

Modelo predictivo de la tenacidad en la zona afectada por el calor en soldaduras de aceros al C-Mn

C. Moya Gutiérrez y A. Martín Meizoso

Departamento de Materiales, CEIT (Centro de Investigaciones Técnicas de Guipúzcoa),
Pº de Manuel Lardizábal, 15, 20018 San Sebastián y
TECNUN, Escuela Superior de Ingenieros, Universidad de Navarra
Pº Manuel Lardizábal, 13, 20018 San Sebastián.

Resumen. El objetivo del presente trabajo es el estudio de la tenacidad a la fractura frágil de la zona afectada por el calor de una soldadura en un acero C-Mn. En concreto el objetivo es validar un modelo probabilístico de predicción de fallo frágil mediante análisis locales basados en los micromecanismos de fractura característicos del ZAC de la soldadura. Para validar este modelo se han realizado ensayos de flexión a tres puntos a baja temperatura, obteniendo la dependencia de la tenacidad con la temperatura. Post-mortem se examinan las superficies de fractura a fin de obtener información sobre la capacidad de nucleación de las diferentes fases y detección de las diferentes fronteras. Asimismo se realizó una caracterización metalográfica del ZAC.

Abstract. The general objective of the present work is to study the brittle fracture of the coarse-grain heat-affected zone (CGHAZ) from a C-Mn steel. The target is to develop a probabilistic model for brittle prediction from the CGHAZ based on microstructural data. The model is based on local approach. In order to validate this model, fracture mechanics samples (3-point bending) have been tested at different low temperatures; toughness dependence versus temperature is obtained. Post-mortem examination of the fracture surfaces is used to gather information about the nucleation and arresting abilities of the different phases and interfaces respectively. Also metallographic analysis has been carried out for the HAZ.

1. INTRODUCCION

La zona afectada por el calor (ZAC) de una soldadura es generalmente la parte más frágil de una estructura de acero. En aceros de bajo contenido en carbono, la microestructura del ZAC es muy heterogénea variando sensiblemente con el ciclo térmico experimentado durante el proceso de soldadura [1]. En soldaduras de una sola pasada, hay cuatro regiones características en la ZAC determinadas por el pico de temperatura a la que la región fue expuesta durante el calentamiento: una región de grano grueso, una región de grano fino, una región intercrítica y una región subcrítica [2]. Normalmente, la fragilización en el interior de la zona afectada por el calor de los aceros bajos en carbono ocurre en la región de grano grueso adyacente a la línea de fusión debido a la formación de microestructuras frágiles tales como placas de ferrita (por ejemplo, bainita superior, ferrita Widmanstätten) o ferrita de frontera de grano [3].

La fractura por clivaje en la zona afectada por el calor está asociada a la rotura, inducida por el deslizamiento, de segundas fases frágiles o inclusiones.

Cuando los tamaños de las partículas frágiles son más pequeños que el tamaño del grano-paquete de una matriz metálica, el evento nucleante de una fractura macroscópica resulta de la aparición de tres hechos: clivaje de una partícula frágil, inducido por deslizamiento, transmisión de la microgrieta al grano-paquete superando la frontera partícula / matriz, y la grieta pasando a través de la frontera matriz / matriz a un segundo grano de matriz. En una soldadura, y en particular en la ZAC, hay una mezcla de diferentes fronteras de granos, algunas de ellas son efectivas para detener las grietas y las tiene en cuenta en el modelo.

2-. MATERIAL Y TÉCNICAS EXPERIMENTALES

Se ha utilizado un acero cuya composición química se detalla en la Tabla 1. Dicho acero fue laminado previamente a su soldadura, la cual se realizó sobre una entalla con arco sumergido. Los parámetros de soldadura fueron: $V = 30V$, $I = 90A$, velocidad = 405 mm/min. Y energía de arco = 4 kJ/mm. La temperatura de precalentamiento fue de 20° C.

Con el objeto de obtener una ZAC lo más plana que fuera posible, se realiza la soldadura sobre una entalla previamente mecanizada en la chapa. Del espesor total se seleccionan aquellos 12.5 mm con una ZAC más plana. Para lo cual se intercala etapas de ataque y mecanizado.

Se tratan de dos aceros al C-Mn con un contenido de 0.12% C y 0.082% C respectivamente. La caracterización microestructural se realiza a 1 mm de la línea de fusión, presentando una heterogeneidad estructural. La caracterización metalográfica se realiza mediante microscopía óptica, previo ataque con una disolución de nital al 2%. El material base es un acero ferrito-perlítico con estructura bandeada en la dirección de laminación véase la Fig. 1. La zona de soldadura presenta una estructura de ferrita acicular, ferrita primaria (FP) y ferrita Widmanstätten (FW). La caracterización metalográfica se realizó mediante microscopía óptica, previo ataque con una disolución de nital al 2%. Al mismo tiempo fueron medidos y caracterizados los paquetes bainíticos, los carburos contenidos en la bainita así como sus correspondientes fracciones volumétricas.

Se sigue el procedimiento de clasificación de las diferentes fases propuestas por Corus [4].

Los resultados obtenidos de la caracterización han sido ajustados a una función Gamma de 3 ó 4 parámetros de acuerdo con (1) con el fin de validar el modelo.

$$f(x) = \frac{n \cdot a^p}{\Gamma(p)} \cdot (x - d)^{np-1} \cdot e^{-a(x-d)^n} \quad (1)$$

Tabla 1. Composición química de los aceros en % en peso.

Acero	A	B
C	0.12	0.082
Si	0.29	0.31
Mn	0.49	0.530
P	<0.005	<0.005
S	<0.002	<0.002
N	0.0021	0.0037
Nb	<0.005	<0.005
Ti	<0.005	<0.001
V	<0.005	<0.005

Con objeto de estudiar los micromecanismos de fractura frágil del acero se han realizado ensayos de flexión en 3 puntos con probetas entalladas en V, a una velocidad constante de desplazamiento de 0.6 mm/min. Las dimensiones de las probetas mecanizadas fueron de 12.5×25×125 mm, como se muestra en la Fig. 2.

Las probetas fueron preagrietadas con una carga máxima de $P_{\max} = 3.06 \text{ kN}$ y $P_{\min} = 0.306 \text{ kN}$, con una frecuencia de 145 Hz obteniendo una longitud de grieta aproximadamente 13 mm. Se han realizado ensayos en el rango de temperaturas en el que el comportamiento es totalmente frágil, a las temperaturas de 77K, 156K, 183K, 193K.

En el primer caso se emplea nitrógeno líquido como refrigerante, una mezcla de acetona y nitrógeno líquido en el segundo caso y en el resto nitrógeno líquido con etanol.

3-. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

3.1 Caracterización microestructural

La caracterización microestructural se realiza en la sección SL, ver secciones en la Fig. 2. La Fig. 3 muestra micrografías correspondientes a los dos aceros en su estado de ensayo de dicha sección.

Ambos aceros presentan en la zona de estudio (ZAC) una microestructura basada principalmente en FP, bainita superior y FW. La fase minoritaria resultó ser la perlita. No se encontró presencia de martensita, como se observa en la Tabla 2.

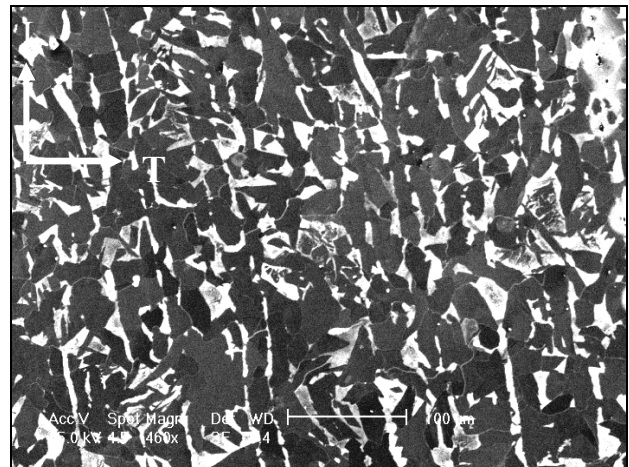


Figura 1. Microestructura ferrítico-perlítica bandeada en la dirección de laminación.

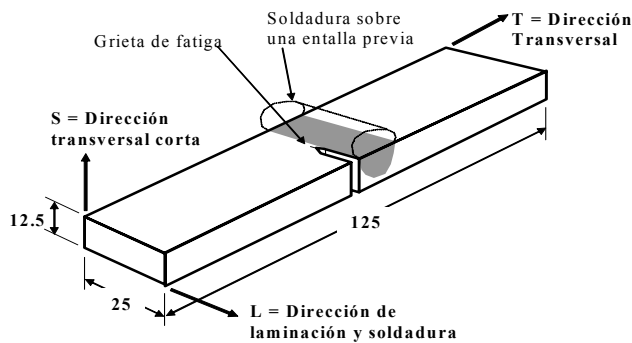


Figura 2. Dimensiones de la probeta entallada de flexión en 3 puntos. (W =25, B =12.5, L =115 en mm)

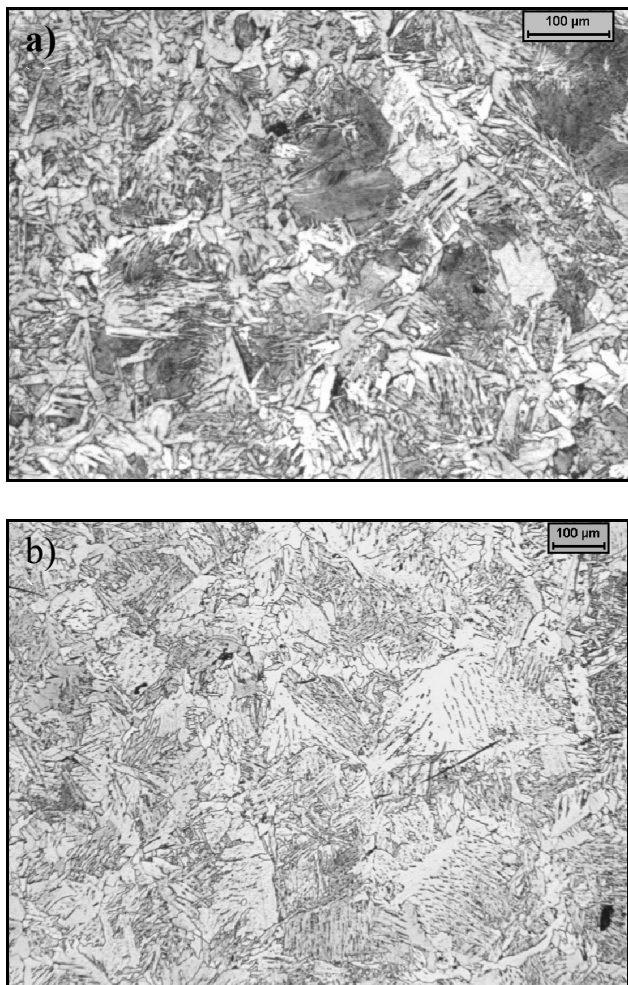


Figura 3. Microestructura de la ZAC a 1 mm de la línea de fusión de la sección SL de (a) acero A (b) acero B.

Tabla 2. Caracterización metalográfica de la ZAC.

Acero	A	B
F P %	25.48	36.26
FW %	49.52	26.45
Perlita %	3.10	6.39
Bainita %	21.90	30.89
Martensita %	0.00	0.00

Las Tablas 3 y 4 muestran los ajustes estadísticos de las medidas de tamaño de perlita, paquetes bainíticos y carburos contenidos en los mismos para ambos aceros. Para los ajustes se utilizaron funciones Gamma de 3 y 4 parámetros. El valor de f_v corresponde a la fracción volumétrica de los diferentes componentes estructurales estudiados.

Tabla 3. Ajuste estadístico para el acero A.

Acero	A		
	Carburos	Perlita	Bainita
n	0.9	1.8	0.1
$a(\mu\text{m}^{-n})$	4.6728	1.0035	10.9359
p	6.217	1.0624	110.792
d(μm)	0	1.8968	0
f_v	0.061	0.031	0.22

Tabla 4. Ajuste estadístico para el acero B.

Acero	B		
	Carburos	Perlita	Bainita
n	0.3	1.1	0.3
$a(\mu\text{m}^{-n})$	22.93	1.0035	10.9359
p	21.65	3.5112	32.2031
d(μm)	0	0	0
f_v	0.045	0.0142	0.22

3.2 Ensayos de Flexión en tres puntos

Las Figs. 4 y 5 muestran los resultados obtenidos de los ensayos de flexión en tres puntos para los dos aceros en cuestión. Se representan los valores de K_{IC} frente a la temperatura de ensayo. Los cálculos se realizan según la norma [5]. En algunos casos no se cumple la condición de deformación plana de acuerdo con (2)

$$B \geq 2.5 \cdot \left(\frac{K_{IC}}{\sigma_y} \right)^2 \quad (2)$$

Donde B es el espesor de la probeta (12.5 mm), K_{IC} es el factor de concentración de tensiones y σ_y es el límite elástico a la temperatura de ensayo.

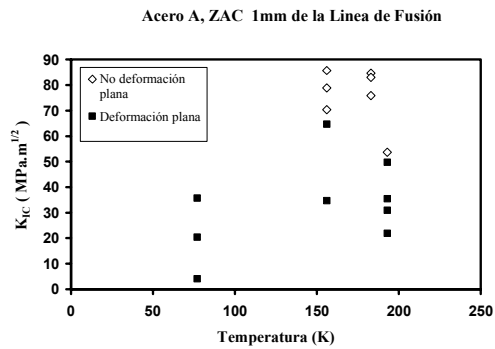


Figura 4. Evolución de la Tenacidad con la Temperatura del acero A.

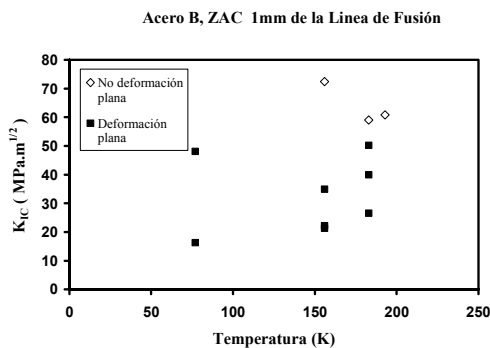


Figura 5. Evolución de la Tenacidad con la Temperatura del acero B.

Ambos aceros presentaron un comportamiento frágil a las temperaturas ensayadas

3.3 Descripción del Modelo

El origen de la fractura por clivaje de la mayoría de las aleaciones metálicas b.c.c. tiene lugar casi siempre por rotura de una partícula o segunda fase frágil como detonante del clivaje del grano metálico circundante o adyacente.

En el modelo se considera la ZAC de un material cuya microestructura está formada principalmente por paquetes bainíticos en los que se encuentran embebidas segundas fases frágiles (carburos).

Las suposiciones realizadas en el mismo son que para que una grieta se propague catastróficamente debe ocurrir la concatenación de tres sucesos en algún punto del material sometido a tensión.

- I. Fractura de un carburo (inducida por deslizamiento).
- II. La grieta alcanza la intercara entre el carburo y la matriz (paquete bainítico).
- III. La grieta alcanza la intercara entre paquetes bainíticos.

Una visión más detallada del modelo se puede ver en otros anteriores estudios [6-7]. Para el cálculo de la probabilidad de fallo frágil de una pieza, además de la descripción microestructural del material, el modelo necesita de unos factores de detención de grietas en las intercargas microestructurales.

Los factores de detención de grietas a considerar son los siguientes:

- $K_{la}^{m/m}$: factor de detención de grieta en la intercara entre paquetes bainíticos.
- $K_{la}^{c/m}$: factor de detención de grieta en la intercara carburo y paquete bainítico.
- $K_{la}^{p/m}$: factor de detención de grieta en la intercara perlita y paquete bainítico.

Como candidatos a iniciar la fractura por clivaje, dos tipos de fases o partículas se consideran: los carburos procedentes de la bainita y la perlita. A ambos tipos de iniciadores de un tamaño medio se les asocia una probabilidad de fractura α . En el modelo se tiene en cuenta el valor del límite elástico para ambos aceros a las temperaturas de ensayo.

Para el acero A se realizan las predicciones en el rango de temperaturas 156-193K como se muestra en la figura 6. Se estudia el efecto de la intercara carburo-matriz, $K_{la}^{c/m}$ en la fractura frágil.

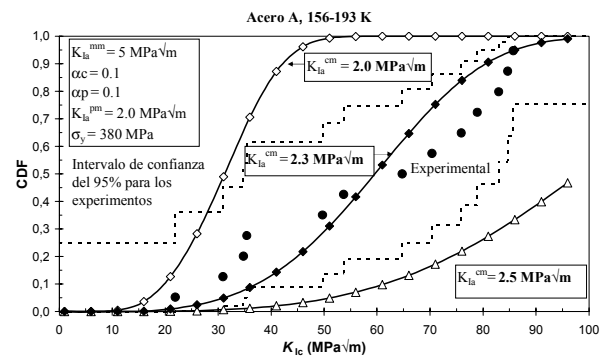


Figura 6. Predicción del modelo para el acero A, 156-193K.

Para el caso del acero B, se realizan las siguientes predicciones a distintos intervalos de temperatura:

- I. Estudio del efecto la capacidad de detención en la intercara entre paquete bainítico, $K_{la}^{m/m}$ a la temperatura de 77 K y en el rango de temperaturas 156-183 K como se muestran en las Figura 7.
- II. Estudio del efecto de la probabilidad de fallo frágil de la perlita, α_p , como iniciador de la fractura frágil del acero en cuestión, como se indica en la figura 8.
- III. Estudio del efecto de la probabilidad de fallo frágil del carburo, α_c , en el rango de temperaturas 156-183K, como se muestra en la figura 9.

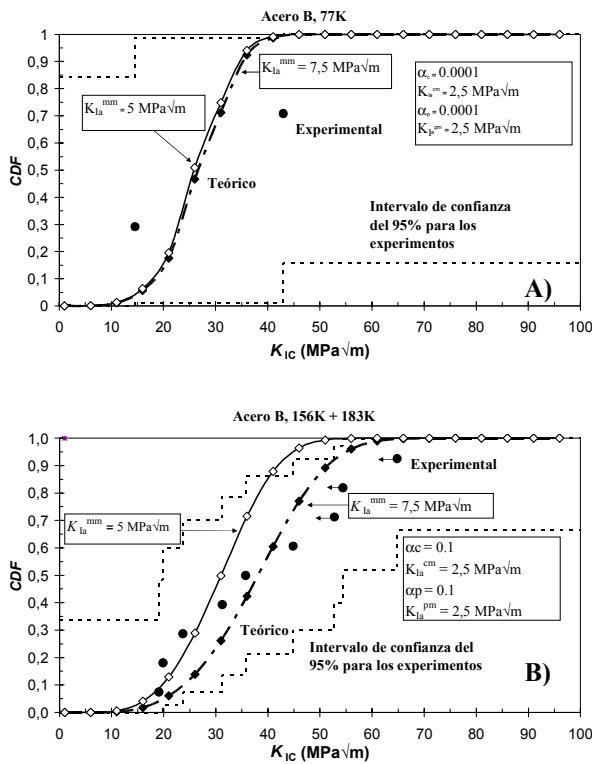


Figura 7. Efecto la capacidad de detención en la intercara entre paquetes bainíticos para el acero B a diferentes temperaturas a) 77K b) 156-183K.

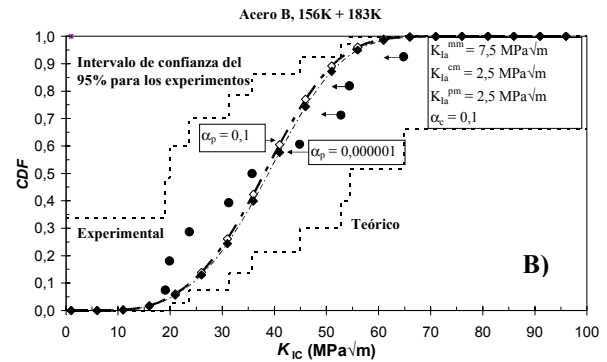
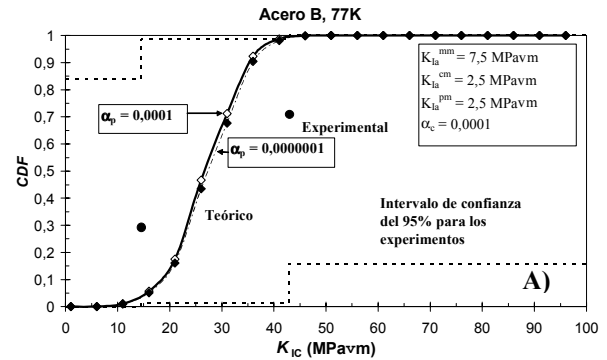


Figura 8. Estudio de la perlita como iniciador de la fractura frágil en el acero B a diferentes temperaturas a) 77K b) 156-183 K.

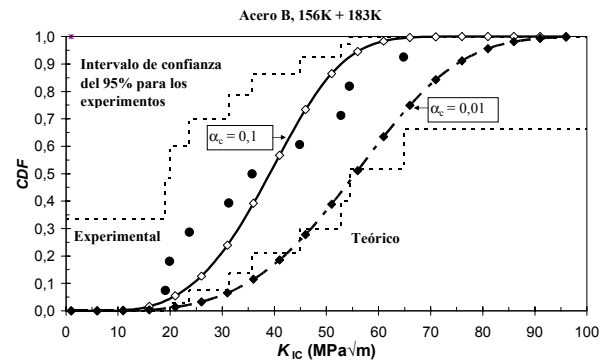


Figura 9. Estudio del carburo como iniciador de la fractura frágil para el acero B en el rango 156-183K.

Los valores de límite elástico para las temperaturas ensayadas fueron, $\sigma_y = 800$ MPa para $T = 77$ K y $\sigma_y = 345$ MPa para $T = 156-183$ K.

3.4 Análisis Fractográfico

Con el fin de corroborar las hipótesis realizadas en el modelo se procedió a realizar un estudio de la superficie de fractura de los aceros en cuestión.

Las Figs 10 y 11 muestran un inicio principal de fractura producido por la rotura de un carburo dentro de un paquete bainítico. Las micrografías corresponden al acero B siendo la fractura a una temperatura de 156K.

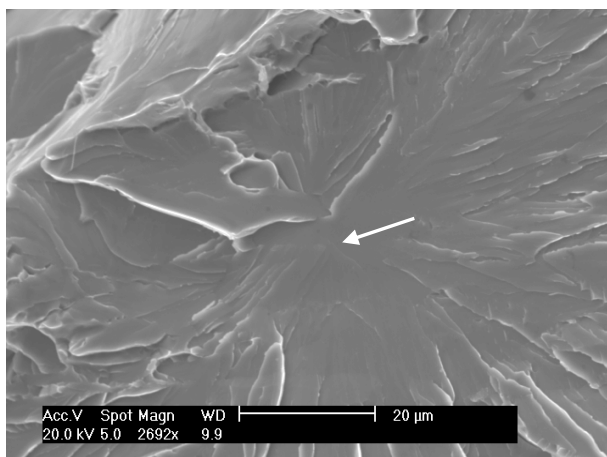


Figura 10. Fractografía del origen de fractura.

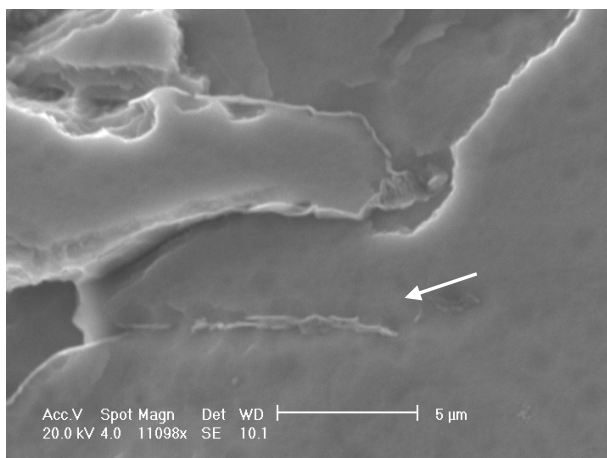


Figura 11. Detalle del Inicio principal de fractura producido por la rotura de un carburo.

4. CONCLUSIONES

a) El modelo tiene en cuenta el efecto de la temperatura sobre el factor controlante de la tenacidad del acero siendo dicho factor a altas temperaturas (156-183K) la nucleación y el paso de la microgrieta a través de la matriz, en particular, la intercara carburo-matriz.

b) A la temperatura de 77K, la matriz no juega un papel importante como controlador de la tenacidad siendo la nucleación en el carburo la que desempeña dicha función.

c) De los resultados se desprende que a la perlita no se le puede achacar el fallo por fractura frágil de los aceros es decir, no es esperable que nucleee una microgrieta en dicha fase.

5-. AGRADECIMIENTOS

Los autores desean expresar su agradecimiento a la Comisión Europea por la financiación recibida a través del proyecto CECA E7027-3(ST) 012.

6-. REFERENCIAS

- [1] Kenji Ohya, Jongseop Kim, Ken'Ichi Yokohama y Michiko Nagumo, "Microstructures relevant to brittle fracture initiation at the Heat-Affected-Zone of Weldment of a Low Carbon Steel", *Acta Metall.*, 27A, pp. 2574-2582 (1996).
- [2] Kim, B.C., Lee, S., Kim, N.J. y Lee, D.Y., "Microstructure and local brittle zone phenomena in High Strength Low Alloy Steel Welds", *Metallurgical Trans. A*, pp. 139-149 (1991).
- [3] Akelsen, O.M., Grong, O. y Solberg, J.K., "Structure property relationships in intercritical heat affected zone of low-carbon microalloyed steels", *Materials Science and Technology*, vol.3, pp. 649-655(1987).
- [4] Webster, S. E. *et al*, "The prediction of HAZ microstructures and properties in structural steels", ECSC Contract no. 7210-PR/245, Report no. E7027-5 (ST) 022, Reference Source no. 108603, Corus Research, Development & Technology, Swinden Technology Centre, February 2003.
- [5] BS 7448-1: 1991 "Method for the determination of K_{IC} , critical CTOD and critical J values if metallic materials", 1991 .
- [6] Martin-Meizoso, A., Ocaña-Arizcorreta, I., Gil-Sevillano, J. y Fuentes-Pérez, M., "Modelling cleavage fracture of bainite steels", *Acta Metall. Mater.*, Vol 42, No. 6, pp. 2057-2068 (1994).
- [7] Ocaña-Arizcorreta, I., Martin-Meizoso A., Gil-Sevillano, J. y Fuentes-Pérez, M., "Efecto combinado del tamaño relativo de los granos y de las partículas frágiles sobre la fractura frágil de aceros ferríticos y bainíticos", *Anales de Mecánica de la Fractura*, 10, pp. 145-150 (1995).