da}{\left[\left(0.968 - 0.581 \frac{a}{0.062} + 5.786 \frac{a^2}{0.062^2} \right) 20.7 \sqrt{\pi a} \right]^{0.86}} \quad (4)$$

Esta integración suministra un valor de $N=82297$ ciclos necesarios para el crecimiento de la grieta desde $100 \mu\text{m}$ hasta 57.2 mm . Este número de ciclos corresponde a 16 meses de servicio de la grúa. Por otra parte, el número de ciclos de trabajo del tirante durante los diez años de servicio de la grúa puede estimarse en 600000 . La diferencia con los ciclos calculados por integración de la ecuación de Paris debe corresponder a los ciclos necesarios para la formación de la grieta inicial de $100 \mu\text{m}$. Por tanto, si los cálculos anteriores son correctos, la progresión de la grieta se habría producido de forma muy rápida durante los últimos 16 meses.

En la figura 9 se ha representado la velocidad de crecimiento de grieta frente al intervalo del factor de intensidad de tensiones correspondientes al tirante investigado, un acero bajo en carbono al aire y un acero API X-65 en agua de mar [6]. La velocidad de crecimiento de la grieta medida es muy elevada en comparación con la velocidad de propagación de grietas en el aire, siendo casi del mismo orden que la velocidad en agua de mar. Se sabe que la velocidad de crecimiento puede aumentar por un factor de 10^2 a 10^3 en ambientes corrosivos, si la frecuencia de los ciclos de carga es lo suficientemente baja -menor de, aproximadamente, 0.2 Hz [6]- para permitir que exista corrosión en la punta de la grieta entre dos etapas sucesivas. La frecuencia de ciclo de carga en el caso estudiado es de solamente 0.04 Hz . Esto inclina a pensar que la grieta se ha propagado por un proceso de fatiga con corrosión. A favor de esta hipótesis están también la presencia de cloruros en el fondo de las grietas y las observaciones experimentales sobre la morfología de las mismas.

3.5. Ensayos no destructivos

La inspección por partículas magnéticas no detecta grietas en los tres tirantes no fallados. Esto puede deberse a diferencias en los niveles de esfuerzo a que han estado sometidos los distintos tirantes y, también posiblemente, a que las grietas sean de un tamaño menor

del crítico inicial (menor de $100 \mu\text{m}$), lo que ha impedido su detección. Estas posibles grietas, sin embargo, podrían crecer con gran rapidez una vez iniciado el proceso de propagación por fatiga con corrosión.

4. CONSIDERACIONES SOBRE EL DISEÑO

El diseño de la rosca no ha sido el más apropiado, ya que favorece la concentración de tensiones en el primer filete de la rosca, como se esquematiza en la figura 10a [1]. Precisamente, se ha observado un importante agrietamiento en el primer filete de rosca (Fig.4), si bien la rotura se ha iniciado en el segundo filete. En relación a la geometría de la rosca, al objeto de reducir la concentración de tensiones, suele recomendarse la mecanización gradual de los primeros filetes, tal como se ilustra en la figura 10b. El ángulo de inclinación θ debe ser inferior a 15° [1,2].

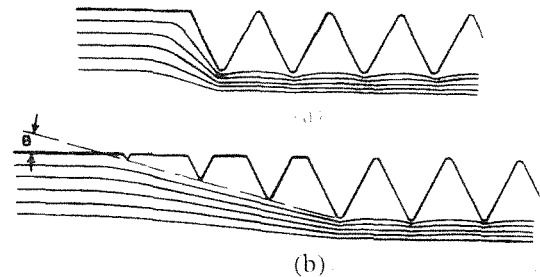


Fig.10. Concentración de tensiones en un elemento roscado (a) y mecanizado recomendado para reducción de las mismas (b), según [1].

Por otra parte el radio entre el fondo de la rosca y los filetes es extremadamente pequeño, habiéndose encontrado valores de entre 60 y $80 \mu\text{m}$. Sin duda, estos fondos de rosca agudos producen también concentración de tensiones. Así, Ritchie [8], ha mostrado que la concentración de tensiones es 1,5 veces mayor en la rosca Americana Standard, donde el fondo de rosca es agudo, que en la rosca Witworth, donde el fondo tiene forma de radio. Lamentablemente, la rosca cuadrada no está normalizada [9], por lo que no existen indicaciones acerca del radio aconsejable, pero en otra rosca de gran capacidad de transmisión de esfuerzos, como es la rosca trapezoidal tipo ACME, normalizada por ISO 2904, y que es preferible a la rosca cuadrada o rectangular [10], se recomienda, para el caso de un filete de paso 8 mm (diámetros nominales de entre 24 y 240 mm) un radio del fondo del filete de 0.5 mm , es decir, unas siete veces superior al de la pieza siniestrada.

Todo lo anterior, unido al mal acabado, como se ha descrito en el apartado 3.4., pone de manifiesto que tanto

el diseño como la fabricación del componente es manifiestamente mejorable.

5. CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES

La fractura se ha producido por fatiga con corrosión. La rotura fue estimulada por un mal diseño, una alta rugosidad superficial y la presencia de una atmósfera marina.

Como medidas correctivas se proponen un nuevo diseño del elemento roto que incluya un radio de filete más generoso (0,5 mm), una disminución gradual de la altura del flanco de las primeras roscas y un buen acabado superficial (rugosidad ISO N6/N7). Así mismo, los tirantes deben ser protegidos contra la corrosión atmosférica marina por medio de revestimientos y grasas anticorrosivas. Además, los tirantes no fracturados deben ensayarse anualmente, para detectar la posible aparición de grietas, por medios no destructivos.

6. REFERENCIAS

- [1] Cottell, G.A., "Some common stress raisers in engineering parts", en Failure Analysis: The British Engine Technical Reports (Ed. Hutchings, F.R. y Unterweiser, P.M.) pp.99-120, ASM, Metals Park, Ohio.
- [2] Bickford, J.H., "An Introduction to the Design and Behaviour of Bolted Joints", pp.485-492, Marcel Dekker, New York (1990).
- [3] Engel, L. y Klingele, H., "An Atlas of Metal Damage", pp.114-115, Wolfe Pub. Ltd., London (1981).
- [4] Henry, G. y Horstmann, D., "De Ferri Metallographia: V. Fractography and Microfractography", pp.162-163, Verlag Stahleisen, Düsseldorf (1979).
- [5] "Metals Handbook, Vol.1", 10th Ed., p.237, ASM, Materials Park, OH (1990).
- [6] Gerberich, W.W. et al., "Fracture properties of carbon and alloy steels", en Application of Fracture Mechanics for Selection of Metallic Structural Materials (Ed. Campbell, J.E. et al.) pp.41-103, ASM, Metals Park, OH (1982).
- [7] Toribio, J. et al., "Factor de intensidad de tensiones en un tornillo fisurado sometido a tracción y flexión", en IV Encuentro del Grupo Español de Fractura, (Ed. Domínguez Abascal, J. et al.) pp.50-56, Grupo Español de Fractura, Sevilla (1989).
- [8] Ritchie, J.G., "Fatigue of bolts and studs", Proceedings of the Symposium on The Failure of Metals by Fatigue, Melbourne, Australia. p.260, Univ. Melbourne (1946).
- [9] "Mechanical Designers' Workbook: Gearing"

(Ed. Schigley, J.E. y Mischke, C.R.) p.3, McGraw Hill, New York (1986).

- [10] Ferraresi, A., "Disegno di Costruzioni Meccaniche e Studi di Fabbricazione, Vol.I", pp.108-109, Hoepli, Milano (1991).

ESTADO ACTUAL DE LAS INVESTIGACIONES EN MECÁNICA DE FRACTURA DE UNIONES SOLDADAS

J.C. Suárez ^{*(1)}, F. López ^{**} y F. Molleda ^{*}

* E.T.S. Ingenieros Navales, Dpto. de Arquitectura y Construcción Navales. Universidad Politécnica de Madrid. Ciudad Universitaria, 28040 Madrid.

** Escuela Politécnica Superior del Ejército. C/ Joaquín Costa 6, 28002 Madrid

(1) En la actualidad, en el Instituto Japonés de Investigación en Soldadura (JWRI), División de Elasticidad y Plasticidad. Universidad de Osaka, 11-1 Mihogaoka, Ibaraki, Osaka 567. Japón.

RESUMEN. La Mecánica de Fractura fue desarrollada originalmente para su aplicación al análisis de los procesos de fallo en materiales homogéneos. Sin embargo, la presencia de uniones soldadas en todo tipo de estructuras exige el empleo de ensayos estándares para la determinación de la tenacidad de fractura en materiales que, debido al ciclo térmico aplicado, son altamente heterogéneos. Se presenta una discusión de los problemas específicos que conlleva la aplicación de la Mecánica de Fractura en Uniones Soldadas, tales como la presencia de tensiones residuales y distorsión, los gradientes microestructurales y el mismatch del metal de aporte. Se consideran, asimismo, las necesidades de investigación futuras y la prioridad que cada problema concreto recibe por parte de los investigadores en este campo.

ABSTRACT. Fracture Mechanics was originally developed to predict some of the fracture processes for homogeneous materials. Nevertheless, weldments are unavoidably present in all kinds of structures and fracture toughness standard test are usually applied to materials that, due to the weld thermal cycle, are highly inhomogeneous. A discussion about specific problems of Fracture Mechanics of Welded Joints is included, considering subjects such as distortion and residual stresses, microstructural gradients and weld metal mismatch. Research needs are identified and priority of research issues assigned as considered by researchers in that field.

1. INTRODUCCIÓN.

La unión de componentes mediante técnicas de soldadura puede suponer hasta el 60% del tiempo de fabricación en ciertas industrias pesadas. Sin embargo, es virtualmente imposible obtener soldaduras libres de defectos. La unión soldada, en el conjunto de una estructura, es un lugar proclive a la presencia de defectos y discontinuidades. La necesidad de evaluar la severidad de los defectos y su efecto sobre la vida en servicio de la estructura es de la mayor transcendencia. La Mecánica de Fractura es una herramienta insustituible en el análisis de los procesos de fallo en todo tipo de materiales. Concretamente, dentro del campo de las uniones soldadas se usa desde hace muchos años con distintos propósitos: selección de materiales, como requerimiento para la aceptación o rechazo, desarrollo de procedimientos de soldadura y, fundamentalmente, predecir la rotura en uniones estructurales. Cuando se trata de materiales homogéneos, el desarrollo actual de la Mecánica de Fractura Elasto-Plástica (MFEP) permite la predicción de muchos de los procesos de fallo que realmente ocurren. Sin embargo, la vida en servicio de las estructuras no suele venir limitada por el comportamiento de los materiales homogéneos que la integran sino, generalmente, por el de las

heterogeneidades causadas en el material por el proceso de soldadura. Los elevados gradientes térmicos a los que se somete al material dan como resultado una serie de problemas, asociados al comportamiento a fractura de la unión, que no son experimentados por los materiales homogéneos. Se pueden citar, entre otros: las tensiones residuales y distorsión, el mismatch o diferencia de propiedades mecánicas entre el material de aporte y el material base, los gradientes microestructurales y de propiedades mecánicas de la Zona Afectada por el Calor (ZAC), etc. Por otra parte, los ensayos estándares para la determinación de las propiedades a fractura (BS 5762, ASTM 1290, ESIS P2) han sido desarrollados originalmente para medir tales propiedades en materiales homogéneos, donde no existen los problemas específicos a los que antes nos hemos referido. Es lógico, pues, preguntarse sobre la aplicabilidad de estos ensayos a la caracterización de las uniones soldadas (1).

A iniciativa del Departamento de Energía de los EE.UU (Oficina de Ciencias Básicas de la Energía, División de Ciencia e Ingeniería de Materiales y Geociencias) y del Instituto de Investigación en Energía Eléctrica, se promovieron a finales de 1992 unas sesiones de trabajo sobre el tema: "Integridad estructural y su limitación por la fractura de

uniones soldadas". Representantes de la industria, universidades, laboratorios nacionales e institutos de soldadura discutieron sobre el estado del arte del problema y las necesidades de investigaciones futuras (2). El área de atención prioritaria es, sin duda, la evaluación de los efectos causados por una discontinuidad sobre la integridad estructural. Si se es capaz de evaluar esto, se estarán poniendo las bases para el desarrollo del concepto de adecuación al servicio (fitness-for-service) en la evaluación de las discontinuidades. Esto se traduciría en unos criterios para establecer los tamaños permisibles de grieta en función de su potencialidad para degradar la integridad estructural. Cómo lograrlo, definiendo los problemas que se presentan, los avances que se han logrado y las prioridades en investigación que se precisan, son los temas que se pretenden recoger en la presente comunicación.

2. PROBLEMAS ESPECÍFICOS DE LA MECÁNICA DE FRACTURA EN UNIONES SOLDADAS.

2.1 Problemas de la industria.

En la mayoría de las industrias pesadas (construcción naval, plataformas offshore, plantas generadoras de energía eléctrica, oleoductos y gaseoductos, etc.) la soldadura representa una importante partida en el montante total del tiempo y costes de fabricación y mantenimiento. Por ejemplo, en la construcción del casco de un barco la soldadura puede representar hasta el 60% del tiempo de fabricación; en una planta de generación eléctrica con combustible fósil, la soldadura supone el 10% de los costes de construcción y el 20% de los gastos de mantenimiento.

Algunos problemas específicos identificados por las distintas industrias son :

* Necesidad de ensayos para establecer criterios de homologación de materiales y procedimientos de soldadura. En la actualidad, uno de los ensayos utilizados es el CTOD, sin embargo, se sabe que sólo un 20% cumple estrictamente los requerimientos de la norma (3).

* Muchos de los códigos de aceptación y rechazo de defectos en uniones soldadas están basados únicamente en criterios de habilidad manual (cualificación del soldador). Criterios con una base más científica permitirían modificar los requerimientos de inspección no destructiva, reducir las reparaciones o, al menos, postponerlas sin comprometer la seguridad de la estructura.

* Las metodologías basadas en criterios de

adecuación al servicio de las que existe una amplia gama y que, por cierto, van desde las muy conservativas a las no conservativas, son, por lo general, situaciones inaceptables o, al menos, no satisfactorias. Estas metodologías permiten únicamente clasificar la estructura como segura o insegura, pero no facilitan las herramientas adecuadas para abordar en toda su extensión los procesos de fractura. Posteriormente se han incorporado algunos procedimientos basados en la Mecánica de Fractura, pero siempre asumiendo conceptos desarrollados originalmente para materiales homogéneos.

* La creciente tendencia a utilizar el material más adecuado para cada aplicación ha hecho que se incremente notablemente el número de uniones disimilares. Los fallos ocurren generalmente en la unión soldada y es preciso proponer una metodología específica para abordar tales problemas (uniones bimetálicas, metal-cerámico, etc.).

Todos los problemas mencionados habrá que enfocarlos prestando atención a los tres problemas básicos asociados con el comportamiento a fractura de las uniones soldadas: las tensiones residuales y distorsión, las variaciones microestructurales en la ZAC y el mismatch del metal de aporte.

2.2 Tensiones residuales.

Existen diversos métodos para tomar en consideración las tensiones residuales que existen en toda unión soldada. En ocasiones simplemente se ignoran o, en el mejor de los casos, se adoptan suposiciones tan simplificadoras que los resultados obtenidos en los ensayos de Mecánica de Fractura Elasto-plástica (CTOD, J) muestran una amplia dispersión. Se asume, por lo general, que las tensiones residuales son constantes en todo el espesor del material y tienen que ser añadidas a las tensiones introducidas durante el ensayo para determinar la tenacidad. Sin embargo, en uniones de gran espesor las tensiones residuales transversales, en el centro de la chapa, son de compresión, y la concentración de tensiones frente al vértice de grieta es, por tanto, mucho menos severa que lo estimado. Otra circunstancia donde las tensiones residuales son transcendentales es en el crecimiento subcrítico de grietas, bien sea por fatiga o por corrosión bajo tensión.

Es difícil la medida de la distribución tridimensional de las tensiones residuales en planchas de gran espesor. Actualmente, se han desarrollado algunos métodos que partiendo de unas cuantas medidas experimentales y apoyándose en el Método de los Elementos Finitos (MEF) son capaces de predecir el estado de tensiones

residuales en todo el espesor de la plancha (4). La segunda aproximación al problema consiste en el uso de fórmulas simples basadas en la recopilación de datos experimentales. El tercer método es el análisis termo elasto-plástico mediante el MEF. Es el procedimiento más potente, pero la simulación numérica requiere una modelización racional del fenómeno (5).

2.3 Mismatch del metal de aporte.

Un tema que está todavía sin resolver y que desempeña un papel fundamental en el desarrollo de modelos del comportamiento a fractura de uniones soldadas es el mismatch del metal de aporte. En uniones soldadas se pueden dar tres situaciones:

1. Las propiedades a tracción del metal base y de aportación son iguales (evenmatch).
2. Las propiedades son mayores en el metal de aportación que en el metal base (overmatch).
3. Las propiedades en el metal de aportación son menores que en el metal base (undermatch).

El significado de esta diferencia de propiedades mecánicas y su influencia sobre cómo se desarrolla la zona plástica en el frente de grieta, y cómo esto modifica la relación entre la carga aplicada y la fuerza impulsora para la propagación de la grieta, es en la actualidad un campo de investigación activa (6-10).

Adicionalmente, el problema del mismatch se agrava en una situación extrema pero cada día más utilizada en soldadura: las uniones bimetálicas. Con objeto de aprovechar las propiedades específicas de cada material, es frecuente unir dos materiales (no necesariamente metálicos) con propiedades muy dispares. La evaluación del comportamiento a fractura de este tipo de uniones constituye en sí mismo un subcampo dentro de la Mecánica de Fractura en Uniones Soldadas (11-14). Algunos estudios indican que la integral J por sí sola puede no ser suficiente para caracterizar el proceso de fractura cuando una grieta está situada en la intercara de una unión entre dos materiales distintos (1).

2.4 Gradiente microestructural.

La variación de la microestructura dentro de la ZAC, y en consecuencia de las propiedades mecánicas, da lugar a varios problemas difíciles de abordar cuando se pretende evaluar la tenacidad de una unión soldada. Es inevitable que el frente de grieta muestree distintas zonas de la ZAC (distintos "materiales" podríamos decir). La medida final, por tanto, de tenacidad es una especie de valor

promedio, que no representa una propiedad de la unión. Esto da lugar a una considerable dispersión de los resultados experimentales, lo que lamentablemente se suele traducir en que los ensayos se quedan reducidos a una simple prueba pasa/no pasa, viéndose despojados de gran parte de su valor cuantitativo.

El problema se puede agravar por la presencia, en algunos materiales, de Zonas Localmente Frágiles (ZLF). El resultado de un ensayo, por ejemplo el CTOD, se ve substancialmente afectado dependiendo del porcentaje de ZLF muestreada por el frente de grieta y queda enmascarada cualquier influencia debida a, por ejemplo, la utilización de distintas condiciones de soldadura (15-17). Por tanto, el problema tiene una naturaleza fundamentalmente probabilística, lo cual obliga al uso de técnicas especiales para la interpretación y análisis de los resultados. Podemos citar el uso de medidas locales del CTOD justo en el vértice de grieta, en las superficies laterales de la probeta, lo que evita el inferir el CTOD a partir de medidas remotas en el inicio de la entalla mecanizada (Crack Mouth Opening Displacement, CMOD) (14). Asimismo, se han utilizado valores del CTOD modificados en función del crecimiento estable de grieta para cada ensayo (18-20). Esta técnica se basa en la asunción de que la extensión del crecimiento estable de grieta es una función de la microestructura que está siendo muestreada por el frente de grieta. La idea es redefinir el valor del CTOD medido en función de la diferencia entre el crecimiento estable del ensayo y un crecimiento estable de referencia (una microestructura muestreada de referencia). De esta manera se obvia la dispersión debida a las diferentes microestructuras muestreadas y se ponen de manifiesto otras dependencias normalmente ocultas, lo que resulta en un agrupamiento de los resultados de los ensayos.

3. NECESIDADES DE INVESTIGACIÓN

3.1 Técnicas de ensayo.

Los ensayos estándares aplicados a uniones soldadas deberían incluir métodos más adecuados para estimar la componente plástica del CTOD, a partir de medidas locales tomadas en las proximidades del vértice de grieta o mediante medidas de los desplazamientos en la boca de la entalla (CMOD). También se deberán desarrollar aún más las metodologías sugeridas en la actualidad para el preagrietamiento por fatiga, e incluso buscar las bases para nuevas aproximaciones.

Es necesario, asimismo, examinar los criterios de

aceptación y rechazo de los ensayos.

Para un correcto análisis de los resultados, es necesario: conocer la magnitud y orientación de las tensiones residuales, el efecto del mismatch y la variación de propiedades mecánicas en la ZAC.

Sería interesante y muy útil desarrollar procedimientos para realizar ensayos en probetas estándares más pequeñas. El límite inferior estaría de alguna manera impuesto por la cantidad mínima de microestructura que tiene que ser muestreado por el frente de grieta.

3.2 Adecuación al servicio.

Los criterios de calificación de procedimientos de soldadura en la fase de preproducción, como la mínima tenacidad admisible para homologar un procedimiento o el porcentaje de ZAC que ha de muestrear el frente de grieta, han de estar fundamentados en análisis de adecuación al servicio.

Se precisa un conocimiento más profundo de cómo las reparaciones afectan a las características a fractura de la unión, del efecto de los tratamientos térmicos de postsoldeo sobre la integridad de las uniones. En este último caso, la Mecánica de Fractura puede ayudar a establecer procedimientos de soldadura, tratamientos térmicos, etc, que permitan asegurar la tenacidad de fractura requerida para estas reparaciones.

La utilización de cámaras o simuladores de soldadura se ha mostrado extremadamente útil, debido al estrecho control sobre todos los parámetros (21). Sin embargo, es difícil predecir la integridad de componentes estructurales a partir de datos obtenidos con probetas pequeñas, por tanto, el empleo de probetas pequeñas requiere, además, información obtenida a partir de soldaduras reales. De esta manera se podrán desarrollar bases de datos que recojan la influencia de distintos factores.

3.3 Crecimiento subcrítico.

Las especiales circunstancias que rodean a una unión soldada hacen que la aplicación de la Mecánica de Fractura no sea tan inmediata como sería deseable. Las características microestructurales juegan un papel determinante en el crecimiento subcrítico de grietas por fatiga. Esto es cierto para grietas muy pequeñas, del orden de los elementos microestructurales característicos. En estas circunstancias, la MFEL no es aplicable, y tampoco lo es la MFEP; el proceso de crecimiento subcrítico ha de ser definido en términos de la Mecánica de

Fractura Microestructural (MFM) (22). La velocidad de crecimiento de estas grietas y las tensiones por debajo de las cuales no hay propagación, así como el crecimiento y parada por barreras microestructurales, no puede ser descrito en términos de una mecánica del continuo y depende fuertemente de las características microestructurales (23).

Dentro de la ZAC, a medida que la grieta crece por fatiga, la influencia de la microestructura va siendo cada vez menos importante. De manera que, en una soldadura, el comportamiento de las fisuras subcríticas y la teoría que puede ser utilizada para describirlo varía a medida que la grieta avanza por la unión. En estas condiciones, las predicciones sobre la vida estimada de uniones soldadas no son tan fiables como sus equivalentes en materiales homogéneos.

Por todo ello, en la actualidad, la evaluación de las discontinuidades de las soldaduras en cuanto a su comportamiento a fatiga dista mucho de ser un tema cerrado y con un tratamiento satisfactorio. Es habitual utilizar aproximaciones semi-empíricas, basarse en curvas S-N o, a lo sumo, tomar relaciones de crecimiento de grietas por fatiga, según la ley de Paris, representativas de todo un grupo de materiales (24). En cualquier caso, estas generalizaciones han de ser forzadamente para colocarse del lado de la seguridad.

Los objetivos de investigación en este campo se centran en el desarrollo de modelos que predigan el crecimiento subcrítico de grietas (por fatiga o fluencia) en condiciones medioambientales agresivas y tomando en cuenta las tensiones residuales. Asimismo, es necesario el mejorar la comprensión del papel que juegan los distintos parámetros de soldeo y la química del material sobre la susceptibilidad al crecimiento subcrítico.

3.4 Prioridades de investigación.

Todos los temas sobre Mecánica de Fractura en Uniones Soldadas a que nos hemos referido, que se investigan o están pendientes de investigación, pueden ser agrupados según tres criterios: etapas del proceso de fractura (inicio de la propagación, crecimiento estable, fallo), escala mecánica (propiedades mecánicas, micromecánica, continuo), herramientas de investigación (numérica, experimental, modelos). Atendiendo a la opinión de los expertos americanos (2) hay una serie de temas que requieren atención inmediata.

La prioridad máxima se centra en la medida experimental de la tenacidad de fractura en uniones



soldadas. Es necesario desarrollar métodos de ensayo para determinar la tenacidad de fractura local, en aquellas regiones donde presente un valor mínimo y que, por tanto, controlen la etapa de iniciación de la propagación de la grieta en la soldadura.

En un segundo nivel de prioridad se encuentra la investigación de micromecanismos de fractura. Esto conducirá a una mejor comprensión de cómo el daño a nivel microscópico evoluciona y se traduce en un daño significativo a nivel macroscópico.

En tercer lugar, aunque relacionado con las dos prioridades anteriores, se sitúan los aspectos de mecánica del continuo. Especialmente interesante es la investigación sobre el modo en que las diferencias en propiedades mecánicas (material de aporte-ZAC, ZAC, ZAC-material base) afecta al comportamiento a fractura de la unión.

Con la menor prioridad, sobre todo por la complejidad de su tratamiento más que por el interés del problema, se sitúan todos los aspectos relacionados con el crecimiento estable de grietas. En último lugar queda el proceso de fallo último o catastrófico de la unión.

4. CONCLUSIONES.

* La aplicación de la Mecánica de Fractura al estudio de los procesos de fallo en uniones soldadas viene condicionada por la existencia de ciertos problemas específicos, no experimentados por los materiales homogéneos, como son: distorsión y tensiones residuales, mismatch del metal de aporte y gradientes microestructurales.

* Se precisa acentuar la investigación en ciertos aspectos. En cuanto a las técnicas de ensayo se refiere, se necesita incluir las tensiones residuales de soldadura para un correcto análisis de los resultados, el efecto del mismatch debe ser clarificado y es necesario un método consistente de tratar los gradientes microestructurales. El objetivo último es poder determinar la tenacidad localmente, para poder establecer el eslabón más débil en toda la unión soldada.

* Otro campo donde se deben centrar los esfuerzos de investigación es en el estudio de los micromecanismos de fractura. El ciclo térmico de soldeo y los tratamientos de postsoldo modifican la microestructura del material. La aparición de zonas localmente frágiles provoca la acumulación de daño a nivel microscópico. Se precisa saber bajo qué condiciones dicho daño evoluciona y se manifiesta macroscópicamente.

* La investigación sobre el crecimiento de grietas subcríticas en uniones soldadas, aunque de indudable interés práctico, todavía está muy lejos de estar a la misma altura que en el caso de materiales homogéneos. Al progresar la grieta, atraviesa distintas microestructuras y la influencia de éstas sobre la velocidad de propagación se ve, asimismo, modificada en cada instante. No se dispone aún de un modelo coherente capaz de hacer predicciones válidas.

5. BIBLIOGRAFÍA.

- (1) S.M.Graham, W.G.Reuter, W.R.Lloyd, J.S.Epstein, The validity of standard test methods for characterizing weld fracture, Transactions of the ASME. J. of OMAE. Feb. 1992, Vol. 114, pp. 16-21.
- (2) D.W.Keefer, W.G.Reuter, H.B.Smarrt, J.A.Johnson, S.A.David, Needed: verified models to predict the fracture of weldmenst, Welding Journal, Sep. 1993, pp. 73-79.
- (3) M.F.Guittos, R.E.Dolby, Predicting the HAZ toughness of C and C-Mn steels welding at 2kJ/mm, Welding Res. Int., 9, 1979, pp. 22-54.
- (4) Y.Ueda, K.Fukuda, New measuring method of three-dimensional residual stresses in long welded joints using inherent strains as parameters- Lz method-, Trans. of the ASME. J. of Engineering Materials and Technology, Vol. 111, 1989, pp. 1-8.
- (5) Y.Ueda, K.Nakacho, M.Yuan, Application of FEM to theoretical analysis, measurement and prediction of welding residual stresses, Trans. of JWRL. Vol. 20, N° 1, 1991, pp. 97-107.
- (6) M.Toyoda (Ed.), Strength mismatching and its control, Proc. of the Workshop, Tokyo, Japón, Jul. 1992, IIW-Doc, X-1254-92.
- (7) M.Toyoda (Ed.), Constraint effects on the structural performance of welded joints, Pro. of the 2nd Workshop, Osaka, Japón, Sep. 1994, IIW-Doc. X-1300-94.
- (8) M.KoÇac, M.Es-Souni, L.Chen, K.H.Schwalbe, Microstructure and weld metal matching effects on Heat Affected Zone toughness, Pro. of the 8th Int. Conf. OMAE-ASME. La Haya, Holanda, Marzo 19-23, 1989, pp. 623-633.
- (9) P.Dong, J.R.Gordon, the effect of under and overmatching on fracture prediction models, Pro. of the Int. Conf., Welding 90, GFSS, Geesthacht, Alemania, Oct. 1990, pp. 363-370.
- (10) B.Petrovski, M.KoÇac, S.Sedmack, Fracture behaviour of undermatched weld joint with short surface crack, Proc. of the 10th Int. Conf. OMAE-ASME, Stavanger, Noruega, Jun. 23-28, 1991, pp. 101-107.

- (11) H.C. Cao, A.G. Evans, An experimental study of the fracture resistance of bimaterial interfaces, *Mechanics of Materials*, 7, 1989, pp. 295-304.
- (12) C.F. Shih, R.J. Asaro, N.P. O'Dowd, Crack on biomaterial interfaces: plasticity aspects, *Scripta Metall. Conf. on Bonding, Structural and Mechanical Properties*, New York, EEUU, 1990, pp. 313-325.
- (13) J.X. Zhang et al., Studies on the fracture mechanics parameters of weldment with mechanical heterogeneity, *Eng. Frac. Mech.*, Vol. 34, N° 5/6, 1989, pp. 1041-1050.
- (14) M. Koçac, E. Junghans, Fracture toughness properties of similar and dissimilar electron beam welds, *Eurojoin 2, Sec. Eur. Conf. on Joining Tech.*, Florencia, Italia, Mayo 16-18, 1994, pp. 259-270.
- (15) M. Toyoda, Fracture toughness evaluation of steel welds. A review, Osaka University, Japón, 1986.
- (16) M. Toyoda, Fracture toughness evaluation of steel welds. Review Part II, Osaka University, Japón, 1989.
- (17) L. Devillers, D. Kaplan, P. Testard, An approach to predict microstructures and toughness properties in heat affected zones of multipass welds of structural steels, *Welding in the World*, Vol. 31, N° 4, 1993, pp. 256-267.
- (18) J.C. Suárez, F. Molleda, R. González, R. Jiménez, Efecto de la microestructura de la ZAC en el análisis de resultados de ensayos CTOD en uniones soldadas de aceros HSLA para plataformas offshore, *Anales de Mecánica de la Fractura*, Vol. 10, 1993.
- (19) J.C. Suárez, F. Molleda, R. González, R. Jiménez, Approach to CTOD data analysis based on microstructure of HAZ in HSLA steel for offshore applications, *Sec. Eur. Conf. in Joining Tech. Eurojoin 2*, Florencia, Italia, 16-18 Mayo, 1994.
- (20) J.C. Suárez, F. Molleda, R. González, R. Jiménez, Correlation of modified crack tip opening distance with heat input to the heat affected zone of high-strength low alloy steels, *Theoretical and applied Frac. Mech.*, 21, 1994, pp. 17-22.
- (21) G. Barajas, F. López, J.C. Suárez, On the grain growth behaviour in the HAZ of Al-5083, *Sec. Eur. Conf. in joining Tech., Eurojoin 2*, Florencia, Italia, 16-18 Mayo, 1994.
- (22) K.J. Miller, materials science perspective of metal fatigue resistance, *Anales de Mec. de Frac.* Vol. 12, 1995, pp. 1-10.
- (23) J.C. Suárez, F. Molleda, R. González, R. Jiménez, Comportamiento a fractura de constituyentes microestructurales de baja tenacidad en la ZAC intercrítica de uniones soldadas de un acero HSLA para plataformas offshore, *Ana. de Mec. de Frac.*, Vol. 11, 1994.
- (24) S.J. Maddox, Recent advances in the fatigue assessment of weld imperfections, *Welding Journal*, Julio, 1993, pp. 42-51.

LONG LIFE PUBLIC SERVICE VEHICLE STUDY

A. A. Fernandes, C. Reis Gomes, F. Oliveira, A. Torres Marques, INEGI, Faculdade de Engenharia, Rua dos Bragas, 4099 Porto Codex, Portugal; A. Walgode, F. Fernandes, J. Abreu Teixeira, Salvador Caetano, Oliveira do Douro, 4400 Vila Nova de Gaia, Portugal; F. Wehner, D. Borghardt, Alusingen, D - 7700 Singen/Hohentwiel, Germany; D. Kecman, Cranfield Impact Centre, Wharley End, Cranfield, Bedford MK43 0AL, England; H. Schenkel, Teroson, Hans-Bunte Str. 4 PO BOX 105620, D-6900 Hedelberg 1, Germany

ABSTRACT

Public Service Vehicles (PSV) are very efficient means of mass transportation both in terms of energy consumption and environment pollution per passenger kilometre. The renewal of PSV represents a high capital investment and thus lengthening the operational life of the vehicle will bring benefits not only to the operators (through reduction of capital and running costs) but also to society (through conservation of energy, raw materials and environment protection).

The structural frame of a typical interurban bus weights between 2000 and 2300 kg. Since the frame must provide the needs of strength, stiffness, crashworthiness and corrosion resistance it is a prime target for improvement.

The project had as its main aim the production of a concept frame cell for PSV vehicles in aluminium alloy using adhesive bonding technology as the joining method. It was an integrated, multidisciplinary project in that it covered the materials selection, design manufacturing processes and application requirements dictated by relevant international regulations.

The major objectives of the project were:

- Overall geometry of the structural cell must comply with ECE 36 regulation
- Strength and stiffness must not be less than that currently specified for steel structures
- Aim for a 45% weight reduction
- Crash resistance in roll over accidents in accordance with regulation ECE 66
- Development of simplified theoretical tools for crashworthiness analysis
- Cell structure and joints durability under fatigue load and corrosion resistance adequate for long term application
- Ease of manufacturing and cost effective fabrication

1. INTRODUCTION

Public service vehicles (PSV) play a major role in the transportation industry of both industrialized and developing countries. Although the share of passenger transportation in PSV is relatively small compared to private cars, environmental and energy conservation constraints will lead to an increased demand of PSV, mainly in cases with limited access (like city centers). Diesel powered PSV are more efficient than private cars (even with catalysers) as far as fuel consumption and environment pollution are concerned, when measured in terms of consumption and exhaust emissions per passenger kilometre [1].

The structural frame is the heaviest single assembly, contributing to 20% of the unladen weight of the vehicle. The frame must provide the needs of strength, stiffness, fatigue and crash resistance. Unlike other types of structures (aircraft for example), it has large doors and openings and a small area of stressed skin. Thus the structural frame is a prime target for improvement.

The reduction of a PSV unladen weight is an objective which is being pursued for a long time due to its effect on fuel consumption and functional performance. The reduction of weight is particularly important in the light of legal requirements on axle loads, tyre number and size and payload increase. Fuel costs represent the second most important cost element after labour costs of the operating costs of a PSV fleet. Most of the bus bodies on the European continent are fully welded tubular steel structures with a number of nodes as high as 130 in the side structure panel, with up to 14 welds in the most complex joints. For this reason, this type of design does not lend itself easily to automation taking into consideration the low volume production of buses (with less than 8 vehicles per day even for big manufacturers). This design practice, using extensively welded steel parts, leads to premature failures due to corrosion requiring major overhauls after a four year service period, with costs amounting to 10% of a new vehicle without taking into account loss of revenue due to vehicle immobilisation. Since each vehicle represents an high capital investment, the extension of the service life, without major overhaul servicing to say 15-20 years

would represent important economic gains to both public and private fleet operators.

The passive safety of PSV vehicles is gaining increased attention due to the impact on public opinion of accidents involving PSVs. The increase of engine power and cruising speeds makes the occurrence of accidents due to loss of stability more likely. Some EU countries are imposing crashworthiness requirements in the design of PSV, complying with regulation ECE 66 [2]. The statistical analysis of accidents involving PSV vehicles revealed that more than 50% of the accidents are of the front impact type, roll over accidents representing 6% [3,4]. Nevertheless, although the probability of occurrence is low it is estimated that 40% of fatal injuries are due to roll over type accidents [5].

The main questions addressed in the present research project were thus:

- Use of materials with greater corrosion resistance and design/production methods providing greater intrinsic strength and energy absorption in crash
- Use of alternative joining methods, easier to use and automate
- Development of analytical tools able to simulate the passive safety and static and dynamic strength of the structure

Aluminium alloys show great potential as a candidate material due to their strength, formability, fatigue performance, fracture toughness and energy absorption in crash. Its corrosion resistance is well known making it feasible that the structure will last for periods up to 20 years without significant corrosion. Alternative joining methods like structural adhesive bonding can be easily used with aluminium alloys (taking advantage of the experience gained in aircraft structures). However the use of aluminium alloys also implies specific design, particularly of joints.

Feasibility projects have been undertaken to build replicas of passenger car with aluminium alloy body using adhesive bonding as the joining method with very promising results [6, 7]. These studies revealed that a 45% weight reduction in relation to a similar steel cell was attainable maintaining an adequate flexural strength and torsional stiffness in compliance with current specifications for passenger cars.

No similar studies have been undertaken in relation to PSV bodies. The use of aluminium alloys in PSV bodies has the advantage of providing greater corrosion resistance and therefore a longer life. This is of particular relevance in PSVs since being a capital good they are not subjected to consumer taste variation, like passenger cars. On the other hand, aluminium alloy being a more costly material, has an high recyclability

value at the end of the operational life which makes it an attractive proposition from conservation of energy and ecological points of view. As far as crashworthiness of tubular steel frames is concerned, work has been undertaken to simulate by numerical means the crash resistance of the frame [5]. No such work has been undertaken in aluminium alloy structures with adhesive bonded joints.

2. RESULTS

The main results obtained in this project are reported elsewhere [8÷19] and synthesized below.

2.1 - Aluminium alloy selection

The evaluation focused only on 5xxx, 6xxx and 7xxx series, due to the requirements imposed by bus designers.

Aluminium extrusions are made in a wide variety of alloys and tempers to meet a broad spectrum of needs.

The selection is, therefore, made to comply with a large variety of designs and material requirements, including strength, extrudability, corrosion resistance, weldability, finishability and forming characteristics.

The 6xxx series is used for a wide range of solid and hollow products which can frequently be produced to closer than standard tolerances generating cost savings in secondary operations.

The 6xxx series of aluminium alloys are a good all purpose extrusion material combining medium strength with good corrosion resistance, weldability and finishing characteristics.

The 6xxx series of aluminium alloys is selected for nearly 75 % of all extrusion applications. Among these alloys 6063/6060 (AlMgSiO,5), 6005A (AlMgSiO,7) and 6082 (AlMgSi) are used most frequently.

2.2 - Evaluation of structural adhesives

The design and evaluation of structural adhesives suitable for the application under study, meeting fabrication and service constraints, was undertaken.

The following requirements have been identified as the most relevant for adhesive selection :

- Adequate lap shear strength (in excess of 10MPa)
- Good impact resistance
- Durability under aging conditions aggressive, environments and fatigue

Three types of candidate adhesives were produced:

- TEROKAL 5045 A/B
- TEROKAL 5050 A/B
- TEROKAL 5083 A/B

TEROKAL 5045 A/B and TEROKAL 5050 A/B are 2 component toughened epoxy-based adhesives and TEROKAL 5083 A/B is a 2 component polyurethan based adhesive.

The adhesives were modified in order to stabilize the oxide layer on the aluminium substrate. Pot life and rheology have been evaluated. Young modulus, lap shear strength and elongation were measured at different temperatures (-40°C, Room temperature, + 80°C). The results obtained are summarised in table 1.

Tabela 1 - Properties of adhesives at different temperatures

ADHESIVE	YOUNG MODULUS MPa			LAP SHEAR STRENGTH MPa			ELONGATION %		
	-40°C	RT	+80°C	-40°C	RT	80	-40	RT	80
TEROKAL 5045	5870	1400	130	16.6	16.3	1.4	12	14.3	10
TEROKAL 5050	3420	2260	160	6.7	13	8.7	4.7	9.1	16.1
TEROKAL 5083	7030	260	65	4.2	2.7	0.8	4.4	16.7	23.6

Lap shear strength and failure mode for the following conditions were studied :

- Initial test temperature : - 40°C
- 23°C
- + 80°C
- Salt spray testing : - 500 hours
- 1000 hours

Results are summarised in table 2 Further tests were carried out with joints bonded with different formulations of TEROKAL 5045 A/B until an improved formulation was obtained.

Table 2 - Lap shear strength (MPa) and failure-mode of bonded untreated AL-sheets ; 1mm bondline-thickness, 12mm overlap; test-speed 25mm/Min

Initial Testing Conditions	Properties of Adhesive								
	TEROKAL 5045			TEROKAL 5050			TEROKAL 5083		
initial -40°C	10.2	2.1	a	5.4	0.3	a	6.8	0.2	a
initial -23°C	11.0	0.5	14°C	7.3	0.8	a	11.4	0.2	64°C
initial -80°C	1.8	0.4	a	10.3	0.8	a	3.3	0.4	a
500h saltsprv	11.0	1.1	a	6.6	2.1	a	8.8	1.0	a
1000 saltsprv	12.0	0.7	29°C	6.5	5.5	a	8.5	1.1	a

Failure mode : a = 100% adhesive
C = % cohesive

Impact peel tests were conducted at different temperatures (-40°C, -20°C, 0°C, 20°C, 40°C, 60°C,

80°C) in lap joints bonded with the three types of adhesives. The results illustrated in figures 1 and 2 showed consistently higher values for joints bonded with TEROKAL TK 5045 . Dynamic properties of the adhesives (DMTA - Dynamic mechanic thermoanalysis) were also evaluated for the three types of adhesives under scrutiny. The following dynamic mechanical properties were evaluated for two frequencies (1 and 10Hz).

- G' - Shear storage modulus
- G'' - Shear loss modulus
- tanδ - Ratio of the loss modulus to the storage modulus

From records obtained illustrated in figure 3, the glass transition temperatures, Tg, was evaluated :

TK 5045 : Tg = 65-72°C

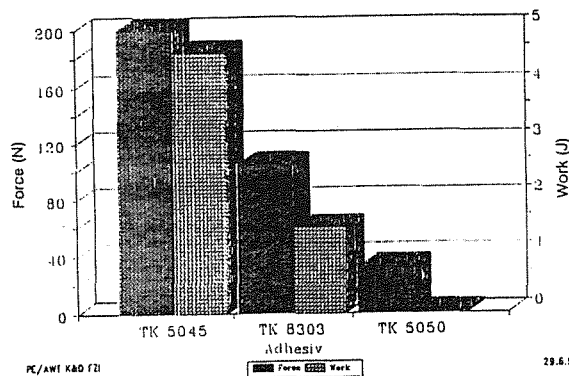


Fig.1. Adhesives used in Brite/Euram, Impact-Peel-Resistance : ISO/DIS 11343 at roomtemperature

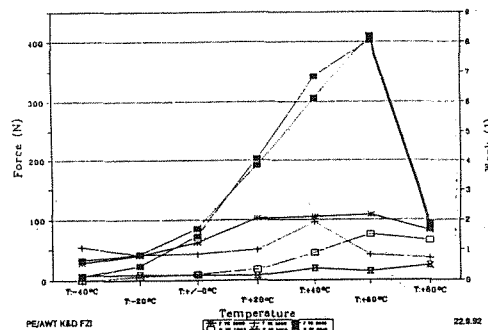


Fig. 2. Average Force and work vs. Temperature, IMPACT-PEEL-RESISTANCE ISO/DIS 11343 at 2m/sec

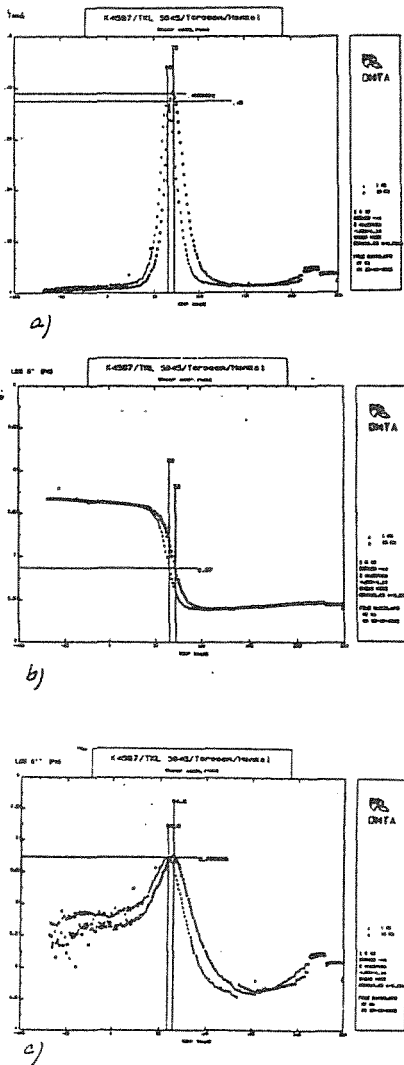


Fig. 3. Glass transition temperatures TK 5045

2.4 - Fatigue durability

The fatigue behaviour of joints bonded with the adhesives TEROKAL 5045 was evaluated

Small scale single lap-joint specimens were used. The specimens were made with 6082 aluminium alloy plate. Three series of tests were conducted. The specimens were subjected to two types of ageing conditions:

- Laboratory environment
- Ageing in a climatic chamber

The fatigue behaviour of bonded joints was evaluated using three stress levels, for different cure conditions of the adhesives tested.

The surface preparation was made according to DIN 53281 with RIDOLINE 1402. Immersion time in the bath was 10 minutes.

The average shear strength of bonded lap joints with TEROKAL 5045 was 16 MPa.

The minimum adhesive thickness was 0.25mm, assured by the use of glass spheres "ballotini" of 0.25mm diameter mixed with the adhesive components.

Specimens were aged at ambient temperature and aged for 21 and 42 days in a WEISS climatic chamber.

The results are shown in figures 4, 5 and 6, for bonded specimens with TEROKAL 5045. A linear regression of data was performed.

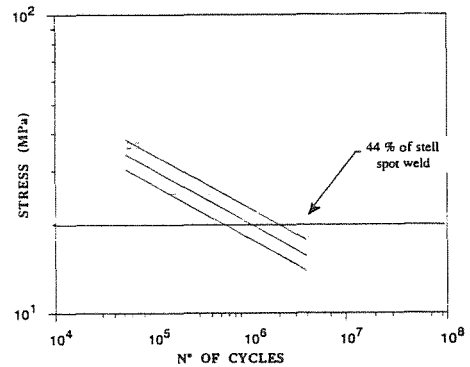


Fig. 4. SN curve for adhesive TEROKAL 5045 with confidence interval of 95% (ambient conditions)

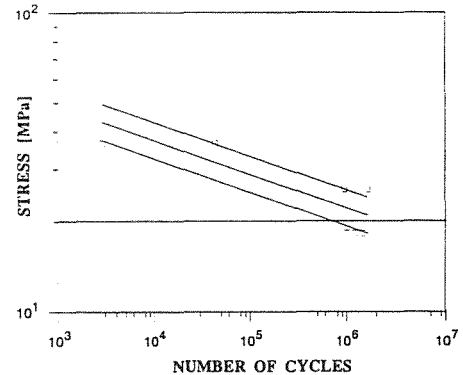


Fig. 5. SN curve for adhesive TEROKAL 5045 with confidence interval of 95% (climatic cycles of 21 days)

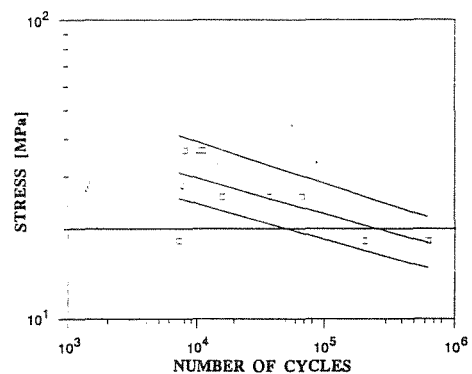


Fig. 6. SN curve for adhesive TEROKAL 5045 with confidence interval of 95% (climatic cycles of 42 days)

The fatigue behaviour of real roof and floor bonded joints was also evaluated.

It has been demonstrated that the joints have fatigue lives in excess of 2×10^6 for nominal stresses of 30 MPa typical of those found in real bus structures in service. A test in progress is shown in figure 7.

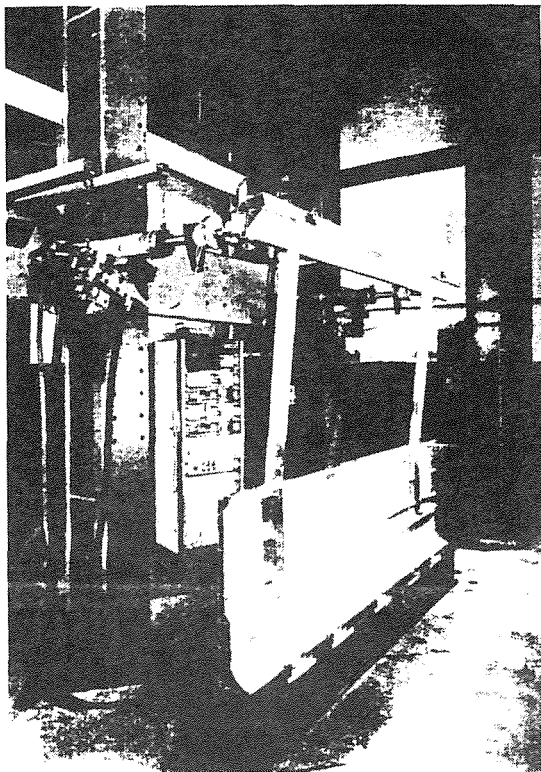


Fig. 7. Dynamic test configuration and sidewall fixation

2.3 - Cell crashworthiness

Crashworthiness of the bus body was considered with reference to the ECE Regulation 66 on rollover protection. It was decided to test the crashworthiness performance by a rollover test of a ballasted 'cell'. A 'cell' represents here a 'bay' segment of the complete bus body between two structural 'rings' (comprising two pillars, roof cross beam and underfloor structure) on either side of a single window.

Rollover safety can be based on safety structures ranging from two rollbars only to the complete body. Each approach has advantages and drawbacks, particularly as regards production requirements and design flexibility. Upon consideration of all the factors and in view of the pre-competitive nature of the Project, it was agreed to incorporate all the body rings into the safety system and aim to identify the crashworthiness potential of a body composed of adhesive bonded aluminium extrusions.

A 'Hybrid' approach to solving the crashworthiness of the bus body was adopted, which considers the collapse behaviour of components separately from that of the structure. Component collapse properties, described by the moment-rotation curves generated by the 'plastic hinges' in beams and joints are used as input data to the simplified, yet reliable model of the complete structure. These curves correspond to the bending and torsion collapse, are highly non-linear and have to be followed in both the elastic-plastic and deep collapse ranges of deformation.

All the original test results on beams and joints were used as input data when predicting the rollover safety performance of the complete cell, indicating the need to reinforce both the cant-rail joint and the floor joint regions.

The cant rail joint was reinforced by an adhesive bonded corner piece and the new test data indicated that the new joint would be 'nominally' OK, as long as the adhesive bond of the reinforcement held during most of the test.

The floor joint was less convenient for local reinforcement, hence it was recommended to use the laterally stabilised seat structure as part of the safety system.

All the overall design decisions were made with a close support from the SIM-STAT analysis and the final specimen was agreed for testing only after the calculation demonstrated that it has a good enough chance of success. The experimental hinge moment-rotation curves of the beams and floor and roof rail joints were used, together with the seat constraint simulation to predict the energy absorbing capacity of 15 to 18 kJ for the whole cell, depending on the behaviour of the roof corner reinforcement.

The best result in the end was that the reinforced structure did behave as expected, including the separation of the cant rail corner reinforcement approximately 'mid way' during collapse. Although this separation increased the cell deformation somewhat beyond the limit, the excess was so small that the feasibility of the concept and all the components was definitely demonstrated.

The full scale rollover test was carried out following in every detail the procedures specified by the ECE Regulation 66. The rollover test clearly demonstrated the feasibility of meeting the rollover safety criteria by bus bodies made of the adhesive bonded aluminium extrusions, even when the safety structure is based on the whole body and not on specially reinforced rollbars. The reference test concerned the lower (and lighter) version of the Salvador Caetano aluminium vehicle. It was the first of its kind ever, both as regards aluminium as a building material and adhesive bonding as means of

putting the structure together. Figure 8 illustrates the cell after the roll over test.

3. CONCLUSIONS

The main conclusions to be drawn from the work can be summarized as follows:

- An adhesive bonding technology was developed comprising the optimization of a structural adhesive, TEROKAL 5045, and surface treatment.
- Proprietary extruded aluminium alloy sections were developed for the fabrication of a bus framework.
- The framework structure meets the requirements of flexural and torsional strength and stiffness normally specified for steel structures
- A 30% weight reduction of the bus structure was obtained.
- Durability of bonded joints under cyclic load conditions evaluated with small and large scale specimens met the target of 2×10^6 cycles.
- Ageing of bonded joints under varying humidity/temperature conditions and salt/spray testing did not impair significantly its strength and impact strength.
- The full scale rollover test was carried out following in every detail the procedures specified by the ECE Regulation 66.
- The rollover test clearly demonstrated the feasibility of meeting the rollover safety criteria by bus bodies made of the adhesive bonded aluminium extrusions, even when the safety structure is based on the whole body and not on specially reinforced rollbars.
- The reference test concerned the lower (and lighter) version of the Salvador Caetano aluminium vehicle. It was the first of its kind ever, both as regards aluminium as a building material and adhesive bonding as means of putting the structure together.

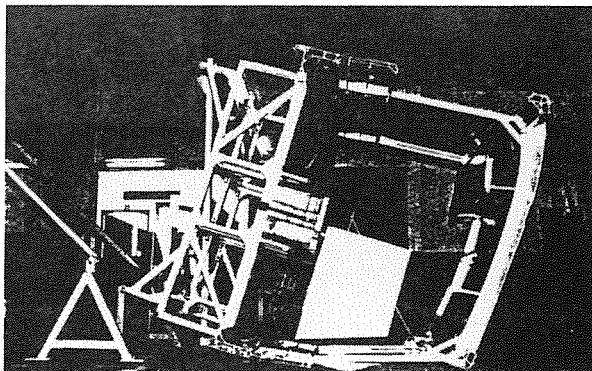


Fig. 8. Rollover test of cell

- The structure in the test behaved very close to the predictions as regards all the main features, i.e. :
 - the collapse mode and maximum deformations were very close to those aimed for (i.e. no overdesign) and, to those predicted ;
 - the potential problem with adhesive separation at the impacted cant rail occurred at a deformation stage very close to that observed under static tests ;
 - the second test without the roof corner reinforcements failed the test, as predicted by the preceding analysis.

4. ACKNOWLEDGEMENTS

The partners acknowledge the support of the European Commission, BRITE EURAM, Project no 4079, Contract no BREU - CT 91 - 0550, without which the research work reported would not have taken place.

The support of the Board of INEGI, SALVADOR CAETANO, ALUSINGEN, CRANFIELD IMPACT CENTRE, TEROSON is also acknowledged.

5. REFERENCES

- [1] Jan Thoren - The bus and the environment. Seminar on the Design Maintenance and Management of Public Service Transport Vehicles, May 28-30, Porto, Portugal, 1990.
- [2] ECE/UN - Regulation ECE/UN number 66, advance 65, 30th January 1987
- [3] M. Johnson - National PSV wident survey. Vehicle design oriented study. Proceedings "The design construction and operation of public service vehicles, CIT, Bedford, U.K. 11-13, July, 1987, I, Mech. E. Conference Proceedings
- [4] D. Kecman et al - Investigation of PSV roll over. Idem.
- [5] J.C. Brown - The design and type approval of coach structures for roll over using CRASHD program. Proceedings Int. Conference "Buses-Design, Manufacture & Operation", 13 April 1989
- [6] A. Seeds, D. Nardini, F. Cassese - The development of a center cell structure in bonded aluminium for the Ferrari 408 research vehicle. SAE paper, number 890717

- [7] A. S. Warren et al - The building and test track evaluation of an aluminium structured Bertone X1/9 replica vehicle. SAE paper, number 890718, 1989
- [8] Annex I to Contract BREU-CT91-0550 - Work programme. Long Life public service vehicles project study. Project No 4079
- [9] Progress Report No PSV/BE 4079/R1. Period 1st November 1991 - 29th April 1992
- [10] Progress Report No PSV/BE4079/R2. Period 1st November 1991 - 31th October 1992
- [11] Mid-term Assessment Review Report/18th Monthly Progress Report. Report No PSV/BE4079/R3. Executive Summary
- [12] Mid-term Assessment Review Report/18th Monthly Progress Report. Report No PSV/BE4079/R4. Period 1st November 1991 - 30th April 1993
- [13] Progress Report No PSV/BE4079/R5. Period 1st May 1993 - 31th October 1993
- [14] Progress Report No PSV/BE4079/R6. Period 1st November 1993 - 30th April 1994
- [15] Progress Report No PSV/BE4079/R7. Period 1st May 1994 - 30th October 1994
- [16] Final Meeting Report. Executive summary. 5th December 1994
- [17] H. Schenkel, A. Torres Marques, R. Pinto, F. Oliveira, A. A. Fernandes - Structural bonding of aluminium profiles, Proceedings of the International Symposium on Advanced Materials for lightweight structures 94, ESA - ESTEC, Noordwijk, The Netherlands, 22-25 March 1994
- [18] D. Kecman, C. Reis Gomes, A. A. Fernandes, Filipe Fernandes, A. Walgode, Analysis support to the main structure research of the long-life public service vehicles, Ibidem
- [19] D. Kecman, 24th International Meeting of Bus and Coach experts, Budapest, Hungary, 27-30th September 1993

RESISTÊNCIA AO IMPACTO DE JUNTAS DE AÇO AO CARBONO COLADAS

Delfim Ferreira Monteiro, Fernando . F. Oliveira, António Augusto Fernandes, Departamento de Engenharia Mecânica e Gestão Industrial, Rua dos Bragas, 4099 PORTO, Codex, Portugal

Sumário: Neste trabalho faz-se uma abordagem do uso de adesivos estruturais como processo de ligação de metais; referem-se em particular os adesivos à base de resinas epoxy, propriedades e aplicações.

A influência das características do aderente e do adesivo, da geometria da junta, das condições ambientais e do tratamento da superfície de colagem, no comportamento à fractura de juntas metálicas, são passados em revista

É feito um levantamento dos diferentes tipos de ensaios dinâmicos usados na avaliação do comportamento das juntas e são apresentados os resultados de um programa experimental concebido para analisar o comportamento ao impacto de juntas de aço ao carbono.

Abstract: This paper reviews the use of structural adhesives as a joining method of metallic materials. The effect of adherent and adhesive characteristics, joint geometry, durability and varying environmental conditions and surface pretreatment are analysed.

The impact behaviour of bonded steel joints evaluated with wedge type specimens is reported.

1. INTRODUÇÃO

Os adesivos estruturais foram desenvolvidos inicialmente na indústria aeronáutica e aeroespacial, por permitirem a obtenção de boas relações resistência / peso, tanto em estruturas de aviões comerciais como em naves espaciais, mísseis e foguetes [1,2]. Atendendo à sua resistência mecânica e fácil aplicação, podem ser usados para ligar quase todos os materiais e nas mais diversas aplicações; assim os adesivos estruturais assumem-se cada vez mais como um método de ligação alternativo à soldadura por pontos e à rebiteagem. Existem já exemplos de aplicações bem sucedidas dos adesivos, como é o caso do "Renault Espace" em que mais de um milhar de peças foram coladas, mesmo em zonas do automóvel com requisitos de resistência ao choque severos [3]. Esta tecnologia apresenta contudo limitações que se referem a seguir: A resistência de uma junta adesiva é " direccional", isto é, depende da direcção de aplicação da solicitação externa; os adesivos usados na colagem de metais (aço por exemplo), têm uma elevada resistência ao corte, baixa resistência ao arrancamento e à clivagem, e uma boa resistência à tracção; as superfícies exigem uma preparação mais cuidada do que os outros processos, assim como uma escolha adequada do adesivo; a resistência química das juntas pode sofrer degradação pela acção do calor, da humidade e de agentes químicos e após a cura é muito difícil a descolagem das peças para reparação (a cura é uma operação que origina a solidificação do adesivo pela ocorrência da reacção de polimerização da resina base com o agente de cura, entre outros aditivos).

Os adesivos epoxy possuem boas propriedades químicas e mecânicas, sendo geralmente comercializados sobre a forma de um ou dois componentes. A sua cura pode ser processada a partir de 5°C não sendo necessário aplicar grande pressão, bastando um simples posicionamento das peças a colar. O endurecimento destes adesivos depende do tipo de endurecedor podendo ocorrer à temperatura ambiente ou mediante aquecimento. Além disso, são resistentes à deformação plástica, às condições atmosféricas e ao choque. No entanto, devido à sua estrutura molecular, largamente reticulada, apresentam uma grande rigidez após polimerização.

Uma junta colada está condicionada por diversos factores, que afectam a sua resistência tais como: as características mecânicas dos aderentes (módulo de elasticidade, coeficiente de Poisson, tensão de cedência e tensão de rotura); a geometria da junta (forma da junta, espessura dos aderentes, espessura do adesivo e comprimento de sobreposição); as características mecânicas do adesivo (módulo de elasticidade, coeficiente de Poisson, tensão de rotura ao corte e à tracção); tratamento superficial (rugosidade e desengorduramento da superfície e eliminação de óxidos); condições ambientais (temperatura, humidade relativa, agentes químicos e radiação) e as solicitações externas (forças, deslocamentos, rotações ou momentos) [2].

O melhor compromisso entre a resistência da junta e a ausência de defeitos é obtido para espessuras da cola entre 0.2 e 0.3mm.

A resistência de uma junta aumenta com a espessura do material base, para diferentes tipos de juntas [4]. A partir de um certo valor a resistência ao corte mantém-se constante.

A resistência da junta aumenta, normalmente, com a melhoria do tratamento da superfície de colagem, dependendo do maior ou menor grau de sensibilidade do adesivo à presença de contaminantes e do nível de rugosidade da superfície. A norma ASTM D2651 [5] especifica tratamentos adequados para a superfície dos aços.

O efeito da água numa junta colada com um adesivo epoxy, manifesta-se pela perda de adesão entre o adesivo e aderente metálico, ainda não devidamente explicada [1,2,6,7,8,9,10].

A presença simultânea de tensões e de condições ambientais adversas constituem uma acção que limita a durabilidade das juntas adesivas [11]. Especialmente no caso dos adesivos epoxy, a exposição a ambientes húmidos e a temperaturas relativamente elevadas possibilita a formação de microcavidades e o efeito plasticizante da humidade [12,13]. Também, o binómio temperatura/tempo de cura é fundamental para a resistência da junta [14].

Podem ocorrer três tipos de fractura: A fractura coesiva, que ocorre quando o provete rompe dentro da camada adesiva, que corresponde à resistência máxima de adesão; a fractura adesiva, quando o provete fractura na interface adesivo/aderente; a fractura mista, isto é, adesiva/coesiva, sendo conveniente, neste caso, registar as percentagens de fractura; em alguns casos pode também ocorrer fractura do próprio aderente [15].

O conhecimento dos modos de solicitação ao choque de juntas coladas, a localização das deformações na estrutura e a avaliação das energias em jogo é imprescindível para a definição da performance da junta. Para a caracterização da junta é necessário, deste modo, definir um conjunto de ensaios que garantam a fiabilidade da junta em serviço [3].

Keisler [3], passa em revista algumas técnicas de ensaio de juntas ao impacto com velocidades de aplicação da carga até 10⁴mm/s. Em juntas coladas simples sobrepostas, e em juntas ao rasgamento, o ensaio de impacto pode ser feito em máquina tipo queda de peso ou máquinas servohidráulicas, usando dispositivos apropriados de fixação do provete e de embate do impactor, sendo possível fazer o registo das curvas força versus tempo e força versus deslocamento [14].

2. MATERIAIS E METODOLOGIA EXPERIMENTAL.

2.1. Adesivos

Os adesivos usados foram o Terokal 5045 e terokal 5050. Ambos são produtos experimentais pelo que os dados técnicos podem sofrer alterações. São constituídos à base de uma resina epoxy e de um endurecedor que é um solvente livre, tixotrópico, tratando-se portanto de adesivos bicomponente. São fabricados pela "TEROSON" [16].

2.2. Material base

É chapa de aço ao carbono de espessuras 1, 1.5 e 2mm. Os provetes ensaiados ao rasgamento (impact wedge method) foram preparados de acordo com a Norma ISO/DIS 11343-92 [17]. As propriedades mecânicas do aderente foram obtidas através da realização de ensaios estáticos de tracção na máquina "TINIUS OLSEN" (FEUP), e indicam-se na Tabela I. Os provetes foram preparados de harmonia com a Norma NP-NE 10002-1 de 1990.

Tabela I Principais propriedades mecânicas do substrato [14].

ESPESURA DA CHAPA DE AÇO (mm)	TENSÃO DE RUTURA À TRACÇÃO - Rm (Mpa)	TENSÃO LIMITE CONVENCIONAL DE PROPORCIONALIDADE A 0,2 % - Rp (Mpa)	EXTENSÃO À RUTURA - A ₅ (%)
1	303,8	169,5	41,7
1,5	294,5	143	49,8
2	425,3	251	31,2

A geometria e dimensões dos provetes destinados ao ensaio de rasgamento por impacto, com cunha simétrica, são ilustradas na Figura 1.

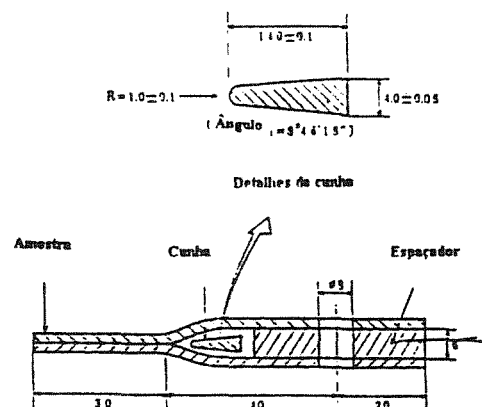


Fig. 1. Provette usado no caso do impacto por cunha simétrica [17]

A largura da amostra deve ser de preferência de 20 mm e a espessura da camada adesiva entre os dois aderentes de 0.3mm. Prepararam-se as amostras individualmente, para cada uma das espessuras do substrato, e colaram-se ao longo de um comprimento de 30 mm. De salientar que só os provetes com 1.5mm de espessura foram submetidos a envelhecimento em câmara climática.

2.3. Equipamento experimental

Na realização dos ensaios de impacto foi utilizada uma máquina de ensaio de impacto ROSAND IFW5HV, que se mostra na Figura 2, tendo sido utilizada na realização dos ensaios de envelhecimento a câmara climática da WEISS 500 SB/ + 10 IV/40 DV (FEUP), apresentada na Figura 3.

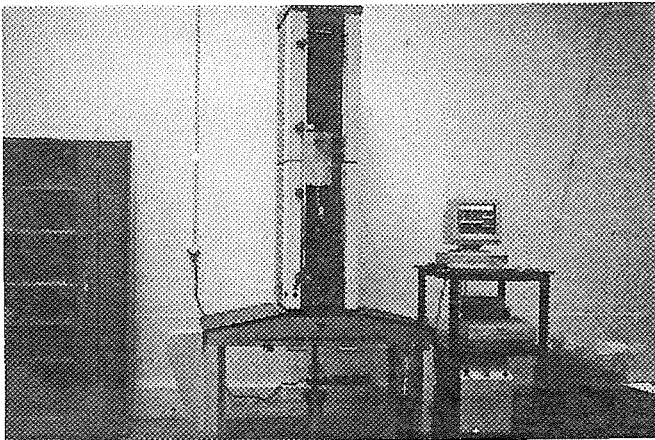


Fig. 2. Máquina de ensaio por impacto



Fig. 3. Câmara climática

A operação da máquina Rosand é feita de acordo com procedimentos indicados pelo fabricante [18].

Foi concebido e executado um dispositivo de fixação dos provetes e de embate do impactor (calha) ilustrado na figura 4.

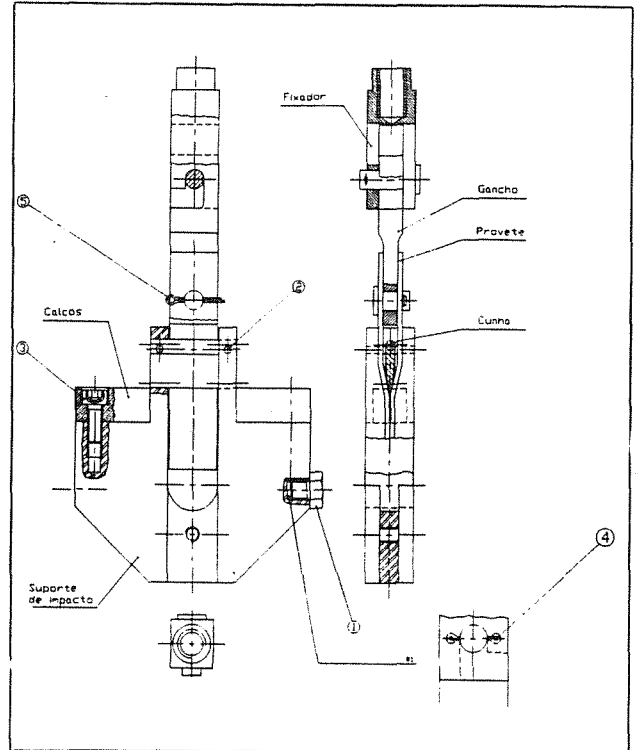


Fig. 4. Dispositivo de ensaio ao impacto por rasgamento

Os parâmetros de ensaio foram os seguintes:

- Velocidade de ensaio----- 2m/s;
- Energia disponível----- 11.66 joules;
- Massa----- 5.83Kg;
- Registo:
 - Força----- 10KN;
 - Tempo----- 50ms;
 - Altura----- 0.2m.

A câmara climática pode ser programada directamente, ou controlada por interface, depois de pré- instalado o respectivo software num PC. Deste modo é possível armazenar tanto os programas como os resultados obtidos.

2.4. Metodologia.

Os parâmetros usados foram os seguintes:

- 1) Espessura do material base
 - A- 1mm;
 - B- 1.5mm;
 - C- 2mm.
- 2) Adesivos
 - D- Terokal 5045;

E- Terokal 5050.

3) Tratamento superficial

F- Estado de fornecimento;

G- Desengorduramento com Ridolene 1402;

H- Desengorduramento com Ridolene + Lixagem com escova de aço inoxidável adaptada a um berbequim eléctrico + Desengorduramento com Ridolene.

4) Envelhecimento

L- 21 dias;

M- 42 dias.

Provetes tipo "cunha (impact wedge method)"

Após a preparação das amostras destinadas ao ensaio de rasgamento, estas foram devidamente referenciadas.

A cola foi aplicada com uma espátula e as juntas apertadas com grampos, adquirindo a sua resistência inicial ao fim de sete horas. Para controlar a espessura da camada adesiva e por consequência, a resistência da junta usaram-se esferas de vidro calibradas de 0.25mm de diâmetro, misturadas no adesivo.

O tempo de cura à temperatura ambiente foi de 5 dias, para ambos os tipos de adesivos.

No caso de provetes envelhecidos, usou-se o seguinte ciclo climático: 4h a 80°C/80% HR, 2h intervalo, 4h a -40°C, 4h a 80°C/80% HR, sendo HR a humidade relativa. Esta aceleração do envelhecimento permite uma análise comparativa da vida útil dos diferentes adesivos [14].

4. RESULTADOS EXPERIMENTAIS E ANÁLISE PARAMÉTRICA DO COMPORTAMENTO AO IMPACTO.

4.1. Ensaio de envelhecimento.

Na figura 5 é ilustrado o ciclo de envelhecimento a que foram sujeitos os provetes usados no programa experimental.

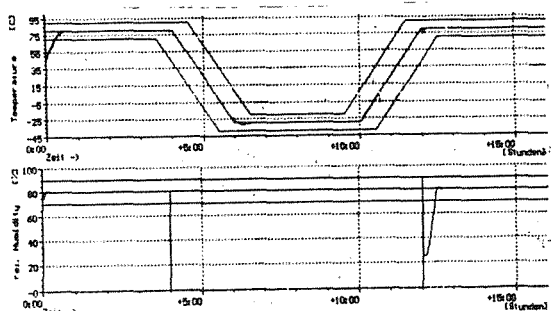
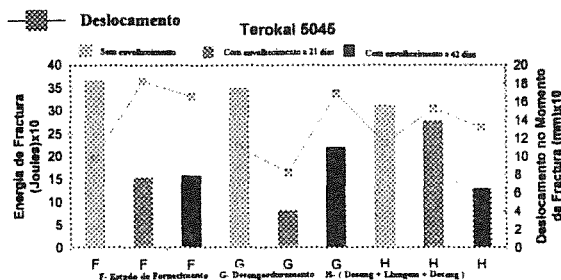


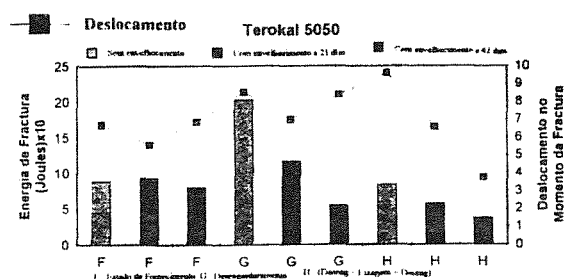
Fig. 5. Ciclo real de temperatura e humidade utilizado nos ensaios

4.2. Ensaio de Rasgamento (impact wedge method).

A figura 6 ilustra a influência das condições ambientais (temperatura e humidade) no comportamento ao impacto de juntas coladas com ambos os tipos de adesivos.



a) TEROKAL 5045



b) TEROKAL 5050

Fig. 6. Valores médios das energias de fractura (Joules) e do deslocamento no momento da fractura (mm), espessura do aderente 1.5mm.

A cola Terokal 5045 apresenta fractura essencialmente coesiva antes de envelhecida e após envelhecimento, sobretudo em juntas sujeitas a tratamento de desengorduramento + lixagem + desengorduramento. No entanto, juntas coladas no estado de fornecimento revelam fractura essencialmente adesiva após envelhecimento, assim como juntas desengorduradas e sujeitas a 21 dias de exposição climática. Esta cola é bastante tolerante à presença de contaminantes, verificando-se, geralmente, um abaixamento da energia de fractura com o desengorduramento, principalmente em juntas envelhecidas a 21 dias. Quando envelhecidas a 42 dias há casos que revelam aumento do valor da energia de fractura. A energia de fractura baixa após envelhecimento, com maior intensidade ao fim de 21 dias verificando-se uma relativa estabilização dos valores da energia de fractura, quando se associa o desengorduramento à lixagem, sendo a rugosidade da superfície uma função determinante na resistência final da junta. O deslocamento no momento da fractura tem uma evolução semelhante à da energia de fractura exceptuando juntas coladas no estado de fornecimento. De salientar uma subida da energia de fractura e uma diminuição das deformações, com o aumento da

espessura do aderente, sobretudo nos estados de desengorduramento e de desengorduramento + lixagem + desengorduramento, para ambos os tipos de adesivos. Apresentam-se na Figura 6 curvas força versus deslocamento correspondentes a juntas coladas com Terokal 5045 e Terokal 5050.

O adesivo Terokal 5050 exhibe fractura essencialmente adesiva antes e após envelhecimento, o que mostra a falta de adesão. Revela sensibilidade à presença de contaminantes, notando-se uma melhoria da energia de fractura, sobretudo nos estados de fornecimento e de desengorduramento, respectivamente sem envelhecimento e quando exposta a 21 dias de ciclo climático. A evolução do deslocamento no momento da fractura é muito semelhante à da energia de fractura, à excepção de juntas coladas no estado de fornecimento. Todavia, esta cola sofre uma degradação das propriedades após envelhecimento, sobretudo após 21 dias de ciclo climático.

Na figura 7 é ilustrado um registo de ensaio ao impacto. Consta-se que a força cai a zero, dentro de um determinado valor do deslocamento independentemente das condições de colagem ou de envelhecimento. A fractura deve ser descrita como frágil [17]. Os factores preponderantes a considerar na análise da resistência ao impacto são a energia de fractura e também o deslocamento no momento da fractura, embora numa fractura frágil a frente da fenda se desloque mais rapidamente que a cunha. A cola Terokal 5045 apresenta melhores performances que a cola 5050, embora ambos os adesivos apresentem uma fraca resistência ao arrancamento. Mesmo assim, é de preferir a cola Terokal 5045 que é de mais fácil aplicação.

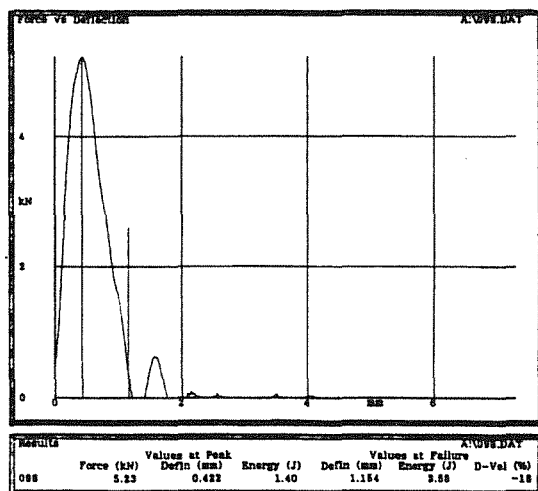


Fig.7. Registo de ensaio ao impacto de junta colada com Terokal 5045

5. CONCLUSÃO

Apesar da fraca resistência ao arrancamento (rasgamento) evidenciada por ambos os adesivos, a cola Terokal 5045 possui energias e deslocamentos no momento da fractura muito superiores aos apresentados pela cola Terokal 5050. A fractura é sempre frágil, embora a cola 5045 exhiba um comportamento mais dúctil do que a cola Terokal 5050. A cola 5045 exhibe, geralmente, fractura essencialmente coesiva o que significa a existência de uma adesão quase total.

Normalmente, as performances aumentam com a melhoria do tratamento da superfície de colagem e com o aumento da espessura do material base

6. REFERÊNCIAS.

[1] Shields. J. , "Adhesives Handbook, " 1971 Butherworths, London.

[2] Mark H. F. , Gaylord N. G. , Bikales N. M. " Encyclopedia of Polymer Science and Technology", vol 1, Interscience Publishers, Jonh Wiley & Sons, Inc.- New York.

[3] Keisler. C. , " Etude de la resistance à l' impact d' assemblage collés. Influence des étates de surface". Thèse de Docteur- Universite de Bordeaux, I, (1992).

[4] Couvrat Pratices- " Le collage structurel moderne (Theorie et Pratique)." London New York (Paris). 1992.

[5] ASTM D2651- Standard Pratices for preparation of metal surfaces for adhesive bonding (p-166,167,169) 1984.

[6] Schmidt R. G. ,Belle J. P. ,Adv. Polym. Sci. ,75,33 (1985).

[7] Ennis B. C. ,Pearce P.J. , Morris C. E. H., J. Appl. Polym. Sci. ,37,15 (1985).

[8] Kwei. K. ,J. Appl. Polym. Sci. , 10,1647 (1966).

[9] Jonhcock P. , Tudgey G. F. , Br. Polym. J. ,13(3) (1983).

[10] Falconer D. J. , Mac Donald N. C. , Walkes P. , chem. Ind. ,London, 86, 1230 (1964).

[11] May A. Clayton, "Epoxy Resin- Chemistry and technology", 2ª ed, Marcel Dekker, Inc; cap 7 " Epoxy resin adhesives. ", Armand. F. Lewis.

[12] Apicella A. Nicolais L. , Ind. Eng. Chem. Prod. Res. Dev. ,20,138-144 (1981).

[13] Pogany. G. A. , Polymer, 17(8) (1976).

[14] Monteiro. D. F. , " Análise do comportamento à fractura de juntas de aço efectuadas com adesivos estruturais ". Tese de Mestrado, Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto, (1995).

[15] Hortshorn. S. R. ,Strutural adhesives- Chemistry and technology, Plenum Press, New York (1986).

[16] Catálogos TEROSON « Terokal 5045 e Terokal 5050 ».

[17] ISO/DIS 11343- Adhesives, « Determination of peel resistance of hight-strength adhesives bonds un impact conditions (impact wedge méthod)» , (1992).

[18] Magalhães G. A. , Moura Marcelo, «Manual de utilização da Máquina de impacto ROSAND». Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto, (1994).

ANÁLISIS DE LA ROTURA EN SERVICIO DE UN EJE DE ACCIONAMIENTO

P. Merino*, E. Porto**, F. Iglesias**, M.R. Iglesias**, A. Collazo* y G. Pena*

* Departamento de Ingeniería de ls Materiales, Mec. Aplicada y Construcción. Universidad de Vigo

** Asociación de Investigación Metalúrgica del Noroeste (AIMEN). Porriño.

Resumen.- Se presenta el estudio de las causas que han conducido a la rotura por fatiga de uno de los dientes de un eje. construido en un acero aleado para cementación (UNE F 1560). Los análisis químicos determinaron la idoneidad de la aleación empleada, mientras que tanto los ensayos de microdureza como el examen metalográfico revelan que la microestructura es adecuada. La ausencia de señales externas en la superficie de la pieza indican que el comportamiento del engranaje ha sido normal en cuando a tallado y acoplamiento. El origen del fallo fue localizado en un defecto puntual de fabricación, consistente en inclusiones de partículas de alúmina próximas a una concentración de cavidades.

Abstract.- The study of the origin of the fatigue crack in service of a shaft made in a case-hardening steel UNE F 1560 is presented. The chemical analysis showed that the composition of the alloy was correct, and both the microhardness tests and the metallographic examination revealed an appropriate microstructure. In the same way, the absence of marks on the surface indicated a normal working of the part. The origin was localized in a defect of making, formed by cavities and alumina particles inclusions.

1. INTRODUCCIÓN

Durante una de las campañas de un buque pesquero se produjo el fallo de la maquinilla de pesca como consecuencia de la rotura y desprendimiento de uno de los dientes del piñón del eje de accionamiento.

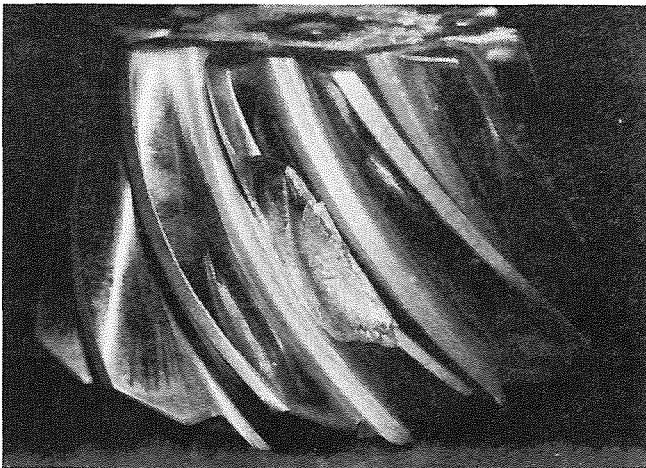


Fig. 1. Vista de la zona fracturada del piñón.

Para determinar las causas de la fractura fueron entregados para su estudio tanto el eje como el diente desprendido.

En la observación macroscópica de esta pieza no se revela ninguna alteración significativa de la superficie de la misma. Tampoco en el piñón son visibles más marcas que las del desprendimiento (figura 1). Ningún otro diente muestra deterioro superficial.

Al examinar el diente se comprueba su perfecto encaje en la zona fracturada, por lo que no se ha producido pérdida de material, así como la total ausencia de marcas, picaduras o defectos en su superficie exterior.

Si se observa la fractura, son claramente visibles las marcas concoidales o "beach marks" que ponen de manifiesto un fenómeno de fatiga y que ocupan prácticamente toda la superficie. Dichas marcas parecen centradas en un punto del interior del diente que se señala como posible inicio de la fractura. Este punto se indica en la figura 2 mediante una flecha.

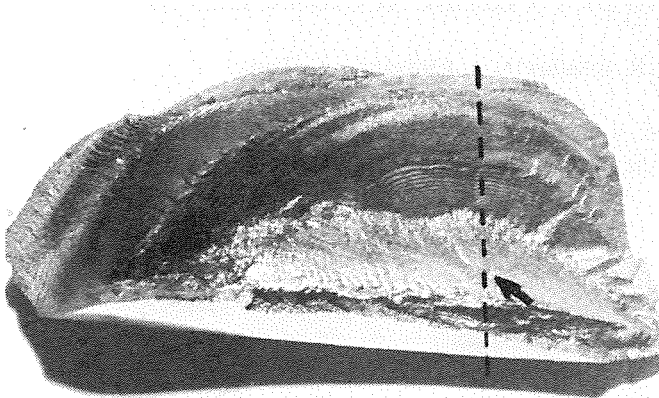


Fig. 2. Superficie de fractura del diente desprendido.

2. DESARROLLO DEL ESTUDIO

a) Análisis Químico

Se realizaron los análisis químicos correspondientes del núcleo del piñón mediante las técnicas de Espectrometría de Fluorescencia de Rayos X y Plasma (ICP), complementadas con Leco, para las determinaciones de C y S. Los resultados obtenidos se reflejan en la Tabla 1.

Tabla 1. Composición del acero determinada por análisis químico del núcleo del piñón.

Elemento	Porcentaje en peso
C	0.160
Si	0.290
Mn	0.370
P	0.010
S	0.045
Cr	1.120
Ni	3.910
Mo	0.170

Dichos valores son los correspondientes a un acero aleado de cementación, categoría UNE F-1560, si bien con un contenido en Mn ligeramente inferior y de S superior a los establecidos por la norma. La composición se considera correcta y la aleación adecuada para la elaboración de esta pieza.

b) Análisis Metalográfico

Una vez realizada la observación macroscópica se seleccionaron dos zonas de la superficie de fractura, indicadas por recuadros en la figura 3, que fueron examinadas en detalle mediante Microscopía Electrónica de Barrido (JEOL JSM 6400).

Estas zonas corresponden a una región en la que las marcas concoidales son claramente visibles (zona 1) y a la parte del núcleo del diente en la que parece situarse el origen de dichas huellas (zona 2).

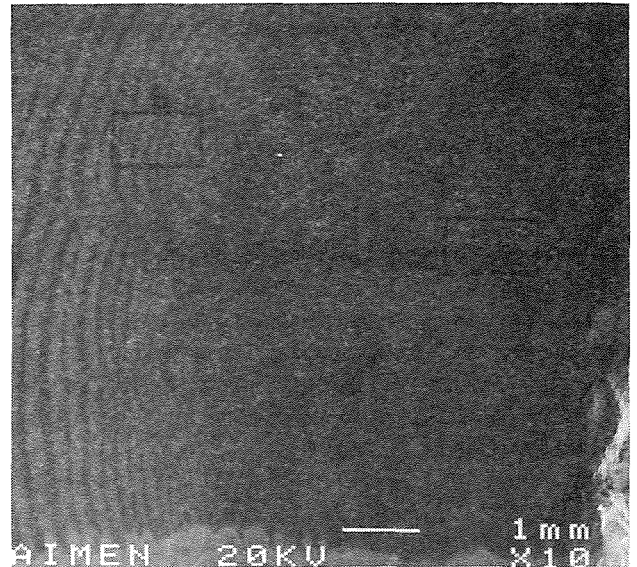


Fig. 3. Zona central de la superficie de fractura. (10x) Los recuadros muestran las zonas 1 y 2 cuyos detalles se muestran en las figuras siguientes.

Observando con detalle la superficie de la zona 1 (figura 4), se aprecian las amplias "beach marks" o marcas concoidales formando ligeros escalones característicos de los procesos de rotura por fatiga. En estas juellas se suceden bandas con aspecto de fractura frágil con otras de aspecto pulido, constituidas por material aplastado. En esta región no resalta ninguna otra característica superficial de importancia.

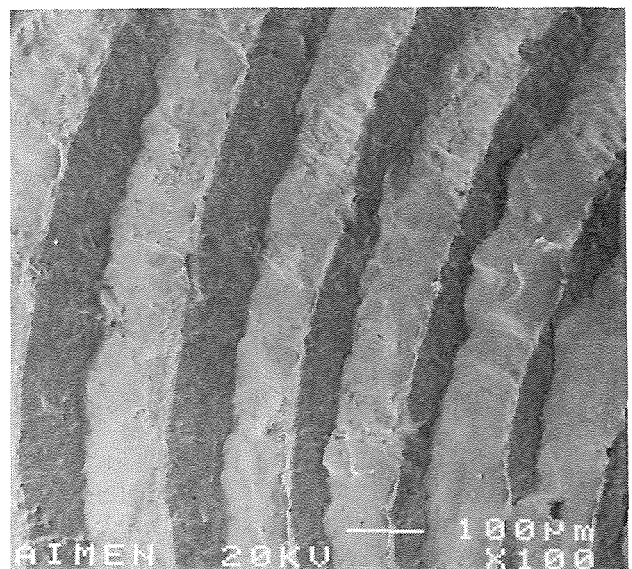


Fig. 4. Detalle de la zona 1. (100x)

En lo que respecta a la superficie de la zona 2, destacan dos bandas de aspecto rugoso que contienen partículas incrustadas en su interior y pequeñas marcas concoidales en el resto de la superficie, tal como se observa en las figuras 5 y 6.

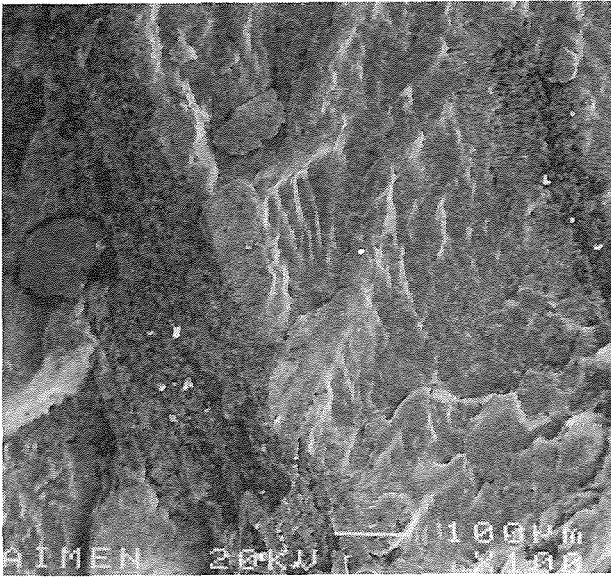


Fig. 5. Detalle de la zona 2, correspondiente a la zona en que se ha iniciado el proceso de fisuración. (100x)

Las inclusiones detectadas fueron analizadas mediante Espectrometría de RX, por dispersión de energías (EDX). En todos los análisis puntuales llevados a cabo se determinó la presencia de Aluminio como elemento preponderante, siendo caracterizadas las partículas como inclusiones de alúmina.

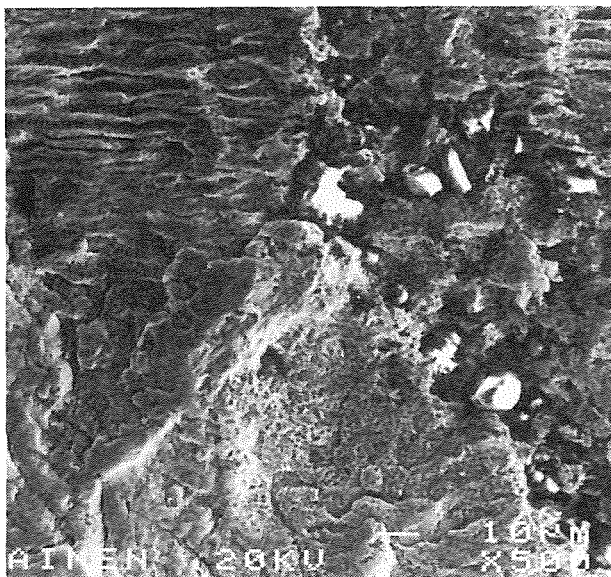


Fig. 6. Detalle de de una de las bandas de la figura anterior. (500x)

Para estudiar la microestructura de la pieza y confirmar el posible origen de la fractura se llevó a cabo la preparación metalográfica de un corte transversal en la sección del diente desprendido (representado mediante una línea de trazos en la figura 2).

La macrografía de la figura 7 permite determinar que la capa superficial cementada posee espesor homogéneo, con una profundidad convencional de cementación de 1,1 mm. En dicha imagen también puede observarse el borde de la superficie de fractura, desde la parte superior hasta la inferior del diente.

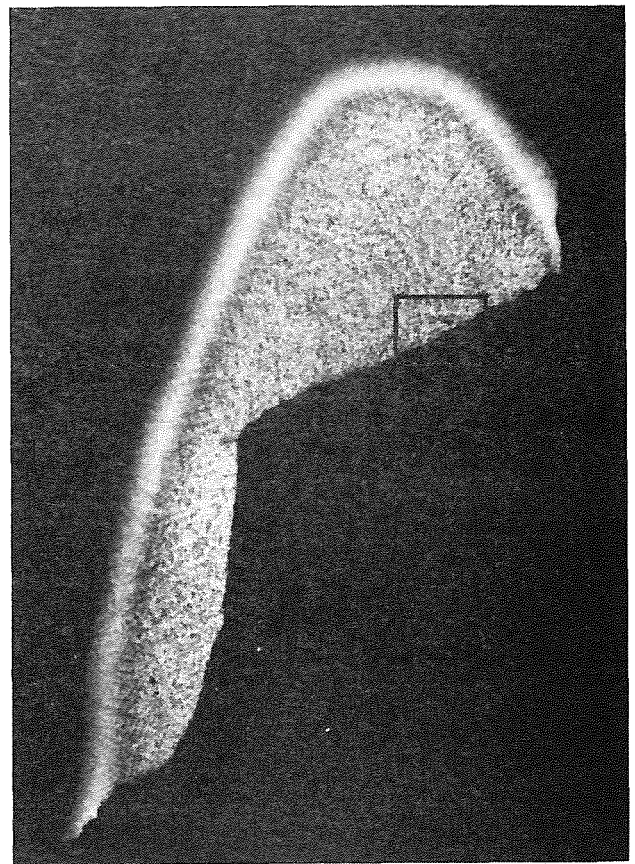


Fig. 7. Macrografía de la sección transversal a la superficie de fractura. (Nital 1%. 5.5x)

Realizando el estudio micrográfico detallado de dicha superficie, pudo verificarse que la estructura metalográfica básica del material es correcta. Como se muestra en la figura 8, la capa cementada está constituida por agujas de martensita sobre austenita retenida. En ella también se distinguen pequeñas inclusiones de MnS. El núcleo del diente está constituido por martensita revenida.

Al abordar el examen microscópico del borde de la superficie de fractura, se detectó una zona en la que existían una serie de inclusiones y cavidades, tal y

como se muestra en la micrografía de la figura 9 y siguiente.

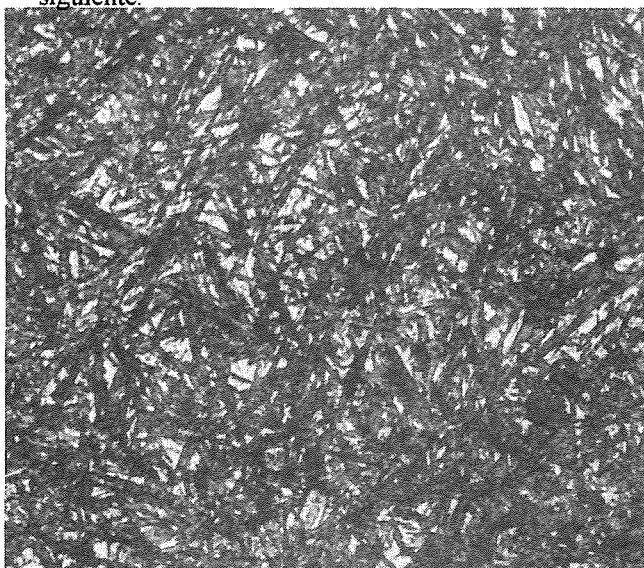


Fig. 8. Microestructura de la capa cementada. Imagen tomada a 0,2 mm de la superficie. (Nital 1%, 1000x)

En la figura siguiente se observan algunos detalles de esta región. Corresponde a la zona inicialmente señalada como la correspondiente al inicio de la fractura. Las inclusiones fueron confirmadas mediante análisis como partículas de alúmina.

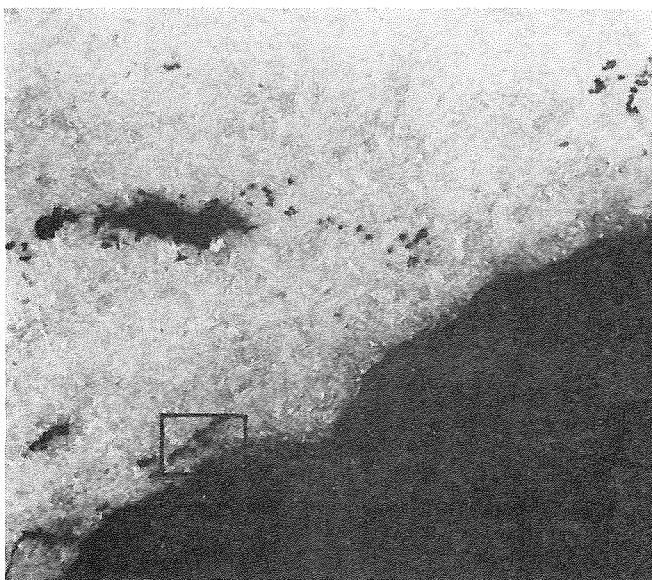


Fig.9. Detalle de la zona recuadrada en la figura 7. Profusión de inclusiones, cavidades y pequeñas grietas próximas a la superficie de fractura. (Nital 0,5%, 100x)

Finalizados los exámenes metalográficos realizó un barrido de microdurezas desde el borde de la capa cementada hasta el interior del diente. Las medidas se llevaron a cabo empleando un microdurómetro Vickers (HV-0.5) según norma UNE 7.423-86. La

curva representativa de la variación de dureza es la adecuada para el material y las solitudes mecánicas requeridas.

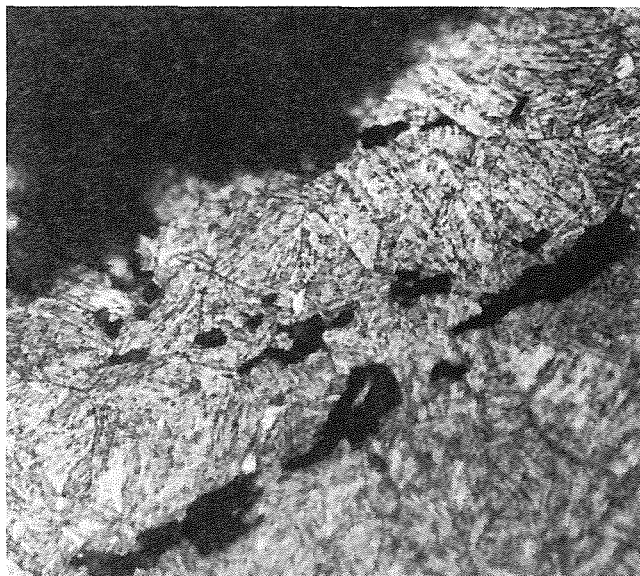


Fig. 10. Detalle de la imagen anterior. Inclusiones de alúmina y alguna pequeña de MnS al borde de la superficie de fractura. (Nital 0,5%, 1000x)

3. CONCLUSIONES

La superficie de fractura muestra prácticamente en toda su extensión las marcas concoidales o de playa características de los procesos de fatiga, centradas alrededor de un punto común del núcleo del diente que corresponde al origen de la fisuración y que muestran la progresión cíclica de la fractura.

El examen de las posibles causas han permitido determinar que tanto la aleación empleada en la fabricación del eje como la microestructura general de la pieza son los adecuados.

De igual forma, el examen de la superficie exterior de la pieza descarta que la causa de la fractura pueda deberse a un defecto en la mecanización o acoplamiento de la misma.

El estudio de la superficie de fractura y de las secciones transversales de la misma, revelan que el origen del fallo se encuentra en un defecto puntual del material de fabricación del piñón, en una estrecha zona en la que se produce una acumulación de cavidades e inclusiones de alúmina. Estas discontinuidades situadas por debajo de la superficie, han actuado como concentradores de tensiones en la matriz del material, contribuyendo de forma decisiva a la iniciación de varias fisuras.

Una vez iniciadas las grietas han avanzado por un fenómeno de fatiga en todas las direcciones hasta la superficie cementada de ambas caras del diente. Puesto que la progresión de las fisuras es lenta, se pueden apreciar la alternancia de bandas de aspecto pulido originadas por los esfuerzos de compresión durante el funcionamiento del engranaje que producen desgaste de las superficies de fractura, alternadas con otras de aspecto de fractura frágil.

4. BIBLIOGRAFÍA

- [1] Pintado, J.M.: "Fallos en servicio de los Materiales Metálicos", pp.171-176, INTA, Madrid.
- [2] Metals Handbook, Vol. 11, Failure Analysis and Prevention, 9th Edition, pp. 102-135, ASM, Metals Park, Ohio, USA.

FADIGA DE CONTACTO EM ENGRENAGENS DE UMA CAIXA DE VELOCIDADES DE AUTOMÓVEL

A.C. Batista¹, A.M. Dias¹, J.L. Lebrun², J.C. Le Flour³, G. Inglebert⁴¹ FCTUC, Universidade de Coimbra, Portugal Email : cast@cygnus.ci.uc.pt² LM3, UA CNRS 1219, ENSAM, Paris, França³ Direction des Etudes Matériaux, Renault SA, Boulogne-Billancourt, França⁴ LISMMA, Groupe Tribologie, ISMCM, Saint-Ouen, França

Resumo. Engrenagens de uma caixa de velocidades de automóvel, com tratamentos superficiais de carbonitruração e de grenalhagem de pré-tensão, foram submetidas a ensaios de fadiga de contacto. A técnica da difracção de raios X foi utilizada para seguir a evolução de diferentes parâmetros mecânicos e metalúrgicos, em função do estado de deterioração das engrenagens, tendo-se dedicado uma atenção particular à relaxação das tensões residuais. As leis de comportamento mecânico das camadas tratadas superficialmente foram identificadas, por intermédio de uma metodologia original utilizando ensaios de flexão 4-pontos associados com a técnica da difracção de raios X, e por ensaios de indentação esférica conjugados com uma análise numérica elasto-plástica do processo de indentação. Paralelamente foi desenvolvido um modelo numérico para previsão da relaxação das tensões residuais e para estimar a probabilidade de iniciação de fendas em fadiga de contacto.

Abstract. X-ray diffraction analysis has been used to study the evolution of residual stresses during contact fatigue tests of industrial gears of an automotive gearbox, submitted to surface treatments of carbonitriding and shot-peening. Various mechanical tests, such as four point monotonic bending and spherical indentation, were performed on laboratory samples and on the gears. Metallurgical investigation and specific stress and strain measurements during or after the mechanical tests, coupled with a numerical elasto-plastic analysis, were then used to identify the behaviour of the hardened layers. A numerical model has been developed in order to predict the residual stresses evolution and the working life of the gears under contact fatigue.

1. INTRODUÇÃO

Os componentes mecânicos podem ser sujeitos em serviço a elevadas pressões de contacto, que originam importantes gradientes de tensão, gerando um fenómeno de plasticidade de contacto [1]. Este fenómeno é caracterizado pelo aparecimento de deformações irreversíveis e por modificações na distribuição de tensões residuais. Se a pressão de contacto for suficientemente elevada, pode ser observado o aparecimento de uma degradação progressiva e irreversível da superfície do componente, como a picagem ("pitting") ou a escamação ("spalling"). Estes componentes são frequentemente submetidos a tratamentos superficiais, que introduzem tensões residuais de compressão nas camadas superficiais. Sob a influência de deformações cíclicas essas tensões podem no entanto ser relaxadas. Para levar em conta a influência das tensões residuais num cálculo de resistência à fadiga é então necessário quantificar o fenómeno da relaxação das tensões residuais. Os tratamentos superficiais modificam também as propriedades mecânicas das camadas superficiais. Variações das leis de comportamento elástico são geralmente assumidas como desprezáveis, mas as leis de comportamento elasto-plástico e a resistência à fadiga podem ser severamente modificadas. O conhecimento das propriedades mecânicas das camadas superficiais é importante, pois permite prever a evolução em serviço do componente.

Tabela 1. Composição química do aço 27CrMo4.

Elemento	% em peso
C	0.24 - 0.31
Mn	0.60 - 0.85
Cr	0.95 - 1.25
Mo	0.20 - 0.30
Si _{max}	0.40
Al _{max}	0.050
Ni _{max}	0.30
Cu _{max}	0.30
P _{max}	0.025
S	0.020 - 0.040

2. MATERIAIS E PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS

Materiais

No estudo foram utilizadas as engrenagens correspondentes ao pinhão motor de 4ª velocidade de uma caixa de velocidades de automóvel, fabricadas em aço 27CrMo4 cuja composição química se apresenta na tabela 1. As engrenagens foram submetidas a dois tipos de tratamento superficial: (i) carbonitruração seguida por têmpera em óleo, e (ii) carbonitruração seguida por têmpera em óleo e por uma grenalhagem de pré-tensão. A escolha destes dois tratamentos foi efectuada de modo a obter dois perfis de tensão residual completamente diferentes, e avaliar assim a influência das tensões residuais no processo de fadiga.

Ensaio de fadiga de contacto

As engrenagens foram ensaiadas em fadiga de contacto, utilizando um equipamento de ensaios capaz de simular as condições reais existentes numa caixa de velocidades (figura 1). Todos os ensaios decorreram sob as mesmas condições de carga, temperatura e lubrificação, escolhidas de modo a obter uma deterioração por picagem ou por escamação ao fim de algumas dezenas de horas.

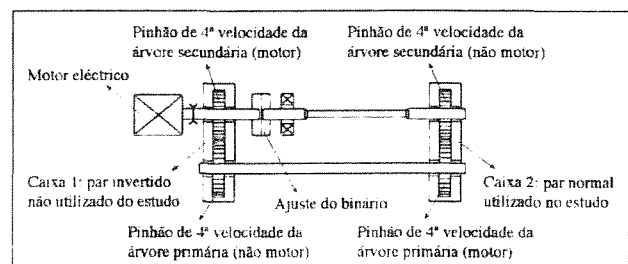


Fig. 1. Equipamento de ensaios de fadiga de contacto, para engrenagens de uma caixa de velocidades.

Difracção de raios X

As tensões residuais foram determinadas por difracção de raios X, utilizando um equipamento Set X equipado com detector de localização linear. Irradiou-se uma superfície de 3-4 mm² com a radiação K α de crómio, filtrada em retorno com um filtro de vanádio. Foram analisados os picos de difracção dos planos {211} da fase martensítica, sendo a sua posição determinada pelo método do baricentro centrado. As tensões residuais foram determinadas nos flancos dos dentes das engrenagens, na direcção longitudinal, segundo a largura dos dentes, e na direcção transversal, segundo a altura dos dentes. A largura integral dos picos de difracção foi utilizada para avaliar o nível de encruamento dos materiais. Para a análise em profundidade procedeu-se à remoção de camadas sucessivas por polimento electrolítico.

A dosagem de austenite residual foi efectuada num goniómetro Philips, equipado com detector proporcional. O software para controlo do goniómetro, aquisição e tratamento de dados foi desenvolvido na Universidade de Coimbra [2]. Utilizou-se a radiação K α de crómio, com um filtro de vanádio em retorno, e os picos de difracção correspondentes aos planos {200} e {211} da fase martensítica e aos planos {200} e {220} da fase austenítica.

3. MODELO NUMÉRICO DE PREVISÃO DA RELAXAÇÃO DAS TENSÕES RESIDUAIS E DA INICIAÇÃO DE FENDAS EM FADIGA

Foi desenvolvido um modelo numérico para previsão da relaxação das tensões residuais e da probabilidade de iniciação de fendas, em fadiga de contacto (figura 2). O modelo foi desenvolvido num microcomputador PC, tendo por base o código de elementos finitos ACORD.2D, e utiliza um método simplificado de cálculo elasto-plástico desenvolvido por Zarka e Inglebert [3] para estimar a distribuição estabilizada de tensões residuais após fadiga. Este método de cálculo elasto-plástico é aplicável ao caso de solicitações de amplitude moderada que conduzam a uma adaptação do material ("elastic shakedown"). O modelo possui um módulo de inicialização que permite a introdução das tensões residuais iniciais, e um módulo de fadiga multiaxial a grande número de ciclos, que utiliza o estado estabilizado de tensões residuais para estimar a localização mais provável da iniciação das fendas de fadiga, por intermédio de critérios multiaxiais de fadiga como Sines, Crossland e Dang Van. O programa trabalha em deformação plana ou em axissimetria. O comportamento elasto-plástico dos materiais é descrito por uma lei de encruamento cinemático linear (ECL).

4. MORFOLOGIA DA DETERIORAÇÃO SUPERFICIAL DAS ENGRENAGENS

No final dos ensaios mais longos, com uma duração de 30 horas, as engrenagens unicamente carbonitruradas apresentam picagem, e também separação de escamas com dimensões podendo atingir alguns milímetros quadrados (figura 3a). As escamas apresentam geralmente uma forma característica em leque, o que indica que a fissuração se inicia na superfície.

As engrenagens grenalhadas apresentavam no final dos ensaios mais longos, com uma duração de 65 horas, uma picagem mais fina, mas estendendo-se sobre uma grande parte da superfície de contacto dos dentes. Podiam também ser observadas pequenas escamas sobre alguns dentes, mas cuja dimensão não ultrapassava os 0.5 mm² (figura 3b).

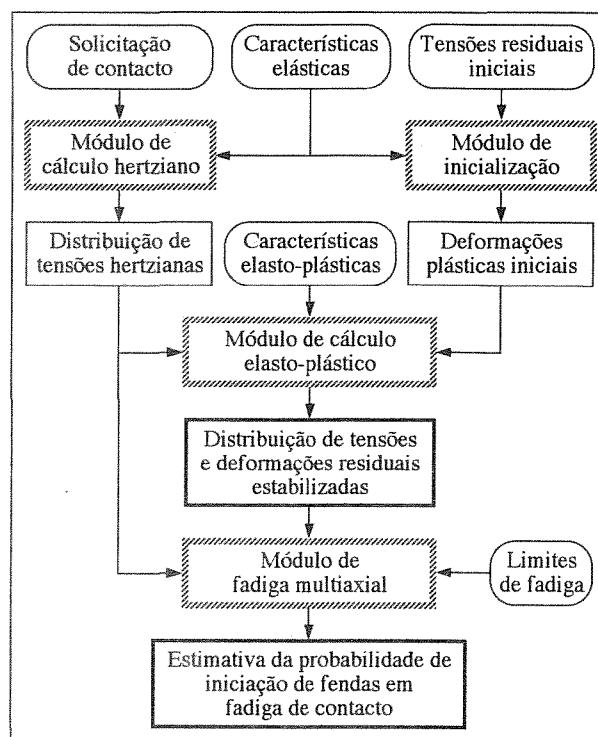


Fig. 2. Modelo numérico desenvolvido.

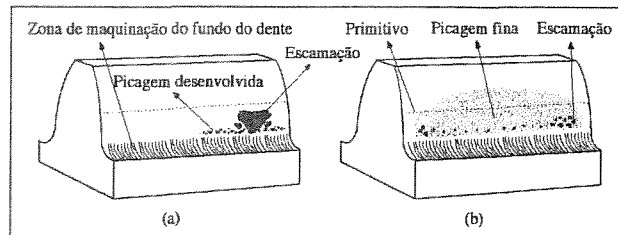


Fig. 3. Esquema da deterioração observada nas engrenagens (a) unicamente carbonitruradas e (b) grenalhadas.

A deterioração aparece sensivelmente para a mesma duração de ensaio (20-30 horas) nas engrenagens com os dois tipos de tratamento superficial, mas sob formas diferentes: picagem e escamação para as engrenagens unicamente carbonitruradas, e apenas picagem para as engrenagens grenalhadas. Nas engrenagens unicamente carbonitruradas a picagem aparece numa área restrita, normalmente com a forma de uma linha junto ao limite inferior da superfície de contacto, enquanto que nas engrenagens grenalhadas ela afecta uma grande parte da superfície activa, com maior incidência abaixo do diâmetro primitivo. Estas últimas apresentam também alguma escamação, mas mais tarde e menos desenvolvida.

A profundidade máxima atingida pela escamação é de cerca de 140 µm para as engrenagens unicamente carbonitruradas e de 60 µm para as engrenagens grenalhadas. Tendo em conta a duração máxima dos ensaios de fadiga de contacto para as engrenagens com os dois tipos de tratamento superficial, 30 horas para as unicamente carbonitruradas e 65 horas para as grenalhadas, estes resultados indicam uma diferença razoável na cinética da propagação das fissuras. Num estudo paralelo [4] observou-se que o aumento da duração dos ensaios originava um aumento da profundidade máxima da escamação, sem no entanto ultrapassar os 300 µm para as engrenagens unicamente carbonitruradas.

5. EVOLUÇÃO MICROESTRUTURAL E RELAXAÇÃO DAS TENSÕES RESIDUAIS DURANTE OS ENSAIOS DE FADIGA

A evolução das tensões residuais, da largura integral dos picos de difracção de raios X e da taxa de austenite residual, foi estudada em função da duração dos ensaios de fadiga de contacto. Parte deste trabalho foi apresentada numa comunicação recente [5].

Largura integral do pico de difracção de raios X e austenite residual

Antes dos ensaios de fadiga de contacto os perfis em profundidade da largura integral do pico de difracção são similares para ambos os tratamentos superficiais (figuras 4 e 7). A largura integral apresenta um valor máximo a uma profundidade de 150 μm , diminuindo em seguida. Esta evolução pode ser atribuída a: (i) uma adaptação em deformação permitida pelo alto teor de austenite residual, para profundidades inferiores a 150 μm , e (ii) para profundidades superiores a 150 μm , à diminuição do teor em carbono na martensite. A partir da distribuição inicial da taxa de austenite residual para os dois tratamentos superficiais (figuras 5 e 8), verificamos que a operação de grenalhagem de pré-tensão modifica as camadas carbonitruradas nos primeiros 100-150 μm , provocando uma transformação considerável da austenite residual e um endurecimento do material que foi confirmado por medidas de microdureza. A largura integral não é afectada por este fenómeno, uma vez que ela analisa apenas a fase martensítica, que não é muito modificada.

A evolução da largura integral durante os ensaios de fadiga de contacto é semelhante nos vários casos, observando-se uma diminuição que indica um amaciamento do material. A evolução tem lugar durante as primeiras 30 horas de ensaio, iniciando-se logo após os primeiros

minutos. No final dos ensaios de fadiga de contacto as engrenagens grenalhadas apresentam valores de largura integral inferiores aos das unicamente carbonitruradas, o que indica um maior amaciamento por fadiga do material grenalhado.

Tensões residuais

Os perfis de tensão residual dos pinhões unicamente carbonitrurados são muito semelhantes para as duas direcções de medida. Antes dos ensaios de fadiga de contacto as tensões residuais apresentam um valor constante da ordem de -300 MPa durante os primeiros 250 μm , após o que se segue uma lenta diminuição da sua intensidade, passando em tracção a uma profundidade de 600 μm . Após 30 horas de ensaio de fadiga de contacto as tensões de compressão apenas aumentaram numa camada muito próxima da superfície, não apresentando evolução para profundidades superiores a 10 μm . Na figura 6 apresenta-se, como exemplo, a distribuição em profundidade das tensões residuais determinadas na direcção transversal, segundo a altura dos dentes, para as engrenagens unicamente carbonitruradas.

O tratamento de grenalhagem de pré-tensão introduz um pico de tensões residuais de compressão, que atinge um valor máximo de cerca de -1200 MPa a uma profundidade de 30-50 μm , seguido de um patamar semelhante ao observado nas engrenagens unicamente carbonitruradas, mas correspondendo a tensões de compressão mais intensas. Durante os ensaios de fadiga de contacto observa-se uma relaxação das tensões residuais introduzidas pela grenalhagem, que tem lugar durante as primeiras 5 horas de ensaio, não se observando evoluções posteriores. As tensões residuais mais intensas estão agora à superfície, onde tem lugar uma relaxação inicial seguida de um aumento da sua intensidade. Este comportamento das tensões residuais superficiais ilustra a competição entre a relaxação

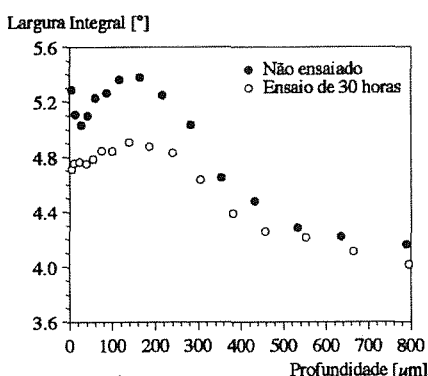


Fig. 4. Evolução da largura integral, para o pinhão carbonitrurado.

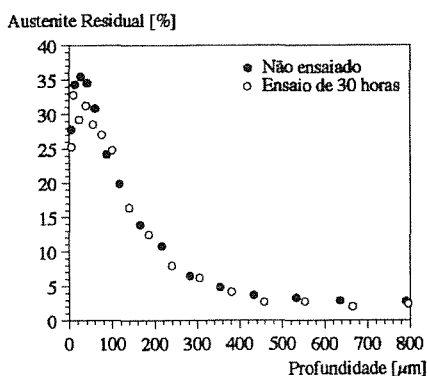


Fig. 5. Taxa de austenite residual, para o pinhão carbonitrurado.

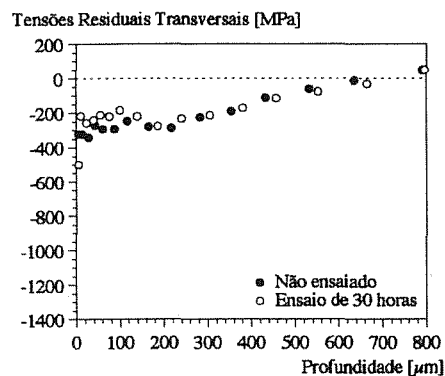


Fig. 6. Tensões residuais transversais, para o pinhão carbonitrurado.

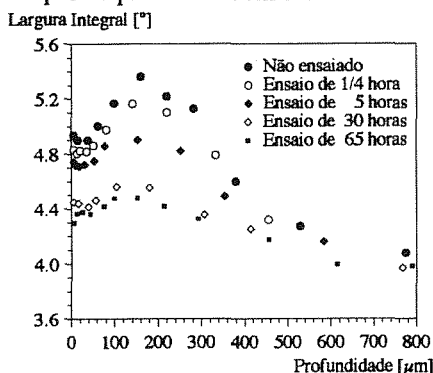


Fig. 7. Evolução da largura integral, para o pinhão grenalhado.

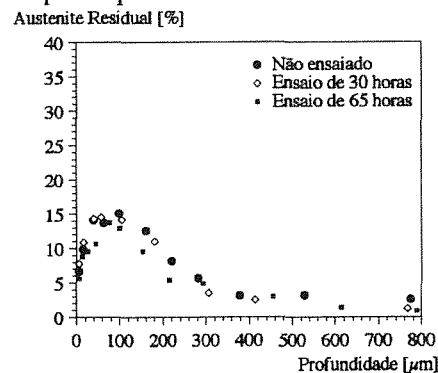


Fig. 8. Taxa de austenite residual, para o pinhão grenalhado.

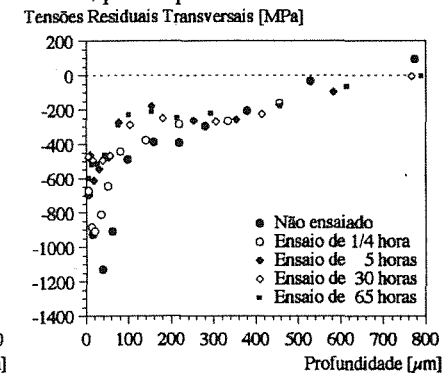


Fig. 9. Tensões residuais transversais, para o pinhão grenalhado.

induzida pela deformação cíclica e o aumento induzido pelo contacto. Na figura 9 apresenta-se, como exemplo, a evolução das tensões residuais determinadas na direcção transversal, para as engrenagens grenalhadas.

Comparando a distribuição de tensões residuais estabilizadas para os dois tratamentos superficiais, verificamos que as engrenagens grenalhadas apresentam tensões residuais de compressão mais intensas nos primeiros 100 µm de profundidade, em detrimento das unicamente carbonitruradas. Esta diferença poderá contribuir para o atraso na formação da escamação sobre as engrenagens grenalhadas, uma vez que as tensões residuais de compressão retardam a propagação de fissuras [6], essencial para o desenvolvimento da escamação.

6. CARACTERIZAÇÃO DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS DAS CAMADAS TRATADAS SUPERFICIALMENTE

Os tratamentos de endurecimento superficial, como a carbonitruração, provocam um gradiente de composição química e de propriedades mecânicas, entre a superfície e o interior do material. Os ensaios clássicos normalmente utilizados na determinação das leis de comportamento não são apropriados para este tipo de materiais, devido à dificuldade em conseguir provetes com uma secção homogénea representativa das camadas endurecidas. Apresentam-se de seguida duas metodologias experimentais, que utilizámos para identificar as leis tensão-deformação das camadas superficiais endurecidas. Parte deste trabalho foi apresentada numa comunicação recente [7].

Ensaio de flexão 4-pontos

Efectuaram-se ensaios monótonos de flexão 4-pontos em provetes submetidos aos mesmos tratamentos superficiais das engrenagens. Durante os ensaios de flexão a evolução das tensões na superfície dos provetes foi determinada por difracção de raios X e a deformação macroscópica por

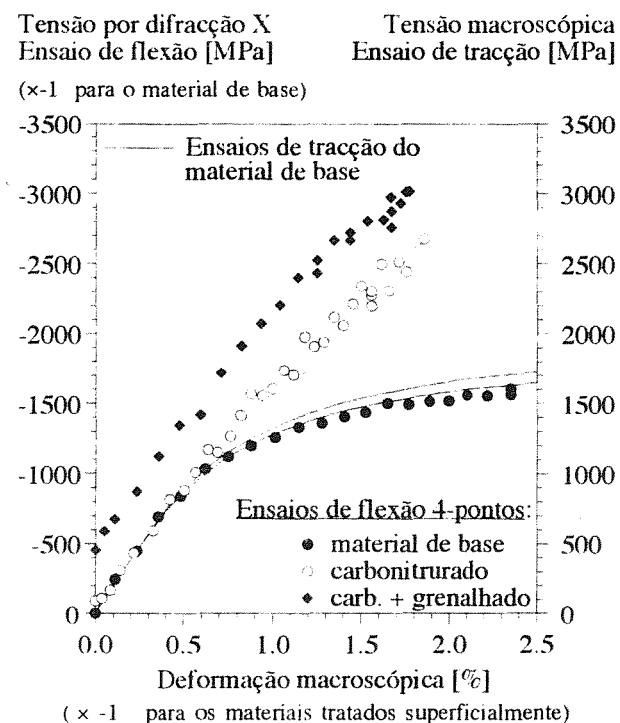


Fig. 10. Leis tensão-deformação obtidas por ensaios de flexão 4-pontos e de tracção, para o material não deformado ciclicamente.

extensometria eléctrica. Esta metodologia foi utilizada para identificar as leis tensão-deformação das camadas superficiais tratadas, do material não deformado ciclicamente, sendo os resultados apresentados na figura 10.

Observa-se uma boa concordância entre os ensaios de flexão 4-pontos e os ensaios de tracção, efectuados com o material de base, o que valida a metodologia utilizada. Eliminando as tensões residuais iniciais verificamos que os resultados são muito semelhantes para as duas camadas tratadas. Podemos agora ajustar estes resultados por uma lei de ECL, que será utilizada no modelo numérico. Tendo em conta a forma geométrica das leis tensão-deformação experimentais, em particular a do material de base, os parâmetros das leis de ECL deverão ser função do intervalo de deformação a que dizem respeito.

Ensaio de indentação esférica

As propriedades mecânicas dos materiais podem ser estimadas comparando o perfil experimental de uma indentação, com o perfil residual obtido a partir de uma modelação numérica do processo de indentação [8]. Os parâmetros das leis de comportamento são progressivamente ajustados no modelo, até o perfil determinado numericamente ser suficientemente próximo do perfil experimental. Para um material com várias camadas as características mecânicas são sucessivamente determinadas.

Efectuaram-se ensaios de indentação esférica para diferentes pressões de contacto em provetes planos submetidos aos mesmos tratamentos superficiais das engrenagens (figura 11a). De modo a evitar singularidades e a ter um contacto facilmente modelável escolheu-se a indentação esférica. As indentações foram também efectuadas em dentes de engrenagens previamente submetidas a ensaios de fadiga de contacto, de modo a obter as leis de comportamento do material deformado ciclicamente. Como indentador utilizaram-se esferas de metal endurecido, com diâmetros de 2.5 mm e de 20 mm. Cada indentação foi caracterizada pela sua profundidade e raio, a partir do seu perfil obtido com um rugosímetro (figura 11b).

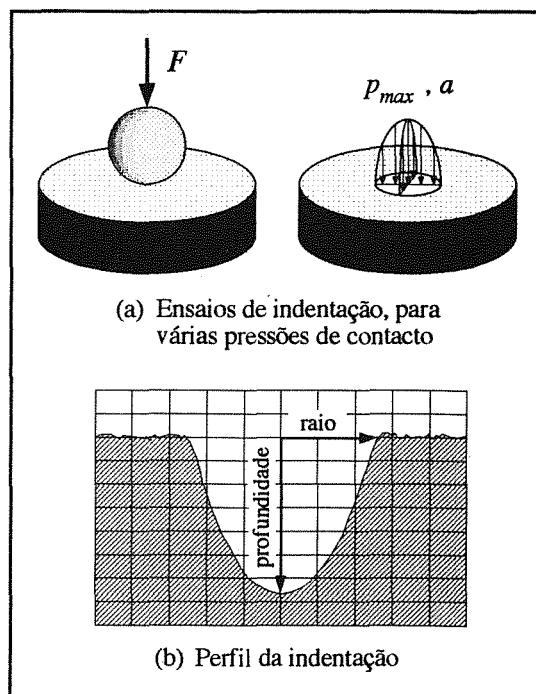


Fig. 11. Procedimento experimental nos ensaios de indentação esférica.

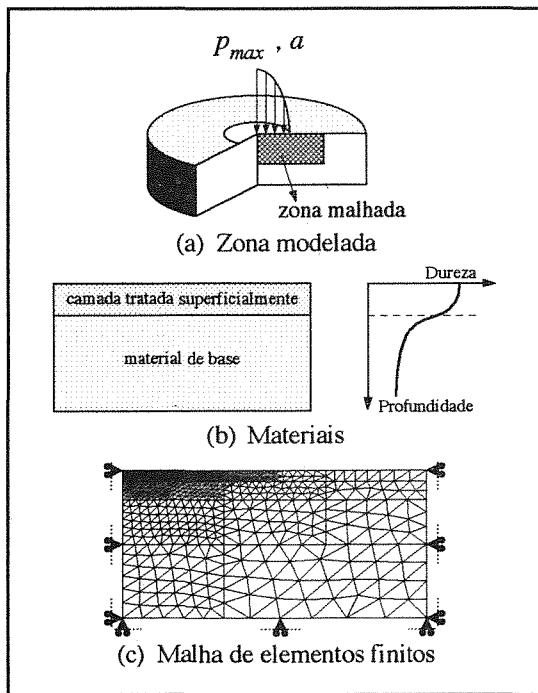


Fig. 12. Esquema da modelação numérica dos ensaios de indentação esférica.

A modelação numérica dos ensaios de indentação esférica foi efectuada em axissimetria, como indicado na figura 12a. Considerou-se a existência de dois materiais diferentes, um para o material de base do interior dos pinhões, não afectado pelos tratamentos superficiais, e um outro para a camada superficial tratada (figura 12b). A malha de elementos finitos foi definida com uma elevada densidade na vizinhança da zona de contacto (figura 12c).

Os resultados obtidos confirmam que as leis de comportamento mecânico da camada superficial unicamente carbonitrurada e da camada grenalhada, são muito semelhantes. As leis de comportamento mecânico do material deformado ciclicamente, obtidas para uma das condições de indentação, são apresentadas a título de exemplo na figura 13. Verifica-se que a deformação plástica cíclica imposta ao material da camada superficial origina um amaciamento da mesma, sendo o efeito mais pronunciado para o material grenalhado.

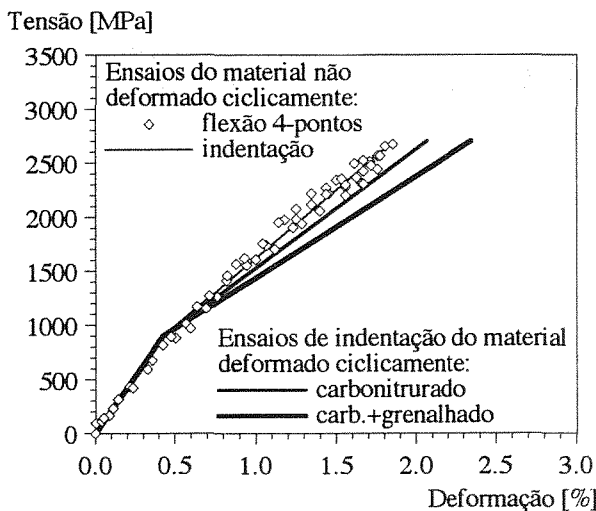


Fig. 13. Leis de ECL da camada tratada superficialmente, obtidas por modelação dos ensaios de indentação, para uma das condições de indentação.

7. MODELAÇÃO DA RELAXAÇÃO DAS TENSÕES RESIDUAIS

Além do conhecimento das tensões residuais iniciais e das leis de comportamento mecânico das camadas superficiais tratadas, precisamos de conhecer a solicitação de contacto entre os dentes. Para esse efeito foi utilizado o programa LDP, que permite determinar a distribuição de pressão de contacto entre os dentes de um par de engrenagens. Os resultados obtidos indicam valores de 1100-1200 MPa, para a pressão máxima hertziana na zona central dos dentes das engrenagens, onde se determinaram as tensões residuais por difracção de raios X. Foi também calculada uma aproximação à distribuição de pressão no contacto rugoso não lubrificado, por intermédio de um programa desenvolvido no CETRIB-INEGI.

No modelo de relaxação de tensões residuais os dentes são representado pelo seu perfil num plano perpendicular ao eixo de rotação da engrenagem, considerando um estado de deformação plana. Definiram-se três camadas de material: (i) uma primeira, junto à superfície de contacto, representando o material que devido à deformação plástica cíclica indicou amaciamento por fadiga, (ii) uma segunda, para o material mais duro da zona afectada pelo tratamento superficial, fora do alcance do forte gradiente de tensões que se faz sentir na primeira camada, (iii) por último, o material do interior dos pinhões, que não sofreu os efeitos do tratamento superficial. O ciclo de carregamento é simulado por uma carga que se desloca sobre o dente, no sentido do engrenamento. Considerou-se um contacto não lubrificado.

No caso do pinhão unicamente carbonitrurado o modelo não prevê relaxação de tensões residuais, como se verificou experimentalmente. Mostra-se no entanto incapaz de prever o aumento das tensões de compressão à superfície. Para a engrenagem grenalhada o modelo prevê uma relaxação do pico de tensões residuais de compressão, que se aproxima da relaxação observada experimentalmente. A título de exemplo é apresentado na figura 14 o resultado de um cálculo de relaxação de tensões residuais, para as engrenagens grenalhadas.

8. ESTIMATIVA DA INICIAÇÃO DE FISSURAS

Para introduzir a influência das tensões residuais no cálculo de resistência à fadiga, é necessário utilizar um critério de fadiga multiaxial. Na estimativa do local mais

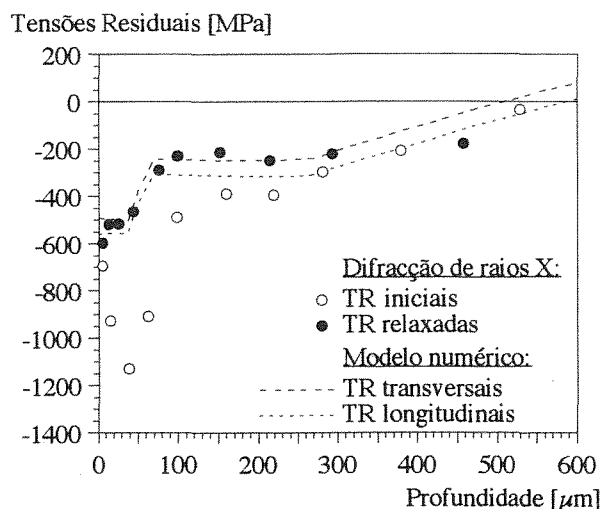


Fig. 14. Cálculo de relaxação de tensões residuais, nas engrenagens grenalhadas.

provável de iniciação das fendas de fadiga, foi utilizado o critério multiaxial de fadiga mecânica de Dang Van [9], que prevê a ausência de iniciação de fendas de fadiga, se:

$$\forall t \in T, \quad \left\| \bar{\tau}(t) \right\| + \alpha \cdot p(t) \leq \beta \quad (1)$$

onde $\bar{\tau}(t)$ representa a tensão de corte microscópica, $p(t)$ a pressão hidrostática, t o tempo e T o período do ciclo de carga. Os parâmetros α e β são característicos do material, podendo ser obtidos a partir dos limites de fadiga em flexão rotativa e em torção alternada, por exemplo. Na aplicação do critério utiliza-se o estado de tensão aplicada originado pelo ciclo de carregamento definido no modelo e o estado estabilizado de tensões residuais determinado pelo módulo de cálculo elasto-plástico.

Os resultados obtidos indicam que um carregamento hertziano não permite pôr em evidência a iniciação das fissuras à superfície. Com a introdução do carregamento devido ao contacto rugoso o modelo prevê, no entanto, uma iniciação das fissuras de fadiga nas proximidades da superfície, o que está de acordo com os resultados experimentais. O modelo prevê ainda uma maior deterioração do material até à profundidade de 250-300 μm , valor este da ordem de grandeza da profundidade da plastificação local inicial, e que poderá estar relacionado com a profundidade máxima da escamação observada experimentalmente. A título de exemplo apresenta-se na figura 15, sob a forma $\tau + \alpha p - \beta$, um resultado de aplicação do critério de Dang Van para o contacto rugoso, com e sem a influência das tensões residuais estabilizadas.

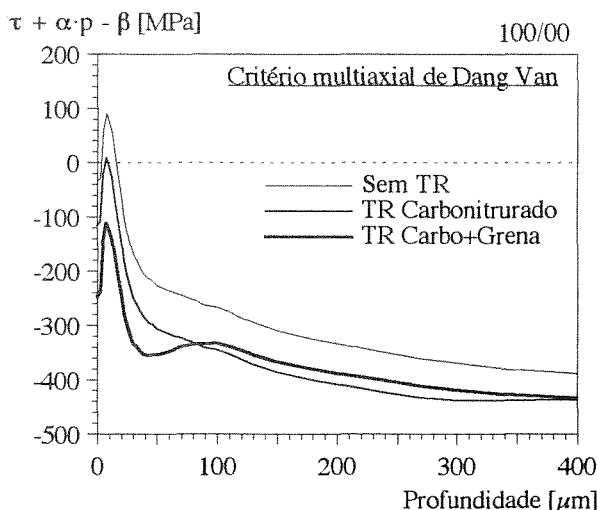


Fig. 15. Resultado de aplicação do critério de fadiga multiaxial de Dang Van, para um caso de contacto rugoso não lubrificado ($P_{\text{max}} \approx 3.5 P_{\text{Hertz max}}$).

9. CONCLUSÕES

A relaxação das tensões residuais apresenta comportamentos diferentes em função do tratamento superficial das engrenagens. As tensões residuais de compressão estabilizadas são mais intensas nos primeiros 100 μm para as engrenagens grenalhadas, em detrimento das unicamente carbonitruradas. Esta diferença poderá contribuir para o atraso na formação da escamação sobre as engrenagens grenalhadas, retardando a propagação das fissuras iniciadas superficialmente.

Foram utilizadas duas diferentes metodologias experimentais para a identificação das leis de comportamento mecânico das camadas superficiais tratadas. Antes de deformados ciclicamente ambos os estados, grenalhado e unicamente carbonitrurado, apresentam leis de com-

portamento semelhantes. A deformação plástica cíclica origina um amaciamento por fadiga do material na camada próxima da superfície, sendo o efeito mais pronunciado para o material grenalhado.

O modelo numérico desenvolvido permite uma previsão satisfatória da relaxação das tensões residuais, persistindo, no entanto, algumas dificuldades associadas à descrição de leis de comportamento mecânico que se afastem de uma forma bilinear. Como perspectivas de desenvolvimento prevê-se a utilização no modelo de uma lei de comportamento, que permita descrever de uma forma mais realista as determinadas experimentalmente.

O critério multiaxial de Dang Van foi utilizado para estimar a localização mais provável da iniciação das fendas de fadiga. Os resultados obtidos permitem pôr em evidência a iniciação das fissuras à superfície, sendo para tal necessário considerar a distribuição de pressão no contacto rugoso. O modelo prevê uma maior deterioração do material até uma profundidade de 250-300 μm , o que poderá explicar a estabilização da profundidade máxima da escamação observada experimentalmente.

10. AGRADECIMENTOS

Um dos autores (ACB) agradece à JNICT-Programa Ciência, o apoio financeiro concedido.

11. REFERÊNCIAS

- [1] K.L. Johnson, "Contact mechanics", Cambridge University Press, 1985.
- [2] A.C. Batista, "Determinação da taxa de austenite residual por difracção de raios X", Provas de Aptidão Pedagógica e Capacidade Científica, FCTUC, Universidade de Coimbra, Portugal, 1989.
- [3] G. Inglebert, J. Frelat, "Quick analysis of inelastic structures using a simplified method", Nuclear Engineering and Design, n.º 116, pp.281-291, 1989.
- [4] X. Dufourg, "Pitting des engrenages de boite de vitesse: caractérisation microstructurale avant et après essai de fatigue d'endurance", Tese de Doutoramento, Université de Paris-Sud, Centre d'Orsay, França, 1992.
- [5] A.C. Batista, A.M. Dias, J.C. Le Flour, J.L. Lebrun, "Residual stresses and damage evolution during pitting tests of automotive gears", Proceedings of the Fourth International Conference on Residual Stresses (ICRS4), Baltimore, USA, pp.1062-1070, 1994.
- [6] H. Gray, L. Wagner, G. Lütjering, "Influence of residual stresses on fatigue crack propagation of small surface cracks", Residual Stresses in Science and Technology, vol.2, pp.815-822, DGM, 1987.
- [7] A.C. Batista, P. Vermoux, T. Hassine, G. Inglebert, J.C. Le Flour, A.M. Dias, J.L. Lebrun, "Characterisation of mechanical properties and residual stresses in hardened materials", Recent Advances in Experimental Mechanics, Editado por J.F.Silva Gomes et al., A.A. Balkema, vol.2, pp.739-744, 1994.
- [8] P. Vermoux, G. Inglebert, R. Gras, "Characterisation of elastic-plastic behaviour for contact purposes on surface hardened materials", Dissipative Processes in Tribology, Editado por Dowson et al., Elsevier Science BV, pp.287-301, 1994.
- [9] K.Dang Van, "Sur la résistance à la fatigue des métaux", Sciences et Techniques de l'Armement, vol.47, 3º fascículo, pp.641, 1973.

ANÁLISE DE FRACTURA DE MOLDES PARA PVC EM AÇO DIN X42Cr13

M. Teresa Ferraz, J. Faustino e M. Santos

Instituto Nacional de Engenharia e Tecnologia Industrial
IMP, Paço do Lumiar, 1699 LISBOA Codex

Resumo. Analisaram-se as causas de fractura de dois moldes para injeção de PVC com geometria paralelepípedica (679.5 x 533.5 x 86 mm). Os moldes, fabricados em aço DIN 1.2083-X42Cr13, foram tratados termicamente por têmpera e revenido visando a obtenção de uma dureza 50-52 HRC. Apresentaram fracturas não totalmente propagadas, localizadas à superfície do molde na zona central, perpendicularmente ao eixo longitudinal. As fracturas, geradas num furo roscado, foram desencadeadas por acção de forças de tracção resultantes do processo de abertura das roscas por deformação. Os exames fractográficos e metalográficos evidenciaram uma fractura frágil do tipo intergranular associada a uma microestrutura caracterizada por bandas de segregação, precipitação contínua de carbonetos nos limites de grão e carbonetos com uma aglomeração menos usual, cuja precipitação aparenta ser induzida por algumas inclusões não metálicas.

Abstract. Failures in two plastic injection molds having a parallelepipedic geometry (679.5 x 533.5 x 86 mm) were analysed. The steel for injection molds, DIN 1.2083-X42Cr13 was heat treated by quenching and tempering to 50-52 HRC hardness. Brittle and not propagated fractures normal to the longitudinal mold axis were observed in a transversal center plan of the mold. Fractures were originated in a threaded hole by tensile stresses developed in the manufacture of threads by deformation. Fractographic and metallographic analysis showed a intergranular fracture and abnormal microstructural features as banded segregation, continuous carbide precipitation on grain boundaries and less common carbide clusters with preferential precipitation apparently induced by non metallic inclusions.

1. INTRODUÇÃO

As falhas em sistemas mecânicos devem-se principalmente a fractura e fadiga, corrosão, erosão e desgaste. Os custos associados a estas falhas, envolvendo a paragem de linhas de produção, o não cumprimento de prazos e mesmo acidentes pessoais, atinge anualmente cerca de 10% do PNB [1].

De entre as causas gerais de falhas de sistemas mecânicos foram identificadas [1] as devidas ao projecto mecânico (10-40%), tipo de material e tratamento térmico utilizado (3-8%), maquinaria (7-12%), e acabamento, manuseamento durante o fabrico e em serviço (12%).

Não são conhecidos dados relativos aos moldes, em parte devido à sua não divulgação por parte das empresas pressionadas pela resolução de problemas imediatos de produção ou substituição rápida dos moldes acidentados.

Apesar dos elevados custos de maquinaria envolvidos no processo de fabrico dos moldes, são por vezes negligenciados aspectos respeitantes às propriedades dos materiais. Os moldes para plásticos requerem aços limpos de características específicas [2]. Os aços de liga, frequentemente utilizados são muito sensíveis a eventuais problemas surgidos no processo de fabrico e no tratamento térmico, assim como à presença de impurezas na sua constituição.

Salienta-se que os moldes após tratamento térmico podem armazenar tensões residuais que variam entre 30 e 99% da tensão de rotura [3], às quais se sobrepõem muitas vezes tensões residuais induzidas por maquinaria, acabamento e manuseamento.

Assim, não pode ser descurado o controlo de recepção de matérias primas, nem o dos tratamentos térmicos, estes correntemente subcontratados a empresas especializadas.

Para prevenção de falha de um molde deverá ser necessário conhecer os elementos relativos ao funcionamento do mesmo, como sejam: material a injectar, tempo e pressão de injeção, tempo e força de aperto, meio e condições de arrefecimento, meio e forças de extracção do injectado e características da máquina injectora.

As principais causas de falha dos moldes em serviço são a nucleação e propagação de fissuras por fadiga, de origem térmica ou mecânica, e o desgaste. Contudo, a fissuração poderá ocorrer durante o processo de fabrico ou logo no início da utilização.

A fissuração poderá dever-se a fragilização, quer associada ao material: características mecânicas e metalúrgicas do material de base e resultantes do seu tratamento térmico, quer associada ao processo de fabrico: cantos não arredondados, tensões térmicas e mecânicas residuais, marcas de maquinagem de corte por arranque de aparas ou por electroerosão [3,4].

2. HISTÓRIA DO COLAPSO

Dois moldes para injeção de PVC com geometria paralelepípedica (679,5 x 533,5 x 86 mm) fracturaram ainda na fase de fabrico e ensaio apresentando uma fissura associada a um furo transversal de passagem de água, na secção central (figura 1).

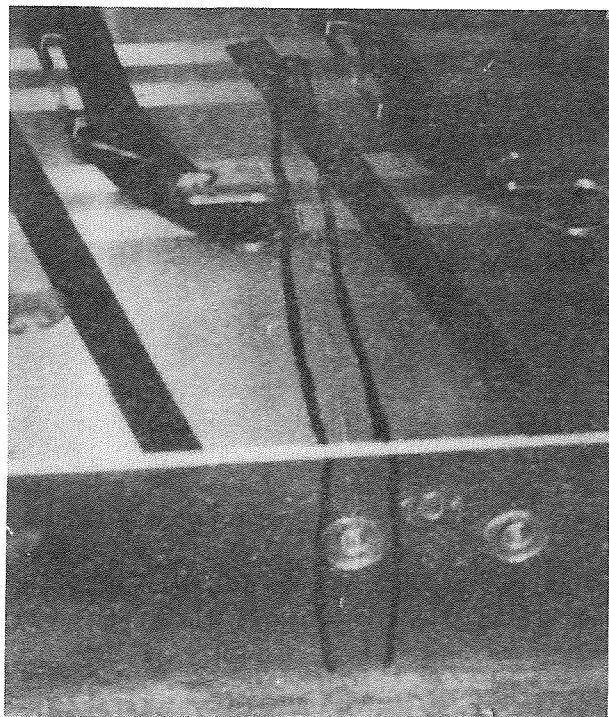


Fig.1. Aspecto e localização da fissura num dos moldes.

Os moldes foram fabricados em aço DIN 1.2083-X42Cr13 fornecido no estado recozido com uma dureza de 195 HB. Após maquinagem de desbaste, abertura de furos e rasgos, foram submetidos a tratamento de alívio

de tensões. Depois de pré-acabados foram temperados em forno de vácuo a partir de uma temperatura de austenitização de 1020°C a que se seguiu um duplo revenido de 8 horas cada a 300°C, tendo sido obtida uma dureza de 52-53 HRC.

3. ANÁLISE DA FALHA

3.1 Fractura

As fracturas, não totalmente propagadas, apresentavam zonas de iniciação e orientação de propagação idênticas. Cada uma das fracturas teve início num furo roscado, obtido por deformação com macho cónico, localizado na secção central e propagou-se perpendicularmente ao eixo do molde.

Para observação, as fissuras foram posteriormente abertas através da realização de cortes por electroerosão, paralelos ao plano de fractura. Uma das superfícies de fractura apresentava o aspecto documentado na figura 2.

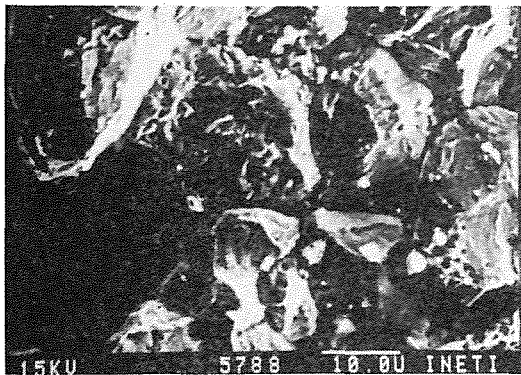


Fig.2. Aspecto de uma superfície de fractura.

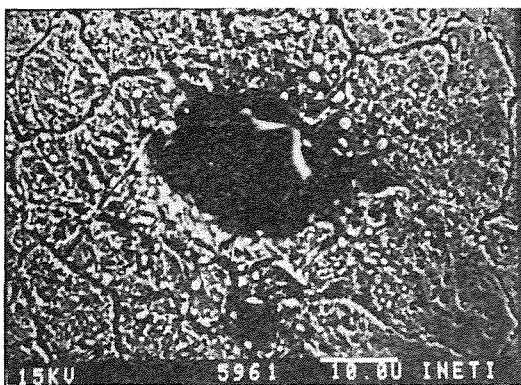
As superfícies de fractura dos dois moldes, observadas visualmente e numa lupa estereoscópica, apresentavam características equivalentes: superfície plana, pouco rugosa, iniciação da fractura na zona da rosca do furo e propagação instantânea.

Em amostras seccionadas na zona de iniciação da fractura de ambos os moldes, observou-se no microscópio electrónico de varrimento (SEM), na zona de iniciação e na zona de propagação, uma fractura frágil do tipo intergranular (figura 3.a) com partículas finas globulares no centro e nos limites de grão.

Em amostras metalográficas (figura 3.b), observou-se este tipo de partículas, provavelmente carbonetos ou mesmo nitretos, no centro e limites de grão, assim como à volta de inclusões não metálicas também com forma globular.



a)



b)

Fig.3. Aspecto da superfície de fractura (a) e da microestrutura (b) na zona de iniciação da fractura.

3.2 Microestrutura

O aço utilizado apresentou uma composição química dentro dos intervalos previstos para o aço DIN X42Cr13, tendo sido confirmado um teor em carbono de 0,45%, pelo método do LECO de carbono, e um teor de 13,3% de cromo, por OES.

A microestrutura geral era constituída por martensite revenida com carbonetos na matriz e nos limites de grão. Estes estavam na forma de partículas globulares e de filmes contínuos.

Na vizinhança da superfície de fractura de ambos os moldes a microestrutura apresentava bandas de segregação que em alguns locais evidenciavam a presença de carbonetos de solidificação com a forma "script" característica dos carbonetos de cromo eutéticos (figura 4).

A macrocontrastação desta área com ácidos fortes (figura 5) permitiu revelar que a macrosegregação se concentrava preferencialmente na zona dos furos.

Na zona da fractura, normalmente em associação com as bandas de segregação e carbonetos, observaram-se

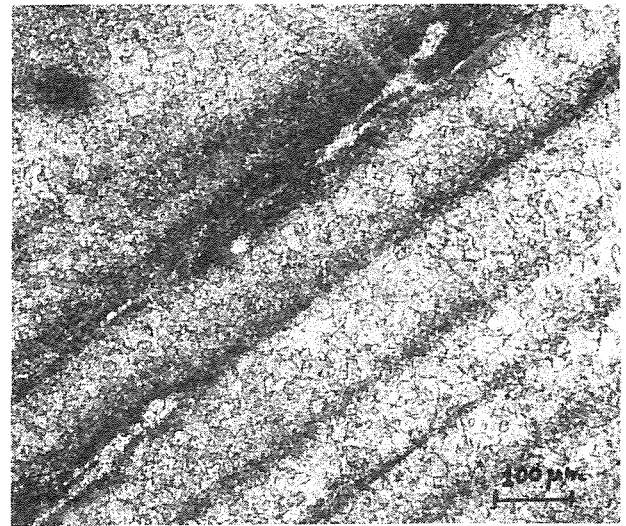


Fig.4. Microestrutura na zona da fractura.

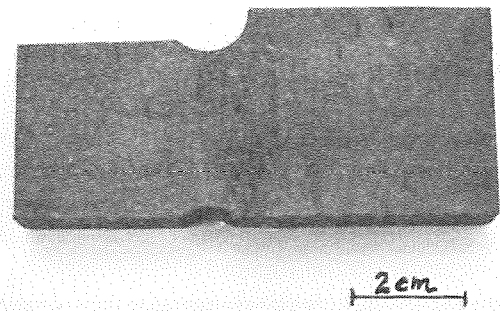


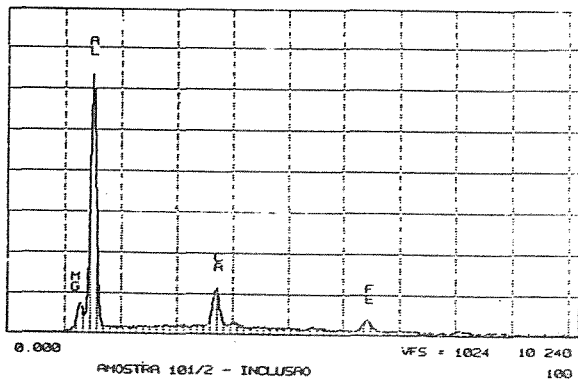
Fig.5. Aspecto da distribuição da segregação na face lateral do molde.

inclusões não metálicas alongadas do tipo sulfureto (figura 4). Nesta zona, normalmente no intervalo entre bandas e em distribuição ao acaso, eram visíveis inclusões globulares do tipo óxido e mistas óxido/sulfureto, que se analisaram por EDS (figura 6).

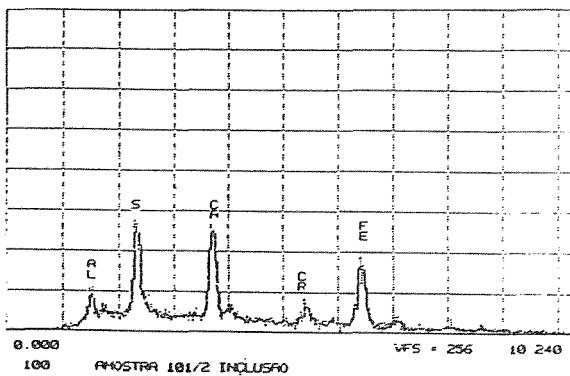
As inclusões não metálicas globulares, em geral isoladas e distribuídas ao acaso, apresentavam dimensões entre 5 e 20 μm , da ordem de grandeza do diâmetro médio do grão (figura 7).

Após contrastação algumas das inclusões globulares, principalmente aquelas que pareciam ser óxidos ricos em Al e Mg, apresentavam uma auréola escura constituída por uma precipitação muito fina, com configuração acicular, e partículas arredondadas provavelmente de carbonetos ou nitretos.

Numa observação não sistemática das secções, o grau de severidade para as inclusões não metálicas globulares do tipo óxido não ultrapassou o grau 1/2 da série espessa e as inclusões alongadas do tipo sulfureto não ultrapassaram o grau 1 da série espessa do mapa JK modificado (quadro III, método D, ASTM E45).



a)



b)

Fig.6. Espectros de inclusões globulares do tipo óxido (a) e do tipo sulfureto ou mista óxido/sulfureto (b).

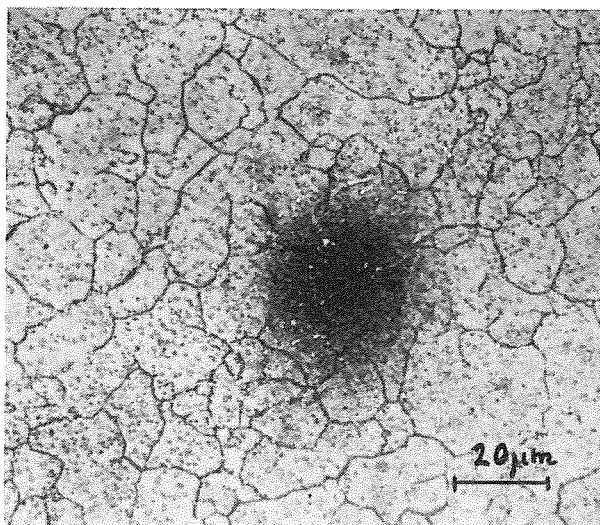


Fig.7. Inclusão não metálica do tipo óxido.

4. DISCUSSÃO

A repetição da ocorrência de uma fractura não propagada, com início e sentido de propagação idênticos, em dois moldes iguais fabricados com o

mesmo material, sujeitos às mesmas fases e processos de maquinagem e tratamento térmico, deverá ser atribuída apenas a factores que influam na nucleação da fissuração das mesmas.

Verificou-se, pela avaliação da microestrutura e exame da superfície de fractura, que o aço apresentava uma fractura frágil intergranular característica de um material não dúctil e fragilizado nos limites de grão [5,6,7].

Nos aços utilizados no fabrico dos moldes é importante a obtenção de elevados níveis de sanidade, principalmente na zona central, onde se localizam muitas das suas cavidades [8].

No aço em análise a zona central era precisamente a mais problemática, pois aí foram detectadas segregações de carbonetos primários e inclusões não metálicas contendo magnésio. Estas resultam normalmente da incorporação de materiais externos provenientes p.ex. de refractários dos fornos ou de outro equipamento de vazamento [9,10].

Não se conhecem referências sobre qual o nível inclusionar máximo admissível em aços destinados ao fabrico de moldes, no entanto, refere-se que os valores determinados correspondem ao máximo permitido em algumas aplicações, como p.ex. aço para rolamentos [11] ou molas.

O tipo de aço utilizado é bastante sensível a variações da temperatura de austenitização, velocidade de arrefecimento de têmpera e condições de revenido. O tratamento seleccionado poderá não ter sido o mais adequado para prevenir a fragilização [5,8].

A dureza, utilizada como valor de referência a obter no tratamento térmico, e cujo valor está dentro do esperado, não serve só por si para conferir credibilidade a uma boa execução deste.

A localização do início da fissuração na rosca de um furo de passagem de água de refrigeração, em ambos os moldes, indica a existência de um maior nível de tensões nessa região para o que deverá ter contribuído a abertura da rosca realizada por um processo de deformação plástica da superfície.

5. CONCLUSÕES

A falha detectada em dois moldes para injeção de plástico, fabricados em aço DIN X42Cr13 ocorreu por:

- nucleação de uma fractura frágil intergranular;
- propagação da fenda no sentido da laminagem.

e ficou a dever-se à conjugação de:

- heterogeneidades microestruturais;
- associação de tensões residuais de tratamento térmico e tensões mecânicas de abertura da rosca.

Contribuíram para a fractura frágil:

- bandas de segregação;
- carbonetos precipitados no limite de grão e junto de algumas inclusões não metálicas.

6. AGRADECIMENTOS

Agradece-se o apoio prestado pelos técnicos do Laboratório de Caracterização de Materiais do IMP, Lia Soares, A.Geraldes e P. Verdasca, na execução das análises e ensaios.

7. REFERÊNCIAS

- [1] Faria, L., "Influence of Designers on Failure of Systems and Corresponding Economic Losses". Proc., Symposium "Risk and Economic Evaluation on Failure and Malfunctions of Systems" vol.1 (25-32). SPM, Oct-Nov. 1995, Lisbon.
- [2] Young, W. e Davies Jr., C.C., "Materials for mold making", em *Plastics Mold Engineering Handbook* (Ed. DuBois, J.H. e Pribble, W.I.) pp. 112-154. Van Nostrand Reinhold Company, New York, 3ªed. (1978).
- [3] Riedel, J.Y., "Tooling Tecnology in the 1970: Why Tool and Die Fail", *Metal Progress*, 99 (April), 101-104, (1970).
- [4] "Analysing Field Failures in Die Blocks" *Forging Technology*, Supplement November, 44, (1993).
- [5] "Metals Handbook Ninth Edition - Vol. 11: Failure Analysis and Prevention" American Society for Metals, Metals Park, Ohio, USA, (1986).
- [6] Olefjord, I., "Temper Embrittlement - Review 231" *International Metals Reviews* 23 (4), 149-163, (1978).
- [7] Briant, C.L., Banerji, S.K., "Intergranular Failure in Steel: the Role of Grain-Boundary Composition - Review 232" *International Metals Reviews* 23 (4) 164-199 (1978).
- [8] Young, W., "A Stainless Grade for Plastic Molds", *Metals Progress*, 99 (April) 71-72, (1970).

[9] Kiessling, R., "Non metallic Inclusions in Steel, Part II" Publication 100, The Iron and Steel Institute, London, (1966).

[10] Kiessling, R., "Non metallic Inclusions in Steel, Part III: The Origin and Behaviour of Inclusions and their Influence on the Properties of Steels" ISI Publication 115, The Iron and Steel Institute, (1968).

[11] Vander Voort, G.F., "Inclusion Measurement" em *Metallography as a Quality Control Tool* (Ed. McCall, J.L. e French, P.M.) pp. 1-100, Plenum Press, New York, (1980).