

INTERACCIÓN DE LOS MODOS DE PRECIPITACIÓN EN EL ENDURECIMIENTO DE LOS ACEROS MICROALEADOS

INTERACTION BETWEEN THE PRECIPITATION MODES IN THE HARDENING OF THE MICROALLOYED STEELS

E. V. MORALES^{a†}, R. SILVA GONZÁLEZ^a, I. S. BOTT^b, H.-J. KESTENBACH^c

a) Departamento de Física. Universidad Central "Martha Abreus" de Las Villas. CP 54830. Santa Clara. VC. Cuba. evalen@uclv.edu.cu[†]

b) Departamento de Engenharia de Materiais/DEMa, Pontifícia Universidade Católica de Rio de Janeiro/PUC-Rio, Rua Marques de S. Vicente 225, Gávea, Rio de Janeiro, RJ, CEP 222541-900, Brazil.

c) Departamento de Engenharia de Materiais/DEMa. Universidade Federal de São Carlos. Rod. Washington Luis, Km 235, CEP 13565-905, São Carlos. SP. Brasil.

† autor para la correspondencia

Received 16/9/2015; Accepted 30/9/2015

PACS: Precipitation hardening, 81.40.Cd; TEM, 68.37.Lp; Precipitation in phase transformations, 81.30.Cd; Yield stress, 62.20.fg; Metals, 64.70.Kd.

I. INTRODUCTION

En los aceros microaleados es normalmente aceptado que el incremento de la resistencia de la matriz ferrítica se deba entre otros factores a la formación de finos precipitados. Estos carburos y/o carbonitruros pueden ser originados en la fase austenítica dada la baja solubilidad de los mismos con la temperatura, durante la transformación $\gamma \rightarrow \alpha$, conocida como precipitación interfásica, y sobre las dislocaciones en la ferrita sobresaturada a las más bajas temperaturas [1–4]. La precipitación en estas dos últimas situaciones es más fina y conforme con algunos autores [5, 6], puede ser coherente o semicoherente con la matriz ferrítica aspecto significativo en la elevación de la resistencia mecánica de los aceros microaleados.

Una extensa discusión referente a los mecanismos de endurecimiento por precipitación se encuentra en la literatura [7–9]. En realidad si los finos precipitados aparecen en la ferrita no puede categorizarse que el mecanismo de corte de partículas propuesto por Nicholson [8] nunca suceda y solo predomine el bordeo de ellas por las dislocaciones según el modelo de Orowan [10]. Se reporta [9] que una evidencia directa de los mecanismos por los cuales las dislocaciones atraviesan las interfases de las partículas precipitadas en los aceros microaleados y laminados en caliente aun no está del todo claro, debido básicamente a las dificultades en observar estas pequeñas partículas en las estructuras deformadas. No obstante, la generalidad de los resultados publicados [9] referentes al endurecimiento por precipitación en esta clase de aceros confirma la existencia de una relación inversa entre la resistencia mecánica con el tamaño de partícula, aspecto a favor del mecanismo de Orowan, ya que la tensión de corte de las partículas muestra una relación directa con sus tamaños [8].

Observaciones por microscopía electrónica de transmisión (MET) de finos carbonitruros, formados aleatoriamente

durante la transformación de la austenita en ferrita ($\gamma \rightarrow \alpha$) mostraron que los precipitados con tamaños aproximadamente de 3 a 6 nm eran totalmente incoherentes con la matriz [11, 12]. Esto puede indicar que el modelo de endurecimiento propuesto por Orowan puede operar desde estadios muy tempranos para estas finas partículas y por lo tanto constituir un mecanismo fundamental en el endurecimiento de estos aceros.

La aplicación de la teoría de Orowan para la precipitación interfásica encontrada en un acero microaleado al Niobio [13] explicó satisfactoriamente el incremento de los niveles de resistencia mecánica. Los autores [13] asumieron que la distancia entre las hileras de carbonitruros se podía corresponder numéricamente con el espaciamiento observado entre las partículas de una distribución aleatoria. Con esta hipótesis fue posible estimar, con mayor confiabilidad, el aumento de la resistencia mecánica de este acero microaleado donde operaron distintos modos de precipitación después del tratamiento termomecánico.

II. TEORIA DE OROWAN-ASHBY

La primera contribución importante para explicar el endurecimiento de las aleaciones por partículas no deformables dispersas se debió a Orowan [10], quién estableció una relación entre la tensión de cizallamiento (τ) con la distancia entre las partículas (L).

$$\tau = \frac{G \cdot b}{L} \quad (1)$$

siendo G el módulo de cizalladura y b el vector de Burgers de las dislocaciones.

Posteriormente, Ashby [14] realizó estudios sobre los mecanismos de endurecimiento por precipitación, donde considera principalmente la naturaleza de las dislocaciones

(cuña o helicoidal) y la interacción entre las mismas. De esta forma un estimado para el endurecimiento teniendo en cuenta solo las dislocaciones de cuña, es dado por:

$$\tau_c = \left(\frac{G \cdot b}{2\pi L} \right) \ln \left(\frac{x}{2b} \right) \quad (2)$$

Consecuentemente, considerando los defectos de línea helicoidales:

$$\tau_h = 1.5 \left(\frac{G \cdot b}{2\pi L} \right) \ln \left(\frac{x}{2b} \right) \quad (3)$$

donde x es el diámetro medio de las partículas en el plano de deslizamiento de las dislocaciones.

El endurecimiento resultante dado por la dispersión de las partículas debe considerar la interacción entre los dos tipos de dislocaciones. Por tanto, fue tomado la media geométrica [15] de las expresiones 2 y 3, o sea:

$$\tau = 1.2 \left(\frac{G \cdot b}{2\pi L} \right) \ln \left(\frac{x}{2b} \right) \quad (4)$$

Considerando además el carácter aleatorio de la distribución de partículas en la matriz, apoyado en los trabajos de Kocks [16] y Foreman & Makin [17], el incremento de la resistencia mecánica puede ser expresado por:

$$\tau = (0.84) \cdot 1.2 \left(\frac{G \cdot b}{2\pi L} \right) \ln \left(\frac{x}{2b} \right) \quad (5)$$

Dada la dificultad para determinar el diámetro medio de las partículas en el plano de deslizamiento (x), es conveniente emplear en la ecuación 5 el diámetro medio observado en las láminas finas (d) observadas al MET. La correlación entre estos parámetros microestructurales, que fue primeramente propuesta por Fullman y citada por Gladman [18], es dada por la ecuación 6:

$$x = \sqrt{\frac{2}{3}} d \rightarrow x = 0.82d \quad (6)$$

Como el factor de Taylor para estos aceros se aproxima a dos [18], $G = 80300$ MPa y $b = 2.5 \cdot 10^{-4} \mu m$ en la ferrita, se obtiene la expresión para el endurecimiento por precipitación según el modelo de Orowan- Ashby [MPa]:

$$\sigma_{o-a} = \left(\frac{6.5}{L} \right) \ln(1640 \cdot d) \quad (7)$$

Si se asume una distribución aleatoria de partículas con diámetro medio d , la ecuación 7 puede ser modificada por la inclusión de la fracción volumétrica de esa dispersión. Se demuestra [18] que la distancia entre partículas L está relacionada con el número de precipitados interceptados por unidad de área por el plano de deslizamiento (n_s), a través de la relación:

$$L = \sqrt{\frac{1}{n_s}} \quad (8)$$

la cual es considerada válida solo para pequeñas fracciones volumétricas, caso común en los aceros microaleados. La

dependencia de n_s con la fracción de área (f_a) ocupada por las partículas es expresada por:

$$f_a = n_s \left(\frac{\pi x^2}{4} \right) \rightarrow \frac{4f_a}{\pi x^2} \quad (9)$$

Siendo asumida una distribución aleatoria de precipitados esféricos, la fracción volumétrica (f_v) debe ser igual a la fracción de área (f_a) [9,19]. De lo expuesto, se sustituye 9 en 8 y como consecuencia la expresión 7 se modifica a la conocida expresión σ_{GL} propuesta por Gladman [18], que puede ser utilizada para el cálculo de los incrementos de resistencia (en MPa) para la dispersión aleatoria de precipitados finos en los aceros microaleados:

$$\sigma_{GL} = \left(\frac{8.94 \cdot \sqrt{f_v}}{d} \right) \ln(1640 \cdot d) \quad (10)$$

III. APLICACIONES DEL MODELO DE OROWAN-ASHBY

La evidencia experimental registrada en la literatura [20–23] muestra la ocurrencia heterogénea (solamente en una fracción de los granos) de la precipitación interfásica en los aceros microaleados tratados con diferentes esquemas de tratamientos térmicos partiendo de altas temperaturas de solubilización de los elementos microaleantes. Teniendo en cuenta las características de este modo de precipitación se utilizó el modelo de Orowan-Ashby en dos casos de estudio concretos.

El primer caso de estudio fue tomado de los datos experimentales publicados por Freeman & Honeycombe [24] correspondiente a un acero microaleado al titanio, donde conocidas las características de la precipitación interfásica, como tamaño y distancia entre las hileras de las partículas, se pudo justificar el uso del modelo de Orowan-Ashby y de esta forma calcular la fracción de granos que presentaron dicho modo de precipitación.

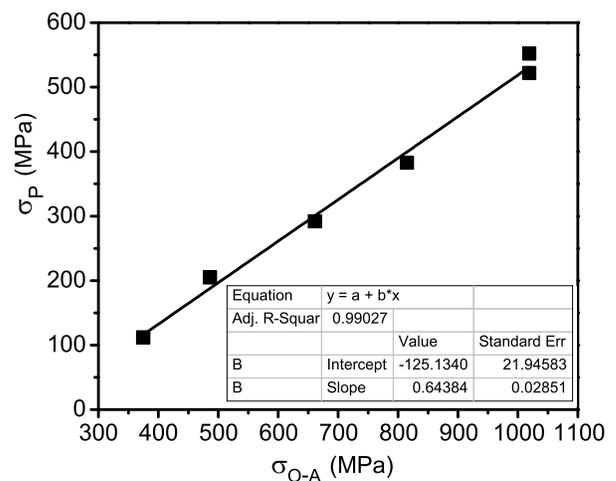


Figura 1. Correlación entre el endurecimiento por precipitación ($\sigma_y - \sigma_G = \sigma_p$) y el incremento en el límite de fluencia calculado según el modelo de Orowan- Ashby.

En este caso de estudio la composición aproximada del acero microaleado al titanio fue: 0.11 % C, 0.18 % Mn y

0.55% Ti. Se realizó un tratamiento de solubilización a alta temperatura (1250°C), seguida de transformaciones isotérmicas entre 600 y 850°C. Estos tratamientos térmicos garantizaron que una gran parte de los carbonitruros de titanio precipitaran en la forma interfásica, durante la transformación $\gamma \rightarrow \alpha$. Lo anterior mostró que muy poco soluto estaría en solución para precipitar posteriormente en la ferrita, dado la baja solubilidad del titanio con el descenso de la temperatura y tampoco en la fase austenítica por la rapidez en el enfriamiento a las temperaturas de los tratamientos isotérmicos. De este modo, fue posible registrar cambios significativos tanto en los tamaños de partículas como en el espaciamiento entre las hileras de precipitados para los distintos tratamientos isotérmicos y, consecuentemente, diferentes niveles de endurecimiento por precipitación. Los datos relativos a las distribuciones de partículas observadas por Freeman & Honeycombe [24] son presentados en la tabla 1. Además, en las diferentes imágenes de microscopía electrónica de transmisión (campo claro) [24] se muestra que después de los tratamientos isotérmicos, la densidad de dislocaciones se correspondió a la de los aceros recocidos ($\leq 10^8 \text{ cm}^{-2}$), por lo que la contribución al endurecimiento por dislocaciones fue despreciada.

La figura 1 correlaciona la contribución a la resistencia por precipitación obtenida experimentalmente (σ_p) con los pronósticos de Orowan - Ashby (σ_{o-a}). Se verifica una regresión lineal bien ajustada (coeficiente de correlación $R^2 = 0.99$), mostrando que el modelo de Orowan - Ashby puede ser aplicado con precisión a la estimación del incremento en la resistencia mecánica causado por la precipitación interfásica. Además la excelente correlación lineal, mostrada en la figura 1, entre la contribución al endurecimiento por precipitación determinada experimentalmente y la calculada por el modelo de Orowan-Ashby justifica la despreciable influencia del mecanismo de endurecimiento por dislocaciones.

Se calcula entonces el efecto de la precipitación interfásica, (única forma de precipitación presentada) según el modelo de Orowan-Ashby (σ_{o-a}) (ecuación 7), sobre la resistencia mecánica para los distintos tratamiento isotérmicos. Los resultados se anexaron a la tabla 1, y ponen de manifiesto que los valores calculados son muy elevados, si son comparados con los resultados experimentales para tal precipitación (σ_p)

La razón de tal discrepancia está asociada al hecho de que en el cálculo realizado se ha considerado que la precipitación interfásica ha ocurrido homogéneamente en todo el volumen del material analizado, lo cual no se corresponde exactamente con la realidad. En este sentido la utilización del modelo de Orowan-Ashby permite calcular la fracción de granos que presentaron la precipitación interfásica para los diferentes tratamientos isotérmicos a través de la relación:

$$\sigma_y = \sigma_G + X_I \cdot \sigma_{o-a} \quad (11)$$

Donde σ_y es el valor experimental del límite de fluencia (MPa), σ_G la contribución a la resistencia mecánica de los efectos combinados de la fricción interna de la red cristalina (tensión de Peierls), composición química del acero y tamaño de grano y X_I es la fracción de granos que experimentó la precipitación interfásica.

Tabla 1. Parámetros microestructurales y resistencia mecánica del acero microaleado según Freeman & Honeycombe [24]. Contribución al endurecimiento por precipitación según el modelo de Orowan-Ashby. **Legenda:** T (Temperatura de Transformación), d (Tamaño Medio de Partículas), L (Distancia Media entre Hileras), (σ_y) (Límite de Fluencia), y σ_p y σ_{o-a} (los endurecimientos por precipitación y calculados por Orowan-Ashby, respectivamente).

T °C	(d) [nm]	(L)[nm]	(σ_y) [MPa]	(σ_G) [MPa]
600	4	12	696	144
650	4	12	667	145
700	4	15	500	117
750	4	18.5	412	120
800	9	36	333	128
850	23	63	225	113

(σ_p) = ($\sigma_y - \sigma_G$) [MPa]	(σ_{o-a}) [MPa]
552	1019
522	1019
383	815
292	661
205	486
112	375

De esta manera se tiene:

$$X_I = \frac{\sigma_y - \sigma_G}{\sigma_{o-a}} \quad (12)$$

La figura 2 muestra la variación de la fracción de granos que presentaron la precipitación interfásica con el cambio de la temperatura de transformación. Así, en la medida que el grado de subenfriamiento aumenta decrece la cantidad mínima de energía necesaria para la formación de los núcleos. En esta situación la difusividad de los átomos de soluto a través de la matriz se dificulta, haciendo que tanto el tamaño como la distancia entre las hileras de partículas decrezca, de modo que el número de sitios preferenciales para la precipitación y la fracción de granos con precipitación interfásica aumente.

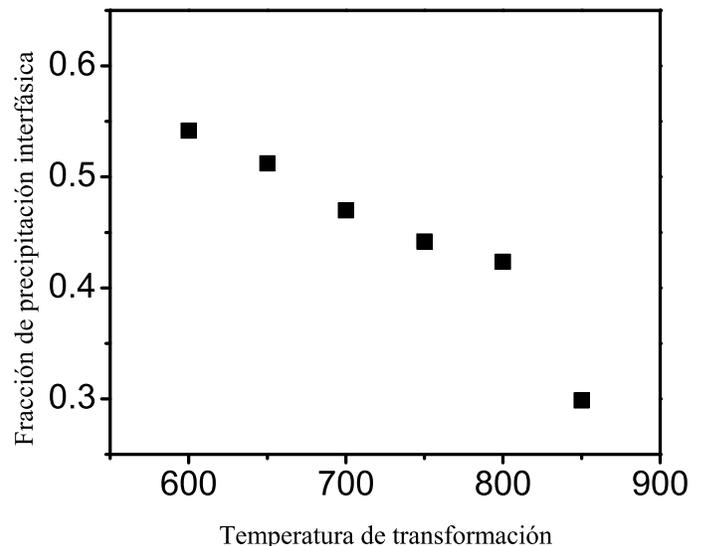


Figura 2. Variación de la fracción de áreas (granos) que presentan precipitación interfásica con el aumento de la temperatura de transformación.

Este caso de estudio sólo presentó una única forma de precipitación, la interfásica y precisamente este modo de precipitación fue el único contribuyente al endurecimiento por precipitación. No obstante, la literatura presenta la ocurrencia de otros modos de precipitación tales como la precipitación de carbonitruros sobre las dislocaciones existentes en la matriz ferrítica o sobre sitios preferenciales en la austenita [11,25]. Para esas partículas la aplicación de la expresión 7 del modelo de Orowan – Ashby puede no responder bien cuantitativamente, debido a las dificultades en la obtención de los datos experimentales estadísticamente confiables sobre la distribución de precipitados. Se debe también destacar que en una dispersión heterogénea de partículas existe una enorme dificultad en determinar estadísticamente la distancia media entre los precipitados en un mismo plano de deslizamiento, esto conlleva a un sobreestimado de los resultados previstos por este modelo. De este modo, la modificación propuesta por Gladman -ecuación 10- puede dar resultados más aceptables cuando la precipitación heterogénea ocurre en la austenita o en la ferrita. La determinación de la fracción volumétrica de una distribución heterogénea de partículas es más fácilmente obtenida, dada la frecuencia con que normalmente se manifiesta este tipo de precipitación.

En términos generales un aumento del límite de fluencia en aceros que presentan una distribución de partículas es causado por la interacción de éstas con un arreglo de dislocaciones existentes en la matriz. Algunos autores [26,27] cuestionan el aspecto aditivo de los diferentes mecanismos que actúan en el endurecimiento de los aceros microaleados. En estos materiales, cuando es significativa la densidad de dislocaciones, las pequeñas partículas interactuarán con los defectos cristalinos afectando su distribución y movilidad, esto hace que su densidad y camino libre cambien y como resultado variará la contribución al endurecimiento debido a la densidad de dislocaciones. De manera recíproca, si se altera el arreglo de dislocaciones se cambia significativamente las condiciones necesarias para el endurecimiento por precipitación. En otras palabras: ambos mecanismos (precipitación y dislocaciones) están correlacionados de una forma más simple si se considera en esta interacción la media geométrica de los efectos individuales, en lugar de adoptar una suma aritmética ó pitagórica de éstos.

Un razonamiento similar podría ser aplicado para evaluar la contribución al endurecimiento de aceros microaleados laminados en caliente que manifiesten diferentes modos de precipitación de los carbonitruros (en la austenita, interfásica y sobre las dislocaciones en la ferrita) y donde sea despreciable la contribución al endurecimiento por la interacción de las propias dislocaciones. Cada modo de precipitación tiene sus peculiaridades, induciendo diferencias significativas entre las regiones. De cierta forma esto debe alterar la estructura del arreglo de dislocaciones (baja densidad) y, consecuentemente, la contribución al endurecimiento causado por cada tipo de precipitación en el acero. Tal vez una sumatoria de sus efectos represente un sobrestimado de la resistencia real, siendo necesario

considerar la media geométrica entre los distintos modos de precipitación.

Con el propósito de evaluar los efectos interactivos abordados, se analizó un segundo caso de estudio donde el incremento de la resistencia por precipitación es causado por una dispersión de finos carbonitruros de niobio, los cuales precipitaron en diferentes estadios durante el enfriamiento continuo del acero microaleado (dos modos de precipitación, en la austenita e interfásica).

Tabla 2. Composición química del acero comercial microaleado al Niobio y laminado en caliente, (wt %).

C	Si	Mn	Al	Nb	N	Fe
0.071	0.014	0.68	0.035	0.043	0.0096	Rest

El material utilizado para este segundo caso de estudio fue un acero comercial microaleado al Nb y laminado en caliente hasta un espesor de 10 mm. La composición química del material estudiado y las condiciones del procesamiento industrial se muestran en las tablas 2 y 3. Microscopía óptica y electrónica fueron empleadas para estudiar la microestructura del acero y el origen de la precipitación, así como también las fracciones volumétricas y tamaños de las partículas precipitadas. Esto unido a los ensayos mecánicos de fluencia y a las relaciones empíricas que correlacionan la estructura con las propiedades mecánicas permitieron hacer un estimado cuantitativo de las diferentes contribuciones al endurecimiento del acero, (para más detalles ver [28]).

Tabla 3. Parámetros del procesamiento industrial del acero microaleado al Nb y laminado en caliente. **Leyenda:** T_D (Temperatura de desbaste), T_o (Temperatura inicio de laminado final), T_f (Temperatura fin de laminado final), V_o (Velocidad de enfriamiento), T_B (Temperatura de bobinado) y ΔD_f (Espesor final).

Acero	T_D [°C]	T_o [°C]	T_f [°C]
Nb	1150	1080	890

V_o [°C/s]	T_B [°C]	ΔD_f [mm]
10	650	10

Tabla 4. Distribución del Nb(C, N) y estimados del endurecimiento según las expresiones de Orowan-Ashby y Gladman para el acero comercial microaleado al Nb y laminado en caliente [28]. **Leyenda:** d (Tamaño medio de las partículas), x (fracción volumétrica), L (Distancia Media entre Hileras), σ_{o-a} (Endurecimiento Orowan- Ashby) y σ_{GL} (Endurecimiento Gladman).

Origen de la precipitación	d [nm]	$x(10^{-4})$
γ	3 – 8	1.12
γ	8 – 12	0.9
Interfásica	7	-

L[μ m]	σ_{o-a} [MPa]	σ_{GL} [MPa]
-	-	40
-	-	24
0.06	263	-

El análisis por microscopía electrónica de transmisión (MET) en laminas finas del acero microaleado logró identificar

dos modos diferentes de precipitación: en la austenita y la interfásica [28]. Las observaciones realizadas en las muestras constataron que la primera tuvo preponderancia en todos los granos analizados, mientras que la precipitación de carbonitruros en forma de hileras solo fue observada en apenas dos regiones de las veinte que fueron cuidadosamente analizadas. La tabla 4 muestra las medidas cuantitativas de las distribuciones de partículas encontradas y sus respectivas contribuciones al endurecimiento. Estas contribuciones al endurecimiento, causadas por la dispersión de precipitados, fueron calculadas según las expresiones de Orowan-Ashby y Gladman, expresiones 7 y 10 respectivamente.

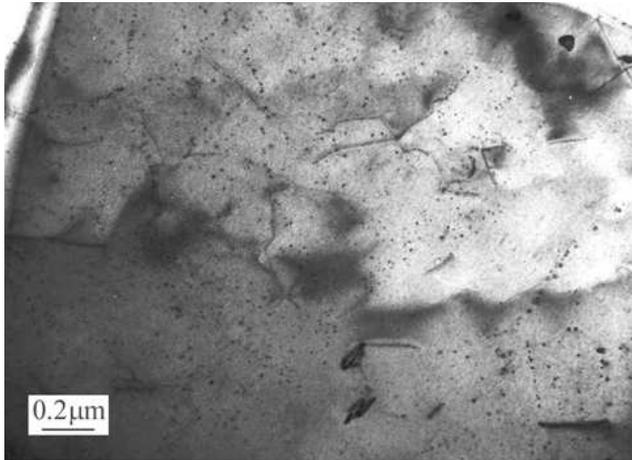


Figura 3. Contraste de dislocaciones en un grano de ferrita poligonal del acero comercial microaleado al Nb y laminado en caliente.

Se determinó experimentalmente (detallado en [28]) para este acero microaleado un incremento en la resistencia por precipitación de aproximadamente 60 MPa. Se consideraron los efectos de los elementos de aleación y el tamaño del grano ferrítico determinado por microscopía óptica y electrónica de barrido ($10\mu\text{m}$). También en este acero se pudo despreciar la contribución al endurecimiento por dislocaciones pues su densidad en la ferrita poligonal fue la típica de los aceros recocidos ($\sim 10^8\text{cm}^{-2}$) [22] (ver Figura 3). La aplicación del modelo de Gladman permitió estimar el efecto de la dispersión fina de partículas en la austenita (σ_{GL}), que provocó un aumento aproximado de 64 MPa en el límite de fluencia del acero investigado. La micrografía presentada en la figura 4 muestra un grano con precipitación interfásica, de la cual se puede estimar un tamaño medio de las partículas de 7 nm y una distancia entre las hileras de aproximadamente $0.06\mu\text{m}$. Aplicando el modelo de Orowan-Ashby (σ_{o-a}) para esta dispersión de carbonitruros se tuvo como resultado un incremento de 263MPa en el límite de fluencia.

A pesar del gran incremento que podría ser dado al límite de fluencia por la precipitación interfásica según Tabla 4, ésta tuvo un efecto más limitado, puesto que fue detectada en apenas dos de veinte regiones cuidadosamente observadas al MET. En este sentido, se necesita estimar la probabilidad para la cual este tipo de precipitación puede ocurrir en un volumen dado del material. Una aproximación puede ser hecha, si se determina la distancia entre las hileras de los carbonitruros (L) y el espesor de la lámina fina (t) observada

al microscopio electrónico de transmisión, así:

$$X_{obs} = \left(\frac{L}{t}\right) \cdot X_{real} \quad (13)$$

siendo X_{real} la fracción de zonas donde la precipitación interfásica debe realmente ocurrir, (L/t) expresa la probabilidad de que esta forma de precipitación sea observada y X_{obs} corresponde a la fracción de áreas con precipitación observada al MET.

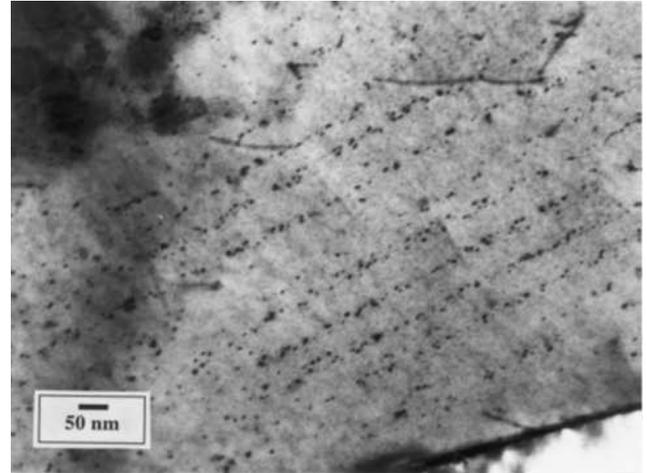


Figura 4. Precipitación interfásica en el acero comercial microaleado al Nb y laminado en caliente.

El espesor de la lámina t fue calculada [29] a través de las franjas de espesor obtenidas en el contorno entre dos granos adyacentes. El valor estimado fue aproximadamente de $0.12\mu\text{m}$, prácticamente el doble de la distancia entre las hileras de carbonitruros. De esta forma, la probabilidad (L/t) fue de 0.5 y, consecuentemente, la fracción de granos con precipitación interfásica estimada en 0.2, dado que X_{obs} correspondió a 0.1. Así, el incremento en la resistencia mecánica debido a la precipitación interfásica será aproximadamente de 53 MPa.

Teniendo en cuenta este valor de endurecimiento por precipitación interfásica con aquel obtenido por la expresión (10) de Gladman para las partículas originadas en la austenita, $\sigma_{\gamma} = 64$ MPa, se tiene un aumento en el límite de fluencia de 117 MPa. Este valor, obtenido por la suma aritmética de las contribuciones parciales, obviamente es un sobrestimado respecto al valor de 60 MPa que fue obtenido para este mecanismo de endurecimiento. Considerando la interacción entre las formas de precipitación observadas en el acero microaleado es más factible estimar la media geométrica de las contribuciones parciales por la expresión:

$$\Delta\sigma = (\sigma_{\gamma} X_{real} \sigma_{o-a})^{1/2} \quad (14)$$

Que resultó en una contribución al endurecimiento de 58 MPa, un valor más ajustado con los resultados experimentales.

IV. CONCLUSIONES

Fue considerada la aplicación del modelo de Orowan-Ashby (tensión de fluencia controlada por la distancia entre

partículas) para justificar el endurecimiento por precipitación de carbonitruros en aceros microaleados que presentaron precipitación interfásica. Los resultados permitieron formular las siguientes conclusiones.

1. La contribución de la precipitación interfásica al endurecimiento por precipitación puede ser avalada por el modelo de Orowan-Ashby, tomando el espaciado entre las hileras como la distancia efectiva entre las partículas.
2. A pesar de haber ocurrido en pocas áreas observadas en las muestras, la precipitación interfásica parece contribuir de manera significativa en el aumento de la resistencia mecánica de los aceros microaleados.
3. La utilización del modelo de Orowan-Ashby en los aceros microaleados que solo presentaron endurecimiento por precipitación interfásica permitió estimar la fracción de granos que presentó dicho modo de precipitación.
4. En un acero comercial microaleado al niobio y laminado en caliente, un aumento del límite de fluencia alrededor de los 60 MPa fue justificado por la media geométrica de las contribuciones al endurecimiento de dos modos de precipitación distintos: precipitación en la austenita durante la laminación y la precipitación interfásica, ocurrida durante la transformación de la austenita en ferrita evidenciando la interacción entre ellos.

V. AGRADECIMIENTOS

E.V. Morales agradece a CNPq, CAPES y FAPERJ por las bolsas posdoctorales de estudio en las Universidades UFSCar y PUC-Rio, respectivamente.

REFERENCIAS

[1] R.W. K. Honeycombe; *Scand. J. Metallurgy*, 8, 21, (1979).
[2] K.J. Irvine, T. Gladman, F.B. Pickering; *J. Iron Steel Inst.*, 208, 717, (1970).
[3] S.S Campos, J. Gallego, E.V. Morales, H.-J. Kestenbach; in 'HSLA Steels 2000', ed. Liu Guoquan et. al., 629, Beijing, Metallurgical Industry Press, (2000).
[4] H.-J. Kestenbach, J. Gallego; *Scr. Mater.*, 44, 791, (2001).
[5] A.J. De Ardo; *Mater. Sci. Forum*, 15, 284, (1998).
[6] E.V. Pereloma, B.R. Crawford, P.D. Hodgson; *Mater. Sci. Eng. A299*, 27, (2001).

[7] L.M. Brown, R.K. Ham; *Strengthening Methods in Crystals*, eds. A Kelly and R.B. Nicholson, London Elsevier, 9, (1971).
[8] R.B. Nicholson; *Effect of Second Phase Particles on the Mechanical Properties of Steel*, *J. Iron Steel Inst.* London, 1, (1971).
[9] T. Gladman; *The Physical Metallurgy of Microalloyed Steels*, The Institute of Materials, London, 49, (1997).
[10] E. Orowan; *Internal Stress in Metals and Alloys*. The Institute of Metals, London, 451, (1948).
[11] H.-J. Kestenbach, E.V. Morales; *Acta Microscopica*, 7(1), 22, (1998).
[12] E.V. Morales, J. Gallego, H.-J. Kestenbach; *Phil. Mag. Lett.*, 83(2), 79, (2003).
[13] R.M. Brito, H.-J. Kestenbach; *J. Mater. Sci.*, 16, 1257, (1981).
[14] M.F. Ashby; *Acta Metall.*, 14, 679, (1966).
[15] S.A. Argon; *Physics of Strength and Plasticity*, MIT Press, Cambridge, Massachusetts, 113, (1969).
[16] U.F. Kocks; *Phil. Mag.* 13, 541, (1966).
[17] A.J.E. Foreman, M.J. Makin; *Phil. Mag.* 14, 911, (1966).
[18] T. Gladman, D. Dulieu, I.D. McIvor; in *Microalloying'75*, New York, Union Carbide, 32, (1977).
[19] J.W. Martin; *Micromechanisms in Particle-Hardened Alloys*, Cambridge university Press, U.K., 40, (1977).
[20] W.B. Morrison; *J. Iron Steel Inst.*, 201, 317, (1963).
[21] A.T. Davenport, L.C. Brossard, R.C. Miner; *J. Met.*, 27, 21, 1975.
[22] S.S Campos, E.V. Morales, H.-J. Kestenbach; *Metall. Mater. Trans. A.*, 32, 1245, (2001).
[23] H.-J. Kestenbach, S. S. Campos, E. V. Morales; *Mater. Sci. Techn.*, 22,(6), 615, (2006).
[24] S. Freeman, R.W.K Honeycombe; *Metal Science*, 2, 59, (1977).
[25] A. Itman, K.R. Cardoso, H.-J. Kestenbach; *Mater. Sci. Technol.*, 13, 49, (1997).
[26] J.C. Williams, A.W. Thompson; *Metallurgical Treatises, USA-China Bilateral Conference*, eds. J.K. Tien and J.F. Elliot, Nov., 13, Beijing, 487, (1981).
[27] L. Jian, S. Fuyu, X. WenChong; *Scr. Metall. Mater.*, 24(7), 1393, (1990).
[28] E.V. Morales, H.-J. Kestenbach; *Rev. Metal Madrid*; 34(6), 488, (1998).
[29] H.-J. Kestenbach, W.J. Botta Filho; *Microscopia Eletrônica: Transmissão e Varredura*, São Paulo, SP, Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 80, (1994).