

COMPORTAMIENTO A FRACTURA DE CONSTITUYENTES MICROESTRUCTURALES DE BAJA TENACIDAD EN LA ZAC INTERCRITICA DE UNIONES SOLDADAS DE UN ACERO HSLA PARA PLATAFORMAS OFFSHORE.

J.C. Suárez[†], R. González[‡], R. Jiménez[‡], F. Molleda[†].

[†] Departamento de Arquitectura y Construcción Navales, Universidad Politécnica de Madrid, Ciudad Universitaria, 28040 Madrid.

[‡] Departamento de Estructura y Propiedades de los Materiales, Universidad de Cádiz, Cádiz.

Resumen. El comportamiento a fractura de un acero HSLA para estructuras offshore, en chapa de 75 mm de espesor y soldado por arco sumergido, ha sido investigado. Los códigos de fabricación conciben el ensayo CTOD como una simple prueba pasa/no pasa. Es interesante, no obstante, extraer toda la información posible del ensayo, como, por ejemplo, la relación entre la tenacidad y el aporte calorífico. Desafortunadamente, tras un primer análisis de los resultados, dicha correlación no parece existir. El problema estriba en que debido a la propia naturaleza del ensayo, es necesario hacer crecer una grieta por fatiga dentro de la Zona Afectada por el Calor. En la práctica, el procedimiento implica una cierta aleatoriedad en la posición del vértice de grieta, y este factor oculta cualquier correlación de parámetros que pudiera existir. Se ha encontrado que, con frecuencia, la grieta muestrea zonas localmente muy frágiles constituidas por islas martensíticas, muy alejadas de la zona de grano grueso de la ZAC. Es necesario un tratamiento de los resultados para despejar este efecto enmascarador. Se ha usado el crecimiento estable de grieta previo a la propagación por clivaje como un parámetro relacionado con la microestructura real muestreada por el vértice de grieta.

Abstract. Offshore structures are usually required to pass several CTOD tests for assessment of HAZ toughness and homologation purposes of weld procedures. The behaviour of a HSLA steel, 75 mm thick plate, submerged arc welded at several heat inputs has been investigated. Standard practices requirements conceive the expensive CTOD test as a mere pass/non-pass trial. It could be interesting to get some more information from the test, as for example the relationship between toughness and heat input. Unfortunately, after a first analysis of results, that correlation does not seem to exist. The problem is that due to the own nature of the test, a fatigue flaw must be grown inside the HAZ. In practice, there are a certain randomness in the location of the crack tip, and this fact veiled any relationship. Local brittle martensitic islands, far away from the grain coarsening zone of the HAZ, are found to be frequently sampled. A data processing is needed to overcome this shadowing difficulty. Stable tearing prior to cleavage initiation is used as a measured parameter that is related to the real microstructure sampled by the crack tip.

1. INTRODUCCION

La normativa actual sobre construcción de plataformas offshore exige la realización de ensayos CTOD para la homologación de los procedimientos de soldadura que se emplearán durante la fabricación [1]. La Zona Afectada por el Calor (ZAC) de la unión soldada, sobre todo en chapas de hasta 75 mm de espesor, que imponen fuertes gradientes térmicos y elevadas velocidades de enfriamiento, supone una zona especialmente sensible a la propagación de grietas y, por tanto, es de especial interés someterla a ensayos CTOD.

Se han realizado una serie de ensayos CTOD en la ZAC de un acero HSLA microaleado, empleado en la construcción de plataformas offshore, soldado en distintas condiciones de aporte térmico. El fondo de la grieta crecida por fatiga no queda siempre en la misma posición, sino que muestrea diferentes microestructuras.

Para comprobar tal extremo, y una vez rota la probeta, se realizó un estudio metalográfico para obtener un mapa del tamaño de grano y de la microestructura frente al fondo de la fisura, a lo largo de todo el espesor de la probeta.

En trabajos previos de los mismos autores [2], se ha mostrado la influencia de la microestructura muestreada por el fondo de grieta sobre los valores del ensayo CTOD. Se proponía, asimismo, un método para modificar estos valores en base al crecimiento estable de grieta durante el ensayo, poniendo al descubierto interesantes relaciones entre la tenacidad de fractura y el aporte calorífico durante la soldadura. Pero, en aquella ocasión, no se profundizaba en las relaciones últimas entre crecimiento estable y microestructura muestreada.

El presente trabajo presenta la variedad microestructural

en la ZAC y su relación con el crecimiento estable de grieta. El papel que juega la microestructura es complejo. La norma de ensayo [3] pide que la fisura se sitúe dentro de la ZAC a no más distancia de 0,5 mm del baño de fusión. Esta es la zona potencialmente más peligrosa por ser la de mayor tamaño de grano. Sin embargo, en el trabajo se pone de manifiesto la existencia fuera de esa zona de constituyentes frágiles, en forma de pequeñas islas de martensita, que cuando son muestreados por el fondo de grieta ejercen un notable efecto sobre el resultado de los ensayos CTOD. Este hecho explica la gran dispersión de valores experimentales en el ensayo, según la fisura atravesase o no dicha zona frágil (ZAC Inter-crítica), y justifica el tratamiento de datos sugerido en el artículo de referencia [2], con el objeto de eliminar este efecto enmascarador de la microestructura. Se discute, de igual forma, el origen metalúrgico de estos constituyentes frágiles.

2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

2.1. Material

El material base es un acero HSLA microaleado según norma BS 7191 450 EMZ tipo 2. Su composición química está recogida en la Tabla 1. Se trata de un acero calmado, de grano fino, templado y revenido. Se le ha medido un límite elástico (σ_y) de 434 N/mm y una resistencia a la tracción (σ_u) de 545 N/mm.

2.2. Procedimiento de soldadura

Las planchas -980 mm (longitud de soldadura) X 750 mm (anchura) X 75 mm (espesor)- fueron soldados por arco sumergido, a tope y con una preparación de bordes en K. La temperatura entre pasadas se mantuvo alrededor de los 115° C. Se operó con aportes caloríficos en el intervalo de 1,348 a 2,326 MJ/m. De cada panel se obtuvieron cuatro probetas para los ensayos CTOD: tres de ellas fueron ensayadas y una se mantuvo como reserva. La figura 1 muestra una macrografía de un corte de la soldadura. En la figura 2 se esquematiza la secuencia de soldeo.

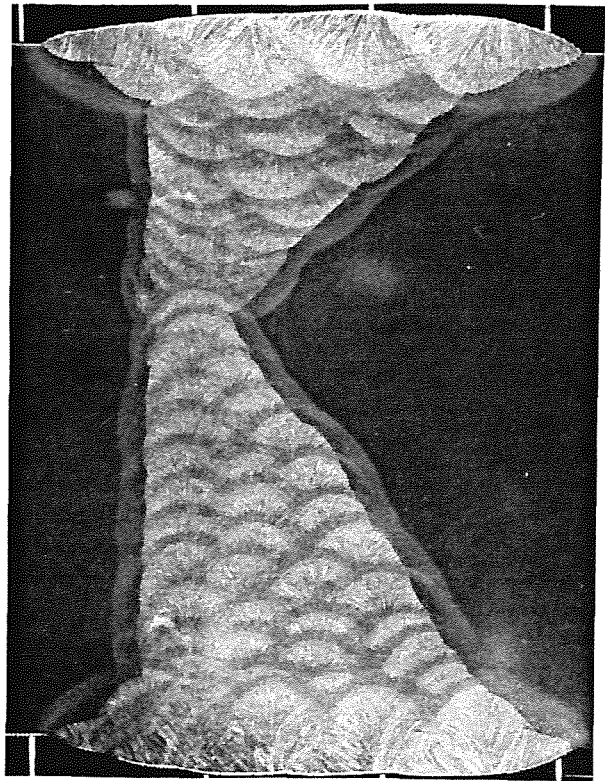


Figura 1. Macrografía de la unión soldada.

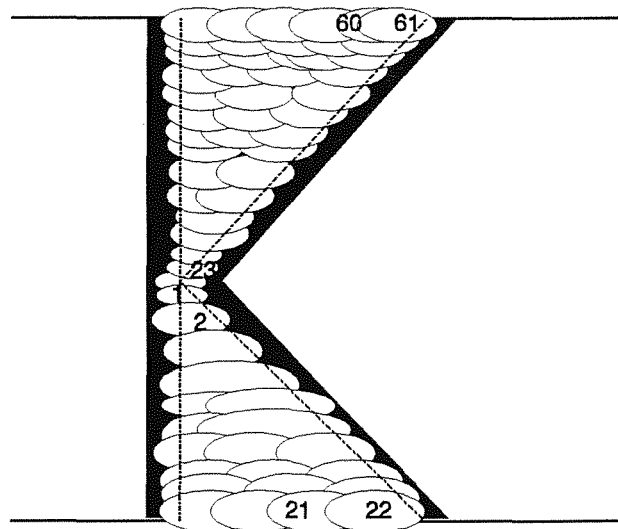


Figura 2. Secuencia de soldeo.

Tabla 1. Composición química del acero HSLA.

C	Mn	P	S	Si	Cu	Ni	Cr	Mo
.097	1.360	.009	.002	.403	.153	.512	.123	.008
Al	Nb	V	Ti	N	Cu+Ni+Cr+Mo	Nb+V+Ti	Al/N	Ceq.
.032	.016	.001	.003	.007	.797	.020	5.0	.394

2.3. Metalografía previa al ensayo

Se cortaron dos secciones a una distancia de 50 mm de los extremos de la soldadura. Se prepararon para observación metalográfica, se pulieron y se atacaron con nital al 2%. El tamaño de grano en la ZAC adyacente al baño de fusión se determinó de acuerdo con ASTM E112, considerando únicamente los dos tercios centrales del espesor. El objeto de esta operación es situar correctamente la entalla dentro de la ZAC.

2.4. Ensayo CTOD

Para el ensayo CTOD se empleó la probeta SENB3. Este es el tipo recomendado por la norma BS 5762 [3], que fue la empleada en el programa de ensayos. La sección de la probeta es de $B \times 2B$ (donde B es el espesor de la plancha). La disposición del corte de la probeta respecto a la geometría del cordón puede observarse en la figura 3.

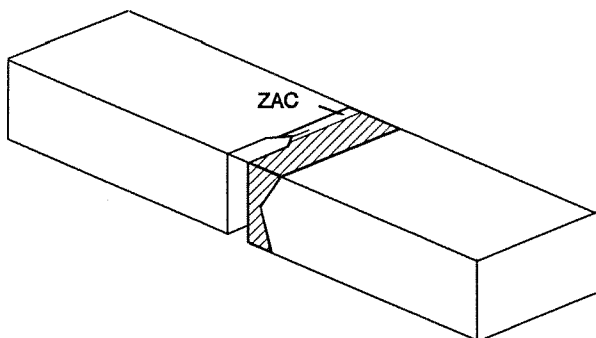


Figura 3. Corte de la probeta SENB3 respecto a la posición del cordón.

Todas las probetas fueron comprimidas localmente, en la zona del ligamento, hasta reducir su espesor en un 1%, con el objeto de mantener el frente de la grieta, en todo el espesor, tan plano como sea posible durante el crecimiento por fatiga (considerando la presencia de tensiones residuales originadas por el ciclo térmico de soldadura).

El ensayo se realizó bajo control de desplazamiento, a una temperatura de -10°C . Los valores de la apertura del vértice de grieta (δ) fueron obtenidos tomando un límite elástico de la ZAC que se consideró como el valor medio del límite elástico del material base y del límite elástico medido para el cordón a partir de un ensayo de tracción. Los valores obtenidos fueron corregidos para la temperatura de ensayo (-10°C).

2.5. Metalografía después del ensayo

Después del ensayo, las probetas fueron cortadas perpendicularmente a la superficie de fractura, justo a la altura de la grieta de fatiga, para la estimación de los tamaños de grano de las diferentes zonas muestreadas por el frente de grieta (figura 4). Se midieron los porcentajes de cada tamaños de grano en los dos tercios centrales del espesor.

El punto de iniciación de la propagación catastrófica fue localizado mediante microscopía óptica y electrónica de barrido. Se midió sobre la superficie de la probeta fracturada, en todo el espesor, la extensión media de la zona de propagación estable previa a la rotura por clivaje.

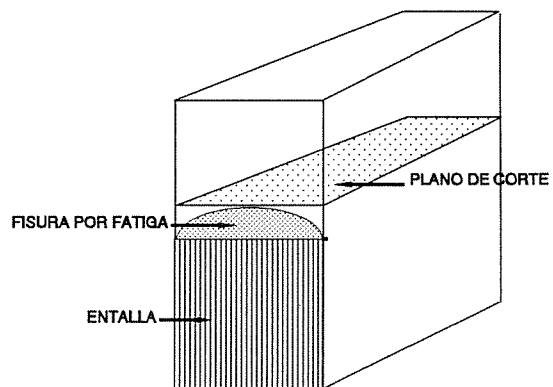


Figura 4. Corte en la probeta fracturada para estudio de la microestructura muestreada por el frente de grieta.

3. RESULTADOS EXPERIMENTALES

A partir de los registros carga/apertura en la boca de la entalla, se han calculado los valores de la apertura en el fondo de grieta (δ) usando la ecuación (1), donde K es el factor de intensidad de tensiones para la geometría de la probeta (SENB3); σ_y es el límite elástico corregido para la temperatura del ensayo; E' es el módulo de Young para deformación plana; $W=2B$ la anchura de la probeta (dos veces el espesor de la chapa); a es la longitud de la grieta; v_p es la componente plástica del desplazamiento, medida en la boca de la entalla; y z es la distancia del medidor de desplazamientos a los bordes de la entalla.

$$\delta = \frac{K^2}{2\sigma_y E'} + \frac{0.4(W-a)v_p}{0.4W + 0.6a + z} \quad (1)$$

La figura 5 muestra la variación de los valores de δ con

el valor del aporte calorífico. Como puede verse, aparentemente no hay correlación experimental entre ambas variables.

La figura 6 muestra la correlación entre los valores medidos para cada ensayo de δ frente al crecimiento estable de la grieta anterior a la propagación por clivaje (δ_a).

La ZAC intercrítica está constituida por el material que durante la soldadura alcanzó temperaturas entre los 723°C y los 870°C, situándose en el campo bifásico α/γ del acero. Del estudio metalográfico posterior al ensayo, se obtuvieron los porcentajes de ZAC intercrítica que eran muestreados por el frente de grieta y se correlacionaron con la propagación estable de la misma, como se muestra en la figura 7.

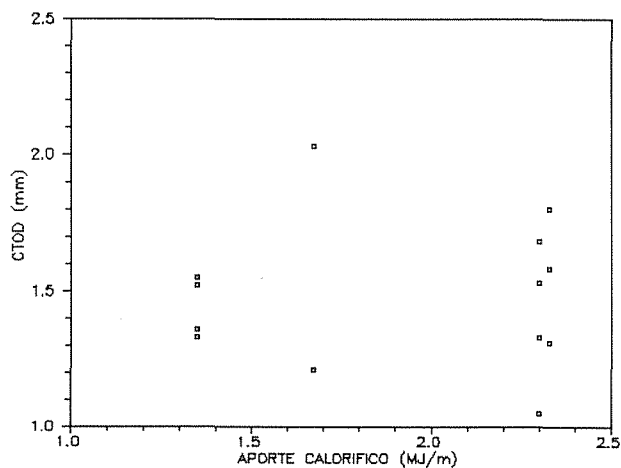


Figura 5. Variación del valor del CTOD con el aporte calorífico de la soldadura.

4 DISCUSION

Tal como han sugerido algunos autores [4-8], hacer crecer una grieta por fatiga dentro de la ZAC, exactamente en la zona que se desea ensayar, es un grave problema práctico del ensayo CTOD de uniones soldadas. La norma de ensayo [3] exige que la grieta de fatiga se sitúe dentro de la ZAC no más lejos de 0,5 mm del baño de fusión. El objetivo es que el fondo de grieta muestree la zona de crecimiento de grano de la ZAC, que es potencialmente la más peligrosa desde el punto de pista de la propagación de las grietas. No obstante, hasta una vez finalizado el ensayo e inspeccionada la superficie de fractura mediante microscopía óptica no se tiene constancia de la posición

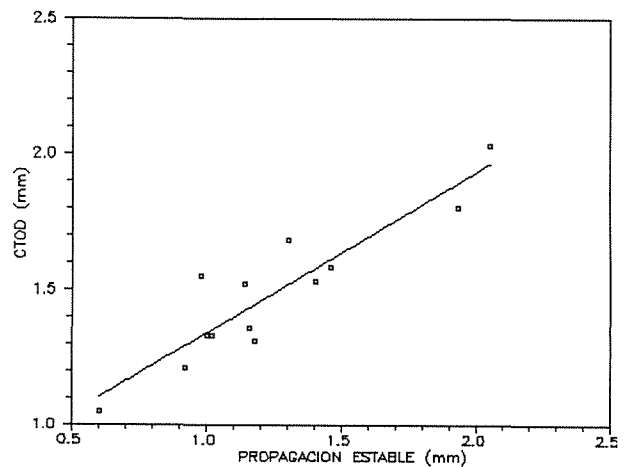


Figura 6. Correlación entre el valor de la apertura de grieta y la propagación estable.

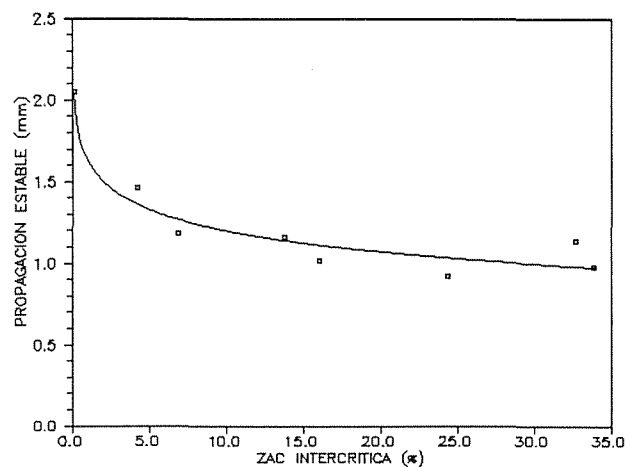


Figura 7. Correlación entre la propagación estable de la fisura y el porcentaje de ZAC intercrítica muestreada por el fondo de grieta.

exacta de la grieta dentro de la ZAC. Una investigación realizada por Gittos y Dolby [9] muestra que sólo el 20% de las probetas cumple estrictamente con los requerimientos de la norma.

Diversas investigaciones sobre aceros HSLA [10,11] informan acerca de la existencia de algunas áreas peligrosas alejadas de la zona de grano grueso. En dichas áreas no hay prácticamente crecimiento del tamaño de grano medio, en comparación con el del material base (figuras 8 y 9). Sin embargo, se



Figura 8. Tamaño de grano en el material base.

comportan de un modo extremadamente frágil. La región es conocida como ZAC intercrítica y coincide con el material que fue calentado durante el ciclo térmico de soldadura hasta temperaturas que lo situaron en el campo bifásico α/γ del acero.

En la figura 7 se puede apreciar como la propagación estable es menor a medida que la grieta muestraa en todo el espesor una mayor proporción de ZAC intercrítica. Por otra parte, en la figura 6 vemos que hay una relación directa entre la propagación estable y el valor del CTOD. En definitiva, que al muestrear la grieta una mayor cantidad de ZAC intercrítica se obtienen valores menores de tenacidad, lo que implica la fragilidad de esta zona. Recordemos que, según la norma, dicha zona no se considera peligrosa desde el punto de vista de la propagación de grietas.

Para dilucidar el origen microestructural de estas zonas de baja tenacidad son interesantes otra serie de datos que aparecen en la bibliografía. Algunos autores [12] asocian los pop-ins registrados durante el ensayo con la posición de la grieta dentro de la ZAC. Cuando un suceso de pop-in tiene lugar sin que se haya producido previamente una propagación estable, se le asocia normalmente con una posición del vértice de grieta en la zona de grano grueso de la ZAC. En la figura 7 se aprecia como la propagación estable disminuye a medida que muestreamos más ZAC intercrítica, sugiriendo que

en esta zona se da un comportamiento menos tenaz, en el mismo sentido que el que se tiene en la zona de grano grueso: menor tenacidad de los constituyentes microestructurales es identificada por una menor propagación estable de la fisura.

En el caso de la zona de grano grueso, el motivo de la tenacidad más baja se relaciona con la menor proporción de superficie de límite de grano por unidad de volumen. Como es sabido, los límites de grano actúan como auténticas barreras frente a la propagación de las grietas. Sin embargo, en el caso de la ZAC intercrítica, el motivo no puede ser el mismo puesto que apenas hay crecimiento del tamaño de grano con respecto al del material base. Deben buscarse otros constituyentes microestructurales a los que se pueda atribuir la responsabilidad de la baja tenacidad.

Cuando se observa la estructura del material de partida a mayores aumentos, figura 10, se puede apreciar mejor una estructura de granos ferríticos con pequeñas colonias perlíticas en las intersecciones de los granos. Realmente no se puede hablar de colonias perlíticas; no se aprecia la estructura en finas bandas alternas de ferrita y cementita propias del crecimiento cooperativo de este agregado proveniente de la reacción eutécticoide. Por el contrario, se distingue que la cementita está globulizada. La causa hay que buscarla en el tratamiento termomecánico de fabricación del acero, que incluye un revenido final que esferoidiza las láminas de cementita.

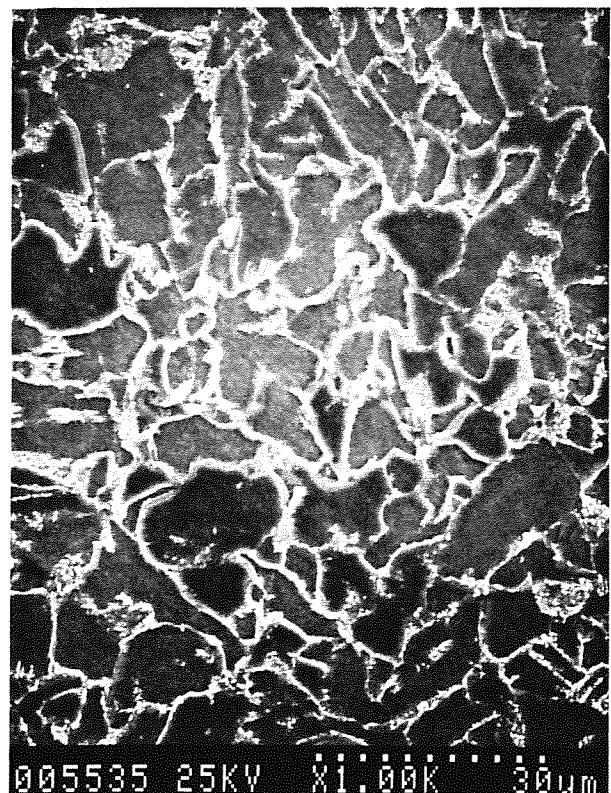


Figura 9. Tamaño de grano en la ZAC intercrítica.

Cuando observamos la ZAC intercrítica a bajos aumentos a duras penas se puede distinguir alguna diferencia con el material base. Sin embargo, al aumentar la resolución podemos comprobar que los agregados de ferrita y cementita globulizada si se han visto sustancialmente alterados (figura 11). Se observan ahora pequeñas islas de martensita/austenita en los mismos lugares donde antes estaban los agregados perlíticos degenerados. Como es sabido, la martensita es un constituyente de no-equilibrio de elevada fragilidad. La baja fragilidad de la ZAC intercrítica hay que atribuirle, pues, a la presencia de islas martensíticas.

El mecanismo de aparición de este constituyente tiene su fundamento en que estamos tratando con soldaduras multipasada. Las islas de martensita no se formarían (se ha comprobado experimentalmente que esto es así) si la unión tuviera un único cordón. El problema surge cuando la zona afectada por el calor de un cordón primitivo es afectada, por segunda vez, por la zona afectada por el calor de un cordón posterior. La figura 12 muestra las distintas subzonas que se forman.

El agregado de cementita globulizada es afectado por el segundo cordón. Una pequeña zona alcanzará una temperatura tal que situará al material en el campo bifásico. En esta situación la cementita ya no es estable y reacciona con la ferrita que la rodea para formar austenita. Esta reacción, la inversa a la eutectoide,

implica la difusión de carbono. La rapidez con que se produce el ciclo térmico de soldadura condiciona la distancia máxima a que puede difundir el carbono; como ejemplo, se puede señalar que el tiempo que el material está en el rango de temperaturas intercrítico es de entre 2 s (para un aporte calorífico de 1,0 MJ/m) y 4 s (para un aporte calorífico de 2,5 MJ/m). Por tanto, de una forma efectiva, el carbono sólo tiene tiempo para difundir dentro de las colonias de cementita globulizada y, aproximadamente, de este tamaño son las lagunas de austenita que se forman.

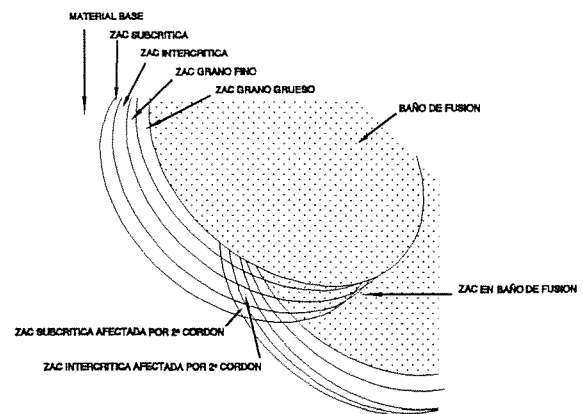


Figura 12. ZAC afectada por un segundo cordón.

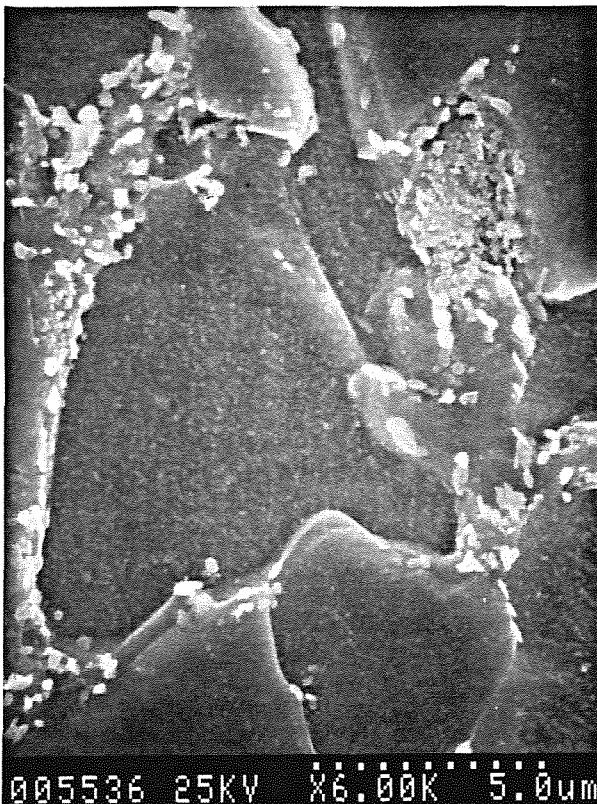


Figura 10. Material base mostrando colonias de ferrita y cementita esferoidizada.



Figura 11. Islas de martensita/austenita en la ZAC intercrítica.

Durante el enfriamiento subsiguiente, la austenita vuelve a transformarse al atravesar de nuevo la temperatura de reacción eutécticoide. La velocidad de enfriamiento es lo suficientemente elevada como para que estas lagunas de austenita se transformen, parcial o totalmente, en productos de temple (martensitas, bainitas). El pequeño tamaño de las islas hace que la morfología de estos constituyentes sea peculiar, pero parece que se trata (en la actualidad está en marcha una investigación más precisa sobre este punto) de martensita junto con bainita granular.

En cualquier caso, la presencia de las islas de martensita/austenita en la ZAC intercrítica parece ser la responsable de la baja tenacidad de la unión soldada, tal como se determina en los ensayos CTOD, cuando el fondo de grieta muestrea esta porción de la zona afectada.

Para obviar la dificultad creada por las distintas posiciones de la fisura, crecida por fatiga, dentro de la ZAC, se propuso con anterioridad por los mismos autores [2,5] un tratamiento de los resultados del ensayo. Sin entrar en más detalles, que se encuentran en las referencias citadas, sólo diremos que está basado en relacionar la propagación estable antes de la rotura por clivaje con la microestructura real muestreada por la grieta. Tomando una microestructura de referencia, caracterizada por una propagación estable medida en el ensayo, todos los demás valores se modifican proporcionalmente a la diferencia de la propagación estable respecto de la de referencia. El resultado se recoge en la figura 13, donde ya sí se aprecia (al contrario que lo que sucedía antes de tratar los datos, figura 5) una relación entre el valor de la tenacidad y el

calor aportado, en el sentido esperado de que aquella disminuye al aumentar éste.

5. CONCLUSIONES

Los valores de apertura de grieta medidos en el ensayo CTOD son extremadamente sensibles a la posición de la fisura crecida por fatiga dentro de la Zona Afectada por el Calor de la unión soldada.

Para el material usado en esta investigación, no se ha encontrado una correlación evidente, tras un primer análisis de resultados, entre la tenacidad de la ZAC y el aporte calorífico durante el soldeo.

Se han localizado zonas en la ZAC, alejadas del área de crecimiento de grano (potencialmente la más peligrosa), que al ser muestreadas por el fondo de grieta dan lugar a una disminución de la tenacidad medida mediante el ensayo CTOD.

Dicha zona, denominada ZAC intercrítica, contiene constituyentes microestructurales sumamente frágiles. Se trata de islas de martensita/austenita que se forman por la acción de un segundo cordón sobre la ZAC de uno previo.

El tratamiento de resultados del ensayo, presentado en trabajos anteriores, encuentra ahora un vínculo de relación con la microestructura del material. Está basado en la desviación de la propagación estable de un cierto valor de referencia, y ésta, a su vez, queda relacionada con el porcentaje de ZAC intercrítica muestreada por la fisura, como consecuencia de la diferencia en componentes frágiles presentes en dicha zona.

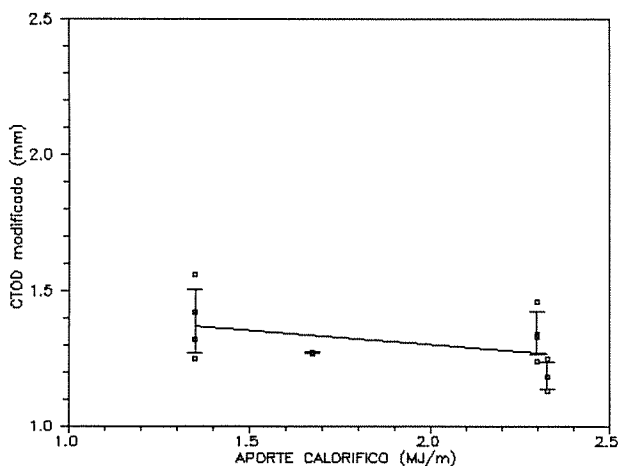


Figura 13. Valores modificados del ensayo CTOD frente al aporte calorífico del proceso de soldadura.

6. REFERENCIAS

- [1] EEMUA 158, "Construction specification for fixed offshore structures in the North Sea", *Engineering Equipment and Materials Users Association*, Publication No.158 (1989).
- [2] R. González, R. Jiménez, F. Molleda, J.C. Suárez, "Efecto de la microestructura de la ZAC en el análisis de resultados de ensayos CTOD en uniones soldadas de aceros HSLA para plataformas offshore", *Anales de Mecánica de la Fractura*, X Encuentro del Grupo Español de Fractura y II Encuentro Hispano-Luso de Fractura, Mérida (marzo, 1993).
- [3] BS 5762, "Method for crack opening displacement (COD) testing", *British Standards Institution* (1979).
- [4] S. Aihara, K. Okamoto, "Influence of local brittle zone on HAZ toughness of TMCP steels, WRC

Bulletin 373, (1992).

- [5] J.C. Suárez, R. González, F. Molleda, R. Jiménez, "Microstructural considerations on the analysis of CTOD test results in the Heat Affected Zone of Welds", *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, (para ser publicado).
- [6] W. Burget, J.G. Blauel, "Fracture toughness of welding procedure qualification and components welds tested in SENB and C-specimens", en *The Fracture Mechanics of Welds*, EGF Publication 2 (Ed. J.G. Blauel y K.H. Schwalbe), 19-42, Mechanical Engineering Publications, London (1987).
- [7] S.E. Webster, "The structural significance of low toughness HAZ regions in a modern low carbon structural steel", en *The Fracture Mechanics of Welds*, EGF Publication 2 (Ed. J.G. Blauel y K.H. Schwalbe), 59-75, Mechanical Engineering Publications, London (1987).
- [8] J.D. Harrison, "*COD testing and analysis. The present state of the art*", The Welding Institute, Cambridge (1981).
- [9] M.F. Gittos, R.E. Dolby, "Predicting the HAZ toughness of C and C-Mn steels - welding at 2 kJ/mm", *Welding Research International* 9 (6), 22-54, (1979).
- [10] F. Matsuda, P. Bernasovsky, Z. Li, K. Ishihara, H. Okada, "An investigation on the behaviour of the M-A constituent in simulated HAZ of HSLA steels", *Welding in the World*, 29, 307-313 (1991).
- [11] D.P. Fairchild, N.V. Bangaru, J.Y. Koo, P.L. Harrison, A. Ozekcin, "A study concerning intercritical HAZ microstructure and toughness in HSLA steels", *Welding Journal (Welding Research Supplement)*, 321s-329s, (diciembre, 1991).
- [12] M Koçak, G. Terlinde, K.H. Schwalbe, G. Gnirss, "Fracture toughness testing of heat affected zones of weldments and the significance of pop-ins", en *The Fracture Mechanics of Welds*, EGF Publication 2 (Ed. J.G. Blauel y K.H. Schwalbe), 77-95, Mechanical Engineering Publications, London (1987).