

Mecanismos de fractura a alta temperatura en aceros eléctricos no-orientados(-)

E. O. García-Sánchez*, E. A. Treviño-Luna*, A. Salinas-Rodríguez* y L. A. Leduc-Lezama**

Resumen

Se investigó el efecto de la temperatura de deformación sobre la ductilidad de aceros eléctricos de grano no-orientado (0,6 % Si-0,3 % Al) mediante ensayos de tracción uniaxial. Las probetas se obtuvieron de planchones delgados (50 mm de espesor) tipo CSP (*Continuous Strip Processing*) fabricados a partir de 100 % hierro esponja y una mezcla de 67 % chatarra y 33 % de hierro esponja. El rango de temperatura de estudio fue de 850 a 1.200 °C y los ensayos se llevaron a cabo a una velocidad de deformación constante de $5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$. Los resultados experimentales demostraron que la ductilidad (% RA) disminuye con el aumento en la temperatura hasta un mínimo a $\sim 1.000 \text{ °C}$. A temperaturas mayores, la ductilidad del acero fabricado a partir de 100 % hierro esponja se recupera. Este efecto no fue observado en el acero fabricado a partir de chatarra. La caracterización de las superficies de fractura mediante microscopía electrónica de barrido demostró que la pérdida de ductilidad observada está asociada con un mecanismo de agrietamiento intergranular favorecido por el inicio de la transformación de la austenita y la precipitación de AlN en límites de grano.

Palabras clave

Ductilidad en caliente. Mecanismos de fractura. Precipitación de AlN.

High temperature fracture mechanisms on non-oriented electrical steels

Abstract

In this research work the effect of deformation temperature on the hot ductility of non-oriented electrical steels (0.6 % Si-0.3 Al %) was studied using high temperature tensile tests. The specimens were machined from two thin slabs (50 mm thickness) produced by CSP process (Compact Strip Process), one of them using 100 % sponge iron and the other using 67 % scrap and 33 % sponge iron. The tensile tests were carried out at constant strain rate ($5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$), and a temperature range from 850 to 1,200 °C. The results showed that the ductility decreased with the increment in the temperature until approximately 1,000 °C. At higher temperatures, a ductility recovery was observed only in the steel fabricated without scrap. Scanning Electron Microscopy on fracture surfaces showed that the loss of ductility is associated with intergranular cracking promoted by the austenitic transformation and AlN grain boundaries precipitation.

Keywords

Hot ductility. Fracture mechanisms. AlN precipitation.

1. INTRODUCCIÓN

La pérdida de ductilidad a alta temperatura de aceros producidos por colada continua ha sido investigada ampliamente debido a la necesidad de evitar diversas formas de agrietamiento en planchones producidos por colada continua y en cintas fabricadas por laminación en caliente. Este fenómeno ha sido asociado con cambios microestructurales que promueven diversos mecanismos de fragilización: restricción del movimiento de los límites de grano en la austenita^[1], formación de zonas libres de precipitados^[2], forma-

ción de películas de ferrita inducida por deformación^[1-4] y la formación de compuestos de bajo punto de fusión en los límites de grano. Estos mecanismos pueden actuar de manera simultánea, dependiendo de la temperatura, la velocidad de deformación, la composición química y el historial termomecánico del acero.

El objetivo del presente trabajo consiste en determinar cuantitativamente el efecto de la temperatura de deformación sobre la ductilidad de aceros eléctricos de grano no-orientado, utilizando probetas de tracción fabricadas a partir de planchones

(-) Trabajo recibido el día 16 de marzo de 2006 y aceptado en su forma final el día 9 de marzo de 2007.

* Centro de Investigación y de Estudios Avanzados, Unidad Saltillo, Carr. Saltillo-Monterrey km 13, Ramos Arizpe, Coahuila, México 25900.

** HYLISA-DAP Monterrey N.L. México.

delgados tipo CSP. La producción de planchones delgados en plantas CSP se caracteriza por tener velocidades de solidificación más rápidas que las que se presentan en procesos de colada continua convencional. Además, las temperaturas de los planchones en el horno túnel son más bajas y dificultan la homogenización química y microestructural del acero. Por lo tanto, resulta de interés determinar los mecanismos microestructurales que pudieran dar lugar a la fragilización de este tipo de aceros a temperaturas típicas de la laminación en caliente.

2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

La composición química de los planchones empleados en la presente investigación se muestra en la tabla I. El acero A se fabricó utilizando una mezcla de 33 % hierro esponja y 67 % chatarra; el acero B se fabricó a partir de 100 % hierro esponja. Las muestras fueron obtenidas al final de la máquina de colada continua, después de la etapa de desdoblado y antes de entrar al horno túnel. Las probetas de tracción fueron maquinadas con ejes paralelos a la dirección de colada de acuerdo a las especificaciones establecidas en la norma ASTM-E8. La figura 1 ilustra el perfil térmico aplicado a las probetas durante los ensayos de tracción.

Las probetas se calentaron y austenitizaron a 1.250 °C durante 15 min, empleando un horno de radiación infrarroja instalado en una máquina universal de ensayos de tracción servohidráulica. A continuación, las probetas se enfriaron a una velocidad de 1 °C/s hasta la temperatura de ensayo. El rango de temperaturas de deformación fue de 850 a 1.200 °C. Los ensayos se llevaron a cabo a una velocidad de deformación de $5 \times 10^{-4} \text{s}^{-1}$ constante. Durante cada experimento se mantuvo un flujo de nitrógeno para evitar oxidación en la superficie de las probetas. Después de la fractura, la probeta se enfrió hasta temperatura ambiente, en un tiempo de 3 min, incrementando el flujo de gas. Finalmente, sobre las probetas fracturadas se midió el porcentaje de reducción de área. Se realizó un análisis fractográfico a la fractura en un microscopio electrónico de ba-

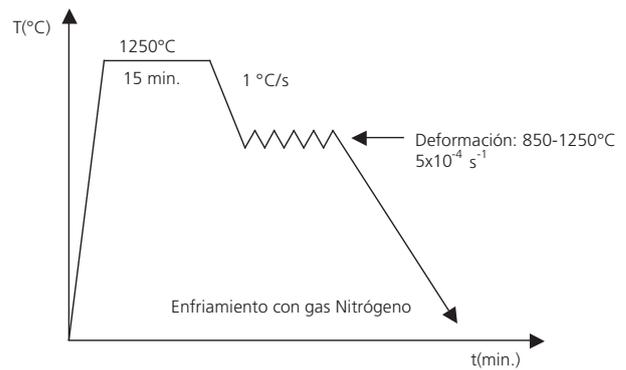


Figura 1. Representación esquemática del ciclo térmico aplicado a las probetas durante los ensayos de tracción.

Figure 1. Esquematic representation of the thermal cycle used in the samples during the tensile tests.

rido para determinar los modos y mecanismos de fractura en este tipo de aceros.

3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

El porcentaje de reducción en área a fractura, medido en ensayos de tracción, se considera como un parámetro adecuado para caracterizar la ductilidad de un material^[1 y 2]. En general, las curvas % RA vs. T, de los aceros, pueden exhibir pozos de ductilidad con tres regiones bien definidas: una región de baja ductilidad y dos regiones de alta ductilidad a temperaturas mayores e inferiores a Ar_3 ^[1]. Los resultados de la presente investigación, ilustrados en la figura 2, muestran que el acero eléctrico fabricado a partir de 100 % hierro esponja exhibe una región de baja ductilidad (% RA < 30) a temperaturas entre 950 y 1.025 °C. A temperaturas mayores o menores, la ductilidad se recupera progresivamente. En contraste, en el acero fabricado con 67 % de chatarra, la ductilidad disminuye rápidamente al aumentar la temperatura de 850 a 950 °C y permanece en valores de % RA < 20 hasta 1.200 °C.

La figura 3 muestra el efecto de la temperatura de deformación sobre el máximo esfuerzo (S_m) observado

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

Table I. Chemical Composition (Wt %) of the steels studied

Acero	C	Mn	Si	Al	S	N	Cu	P	Sb	Sn
A	0,048	0,6	0,57	0,23	0,0036	0,0065	0,244	0,009	0,031	0,001
B	0,055	0,56	0,53	0,23	0,0007	0,006	0,047	0,009	0,028	0,001

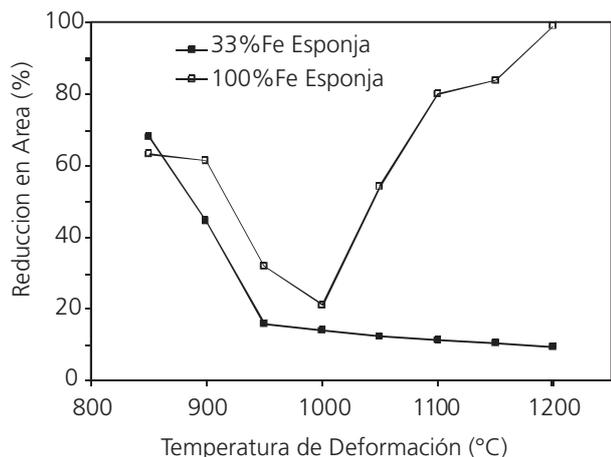


Figura 2. Efecto de la temperatura sobre la ductilidad de aceros eléctricos austenitizados a 1.250 °C durante 15 min y deformados a $5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$.

Figure 2. Temperature effect on the ductility of electrical steels austenitized at 1250 °C for 15 min and deformed at $5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$.

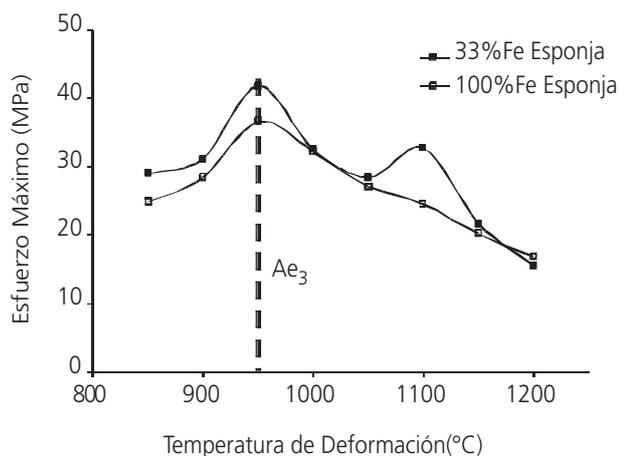


Figura 3. Efecto de la temperatura sobre el máximo esfuerzo. S_m de aceros eléctricos austenitizados a 1.250 °C durante 15 min y deformados a $5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$.

Figure 3. Temperature effect on the maximum stress (S_m) of electrical steels austenitized at 1250 °C for 15 min and deformed at $5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$.

en las curvas esfuerzo-deformación. Como se puede apreciar, S_m disminuye con la disminución de la temperatura a partir de 950 °C. Este comportamiento está asociado con la presencia de ferrita durante la deformación^[1, 3 y 4]. En general, en el rango bifásico, la resistencia de α -Fe es menor que la de γ -Fe y, por tanto, la resistencia promedio disminuye cuando la fracción en volumen de ferrita es pequeña durante las etapas iniciales de la transformación. De esta

forma, la temperatura asociada al máximo en la curva S_m -T puede usarse como una estimación de la temperatura de inicio (Ae_3) de la transformación: γ -Fe^{deformada} \rightarrow (α -Fe + γ -Fe).

Los pozos de ductilidad controlados por transformación de fase en acero libres de precipitados, generalmente, se extienden desde Ae_3 hasta temperaturas cercanas a la temperatura de transformación durante el enfriamiento de austenita sin deformar (Ar_3). Mediciones *in-situ*^[5], por difracción de rayos-X han demostrado que, durante el calentamiento de estos aceros, los picos de difracción asociados a la ferrita desaparecen a $\sim 1.000 \text{ °C}$. Por tanto, Ar_3 en los aceros investigados en el presente trabajo debe estar entre 950 y 1.000 °C. Este valor de Ar_3 es significativamente mayor que el observado en otros aceros de bajo carbono y puede atribuirse al efecto del alto contenido de silicio y aluminio, los cuales incrementan la estabilidad del dominio de la ferrita en los aceros investigados^[6 y 7].

El máximo relativo observado a 1.100 °C en la curva S_m -T del acero fabricado a partir de 67 % chatarra está asociado con la precipitación de AlN. Resulta interesante notar que este efecto no se observa en la curva S_m -T para el acero fabricado a partir de 100 % hierro esponja. El mayor contenido de azufre en el acero con 67 % de chatarra promueve la formación de precipitados de MnS los cuales actúan como sitios preferenciales para la precipitación del AlN^[8 y 9]. El tratamiento de austenitización a 1.250 °C puede causar la disolución parcial del AlN que esta presente en los planchones antes del recalentamiento^[10]. Por tanto, durante el enfriamiento lento a la temperatura de ensayo, el AlN puede precipitar en forma de partículas finas sobre los límites de grano de la austenita y/o en las partículas de MnS. La cinética de precipitación del AlN exhibe un máximo entre 1.100 y 1.150 °C^[10 y 11]. A pesar de que, en las superficies de fractura de muestras deformadas a temperaturas inferiores a 1.050 °C, no fue posible observar por MEB partículas de AlN, es posible la presencia de estas con tamaños del orden de nanómetros ya que la cinética de precipitación de este compuesto es más lenta a menores temperaturas y los tiempos de permanencia a alta temperatura en los ensayos de tracción llevados a cabo resultan en general cortos.

La figura 4 a) ilustra las características de la superficie de fractura del acero fabricado a partir de 67 % de chatarra, deformado a 1.150 °C. Como se puede apreciar, a nivel microscópico, la fractura tiene apariencia intergranular que se origina por nucleación, crecimiento y coalescencia de microcavidades, las cuales se formaron por la presencia de una gran cantidad de partículas finas y alargadas de AlN; el tamaño de estas permitió la identificación por mi-

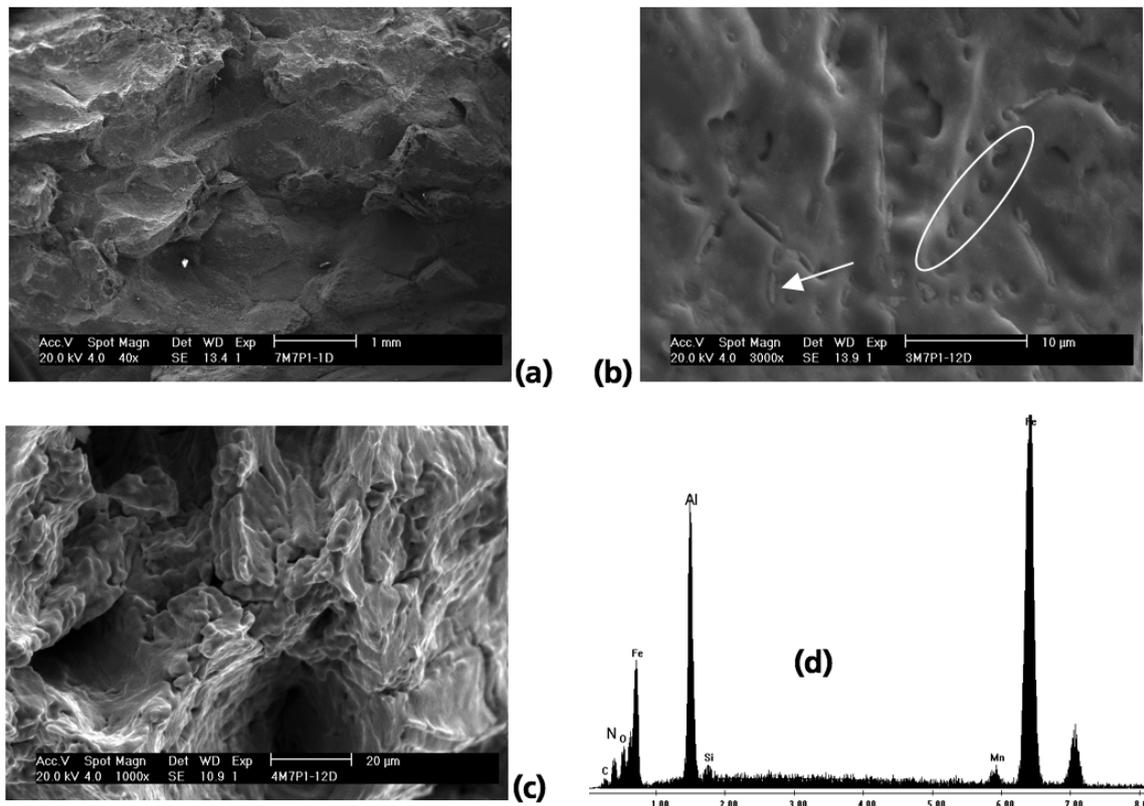


Figura 4. Características de la superficie de fractura en tracción de un acero eléctrico fabricado a partir de 67 % chatarra y deformado a 1.150 °C.

Figure 4. Fracture surfaces of a tension deformed electrical steel produced using 67 % of scrap and deformed at 1150 °C.

croscopia electrónica de barrido (Figs. 4 b) y d)). Por tanto, la pérdida de ductilidad de este acero a $T > 950$ °C puede atribuirse en parte a un mecanismo de agrietamiento intergranular provocado por la presencia de AlN en los límites de grano. Las partículas producen concentraciones de esfuerzo e inhiben el deslizamiento de límites de grano durante la deformación de la austenita a alta temperatura. Así, nucleación y enlace de microgrietas en límites de grano pueden ocurrir fácilmente y resultar en la pérdida de ductilidad y la fractura prematura de la probeta durante el ensayo de tracción.

Algunos autores han encontrado que cobre, estaño y antimonio afectan negativamente la ductilidad durante ensayos de tracción a alta temperatura, en aceros que previamente fueron austenitizados y enfriados a temperatura de ensayo^[12 y 13]. Sin embargo, en los análisis realizados en este trabajo por SEM-EDS no se encontró evidencia, en las superficies de fractura, de cobre u otros elementos residuales como estaño o antimonio. Se ha determinado que el cobre no tiene efecto sobre la ductilidad cuando estos aceros son llevados a una temperatura de solubilización y luego son enfriados a temperatura de ensayo^[3 y 14].

Las micrografías de la figura 5 a) y c) ilustran las características de las superficies de fractura de muestras de acero fabricado a partir de 100 % hierro esponja y deformadas a 1.100 y 900 °C, respectivamente. De manera similar, la figura 5 b) y d) muestran las superficies de fractura de muestras de acero fabricado a partir de 67 % chatarra y deformadas a 1.100 y 900 °C, respectivamente. Como se puede apreciar, en general, las muestras deformadas a 1.100 °C al igual que las muestras ensayadas a 900 °C exhibieron fractura dúctil causada por la coalescencia de microcavidades. Es notable que las microcavidades presentaron diferentes características dependiendo del acero y las condiciones de deformación. En la figura 5 c) y d) se observa que las microcavidades presentan una gran cantidad de deformación plástica previa a la fractura, haciéndose esto mas evidente en el acero fabricado con 100 % hierro esponja. En las superficies de fractura de los aceros deformados a 1.100 °C se aprecia una diferencia clara en el tamaño y cantidad de microcavidades presentes; el acero con 67 % de chatarra se fracturo rápidamente exhibiendo una reducción de área del 10 % y la cantidad de microcavidades que se formaron fue elevada en comparación con el acero fabricado con 100 %

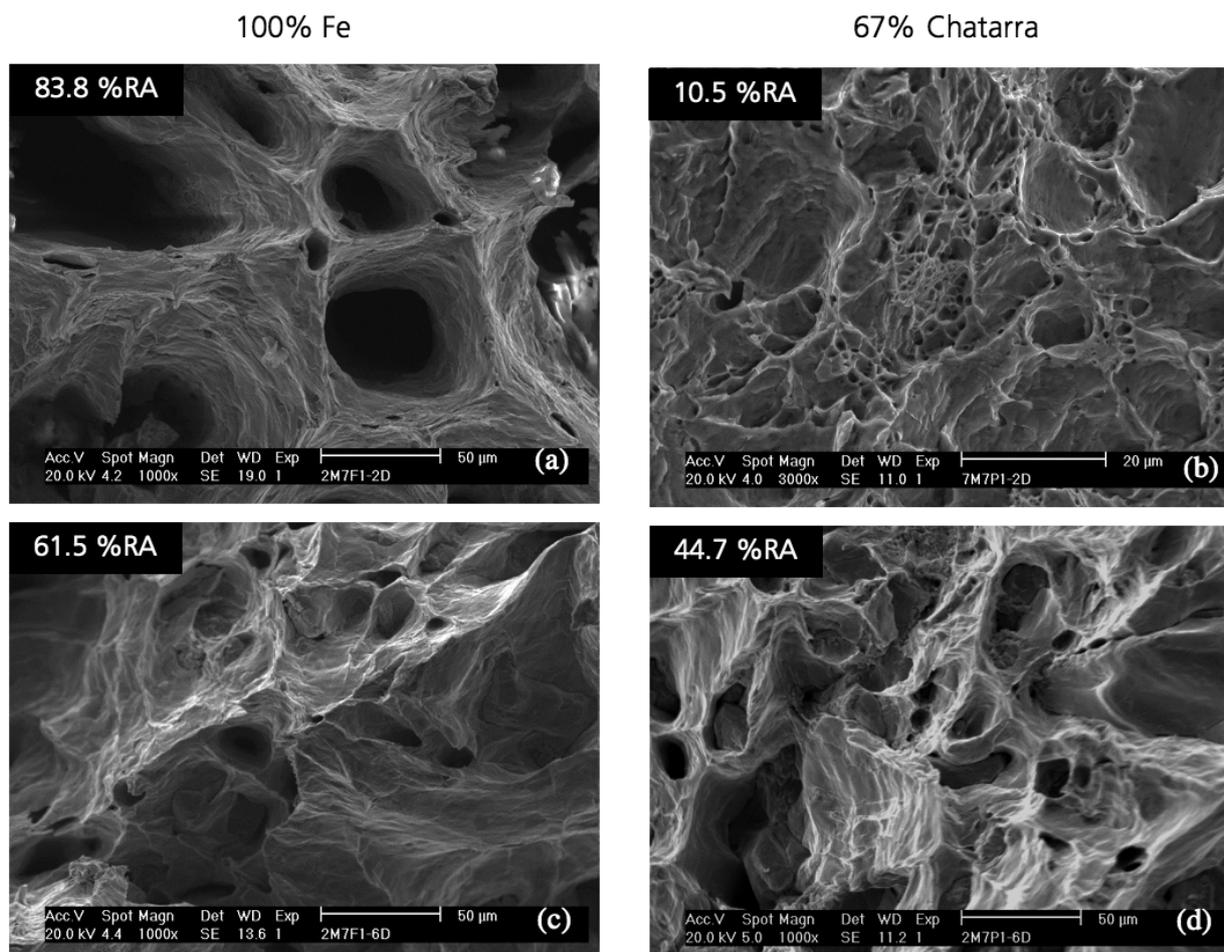


Figura 5. Efecto de la temperatura de deformación sobre las características de la superficie de fractura de aceros eléctricos deformados en tracción. (a) 1.100 °C, 100 % hierro esponja, (b) 67 % chatarra, (c) 900 °C, 100 % hierro esponja, (d) 67 % chatarra.

Figure 5. Deformation temperature effect on the fracture surface characteristics of tension deformed electrical steel. (a) 1100 °C, 100% sponge iron, (b) 67 % scrap, (c) 900 °C, 100 % sponge iron, (d) 67 % scrap.

hierro esponja ensayado bajo las mismas condiciones. La cantidad de microcavidades esta relacionada con la cantidad de partículas presentes durante la deformación y es claro que el acero con 67 % de chatarra, presenta mayor cantidad de partículas (Fig. 4), en contraste con la cantidad de partículas presentes en el acero con 100 % hierro esponja. Esto, se aprecia en la figura 5, en la cual la deformación fue muy elevada permitiendo una reducción en área del 84 %.

Estas observaciones sugieren que la pérdida de ductilidad a $950 < T < 1.050$ °C, en el acero fabricado a partir de 100 % hierro esponja, puede atribuirse a la presencia de ferrita en los límites de grano de la austenita durante la deformación. Como la resistencia de la ferrita es menor, la deformación plástica se concentra en esa región y da lugar a la rápida formación y coalescencia de microcavidades en interfases austenita/ferrita. Este proceso se acelera por la presencia

de partículas de AlN formadas en los límites de grano de la austenita, durante el enfriamiento a la temperatura de deformación. La recuperación de la ductilidad a $T < 1.000$ °C se debe al rápido incremento en la fracción en volumen de ferrita formada a estas temperaturas^[1, 3, 15 y 16]. Finalmente, el acero fabricado a partir de 67 % chatarra contiene una mayor cantidad de azufre, por lo que, la cantidad de partículas de MnS que pueden formarse es mayor. Las partículas de MnS proveen sitios de nucleación favorables para la precipitación de AlN^[8 y 9] durante el enfriamiento en la región austenítica y, consecuentemente, se puede esperar que la cantidad de este tipo de partículas sea mayor que en el acero fabricado a partir de 100 % hierro esponja. Por tanto, aunque la ductilidad de la austenita aumenta al aumentar la temperatura de deformación, la presencia de AlN inhibe el deslizamiento de límites de grano y causa concentraciones de es-

fuerzo que dan lugar al agrietamiento intergranular en este acero incluso a 1.200 °C.

4. CONCLUSIONES

La temperatura de transformación, A_{r3} , en aceros eléctricos de grano no-orientado se encuentra en el rango 950-1.050 °C. Cuando este tipo de aceros son enfriados desde alta temperatura en la región austenítica y deformados a temperaturas en la vecindad de 1.000 °C, la ductilidad es muy pobre debido a la presencia de ferrita en los límites de grano de la austenita. Este efecto causa localización de la deformación en la ferrita y la rápida formación de grietas intergranulares debido a la presencia de partículas de AlN en las interfases austenita/ferrita.

Agradecimientos

Los autores desean expresar su agradecimiento a CONACYT, HYLISA-DAP y a Rogelio Deaquino y Felipe Márquez de Cinvestav-Salttillo por apoyo brindado para la realización del presente trabajo de investigación.

REFERENCIAS

- [1] B. MINTZ, S. YUE Y J.J. JONAS, *Int. Mater. Rev.* 36 (1991) 187-217.
- [2] J. LEWIS, J. J. JONAS Y B. MINTZ, *ISIJ Int.* 38 (1998) 300-308.
- [3] B. MINTZ, *ISIJ Int.* 39 (1999) 833-855
- [4] P. J. WRAY, *Metall. Trans.* (1984) 2.059-2.073.
- [5] E. DÍAZ, Tesis Centro de Investigación y Estudios Avanzados del IPN, (2006).
- [6] J.H. OH, S-H. CHO Y J. J. JONAS, *ISIJ Int.* 41 (2001) 484-491.
- [7] B. MINTZ, A. TULING Y A. DELGADO, *Mat. Sci. Technol.* 19 (2003) 1.721-1.726.
- [8] K. USHIODA, O. AKISUE, K. KOYAMA Y T. HAYASHIDA, *Developments in the Annealing of Sheet Steels*, R. Pradhan and I. Gupta (Eds.), The minerals Metals and Materials Society, 1992, pp. 261-286.
- [9] F.G. WILSON Y T. GLADMAN, *Int. Mat. Rev.* 33 (1988) 221-286.
- [10] S.F. MEDINA, M. CHAPA, M. GÓMEZ, A. QUISPE Y V. LÓPEZ Y B. FERNÁNDEZ, *Rev. Metal. Madrid* 39 (2003) 408-417.
- [11] A. AL OMAR, A. CHENAOUY, R. DKIOUAK, J. M. CABRERA Y J. M. PRADO, *Rev. Metal. Madrid* 42 (2006) 103-113.
- [12] J. CALVO, J. M. CABRERA Y J. M. PRADO, *Rev. Metal. Madrid* 42 (2006) 11-17.
- [13] H. MATSUOKA, K. OSAWA, M. ONO Y M. OHMURA, *ISIJ Int.* 37 (1997) 255-262.
- [14] O. COMINELI, H. LUO, H.M. LIIMATAINEN Y L.P. KARJALAINEN, *Rev. Metal. Madrid* Vol. Extr. (2005) 407-411.
- [15] B. MINTZ, J.J. JONAS Y S. YUE, *Recrystallization '90*, T. Chandra (Ed.), The minerals, Metals and Materials Society, 1990, pp. 553-558.
- [16] B. DOOD Y Y. BAI, *Ductile fracture and Ductility*, Academic Press, 1987, pp. 17.