

Crecimiento anormal del grano austenítico en el acero microaleado 38MnSiV55 y determinación de las fuerzas impulsoras y de anclaje^(*)

S.F. Medina*, M. Chapa*, M. Gómez*, A. Quispe*, V. López* y B. Fernández*

Resumen Se fabricaron varias coladas del acero 38MnSiV55 con diferentes contenidos de titanio y aluminio, y se determinó el tamaño del grano austenítico a temperaturas comprendidas entre 900 y 1.200 °C. Se cuantificaron las fracciones de volumen de crecimiento normal y anormal, respectivamente. Los resultados muestran que el crecimiento anormal del grano austenítico ocurre independientemente de los contenidos de titanio y aluminio, debido, fundamentalmente, a la disolución parcial de los precipitados TiN. Aquellos aceros con porcentajes altos de aluminio mostraron un peor comportamiento debido a que la formación de un segundo tipo de precipitados, concretamente AlN, y su pronta disolución entre 1.000 y 1.100 °C, ocasiona un descenso drástico en las fuerzas de anclaje locales, lo que produce un crecimiento anormal más pronunciado de los granos afectados. Paralelamente, se realizó un estudio de los precipitados por Microscopía de Transmisión y de Barrido (MTB), que permitió calcular las fuerzas de anclaje de acuerdo con las expresiones de Zener y Gladman y establecer una comparación con las fuerzas impulsoras de crecimiento de grano. Dicha comparación permite explicar las diferencias encontradas entre las distintas coladas.

Palabras clave Crecimiento anormal de grano. Distribución de tamaños de precipitados. Fuerzas de anclaje. Fuerzas impulsoras.

Austenite grain abnormal growth in the microalloyed steel 38MnSiV55 and determination of driving and pinning forces

Abstract Several castings of 38MnSiV55 steel have been manufactured with different titanium and aluminium contents and the austenitic grain size has been determined at temperatures between 900 and 1200 °C. The volume fraction of normal and abnormal grain growth have been quantified. The results show that abnormal growth of the austenitic grain occurs irrespective of the titanium and aluminium contents, due fundamentally to the partial dissolution of TiN precipitates. The steels with high aluminium contents have presented worse behaviour due to the formation of a second type of precipitates, namely AlN, which quickly dissolve between 1000 and 1100 °C, causing a drastic decline in the local pinning forces which gives rise to more pronounced abnormal growth of the affected grains. In parallel, a study of the precipitates has been carried out by transmission and scanning microscopy, allowing the calculation of pinning forces according to Zener and Gladman expressions and the establishment of a comparison with driving forces. This comparison makes it possible to explain the differences encountered between the different castings.

Keywords Abnormal grain growth. Precipitate size distribution. Pinning forces. Driving forces.

1. INTRODUCCIÓN

El control del grano austenítico en los procesos que requieren altas temperaturas de austenización, como ocurre en los tratamientos termomecánicos, es un tema constante de estudio, aún sin resolver.

No obstante, se han conseguido importantes avances, como pueden ser la utilización del titanio como elemento más efectivo en el control del grano austenítico debido a su gran afinidad por el nitrógeno y la correspondiente formación de partículas de TiN nanométricas, de baja solubilidad en la

(*) Trabajo recibido el día 8 de enero de 2003 y aceptado en su forma final el día 16 de noviembre de 2003.

(**) Centro Nacional de Investigaciones Metalúrgicas (CENIM); Avda. de Gregorio del Amo, 8; 28040-Madrid. E-mail: smedina@cenim.csic.es

austenita^[1-5]. La mayoría de los autores^[6-8] están de acuerdo en que el porcentaje de titanio en el acero debe ser relativamente bajo y que la relación Ti/N no debería superar la relación estequiométrica de los nitruros (3,42).

Los requisitos para un control del grano austenítico pueden deducirse de las expresiones de Zener^[9] y Gladman^[10] para las fuerzas de anclaje y de la expresión de Wagner^[11] para el engrosamiento de partículas. Dichos requisitos pueden resumirse en que las partículas deberían ser tan pequeñas como sea posible y tener una baja solubilidad con el fin de mantener altas fracciones de volumen a las temperaturas de recalentamiento y en que el contenido de soluto en la matriz, en equilibrio con la partícula, debería ser bajo, en orden a limitar la difusión del mismo hacia las partículas. Por consiguiente, un tamaño pequeño de partícula y una relativa alta fracción de las mismas son condiciones fundamentales para ejercer un buen control sobre el crecimiento del grano austenítico.

Sin embargo, es muy difícil, en la práctica, obtener una alta fracción de precipitados finos debido al engrosamiento de partículas. Además, altos niveles de titanio causarían la precipitación de partículas gruesas de TiN, incluso en estado líquido. Por otra parte, los aceros con adiciones de vanadio y niobio, además de titanio, muestran cierta inconsistencia en el control del grano. El análisis de las partículas de TiN en regiones de grano basto y, también, en regiones de grano fino, después de una austenización a 1.100 °C, mostraban tamaños similares y no se ha encontrado ninguna explicación para justificar dicho comportamiento^[12].

Para otros autores, la adición de niobio o vanadio a un acero conteniendo titanio da lugar a la formación de carbonitruros complejos de Ti-Nb o Ti-V. Una importante característica de estas partículas complejas es su facilidad para engrosar, debido a sus mutuas solubilidades (estructura f.c.c), de un modo mucho más rápido que los propios nitruros de titanio, TiN^[13].

Con objeto de aportar contribuir a una mayor comprensión del fenómeno del crecimiento anormal del grano austenítico, se ha estudiado el crecimiento anormal del grano austenítico en el acero 38MnSiVS5 y se ha realizado un estudio de los tamaños de precipitados mediante Microscopía de Transmisión (MET) y de Barrido (MEB), respectivamente. Finalmente, se han calculado las fuerzas de anclaje y las fuerzas impulsoras, a diferentes temperaturas, estableciendo una comparación entre ellas.

2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

El material seleccionado para estudiar el control del grano austenítico fue el 38MnSiVS5, conocido por su aplicación en la fabricación de componentes de automoción, especialmente cigüeñales. No obstante, se observa, frecuentemente, un crecimiento anormal del grano, incluso cuando la temperatura de austenización es relativamente baja. A partir de barras de este acero, se fabricaron varias coladas por refusión bajo electroescoria (ESR), con diferentes contenidos de titanio y aluminio, cuya composición química se muestra en la tabla I. También se anotó la relación Ti/N de cada una, observando que tienen en común que dicha relación es menor que la relación estequiométrica de los nitruros de titanio (TiN). Los lingotes se forjaron y, a continuación, se sometieron a un tratamiento de normalizado con intención de reducir la estructura de bandas producida por la deformación.

Las muestras, de forma cúbica, 1,5x1,5x1,5 cm, se calentaron en un horno al aire a temperaturas comprendidas entre 900 y 1.200 °C, durante 75 min y, a continuación, se templaron en agua. Finalmente, las muestras se desbastaron, pulieron y atacaron en una solución de ácido pícrico para ser observadas en el microscopio óptico. También se realizó un estudio de los precipitados, los más finos por MET, aplicando la técnica de la réplica por extracción, y los más bastos por MEB.

3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

3.1. Tamaño y crecimiento anormal del grano austenítico

Como se ha indicado anteriormente, las probetas se austenizaron a diferentes temperaturas

Tabla I. Composición química (masa %) de los aceros estudiados y relación Ti/N

Table I. Chemical composition (mass %) of the steels manufactured and ratio Ti/N

Acero	C	Si	Mn	V	Ti	Al	N	Ti/N
38MnSiVS5								
A	0,34	0,6	1,35	0,092	0,044	0,009	0,0131	3,36
B	0,35	0,79	1,40	0,100	0,013	0,031	0,0135	0,96
C	0,33	0,81	1,40	0,100	0,044	0,029	0,0145	3,03
D	0,34	0,75	1,38	0,098	0,024	0,028	0,0140	1,71

comprendidas entre 900 y 1.200 °C, incrementado la temperatura cada 50 °C. Todos los aceros mostraron un crecimiento anormal del grano a partir de una cierta temperatura que, para la mayoría de los aceros fue de, aproximadamente, 1.050 °C.

Cuando la microestructura muestra granos de crecimiento anormal, no es posible medir el tamaño aplicando la Norma ASTM E-112 y es necesario distinguir la fracción de volumen con crecimiento anormal, de la matriz. Sin embargo, con objeto de facilitar la comparación entre las microestructuras de las diferentes coladas respecto del tamaño de grano, se calculó el tamaño medio ponderado como la magnitud más representativa, ya que para su cálculo se tienen en cuenta los porcentajes y tamaños de los volúmenes de grano fino (matriz) y basto (crecimiento anormal), respectivamente.

Las figuras 1-4 muestran el crecimiento del grano austenítico en función de la temperatura para las cuatro coladas, respectivamente. En cada una de ellas se han representado los porcentajes de ambos volúmenes, de grano fino y de grano basto, así como el tamaño medio ponderado. Las microfotografías de las figuras 5 y 6 muestran algunos ejemplos de crecimiento anormal, a 1.150 °C, para los aceros A y D, respectivamente.

Una de las variables que más influyen sobre el control del grano austenítico es la relación Ti/N del acero, ya que este parámetro está directamente relacionado con el exceso de titanio en equilibrio con las partículas TiN, a través de la ecuación de

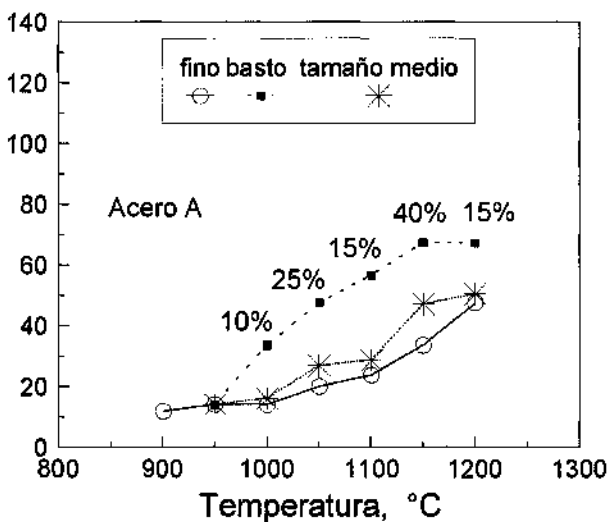


Figura 1. Tamaño de grano austenítico frente a la temperatura para el acero A.

Figure 1. Austenite grain size against temperature for steel A.

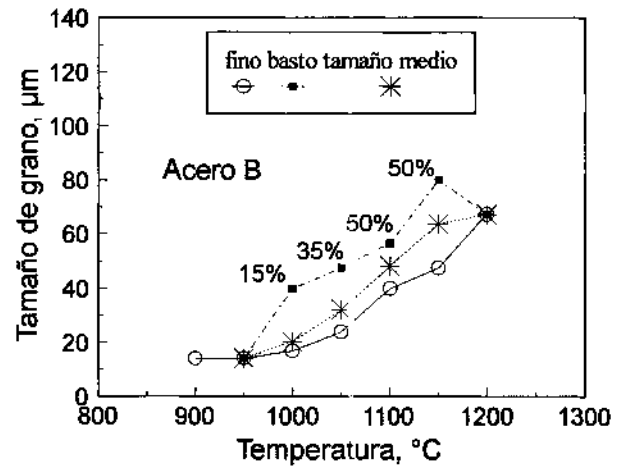


Figura 2. Tamaño de grano austenítico frente a la temperatura para el acero B.

Figure 2. Austenite grain size against temperature for steel B.

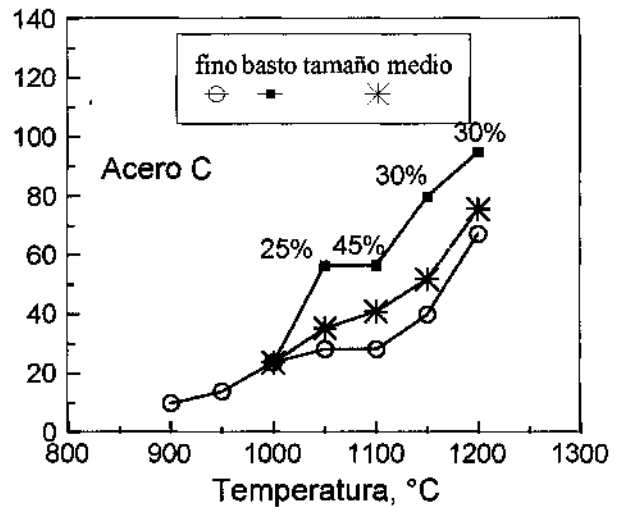


Figura 3. Tamaño de grano austenítico frente a la temperatura para el acero C.

Figure 3. Austenite grain size against temperature for steel C.

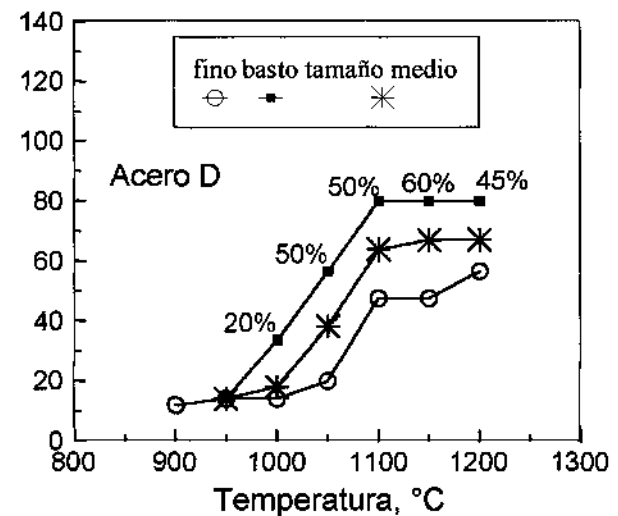


Figura 4. Tamaño de grano austenítico frente a la temperatura para el acero D.

Figure 4. Austenite grain size against temperature for steel D.

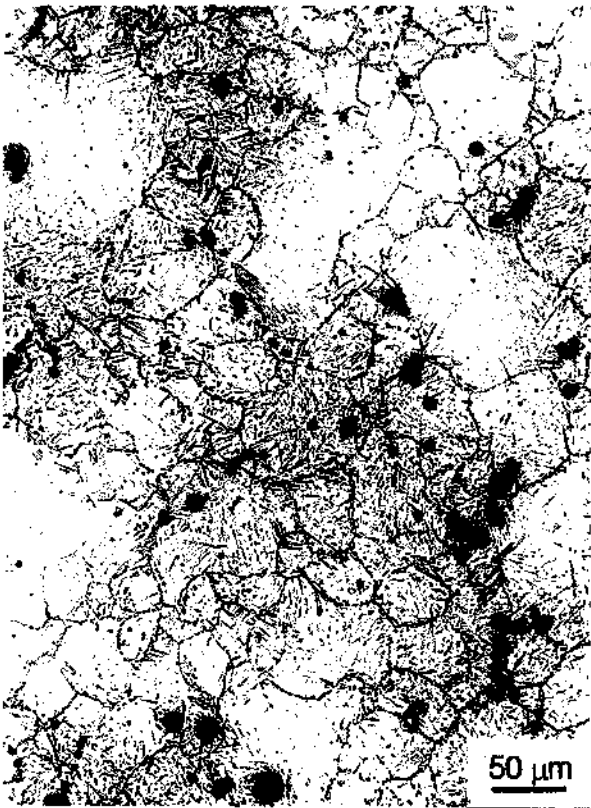


Figura 5. Micrografía óptica del acero A mostrando crecimiento anormal del grano austenítico. Temperatura y tiempo de austenización: 1.150 °C x 75 min.

Figure 3. Optical micrograph of steel A showing abnormal grain growing. Austenitising temperature and time: 1150 °C x 75 min.

Wagner^[11] que expresa el engrosamiento de las partículas por difusión controlada (*Oswald Ripening*), en función de la temperatura y del tiempo de mantenimiento. A medida que aumenta la relación Ti/N mayor es el contenido de titanio en equilibrio con las partículas (TiN) y, por tanto, la tendencia a crecer será mayor. La representación gráfica del tamaño medio ponderado del grano austenítico, frente a la temperatura, muestra que el acero A tiene un mejor comportamiento, es decir, el grano austenítico creció menos en este acero que en los demás (Fig. 7). El acero A se caracteriza frente a los otros por un menor contenido de aluminio (0,009 %) y una relación Ti/N mayor (3,36), aunque inferior a la relación estequiométrica.

Más ilustrativa es la figura 8, que representa el tamaño de grano frente a la relación Ti/N, a las diferentes temperaturas de austenización. Su interés radica en que la relación Ti/N está relacionada con el porcentaje de titanio en solución y en equilibrio con los precipitados^[8]. De la figura 8 se deduce que, a bajas temperaturas (£ 950 °C), el tamaño de

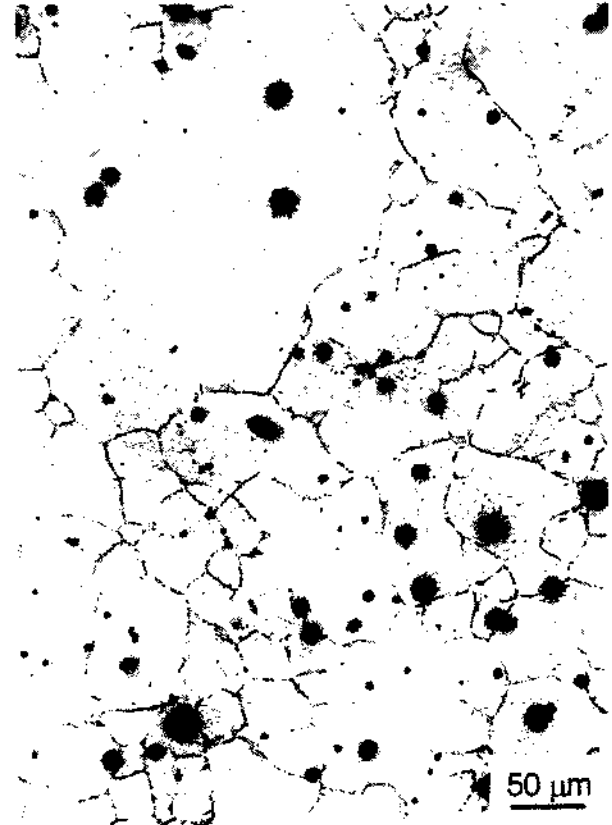


Figura 6. Micrografía óptica del acero D mostrando crecimiento anormal del grano austenítico. Temperatura y tiempo de austenización: 1.150 °C x 75 min.

Figure 6. Optical micrograph of steel D showing abnormal grain growing. Austenitising temperature and time: 1150 °C x 75 min.

grano puede considerarse independiente de la relación Ti/N. A partir de 1.000 °C, comienza a notarse la influencia de dicha relación, pero los picos o máximos que presentan los aceros B, C y D se deben, como se verá más adelante, al mayor contenido de aluminio de estos aceros y a la correspondiente formación de nitruros de aluminio (AlN), cuya prematura disolución causará un descenso en las fuerzas de inhibición (anclaje) locales.

3.2. Predicción del volumen precipitado y análisis de partículas

El modelo de Hillert y Staffanson predice la posible formación de precipitados simples (nitruros y carburos) y también de precipitados más complejos (carbonitruros) en los aceros microaleados y los resultados pueden expresarse como la fracción de volumen de cada tipo de precipitado en función de la temperatura^[14]. Como ejemplo, la figura 9 muestra los resultados obtenidos por aplicación del modelo

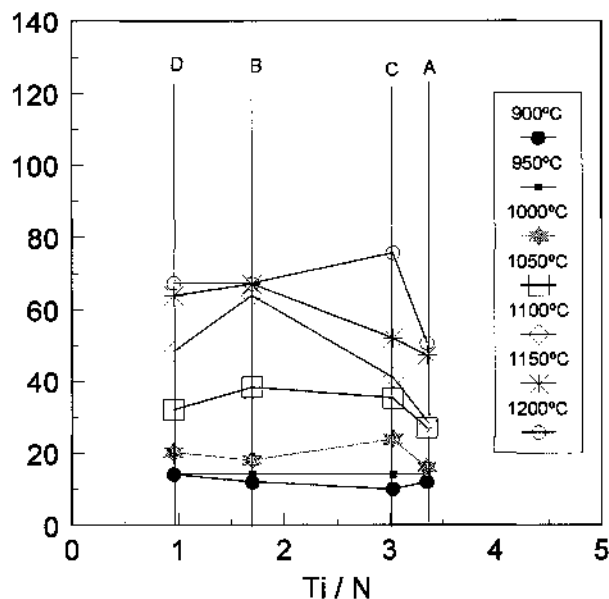


Figura 7. Tamaño medio de grano frente a la temperatura para los aceros estudiados.

Figure 7. Mean austenite grain size against temperature for studied steels.

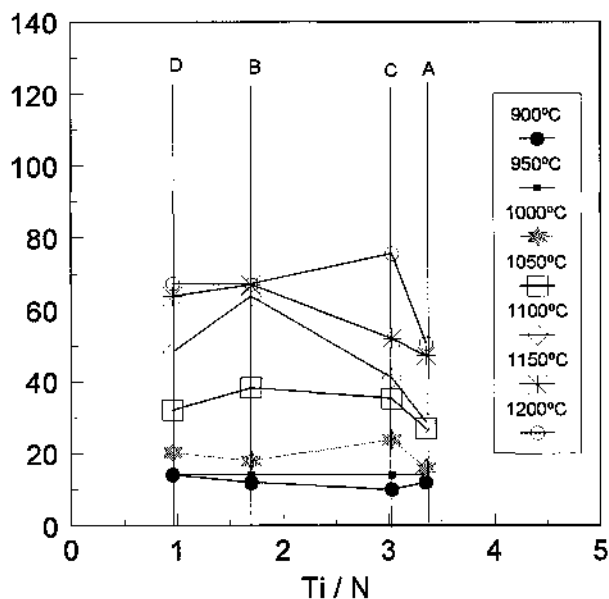


Figura 8. Tamaño medio de grano frente a la relación Ti/N para los aceros estudiados.

Figure 8. Austenite mean grain size against Ti/N for studied steels.

al acero A. No sólo predice la formación de partículas TiN, sino también la precipitación de partículas VCN, aunque no de AlN. A las temperaturas señaladas, no se observa una disolución de las partículas TiN (línea horizontal). Sin embargo, las partículas VCN experimentan una disolución progresiva con la temperatura. La figura 10 muestra la

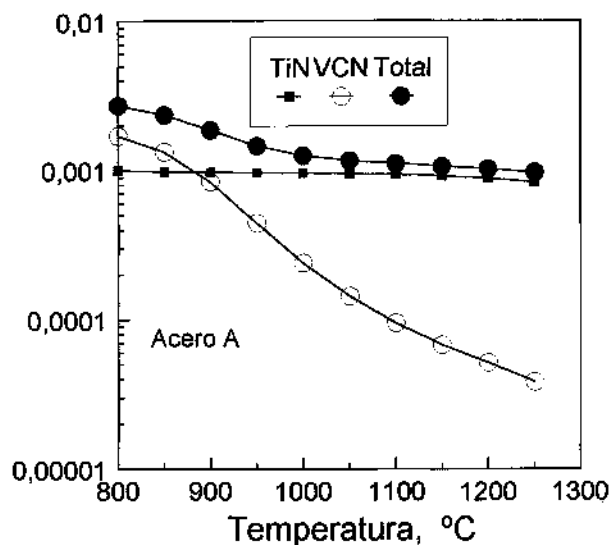


Figura 9. Predicción de precipitados en el acero A de acuerdo con el modelo de Hillert.

Figure 9. Prediction of precipitates in steel A according to Hillert's model.

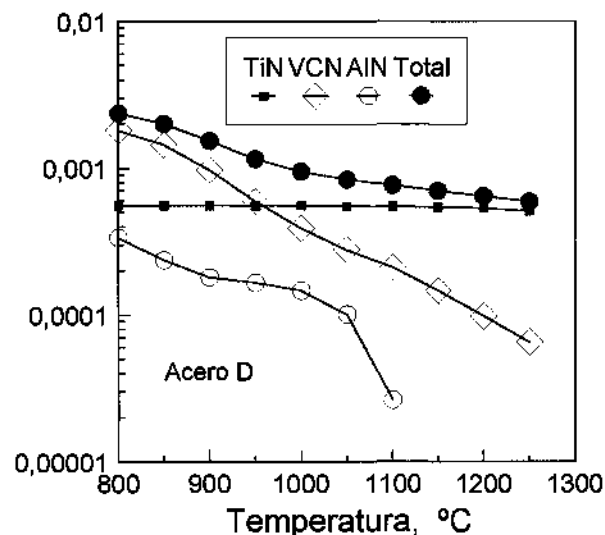


Figura 10. Predicción de precipitados en el acero D de acuerdo con el modelo de Hillert.

Figure 10. Prediction of precipitates in steel D according to Hillert's model.

aplicación del modelo al acero D, mostrando la predicción de partículas AlN, además de las esperadas TiN y VCN. Conviene señalar que, aunque el modelo predice la formación de partículas VCN, también predice la formación de carburos (VC) y mucho menos la formación de nitruros (VN), estos últimos, en dos órdenes de magnitud menor. Esto quiere decir que la predicción de VCN debe entenderse como, especialmente, de carburos.

Los resultados obtenidos para los cuatro aceros estudiados indicaban que la formación de AlN era posible o predecible en los aceros B y D. En el acero C la formación de partículas AlN podría ocurrir a temperaturas a las que los precipitados de titanio (TiN) estarían, simultáneamente, precipitando. Solamente en el acero A es imposible la formación de partículas AlN.

La distribución de los tamaños de precipitados resultó ser muy heterogénea. Los precipitados más bastos podían ser observados en el microscopio óptico, sin necesidad de recurrir a la microscopía electrónica. La figura 11 muestra una microestructura resuelta en el microscopio óptico en la que se observan partículas TiN mostrando la típica forma cuboide con la que se identifican fácilmente.

Un segundo estudio de los precipitados TiN se realizó por medio de MEB, determinando la composición y la relación estequiométrica de los mismos, que resultó ser muy próxima a 1/1, lo que viene a confirmar que los nitruros de titanio se

simbolicen, siempre, con dicha relación. El Microscopio de Barrido usado permitió analizar con precisión los precipitados más bastos (≥ 100 nm) y, la medición de tamaños y su distribución para cada acero y temperatura de austenización se realizó sobre varias micrografías, observando, en cada caso, una población no inferior a 50 precipitados. Dada la forma, aproximadamente cuboide, de los precipitados TiN, el tamaño de precipitado se calculó como la raíz cuadrada del producto de sus lados; de este modo, la superficie observada de cada precipitado, normalmente rectangular, se hace equivalente a un cuadrado de igual área.

Las figuras 12 (a) y (b) muestran un ejemplo de distribución de precipitados bastos en el acero B, a las temperaturas extremas de 900 y 1.200 °C, anotándose en cada una el tamaño medio ponderado (\bar{x}). Como puede apreciarse, el tamaño medio de los precipitados no ha crecido entre ambas temperaturas. La tabla II muestra los tamaños medios de los precipitados TiN bastos, correspondientes a las temperaturas mencionadas de 900 y 1.200 °C, respectivamente, para los cuatro aceros estudiados, apreciándose que el tamaño medio, prácticamente, no ha aumentado con el incremento de la temperatura.

Los precipitados más finos, considerando como tales a aquellos cuyo tamaño es inferior a 100 nm, se analizaron por medio de MET. En los aceros B, C y D se observaron, además de las partículas TiN, partículas AlN, especialmente en los aceros B y D. Estos últimos precipitados eran de mayor tamaño que los precipitados TiN (Fig. 13). Del mismo modo que para los precipitados bastos, la medición de los tamaños y su posterior diagrama de distribución se realizó sobre una población que, en algunos casos, superó la cifra de 200 partículas. Como ejemplo de la distribución de tamaños en los aceros estudiados, la figura 14 (a) y (b) muestra la distribución de precipitados finos a 900 y 1.200 °C para el acero C. La comparación entre los diferentes aceros se realizó comparando el tamaño medio ponderado a la misma temperatura. A la temperatura de 900 °C, el acero A presentaba los precipitados de tamaño más pequeño y el acero B los de tamaño más grande, debido al hecho de que, en este último, algunos precipitados eran, en realidad, precipitados complejos del tipo TiAlN. A 1.200 °C, todos los aceros mostraban precipitados de tamaños similares, aproximadamente 30 nm de tamaño medio. La comparación de los tamaños medios ponderados (Tabla II) de los precipitados finos muestra que, al pasar de 900 a 1.200 °C, el

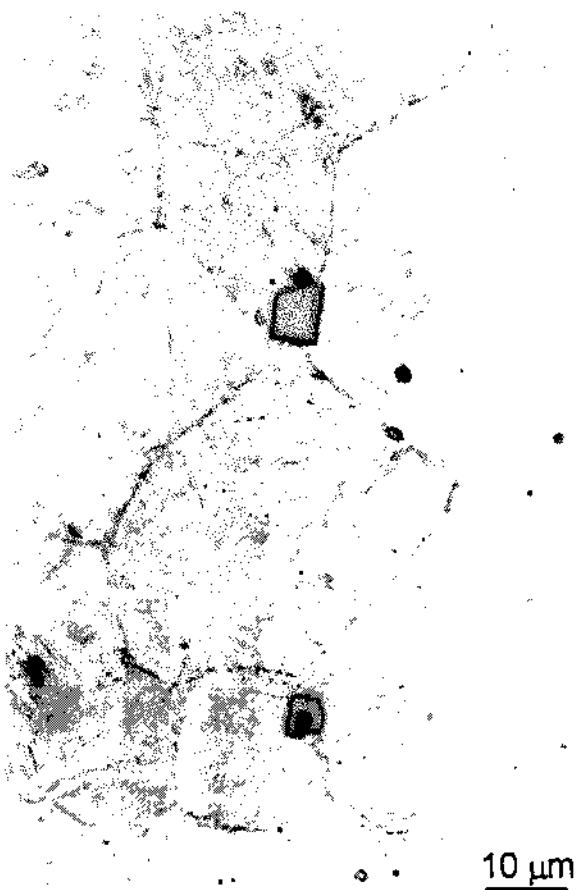


Figura 11. Micrografía óptica mostrando partículas TiN bastas sobre límites de grano austenítico. Acero C.

Figure 11. Optical micrograph showing coarse TiN particles on boundary grain. Steel C.

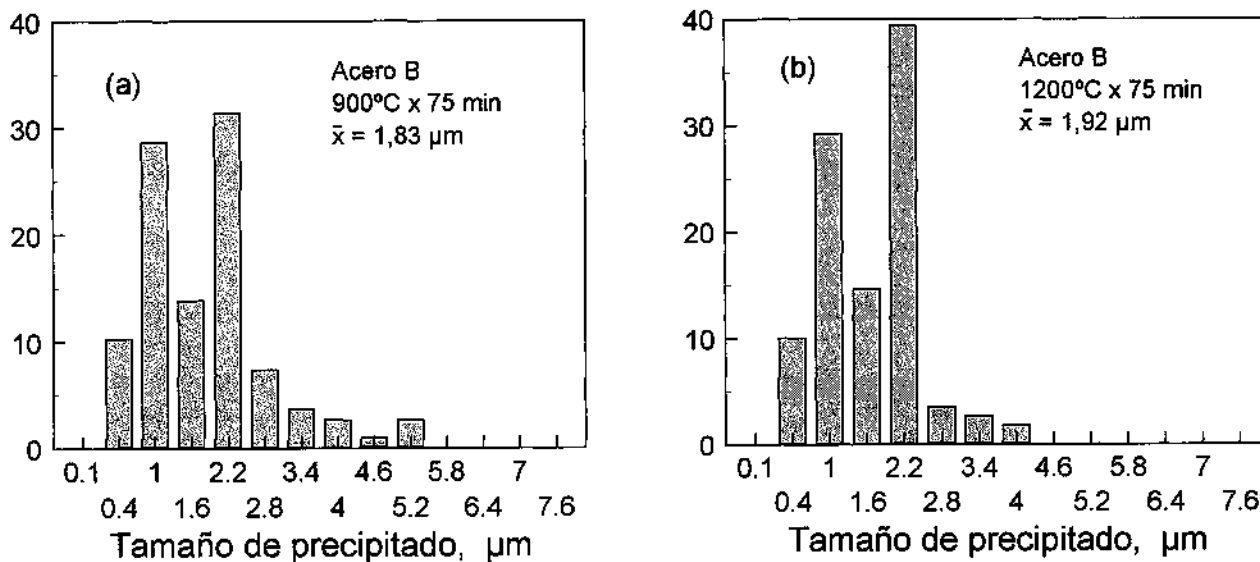


Figura 12. Frecuencia relativa de tamaños de precipitados bastos TiN en el acero B: a) 900 °C; b) 1.200 °C.

Figure 12. Size relative frequency of coarse TiN precipitates for steel B: a) 900 °C; b) 1200 °C.

Tabla II. Tamaño medio de los precipitados TiN, determinado experimentalmente, en los aceros A,B,C,D y volúmenes precipitados calculados según el modelo de Hillert and Staffanson^[14]

Table II. Values of mean size measured of precipitates (TiN), for steels A, B, C y D and precipitate volume calculated according to Hillert and Staffanson's model^[14]

Acero	A		B		C		D	
Temperatura (°C)	900	1.200	900	1.200	900	1.200	900	1.200
Fino (nm)	16,5	31,8	23,4	31,2	11,2	30,4	15,7	29,9
Bastos (μm)	3,3	2,9	1,8	1,9	2,6	2,6	2,9	2,8
Volumen Precipitado	1,02·10 ⁻³	9,68·10 ⁻⁴	3,01·10 ⁻⁴	2,88·10 ⁻⁴	1,01·10 ⁻³	9,23·10 ⁻⁴	5,56·10 ⁻⁴	5,31·10 ⁻⁴

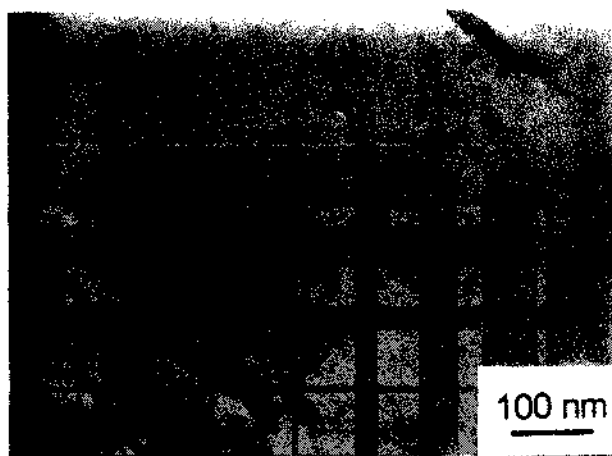


Figura 13. Imagen de TEM mostrando partículas TiN finas en el acero A.

Figure 13. TEM image showing fine TiN particles for steel A.

tamaño, prácticamente, se ha duplicado, debido al fenómeno del engrosamiento por efecto de la maduración, de Ostwald^[10].

A efectos de comparar los tamaños medios de los precipitados y las fracciones de volumen precipitado de las partículas TiN, también se han anotado estos valores en la tabla II.

4. FUERZAS IMPULSORAS Y DE ANCLAJE

El crecimiento anormal del grano austenítico en los aceros estudiados y, en general, en todos los aceros microaleados, se debe a la progresiva disolución de los precipitados con la temperatura y, también, al engrosamiento que experimentan los precipitados durante el tiempo de mantenimiento a

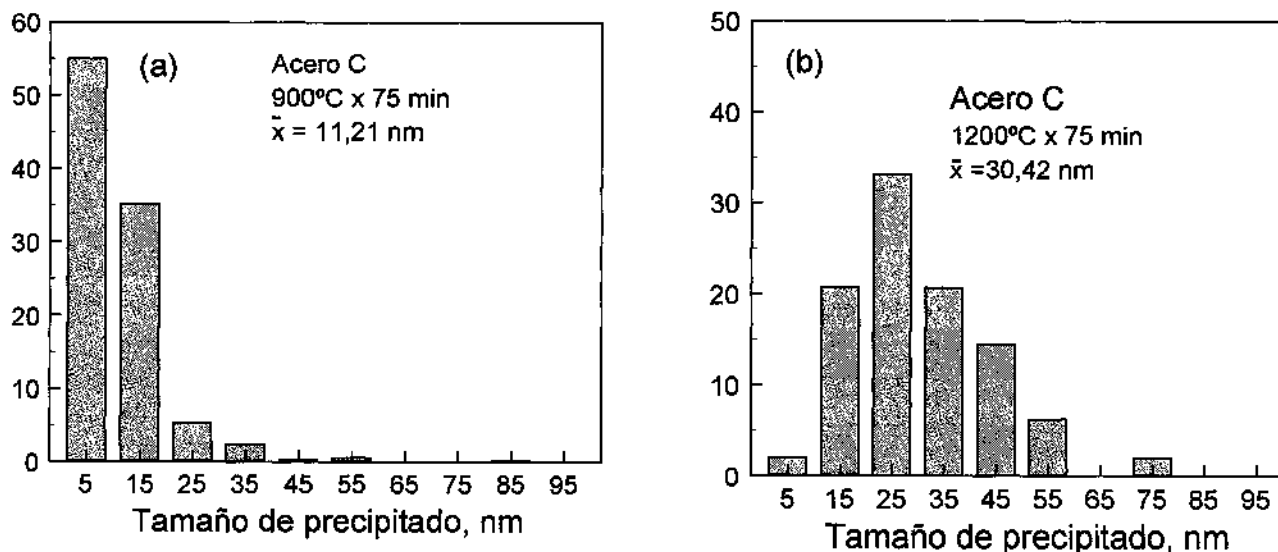


Figura 14. Frecuencia relativa de tamaños de precipitados finos TiN en el acero C: a) 900 °C; b) 1.200 °C.

Figure 14. Size relative frequency of fine TiN precipitates for steel C: a) 900 °C; b) 1200 °C.

una determinada temperatura, fenómeno mencionado anteriormente y que es conocido como "Ostwald Ripening". El crecimiento anormal comienza cuando las fuerzas impulsoras para el crecimiento de grano exceden a las fuerzas de anclaje ejercidas por las partículas dispersas (precipitados).

Si bien, la expresión básica para calcular las fuerzas de anclaje es la ecuación de Zener, existen más de cuarenta versiones de la misma, ya que las hipótesis sobre las que dicha ecuación se formuló no se cumplen en todos los casos. Para el cálculo de las fuerzas de anclaje se han elegido tres expresiones distintas, incluyendo la expresión original de Zener:

$$\text{Zener}^{[9]}: F_p = 3f\gamma / 2\pi \dots\dots (1)$$

$$\text{Modelo del límite rígido (RBM)}^{[15]}: F_p = 6f\gamma / \pi r (2)$$

$$\text{Modelo del límite flexible (FBM)}^{[15]}: F_p = 3f^{2/3} / \pi r (3)$$

donde, f es la fracción de volumen precipitado, r es el radio medio de los precipitados y, γ es la energía interfacial de los precipitados TiN por unidad de área, siendo 0,8 J/m² el valor más aceptado^[15].

Sin embargo, la aplicación de las ecuaciones anteriores al cálculo de las fuerzas de anclaje ejercidas por los partículas TiN, presenta un problema que puede resolverse geoméricamente de forma muy aproximada. Las ecuaciones se formularon para partículas de forma aproximadamente esférica y, el término representado por r se refiere al radio medio de las partículas consideradas como esferas. Sin embargo, las partículas TiN tienen forma cuboide y el tamaño determinado y anotado en la ta-

bla II se refiere al lado de un cuadrado de igual área que la observada. Por consiguiente, para calcular las fuerzas de anclaje es necesario convertir el tamaño medido a un radio de un hipotético círculo de área equivalente, dado por $\bar{r} = \sqrt{l/\sqrt{\pi}}$. También podría hacerse la equivalencia entre volúmenes de esfera y cubo, pero esta aproximación sería peor, ya que la observación de los precipitados se realiza evidentemente sobre superficie.

Otro aspecto importante a tener en cuenta es que, sólo las partículas finas son capaces de ejercer fuerzas de anclaje importantes, como fácilmente se deduce de las ecuaciones anteriores. En este sentido, el problema a resolver sería conocer o estimar el volumen precipitado debido solamente a las partículas finas. La respuesta a este problema fue ofrecida por Gao y Baker^[17], que consideraron que este volumen sería, aproximadamente, un 50 % del volumen total precipitado. Por consiguiente, el valor de f será la mitad de los volúmenes anotados en la tabla II.

El cálculo de las fuerzas impulsoras se ha hecho utilizando las ecuaciones de Zener y Gladman, respectivamente, dadas por:

$$\text{Zener}^{[16]}: F_d = 2\gamma / R \dots\dots (4)$$

$$\text{Gladman}^{[16]}: F_d = \left(\frac{3}{2} - \frac{2}{Z} \right) \frac{\gamma}{R} (5)$$

donde, Z , conocido como factor de heterogeneidad, es la relación entre el radio medio de los granos que crecen y el radio medio de los granos de la

matriz. Se ha supuesto que Z es igual a 1,5 cuando la temperatura fue de 900 °C, que es el valor mínimo que puede tomar de acuerdo con la ecuación (5), y de 2 para la temperatura de 1.200 °C.

Los resultados obtenidos para las fuerzas de anclaje y para las fuerzas impulsoras, se recogen en la tabla III. Las fuerzas de anclaje predichas por el modelo FBM son mayores que las estimadas por el modelo RBM y por la expresión de Zener. Este resultado era de esperar, ya que el modelo FBM supone que la mayoría de la partículas interactúan con el movimiento de los límites de grano^[15]. Por otra parte, los valores de las fuerzas impulsoras predichas por Gladman son inferiores a los de Zener, en un orden de magnitud.

La divergencia entre los valores obtenidos para las fuerzas de anclaje predichas por las tres expresiones anteriores, justifican que, a lo largo de los 50 años transcurridos desde que Zener propuso su ecuación, se hayan sido publicado^[9] más de 40 versiones de la misma. Otro aspecto importante a destacar es que la ecuación de Zener introduce un tamaño de precipitado y, en la práctica, lo que se obtiene, como se ha visto en los diagramas de barras, es una distribución heterogénea de tamaños y, el tamaño medio ponderado no es más que una magnitud aproximadamente representativa pero de ningún modo podría representar con exactitud la distribución de tamaños de los precipitados

Por otra parte, el crecimiento anormal de grano se produciría cuando las fuerzas de anclaje fuesen localmente inferiores a las fuerzas impulsoras ($F_p < F_d$). La comparación de los valores de F_p , pre-

dichos por Zener y RBM, respectivamente, con las fuerzas impulsoras, F_d , predichas por Zener, indica que las últimas son siempre mayores, pero al ser valores muy próximos puede decirse que se ha alcanzado un cierto equilibrio entre ambas fuerzas. Si la comparación se hace entre las fuerzas de anclaje, F_p , anteriores y la fuerzas impulsoras, F_d , predichas por Gladman, las primeras son siempre mayores, lo que significa que el grano de la matriz estaría siempre controlado y el crecimiento anormal sería imposible. Por último, si se comparan los valores F_p predichos por el modelo FBM con los valores de F_d de Zener y Gladman, respectivamente, se llega a la misma conclusión, es decir, no sería posible el crecimiento anormal de grano.

Si se tiene en cuenta que los volúmenes precipitados de las partículas TiN son, prácticamente, constantes entre 900 y 1.200 °C, se deduce que la causa más probable del crecimiento anormal en estos aceros sería el engrosamiento de las partículas con la temperatura, más que la disolución de los precipitados.

Si se comparan las fuerzas de anclaje de los aceros A y C, se ve que, en algunos casos, son mayores para el acero C y, en otros, prácticamente iguales y, en consecuencia, este acero debería haber presentado un tamaño medio de grano más pequeño. Sin embargo no fue así, lo que se atribuye a que la presencia de las partículas AlN en el acero C y su pronta disolución a temperaturas inferiores a 1.100 °C, de acuerdo con su temperatura de solubilidad^[3], causarían una notable caída en las fuerzas de anclaje producidas por estas partículas, produciendo el

Tabla III. Fuerzas de anclaje (F_p) e impulsoras (F_d) calculadas a 900 °C y 1.200 °C para los aceros estudiados

Table III. Estimated pinning (F_p) and driving (F_d) forces at 900 °C and 1200 °C for the most representative steels

Acero	Temperatura (°C)	\bar{r} (nm)	Zener	RBM	FBM	Zener	Gladman
			$F_p = 3f\gamma / 2r$ (Mpa)	$F_p = 6f\gamma / \pi r$ (Mpa)	$F_p = 3f^{2/3}\gamma / \pi r$ (Mpa)	$F_d = 2\gamma / R$ (Mpa)	$F_d = \left(\frac{3}{2} - \frac{2}{Z}\right) \frac{\gamma}{R}$ (Mpa)
A	900	9,3	0,065	0,084	0,524	0,134	0,011
B		13,2	0,014	0,017	0,164	0,113	0,009
C		6,3	0,096	0,122	0,767	0,160	0,013
D		8,9	0,037	0,048	0,367	0,134	0,011
A	1.200	17,9	0,032	0,041	0,262	0,034	0,008
B		17,6	0,010	0,012	0,119	0,024	0,006
C		17,2	0,032	0,041	0,266	0,024	0,006
D		16,9	0,019	0,024	0,187	0,028	0,007

consecuente crecimiento de los granos en aquellas zonas donde, previamente, se encontrasen. Otra causa, *a priori*, sería la pronta disolución de los carbonitruros de vanadio (VCN), pero esta hipótesis es menos probable, ya que el modelo de Hillert predice un importante volumen de este tipo de precipitados en todos los aceros y, por tanto, no debe establecer diferencias entre ellos.

Finalmente, fuerzas de anclaje altas, tendrían un beneficio añadido en los aceros laminados en caliente, ya que producirían un endurecimiento de la austenita y, por consiguiente, un refinamiento en la microestructura transformada durante el enfriamiento^[18]. Otra ventaja añadida podría ser la nucleación intragranular de la ferrita sobre los precipitados de titanio durante la transformación^[19], aunque la relación entre las fuerzas de anclaje y el porcentaje de nucleación apenas se ha estudiado.

4. CONCLUSIONES

Los valores próximos de las fuerzas de anclaje e impulsoras parecen indicar que el crecimiento anormal del grano austenítico es, más bien, debido al engrosamiento de los precipitados TiN a medida que aumenta la temperatura.

La presencia de partículas AlN acentúa el crecimiento anormal del grano austenítico, debido a la pronta disolución de los mismos.

El mejor control del grano austenítico se consiguió en el acero A, con contenidos de Ti=0,044; Al=0,009; N=0,0131 (% masa) y una relación Ti/N de 3,36.

El tamaño medio de las partículas TiN en los distintos aceros estudiados fue muy similar. Esto demuestra que las diferencias encontradas en el tamaño medio de grano se debieron, más bien, a la disolución de partículas AlN.

Los valores obtenidos, tanto para las fuerzas de anclaje como para las fuerzas impulsoras, deben tomarse en cuenta con extrema precaución, ya que su valor depende del modelo o expresión tomada.

Sin embargo, pueden tenerse en cuenta para evaluar la causa que ha producido el crecimiento anormal.

Agradecimientos

Los autores desean expresar su agradecimiento al Programa Europeo CECA por la financiación de los trabajos realizados en el marco del proyecto ECSC 7210 - KA/936.

REFERENCIAS

- [1] J. KUNZE, B. BEYER, S. OSWALD y W. GRUNER, *Steel Res.* 66 (1995) 161-166.
- [2] K. NARITA, *Trans. Iron Steel Inst. Jpn.* 15 (1975) 145-152.
- [3] E.T. TURKDOGAN, *Iron Steelmaker* 3 (1989) 61-75.
- [4] K. INQUE, I. ONHUMA, H. OHTANI, K. ISHIDA y T. NISHIZAWA, *ISIJ Int.* 38 (1998) 991-997.
- [5] H. WADA y R.D. PEHILKE, *Metall. Trans. B* 16 (1985) 815-822.
- [6] H. BAUMGART y C. STRASSBURGER, *Steel Res.* 56 (1985) 645-650.
- [7] J.R. PAULES, *Iron Steelmaker* 18 (1991) 41-44.
- [8] S.F. MEDINA, M. CHAPA, P. VALLES, A. QUISPE y M.I. VEGA, *ISIJ Int.* 39 (1999) 930-936.
- [9] P.A. MANOHAR, M. FERRY y T. CHANDRA, *ISIJ Int.* 38 (1998) 913-924.
- [10] T. GLADMAN, *Ironmaking Steelmaking* 16 (1989) 241-245.
- [11] C. WAGNER, *Z. Elektrochem.* 65 (1961) 581-591.
- [12] P. REYNOLDS, *Ironmaking Steelmaking* 18 (1991) 52-58.
- [13] P.R. RÍOS, *Mater. Sci. Technol.* 4 (1988) 324-327.
- [14] M. HILLERT, *Acta Metall.* 13 (1965) 227-238.
- [15] O. KWON and A.J. DEARDO, *Acta metall. Mater.* 39 (1991) 529-538.
- [16] T. GLADMAN y D.J. SENOGLES, *Proc. of the 8th Conference on Titanium Technology in Microalloyed Steels*, The Institute of Materials, London, 1997, p. 83.
- [17] N. GAO y T.N. BAKER, *ISIJ Int.* 38 (1998) 744-751.
- [18] R. ABAD, A.I. FERNÁNDEZ y B. LÓPEZ, *Rev. Metal. Madrid* 37 (2002) 10-17.
- [19] C. CAPDEVILA, F.G. CABALLERO y C. GARCÍA DE ANDRÉS, *Rev. Metal. Madrid* 38 (2002) 183-194.

Fe de erratas: En el nº anterior (vol. 39(6)) se produjo un error en el artículo "Crecimiento anormal del grano austenítico en el acero microaleado 38MnSiVSS y determinación de las fuerzas impulsoras y de anclaje" de S.F. MEDINA, M. CHAPA, M. GÓMEZ, A. QUISPE, V. LÓPEZ y B. FERNÁNDEZ. La figura 7 en la página 412, no debió ser la publicada. La figura 7, correcta, debió ser:

