

Procesamiento y caracterización de aceros microaleados calmados al aluminio

M.A. Suarez^a, R. Herrera-Becerra^b, S. Valdez^c, B. Campillo^{c,d} y J.A. Juárez-Islas^{a,*}

^aInstituto de Investigaciones en Materiales,

^bInstituto de Física,

^cInstituto de Ciencias Físicas,

^dFacultad de Química, Universidad Nacional Autónoma de México,
Circuito Escolar S/N, Cd. Universitaria, México, D.F., 04510, México.

* tel: (55)56224645; e-mail: julioalb@servidor.unam.mx

Recibido el 29 de septiembre de 2009; aceptado el 9 de noviembre de 2009

Una serie de aceros microaleados calmados al aluminio y estabilizados con titanio fueron fabricados mediante la ruta de horno de arco eléctrico, desgasado al vacío, con refinación secundaria en olla y solidificados mediante colada continua. Las muestras resultantes se laminaron en caliente a 1100°C, y fueron enfriadas en aire hasta los 650°C y mantenidas a una temperatura durante 30 minutos para enfriarlos posteriormente a temperatura ambiente. Las muestras resultantes se laminaron en frío a temperatura ambiente y fueron recocidas a 700°C. Posterior a su evaluación microestructural, de textura y de propiedades mecánicas, las muestras recristalizadas mostraron propiedades mecánicas similares a las establecidas por la industria automotriz.

Descriptor: Acero microaleado; propiedades mecánicas; Ti-estabilizador.

A series of microalloyed aluminium-killed steels stabilized with titanium, were made by means of the route of electrical arc furnace, vacuum degasser, secondary refinement and steel solidified into a continuous casting process. The resultant samples were hot rolling at 1100°C, cooled in air down to 650°C during 30 minutes, and cooled to room temperature. The resultant samples were cold rolled at room temperature and annealed at 700°C. In their microstructural, texture and mechanical properties evaluation, the re-crystallized samples showed mechanical properties similar to those used in the automotive industry.

Keywords: Microalloyed steel; mechanical properties; Ti-stabilized.

PACS: 61.66.Dk; 62.20.-x

1. Introducción

Los aceros microaleados han sido desarrollados para ser utilizados por industrias, como la automotriz y la de línea blanca, entre otras ya que las propiedades obtenidas de láminas recocidas cumplen con los requisitos de una excelente estampabilidad, lo cual permite la obtención de paneles con formas muy complejas en espesores de 0.3 mm o menores [1]. La propiedad de estampabilidad, se da como resultado de disminuir en partes por millón los contenidos de carbono y nitrógeno, así como por el uso de elementos estabilizadores tales como el titanio y el niobio o una combinación adecuada de estos dos elementos, durante la etapa de la fabricación del acero [2]. Al final de la ruta experimental, la lámina recocida presentará una microestructura ferrítica recristalizada con una textura de fibras γ ($\langle 111 \rangle // ND$) [3].

La obtención de esta textura de recristalización ha sido explicada en la literatura mediante los mecanismos de nucleación orientada [3] y crecimiento selectivo [4,5]. Para los altos valores de estampabilidad, el mecanismo de nucleación orientada es el dominante [6,7] y se ha demostrado [8,9] que la textura de fibras γ nuclean en los límites de grano y su crecimiento continúa hasta que se consumen los granos vecinos deformados. Así mismo, se ha tratado de correlacionar esta textura con la velocidad de deformación del material durante su trabajado mecánico [10].

Por ejemplo, la laminación en caliente en la región ferrítica seguido de un recocido de recristalización, resulta en una

textura de fibras γ [11], y además el incremento en la velocidad de deformación durante la laminación en la región ferrítica, permite el desarrollo de esta textura [12]. También se ha reportado que la disminución de la temperatura de laminación de los 850 a los 600°C, resulta en altas densidades de la fibra γ [10], la cual tiene un impacto positivo en la estampabilidad de láminas recocidas de aceros microaleados.

Este trabajo presenta los resultados obtenidos en aceros microaleados, en relación a su composición química, su microestructura y sus propiedades mecánicas, comparando éstas últimas con las propiedades requeridas por la industria automotriz.

2. Procedimiento experimental

Los aceros microaleados se fabricaron en ArcelorMittal Lázaro Cárdenas S.A. de C.V. Durante la fabricación de estos aceros se alimentó 100% hierro esponja con bajo azufre y baja ganga a un horno de arco eléctrico. Se utilizaron 0.80 toneladas de coque, 12.5 toneladas de Ca(OH)_2 y 4100 m³ de O₂. Al final del proceso de fusión se retiró la escoria del acero líquido y se hicieron adiciones de Al, FeMn y Ca(OH)_2 . Inmediatamente, el acero se sometió al proceso de desgasificación para reducir el contenido de carbono (< 25 ppm) e hidrógeno (< 2ppm). Mediante este proceso se hacen flotar las inclusiones al remover el acero con un flujo de gas inerte: argón (15 m³/hr), por medio de dos tapones porosos y se

TABLA I. Composición química de los aceros bajo estudio (en % en peso)

Elemento	Muestra			
	G ₀	G ₁	G ₂	G ₃
C	0.005	0.0034	0.0023	0.0025
Si	0.328	0.0015	0.0006	0.0013
Mn	0.534	0.0741	0.1050	0.1590
P	0.0423	0.0055	0.0057	0.0099
S	0.0089	0.0110	0.0089	0.0170
Al	0.0797	0.0312	0.0428	0.0367
Ti	0.026	0.0602	0.0692	0.0683
N ₂	0.0015	0.0027	0.0016	0.0683

TABLA II. Límite de fluencia, última resistencia a la tensión y por ciento de elongación para los aceros libres de elementos intersticiales bajo estudio.

Colada	Límite de Fluencia (MPa)	Última Resistencia a la Tensión (MPa)	Elongación (%)
530311 (G ₀)	120	360	36.3
434516 (G ₁)	341	434	34.2
444407 (G ₂)	140	297	53.1
530396 (G ₃)	329	434	36.5

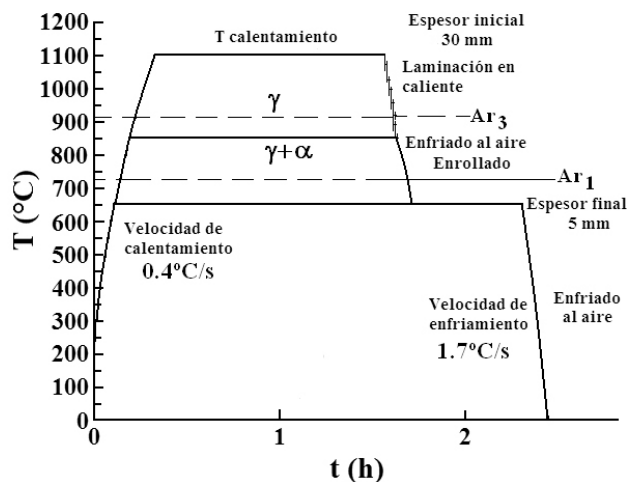


FIGURA 1. Representación esquemática de la laminación en caliente, enrollado y enfriado de los aceros microaleados.

ajusta la composición química mediante la adición de ferroaleaciones (*i.e.* FeTi), posteriormente se llevó a cabo la solidificación en una máquina de colada continua. La composición química del acero se muestra en la Tabla I.

El trabajado termomecánico del acero se llevó a cabo en un molino de laboratorio reversible Fenn (rodillo de 127 mm de diámetro, 25 toneladas de carga y 1800 m/s de velocidad de rodillo). Muestras de 30×100×250 mm se calentaron a 1100°C, a una velocidad de calentamiento de 0.4°C/s, man-

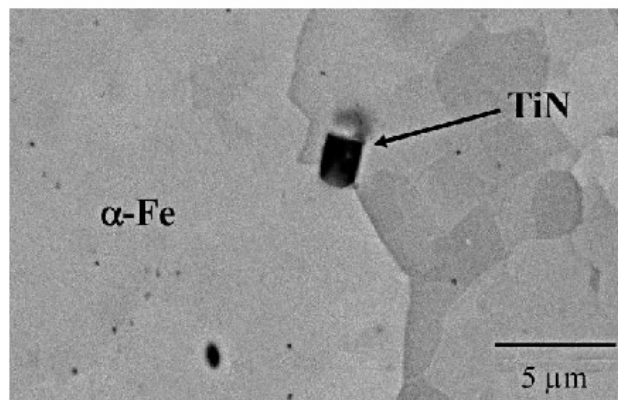
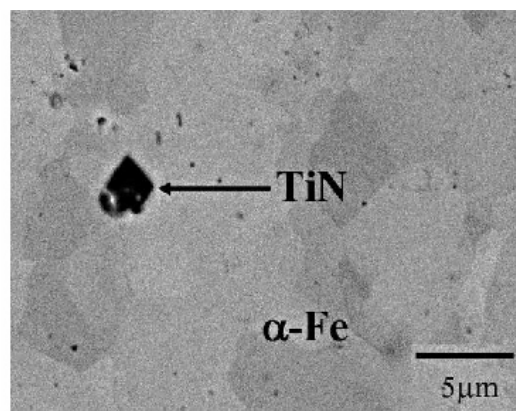


FIGURA 2. Microestructura del acero microaleado en la condición de solidificación.

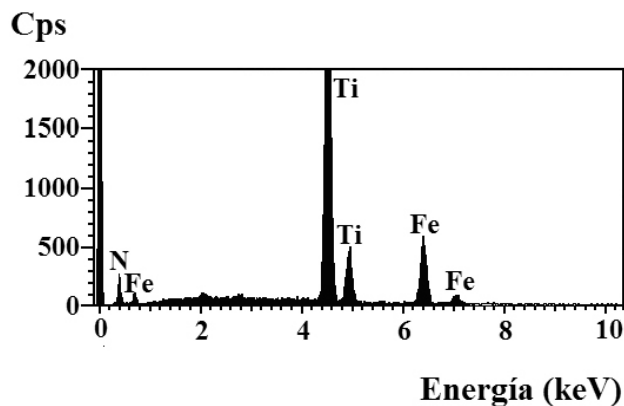


FIGURA 3. Diagrama de cps contra keV, identificando los precipitados de morfología cúbica como TiN (los picos de Fe corresponden a la matriz de α-Fe).

tenidos a esa temperatura por 90 minutos e inmediatamente laminados, como se muestra esquemáticamente en la Fig. 1.

El control de la temperatura durante la laminación en caliente, y durante los procesos de enrollado y enfriado, se llevaron a cabo mediante un termopar de Pt/Pt-13 % Rh en el centro de cada muestra. Posteriormente, después del decapado de la muestra, se llevó a cabo la laminación en frío de la misma, iniciando con un espesor de 5 mm y finalizando con 0.3 mm de espesor, alcanzando más del 85 % de deformación total. La microestructura de los aceros tanto en la condición

de laminación en caliente más enrollado, como en la de laminación en frío y recocida, se observaron en un microscopio electrónico de barrido Stereoscan 440. Las pruebas de tensión se llevaron a cabo en una máquina Instron Mod. 1125 (10 ton) a una velocidad de deformación de $5 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$. Las mediciones de textura se llevaron a cabo en un goniómetro de textura Siemens 5000, utilizando una radiación de cobalto. Las figuras de polos se midió con un ángulo $\chi=80^\circ$, un paso de barrido $\Delta\chi=2.5^\circ$ y $\Delta\phi=4^\circ$.

3. Resultados y discusión

La Fig. 2 muestra la microestructura observada en la condición de colada del acero microaleado estabilizado con Ti, en donde se identifica la presencia de granos de ferrita (α); además se observa la presencia de precipitados distribuidos tanto en la matriz como en los límites de grano de TiN, los cuales se identificaron por microanálisis EDS en microscopía electrónica de barrido. Estos precipitados con morfología cúbica presentan tamaños entre 0.1 a $2 \mu\text{m}$. (ver Fig. 3). La temperatura de precipitación/disolución de estos precipitados está entre los 1600 a 1700°C [9], por lo que el TiN nuclea a una temperatura a la cual el acero está en estado líquido. Esto representa una ventaja para la estabilización de los aceros, ya que a la temperatura del baño líquido del acero, se inicia la estabilización del nitrógeno, el cual afecta negativamente la propiedad de tenacidad y difícilmente se puede estabilizar durante la etapa de desgasado.

Por otro lado, el proceso de laminación en caliente inicia cuando el planchón alcanza una temperatura uniforme de aproximadamente 1100°C y finaliza a los 850°C . Durante esta etapa de laminación se identificó, mediante la caracterización de la microestructura y microanálisis, la precipitación del TiS a la temperatura de 1100°C ; también se identificó la presencia de precipitados de $\text{Ti}_4\text{C}_2\text{S}_2$ a temperaturas $<1100^\circ\text{C}$ (ver Fig. 4). Estas observaciones coinciden con las reportadas por Tither [13].

La Fig. 5 muestra la microestructura del acero en la condición de laminación en frío. Se pueden observar granos de ferrita planos y dentro de estos granos, algunas bandas de corte, las cuales corresponden a regiones angostas con deformación de corte muy importante durante la laminación, siendo el modo de deformación predominante [14]. Este mismo comportamiento se ha observado en algunos aceros libres de elementos intersticiales, donde estas bandas de corte dentro de los granos, se encuentran inclinadas en ángulos de 30 a 35°C con respecto a la dirección del plano de laminación [10]. Las Fig. 6a y 6b muestran la estructura del acero en la condición de recocido, en donde se alcanza el 100% de recrystalización a los 180 segundos (ver Fig. 6b). Como se puede observar los límites de grano, después de las operaciones de laminación en frío, permanecen cercanamente paralelos al plano de la lámina y cuando el acero es recocido, la recrystalización inicia preferencialmente en la región original del límite de grano, creciendo hacia los granos adyacentes. Lo cual sugiere que las temperaturas de enrollado de 650°C en combinación

con el 85% de deformación acumulativa, fue suficiente para inducir recrystalización a los 700°C en 180 segundos. Esta velocidad de recrystalización es significativamente menor que la velocidad de recrystalización de aceros calmados al aluminio donde la recrystalización se alcanza a los 20 segundos [2]. Este retraso en el tiempo de recrystalización se atribuye a la presencia de los precipitados ricos en titanio.

La Fig. 7 presenta la figura de polos $\{100\}$ para el acero bajo estudio en la condición de laminación en caliente, laminación en frío y recocido. Como se puede observar, en las láminas deformadas en frío, se observa una textura $\{554\}\langle 225 \rangle$ cercana a la $\{111\}\langle 211 \rangle$, la cual es una textura

TABLA III. Propiedades del acero G₂ que satisface los requisitos dictados por la industria automotriz.

0.2% Y.S. (MPa)	T.S. (MPa)	El (%)	r —	n —
138 a 173	242 a 345	46	>2	>0.21
140	297	53.1	2.3	0.24

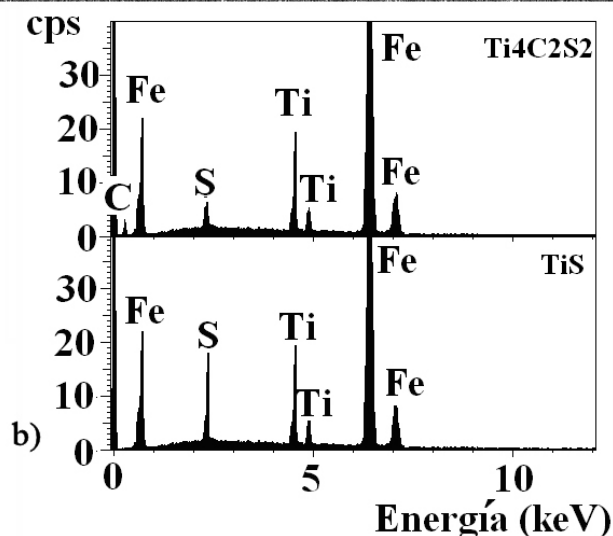
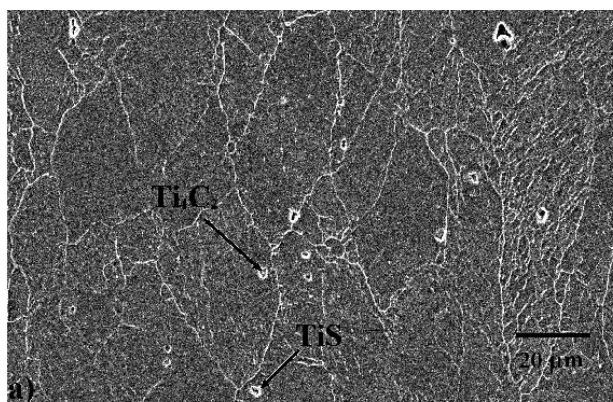


FIGURA 4. (a) Microestructura del acero en la condición de laminación en caliente (T_{Ini} 1100°C , T_{Fin} 850°C), en donde se identifican los precipitados (b)TiS y $\text{Ti}_4\text{C}_2\text{S}_2$.

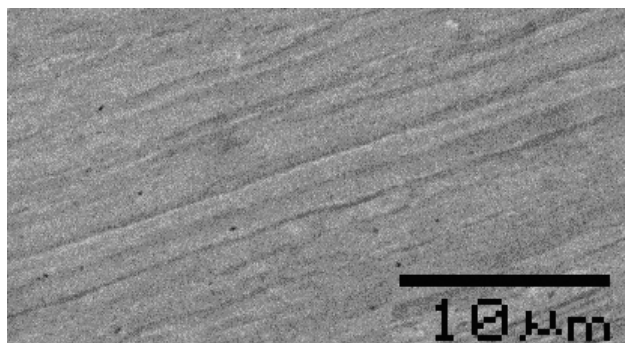


FIGURA 5. Microestructura del acero en la condición de laminación en frío.

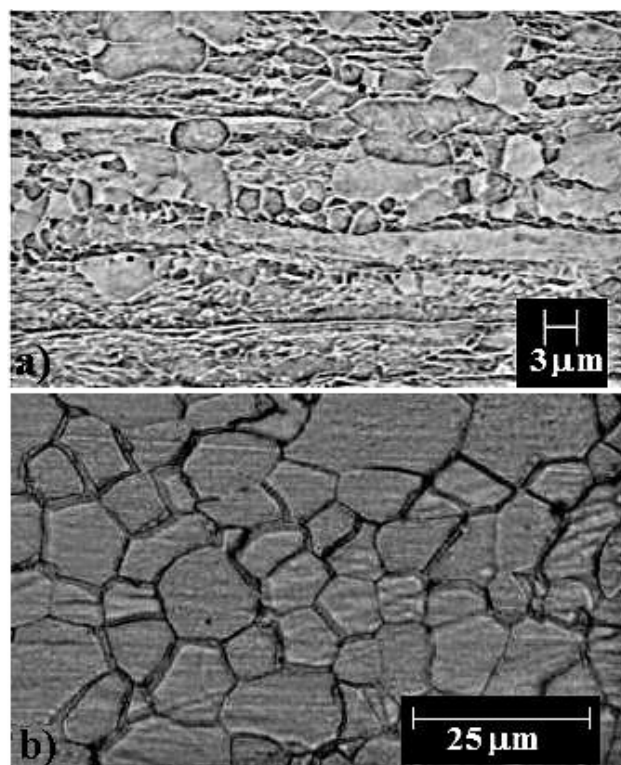


FIGURA 6. Microestructura del acero en la condición de recocido ($T_{Rec} 700^{\circ}C$). (a) parcialmente recrystalizada, (b) recrystalizada.

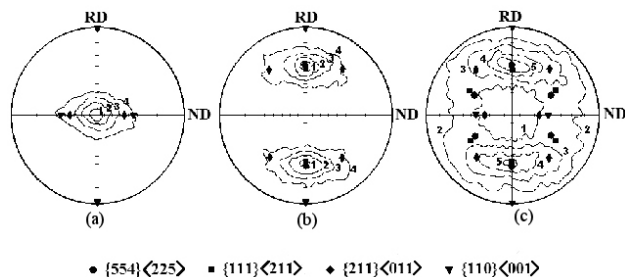


FIGURA 7. Figura de polos $\{100\}$ (a) laminación en caliente, (b) laminación en frío, (c) recocido.

típica de los aceros libres de elementos intersticiales. De manera similar, en la condición de recocido se obtiene una textura más importante que en la condición de laminación en frío, de $\{554\}\langle 225\rangle$ cercana a $\{111\}\langle 211\rangle$ y a $\{211\}\langle 011\rangle$. Como se reporta [15,16], durante la recrystalización las fuerzas de apilamiento ejercidas por los precipitados sobre el límite de grano, es uno de los factores más importantes que controlan la textura de recrystalización. De acuerdo con las necesidades de la industria automotriz para el uso de estos aceros libres de elementos intersticiales para estructuras de formas complejas, las propiedades mecánicas que se buscan son: 0.2 % de límite de fluencia en el rango de 138 a 173 MPa, última resistencia a la tensión en el rango de 242 a 345 MPa, porcentaje de elongación > 46 %, constante de Lankford > 2, y exponente de endurecimiento > 0.21.

Las Tablas II y III, nos muestran las propiedades obtenidas en los cuatro aceros microaleados experimentales, en términos de su límite de fluencia a 0.2 % de deformación, última resistencia a la tensión y por ciento de elongación. Como se puede observar, en esta primera etapa experimental, únicamente el acero G2 satisface las propiedades mecánicas de tensión requeridas por la industria automotriz. Este acero en particular presenta un contenido de $C+N_2 < 50\%$, que lo clasifica propiamente como un acero libre de elementos intersticiales, de acuerdo con Takechi [16]. Así mismo, es el acero con el mayor contenido de titanio.

4. Conclusiones

Los aceros microaleados calmados al aluminio y estabilizados con titanio en la condición de recocido mostraron propiedades mecánicas que pueden satisfacer los requerimientos definidos por la industria automotriz.

Tales propiedades mecánicas en laminas recocidas se alcanzaron después de aplicar una laminación en caliente a $1100^{\circ}C$ en lugar de las temperaturas típicas de 1250 a $1200^{\circ}C$. Así mismo, el tratamiento de recocido se efectuó a $700^{\circ}C$ en lugar de los $850^{\circ}C$, utilizados para este tipo de aceros.

El uso de titanio como elemento estabilizador, fue efectivo para retardar la velocidad de recrystalización, permitiendo texturas del tipo $\{111\}\langle 112\rangle$ y valores de $\bar{r} > 2$.

Agradecimientos

Los autores agradecen el soporte financiero de PAPIIT IN103309. También agradecen a la Ing. María Cristina Zorrilla Cangas, Omar Novelo, Adriana Tejada-Cruz y a Gerardo Aramburo por el soporte técnico.

1. C.M. Cady, S.R. Chen, G.T. Gray, D.A. Korezekwa y J.F. Bingert, *Metall. Mater. Trans.* **A31** (2000) 2439.
2. D.O. Wilshynsky-Dresler, D.K. Matlock y G. Krauss, *International Forum for Physical Metallurgy of IF Steels-94*. (The Iron and Steel Institute of Japan, May 1994) pp. 13.
3. Y.Y. Hayakawa y J.A. Szpunar, *Acta Mater.* **45**(6) (1997) 2425.
4. T. Urabe y J.J. Jonas, *ISIJ Int.* **34** (1994) 435.
5. L. Kestens y J.J. Jonas, *Metall. Mater. Trans.* **A27** (1996) 155.
6. W.B. Hutchinson, *Acta Metall.* **37** (1989) 1047.
7. E. Lindh, B. Hutchinson y P. Bate, *Materials Science Forum*, **157-162** (1994) 997.
8. M. Abe, Y. Yokobu, Y. Hayashi y S. Hayami, *Trans. Japan, Int. Metals* **23** (1982) 718.
9. H. Inagaki, *Trans Iron and Ateel Inst. Japan* **24** (1984) 266.
10. M.R. Barrett y J.J. Jonas, *ISIJ International* **37** (1997) 706
11. T. Senuma, H. Yada, Y. Matsumura y K. Yamada, *Tetsu-to-Hagané* **73** (1987) 1598.
12. S. Matsuoka, K. Sakata, S. Satoh y T. Kato, *ISIJ Int.* **34** (1994) 77.
13. G. Tither, C.I. Garcia, M. Hua y A.J. DeArdo, *ISIJ Int.* **34** (1994) 293
14. Y.B. Park, L. Kestens y J.J. Jonas, *ISIJ International* **40** (2000) 393.
15. C. Brun, P. Potou y P. Parniere, *Matallurgy of Continuous Annealed Sheet Steel, Proc.*, eds. L. Brarefitt and P.L. Mangonon (Dallas, Texas, 1982), pp. 173.
16. M.R. Barnett y L. Kestens, *ISIJ Int.* **39** (1999) 923.