DUCTILIDAD Y MECANISMOS DE FRACTURA EN CALIENTE DE UN ACERO DE MEDIO CARBONO

J. Calvo [1], O. España [2], J.M. Cabrera [1,3], J.M. Prado [1,3] y R.D. Morales [2]

[1] Departamento de Ciencia de Materiales e Ingeniería Metalúrgica, ETSEIB – Universidad Politécnica de Catalunya, Barcelona, Spain
[2] Departamento de Ingeniería Metalúrgica, ESIQIE – Instituto Politécnico Nacional, México DF, México.
[3] Laboratorio de Materiales, Centro Tecnológico de Manresa, Barcelona, Spain

Resumen. Mediante la realización de ensayos de tracción a temperaturas entre 590ºC y 960ºC y velocidades de deformación comprendidas entre $1 \cdot 10^{-4}$ y $1 \cdot 10^{-3}$ s^{-1} , se evaluó la ductilidad en caliente de un acero de medio carbono. Antes de ser ensayadas, las probetas fueron sometidas a un tratamiento de homogeneización a 1200ºC durante 5 minutos y posteriormente enfriadas hasta la temperatura de ensayo a una velocidad de enfriamiento de 1 ºC/s. La ductilidad se evaluó como la reducción del área transversal de la probeta tras ser ensayada hasta rotura y el aspecto de las superficies de fractura fue evaluado mediante MEB. El acero objeto de estudio presentó una disminución constante de la ductilidad a medida que la temperatura disminuía, siendo esta variación sensible a las velocidades de deformación. Este comportamiento se relacionó con diferentes mecanismos de fractura, así como con las fases presentes. En el intervalo austenítico de temperaturas, se detectó una zona de alta ductilidad a altas temperaturas, donde la deformación ocurría como consecuencia de deslizamiento entre límites de grano y la rotura ocurrió por falta de sección resistente, en contraposición a la zona de baja ductilidad también en el intervalo austenítico, donde se observó decohesión intergranular. A temperaturas por debajo de A_3, donde la austenita transforma a ferrita o ferrita más perlita, la ductilidad se mantuvo baja debido a la concentración de tensiones en los alrededores de los granos ferríticos y perlíticos y a la resistencia de las fases presentes.

Abstract. The hot ductility behavior of a medium carbon steel was studied by tensile tests carried out at strains rates varying from $1 \cdot 10^{-4}$ to $1 \cdot 10^{-3}$ s^{-1} and temperatures ranging from 590ºC to 960ºC. Before testing, samples were treated at 1200ºC for 5 minutes. Then they were cooled down to the experimental testing temperature at a cooling rate of 1 ºC/s. Ductility was evaluated by measuring the reduction in area of the tested samples. SEM examination was also performed to characterize the fractographic aspect of the fracture surfaces. A continuos diminution in ductility with decreasing temperatures was observed. This diminution was also sensitive to the strain rates tested. This ductility behavior was promoted by different active fracture mechanisms and steel phases present. In the austenitic range of temperatures, two zones were detected: a high ductility zone at high temperatures, where fracture occurred by grain sliding in contrast to fracture in the low ductility zone where intergranular fracture was apparent. At temperatures below A_3, where austenite transform into ferrite or ferrite plus pearlite, ductility was still low due to strain concentration in the ferrite or pearlite networks and to the higher resistence inherent to those phases.

1. INTRODUCCIÓN

Durante el proceso de colada continua de acero, la operación de enderezado induce tensiones de tracción en la superficie externa del producto colado (planchón, palanquilla, etc...) que llevan ocasionalmente a la aparición de grietas. Estas grietas son de caracter intergranular y penetran hasta 5-8 mm por debajo de la superficie del producto [1]. Se sabe que su formación está estrechamente relacionada con la composición química del acero, siendo los aceros microaleados conteniendo Nb los más sensibles al fenómeno de agrietamiento transversal. A pesar de que la aparición de las grietas puede darse tanto dentro como fuera del molde, la propagación de las mismas se produce durante el enfriamiento secundario, en la operación de enderezado. Esta operación se lleva a cabo a temperaturas en el intervalo de 750ºC a 1000ºC, zona para la que se aprecia una caída de la ductilidad para la mayoría de los aceros, según ensayos de tracción isotérmicos a altas temperaturas [1]. La ductilidad es usualmente evaluada como la reducción de área de la sección transversal de una probeta, tras haber sido ensayada a tracción hasta la rotura [2].

Cabe destacar que el ensayo de tracción a altas temperaturas no simula estrictamente la operación de enderezado durante el proceso de colada continua. Las deformaciones involucradas durante el enderezado industrial difícilmente sobrepasan un 1-2%, mientras que en los ensayos de tracción las grietas y posterior fractura aparecen sistemáticamente a deformaciones superiores al 5%.

Aparentemente el ensayo de flexión en caliente es el más adecuado para describir la operación de

enderezado, pero éste ha sido escasamente utilizado debido a la dificultad que presenta para cuantificar el agrietamiento superficial. Por otro lado, los ensayos de torsión en caliente también se pueden utilizar para describir la ductilidad a alta temperatura, pero el método no es del todo apropiado debido a las grandes deformaciones que se alcanzan. Por estos motivos, el ensayo de tracción en caliente se ha convertido en el más comúnmente utilizado para medir la ductilidad, a pesar de que en él se presenta el fenómeno de concentración de las deformaciones que impide controlar la velocidad de deformación exacta a la que se está llevando a cabo el ensayo.

Así, en el presente trabajo, se ha estudiado la ductilidad de un acero de medio carbono utilizando el ensayo de tracción en caliente convencional, con el objetivo de conocer la influencia de la temperatura y la velocidad de deformación sobre dicha propiedad. Además, se ha relacionado la microestructura existente para cada una de las condiciones de ensayo con la nucleación y propagación de grietas, y, por tanto, con el aspecto de las superficies de fractura, analizadas mediante MEB.

2. MÉTODO EXPERIMENTAL

El acero utilizado para realizar los ensayos fue suministrado en forma de palanquilla de colada continua de dimensiones 130×130mm, con la siguiente composición (% en masa): C (0.476), Si (0.183), Mn (0.742), P (0.012), Al (0.0276), Cr (0.011), Ni (0.018) y un contenido en N de 64 ppm. A partir del planchón se mecanizaron probetas de tracción de la superficie en la dirección de la colada que tenían una sección resistente de 10 mm de diámetro. Las probetas eran introducidas en un horno de radiación y calentadas hasta 1200ºC, temperatura de homogeneización a la que permanecían durante 5 minutos. Este tratamiento pretendía disolver los constituyentes del acero, así como mantener un tamaño de grano austenítico lo más cercano posible al del producto de colada. Posteriormente las probetas se enfriaban, hasta la temperatura de ensayo a una velocidad de 1ºC/s. Las temperaturas a las que se realizaron los ensayos fueron 590ºC, 650ºC, 710ºC, 770ºC, 840ºC, 900ºC y 960ºC. La temperaturas más elevadas se hallan en el intervalo austenítico ($T \geq A_3$) y las más bajas en el ferrítico-perlítico ($T \leq A_1$), correspondiendo las temperaturas intermedias a la transformación de austenita a ferrita. Las temperaturas A_1 y A_3 fueron calculadas según la fórmula de Leslie [3], obteniéndose valores de 720ºC y 777ºC respectivamente.

Una vez que las probetas se estabilizaban a la temperatura de ensayo, se daba inicio al mismo a velocidades de deformación aproximadas de $1 \cdot 10^{-4}$ s^{-1}, $3 \cdot 10^{-4}$ s^{-1} y $1 \cdot 10^{-3}$ s^{-1} [1], siendo estos valores del orden de las reales alcanzadas durante el proceso industrial. Estos valores corresponden al valor inicial de velocidad de deformación, dado que lo que experimentalmente se podía mantener constante era la velocidad del cabezal de la máquina de tracción.

Tras el ensayo las probetas eran templadas con un flujo de argón y las superficies de fractura se preparaban para ser analizas mediante Microscopía Electrónica de Barrido, donde se medía con precisión el diámetro final de las superficies de fractura y se tomaban fractografías para poder analizar los diferentes mecanismos de fallo.

3. CURVAS DE TRACCIÓN-DEFORMACIÓN

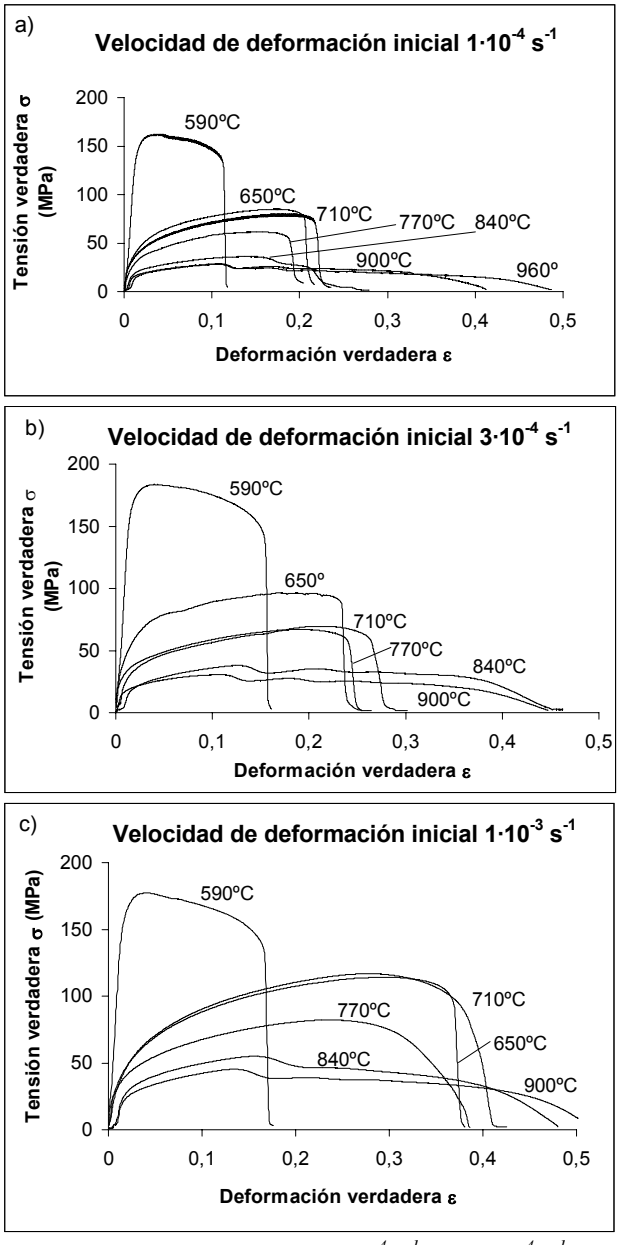


Fig. 1 Curvas de fluencia a a) 10^{-4} s^{-1}, b) $3 \cdot 10^{-4}$ s^{-1} y c) 10^{-3} s^{-1}

Las curvas de tracción-deformación obtenidas fueron agrupadas según la velocidad de deformación

obteniéndose los tres gráficos que se muestran en la Fig.1. Para todas las velocidades de deformación se observan tres comportamientos diferenciados. Para las temperaturas más altas (840ºC-960ºC), las curvas muestran una gran ductilidad y baja resistencia. Las oscilaciones que se aprecian en la tensión de fluencia a estas temperaturas, indican recristalización dinámica de pico múltiple en la austenita [4]. Para las temperaturas comprendidas en el intervalo de 770ºC a 650ºC, se obtienen ductilidades intermedias combinadas con mejores resistencias. El cambio más brusco de comportamiento se observa al pasar de 650ºC a 590ºC, temperatura para la cual disminuye notablemente el alargamiento a rotura de la probeta y aumenta fuertemente su resistencia. Este aumento se puede asociar en primera instancia a la formación de perlita a esta temperatura.

4. CURVAS DE REDUCCIÓN DE ÁREA

A las probetas ensayadas a tracción hasta la rotura, se les midió el diámetro final de la superficie de fractura. En función de dicho diámetro se midió la reducción del área ($\%RA$) sufrida por la probeta durante el ensayo evaluada como:

$$\%RA = \frac{A_i - A_f}{A_i} * 100 \qquad (1)$$

donde A_i representa el área inicial de la probeta y A_f su área después de la rotura.

Las reducciones de área fueron representadas en función de la temperatura para las tres velocidades de deformación. Estas curvas se muestran en la Fig.2 y permiten evaluar la ductilidad del acero para las diferentes condiciones de temperatura y velocidad de deformación [2]. En el gráfico se muestran además las temperaturas de equilibrio A_1 y A_3.

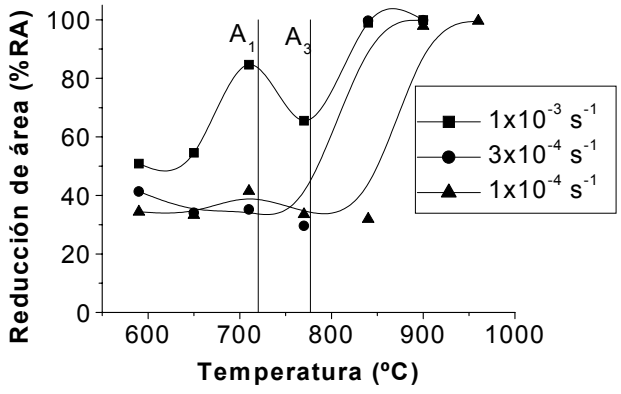


Fig. 2 Porcentaje de reducción de área (%RA) en función de la temperatura para cada velocidad de deformación.

En general se observan dos zonas diferenciadas, una a altas temperaturas para las que el acero presenta una ductilidad elevada (~100%RA), y otra a temperaturas inferiores donde la ductilidad disminuye hasta 30%RA. También cabe destacar que la pérdida de ductilidad no es continua, pues en los alrededores de A_1 se observa sistemáticamente una ligera mejoría, siendo ésta más notable para la velocidad de deformación más elevada.

5. ESTUDIO FRACTOGRÁFICO

A continuación se presenta el estudio fractográfico realizado por microscopía eletrónica de barrido de las superficies de algunas de las probetas ensayadas, con el fin de conocer y analizar los diferentes mecanismos de deformación y fractura en caliente.

A muy elevadas temperaturas, las probetas muestran una fractura completamente dúctil, como se observa en la Fig. 3 que corresponde a una probeta ensayada a 960ºC y 10^{-4} s^{-1} que presentó prácticamente 100% de reducción de área. En la etapa final de la rotura, ésta viene provocada por la formación y coalescencia de huecos y por la pérdida notable de sección resistente. Otra probeta que presentó un comportamiento parecido es la que se muestra en la Fig. 4, ensayada a 840ºC y $3 \cdot 10^{-4}$ s^{-1}. En ésta, a una escala ampliada, parece apreciarse que la fractura es intergranular y el mecanismo de deformación que está actuando es el de deslizamiento de límites de grano, debido a las altas temperaturas y por lo que parecen indicar las estrías que se observan en la superficie. Este mecanismo de deslizamiento en el límite de grano se esquematiza en la Fig. 5. donde se observa como los esfuerzos que se acumulan en los puntos triples provocan la aparición de una grieta que da lugar a la rotura intergranular. Este comportamiento es más típico de la austenita, dado que esta fase, y en especial a baja temperatura, no recupera fácilmente dinámicamente. En la Fig. 4 se observa también la existencia de microcavidades, sin que haya coalescencia de las mismas.

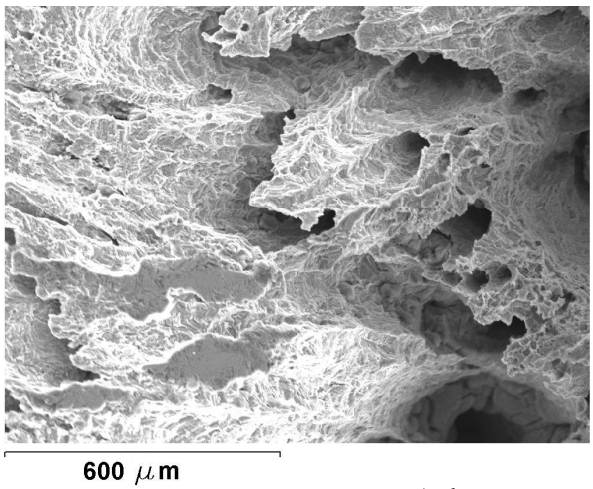


Fig. 3 Probeta ensayada a 960ºC y 10^{-4} s^{-1}

A 840ºC, para la más baja velocidad de deformación (10^{-4} s^{-1}) (Fig. 6) la fractura es claramente intergranular, pero su aspecto es algo diferente al que aparece para velocidades de deformación más rápidas.

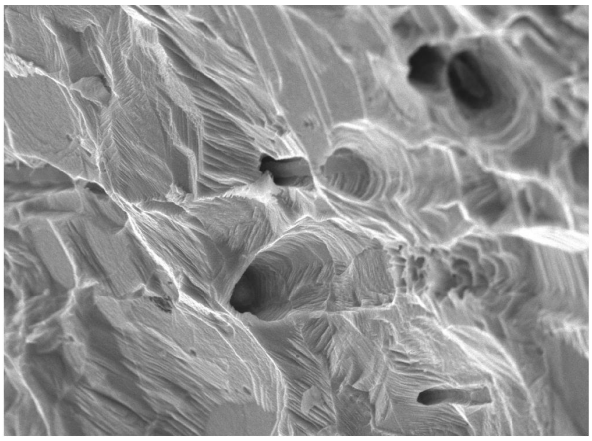


Fig. 4 Probeta ensayada a 840ºC y $3 \cdot 10^{-4}$ s^{-1}

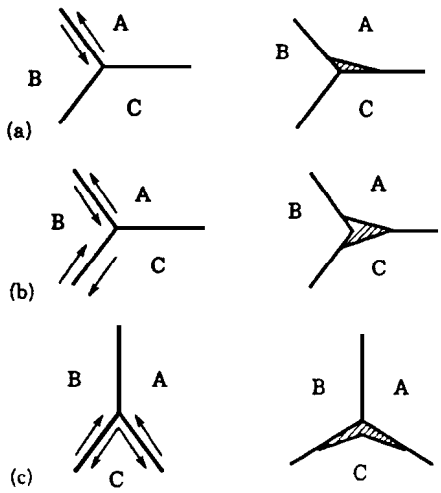


Fig. 5 Formación de grietas por deslizamiento en el límite de grano [5]

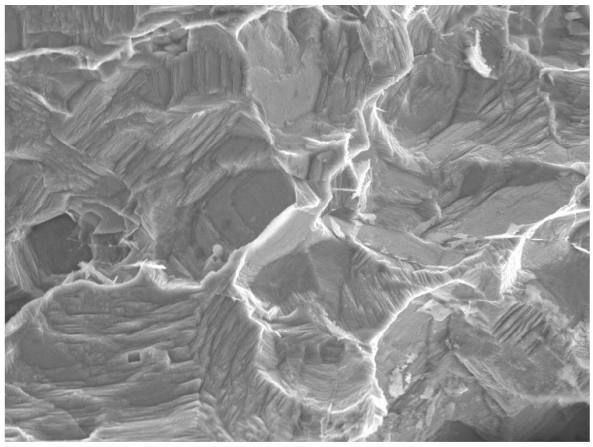


Fig. 6 Probeta ensayada a 840ºC y 10^{-4} s^{-1}

A 710ºC y para la velocidad de deformación más rápida (véase Fig. 7), la fractura se produce por decohesión intergranular combinada con algo de fractura dúctil. Esta temperatura es inferior a A_1, y teóricamente toda la austenita ha transformado en perlita durante la deformación, sobretodo para las velocidades de deformación más lentas, y es posible que la transformación no hubiera finalizado para la velocidad que se está evaluando, a pesar de que en la fractografía se observa una gran cantidad de perlita (alguna de la cual podría haber aparecido durante el enfriamiento posterior al ensayo).

Fractográficamente tanto las probetas ensayadas a 650ºC como las ensayadas a 590ºC, presentan decohesión intergranular (Fig.8) con algunas zonas donde el mecanismo de daño presente es la coalescencia de microcavidades (Fig. 9 y 10) posiblemente en los granos ferríticos, dado que esta fase es más blanda que la perlita.

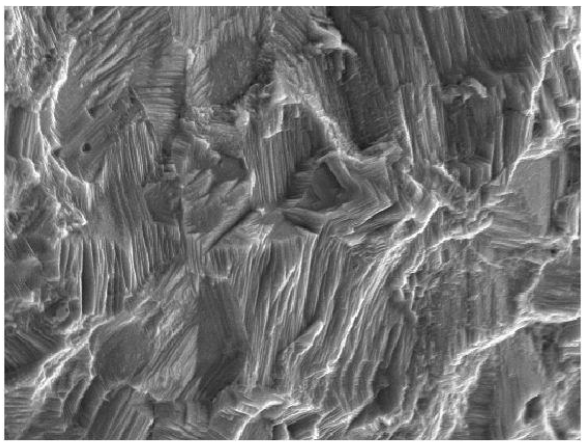


Fig. 7 Probeta ensayada a 710ºC y 10^{-3} s^{-1}

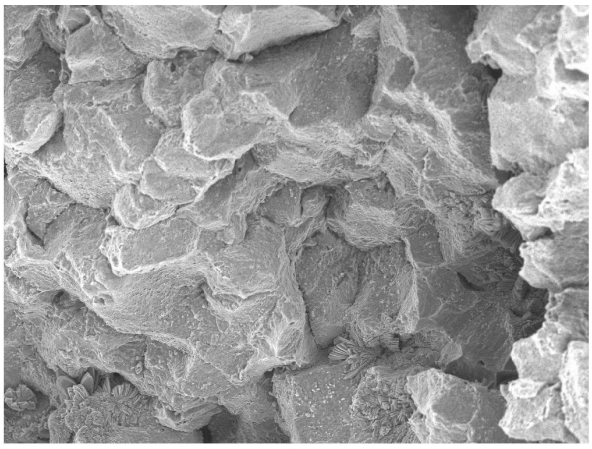


Fig. 8 Probeta ensayada a 650ºC y 10^{-4} s^{-1}

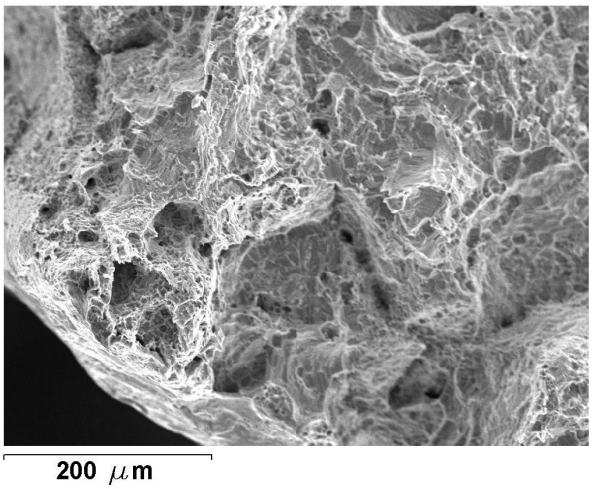


Fig. 9 Probeta ensayada a 650ºC y $3{\cdot}10^{-4}$ s^{-1}

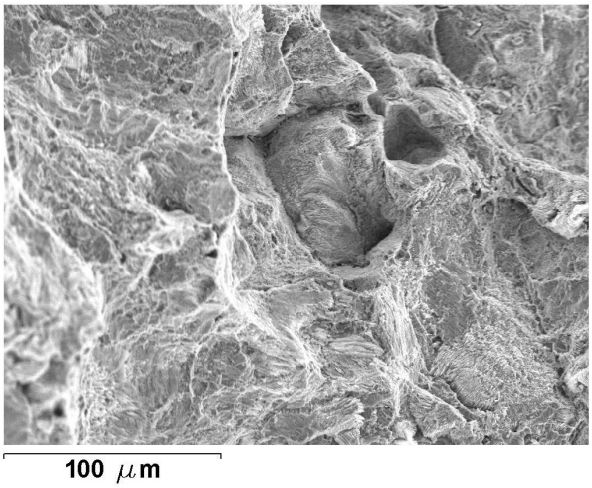


Fig. 10 Probeta ensayada a 590ºC y 10^{-4} s^{-1}

6. DISCUSIÓN

Dentro de la zona monofásica austenítica y a altas temperaturas, condiciones en las que se espera recristalización dinámica [4], el acero muestra una gran ductilidad (grandes reducciones de área) asociada a deformación controlada por deslizamiento en límite de grano.

A medida que disminuye la temperatura, dentro del intervalo austenítico, y antes de alcanzar A_3, temperatura a la que se empieza a formar ferrita, se observa una pérdida de la ductilidad. Este comportamiento observado por otros autores en aceros de medio carbono [6], puede estar asociado a la aparición de una fina película de ferrita inducida por deformación en los bordes de los granos austeníticos [7]. La presencia de la ferrita inducida por deformación está controlada tanto por la temperatura como por la velocidad de deformación (de hecho tiempo), por lo que para velocidades de deformación elevadas, la ferrita no se puede formar porque dispone de menos tiempo para su transformación durante el ensayo [6]. Esto explicaría la brusca caída de la ductilidad a 840ºC para la velocidad de deformación $1{\cdot}10^{-4}$ s^{-1} que se observa en la Fig. 2. La fractografía de esta misma probeta (Fig. 6) presenta un aspecto diferente al de las probetas ensayadas a la misma temperatura pero a mayores velocidades de deformación las cuales tienen un comportamiento más dúctil. Se observa una fuerte decohesión intergranular que podría deberse justamente a la existencia de ferrita inducida por deformación. Ésta aparecería como una fina capa en los bordes de grano austeníticos, provocando incompatibilidad de las deformaciones plásticas entre la austenita y la ferrita, ya que esta última fase es mucho más blanda a la misma temperatura. Esta incompatibilidad, eventualmente formará una grieta provocando finalmente fractura intergranular de los granos de austenita [7]. Otros autores [8] en aceros al carbono asocian esta caída de ductilidad antes de A_3 a la precipitación de nitruro de aluminio en los límites de grano. Esta precipitación además puede ir combinada con la propia transformación de austenita a ferrita, puesto que el AlN es menos soluble en la ferrita. Estos mismos autores reconocen que es necesario que el producto de concentraciones de [N]·[Al] supere 0.002, cosa que no ocurre en el presente caso, aunque es cercano (0.0017). En todo caso, para poder confirmar esta precipitación de AlN o de ferrita inducida por deformación son necesarios estudios adicionales.

Las probetas ensayadas a 770ºC se encuentran en el intervalo de temperaturas para las que empieza a transformar la austenita a ferrita en condiciones de equilibrio. Para las condiciones de ensayo cabe suponer la existencia de ferrita primaria en los límites de grano austeníticos en capas cada vez más gruesas para temperaturas decrecientes. Esto produciría una incompatibilidad de las deformaciones similar a la ya

mencionada que irá disminuyendo a medida que aumente la cantidad de ferrita presente.

Para temperaturas próximas a A_1, temperatura a la que se entra en la zona bifásica ferrita más perlita, se observa una pequeña recuperación, especialmente notable para la velocidad de deformación más rápida. Esta recuperación puede deberse a que la ferrita es más gruesa y permite la continuidad de la deformación plástica. Se puede suponer que para la velocidad de deformación más elevada no ha dado tiempo a finalizar la transformación de austenita a perlita, lo que favorece la ductilidad del acero. La gran resistencia de la fase perlítica se hace evidente en las curvas de tracción-deformación mostradas en la Fig.1, donde se observa como para todas las velocidades de deformación utilizadas, la resistencia del acero aumenta notablemente a 590ºC donde la perlita se encuentra en abundancia.

A continuación sigue una zona de baja ductilidad a temperaturas para las cuales ya toda la austenita presente se espera que haya transformado a perlita. Al contrario de lo que se observa en otros aceros [6], en especial de bajo carbono, no se aprecia una recuperación de la ductilidad a bajas temperaturas. La recuperación de la ductilidad a bajas temperaturas está muy ligada a la cantidad de ferrita presente [8], la cual es alta en aceros de bajo carbono. Para el presente caso, en condiciones de equilibrio se ha calculado un 40% de fase ferrítica, para temperaturas por debajo de A_1, y un 60% de perlita, lo cual no debe estar facilitando la mejora de la ductilidad.

CONCLUSIONES

Para el acero de medio contenido en carbono que ha sido estudiado, se ha observado un comportamiento poco dúctil en general. Esto ha quedado reflejado en las curvas de reducción de área en función de la temperatura, donde para temperaturas por debajo de la de recristalización y para las velocidades de deformación estudiadas, se observa una caída de la ductilidad que no se llega a recuperar en ninguno de los casos. Las fractografías permiten conocer los mecanismos de daño que están actuando. Para las temperaturas en las que existe recristalización dinámica, las probetas presentan rotura dúctil. A medida que la temperatura disminuye, y dentro de la zona austenítica, se observa deslizamiento en el borde de grano acompañado de huecos que no llegan a coalescer. A las temperaturas para las que se supone la existencia de una fina película de ferrita, la fractura es completamente intergranular, debida probablemente a la incopatibilidad de deformaciones plásticas de cada una de las fases presentes. Con la aparición de una gran cantidad de perlita, a temperaturas aún inferiores, la fractura sigue siendo intergranular con algo de deformación que podría darse de ferrita también presente a dichas temperaturas.

AGRADECIMIENTOS

J.C.agradece la beca concedida por la Generalitat de Catalunya a través de DURSI. Así mismo, J.M.C. agradece el soporte económico recibido por la Acción Integrada entre DURSI- Generalitat de Catalunya y CONACYT- México. O.E. y R.D.M. agradecen el apoyo económico de CONACYT. R.D.M. también agradece a SNI y COFAA el permanente soporte al grupo de Metalurgia de Procesos en el IPN.

REFERENCIAS

[1] B. Mintz, S. Yue and J. J. Jonas: Inter. Mater. Rev., Vol. 36 (1991), p. 187

[2] E. Hurtado and R.D. Morales: Metall. Mater. Trans. B, Vol. 32B (2001), p. 919

[3] W.C. Leslie, The physical metallurgy of steels, Edward Arnold Publishers, London, 1981

[4] T. Sakai, J. J. Jonas: Acta Metall., Vol. 32 (1984), p. 189

[5] H.C. Chang, N.J. Grant: Trans. AIME, Vol. 206 (1956), p. 544

[6] B. Mintz and J. J. Jonas: Mater. Sci. Technol., Vol.10 (1994), p. 721

[7] D.N.Crowther and B. Mintz: Mater. Sci. Technol., Vol. 2 (1986), p.671

[8] B. Mintz: ISIJ Int., Vol. 39 (1999), p. 833