

Ductilidad en caliente y mecanismos de fractura de un acero de construcción*

J. Calvo**, J. M. Cabrera**, ***, J. M. Prado**, ***

Resumen

Se evaluó la ductilidad en caliente de un acero de construcción procedente del reciclaje de chatarra con el fin de determinar el origen de las grietas transversales que aparecen en las esquinas de algunas palanquillas. Para ello, se extrajeron probetas de dos palanquillas de una misma calidad de acero. Una de las palanquillas había presentado agrietamiento transversal al ser colada y, la otra, no. Para conocer la influencia de los elementos residuales e inclusiones en la ductilidad en caliente, otro acero, con la misma composición pero sin impurezas, se fabricó en laboratorio y fue sometido al mismo análisis que los aceros comerciales. La ductilidad en caliente se midió como la reducción del área de las probetas ensayadas a tracción hasta la rotura. Las condiciones a las que se realizaron los ensayos fueron temperaturas de 1.000 a 650 °C y a una velocidad de deformación de $1 \cdot 10^{-3}$ s⁻¹. Las superficies de fractura de las probetas ensayadas se examinaron mediante microscopía electrónica de barrido para determinar los mecanismos de fragilización que pudieran estar actuando. La ductilidad fue menor para el acero con elementos residuales e impurezas. Adicionalmente, la baja ductilidad se extendió a un intervalo más amplio de temperaturas que en el acero de laboratorio. Además, las factografías mostraron un cambio en los mecanismos de daño en función del acero, a igualdad de temperatura.

Palabras clave

Colada continua. Ductilidad en caliente. Mecanismos de fractura. Agrietamiento transversal. Acero de construcción.

Hot ductility and fracture mechanisms of a structural steel

Abstract

The hot ductility of a structural steel produced from scrap recycling has been studied to determine the origin of the transverse cracks in the corners that appeared in some billets. Samples extracted both from a billet with transverse cracks and from a billet with no external damage were tested. To evaluate the influence of residual elements and inclusions, the steel was compared to another one impurity free. Reduction in area of the samples tensile tested to the fracture was taken as a measure of the hot ductility. The tests were carried out at temperatures ranging from 1000°C to 650°C and at a strain rate of $1 \cdot 10^{-3}$ s⁻¹. The fracture surfaces of the tested samples were observed by scanning electron microscopy in order to determine the embrittling mechanisms that could be acting. The steel with residuals and impurities exhibited lower ductility values for a wider temperature range than the clean steel. The embrittling mechanisms also changed as compared to the impurity free steel.

Keywords

Continuous casting. Hot ductility. Fracture mechanisms. Transverse cracking. Structural steel.

* Trabajo recibido el día 17 de septiembre de 2004 y aceptado en su forma final el día 27 de septiembre de 2005.

** Departamento de Ciencia de los Materiales e Ingeniería Metalúrgica – UPC, Av. Diagonal 647, 08028 Barcelona.

*** Centro Tecnológico de Manresa, Av. Bases de Manresa, 1, 08240 Manresa.

1. INTRODUCCIÓN

La ductilidad en caliente de diferentes calidades de acero ha sido objeto de diversos estudios, al estar relacionada con la presencia de grietas transversales en la superficie de algunos productos de colada continua. Las grietas se propagan durante la operación de enderezado, en la que la superficie superior del planchón o palanquilla queda sometida a esfuerzos de tracción a temperaturas y velocidades de deformación para las que la mayoría de aceros presentan pérdidas de ductilidad^[1]. El ensayo de tracción en caliente se utiliza para simular las condiciones termo-mecánicas que se dan en la superficie del semielaborado durante la operación de enderezado en la colada continua. Aunque este ensayo se utiliza convencionalmente para predecir la aparición de grietas transversales, presenta el inconveniente de que, durante los ensayos, las grietas y posterior fractura aparecen sistemáticamente para deformaciones superiores al 5%, mientras que las deformaciones involucradas durante la operación industrial difícilmente sobrepasan un 1-2 %^[2]. La reducción del área (% RA) de las probetas ensayadas se toma como medida de la ductilidad. Es frecuente establecer un valor umbral de % RA por debajo del cual se considera la posibilidad de que aparezcan grietas transversales. Un valor conservador y que se puede utilizar para cualquier tipo de acero y condición de ensayo es 60 %, aunque puede ajustarse a valores menores para determinadas composiciones, ciclos térmicos y velocidades de deformación^[3].

Aunque los aceros microaleados son los que presentan mayores problemas de agrietamiento, los aceros C-Mn también presentan grandes pérdidas de ductilidad para intervalos amplios de temperatura^[4 y 5]. El efecto de los elementos residuales en la ductilidad en caliente de un acero C-Mn será el objeto del presente trabajo. Estos elementos, reciben su nombre porque permanecen en el acero después de las sucesivas etapas de afino debido a su menor potencial reductor frente al hierro y se encuentran en gran cantidad en los aceros producidos a partir del reciclaje de chatarra. En particular, el acero de construc-

ción con el que se trabajó tenía altos contenidos en cobre, estaño y azufre y presentó problemas de agrietamiento transversal en las esquinas tras la colada continua. Para poder determinar si los elementos residuales son los causantes de la fragilidad en caliente del acero, el comportamiento de éste fue comparado con el de otro acero con similares contenidos en carbono, manganeso y silicio, pero sin elementos residuales o impurezas.

2. MÉTODO EXPERIMENTAL

El efecto de los elementos residuales en la ductilidad en caliente se evaluó a partir del estudio de tres aceros: el acero A, procedente de una palanquilla que no presentó agrietamiento superficial, el acero B, de la misma composición pero correspondiente a una palanquilla con grietas transversales en las esquinas y el acero C, que se produjo en condiciones de laboratorio y no contiene impurezas. La composición de estos aceros se detalla en la tabla I. Los tres, tienen composiciones muy parecidas en carbono, silicio y manganeso, pero los aceros industriales (A y B) tienen un alto contenido en elementos residuales, especialmente en cobre, de hasta 0,59 % en peso, y en estaño, de 0,053 %. Para la fabricación del acero C, se recurrió al proceso de refusión por electro-escoria, que permitió alear un lingote de hierro casi puro mediante la adición de viruta de fundición blanca, para carburar y de ferro-silicio y ferro-manganeso en las proporciones adecuadas para obtener la composición nominal de los aceros A y B, pero sin impurezas.

Las probetas para los ensayos de tracción en caliente, tenían una sección resistente de 6 mm de diámetro y se mecanizaron con el eje de tracción paralelo a la dirección de colada. Inicialmente, las probetas se sometían a un recalentamiento a 1.100 °C durante 10 min para homogeneizar la microestructura. Posteriormente, se enfriaban hasta la temperatura de ensayo, entre 650 y 1.000 °C, donde se mantenían durante 5 min, antes de ser ensayadas a tracción a una velocidad de deformación inicial (hasta que apareciera la estricción) de $1 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$. Esta velocidad de deformación está dentro del intervalo

Tabla I. Composición química de los aceros (%peso).

Table I. Chemical composition of the steels (%weight).

	% C	% Si	% Mn	% P	% S	% Cr	% Ni	% Cu	% Sn	Mn/S
Acero A	0,23	0,125	0,93	0,011	0,021	0,075	0,121	0,59	0,053	44,3
Acero B	0,23	0,127	0,90	0,012	0,021	0,070	0,112	0,51	0,053	42,9
Acero C	0,23	0,130	0,82	0,025	<0,01	—	—	—	—	>82,0

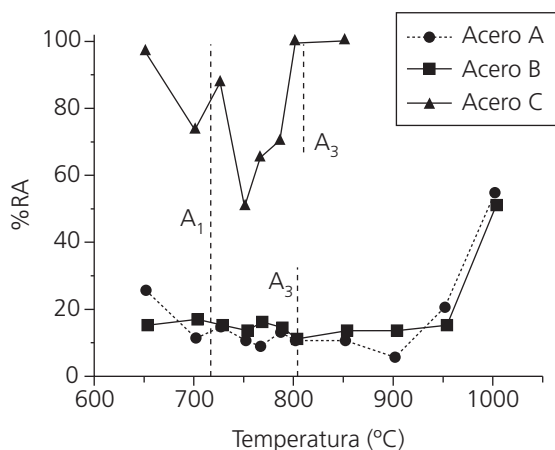


Figura 1. Curva de %RA vs. temperatura para los aceros A, B y C.

Figure 1. % RA vs. temperature curve for steels A, B and C.

de las que se dan durante el enderezado en colada continua. Un mínimo de dos probetas fueron ensayadas para cada condición. La reducción del área de las probetas ensayadas hasta la fractura se tomaba como medida de la ductilidad y el valor medio obtenido para probetas ensayadas bajo las mismas condiciones experimentales se representó en función de la temperatura para obtener las curvas de ductilidad de cada acero. Para poder relacionar el comportamiento a cada temperatura con las fases presentes, las temperaturas de transformación (en condiciones de equilibrio) se calcularon, en función de la composición de cada acero, mediante la fórmula de Andrews^[6]. Así, se obtuvo que la temperatura de transformación A_1 es 717 °C para los tres aceros y A_3 tiene un valor de 804 °C para los aceros A y B y de 810 °C para el acero C. Las superficies de fractura, que permiten identificar los mecanismos de fragilización que puedan estar actuando, se examinaron con un microscopio electrónico de barrido Jeol 6400.

3. RESULTADOS

3.1. Curvas de ductilidad

Las curvas de ductilidad (% RA, vs. temperatura) de los tres aceros, se muestran en la figura 1. El comportamiento de los aceros industriales se revela muy diferente al del acero de laboratorio, tanto en lo que se refiere a la profundidad como al intervalo de temperaturas del valle de ductilidad. Además, los aceros A y B, con composiciones casi idénticas, muestran comportamientos dúctiles-frágiles muy similares entre sí.

Para estos aceros industriales se aprecia una caída pronunciada de la ductilidad a temperaturas por encima

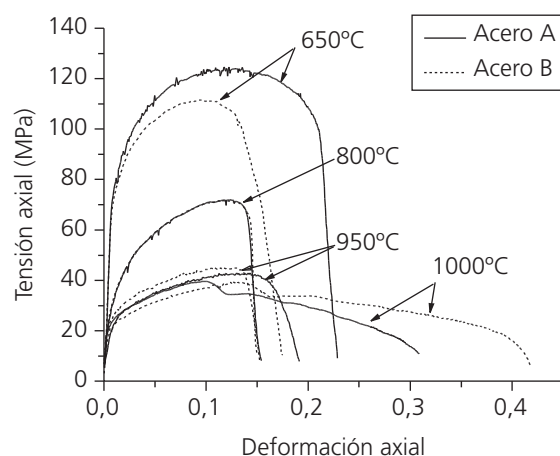


Figura 2. Curvas tensión-deformación a 1.000, 950, 800 y 650 °C para los aceros A y B.

Figure 2. Stress-strain curves at 1,000, 950, 800 and 650 °C for steels A and B.

ma de A_3 , en la zona austenítica de temperaturas. La ductilidad se mantiene en valores muy bajos en todo el intervalo de temperaturas y el acero A muestra una leve recuperación a la temperatura de ensayos más baja. Sin embargo, el acero C muestra un comportamiento dúctil distinto, con un valle de ductilidad más estrecho, en el que la pérdida de la ductilidad y posterior recuperación se producen a temperaturas cercanas a las de transformación A_1 y A_3 . Los valores mínimos de ductilidad para este acero están muy por encima de los de los aceros industriales.

3.2. Curvas tensión-deformación

Las curvas de tensión-deformación para algunas temperaturas de ensayo significativas se muestran en la figura 2 para los aceros A y B y en la figura 3 para el acero C. En la figura 2 se observa como, por lo general, las curvas de fluencia de los aceros A y B son muy similares, incluso a 800 °C se llegan a solapar. Esto era de esperar teniendo en cuenta que ambos aceros tienen prácticamente la misma composición química. La recuperación de la ductilidad, que se aprecia para el acero A a bajas temperaturas, se corresponde con el mayor alargamiento que este acero muestra en las curvas de tensión-deformación a 650 °C en comparación con el del acero B. Para el acero C, las temperaturas a las que la ductilidad es menor también se corresponden con menores alargamientos, como sucede a 785 °C, en la figura 3.

Para los tres aceros, las curvas de fluencia muestran un cambio de comportamiento a las temperaturas en las que los aceros recuperan la ductilidad a altas temperaturas. Para los aceros A y B este cam-

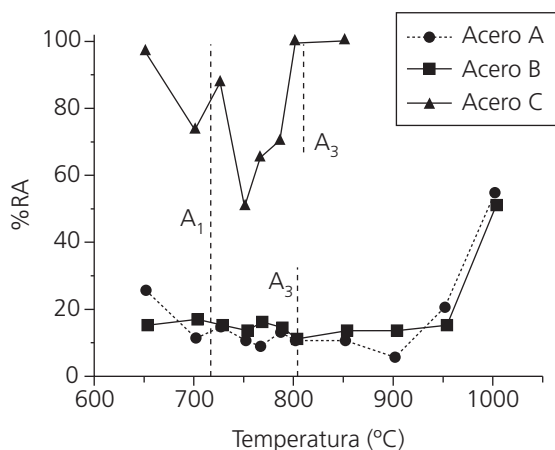


Figura 3. Curvas tensión-deformación a 800, 785 y 650 °C para el acero C.

Figure 3. Stress-strain curves at 800, 785 and 650 °C for steel C.s

bio de comportamiento de fluencia se produce entre 950 y 1.000 °C y, para el acero C, sucede lo mismo entre 800 y 785 °C. Dada la forma de las curvas a las temperaturas más altas^[7], se puede decir que el fenómeno de restauración que está teniendo lugar, favoreciendo la recuperación de la ductilidad a altas temperaturas, es el de recristalización dinámica.

3.3. Fractografías

Las superficies de fractura, observadas mediante MEB, de los aceros A y B presentan aspectos similares para las mismas temperaturas de ensayo. La

superficie de fractura de las probetas ensayadas en el intervalo de temperaturas austeníticas con comportamiento frágil presenta una fractura intergranular por decohesión, como se muestra en la figura 4a). para una probeta del acero A ensayada a 900 °C. Para las temperaturas a las que se espera que la ferrita haya empezado a precipitar, se aprecia un aumento de componente dúctil en la superficie de fractura, evidente por la existencia de un gran número de microcavidades formadas alrededor de las inclusiones de MnS en la fase ferrítica donde se concentran las tensiones. La figura 4b) corresponde a la fractografía de una probeta del acero A ensayada a 650 °C, temperatura a la que la ferrita está presente en una mayor fracción en volumen, según las temperaturas de transformación. En ella, se hace evidente la existencia de una componente dúctil por el mecanismo explicado.

Cabe destacar que para los aceros industriales algunas de las probetas mostraron decohesión interdendrítica, que en ocasiones llegaba a ocupar gran parte de la superficie de fractura, como se puede ver en la figura 5 para una probeta del acero B ensayada a 700 °C. La incidencia de este tipo de fractura fue mayor para el acero B que para el acero A. En las superficies de las dendritas se observó una gran cantidad de inclusiones, (Mn, Fe)S en su mayoría.

El acero C alcanza mínimos de ductilidad en la región bifásica $\gamma+\alpha$ ($A_1 < T < A_3$) con valores alrededor de 50%. Las fractografías para las probetas de acero C ensayadas en este intervalo de temperaturas muestran una mayor componente dúctil que las de los aceros A y B, como era de esperar por las curvas de ductilidad. En la figura 6 se aprecia la morfología de la superficie de fractura de una probeta ensayada

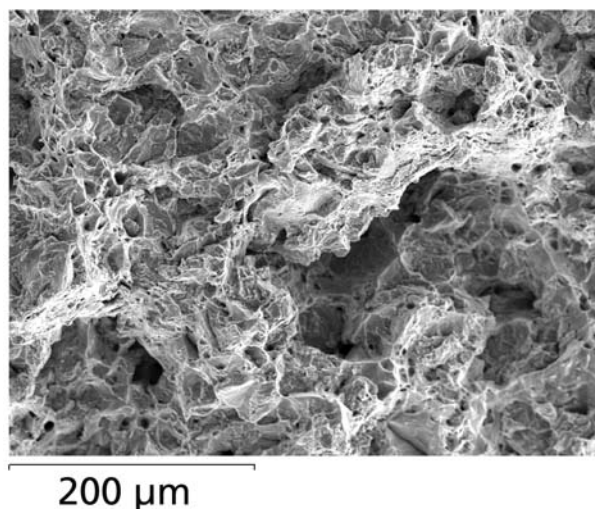
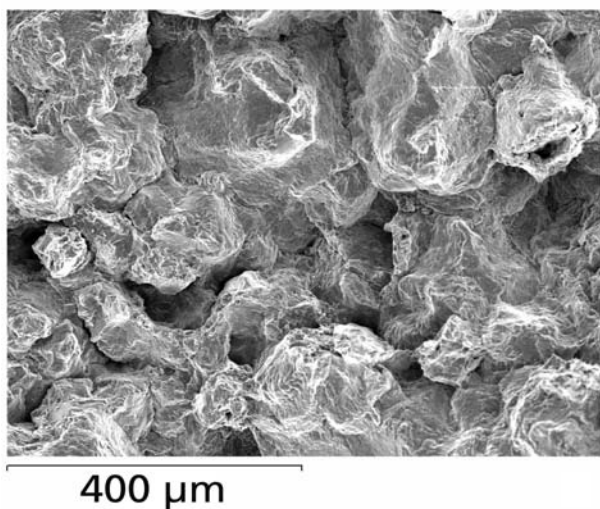


Figura 4. Acero A. a) Fractura intergranular para la probeta ensayada a 900 °C. b) Superficie de fractura de la probeta ensayada a 650 °C.

Figure 4. Steel A. a) Intergranular fracture of the sample tested at 900 °C b) Fracture surface of the sample tested at 650 °C.

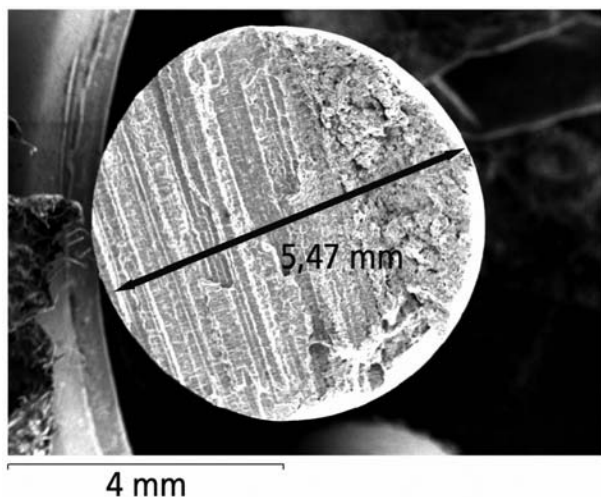


Figura 5. Superficie de fractura con decohesión interdendrítica de la probeta ensayada a 700 °C del acero B.

Figure 5. Fracture surface showing interdendritic decohesion for the sample tested at 700 °C of steel B.

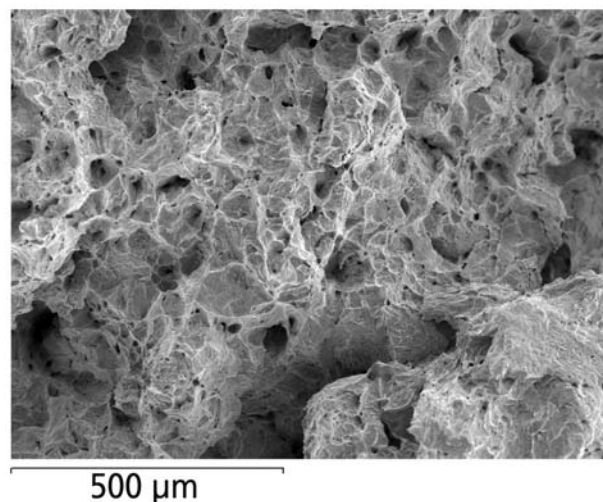


Figura 6. Superficie de fractura de la probeta ensayada a 765 °C del acero C.

Figure 6. Fracture surface for the sample tested of steel C at 765 °C.

a 765 °C, dentro del pozo de ductilidad para el acero C. En ella, se puede apreciar la existencia de una gran cantidad de pequeñas cavidades cubriendo los granos, que hacen pensar que la fractura sobrevino como consecuencia de su crecimiento y coalescencia. Tanto a bajas como a altas temperaturas, la ductilidad alcanza valores muy altos asociados a una gran deformación plástica (ruptura dúctil).

4. DISCUSIÓN

La comparación de las curvas de ductilidad de los aceros industriales, con elementos residuales e impurezas, con la del acero C, pone de manifiesto cómo la presencia de dichos elementos, aumenta en gran medida la susceptibilidad del acero al agrietamiento transversal para temperaturas y velocidades de deformación dentro de los intervalos que se dan durante el enderezado en colada continua. El acero C presenta su ductilidad más baja a 750 °C, con un valor de 50 % RA, por lo que podría considerarse que el acero no es susceptible de presentar agrietamiento transversal durante la colada continua, teniendo en cuenta que dada la composición del acero, el umbral se ha establecido para valores inferiores a un 40-50 % RA [3]. Sin embargo, para los aceros A y B, los valores de ductilidad en el valle son muy bajos, alrededor de 10-20 %, indicando su tendencia a presentar agrietamiento transversal en la superficie.

Otra diferencia entre los aceros A y B y el acero C es el intervalo de temperaturas para el que los aceros presentan bajas ductilidades: los aceros industriales lo hacen a temperaturas muy por encima

de A_3 y apenas la recuperan a bajas temperaturas, mientras que el acero C pierde la ductilidad a altas temperaturas cerca de A_3 y la recupera completamente alrededor de A_1 , indicando que para este acero la posibilidad de fragilización existe para temperaturas en la zona bifásica $\alpha+\gamma$.

En este intervalo de temperaturas en el que ferrita y austenita coexisten, la pérdida de ductilidad debe ser evaluada considerando que la ferrita puede aparecer inducida por deformación a temperaturas tan elevadas como la de transformación en condiciones de equilibrio, A_3 [8]. Cuando la ferrita aparece de esta manera, lo hace en la forma de una fina capa que rodea los granos de austenita. En estas condiciones la deformación se concentra en la ferrita, con más facilidad de recuperar dinámicamente que la austenita, formando microcavidades alrededor de las inclusiones de MnS y dando lugar a lo que se conoce como fractura intergranular dúctil. Este mecanismo puede estar actuando tanto para los aceros industriales como para el acero C a temperaturas entre A_1 y A_3 . Los aceros industriales, con una mayor fracción en volumen de inclusiones, tienen más facilidad para nuclear las microcavidades y tienen peor ductilidad, a estas temperaturas, que el acero C. Para los aceros A y B este mecanismo de fragilización es tan severo como el que pueda estar teniendo lugar en la zona austenítica, ya que la curva de ductilidad no muestra ninguna inflexión al pasar de una zona a la otra.

Dada la composición de los aceros industriales, la pérdida de ductilidad que sufren a temperaturas por encima de A_3 , sólo puede ser debida a la presencia

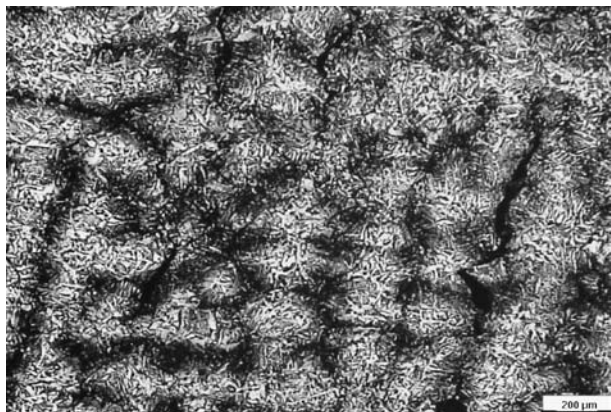


Figura 7. Metalografía de fractura de una probeta del acero B ensayada a 800°C del acero C.

Figure 7. Metallography of a sample of steel B tested at 800°C of steel C.

de MnS y/o a posibles segregaciones de los elementos residuales, en especial del cobre y del estaño^[9]. Por lo que respecta al efecto de los sulfuros, es importante destacar que éstos pueden debilitar los límites de grano cuando se hallan en estas regiones en forma de finos precipitados ya que favorecen la fractura por decohesión intergranular además de anclar los límites de grano retrasando la aparición de la recrystalización dinámica^[10]. Este retraso en la aparición de la recrystalización dinámica se ha observado en las curvas tensión-deformación y, además, las fractografías muestran decohesión intergranular, por lo que cabe considerar que la baja ductilidad de los aceros industriales en el intervalo de temperaturas austeníticas se deba a la presencia de sulfuros. A pesar de ello, no hay que descartar una posible segregación de cobre y estaño a los límites de grano. Aunque esta segregación no se haya podido evaluar, otros autores como Nachtrab *et al.*^[11] la han podido detectar mediante la técnica de espectroscopía Auger y han llegado a la conclusión de que combinaciones de cobre y estaño similares a las de los aceros A y B son especialmente perjudiciales en términos de posibles segregaciones que actúan disminuyendo la energía de los límites de grano y favoreciendo, también, la decohesión intergranular a altas temperaturas. Una combinación de la presencia de inclusiones con una posible segregación de impurezas, serían responsables de que en el intervalo austenítico se alcancen reducciones de área, tan bajas, como un 5 %.

Para los tres aceros, se puede establecer una relación directa entre recrystalización dinámica y buena ductilidad a altas temperaturas^[12]. La temperatura de inicio de recrystalización dinámica corresponde a la de recuperación de la ductilidad a altas temperaturas, siendo 1.000 °C para los aceros indus-

triales y 800 °C para el acero C. Este fenómeno de ablandamiento permite mejorar la ductilidad al impedir que las grietas formadas por deslizamiento en el límite de grano se unan por la migración de los propios límites de grano. A bajas temperaturas, la recuperación de la ductilidad se asocia a una mayor fracción en volumen de ferrita que tiene facilidad para recuperar dinámicamente^[11].

Como se ha podido ver, los aceros A y B no muestran ninguna diferencia significativa en términos de ductilidad ni de comportamiento a tracción, y los mecanismos de fractura que actúan son los mismos para ambos aceros. Así pues, la existencia de grietas transversales en las esquinas de las palanquillas del acero B no puede asociarse únicamente a la ductilidad intrínseca de este acero, aunque sus bajos valores sin duda están favoreciendo el agrietamiento. Dada la mala calidad del acero, que en términos prácticos se refleja en su susceptibilidad a presentar agrietamiento transversal, una pequeña variación en algún parámetro operacional, o en varios de ellos, puede ser responsable de la propagación de las grietas externas. Una única diferencia se observó entre los aceros A y B al atacar macroscópicamente con HCl una rebanada de palanquilla de cada uno de los aceros: el acero B presentó una zona con crecimiento columnar mucho más grande que el acero A y la existencia de más grietas internas. La causa de esta diferencia reside, muy posiblemente, en un sobrecalentamiento del acero líquido en la artesa^[13], que tiene como consecuencia que la estructura esté dominada por dendritas columnares creciendo paralelamente y creando caminos de fácil propagación de grietas en las zonas microsegregadas, como se puede ver en la figura 7, para una probeta del acero B ensayada a 800 °C. Desde este punto de vista, el crecimiento columnar debería ser evitado en la medida de lo posible, porque éste contribuye a una baja ductilidad y facilita el agrietamiento transversal^[14].

La decohesión interdendrítica aparente en algunas de las superficies de fractura podría ser un síntoma de la fragilidad inherente al crecimiento columnar para estas composiciones de acero. El aspecto general de una superficie de fractura con decohesión interdendrítica, que se puede apreciar en la figura 5, tiene el mismo aspecto que la superficie de las grietas internas formadas por fragilidad en caliente, *hot tearing*, a temperaturas entre 70 y 100 °C por debajo de la temperatura de *solidus* que es una zona de baja ductilidad como demuestran Brimacombe y Lankford^[13 y 15]. En esta región, el azufre y otros elementos segregan al frente de solidificación dendrítica y disminuyen localmente la temperatura de *solidus*. En combinación con el hierro y cuando la relación Mn:S no es lo suficientemente elevada, se forma FeS que solidifica a 1.200 °C. Para los aceros

industriales, esta fase no apareció en las superficies de las dendritas, pero sí se apreciaron inclusiones con menores contenidos en manganeso a los necesarios estequiométricamente para la formación MnS. Estos (Fe,Mn)S también producen el efecto de fragilizar en caliente. Así, las grietas internas formadas durante la solidificación del acero por este mecanismo permanecen durante el ensayo y son responsables de la decohesión interdendrítica que se encuentra en algunas probetas. También el cobre y el estaño influyen favoreciendo la fragilidad en caliente^[9], por lo que la decohesión interdendrítica de los aceros A y B debe estar potenciada, también, por sus altos contenidos en estos elementos.

5. CONCLUSIONES

El valle de ductilidad, profundo y ancho, de los aceros industriales se puede atribuir a una combinación de una alta fracción en volumen de MnS con una posible segregación de cobre y/o estaño a los límites de grano. El intervalo de temperaturas para el que la ductilidad es baja en estos aceros está controlado por las inclusiones de MnS, ya que éstas retrasan el inicio de recristalización dinámica. En cambio, la profundidad del valle de ductilidad estaría más bien relacionada con una posible segregación de cobre a los límites de grano austeníticos.

Para disminuir la susceptibilidad al agrietamiento por decohesión interdendrítica de los aceros A y B sería conveniente evitar la fragilidad en caliente, *hot tearing*, aumentando la relación Mn:S, disminuyendo el contenido en S, así como disminuyendo el contenido en cobre y/o estaño.

Puesto que los aceros A y B tienen similar composición química, la aparición de grietas transversales, únicamente en las esquinas de la palanquilla del acero B, se debe atribuir a alguna variación de los parámetros operacionales, como puede ser un sobrecalentamiento en el acero líquido. A pesar de que la composición de los aceros industriales está dentro de los intervalos aceptables industrialmente, las curvas de ductilidad ya indican su tendencia a poder presentar agrietamiento transversal en la superficie. Cualquier ligera variación de un parámetro de colada industrial (velocidad de colada, temperatura del líquido, refrigeración) puede hacer aflorar el fenómeno de baja ductilidad.

Teniendo en cuenta que los mecanismos que pueden estar debilitando el acero son tanto la existencia de inclusiones de MnS como segregaciones a los límites de grano de impurezas, se sugiere, para evaluar su verdadero efecto en la ductilidad en caliente, que se elijan condiciones de ensayo lo más cercanas posible a las condiciones de colada, en

particular en lo que se refiere a temperaturas de recalentamiento y velocidades de enfriamiento, por el efecto que éstas tienen en los patrones de precipitación y segregación.

En el acero libre de residuales e impurezas, el único mecanismo de fragilización que actuó a temperaturas entre A_1 y A_3 fue el de concentración de deformación en la ferrita formada alrededor de los granos de austenita, por la facilidad que ésta fase tiene para recuperar dinámicamente en comparación con la austenita a temperaturas en las que las dos fases coexisten.

Agradecimientos

J. Calvo quiere agradecer la beca otorgada por la Generalitat de Catalunya a través de DURSI. Los autores agradecen así mismo al MCYT por la financiación a través del proyecto DPI2002-04479-C02 y al CENIM por las facilidades ofrecidas para la fabricación del material.

REFERENCIAS

- [1] B. MINTZ, S. YUE Y J. J. JONAS, *Int. Mater. Rev.* 36 (1991) 187-217.
- [2] J. CALVO, O. ESPAÑA, J. M. CABRERA, J. M. PRADO Y R. D. MORALES, *XX Encuentro del grupo español de fractura, Número 20*, Benicàssim, 2003, pp. 267-272.
- [3] B. MINTZ, *Mater. Sci. Technol.* 12 (1996) 132-138.
- [4] D. N. CROWTHER Y B. MINTZ, *Mater. Sci. Technol.* 2 (1986) 671-676.
- [5] R. ABUSHOSHA, S. AYYAD Y B. MINTZ, *Mater. Sci. and Technol.* 14 (1998) 227-235.
- [6] K. W. ANDREWS, *J. Iron Steel Inst.* 203 (1965) 721-727.
- [7] C. M. SELLARS Y W. J. MCG. TEGART, *Int. Metal. Rev.* 12 (1972) 1-24.
- [8] B. MINTZ Y J. J. JONAS, *Mater. Sci. Technol.* 10 (1994) 721-727.
- [9] B. MINTZ, *ISIJ Int.* 39 (1999) 833-855.
- [10] B. MINTZ, R. ABUSHOSHA, O. COMINELI Y M. A. LOYOLA DE OLIVEIRA, *Thermec '97, Vol. I*, 1997, pp. 867-873.
- [11] W. T. NACHTRAB Y Y. T. CHOU, *Metal. Trans. A* 17 (1986) 1995-2006.
- [12] B. MINTZ, R. ABUSHOSHA Y J. J. JONAS, *ISIJ Int.* 32 (1992) 241-249.
- [13] J. K. BRIMACOMBE, *Metal. Mater. Trans. B* 30 (1999) 553-566.
- [14] B. MINTZ, A. COWLEY Y R. ABUSHOSHA, *Mater. Sci. Technol.* 16 (2000) 1-5.
- [15] W. T. LANKFORD, *Metal. Trans.* 3 (1972) 1.331-1.357.