Centro de Estudios e Investigaciones Técnicas de Gipuzkoa

INFORME FINAL DEL PROYECTO

PREDICCIÓN DE LAS PROPIEDADES MECÁNICAS EN ZONAS AFECTADAS POR EL CALOR EN LAS SOLDADURAS DE LOS ACEROS

Cod. documento: IFINAL / 1241 / R00

Proyecto financiado por la FUNDACIÓN DOMINGO MARTÍNEZ

Donostia- San Sebastián

ELABORADO:	REVISADO:
Firma: Dr. Antonio Martín Meizoso	Firma: Prof. Dr. Javier Gil Sevillano
Fecha: 20 de septiembre de 2004	Fecha: 20 de septiembre de 2004

P°. de Manuel Lardizábal, 15 (B° de Ibaeta)
Apartado 1.555 - 20018 San Sebastián - España
Tfno. (943) 21 28 00 - Fax (943) 21 30 76

ÍNDICE

1 RESUMEN EJECUTIVO 3

2 INTRODUCCIÓN 5

3 CARACTERIZACIÓN MICROESTRUCTURAL 6

3.1 Composición química de los aceros 6

3.2 Fracción en volumen de las diferentes fases en el material base 6

3.3 Tamaño de grano de ferrita 6

3.4 Espaciado interlaminar de la perlita 7

3.5 Contenido en partículas de los aceros 7

3.6 Caracterización metalográfica de las ZAC en las soldaduras de los aceros HOM 132 y 152 7

4 MEDIDAS DE MICRODUREZAS 9

5 ENSAYOS DE TRACCIÓN 10

6 ENSAYOS DE MECÁNICA DE LA FRACTURA 11

6.1 Probetas de ensayo de mecánica de la fractura 11

6.2 Preagrietamiento mediante fatiga 11

6.3 Ensayos de fractura 11

7 FRACTOGRAFÍA 13

8 DESCRIPCIÓN DEL MODELO 14

9 CONCLUSIONES 17

10 REFERENCIAS 18

11 TABLAS 19

12 FIGURAS 29

1 RESUMEN EJECUTIVO

El presente proyecto explora las posibilidades de predecir las propiedades mecánicas de diferentes aceros en las Zonas Afectadas por el Calor (ZAC) que se desarrollan en torno a las soldaduras. Estas zonas presentan una heterogeneidad metalográfica notable, pues son zonas no fundidas durante el proceso de soldadura pero se ven afectadas por el calor que se genera durante el proceso de soldadura. Estos "tratamientos térmicos" producen microestructuras que varían desde la martensita hasta el metal base, pasando por diversas microestructuras (en función de la temperatura máxima alcanzada, que es función de la distancia al frente de fusión, y de la velocidad de enfriamiento; que a su vez son función de la corriente empleada, velocidad de soldadura, etc.).

El presente estudio presenta un estudio del comportamiento de las ZACs, en particular de las zonas más frágiles presentes en una ZAC de soldaduras de aceros suaves mediante arco sumergido (SAW). El mayor reto consiste en la predicción de la tenacidad de una ZAC. La predicción de la dureza, límite elástico, carga de rotura son mucho más sencillas, pues se obtienen buenas predicciones aplicando reglas de mezclas modificadas, a partir del contenido en volumen de las diferentes fases y sus tamaños medios.

Para predecir la tenacidad, en la zona frágil, se emplea un modelo micromecanístico, que a partir de una muy detallada información microestructural calcula la probabilidad de iniciar una fractura frágil en pequeños elementos de volumen, que se supondrán con idéntico estado tensional. La probabilidad de rotura del componente o de la probeta se calcula suponiendo que la iniciación en uno solo de los elementos de volumen producirá la fractura de todo el componente (hipótesis del "eslabón más débil"). El micromecanismo de fractura opera unicamente en las zonas plastificadas en la punta de la grieta y calcula a) la probabilidad de rotura de una partícula frágil (carburo, M-A, colonia perlítica), b) la probabilidad de que la microgrieta supere la intercara entre la partícula y la matriz, y c) la probabilidad de que la microgrieta supere la primera junta de grano en la matriz. Bajo una condición de carga constante, si se superan estos tres pasos la grieta crecerá sin barreras apreciables a través de toda la microestructura.

Para la validación del modelo se han realizado ensayos sobre probetas de flexión en tres puntos en los que se genera una grieta por fatiga, cuyo frente se sitúa en la ZAC, a 1 mm del frente de fusión. Para facilitar esta tarea se ha depositado un cordón sobre entallas realizadas a las diferentes chapas, de modo que se obtiene una ZAC con una gran extensión vertical.

Los modelos propuestos encajan bien, tanto con los resultados medios de la tenacidad de los materiales estudiados como con la dispersión experimental de los resultados; a todas las temperaturas estudiadas (en la zona de fractura frágil de los aceros).

Se concluye, que para estas ZAC en las que no se detecta la formación de martensita, la fractura se inicia en los carburos presentes en la bainita. El tamaño del paquete bainítico resulta mucho menos relevante como factor determinante de la tenacidad (únicamente en un acero y a las temperaturas más altas resulta relevante).

2 INTRODUCCIÓN

Para poder correlacionar la microestructura de los aceros con sus propiedades mecánicas y, en particular, con su tenacidad, se necesita una muy buena caracterización metalográfica. Por ejemplo, el límite elástico de alguna manera promedia el comportamiento mecánico de millones de cristalitas, por lo que una sencilla descripción metalográfica es suficiente: en términos de su tamaño medio de grano, espaciado de las láminas de perlita,... es suficiente con este propósito. Sin embargo, la fractura frágil, por clivaje, la provoca habitualmente una gran partícula frágil, situada normalmente en un grano de gran tamaño. En consecuencia, se requiere un enorme esfuerzo en la caracterización de las distribuciones de los tamaños de las partículas, de los tamaños de los granos, etc. Se han estudiado nueve composiciones de aceros y sus soldaduras.

Los estudios de caracterización metalográfica se han realizados sobre nueve tipos de aceros que se han designado como HOM 159, 154, 132, 147, 152, 134, 216, Y7N7 y 16-4 suministrado por Corus Group como materiales bases y soldaduras por la técnica de arco sumergido. Estas composiciones barren un amplio espectro en las composiciones de S y Mn, principales responsables de las inclusiones. Únicamente el acero Y7N7 es un acero comercial, el resto son coladas con contenidos prescritos de ambos elementos con el propósito de validar el modelo que se propone para la fractura por clivaje.

La descripción de la metalografía se presenta en el capítulo 2 (siguiente). De la microestructura se han medido la fracción en volumen, el tamaño de grano de la ferrita, el espaciado interlaminar en la perlita, y el contenido de partículas. A los resultados observados se les ha ajustado una función de distribución lognormal. La fracción en volumen de las diferentes fases, el contenido en carburos de la bainita y perlita y la distribución de sus tamaños, para los aceros HOM 132 y 152 en sus soldaduras (Zonas Afectadas por el Calor, ZAC) a un milímetro de la línea de fusión. A los resultados obtenidos se les ha ajustado funciones de distribución gamma de 3 ó 4 parámetros, por cuanto que son mucho más flexibles que las funciones lognormal (con sólo 2 grados de libertad). Las medidas de microdurezas realizadas, también se detallan en este capítulo.

Se han realizado ensayos de tracción a bajas temperaturas de los materiales bases para determinar su límite elástico y su coeficiente de endurecimiento. Los resultados obtenidos hasta la fecha, se resumen en el Capítulo 3.

Por último el Capítulo 4 resume la descripción del modelo de fractura que se pretende implementar y comparar con los resultados que se obtengan de los ensayos de mecánica de la fractura, que se realizarán en los meses próximos.

3 CARACTERIZACIÓN MICROESTRUCTURAL

3.1 COMPOSICIÓN QUÍMICA DE LOS ACEROS

La composición química de los aceros HOM 132, 134, 152, 154, 147, 159, 216, 16-4 y Y7N7 (en tanto por ciento en peso), fue suministrada por Corus, y se resume en la Tabla 2.1. Los materiales base (para las soldaduras) son aceros al C-Mn con un bajo contenido en C y sin elementos significativos de elementos de aleación. Los contenidos en S y Mn varían de una forma sistemática, completando una matriz.

3.2 FRACCIÓN EN VOLUMEN DE LAS DIFERENTES FASES EN EL MATERIAL BASE

La fracción en volumen de las diferentes fases se midió utilizando un método de conteo de puntos sobre micrografías obtenidas sobre secciones transversales y longitudinales de los aceros, como se muestra en la Figura 1 (y, como se especifica en la ref. [1]). La sección longitudinal con su normal en la dirección transversal corta se identifica con una L. La sección transversal, con normal en la dirección transversal, se identifica con una T. Los aceros se cortaron y pulieron hasta un acabado superficial mejor de 1 micra con polvos de diamante. Posteriormente, estas secciones se atacaron con nital al 2% durante unos pocos segundos, se lavaron con etanol y se secaron con aire caliente. La Figura 2 muestra la microestructura a diferentes aumentos. La Tabla 2.2 y la Figura 3 resumen los resultados obtenidos para la medida de la fracción en volumen de perlita y ferrita. Toda la caracterización microestructural se ha realizado tal y como se especifica en [2].

3.3 TAMAÑO DE GRANO DE FERRITA

El tamaño de grano de la ferrita se ha determinado mediante el método de intersección lineal. Las micrografías se realizaron a 410 aumentos. Del total de intersecciones con bordes de grano de ferrita, el tamaño de grano se calcula de acuerdo con la ecuación:

$$\overline{D_\alpha} = \frac{\left(\overline{P_{P\alpha}}\right)}{\overline{N_{L\alpha}}} = f_\alpha \times \overline{L_\alpha} \qquad \text{Ec. (1)}$$

En donde $\overline{P_{P\alpha}}$ es el número de puntos contados sobre la ferrita, $\overline{N_{L\alpha}}$ es el valor medio del número de granos de ferrita por unidad de longitud, f_a es la fracción en volumen de ferrita, y $\overline{L_\alpha} = \frac{1}{\overline{N_\alpha}}$ es la media de la longitud interceptada sobre la ferrita.

La Tabla 2.3 y las Figuras 4 y 5 resumen los resultados obtenidos sobre las dos direcciones de medida: de soldadura y transversal corta, respectivamente. El tamaño de grano de la ferrita varía entre 19,6 μm y 32, 5 μm.

3.4 ESPACIADO INTERLAMINAR DE LA PERLITA

El espaciado interlaminar de la perlita se ha medido de acuerdo con la norma ASTM E112 del año 1988, esto es contando las intersecciones con una circunferencia y empleando la siguiente ecuación:

$$S_0 = \frac{L}{2NM} \qquad \text{Ec. (2)}$$

En donde *L* es el perímetro total de la circunferencia, *N* el número de intersecciones y *M* los aumentos a los que se realiza la medida.

Se han examinado micrografías correspondientes a las secciones L y T (previamente atacadas durante 15 s en nital al 2%) a 6,400 aumentos, empleando una circunferencia de perímetro *L* = 83, 3 mm. Los resultados obtenidos se resumen en la Tabla 2.4 y las Figuras 6 y 7. Se han encontrados zonas en las que la perlita no queda bien definida debido al proceso de laminación.

3.5 CONTENIDO EN PARTÍCULAS DE LOS ACEROS

Las medidas se han realizado en un Leica Q-Wind a partir de imágenes obtenidas en un microscopio electrónico de barrido (MEB) a 775 aumentos. Las muestras se han pulido hasta un acabado superficial mejor de 0,5 μm. Los parámetros metalográficos que se han medido de cada partícula son el área, longitud (en la dirección de la soldadura), anchura (en la dirección transversal corta) y perímetro, como muestra la Tabla 2.5.

La Tabla 2.6 y las Figuras 8 y 9 muestran la fracción en volumen de partículas para el material base de soldadura, varía entre 0,028% y 0,104%.

3.6 CARACTERIZACIÓN METALOGRÁFICA DE LAS ZAC EN LAS SOLDADURAS DE LOS ACEROS HOM 132 Y 152

Se han obtenido 12 micrografías sobre secciones T, paralelas a las superficie de la plancha, a 1 mm de la línea de fusión y paralelas a la dirección de soldadura.

Estas secciones se atacaron con nital al 2% durante unos pocos segundos, lavadas con etanol y secadas con aire caliente. La fracción en volumen de las diferentes fases presentes se determinó mediante un conteo de puntos sobre 12 micrografías (a 400 aumentos), como muestra la Figura 1. Para la realización del conteo se ha empleado una rejilla de 150 x 105 mm. El número total de puntos contados es una rejilla es de 7 x 6 = 42 puntos. La Tabla 2.7 resume los resultados obtenidos. Las Figuras 10 y 11 muestran la microestructura en la ZAC de los aceros.

Con la intención de validar el modelo de fractura frágil, se han medido y caracterizado la fracción en volumen de los carburos en la bainita, la fracción en volumen de perlita y la sus distribuciones de tamaños para la ZAC de los aceros HOM 152 y HOM 132 a 1 mm a partir de la línea de fusión sobre las secciones T. La Tabla 2.8 y las Figuras 12 a 19 resumen los ajustes a funciones de distribución gamma de 3 y 4 parámetros, de acuerdo con la Ec. (3) para los diferentes componentes microestructurales. Las Figuras 20 a 25 muestran las micrografías de estos aceros en las ZACs. Las Figuras 12, 13, 14 y 16 muestran en línea continua los ajustes a las funciones gamma de 3 parámetros. La Figura 15 muestra un ajuste a una función gamma de 4 parámetros. Estos ajustes representan una aproximación excelente a las medidas experimentales. Esta es la razón por la que se han preferido este tipo de ajustes sobre las funciones lognormal, que sólo disponen de 2 grados de libertad.

$$f(x)=\frac{n\cdot a^{p}}{\Gamma(p)}\cdot(x-d)^{np-1}\cdot e^{-a\cdot(x-d)^{n}} \qquad \text{Ec. (3)}$$

La Figura 17 muestra el número de partículas, mayores que un tamaño dado, por unidad de área observada. Es una combinación de la fracción en volumen de las partículas y su distribución en tamaños. En particular, es insensible a los aumentos a los que se realicen las mediadas: a mayores aumentos se observa un mayor número de partículas (sobre todo pequeñas) y, en consecuencia, una fracción en volumen mayor de partículas, pero el número de partículas, por ejemplo mayores de 1 μm por unidad de área resulta independiente de los aumentos a los que se realiza la medida. La Figura 18 muestra el ajuste de una función gamma de 3 parámetros a este número de partículas. Más importante aún, la fractura por clivaje la nucleará con gran probabilidad las partículas de mayor tamaño que se encuentre en la zona plástica que rodea la punta de la grieta.

La Figura 19 muestra el número de partículas, mayores de un tamaño dado, por unidad de volumen. Se ha realizado una aproximación muy simple: $N_v(d_i) = N_s(d_i)/d_i$. Lo que representa una buena estimación para una representación en escala logarítmica de los tamaños de las partículas (en rigor, sólo sería correcta cuando todas las partículas fueran del mismo tamaño: d_i = cte.).

4 MEDIDAS DE MICRODUREZAS

Uno de los objetivos del proyecto es correlacionar la microestructura de los aceros con sus propiedades mecánicas. Es de sobra conocido que la heterogeneidad microestructural en las ZAC, cerca de los cordones de la soldadura, afecta a las propiedades mecánicas en esta zona. Para comprender mejor el comportamiento mecánico de las diferentes zonas presentes en las ZAC, producidas por el efecto de los cordones depositados durante el proceso de soldadura, se han realizado ensayos de microdureza que se combinan con las observaciones microestructurales.

Los perfiles de microdurezas Vickers se han realizado con una carga aplicada al indentador de 500 g, a diferentes profundidades. Para la realización de los perfiles se han realizado medidas de indentación a lo largo de líneas que parten del material fundido, a través de la línea de fusión, de la ZAC, y terminando en el material base. Las medidas de microdurezas se han realizado para los aceros HOM 132, 152, 134 y 154. Los resultados obtenidos se resumen en las Figuras 26 a 29.

5 ENSAYOS DE TRACCIÓN

Se han realizado ensayos de tracción a bajas temperaturas (temperaturas de comportamiento frágil de los aceros) para determinar el límite elástico, la carga de rotura y el exponente de endurecimiento por deformación de los materiales base. Estas medidas son fundamentales para el modelo de fractura y no pueden realizarse directamente sobre las ZAC. Se determinan sobre el material base, y, a partir de los perfiles de microdurezas, se estimarán para las ZACs. Las probetas de tracción se han mecanizado a la mitad del espesor de las chapas. Las geometrías de las probetas empleadas se detallan en la Figura 30 (una geometría, la más larga, permite el empleo de un extensómetro).

Los ensayos se han realizado en control de desplazamiento de la cruceta de la máquina de ensayos (universal, Instron), a una velocidad de desplazamiento de 0,5 mm/minuto o 0,20 mm/minuto, dependiendo de la longitud de la probeta ensayada, de modo que se mantiene una velocidad constante de deformación en la zona elástica. Los registros de la carga aplicada frente al desplazamiento se recogen en las Figuras 31 a 34, y la Tabla 3.1. Las Figuras 35 y 36 resumen la evolución del límite elástico y la carga de rotura frente a la temperatura a la que se realiza el ensayo de tracción.

Las Figuras 37 y 38 muestran los ajustes de las curvas experimentales a un comportamiento del material de acuerdo con la ecuación de Hollomon (4):

$$\sigma = \sigma_0 \left(\frac{\varepsilon}{\varepsilon_0} \right)^n \qquad \text{Ec. (4)}$$

6 ENSAYOS DE MECÁNICA DE LA FRACTURA

6.1 PROBETAS DE ENSAYO DE MECÁNICA DE LA FRACTURA

Se emplean probetas de flexión en tres puntos, como se muestra en la Figura 39. Estas probetas se mecanizan a partir de soldaduras realizadas sobre una entalla previa, de modo que se obtiene una Zona Afectada por el Calor (ZAC) con una gran extensión recta y vertical, donde se pretende situar el extremo de una grieta que se crece, a partir de una entalla, mediante fatiga alternada. Las chapas soldadas, de los aceros HOM 132, 134, 152, 154, 216 e Y7N7, se trocean en tiras de 20 mm de profundidad y después se mecanizan en cuadradillos de 125 x 25 x 12.5 mm.

6.2 PREAGRIETAMIENTO MEDIANTE FATIGA

Las probetas con soldadura, extraídas de los aceros HOM 132, HOM 134, HOM 152, HOM 154 e Y7N7 y entalladas son fatigadas en una máquina de fatiga resonante RUMUL.

La realización de esta grieta previa se realiza en dos pasos. Los valores de la carga aplicada se calculan de acuerdo con la norma británica BSI-7448/97. Cada etapa de fatiga termina cuando la máquina detecta una determinada caída en la frecuencia propia de resonancia. Siguiendo esta técnica se crecen grietas de aproximadamente 1.5 mm de profundidad.

6.3 ENSAYOS DE FRACTURA

Tras el preagrietamiento se realizan ensayos de fractura de las probetas de todos los materiales a temperatura por debajo de la temperatura ambiente, para garantizar un mecanismo frágil de propagación de las grietas. Los ensayos se realizan sumergiendo las probetas y el yunque de ensayos en nitrógeno líquido (para los ensayos realizados a 77K), etanol fundente (156K) y acetona fundente (ensayos a 183K y 193K). La temperatura se controla por medio de un termopar tipo K (Ni-Cr, Ni-Al). Cuando el ensayo lo requiere, por presentar un comportamiento más dúctil la probeta, se registra la apertura de la probeta durante el ensayo de carga. Los ensayos se realizan en control de desplazamiento de la cruceta de la máquina de ensayos (0.6 mm/minuto). La Figura 40 muestra el arreglo experimental (en donde se ha retirado el líquido refrigerante y la extensometría, para hacer visible la probeta).

La mayoría de los ensayos presentan un comportamiento lineal hasta la fractura (en términos de la carga y el desplazamiento de apertura de la probeta), véase, por ejemplo la Figura 41. En estos casos, para evaluar la tenacidad de la probeta sólo se requiere conocer la carga con la que ocurre la fractura (F_c), empleando la ecuación:

$$K_c = \frac{F_c}{B.B_N\sqrt{W}} f(a_0/W) \qquad \text{Ec. (5)}$$

En donde *B, B_N* y *W* son el espesor total, el espesor neto y la profundidad del ligamento, respectivamente, y *f* es la función de intensidad de tensiones, correspondiente a una grieta de profundidad a_o y un ligamento *W.*

Los resultados de los ensayos se resumen en las Tablas 5.1 to 5.6 y en las Figuras 42 a 47. Se observa la tendencia normal de la tenacidad, a incrementar con la temperatura.

Algunas muestras muestran un comportamiento no-lineal. En estos casos se mide el desplazamiento de apertura, medido sobre la línea de carga, y se determina la tenacidad a partir de la energía absorbida (*U*) en el momento de fractura o tras el primer descenso significativo de la carga (pop-in) (Ec. (6)):

$$J_0 = \frac{\eta U}{B(W - a_0)} \qquad \text{Ec. (6)}$$

en donde $\eta = 2$, para el caso de probetas a flexión en tres puntos.

La tenacidad, K_{Ic} se determina, bajo condiciones de deformación plana, mediante

$$K_J = \sqrt{\frac{JE}{1-\nu^2}} \qquad \text{Ec. (7)}$$

en donde *E* y ν son el modulo elástico y el coeficiente de Poison del material, respectivamente.

En estos casos, cabe distinguir dos posibilidades:

a) Si la extensión dúctil de la grieta es menor de 0.2 mm. K_J se redesigna como K_c

b) Si la extensión dúctil de la grieta (que se observa tras la fractura) es superior a 0.2 mm. K_J se redesigna como K_u.

7 FRACTOGRAFÍA

Tras la rotura de las probetas, se realizó un estudio fractográfico con el objeto de determinar los micromecanismos de fractura y los lugares de iniciación de las fracturas frágiles. Hasta la fecha se han realizado estudios fractográficos de las superficies de fractura empleando microscopía electrónica de barrido (MEB). Las superficies de fractura se preservan de la oxidación y se limpian cuidadosamente antes de observarlas en el microscopio electrónico. Las Figuras 48 a 54 muestran ejemplos de las superficies observadas para los diferentes materiales y temperaturas de ensayo. Todas, como se pretendía, son completamente frágiles con el típico aspecto brillante (especialmente aquellas ensayas a la temperatura más baja: 77 K).

A pocos aumentos se observan terrazas (*chevron marks*) que pueden seguirse hasta la zona donde se origina la fractura. Una vez en esa zona, a mayores aumentos, se siguen las facetas de fractura de los granos hasta localizar el origen de la fractura, que en muchos casos puede identificarse.

Algunas veces, en esa zona de iniciación de la fractura frágil, se encuentra una partícula o inclusión, cuya fractura ha ocasionado la fractura catastrófica de la probeta. En la mayoría de los casos la partícula aparece rota y puede identificarse como iniciadora de la fractura frágil.

En muchos más casos la partícula causante de la fractura frágil no ha podido ser identificada. En esos casos, se intenta descubrir atacando ligeramente la superficie de fractura. En un buen número de casos se encuentra un paquete bainítico de un tamaño aproximado de unas 120 μm, en las proximidades de la zona identificada como origen de la fractura. Se observa como una primera faceta de fractura.

8 DESCRIPCIÓN DEL MODELO

La fractura por clivaje, frágil, en las zonas afectadas por el calor en la soldadura de los aceros, en aceros de bajo carbono, se asocia a la fractura previa de partículas frágiles de segundas fases, tales como inclusiones o precipitados. Cuando el tamaño de estas partículas es menor que el tamaño de grano (o paquete) de la matriz metálica en la que estas se encuentran, la fractura macroscópica del componente o la probeta ocurre en tres etapas bien definidas: fractura de una partícula frágil inducida por la deformación plástica (acumulación de dislocaciones sobre la partícula), transmisión de la microgrieta a la matriz del grano circundante a través de la intercara entre la partícula y la matriz, y que la grieta consiga superar la primera junta de grano de la matriz, invadiendo así un segundo grano de la matriz (el tercer, cuarto grano son más y más fáciles puesto que la energía disponible para la propagación aumenta con el cuadrado del tamaño de la grieta).

En este proyecto, se desarrolla y aplica un modelo estadístico y micromecánico de la fractura frágil basado en la hipótesis del “eslabón más débil” [3-9]. Esto significa que cuando se produce la fractura frágil en uno de los elementos de volumen en los que se discretiza el componente o la probeta, se supondrá que la grieta se propaga hasta la completa rotura del componente. En definitiva dividiremos el componente en pequeños elementos de volumen, que podamos razonablemente suponer que tienen un estado homogéneo de tensiones, y calcularemos la probabilidad de iniciar una fractura por clivaje en cada uno de los elementos de volumen. Esta probabilidad dependerá de la carga aplicada y de la temperatura a la que hagamos el ensayo.

El modelo tiene en cuenta la presencia de tres tipos de elementos microestructurales (partículas: carburos y constituyentes M-A; una matriz de paquetes bainíticos). Las fronteras entre los diferentes elementos microestructurales viene caracterizada por una capacidad de detención de las grietas (una barrera energética a superar, que supondremos ya promediada en las diferentes posibles desorientaciones entre los cristales adyacentes) superior a la resistencia a avanzar una grieta sobre los planos cristalográficos (de clivaje) de la matriz.

En este caso, una ZAC, se ha considerado oportuno distinguir dos tipos diferentes de iniciadores de la fractura por clivaje: los carburos de la bainita y las colonias de fase perlítica.

La capacidad de detener una grieta viene caracterizada por: $K_{\mathrm{Ia}}^{\mathrm{m/m}}$ para las juntas de grano (entre paquetes bainíticos), $K_{\mathrm{Ia}}^{\mathrm{c/m}}$ para la intercara entre los carburos y la bainita, y $K_{\mathrm{Ia}}^{\mathrm{p/m}}$ para la intercara entre la perlita y la bainita. α_{I} representa la probabilidad de rotura de una particular (carburo o colonia perlítica) de tamaño medio.

Las probabilidades de fractura frágil se calculan para las mismas temperaturas a las que se han realizado los ensayos: 77K, 156K, 183K y 193K. Como resulta evidente la microestructura no cambia a estas temperaturas y las curvas de comportamiento plástico ya se determinaron a esas temperaturas.

Como datos de entrada para el programa de cálculo se introduce el límite elástico y el coeficiente de endurecimiento del material con la deformación, ajustado el comportamiento del material a una ecuación del tipo Hollomon (no existen soluciones publicadas para el campo de tensiones en las proximidades de la punta de una grieta mas que para materiales con un comportamiento descrito en términos de esta simple ecuación).

Para la ZAC, en donde resulta imposible realizar un ensayo de tracción, se emplea la medida de la dureza para corregir el dato del límite elástico. Puesto que la dureza es típicamente un 30% superior a la del material base, se emplea un factor de 1.3 como mejor estimación. El coeficiente de endurecimiento, a falta de mejores ideas, se supondrá idéntico al del material base. Obsérvese que si empezamos a introducir parámetros estimativos, podríamos acabar realizando un mero ejercicio de ajuste empírico a datos experimentales, lo que no es en absoluto el objeto de este estudio.

Se ha escrito un código de ordenador, CLEAVOX, para la realización de todos estos cálculos. El código fuente está escrito en *Professional Visual Fortran*, puede unirse a otros pedazos de código y corre en un PC. La Figura 61 muestra la página de introducción de datos al programa.

Las Figuras 55-56 muestran el efecto de la perlita como iniciadora de un fallo por clivaje a diferentes temperaturas: 77K, el rango 156K-183K, para el acero HOM 152. Se han probado diferentes valores de la probabilidad de fractura de una colonia perlítica, α_p, con el propósito de encontrar el mejor ajuste a los datos experimentales. Como muestra la Figura 55, los cambios en el valor de α_p tienen muy poco efecto sobre las probabilidades de clivaje a 77K, sugiriendo que la perlita no juega papel alguno a esta temperatura. Por el contrario tiene un apreciable efecto a las temperaturas más altas de 156 y 183 K, como muestra la Figura 56.

Las Figuras 57-58 muestran el efecto de variar la capacidad de detención de las grietas en las intercaras entre paquetes bainíticos, a las mismas temperaturas. Se han ensayado dos valores para K^{mm}_{la}: 5 y 7.5 MPa$\sqrt{m}$. El efecto de los paquetes bainíticos es ligeramente superior en el rango de 156K-183K que a 77 K, de lo que se concluye que el efecto no es muy importante, y que el valor que más a menudo se encuentra el la bibliografía es una buena estimación: K^{mm}_{la} = 7.5 MPa$\sqrt{m}$.

El efecto de los carburos presentes en la bainita se observa en la Figura 59, para el rango de temperaturas 156K-183K. Se observa un fuerte efecto de la probabilidad de fractura de los carburos sobre la predicción de la tenacidad. Se han estudiado, con

detalle dos posibles valores para esta probabilidad de fractura de los carburos: 0.1 y 0.01. El primer valor ajusta perfectamente los valores experimentales. Este valor es muy alto si pensamos que un 10% de los carburos, de tamaño medio, se rompe. De hecho, debido a la simetría cúbica de la bainita, existen tres conjuntos de planos de clivaje dentro de un grano con lo que la probabilidad se reduce a la tercera parte.

La Figura 60 muestra el efecto de la capacidad de detención de las grietas en las juntas entre los paquetes bainíticos, para el acero HOM 132, en el rango de temperaturas 156K-193K (en donde el comportamiento plástico es muy semejante). Se han estudiado tres valores para el parámetro K^{cm}_{la}: 2, 2.3 y 2.5 MPa$\sqrt{m}$. El valor de K^{cm}_{la} = 2.5 MPa$\sqrt{m}$ ajusta adecuadamente los resultados de las probetas de fractura, y se empleará como valor por defecto para este parámetro. K^{cm}_{la} tiene un fuerte efecto sobre las predicciones de la tenacidad cuando su valor se reduce, sin embargo su efecto es muy reducido cuando su valor aumenta.

9 CONCLUSIONES

- El modelo de fractura desarrollado, basado en la microestructura y la hipótesis de “eslabón más débil” predice correctamente los resultados experimentales en todas las ZAC de todas las composiciones de los aceros estudiados en todo el rango de temperaturas estudiado.

- El modelo predice correctamente los efectos de la temperatura sobre el factor controlante de la tenacidad. La nucleación de una microgrieta y su transmisión al grano-paquete más próximo, a través de la intercara partícula/matriz es el factor controlante de la tenacidad en el rango de temperaturas 156-183 K.

- La matriz no juega un papel relevante como controlante de la tenacidad del material (salvo en el acero HOM 152 y a las temperaturas de 156-183K). Son los carburos los principales iniciadores de las fracturas por clivaje, en la mayoría de las ZAC estudiadas, en todas las demás composiciones de los aceros base y a todas las temperaturas estudiadas.

- El efecto de las colonias de perlita como iniciadoras de la fractura por clivaje es despreciable. Como revelan tanto el modelo como la evidencia fractográfica.

- Se han realizado ensayos de fractura y simulaciones para una gran variedad de zonas afectadas por el calor en la soldadura de distintos aceros. Sin duda sería deseable disponer de una muestra estadística más amplia, para obtener una muestra estadísticamente más representativa.

10 REFERENCIAS

[1] G. Tewlis, " Classification and Quantification of Microestructures in Steels ", Report No. SL/PM/R/E7027/2/02/A, Corus Research, Development & Technology, Swiden Tecnology Centre, Feb. 2002, p. A1/1.

[2] C. M. Sellars, "Quantitative Metallography", Universidad de Navarra (1981).

[3] A. Martin-Meizoso, I. Ocaña-Arizcorreta, J. Gil-Sevillano y M. Fuentes-Pérez, "Modelling cleavage fracture of bainitic steels", *Acta Metall. Mater.*, Vol 42, No. 6, pp. 2057-2068 (1994).

[4] R. Rodríguez-Martín, A. Martín-Meizoso, "Modelización de la Fractura por clivaje en aceros de alta resistencia", Anales de Mecánica de la Fractura, 21 (2004) pp. 234-239.

[5] C. Moya Gutiérrez y A. Martín Meizoso, "Modelo predictivo de la tenacidad en la zona afectada por el calor en soldaduras de aceros al C-Mn", Anales de Mecánica de la Fractura, 21 (2004) pp. 222-227.

[6] C. Moya-Gutiérrez, A. Martín-Meizoso, I. Ocaña-Arizcorreta, "Micromechanisms of Cleavage Fracture in the HAZ of C-Mn Commercial Steel Weld", 15th European Conference on Fracture (ECF-15), Estocolmo, Suecia, 11-13 Agosto, 2004.

[7] R. Rodríguez-Martín, I. Ocaña, A. Martín-Meizoso, "Application of a predictive model for brittle fracture in a high strength steel and its weld", 15th European Conference on Fracture (ECF-15), Estocolmo, Suecia, 11-13 Agosto, 2004.

[8] R. Rodríguez-Martín, I. Ocaña and A. Martín-Meizoso, "Modelling cleavage fracture in high strength steels and their welds", Aceptado en Materials Science Forum (2004).

[9] C. Moya-Gutiérrez, I. Ocaña-Arizcorreta and A. Martín-Meizoso, "Micromechanisms of cleavage fracture in HAZ of low carbon steel welds", Aceptado en Materials Science Forum (2004).

11 TABLAS

Tabla 2.1. Composición química de las chapas de acero (% en peso) empleadas para las soldaduras por arco sumergido (SMAW) en entallas.

Acero	C	Si	Mn	P	S	N	Nb	Ti	V
HOM 132	0.12	0.29	0.49	<0.005	<0,002	0.0021	<0,005	<0.005	<0,005
HOM 134	0.13	0.3	1.5	<0.005	<0.002	0.0036	<0.005	<0.005	<0.005
HOM 147	0.17	0.31	1.01	<0.005	<0,002	0.0046	<0.005	<0.001	<0.005
HOM 152	0.082	0.31	0.53	<0.005	<0.002	0.0037	<0.005	<0.001	<0.005
HOM 154	0.084	0.3	1.49	<0.005	<0.002	0.004	<0.005	<0.001	<0.005
HOM 154	0.084	0.3	1.49	<0.005	<0.002	0.004	<0.005	<0.001	<0.005
HOM 159	0.047	0,3	1.02	<0.005	<0.002	0.0038	<0.005	<0.001	<0.005
HOM 216	0.120	0.05	0.62				0.001	0.001	0.002
16-4 steel	0.17	0.29	0.52	<0.005	<0.002	0.0032	<0.005	<0.001	<0.005
Y7N7*	0.091		0.84				<0.005	0.001	

Datos suministrados por Corus Group plc.

* Y7N7 es un acero de grado comercial.

Tabla 2.2. Fracciones en volumen de perlita y ferrita.

Acero	Perlita (fracción en volumen)	Ferrita (fracción en volumen)
HOM 132	**13.15 ± 0.73 %** **	**86.85 ± 0.73 %** **
HOM 134	**16.78 ±1.24% ** **	**84.22 ± 1.24%** **
HOM 147	**20.00 ± 0.81 % ** **	**80.00 ± 0.81 %** **
HOM 152	**6.50 ± 1.60% ** **	**93.50 ± 1.60% ** **
HOM 154	**8. 49 ± 0.61 % ** **	**91.51 ± 0.61 %** **
HOM 159	**3.60 ± 0.45 % ** **	**96.40 ± 0.45 %** **
HOM 216	**11.10 ± 2.0%** **	**88.90 ± 2.0 %** **
16-4 Steel	**19.98 ± 1.12 %** **	**80.02 ± 1.12 % ** **
Y7N7	**10.70 ± 2.0% ** **	**89.30 ± 2.0 %** **

*ASTM E-112/88. **Intervalos de confianza al 95%.

Tabla 2.3. Tamaño de grano de ferrita

Acero	Sección L	Sección T	Media geométrica	ASTM*
HOM 132	28.2 ± 2.87** μm	22.5 ± 2.06** μm	25.5 ± 2.48** μm	7.5**
HOM 134	26.78± 1.42** μm	20.77±1.16** μm	23.58±1.28** μm	7.5**
HOM 147	26.9 ± 2.79** μm	20.9 ± 3.06** μm	25.0 ± 2.93** μm	7.5**
HOM152	27.73 ± 1.77**μm	25.57 ± 1.17** μm	26.6±1.26** μm	7.1**
HOM 154	38.2 ± 3.56** μm	26.3 ± 3.07** μm	32.5 ± 3.34** μm	7.0**
HOM 159	29.2 ± 3.38** μm	24.6 ± 4.44** μm	27.0 ± 3.89** μm	7.5**
HOM 216	23.7 ± 1.4** μm	20.6 ±0.7** μm	22.1 ± 1** μm	7.6**
16-4 Steel	21.11 ± 1.26**μm	18.17 ± 1.29** μm	19.58 ± 1.28** μm	8.0**
Y7N7	22.7 ± 2.3**μm	20.4 ± 1.7** μm	21.5 ± 2** μm	7.7**

*ASTM E-112/88. **Intervalos de confianza al 95%.

Tabla 2.4. Espaciado interlaminar perlítico.

Espaciado interlaminar perlítico [μm]			
HOM 132	0.137 ± 0.037*	**HOM 159**	0.211 ± 0.049*
HOM 134	0.129 ± 0.004*	**HOM 216**	0,205 ± 0,033*
HOM 147	0.139 ± 0.071*	**16-4**	0.232 ± 0.157*
HOM 152	0.176 ± 0.023*	**Y7N7**	0,196 ± 0,024*
HOM 154	0.129 ± 0.004*		

*Intervalos de confianza al 95%

Tabla 2.5. Datos estadísticos de las partículas.

HOM 159	Área	Long.	Anchura	Perímetro
Número de campos	16			
Media [μm^2, μm]	1.864	1.082	1.041	5.799
Varianza [μm^2, μm]	1.159	0.162	0.209	1.755
Desviación típica [μm^2, μm]	1.077	0.403	0.457	1.325
Coef. correlación Weibull	0.876	0.840	0.880	0.861
Coef. correlación Normal	0.868	0.848	0.868	0.896
Coef. correlación Lognormal	0.942	0.874	0.901	0.930
HOM 154	Área	Long.	Anchura	Perímetro
Número de campos	47			
Media [μm^2, μm]	2.413	2.070	1.227	6.479
Varianza [μm^2, μm]	4.985	0.791	0.359	6.021
Desviación típica [μm^2, μm]	2.233	0.889	0.599	2.454
Coef. correlación Weibull	0.839	0.837	0.875	0.838
Coef. correlación Normal	0.795	0.870	0.874	0.880
Coef. correlación Lognormal	0.933	0.924	0.921	0.931
HOM 132	Área	Long.	Anchura	Perímetro
Número de campos	66			
Media [μm^2, μm]	4.135	2.8733	1.597	8.661
Varianza [μm^2, μm]	1.559	2.864	0.800	2.469
Desviación típica [μm^2, μm]	3.948	1.692	0.895	4.969
Coef. correlación Weibull	0.904	0.899	0.945	0.887
Coef. correlación Normal	0.872	0.875	0.941	0.846
Coef. correlación Lognormal	0.968	0.967	0.966	0.962
HOM 132-HAZ	Área	Long.	Anchura	Perímetro
Número de campos	42			
Media [μm^2, μm]	4.819	1.002	1.032	2.937
Varianza [μm^2, μm]	48.47	0.581	0.742	4.937
Desviación típica [μm^2, μm]	6.963	0.762	0.862	2.222
Coef. correlación Weibull	0.975	0.975	0.975	0.975
Coef. correlación Normal	0.957	0.957	0.957	0.957

Coef. correlación Lognormal	0.976	0.976	0.976	0.976
HOM 147	Área	Long.	Anchura	Perímetro
Número de campos	20			
Media [μm^2, μm]	5.097	2.758	1.749	8.812
Varianza [μm^2, μm]	1.953	1.324	0.775	1.330
Desviación típica [μm^2, μm]	4.42	1.151	0.880	3.648
Coef. correlación Weibull	0.946	0.953	0.897	0.950
Coef. correlación Normal	0.925	0.925	0.927	0.966
Coef. correlación Lognormal	0.978	0.976	0.944	0.981
Y7N7	Área	Long.	Anchura	Perímetro
Número de campos	31			
Media [μm^2, μm]	1.912	1.505	10.375	4.900
Varianza [μm^2, μm]	0.730	0.407	60.386	4.213
Desviación típica [μm^2, μm]	0.855	0.638	7.771	2.053
Coef. correlación Weibull	0.984	0.982	0.984	0.984
Coef. correlación Normal	0.983	0.979	0.983	0.959
Coef. correlación Lognormal	0.959	0.979	0.959	0.983
HOM 152	Área	Long.	Anchura	Perímetro
Número de campos	24			
Media [μm^2, μm]	4.788	1.286	0.830	3.103
Varianza [μm^2, μm]	33.994	1.102	0.288	5.293
Desviación típica [μm^2, μm]	5.830	1.050	0.537	2.301
Coef. correlación Weibull	0.973	0.971	0.973	0.975
Coef. correlación Normal	0.962	0.942	0.962	0.957
Coef. correlación Lognormal	0.975	0.974	0.962	0.976
16-4	Área	Long.	Anchura	Perímetro
Número de campos	128			
Media [μm^2, μm]	0.1926	0.4979	0.2978	1.5895
Varianza [μm^2, μm]	0.1432	0.2345	0.0604	1.6173
Desviación típica [μm^2, μm]	0.3784	0.4842	0.2457	1.2717
Coef. correlación Weibull	0.9151	0.9078	0.7957	0.9138
Coef. correlación Normal	0.6329	0.7925	0.8338	0.8415
Coef. correlación Lognormal	0.9773	0.9663	0.8964	0.9758

HOM 216	Área	Long.	Anchura	Perímetro
Número de campos	75			
Media [μm^2, μm]	2.797	1.150	11.579	5.706
Varianza [μm^2, μm]	11.237	0.519	233.373	22.578
Desviación típica [μm^2, μm]	3.352	0.720	15.277	4.752
Coef. correlación Weibull	0.989	0.984	0.987	0.989
Coef. correlación Normal	0.815	0.983	0.944	0.815
Coef. correlación Lognormal	0.967	0.959	0.977	0.967
HOM 134	Área	Long.	Anchura	Perímetro
Número de campos	189			
Media [μm^2, μm]	1.609	1.467	0.853	4.689
Varianza [μm^2, μm]	8.317	1.213	0.546	9.399
Desviación típica [μm^2, μm]	2.8839	1.104	0.739	3.066
Coef. correlación Weibull	0.974	0.974	0.974	0.974
Coef. correlación Normal	0.957	0.957	0.957	0.957
Coef. correlación Lognormal	0.976	0.976	0.976	0.976

Tabla 2.6. Área explorada y fracción en volumen de partículas.

Acero	Área explorada (μm^2)	Fracción en volumen partículas (%)
HOM 132	262210.5	0.1040 %
HOM 134	620829.6	0.0550 %
HOM 147	363365.7	0.0279 %
HOM 152	161678.0	0.0710 %
HOM 154	262210.5	0.0432 %
HOM 159	262210.5	0.0114 %
HOM 216	363775.5	0.2387%
16-4	262210.5	0.0488 %
Y7N7	381964.3	0.0842 %

Tabla 2.7. Fracción en volumen de las diferentes fases presentes a 1 mm de la línea de fusión, para las soldaduras de HOM132 y HOM 152.

HOM 132	**Frecuencia**	**Mínimo I.C. 95%**	**Máximo I.C. 95%**
Ferrita poligonal	25.48	21.38	29.93
Widmanstätten Fe_α	49.52	44.64	54.41
Perlita	3.10	1.66	5.23
Bainita	21.90	18.04	26.17
Martensita	--	--	--
HOM 152	**Frecuencia**	**Mínimo I.C. 95%**	**Máximo I.C. 95%**
Ferrita poligonal	36.26	34.65	38.19
Widmanstätten Fe_α	26.45	29.05	24.00
Perlita	6.39	7.96	5.14
Bainita	30.89	28.40	33.70
Martensita	--	--	--

Tabla 2.8. Ajuste de funciones Gamma de 3 parámetros a los diferentes componentes microestructurales.

	HOM 152			HOM 132		
	Carburos	**Perlita**	**Matriz**	**Carburos**	**Perlita**	**Matriz**
n	0.3	1.1	0.3	0.9	1.8	0.1
a (μm^{-n})	22.93	1.0035	10.9359	4.6728	0.0659	80.032
p	21.65	3.5112	32.2031	6.217	1.062	110.792
d (μm)	0	0	0	0	1.897	0
f_v	0.045	0.0142	0.31	0.061	0.031	0.22

Tabla 3.1. Resultados de los ensayos de tracción a baja temperatura.

Acero	T (K)	σ_y (MPa)	σ_{uts} (MPa)	σ_oHollomon	*n* Hollomon
Y7N7	77	755	780	384,79	0,0564
	156	345	511	190,52	0,2638
	183	340	502	177,29	0,2773
	193	325	509	176,34	0,2786
Hom216	77	825	826	633,72	0,0985
	156	359	496	211,24	0,2275
	183	379	475	190,45	0,251
	193	360	461	197,61	0,2362
Hom152	77	800	806	675,59	0,0564
	156	300	462	201,35	0,2373
	183	337	462	196,42	0,2467
	193	347	453	187,8	0,2554
Hom132	77	770	910,4	953,65	0,0578
	156	340	503	166,69	0,2743
	183	400	577	193,79	0,2385
	193	380	563	170,41	0,2561
Hom134	77	775	885	614,67	0,1133
	156	440	617	192,17	0,3277
	183	420	581	164,66	0,3298
	193	335	566	196,35	0,2782

Tabla 5.1. Resultados de los ensayos de fractura sobre el acero 132

HOM 132	*F*max (kN)	entalla (mm)	a_o (mm)	Grieta fatiga (mm)	*f (a/W)*	T (K)	*Kq* (MPa.m^.5)	Observaciones
1	-0.68	10.71	12.40	1.69	2.63	77	4.09	
2	-5.99	10.63	12.41	1.81	2.63	77	35.70	
3	-4.33	10.66	12.79	2.13	2.76	77	20.45	
4	-5.50	10.51	12.87	2.36	2.79	156	34.77	
5	-11.45	10.69	12.66	1.97	2.71	156	70.38	Incumple la condición de deformación plana
6	-10.45	10.66	12.72	2.05	2.74	156	64.74	
7	-14.11	10.69	12.56	1.88	2.68	156	85.71	Incumple la condición de deformación plana
8	-12.50	10.69	12.86	2.17	2.79	156	78.91	Incumple la condición de deformación plana
9	-13.63	10.65	12.74	2.08	2.75	183	84.66	Incumple la condición de deformación plana
10	-13.45	10.66	12.68	2.02	2.73	183	82.96	Incumple la condición de deformación plana
11	-11.44	11.22	13.24	2.02	2.93	183	75.89	Incumple la condición de deformación plana
12	-3.43	10.76	12.96	2.19	2.82	193	21.91	
13	-5.68	10.75	12.76	2.01	2.75	193	35.41	
14	-8.38	10.75	12.81	2.23	2.83	193	53.70	Incumple la condición de deformación plana
15	-7.76	11.71	12.97	2.23	2.83	193	49.71	
16	-4.87	10.71	12.90	2.19	2.80	193	30.93	

Tabla 5.2. Resultados de los ensayos de fractura sobre el acero 152.

HOM 152	*F*max (k N)	entalla (mm)	a_o (mm)	Grieta fatiga (mm)	*f (a/W)*	T(K)	*Kq* (MPa.m^.5)	Observaciones
1	-7.33	10.74	13.15	2.41	2.89	77	48.05	
2	-2.65	10.73	12.64	1.91	2.71	77	16.26	
3	-5.62	10.79	12.75	1.95	2.75	156	34.96	
4	-11.50	10.68	12.85	2.16	2.78	156	72.42	Incumple la condición de deformación plana
5	-3.27	11.23	13.42	2.18	3.00	156	22.23	
6	-3.34	10.72	12.95	2.23	2.82	156	21.34	
7	-9.28	10.78	12.92	2.14	2.81	183	59.05	Incumple la condición de deformación plana
8	-7.99	10.79	12.82	2.02	2.77	183	50.14	
9	-4.26	10.76	12.75	2.01	2.74	183	26.49	
10	-6.54	10.79	12.61	1.82	2.70	183	39.97	
11	-9.91	10.70	12.65	1.94	2.71	193	60.82	Incumple la condición de deformación plana

Tabla 5.3 Resultados de los ensayos de fractura sobre el acero HOM 216.

HOM 216	*F*max (kN)	entalla (mm)	a_o (mm)	Grieta fatiga (mm)	*f (a/W)*	T (K)	*Kq* (MPa. m^5)	Observaciones
1	-7.67	10.67	13.33	2.96	2.96	77	51.46	
2	-2.51	10.70	12.95	2.26	2.82	77	16.05	
3	-10.73	10.76	13.08	2.32	2.87	193	69.72	Incumple la condición de deformación plana
4	-12.78	10.72	12.97	2.25	2.83	193	81.80	Incumple la condición de deformación plana
5	-10.45	10.71	14.18	3.47	3.34	193	79.02	Incumple la condición de deformación plana
6	-10.57	10.66	13.00	2.33	2.84	193	67.92	Incumple la condición de deformación plana
7	-11.64	10.72	12.69	1.96	2.73	183	71.85	Incumple la condición de deformación plana
8	-10.47	10.24	12.54	2.29	2.68	183	63.40	Incumple la condición de deformación plana
9	-11.19	10.65	12.97	2.32	2.32	183	71.63	Incumple la condición de deformación plana
10	-11.91	10.71	13.04	2.33	2.86	183	76.98	Incumple la condición de deformación plana
11	-10.93	10.66	13.10	2.44	2.88	156	71.23	Incumple la condición de deformación plana
12	-10.97	10.72	13.19	2.48	2.91	156	72.35	Incumple la condición de deformación plana
13	-11.66	10.68	13.12	2.45	2.88	156	76.22	Incumple la condición de deformación plana
14	-10.42	10.75	13.22	2.47	2.93	156	68.98	Incumple la condición de deformación plana

Tabla 5.4 Resultados de los ensayos de fractura sobre el acero Y7N7.

Y7N7	*F*max (kN)	entalla (mm)	a_o (mm)	Grieta fatiga (mm)	f (a/W)	T(K)	*Kq* (MPa.m ^.5)	Observaciones
1	-4.99	10.69	13.31	2.65	2.97	77	33.60	
2	-5.24	10.71	13.11	2.39	2.88	77	34.13	
3	-4.12	10.66	13.25	2.93	2.94	77	27.34	
4	-6.64	11.24	14.11	2.87	3.31	77	49.66	
5	-7.22	10.63	13.04	2.41	2.86	156	46.66	
6	-10.99	10.65	12.67	2.01	2.72	156	67.65	
7	-0.84	10.74	13.56	2.82	3.06	193	5.82	
8	-11.95	11.91	13.94	2.02	3.22	156	87.25	Incumple la condición de deformación plana
9	-12.91	10.74	13.45	2.70	3.02	156	88.08	Incumple la condición de deformación plana
10	-11.50	10.65	12.93	2.28	2.81	156	73.26	Incumple la condición de deformación plana
11	-15.87	10.66	12.69	2.03	2.73	183	98.05	Incumple la condición de deformación plana
12	-10.41	10.71	13.70	2.99	3.12	183	73.52	Incumple la condición de deformación plana
13	-8.55	10.24	13.07	2.84	2.86	183	55.48	Incumple la condición de deformación plana
14	-12.08	10.74	13.23	2.49	2.93	193	80.06	Incumple la condición de deformación plana
15	-11.11	10.76	13.57	2.80	3.07	193	77.11	Incumple la condición de deformación plana
16	-12.95	10.76	13.44	2.67	3.01	193	88.29	Incumple la condición de deformación plana

Tabla 5.5 Resultados de los ensayos de fractura sobre el acero HOM 134.

HOM 134	*F*max (kN)	entalla (mm)	a_o (mm)	Grieta fatiga (mm)	Δ*a* (mm)	*U* (J)	*f* *(a/W)*	T (K)	*J* (KJ/m2)	K_q/ K_c/K_u (MPa.m^.5)
1	-16.94	10.65	12.79	2.14	0.24	3.37		156	55.20	112.06
2	-15.93	10.75	13.12	2.37	0.31	8.54		156	143.77	180.84
3	-15.86	10.71	13.04	2.33	1.48	18.28		156	305.68	263.69
4	-14.56	10.74	12.71	1.97			0.76	77		25.16
5	-7.13	10.71	12.56	1.85			0.74	77		11.99
6	-5.66	10.73	12.54	1.81			0.74	77		9.43
7	-15.76	10.25	12.34	2.09			0.78	156		27.93
8	-15.07	10.73	12.26	1.53	0.072	40.5		156	635.79	278.69
9	-15.05	10.75	12.85	2.1	0.52	18.38		156	302.47	262.30
10	-14.20	10.78	12.96	2.18	0.17	27.9		183	463.45	324.69
11	-15.42	10.8	12.93	2.13	0.46	9		193	149.13	184.182
12	-14.95	10.76	13	2.24	0.035	17		193	283.33	253.87
13	-16.58	10.67	12.83	2.16	0.629	23.62		183	388.17	297.15
14	-15.39	10.46	12.45	1.99			0.77	183		26.7
15	-6.87	10.79	12.75	1.96			0.76	77		11.86

Tabla 5.6 Resultados de los ensayos de fractura sobre el acero HOM 154.

HOM 154	*F*max (kN)	entalla (mm)	a_o (mm)	Grieta fatiga (mm)	Δ*a* (mm)	*U* (J)	*f* *(a/W)*	T (K)	*J* (kJ/m2)	K_q/ K_c/K_u (MPa.m^.5)
1	-3.96	10.75	12.81	2.06			2.78	77		22.18
2	-6.83	10.76	12.61	1.85			2.7	77		37.33
3	-6.84	10.89	13,.1	2.21			2.88	77		39,.86
4	-7.32	10.69	12.41	1.72			2.63	77		39.02
5	-14.30	10.73	13.12	2.39	0.32	8.33		193	140.2	178.60
6	-15.58	10.78	12.74	1.96	0.49	6.094		193	99.41	150.37
7	-12.90	10.53	12.64	2.11	0.056	17.22		193	278.6	251.76
8	-14.04	10.74	13	2.26	0.4	16.57		193	276.2	250.64
9	-14.27	10.72	12.86	2.14	0.58	9.37		193	154.4	187.38
10	-12.02	13.19	15.41	2.22	0.035	3.44		183	71.74	127.74
11	-13.50	10.72	12.77	2.05	0.034	2.21		183	36.14	90.67
12	-15.16	10.75	12.89	2.14	0.471	22.45		183	370.8	290.41
13	-9.99	10.69	12.76	2.07	0.052	0.82		156	13.4	55.20
14	-8.62	10.69	13.52	2.83	0.269	0.52		156	9.059	45.39
15	-13.97	10.67	13.73	3.06	0.269	2.095		156	37.18	91.96
16	-14.94	13.15	15.18	2.03	0.203	14.97		156	304.9	263.35
17	-14.31	10.75	12.59	1.84	0.141	1.1073		156	17.85	63.71

12 FIGURAS

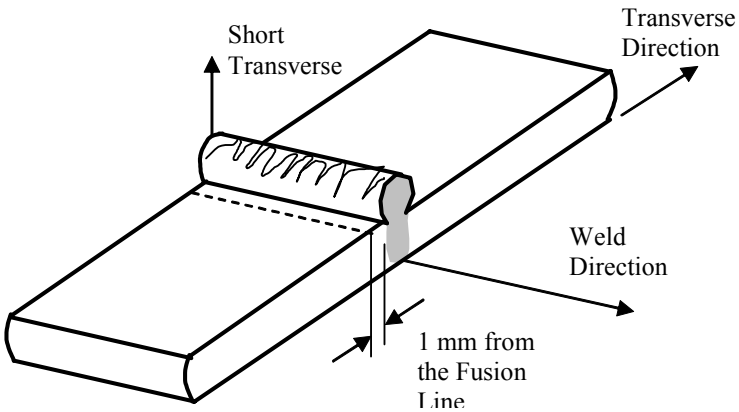


Figura 1. Micrografías de las secciónes T y L.

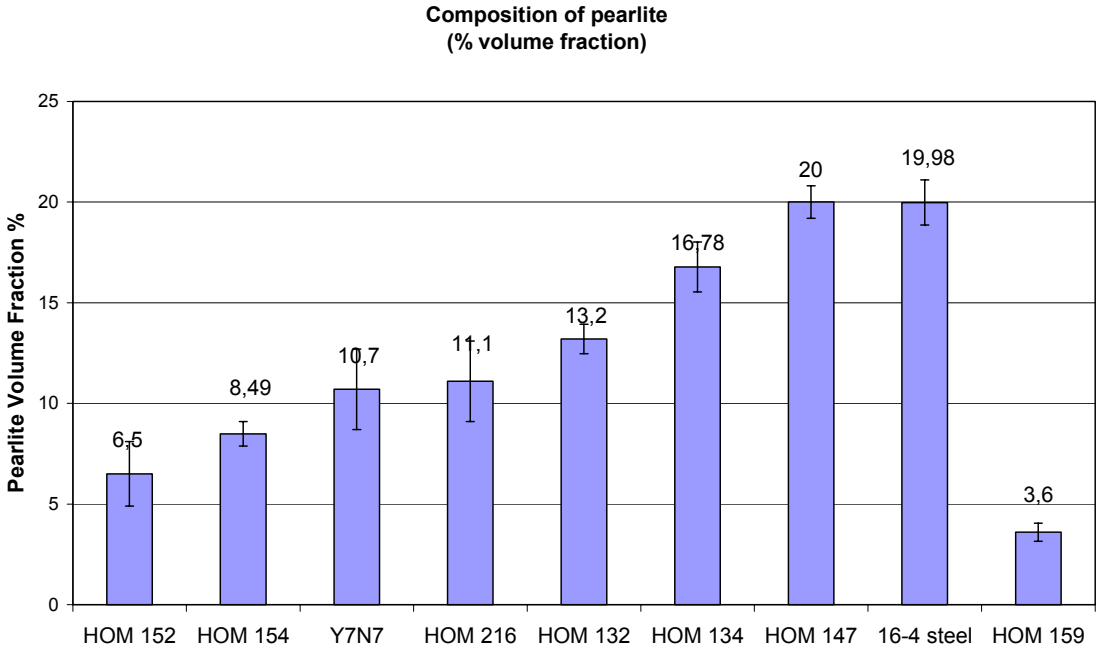


Figura 3. Fracción en volumen de perlita para los diferentes aceros estudiados (junto con sus intervalos de confianza al 95%).

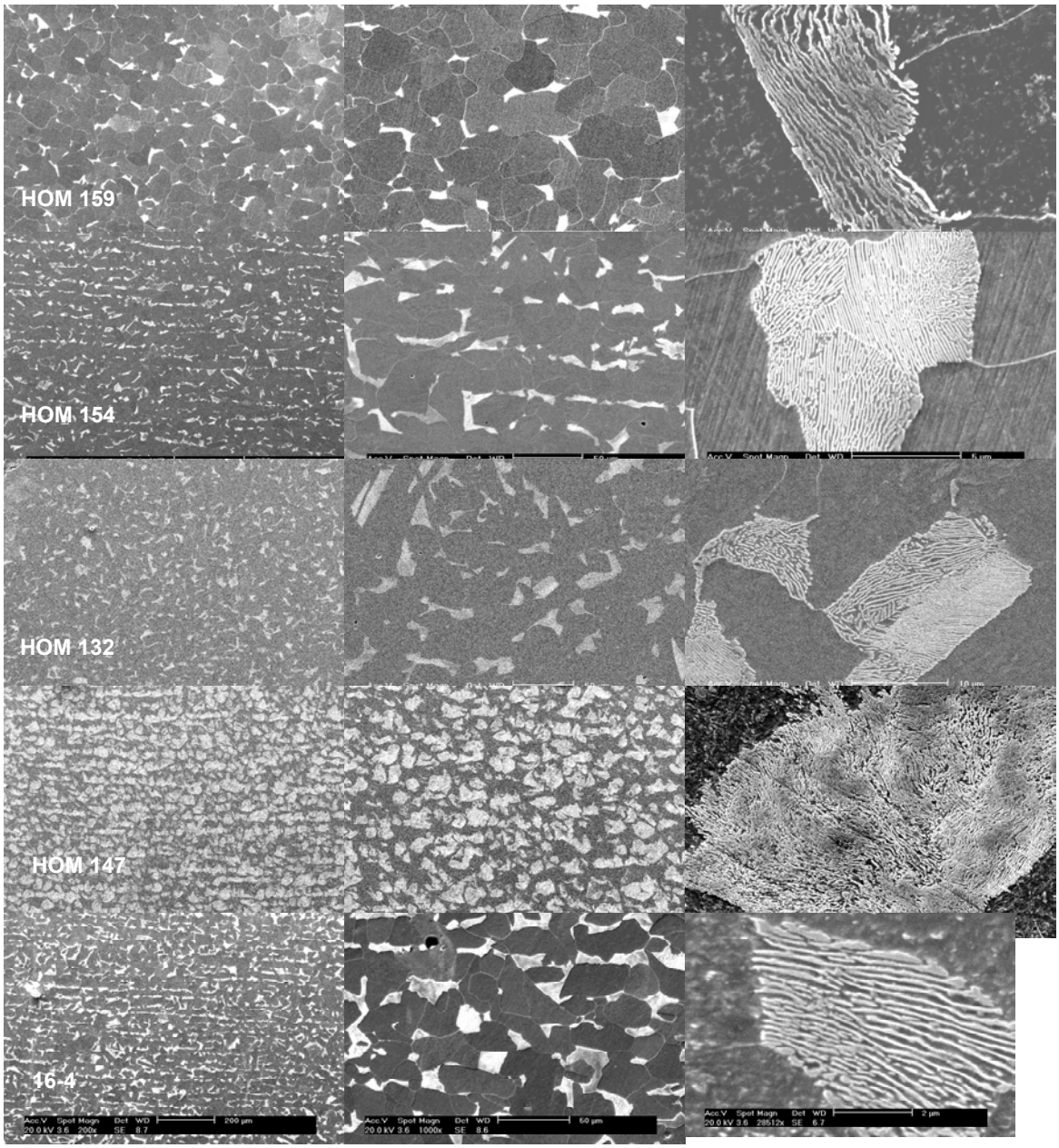


Figura 2. Microstructura de los aceros a diferentes aumentos. Detalle de la perlita a mayores aumentos (imagen de MEB).

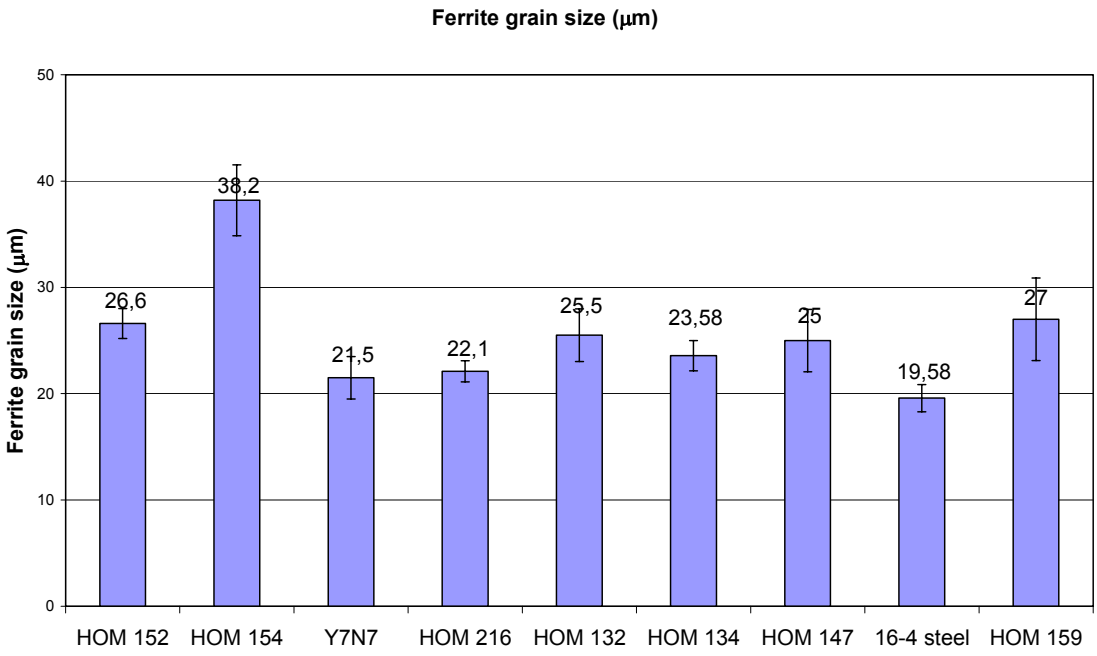


Figura 4. Tamaño de grano de ferrita para los diferentes aceros (con sus intervalos de confianza al 95%).

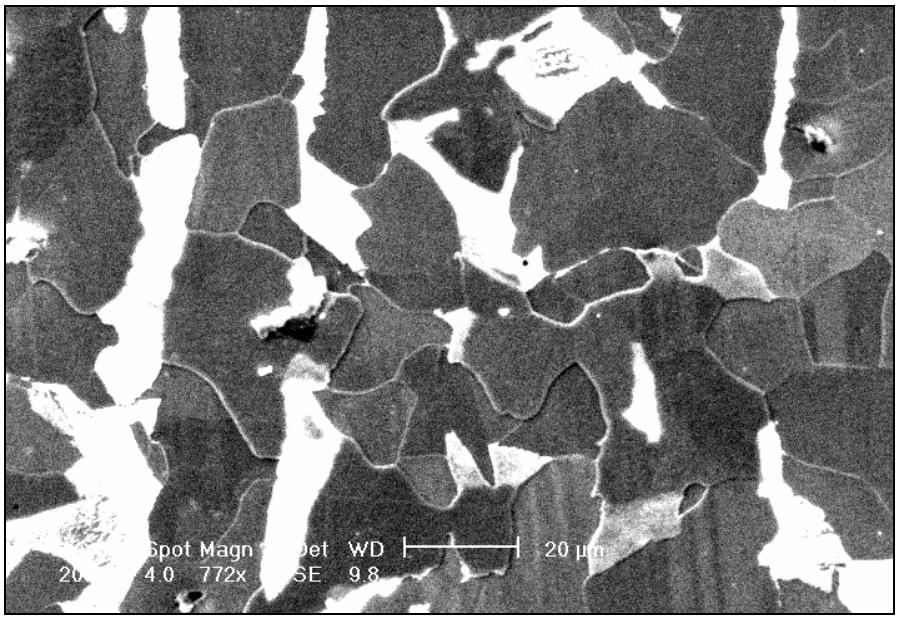


Figura 5. Micrografía MEB de una sección L de una muestra de HOM134. Los granos de ferrita son más oscuros.

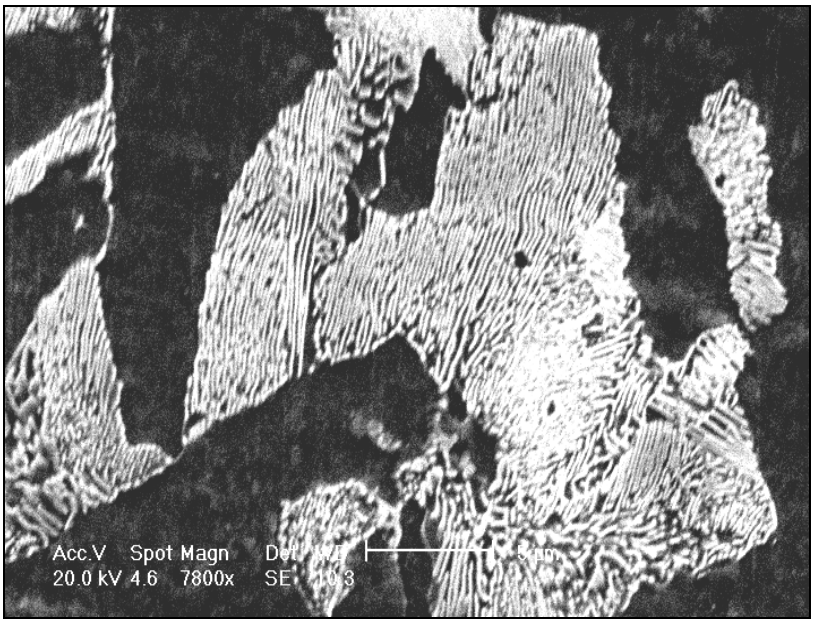


Figura 6. MEB de una colonia de perlita en el acero HOM 134.

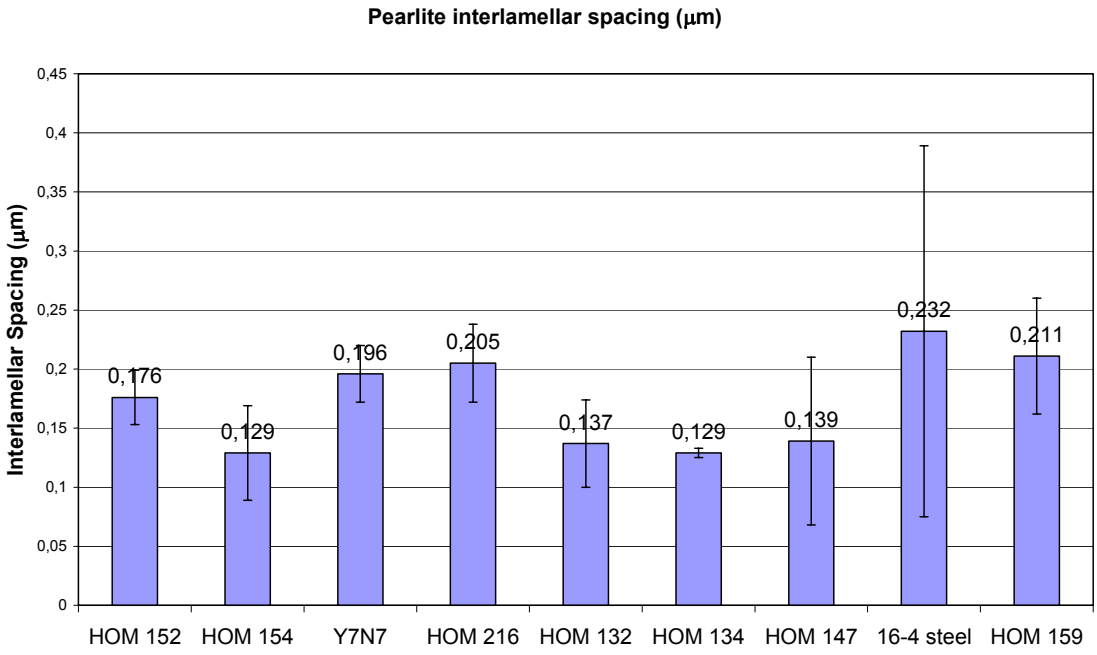


Figura 7. Espaciado interlaminar (en μm) para los diferentes aceros (e intervalos de confianza al 95%).

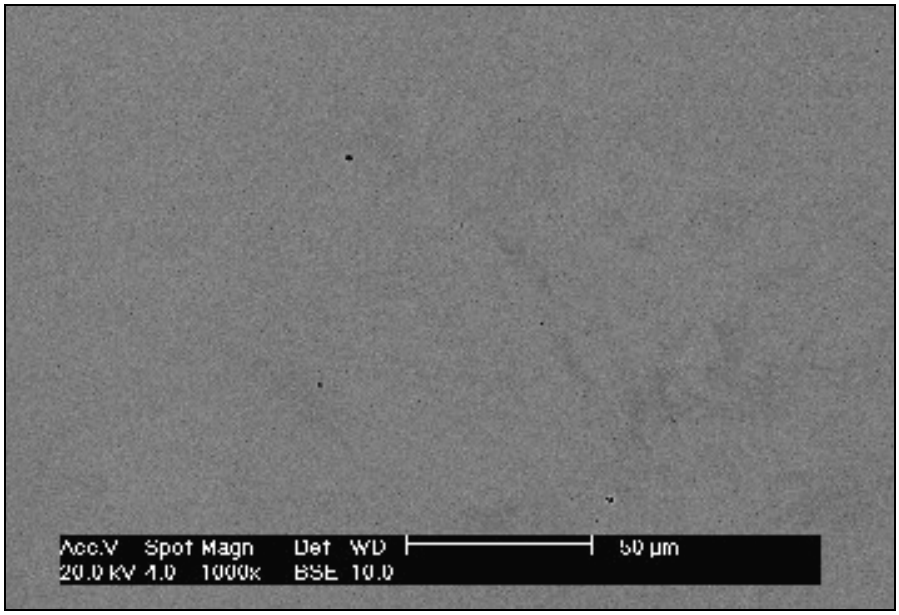


Figura 8. Micrografía MEB del acero HOM 134 (material base), donde observan pequeñas inclusiones.

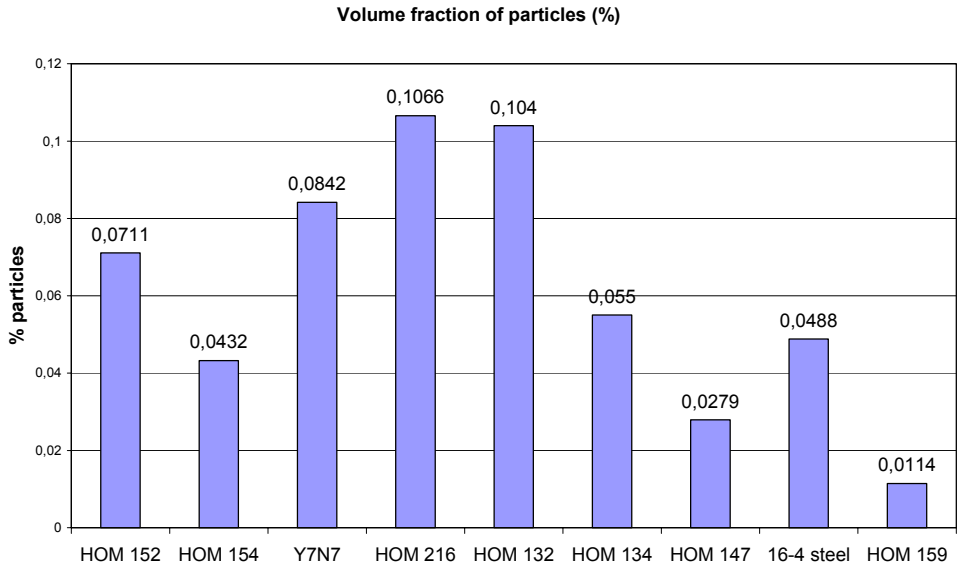


Figura 9. Fracción en volumen de partículas para los diferentes aceros.

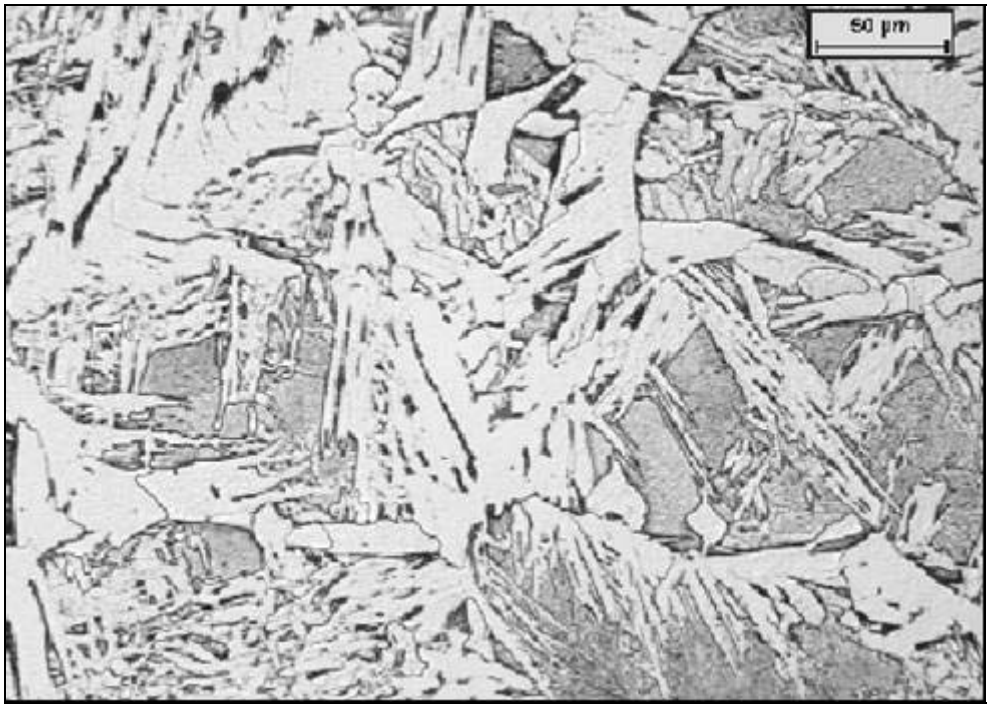


Figura 10. Micrografía MEB de la ZAC en el acero HOM 132 a 1 mm de la línea de fusión.

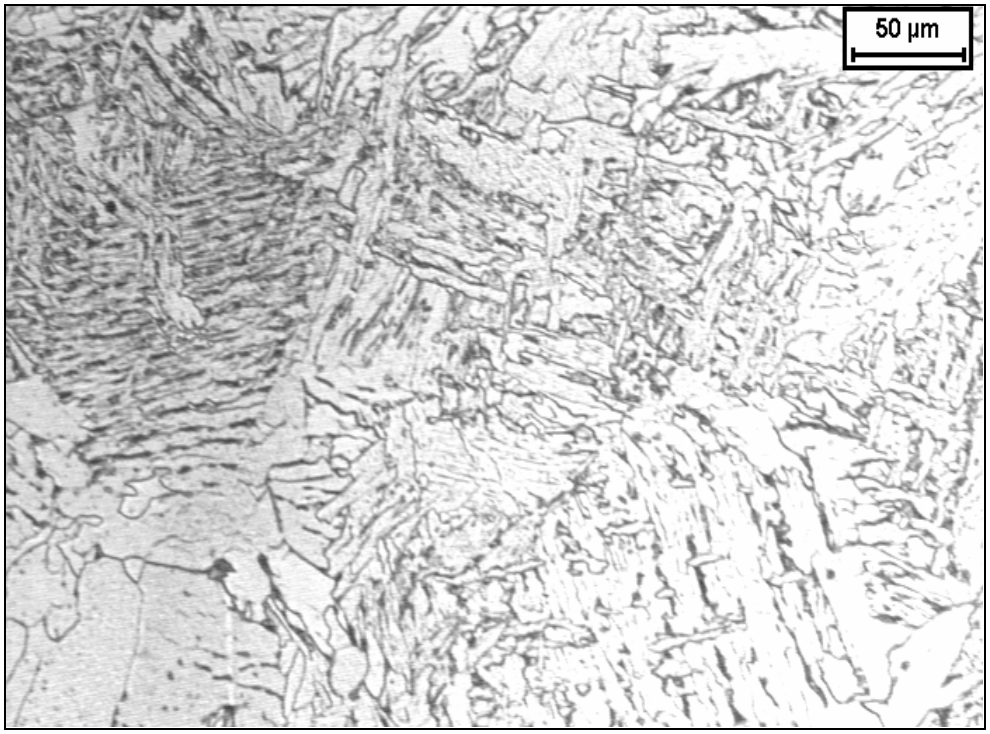


Figura 11. Micrografía MEB de la ZAC del acero HOM 132 a 1 mm de la línea de fusión.

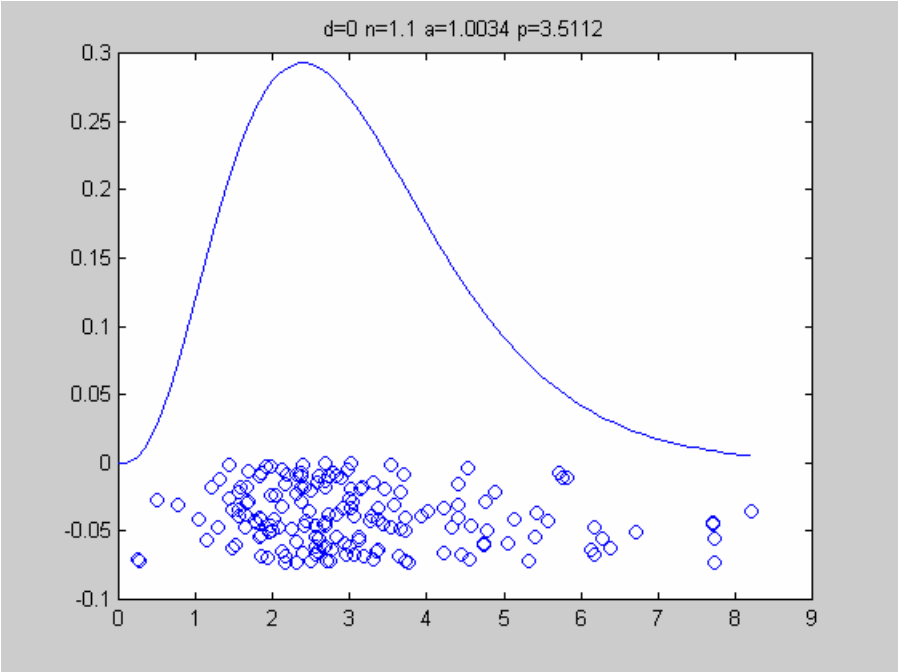


Figura 12. HOM152, ajuste de una función gamma de 3 parámetros al tamaño de los bloques perlíticos.

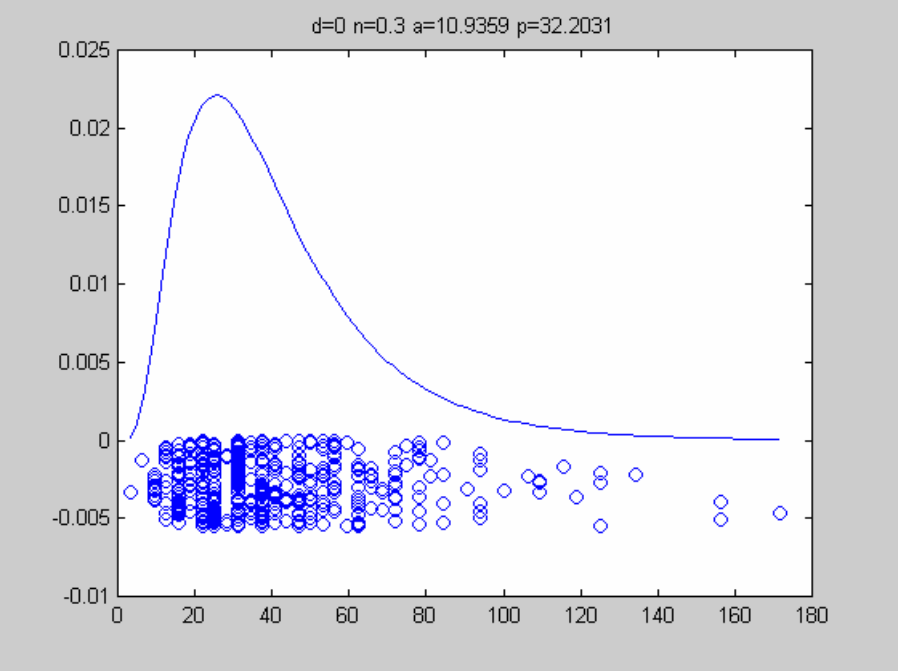


Figura 13. HOM152, ajuste de una función gamma de 3 parámetros a la distribución de tamaños de paquetes bainíticos.

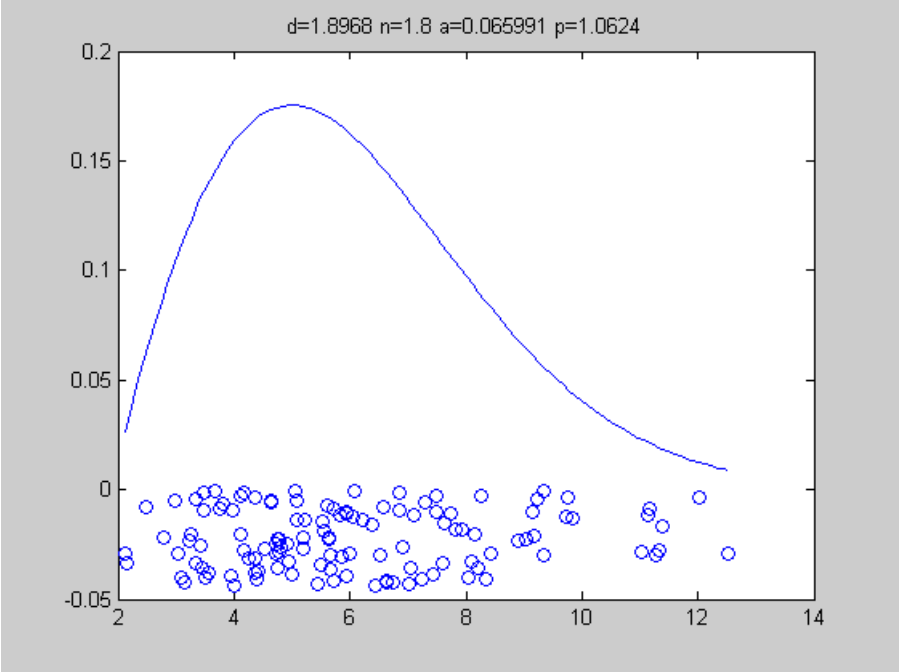


Figura 14. HOM132, ajuste de una función gamma de 3 parámetros a la distribución de los tamaños de bloques perlíticos.

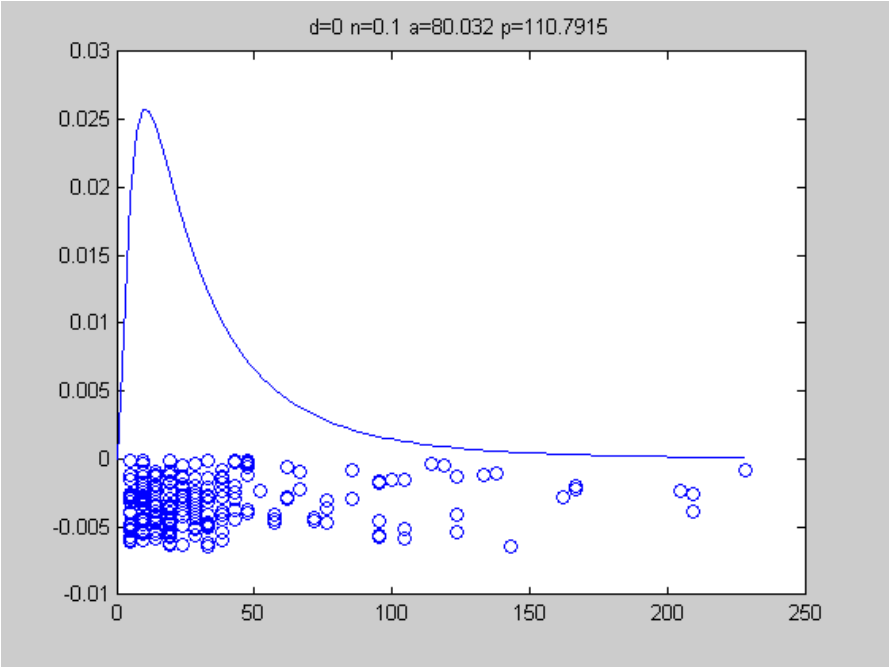


Figura 15. HOM132, ajuste de una función gamma de 4 parámetros a la distribución de tamaños de los bloques bainíticos.

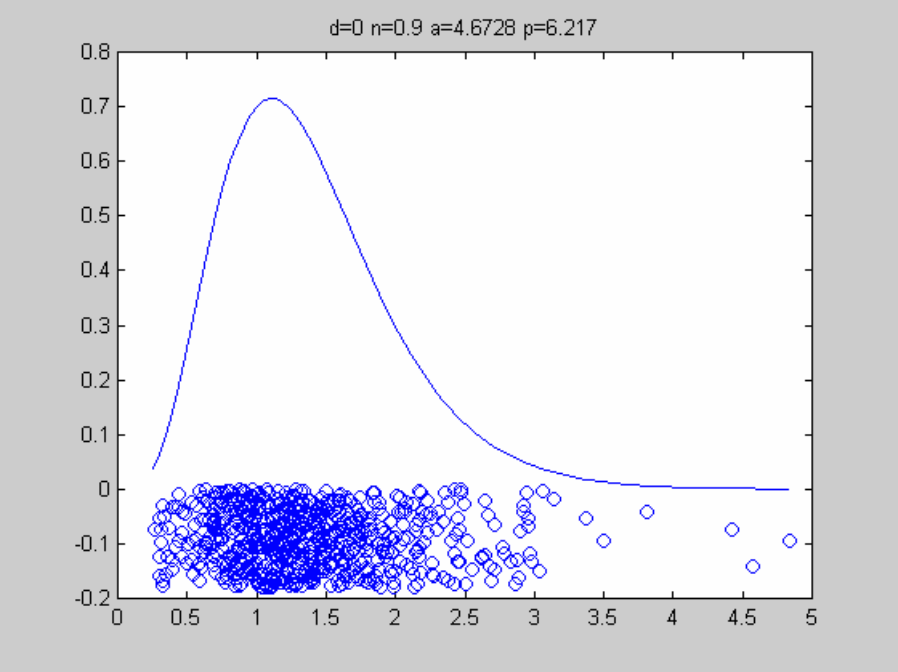


Figura 16. HOM132, ajuste de una función gamma de 3 parámetros a la distribución de tamaños de los carburos en la bainita.

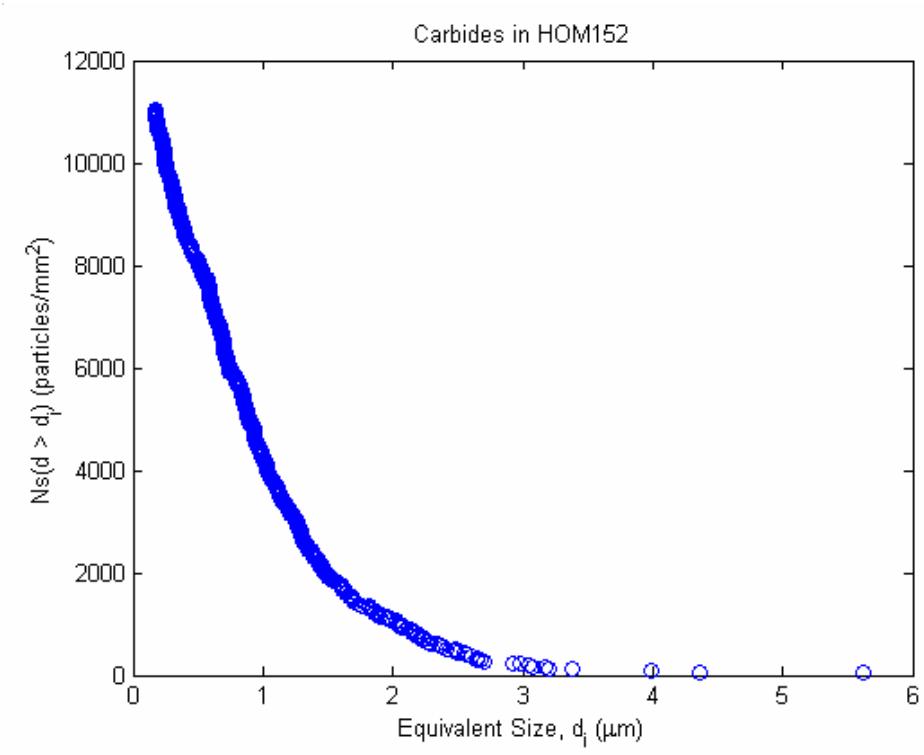


Figura 17. HOM152, distribución acumulada, en tamaños, de la densidad superficial de carburos en la bainita.

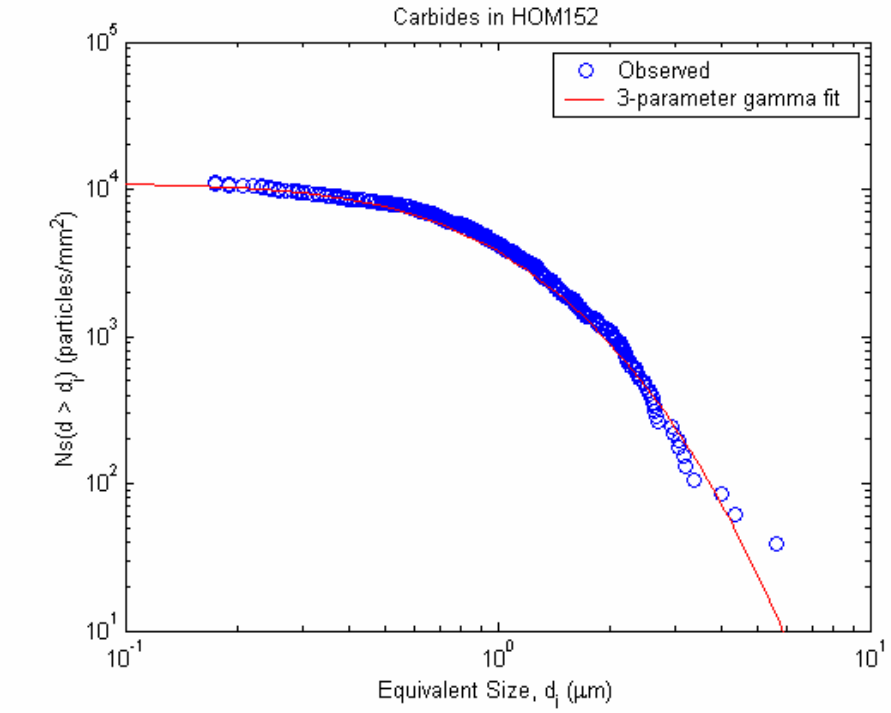


Figura 18. HOM152, distribución acumulada de la densidad superficial de carburos en la bainita.

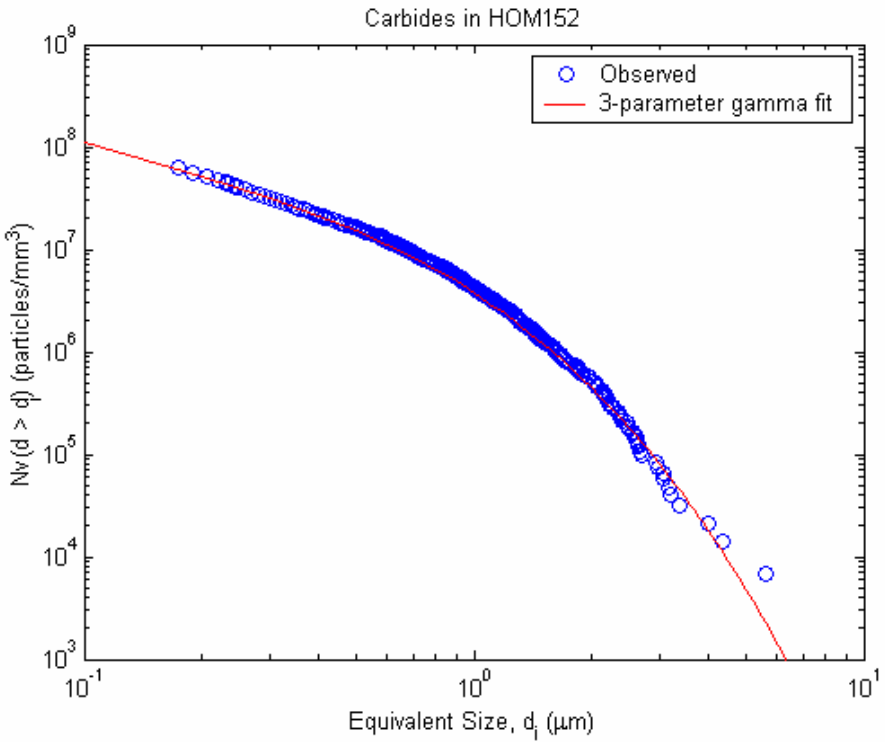


Figura 19. HOM152, distribución acumulada de la densidad volumétrica de carburos en la bainita.

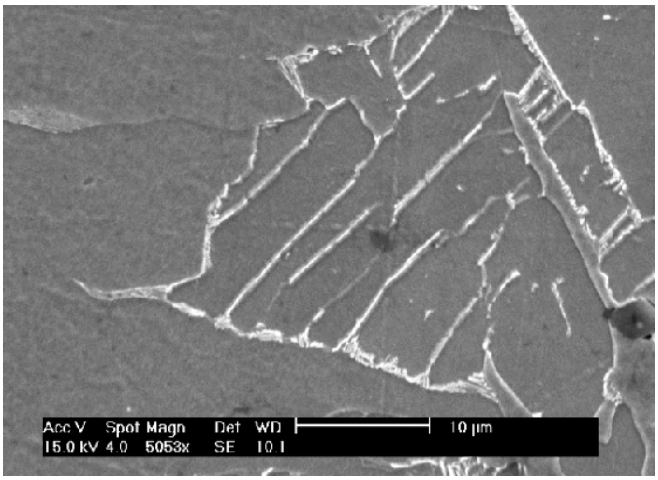


Figura 20. Micrografía MEB del HOM152; carburos en la bainita, a 1 mm de la línea de fusión sobre una sección T.

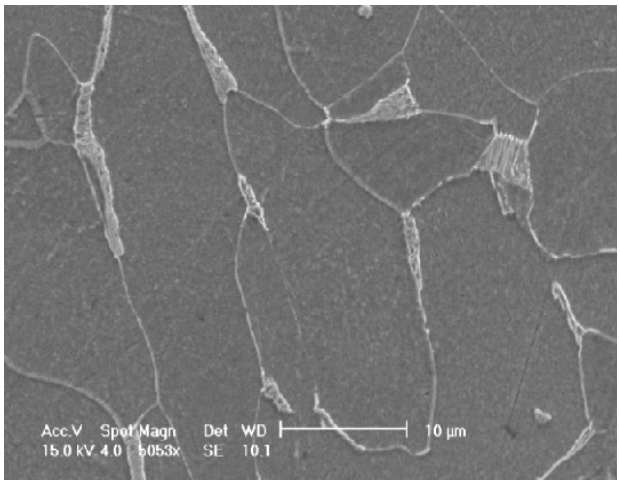


Figura 21. Micrografía del HOM152; de islas perlíticas, a 1 mm de la línea de fusión sobre una sección T.

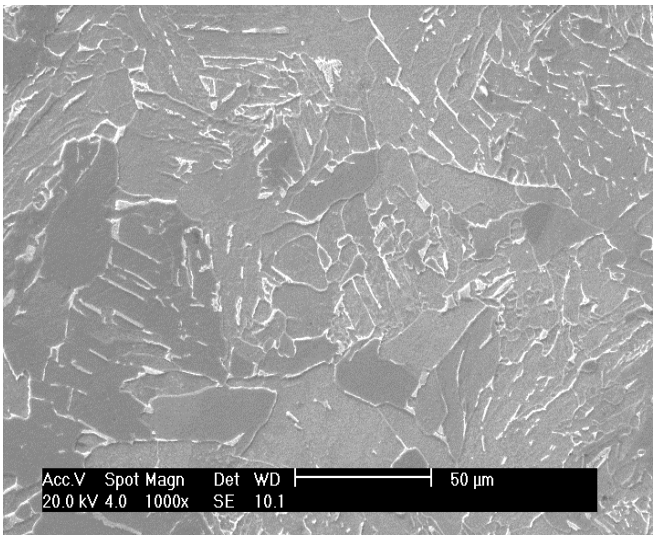


Figura 22. HOM 152, paquetes bainíticos, a 1 mm de la línea de fusión, sobre una sección T.

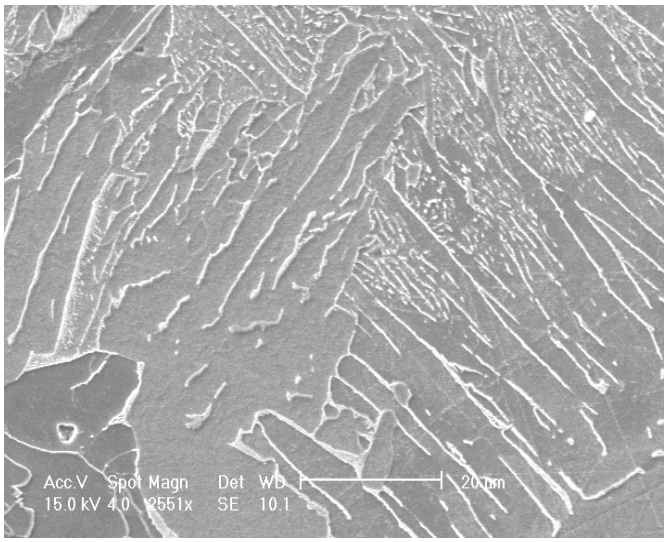


Figura 23. HOM 132, paquetes bainíticos, a 1 mm de la línea de fusión, sobre una sección T.

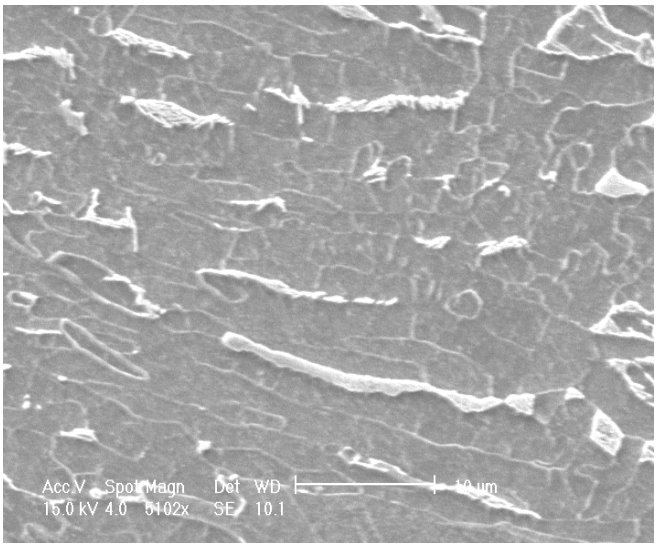


Figura 24. HOM132, carburos en la bainita, a 1 mm de la línea de fusion, sobre una sección T.

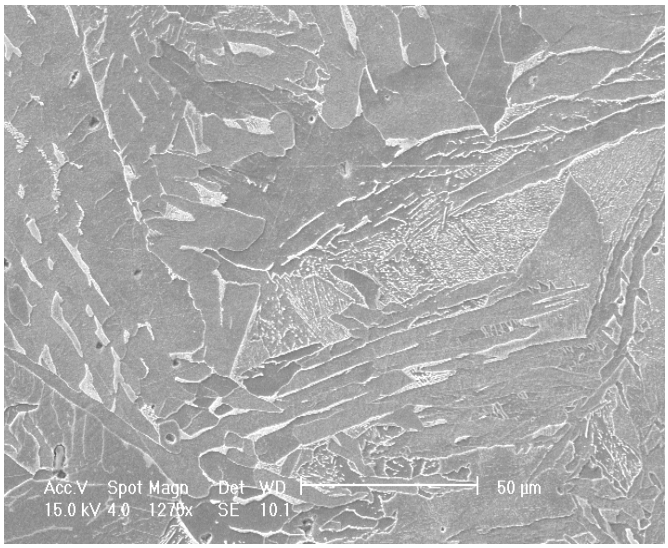


Figura 25. HOM 132, islas de perlita a 1 mm de la línea de fusion, sobre una sección T.

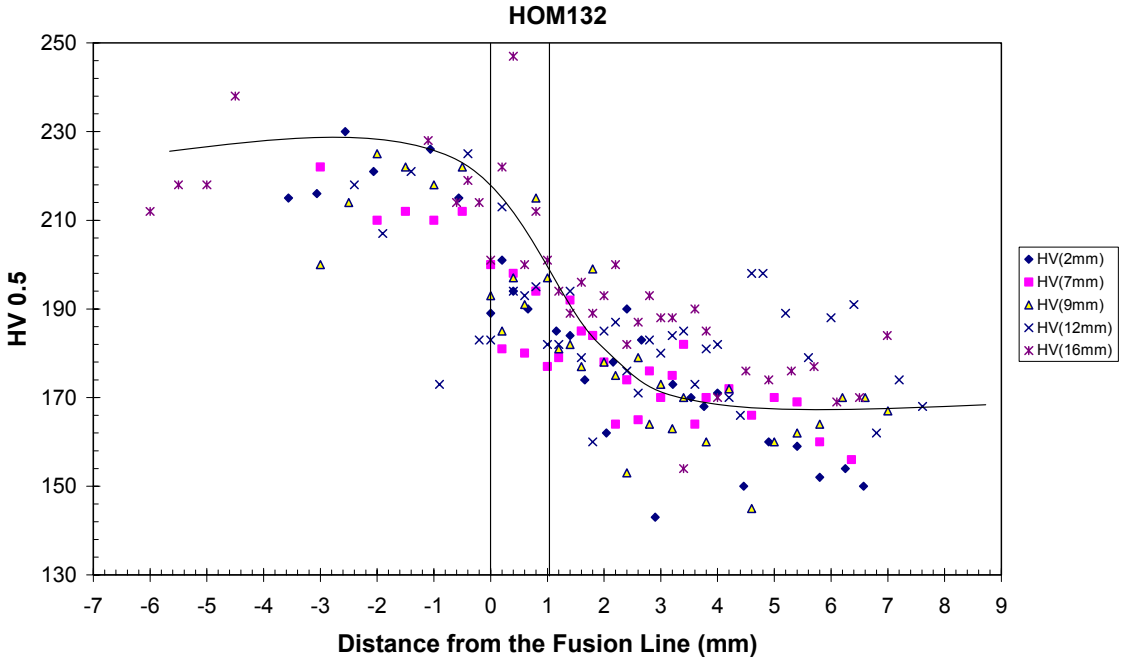


Figura 26. Perfiles de microdurezas Vickers (0.5 kg) del acero HOM 132. Los diferentes símbolos indican las diferentes profundidades, medidas desde la superficie superior.

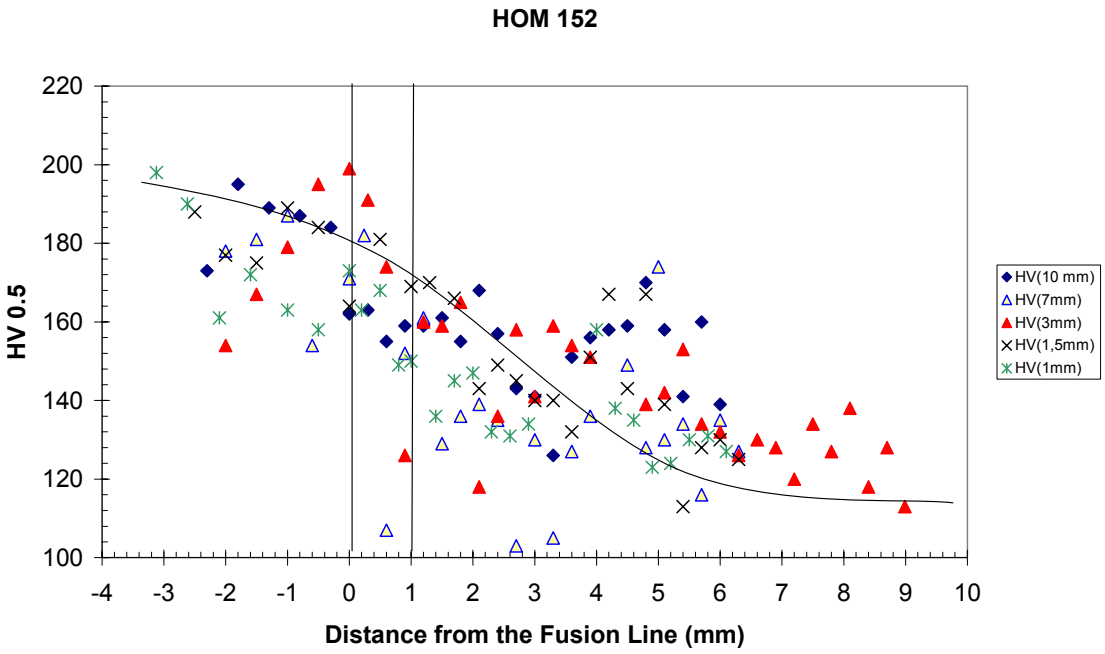


Figura 27. Perfiles de microdurezas Vickers (0.5 kg) del acero HOM 152. Los diferentes símbolos indican las diferentes profundidades, medidas desde la superficie superior.

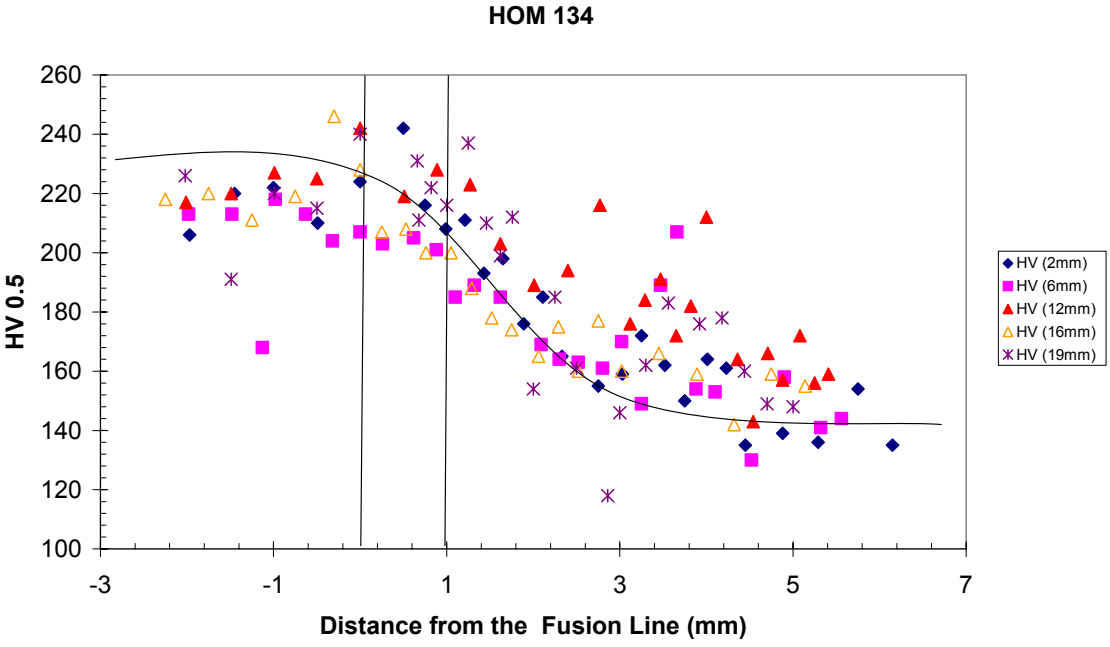


Figura 28. Perfiles de microdurezas Vickers (0.5 kg) del acero HOM 134. Los diferentes símbolos indican las diferentes profundidades, medidas desde la superficie superior.

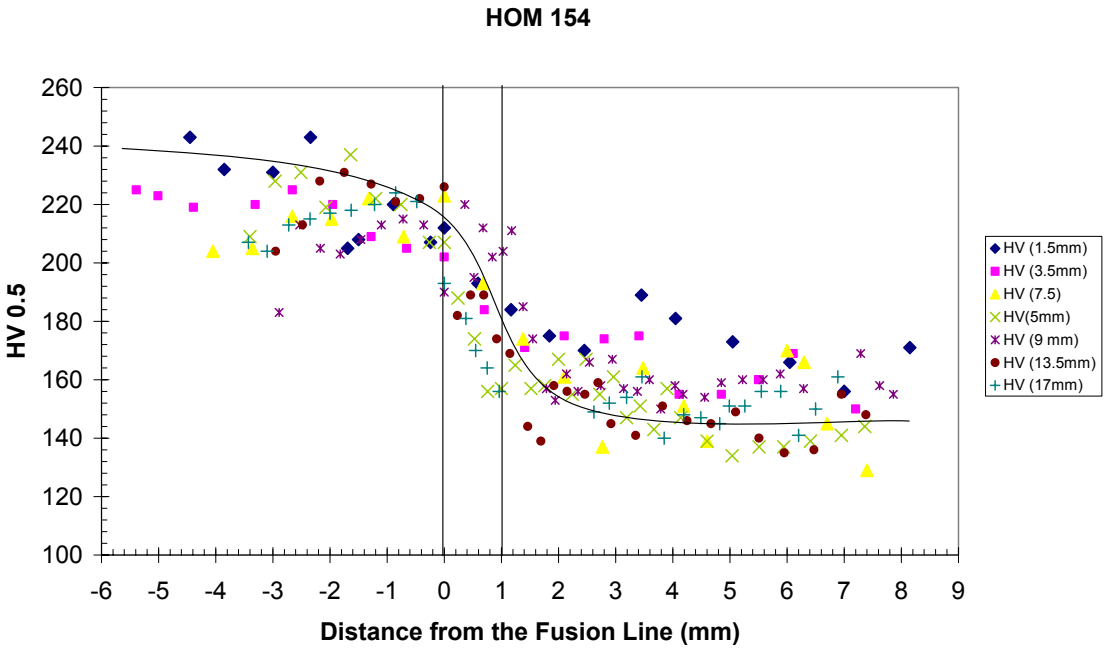


Figura 29. Perfiles de microdurezas Vickers (0.5 kg) del acero HOM 154. Los diferentes símbolos indican las diferentes profundidades, medidas desde la superficie superior.

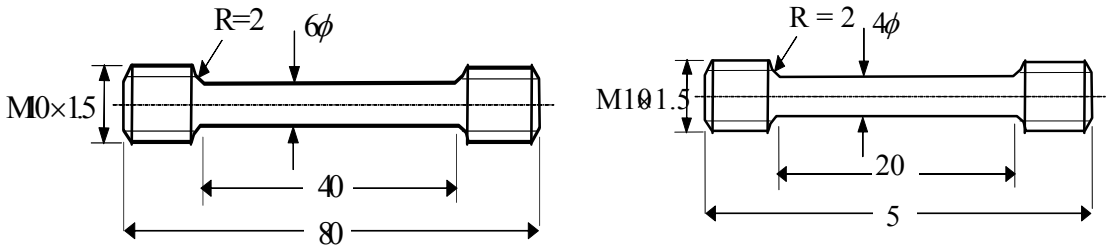


Figura 30. Geometrías de las probetas de tracción.

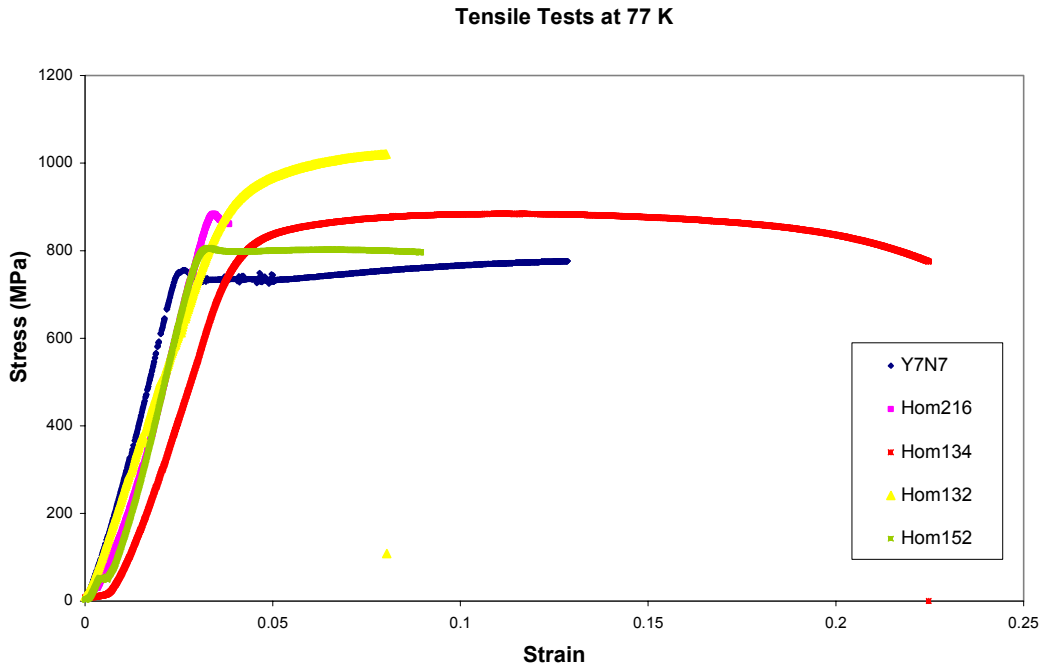


Figura 31. Registros de tensión frente a deformación, para los ensayos de tracción realizados a 77K.

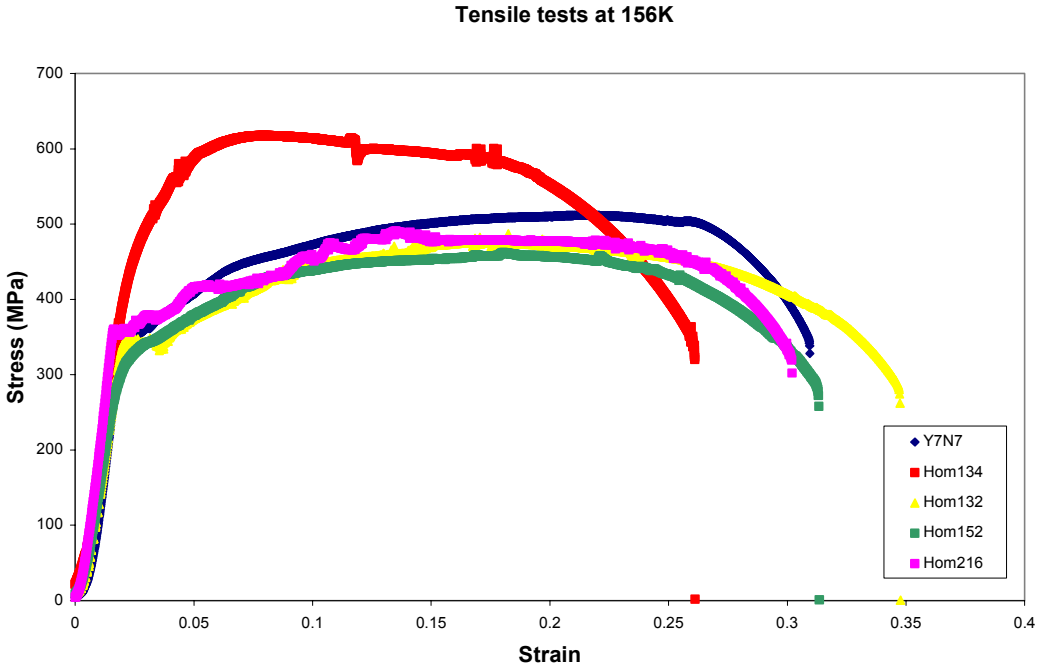


Figura 32. Registros de tensión frente a deformación, para los ensayos de tracción realizados a 156K.

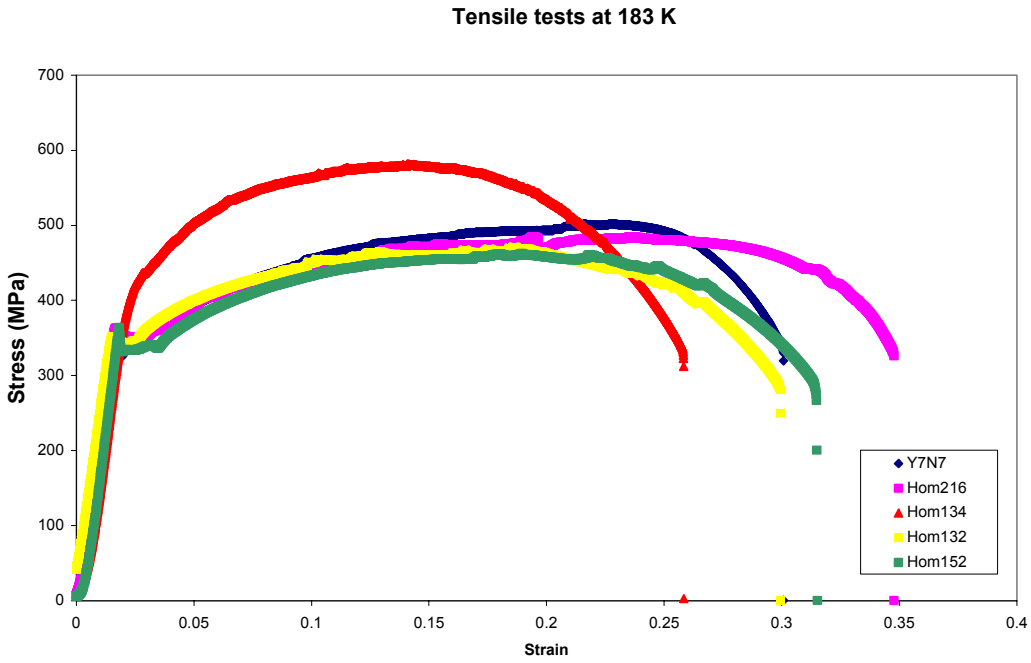


Figura 33. Registros de tensión frente a deformación, para los ensayos de tracción realizados a 183K.

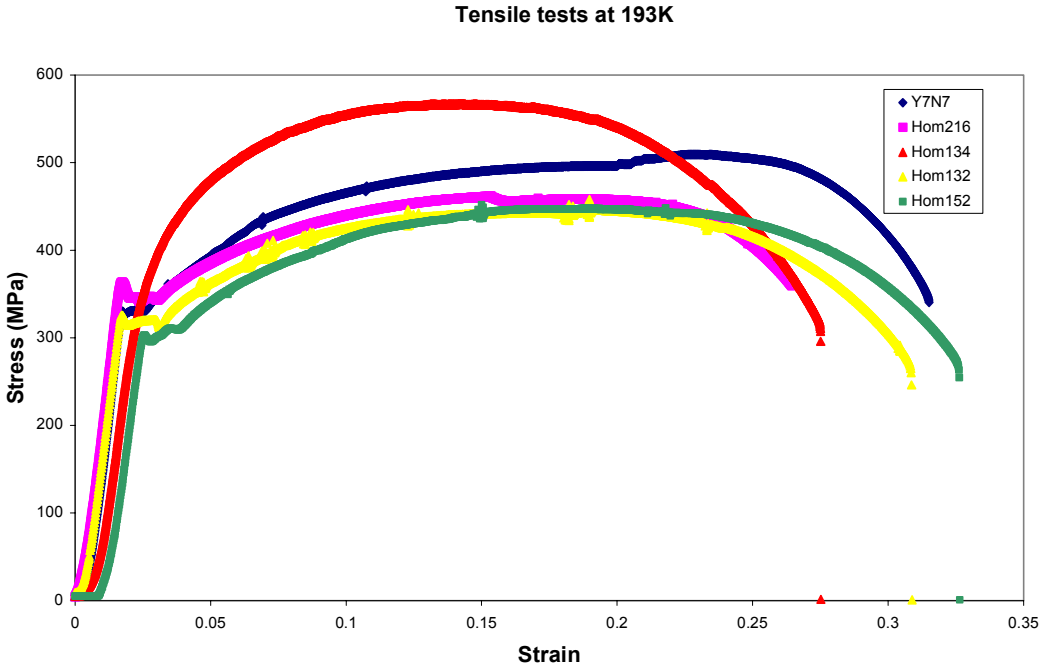


Figura 34. Registros de tensión frente a deformación, para los ensayos de tracción realizados a 193K.

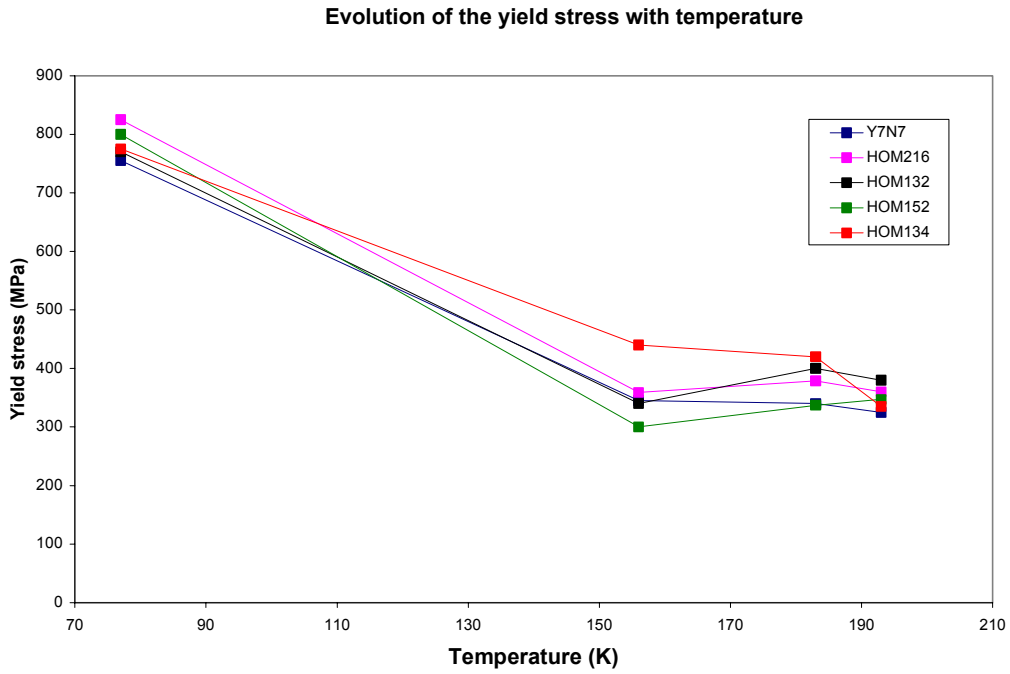


Figura 35. Evolución del límite elástico frente a la temperatura para los diferentes aceros ensayados.

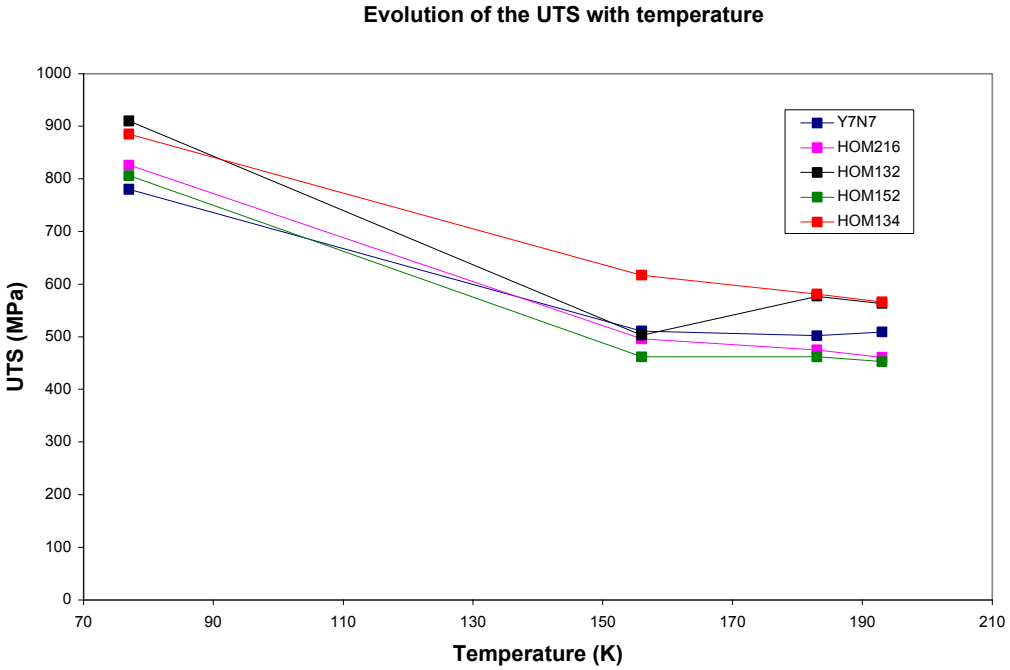


Figura 36. Evolución de la carga de rotura frente a la temperatura para los diferentes aceros ensayados.

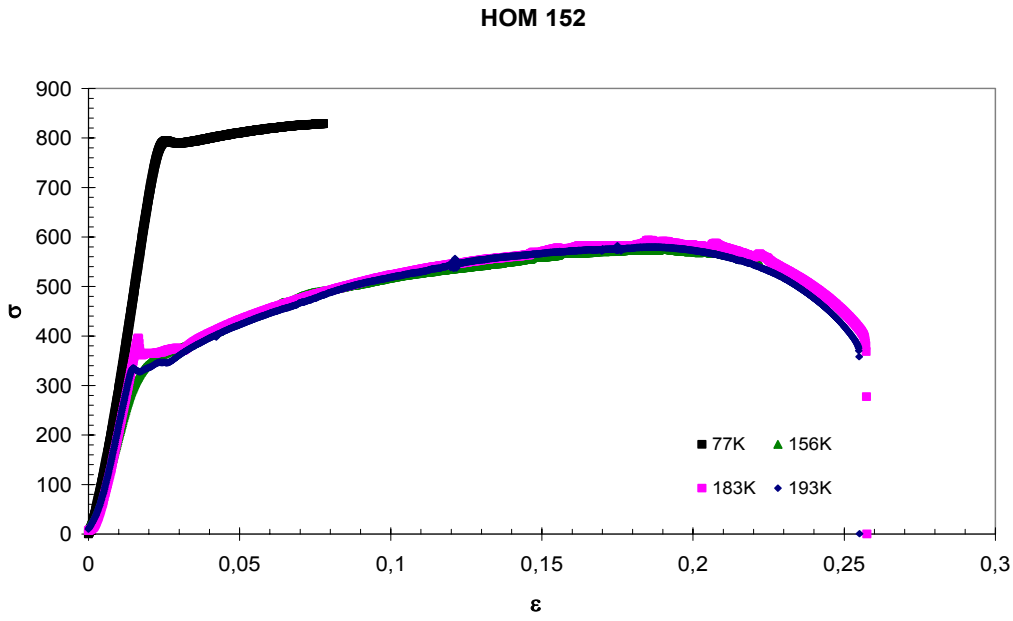


Figura 37. Tensión verdadera frente a deformación verdadera, para el acero HOM 152, a las diferentes temperaturas.

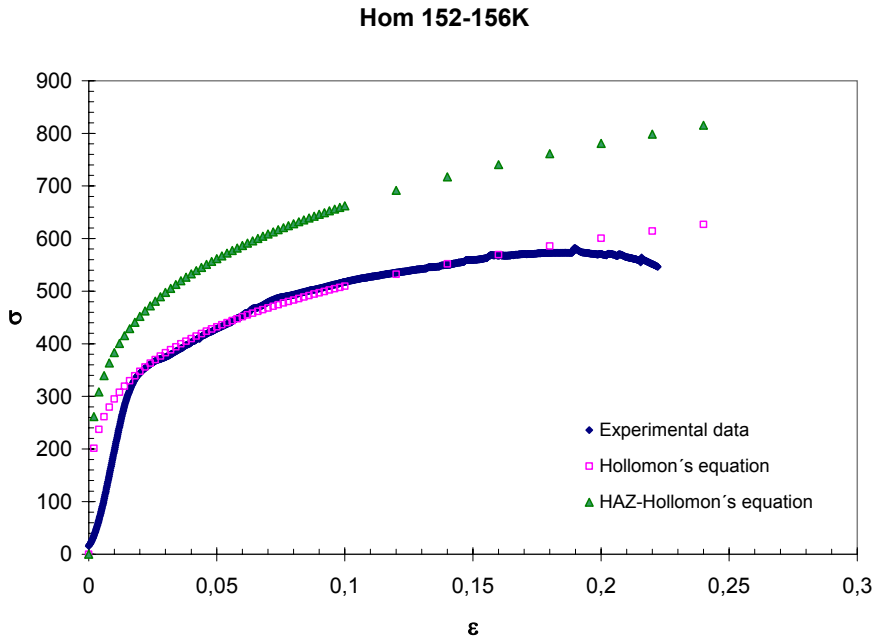


Figura 38. Tensión verdadera frente a deformación verdadera para el acero HOM 152 a 156K, y ajuste de Hollomon para el material base y ZAC.

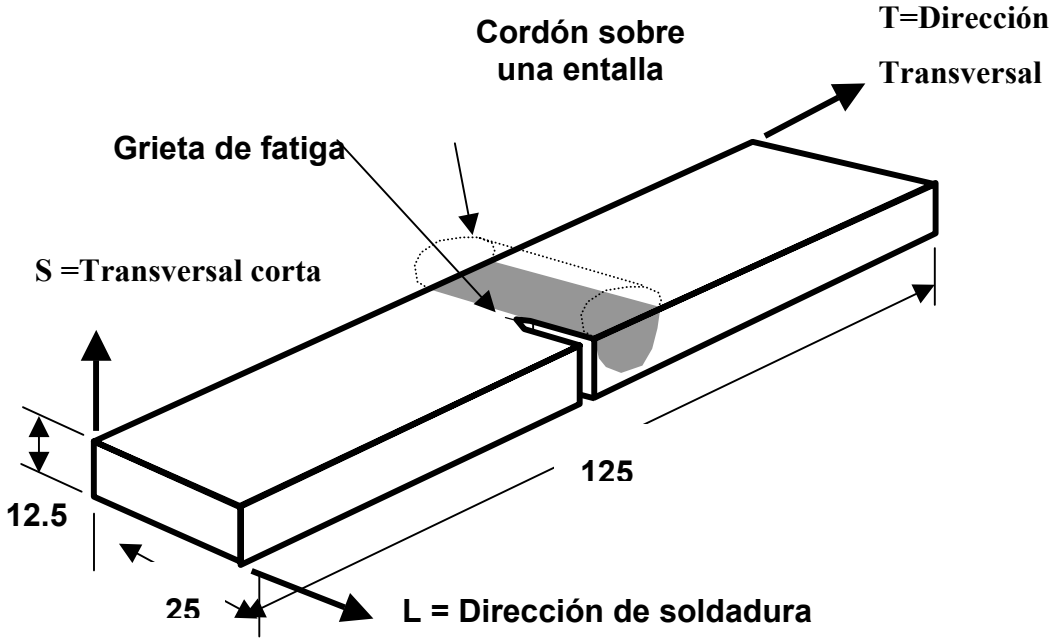
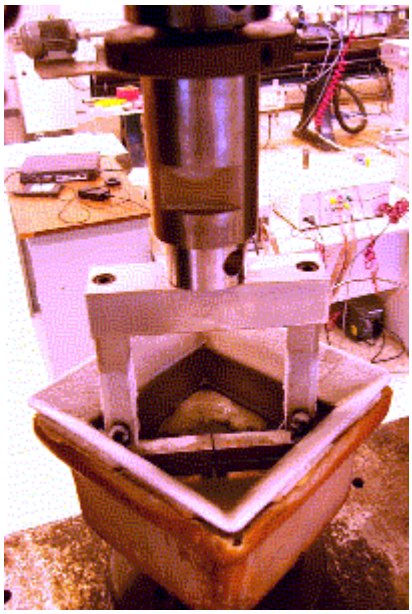


Fig. 39. Probeta de flexión en tres puntos (con orientación T-L).

Fig. 40. Dispositivo experimental para la realización de los ensayos de fractura a bajas temperatures.



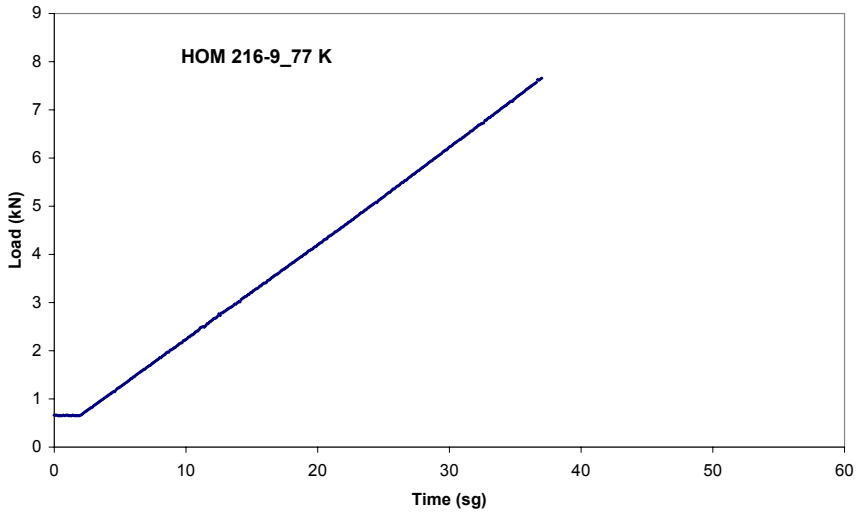


Fig. 41. Registro de la carga frente a tiempo, correspondiente a la muestra número 9 de HOM 216, ensayada a 77K, mostrando un comportamiento lineal hasta la fractura.

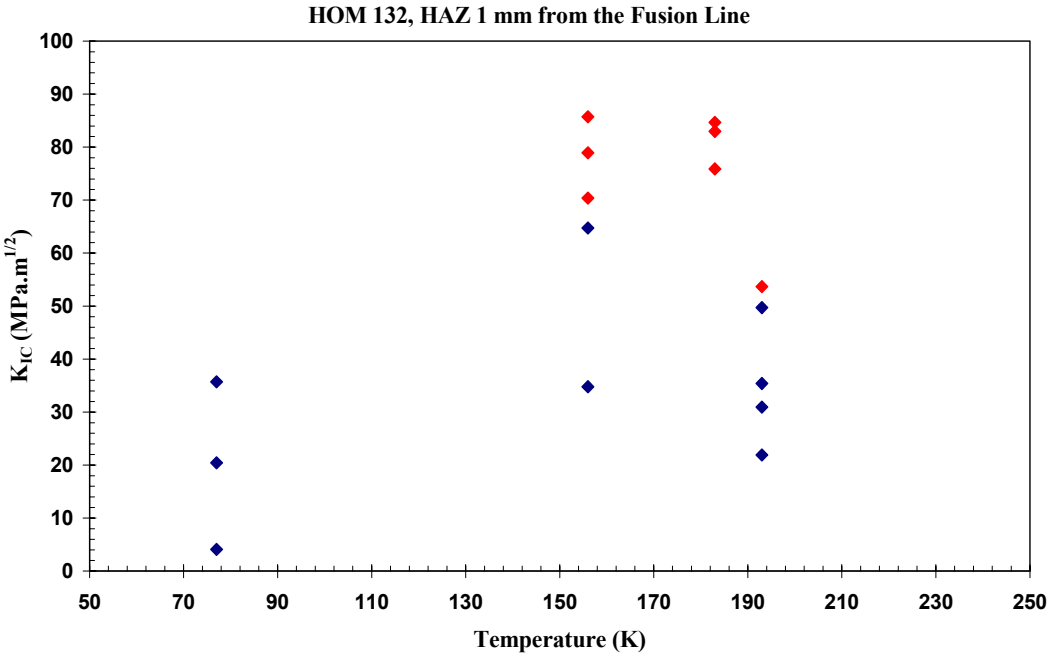


Fig. 42. Tenacidad en la ZAC frente a la temperatura, en el acero HOM 132.

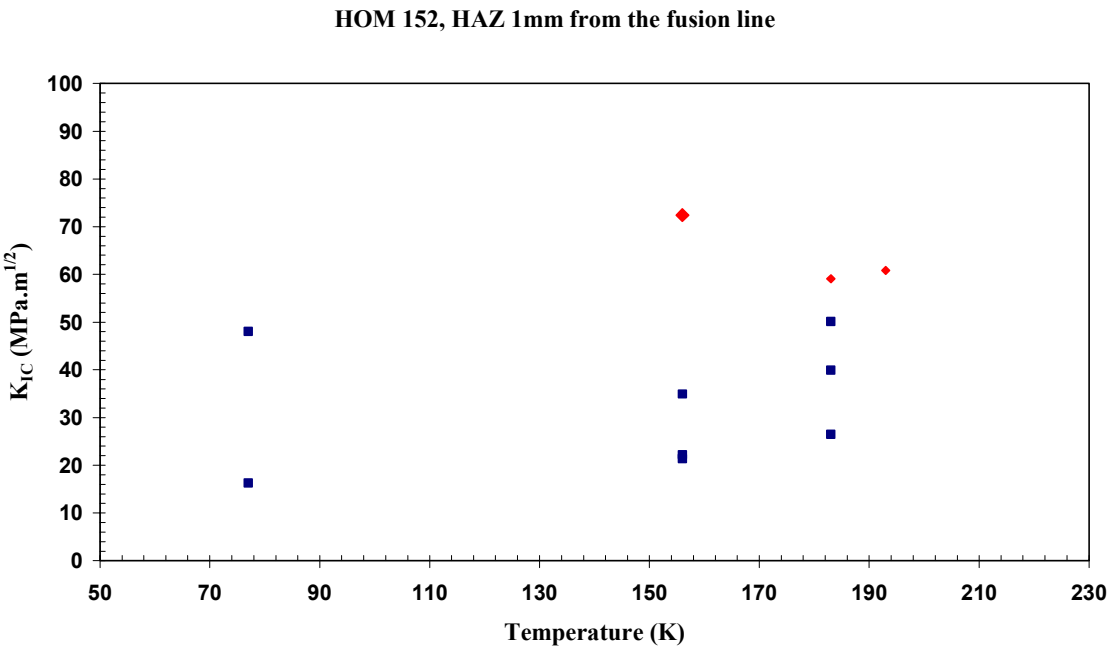


Fig. 43. Tenacidad en la ZAC frente a la temperatura, en el acero HOM152.

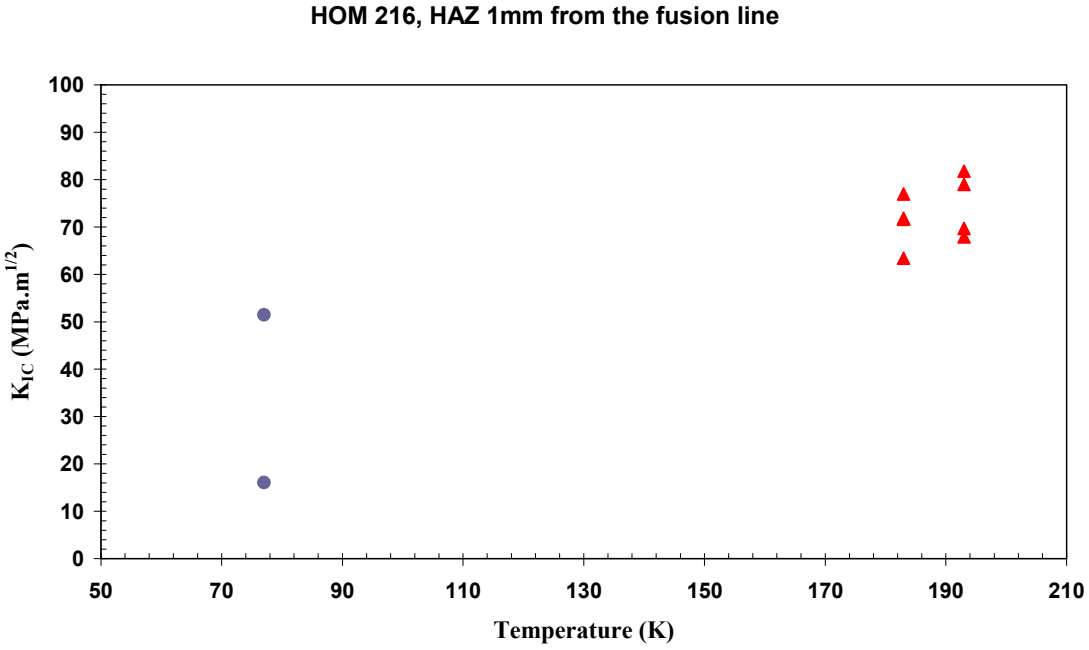


Fig. 44. Tenacidad en la ZAC frente a la temperatura, en el acero HOM 216.

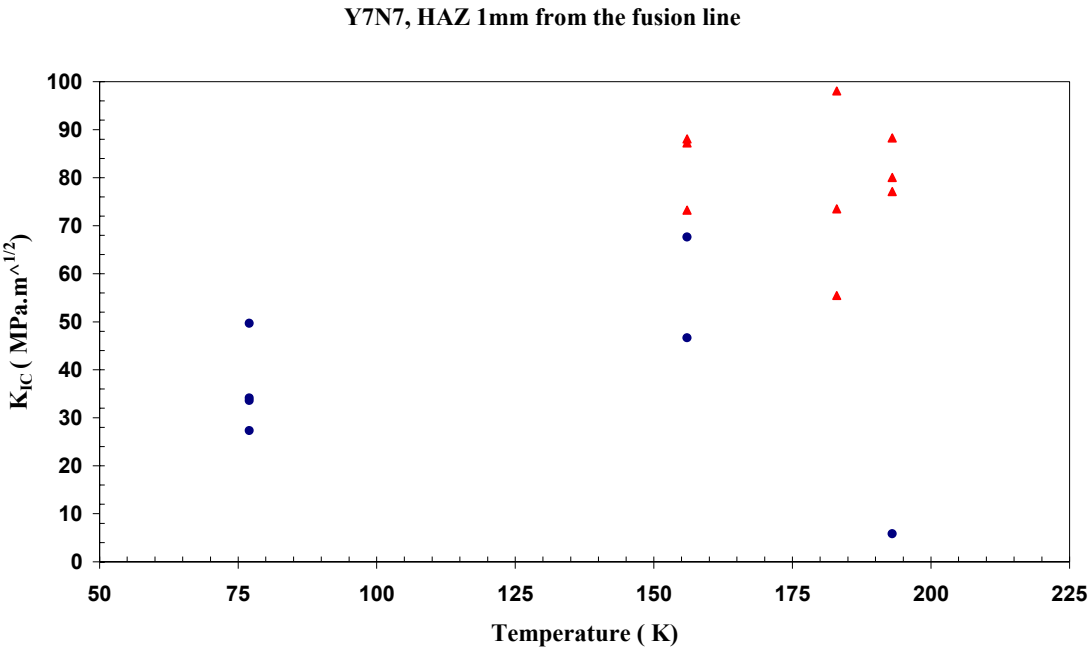


Fig. 45. Tenacidad en la ZAC frente a la temperatura, en el acero Y7N7.

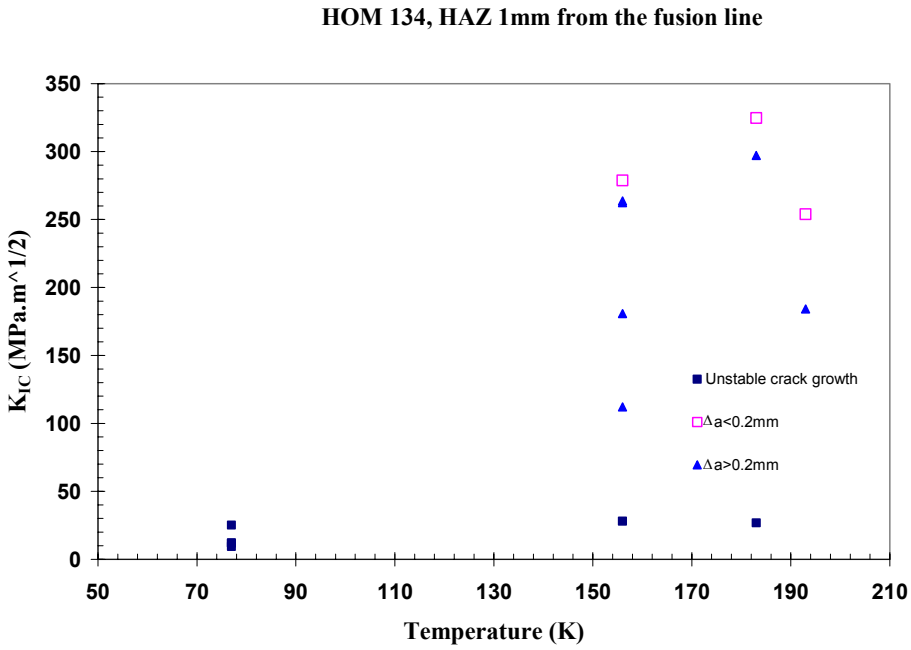


Fig. 46. Tenacidad en la ZAC frente a la temperatura, en el acero HOM134.

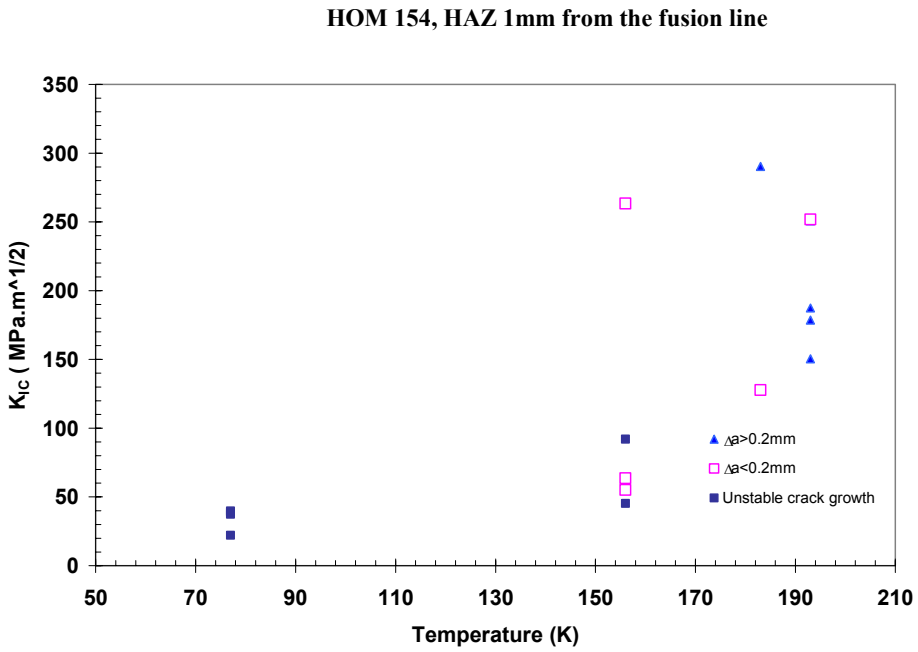


Fig. 47. Tenacidad en la ZAC frente a la temperatura, en el acero HOM154.

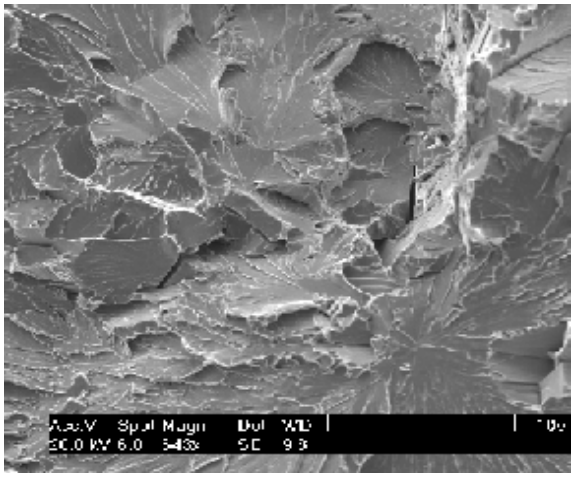


Fig. 48. HOM 132 ensayado a 77 K.

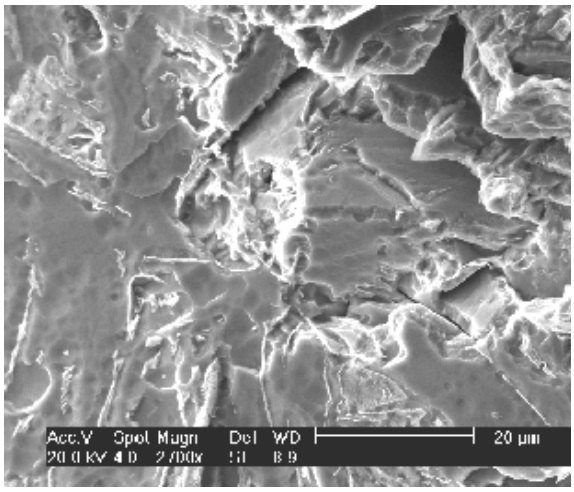


Fig. 49. HOM 132-3 ensayado a 77 K, tras ataque con nital al 2%.

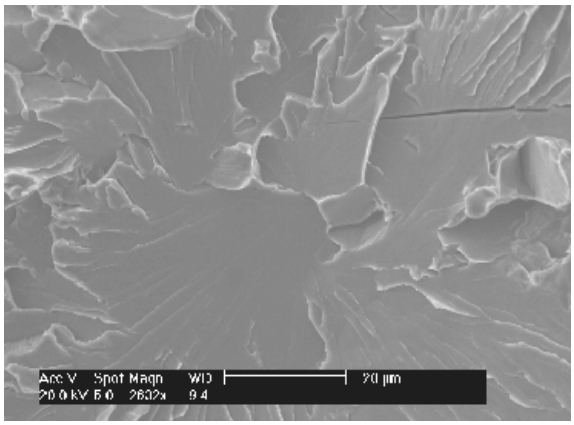


Fig. 50. HOM 152 ensayado a 183 K.

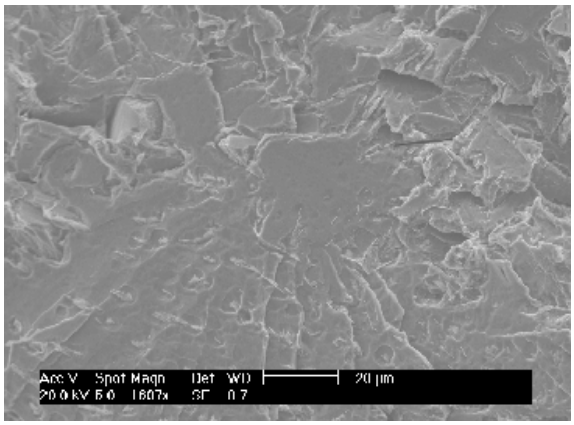
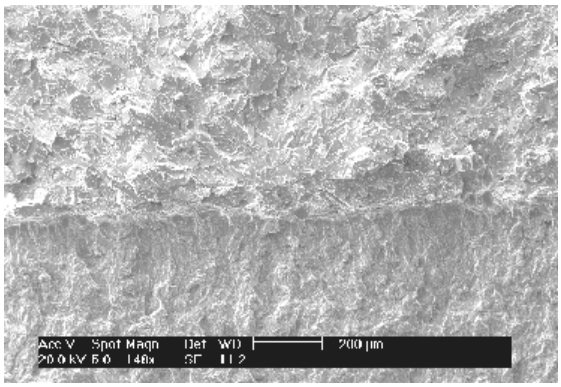


Fig. 51. HOM 152 ensayado a 183K, tras ataque con nital al 2%.



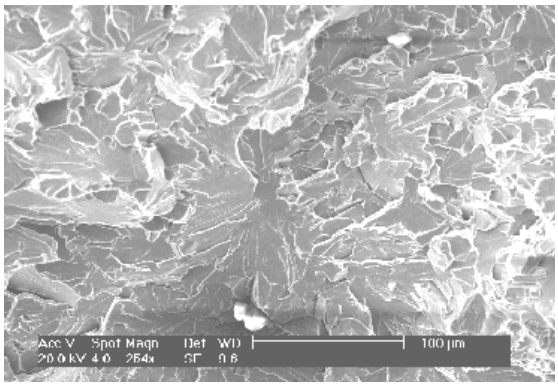


Fig. 52. HOM 216 ensayado a 77K, a diferentes aumentos.

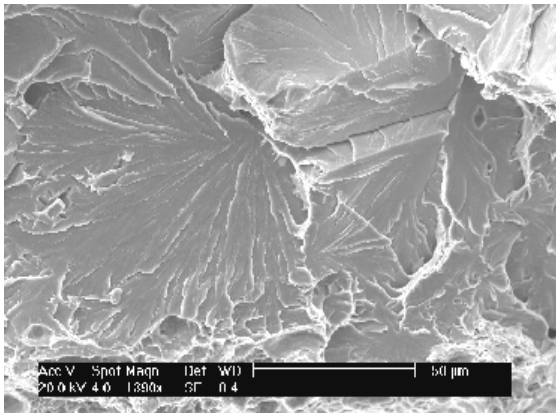


Fig. 53. Y7N7 ensayado a 193K.

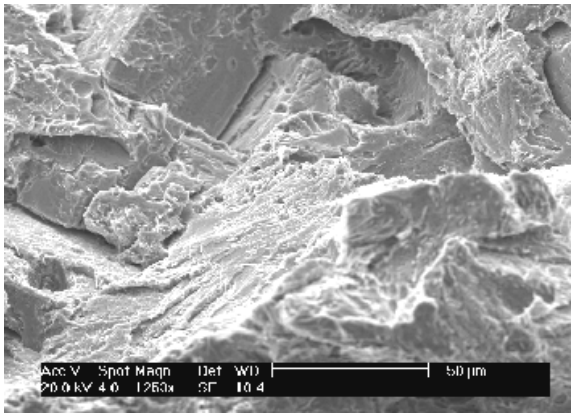


Fig. 54. Y7N7 ensayado a 193 K, tras ataque con nital al 2%.

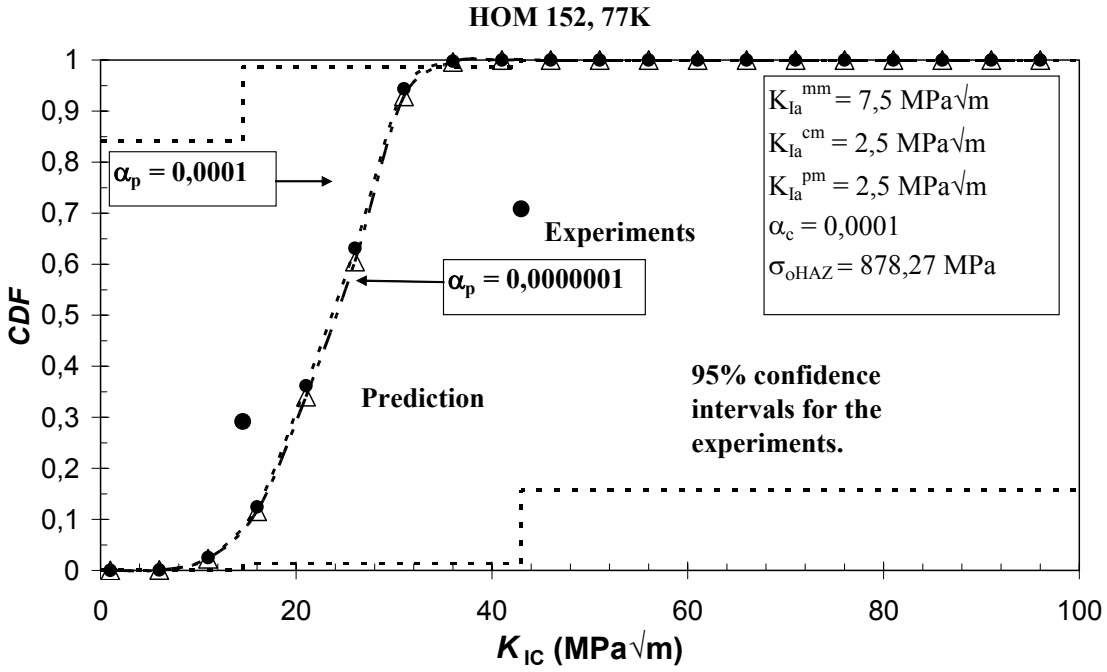


Fig. 55. Efecto de la perlita como iniciadora de las fracturas por clivaje a 77K en la ZAC del acero HOM 152.

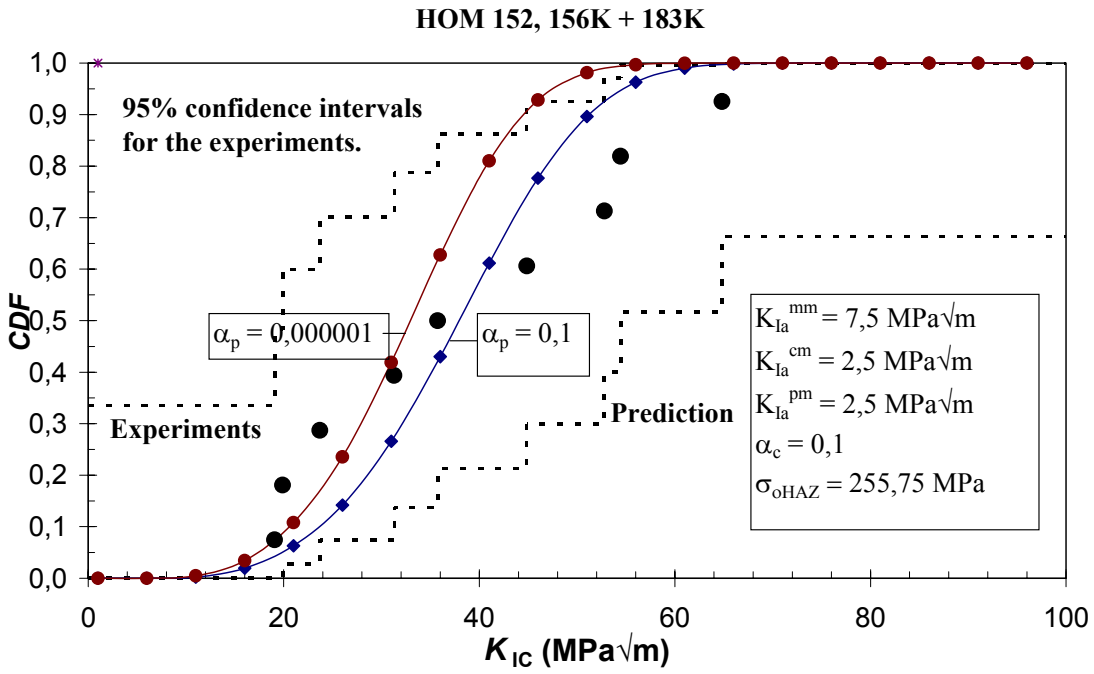


Fig. 56. Efecto de la perlita como iniciadora de las fracturas por clivaje en el rango de temperaturas 156K-183K, en la zona ZAC del acero HOM 152.

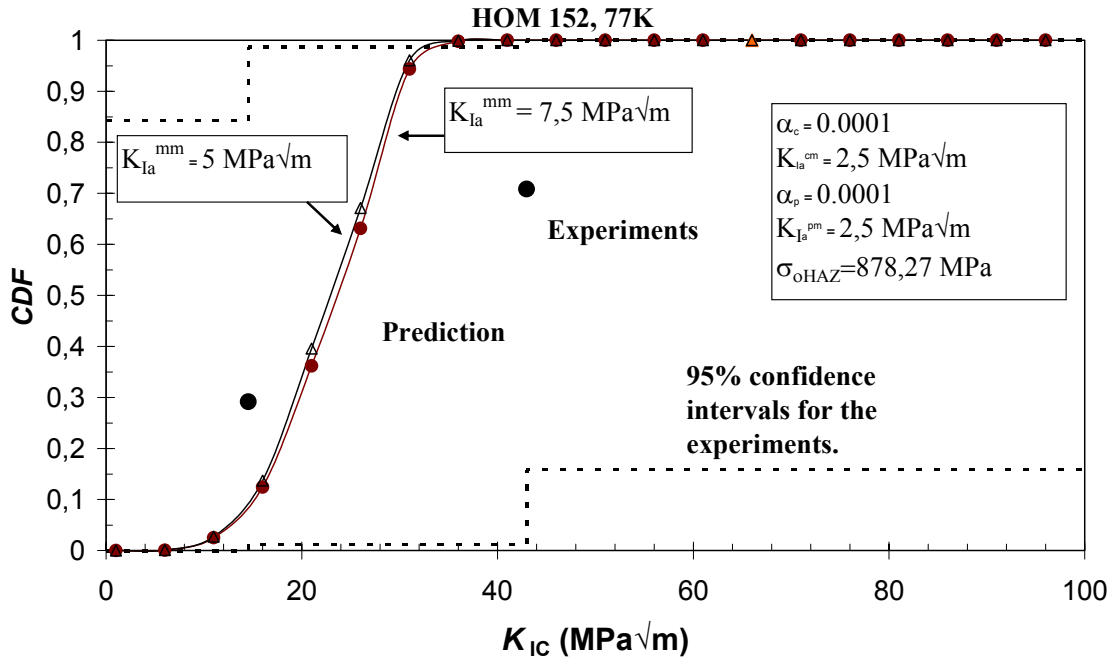


Fig. 57. Efecto de la capacidad de detención de las grietas en las juntas de grano de la bainita, en la zona ZAC del acero HOM 152 a 77K.

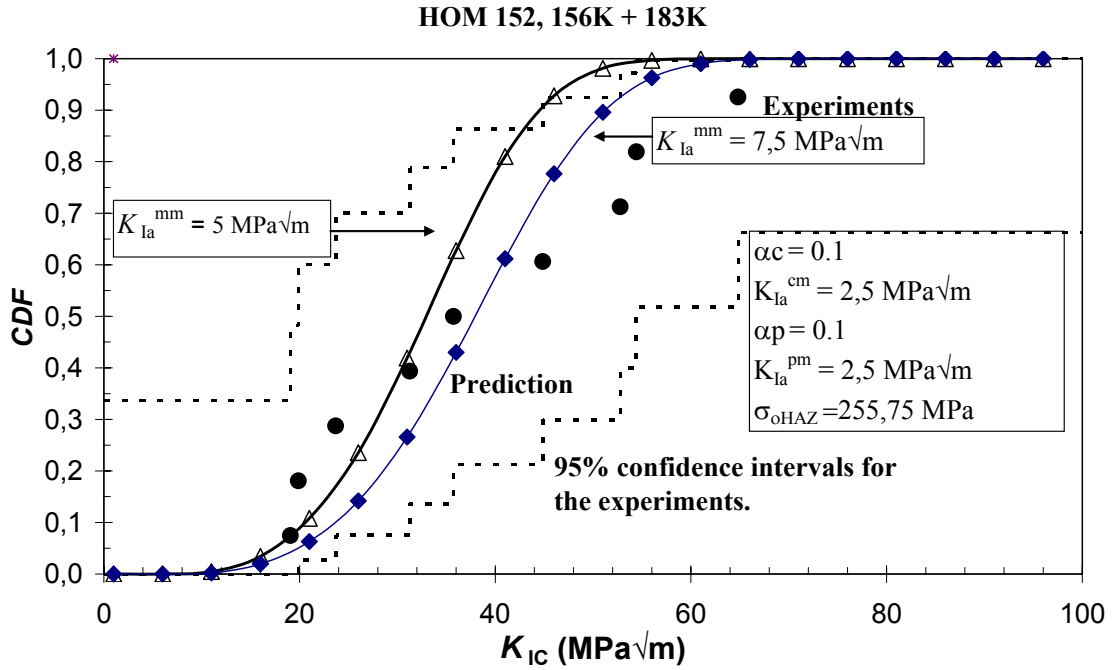


Fig. 58. Efecto de la capacidad de detención de las grietas en las juntas de grano de la bainita, en la zona ZAC del acero HOM 152, en el rango de temperaturas 156K-183K.

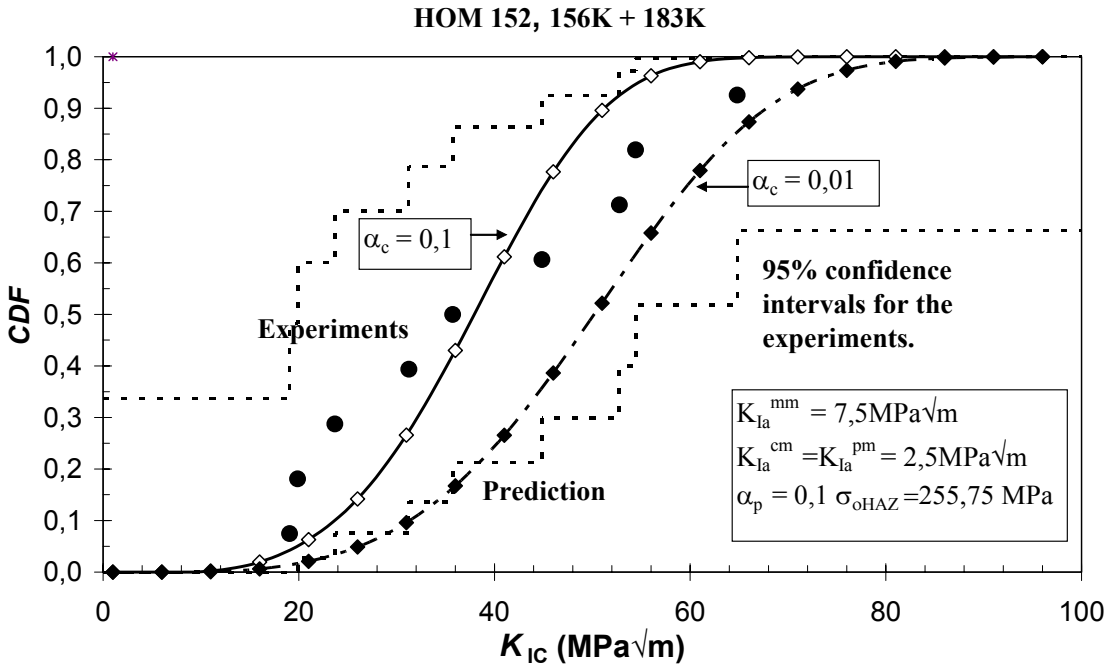


Fig. 59. Efecto de los carburos, contenidos en la bainita, sobre la probabilidad de fractura por clivaje en la zona ZAC del acero HOM 152, en el rango de temperaturas 156K-183K.

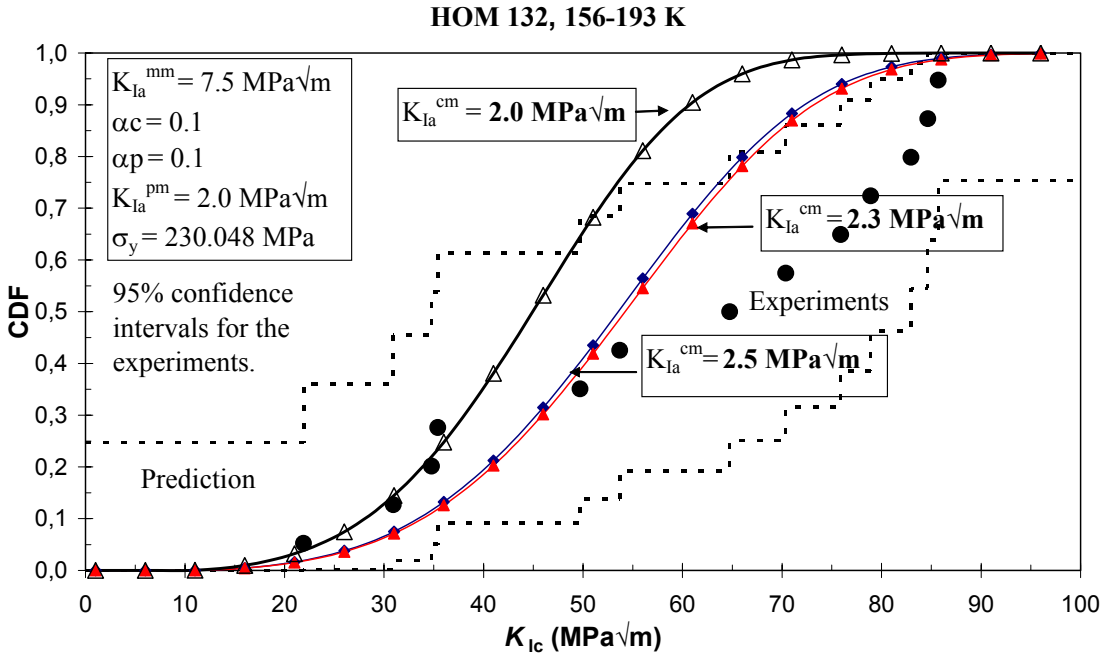


Fig. 60. Efecto de la capacidad de detención de las grietas en las juntas de grano de la bainita en la ZAC del acero HOM 132, en el rango de temperaturas 156K-183K.

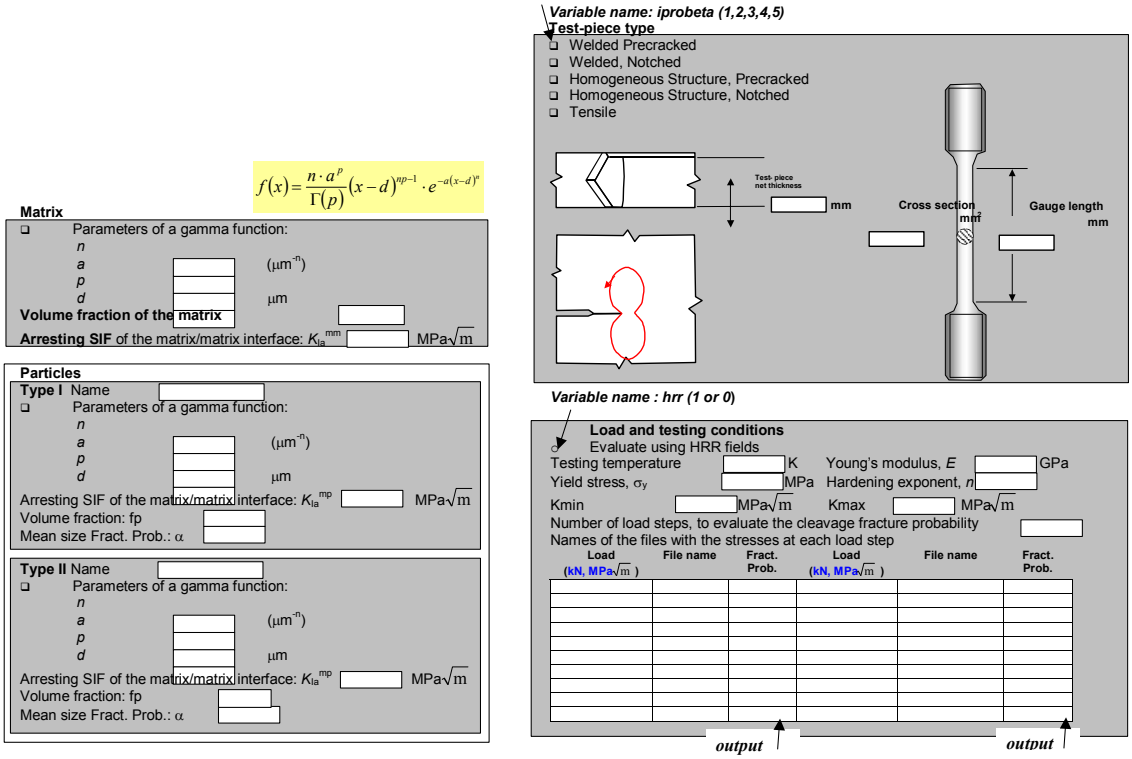


Fig. 61. Entrada de datos al programa CLEAVOX.