

APLICACION DEL ENSAYO DE IMPACTO INSTRUMENTADO AL
ESTUDIO DE LA FRACTURA DE LOS ACEROS MICROALEADOS
PARA FORJA

J.M. Prado, A. Herrero

Departamento de Ciencia de los Materiales e
Ingeniería Metalúrgica. E.T.S. Ingenieros Industriales. U.P.C.

Avda. Diagonal, 647, 08028-Barcelona

Resumen. Se ha estudiado la tenacidad a fractura de un acero microaleado para forja, mediante ensayos de impacto instrumentado. Estos se han realizado desde temperaturas de -100 a $+100^{\circ}\text{C}$, utilizando probetas con entalla en V y U. El registro de la curva carga aplicada-tiempo, permite deducir el límite elástico dinámico (σ_{yd}) a las distintas temperaturas de ensayo y el valor de "esfuerzo de fractura por clivaje" σ_f mediante la aplicación de la fórmula $\sigma_f = Q \sigma_{yd}$. En esta expresión Q es el factor de intensificación de esfuerzos en fondo de entalla. Este tipo de ensayo permite determinar además de la energía total a fractura, las energías por clivaje y dúctil de la misma. La variación de estas energías con la temperatura permite deducir la influencia de cada uno de estos mecanismos en la tenacidad global.

Abstract. The fracture toughness of a microalloyed steel for forging has been studied, by means of instrumented impact tests. They have been carried out at temperatures ranging from -100 to $+100^{\circ}\text{C}$, using specimens with V and U notches. The values of dynamic yield point σ_{yd} at different temperatures and the fracture cleavage stress σ_f can be obtained from the curve of applied load vs. time. σ_f is deduced by means of the expression $\sigma_f = Q \sigma_{yd}$, where Q is the stress intensification factor at the notch edge. In this type of test the partial energies of nucleation and of brittle and ductile propagation of the crack can be found too. The influence of each one of these mechanisms of the total toughness can be deduced from the variation of the former energies with temperature.

1. INTRODUCCION

Una de las causas que todavía dificultan una utilización más amplia de los aceros microaleados para forja radica en el hecho de que su tenacidad es menor que la de los aceros para temple y revenido, especialmente cuando se mide mediante el ensayo de impacto Charpy (1,2). El valor del "stress intensity factor" K_{IC} ($\sim 60 \text{ MPa m}^{1/2}$), aunque es también menor que el de los aceros que pretende sustituir, se sitúa en el límite inferior de lo que se consideran aceros tenaces, y por lo tanto, utilizables con seguridad. Sin embargo, la industria del transporte, principal destinataria de estos aceros, sigue considerando el ensayo Charpy como el determinante de la tenacidad de los aceros que utiliza.

Con la intención de conseguir una mejor y mayor comprensión del comportamiento a impacto de los aceros microaleados para forja, se han realizado ensayos Charpy, desde -100°C hasta $+100^{\circ}\text{C}$, mediante la utilización de un péndulo instrumentado, lo que transforma a este ensayo en uno de flexión dinámica de probetas entalladas (3,4). El tipo de información que se obtiene se muestra en la Fig. 1 en la que se esquematiza una curva carga-tiempo representativa de las obtenidas en este trabajo. El valor de P_{GY} corresponde al de plastificación generalizada de la sección debajo de la entalla, P_{max} es la carga máxima aplicada previa al inicio de la fractura y P_f es la carga bajo la que se produce la propagación inestable de la grieta. Dependiendo que el material presente un mayor o menor comportamiento frágil,

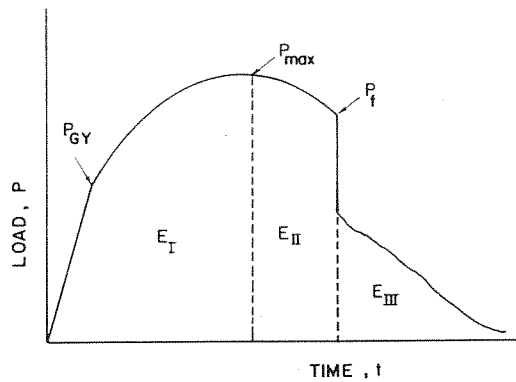


Fig.1 Curva esquemática carga-tiempo registrada en los ensayos de impacto instrumentado.

P_f puede coincidir con P_{max} , P_{GY} o incluso ser menor que esta última (3). La Fig. 1 muestra también, como la energía total absorbida en el ensayo de impacto, E_T , es el resultado de la contribución de las energías correspondientes a los diversos mecanismos individuales involucrados en la rotura de la probeta. La contribución E_I se deriva de la energía elástica y plástica (incluido el endurecimiento por deformación) acumulada por la probeta previa al inicio de la fractura, aunque algunos autores (3) incluyen también la energía correspondiente a la formación del labio de cizalladura en fondo de entalla que se observa en muchas fracturas frágiles. Corresponde, por tanto, al área debajo de la curva carga-tiempo hasta el punto de P_{max} . La energía E_{II} es la absorbida durante la propagación de la fractura fibrosa (dúctil). Finalmente, E_{III} es la energía absorbida después de la detención en el avance de la grieta inestable y empleada en la formación de los labios de cizalladura laterales y el opuesto al borde de la entalla.

El ensayo de impacto instrumentado permite, también, la determinación del esfuerzo de fractura frágil σ_f , responsable de la nucleación y propagación de la fractura inestable en la probeta (5,6). El valor de σ_f depende de cual de los mecanismos antes citados, nucleación o propagación, requiere mayor nivel de esfuerzo. En el caso de que la fractura por clivaje sea controlada por la propagación, se considera que σ_f es independiente de la temperatura e incluso de la velocidad de deformación (7), variando sólo con el tamaño del constituyente microestructural (carburos, inclusiones, colonias perlíticas, etc). en el que se

nuclea la grieta. El valor de σ_f tiene, por tanto, una gran importancia en la caracterización de la tenacidad de un material. Aunque todavía no esté bien entendida la influencia que diferentes factores, como geometría de la probeta y condiciones de ensayo, puedan ejercer sobre él, parece que incluso podría ser utilizado como parámetro de diseño en aquellos componentes mecánicos con entallas geométricas (no grietas) en el que el K_{IC} no es utilizable (5).

2. TECNICA EXPERIMENTAL

Material y probetas.

El material utilizado fue un acero microaleado de contenido medio en carbono, cuya composición se muestra en la Tabla I y corresponde a la calidad Micro 800 elaborado por Acenor. Palanquilla de diámetro 75 mm. fue austenizada a 1200°C durante 30 minutos y después forjada con una temperatura final de forja de 950°C y ratio de reducción de área de 5.

Se elaboraron probetas para ensayos Charpy V y KCU según Norma UNE 7290 y en dirección L-T. Se utilizó una máquina de impacto instrumentado Amsler RKP 300J. Los ensayos se realizaron a temperaturas entre -100°C y +100°C, mediante la inmersión de las probetas en baños diferentes a las temperaturas adecuadas. Características microestructurales como, tamaño de grano de la austenita previa y fracción de área de ferrita y perlita, han sido determinados con anterioridad (1) y se muestran en la Tabla II. La distancia interlaminar de la perlita se midió a partir de probetas metalográficas que fueron atacadas con Nital 2 y examinadas en un microscopio SEM. La distancia mínima determinada después de repetidas observaciones fue considerada como la distancia interlaminar real. La determinación de σ_{yd} (límite

Tabla 1. Composición química del acero utilizado (% en peso)

C	Si	Mn	P	S	V	Al	N
.36	.54	1.20	.013	.67	.11	.027	.021

elástico dinámico) se ha realizado a partir del valor de P_{GY} de la curva carga-tiempo pues (7)

$$\sigma_{nom} = 6M/Ba^2 = \frac{3 \cdot P \cdot f}{B a^2} \quad (1)$$

en el que P es la carga aplicada, f es la longitud de brazo del momento aplicado, B es la anchura de la probeta y a es la profundidad de la sección en la zona entallada. Debido a la constricción plástica $P/P_{GY}=1$ cuando $\sigma_{nom}/\sigma_{yd}=2,15$ para la probeta Charpy V y $\sigma_{nom}/\sigma_{yd}=2,03$ para la probeta KCU (8,9). Según esto:

$$\sigma_{yd} = 43,6 P_{GY} \text{ (MPa) probeta Charpy V}$$

$$\sigma_{yd} = 118,2 P_{GY} \text{ (MPa) probeta KCU}$$

Tabla 2. Parámetros microestructurales

d_y (μm)	α (%)	λ (μm) $\alpha + \text{cm.}$
70	30	0.11

Determinación de σ_f .

Dado que la geometría de la probeta no se corresponde con la utilizada por Griffiths et al. (9) en su análisis por elementos finitos de las tensiones en fondo de entalla, se ha utilizado la aproximación de Green y Hundy (8) mediante la teoría del "Slip-line field". Según esta

$$Q = \frac{\sigma_{11(\text{max})}}{\sigma_y} = \frac{2}{\sqrt{3}} (1 + \ln(1 + d_y/r)) \quad (2)$$

en donde Q es el factor de intensificación de tensiones d_y es la extensión de la zona plástica delante de una entalla de radio r. Q_{max} varía según la expresión

$$Q_{\text{max}} = 2K (1 + \pi/2 - \theta/2) \quad (3)$$

en donde $K = \sigma_y/\sqrt{3}$ y θ es el ángulo de entalla. En el caso de probeta Charpy $Q_{\text{max}} \approx 2,5$. El valor de Q_{max} en el caso de la entalla en U es según Green y Hundy (8) de 2,24. En la Fig. 2 se muestra la variación de Q con la extensión de la zona plástica. En la Fig. 3 también se muestra la variación del valor de Q en función de P/P_{GY} (9),

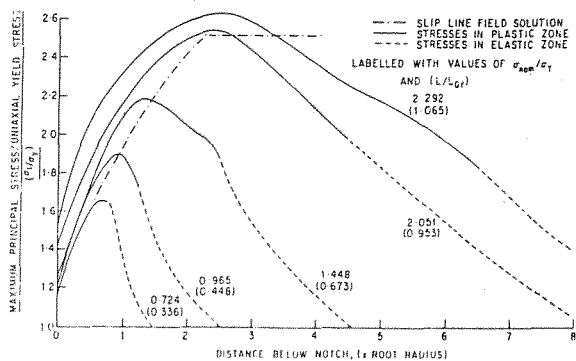


Fig. 2 Variación de Q_{max} debajo de la entalla con distintas cargas aplicadas.

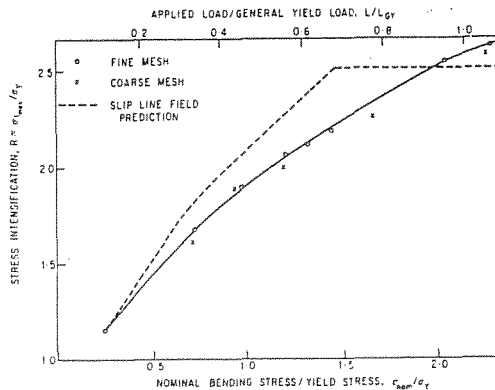


Fig. 3 Variación de la intensificación de esfuerzo Q con la carga aplicada.

para el caso de la probeta Charpy y KCU. En ambas figuras se ha incluido también la solución por elementos finitos. El valor de σ_f se determina mediante la expresión

$$\sigma_f = Q \sigma_{yd} \quad (4)$$

en donde σ_{yd} es el valor del límite elástico dinámico determinado en el ensayo de impacto. El valor de Q se determina al sustituir en la expresión (2) el valor de "dy" por el de la distancia al borde de entalla del inicio de la fractura frágil, determinado mediante microscopía electrónica.

3. RESULTADOS EXPERIMENTALES.

Los resultados de energía absorbida E_T y E_I en función de la temperatura se muestran en las Figs. 4(a) y (b) respectivamente. Sólo se detectaron valores apreciables de E_{II} y E_{III} para los dos tipos de probetas a la temperatura más elevada de 100°C. El examen ocular de las fracturas muestra que incluso a esta última temperatura no se ha alcanzado el umbral superior de ductilidad en ninguno de los dos casos. A esta temperatura la probeta Charpy presenta aproximadamente un 50% de área dúctil, mientras que ésta es mayor en la KCU (~80%). La temperatura NDT (ninguna ductilidad) es de -100°C para la probeta KCU y de -50°C para la Charpy. La transición hacia la ductilidad no es rápida y continua sino que en ambos casos existe una meseta de energía absorbida constante, mayor en valor y en extensión para el caso de la probeta KCU.

El valor de la energía E_I es constante desde -80 hasta +100°C para la probeta KCU, mientras que en la otra probeta muestra una meseta a partir de

-40°C hasta +20°C. El aumento de E_I a partir de +40°C es debido a la extensión de la plasticidad a la sección mayor de la probeta (7).

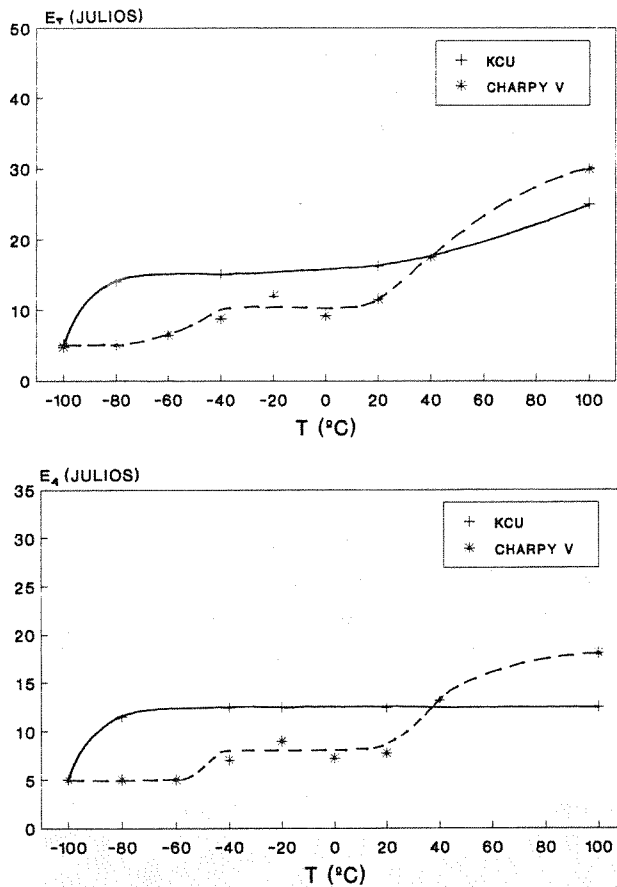


Fig. 4 Variación de la energía absorbida E_T (a) y E_I (b) con la temperatura, en los ensayos de impacto Charpy V y KCU.

Las curvas de P_{max} y P_{GY} en función de la temperatura se muestran en la Fig. 5. En la probeta Charpy V la temperatura T_{GY} , de generalización de la plasticidad a la sección resistente debajo de la entalla, es de -50°C; mientras que para la probeta KCU es de -110°C. Estos resultados muestran claramente la coincidencia y, por tanto, correlación entre las temperaturas T_{GY} y NDT (7). En la probeta Charpy V, la curva de P_{max} discurre casi paralela a la de P_{GY} para $T > T_{GY}$, hasta una temperatura T_w , +20°C, en que aumenta bruscamente. Esta temperatura está asociada con la plastificación de la sección mayor de la probeta antes de la fractura (7). En estos casos, se suele tomar erróneamente T_w como la temperatura NDT del material. Esta plastificación de la sección mayor no tiene lugar en la probeta KCU por lo que no aparece la temperatura T_w .

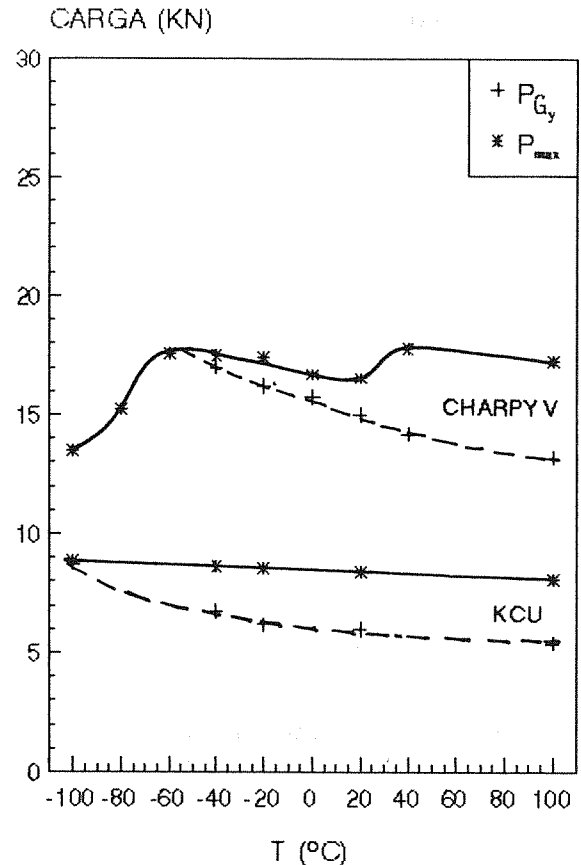


Fig. 5 Variación de P_{max} y P_{GY} con la temperatura en los ensayos Charpy V y KCU.

En la Fig. 6 se muestra la variación de σ_{yd} con la temperatura, entre -100° y +100°C. deducida con muy buen acuerdo entre los dos tipos de probetas. También se muestra en este gráfico la variación con T del esfuerzo de fractura frágil σ_f . Para calcular este valor es necesario conocer previamente la distancia al fondo de entalla del inicio de la grieta inestable. El estudio mediante microscopía SEM de las fracturas ha permitido detectar en todos los casos la existencia de un inicio bien marcado de la fractura (Fig.7 (a) y (b)). El estudio a mayores aumentos de la zona de fractura no permite identificar de forma clara el tipo de constituyente microscópico en la que aquella se ha nucleado. Pero en ningún caso se han podido identificar inclusiones como responsables de este inicio. Un examen microscópico de la zona cercana a la fractura en un corte perpendicular a la misma, muestra la existencia de grietas nucleadas pero que no han llegado a propagarse (Fig. 8) Estas grietas se han formado preferentemente en colonias de perlita, pero también son observables en granos de ferrita.

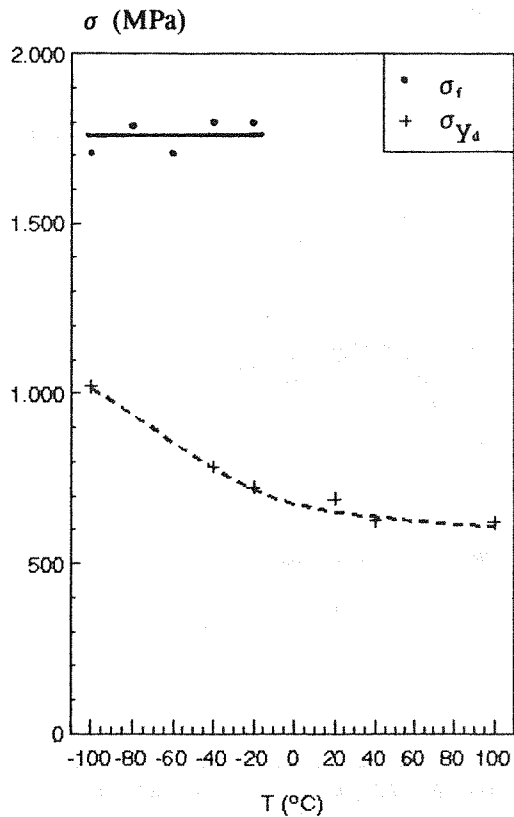


Fig. 6 Variación de σ_{yd} y σ_f con la temperatura.

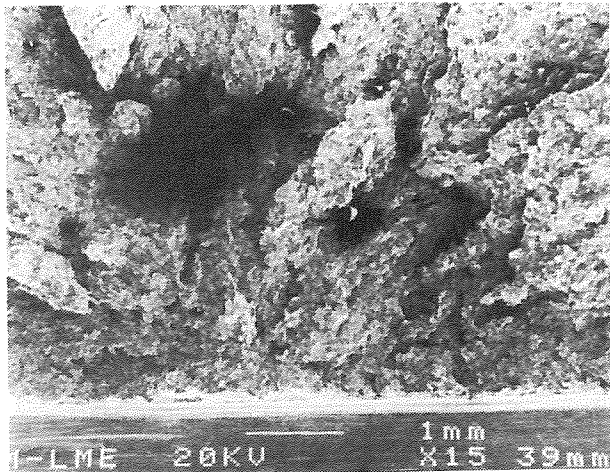
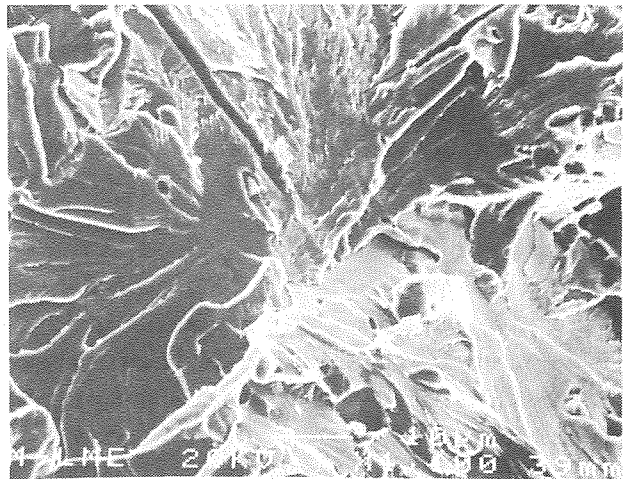


Fig. 7 Zona de iniciación de la fractura frágil en una probeta Charpy V rota a -40°C .
a) vista general. b) Detalle de la zona de nucleación.

(10,11) para el caso de aceros perlíticos con distancia interlaminar fina.

4. DISCUSION

Los resultados de energía total absorbida E_T (Fig. 4(a)) muestran la existencia de una meseta, a temperaturas intermedias, en la que el valor de E_T se mantiene constante y que separa las clásicas zonas de rotura frágil y dúctil. Aunque este tipo de curvas no es frecuente, ha sido ya observada con anterioridad (12) y explicada por Green and Hundy (8) como el resultado de la existencia de dos transiciones: la transición en la propagación de la fractura consistente en un cambio de rotura dúctil a rotura frágil; y la transición en la nucleación de la fractura desde un mecanismo dúctil de nucleación de una grieta, que requeriría de notable deformación plástica local, y que luego se propagaría fragilmente a un mecanismo frágil de nucleación y propagación. Este tipo de explicación se ve corroborada en este trabajo. La Fig. 4(b) muestra como la transición en la nucleación de la fractura (temperatura NDT o T_{GY}) corresponde a un aumento rápido de la



energía E_T de deformación plástica previa al inicio de la rotura. La Fig. 5 también muestra como debajo de esta temperatura la rotura tiene lugar para cargas aplicadas P inferiores a P_{GY} . A partir de esta temperatura la nucleación de la grieta tiene lugar dentro de la zona plastificada situada en borde de la entalla. Desde un punto de vista macroscópico la probeta se comporta ahora elásticamente y la energía total absorbida a rotura disminuye rápidamente. Es de esta forma, patente que las temperaturas NDT y T_{GY} medidas a partir

Es de destacar que el valor de σ_f resulta independiente de la temperatura de ensayo y también de la geometría de la probeta, al existir un acuerdo excelente entre el valor hallado en el ensayo Charpy V y el KCU. La magnitud de σ_f es similar a la encontrada por otros autores

de las curvas E_T Vs. T y P_{max} Vs. T son totalmente equivalentes.

En el otro extremo de la meseta intermedia de la curva E_T Vs. T , es decir, en la transición correspondiente al mecanismo de propagación de la fractura el incremento de energía con la temperatura, no tiene las mismas causas en la probeta Charpy V y en la KCU. La Fig. 4(b) muestra como para la probeta Charpy V la energía E_I crece a partir de 40°C mientras que se mantiene constante hasta los 100°C en la probeta KCU. En los dos tipos de ensayo, las energías E_{II} y E_{III} sólo son medibles a partir de los 100°C (no se realizaron ensayos a 60° y 80°C), por lo que el incremento de energía E_T en la probeta Charpy V a 40°C sólo es debido a la contribución de E_I . La Fig. 5 muestra que a esta temperatura tiene también lugar en el ensayo Charpy un aumento en P_{max} , este hecho ha sido explicado anteriormente como resultado de la generalización de la plastificación a la sección mayor de la probeta (7), lo que se refleja en un aumento de la energía E_I . Como ya se ha indicado anteriormente, la mayor profundidad de la entalla en el caso de la probeta KCU evita este fenómeno por lo que E_I se mantiene constante y, por tanto, también lo hace E_T hasta una temperatura entre 60° y 100°C en que realmente se inicia la propagación dúctil de la grieta y aparecen las energías E_{II} y E_{III} . Queda por tanto claro, que la temperatura T_w indicada en el ensayo Charpy V no es realmente la correspondiente a la transición de propagación de fractura, pero que ésta si queda bien marcada en el ensayo KCU.

El valor de σ_f obtenido en este trabajo guarda un excelente acuerdo con los encontrados por otros muchos anteriores (10,11,13) en los aceros eutectoides de perlita fina. Este acuerdo también se extiende a la invariancia de σ_f con la temperatura, o dicho de otra forma, a que la fractura por clivaje de estos aceros microaleados está controlada por la propagación de la grieta y no por su nucleación. Aunque no se ha podido determinar cual es el constituyente microestructural en el que se nuclea la grieta inicial, tampoco se ha encontrado en ninguna de estas probetas la presencia de inclusiones en la zona de inicio de fractura. Además el examen metalográfico de secciones transversales a la fractura no muestra la presencia de inclusiones

fracturadas, aunque si decohesionadas de la matriz. Al haberse hallado en estas secciones grietas no propagadas, tanto en granos de ferrita como en colonias de perlita no es posible determinar en cuál de ellas se ha nucleado la grieta inicial. La solución por elementos finitos a la distribución de esfuerzos en el fondo de una entalla muestra la existencia de un máximo a una cierta distancia del borde. Al aumentar el esfuerzo aplicado, este máximo aumenta y se aleja del borde.

Tal y como predice la teoría en las fracturas por clivaje controladas por la propagación, es decir, con σ_f constante al variar tanto T como $\dot{\epsilon}$, la iniciación de la fractura debiera tener lugar para σ_{max} . Posibles desviaciones de este punto debieran ser de tipo estadístico según que el constituyente más débil (weakest-link) en el que se inicie la fractura esté situado a derecha o izquierda, pero siempre cercano, de σ_{max} .

En nuestro trabajo se ha encontrado que en todos los casos el lugar de iniciación de la fractura se halla situado a la izquierda, o sea a distancias menores, de σ_{max} . Este hecho ha sido también detectado por otros autores (13), siempre que, como en nuestro caso, el lugar de nucleación de la fractura no coincida con una inclusión. Como la deformación aumenta con la proximidad al borde de la entalla, ello parece indicar que para que se nuclee y propague una grieta es necesario, además de haber alcanzado un cierto valor de intensificación de esfuerzos Q , la existencia de una deformación mínima ϵ_c . Por tanto, la condición de nucleación y propagación de grietas frágiles parece ser doble: la consecución en un punto cercano al borde de dos valores críticos de ϵ y σ . En zonas muy cercanas al borde, la deformación es muy elevada, pero las grietas que se pudiesen nuclear no se propagan pues el valor de σ existente en esa zona es inferior al necesario. A la derecha de σ_{max} , no es posible la nucleación de grietas por el escaso valor de ϵ .

5. CONCLUSIONES

Del trabajo realizado se pueden sacar las siguientes conclusiones:

- 1.- El ensayo de impacto instrumentado proporciona información más completa y valiosa en los

ensayos Charpy V y KCU, permitiendo valorar mejor la participación de los distintos mecanismos de fractura y rotura final.

- 2.- El ensayo de impacto instrumentado es utilizable como un ensayo de flexión dinámica, permitiendo la determinación de parámetros como esfuerzo de fractura por clivaje σ_f .
- 3.- Los aceros microaleados para forja poseen una σ_f (1750 MPa) relativamente elevada y similar a la que presentan los aceros perlíticos.
- 4.- La nucleación y propagación de la rotura frágil en piezas entalladas, depende de la consecución en alguna zona cercana al borde de entalla de valores críticos de ϵ y σ simultáneamente.

6. AGRADECIMIENTOS.

Agradecemos a Babcock Wilcox y en particular a D. Santiago Gutierrez de Saez-Solabarria el facilitarnos la utilización de sus equipos de impacto instrumentado.

7. REFERENCIAS

- (1) A. Herrero, J.M. Prado y S. Aresté. *Tratermat* 86. San Sebastián. 1986, pag, 81-108.
- (2) A. Herrero y J.M. Prado. 2º Congreso Nacional de Tecnología Siderúrgica. Bilbao 1989, pag. 107-119.
- (3) F. Zia-Ebrahimi y G. Krauss. *Met. Trans.*, 14A, 1109, 1983
- (4) J.H. Chen, Ho Ma y G.Z. Wang. *Met. Trans*, 21A 313, 1990
- (5) J.H. Chen, L. Zhu y H.Ma. *Acta Metall.* 38, 2527, 1990.
- (6) J.H. Chen, G. Z. Wang, L. Zhu y Y.Y. Gao. *Met. Trans.* 22A, 2287, 1991.
- (7) J.F. Knott. *Fundamentals of fracture Mechanics* Ed. Butterworths, London 1976.
- (8) A.P. Green y B.B. Hundy. *J. Mech. Phy. solids* 4,128, 1956.
- (9) J.R. Griffiths y D.R.J. Owen. *J. Mech. Phy. Solids*, 19,419, 1971.
- (10) J.J.Lewandowski y A.W. Thompson. *Met. Trans.* 17 A, 1769, 1986
- (11) F.P.L. Kavishe y T.J. Baker. *Mat. Sci. Tech.* 2, 583, 1986.
- (12) G.E. Dieter. *Mechanical Metallurgy*. 1ª Edic Mac Graw-Hill. Londres. 1961
- (13) D.J.Alexander y J.M. Bernstein. *Met. Trans.* 20A, 2321, 1989.