

INFLUENCIA MUTUA DE LA DEFORMACIÓN Y COMPOSICIÓN QUÍMICA SOBRE LA PRECIPITACIÓN INDUCIDA EN ACEROS MICROALEADOS

Alberto Quispe Cohaila¹; Sebastian Medina²

RESUMEN

Mediante ensayos de torsión y usando del método "back extrapolation" se ha determinado la cinética de recristalización estática de aceros microaleados con V, Nb y Ti y, a partir de las mismas ha sido posible dibujar los diagramas recristalización-precipitación-tiempo-temperatura (RPTT) además, muestran gráficamente la interacción Recristalización-Precipitación. Estos diagramas muestran que el efecto de la deformación en la cinética de precipitación depende del contenido de microaleante. En este sentido, una nueva expresión se ha propuesto para relacionar la dependencia de la deformación y la composición química con el periodo mínimo de incubación de la precipitación inducida.

Palabras Clave: Deformación, microaleados, diagrama RPTT, cinética de precipitación, periodo de incubación.

Influence Mutual of the Deformation and Chemical Composition on Induced Precipitation in Microalloyed Steels

ABSTRACT

By means of torsion test and applying the "back extrapolation" method, static recrystallization kinetics in microalloyed steels with V, Nb and Ti has been determined and, recrystallization-precipitation-time-temperature (RPTT) diagram have been plotted, also, graphically show the Recrystallization-Precipitation interaction. These diagrams show that the effect of the deformation in the precipitation kinetics depends of the microalloyed content. In this sense, new expression are proposed to relate the dependence of the deformation and the chemical composition with the minimum incubation time in the precipitation kinetics.

Keywords: Deformation, microalloyed, RPTT diagram, precipitation kinetic, incubation time.

I. INTRODUCCIÓN

La recristalización estática de los aceros microaleados es diferente antes y después de la precipitación inducida por la deformación. En el primer caso todos los elementos están en solución y la cinética de la recristalización ocurre de la misma forma que en los aceros de baja aleación, donde los diferentes elementos de aleación contribuyen en mayor o menor medida a retrasar la recristalización^[1-3]. A medida que la temperatura descende se alcanza una temperatura crítica, a partir de la cual la recristalización estática es momentáneamente inhibida por efecto de los precipitados inducidos por la deformación. Esta inhibición momentánea aparece como un "plateau" en las curvas de fracción recristalizada frente al tiempo^[4]. La buena definición de la meseta permite trazar la curva de recristalización-precipitación-tiempo-temperatura (RPTT) y consecuentemente obtener un mayor

conocimiento que las condiciones de laminación, ejercen sobre la microestructura de estos aceros^[5, 6]. Antes y después del "plateau", la curva de fracción recristalizada obedece a la ley de Avrami. El límite entre las dos fases se denomina temperatura crítica de recristalización estática (SRCT). Hasta muy reciente se consideraba que la influencia de la deformación en la cinética de precipitación era independiente de otras variables, como son el contenido y naturaleza de los microaleantes, temperatura, etc.^[7]. Sin embargo, Medina y Col.^[8-10], en trabajos llevados a cabo en aceros microaleados con Ti, V y Nb demostraron experimentalmente que existe una interdependencia de la deformación con el contenido de microaleante sobre el periodo de incubación de la precipitación inducida, adoptando una nueva expresión que difiere conceptualmente de la expresión teórica de Dutta y

(1) Dr. en Ingeniería Industrial

(2) Dr. en Física

Sellars [7].

II. MATERIALES Y PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

Los aceros fueron fabricados por el proceso de refusión bajo electroescoria (ESR) en una unidad capaz de producir lingotes de 30 Kg. En Tabla I se muestra la composición química de los aceros estudiados. Las probetas usadas para torsión, tenían 50 mm de longitud útil y 3 mm de radio, donde previamente a la deformación las probetas eran austenizadas a temperaturas muy altas ($\approx 1200^\circ\text{C}$) durante 10 min. A continuación la temperatura era reducida rápidamente hasta la temperatura de ensayo. Previamente se determinó el tamaño de grano austenítico (Tabla I) a las temperaturas de austenización mediante la técnica de intersección lineal, analizando veinte campos para cada probeta. La técnica dilatómétrica fue usada para determinar la temperatura de transformación A_{c3} (Tabla I). Conociendo estas temperaturas de transformación se eligieron temperaturas de ensayo que corresponden a la fase austenita.

La fracción recrystalizada fue determinada utilizando el método conocido como "Back Extrapolation" para diferentes temperaturas, deformaciones equivalentes de 0,20 y 0,35 y una velocidad de deformación constante de $3,63 \text{ s}^{-1}$ ($\approx 1000 \text{ rev/min}$). Las deformaciones aplicadas fueron programadas y luego calculadas sobre la superficie cilíndrica de la probeta de acuerdo al criterio de Von Mises^[11].

III. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

3.1 Recristalización Estática

En los aceros estudiados las curvas de fracción recrystalizada (X_a) frente al tiempo algunas curvas muestran la formación de un "plateau", por ejemplo, en la Fig. 1a (acero V5) se observa en las curvas correspondientes a 900°C , 850°C y 800°C para una deformación de 0,35. Las curvas correspondientes a temperaturas mayores tienen la forma "sigmoideal" de la ley de Avrami. La precipitación no inhibe la recrystalización permanentemente y luego progresa otra vez hasta que se completa, siguiendo la forma "sigmoideal" registrada antes de la formación del "plateau". Por tanto, antes y después del "plateau", la cinética de recrystalización obedece a la ley de Avrami.

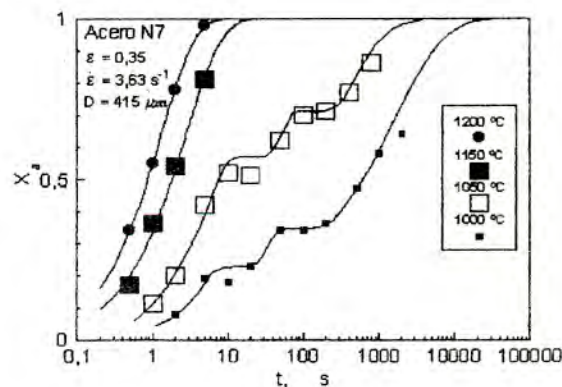
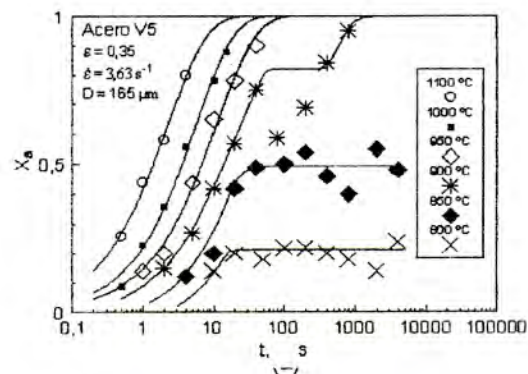
Sin embargo, los aceros N4 y N7 son diferentes debido a que muestran doble "plateau" como se muestra en la Fig. 1b (acero N7) en las curvas correspondientes a 1050°C y 1000°C para una deformación de 0,35. Este fenómeno, se interpreta como la formación de dos tipos de precipitados que

comienzan a formarse prácticamente a la misma temperatura. Una vez que la cinética de precipitación de la primera ha finalizado (primer "plateau"), la recrystalización continúa, hasta que la segunda precipitación empieza a ocurrir y una vez que finaliza, la recrystalización continúa hasta el 100%.

Tabla 1. Composición química de los aceros (% peso); austenización ($^\circ\text{C} \times 10 \text{ min}$); tamaño de grano (D); y temperatura crítica de enfriamiento (A_{c3} , a $0,20^*$ y $0,25^* \text{ C/s}$).

Acero	C	Si	Mn	N	X_a	Austenización ($^\circ\text{C} \times 10 \text{ min}$)	D (μm)	A_{c3} ($^\circ\text{C}$)
V1	0,11	0,24	1,10	0,0105	$V = 0,043$	1230	172	786*
V2	0,12	0,24	1,10	0,0123	$V = 0,060$	1230	167	782*
V3	0,11	0,24	1,00	0,0144	$V = 0,093$	1230	165	784*
V5	0,33	0,22	1,24	0,0146	$V = 0,076$	1200	165	716
V6	0,35	0,21	1,23	0,0121	$V = 0,033$	1200	170	715
V8	0,38	0,22	1,42	0,0190	$V = 0,120$	1200	157	721
T1	0,15	0,24	1,12	0,0105	$Ti = 0,021$	1230	29	791*
T2	0,15	0,27	1,25	0,0100	$Ti = 0,055$	1230	95	774*
T3	0,15	0,26	1,10	0,0102	$Ti = 0,075$	1230	90	779*
N1	0,11	0,24	1,08	0,0058	$Nb = 0,024$	1250	210	768*
N2	0,21	0,24	1,23	0,0112	$Nb = 0,041$	1250	122	786*
N3	0,21	0,18	1,32	0,0119	$Nb = 0,093$	1250	116	786
N4	0,21	0,19	1,14	0,0061	$Nb = 0,058$	1250	190	679
N7	0,29	0,22	1,30	0,0062	$Nb = 0,058$	1295	415	751
N8	0,20	0,20	1,00	0,0056	$Nb = 0,007$	1250	140	770
N9	0,46	0,24	1,25	0,0100	$Nb = 0,009$	1250	190	704

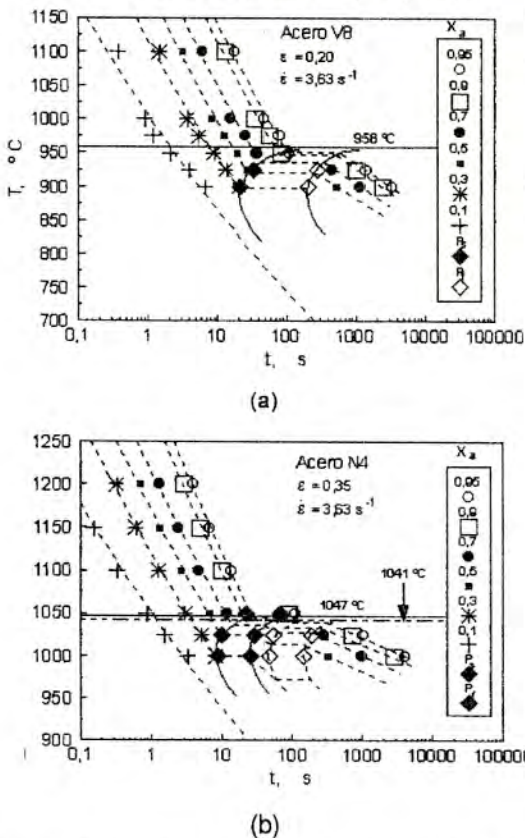
Fig. 1. Fracción recrystalizada (X_a) frente al tiempo (t). Acero: (a) V5 v (b) N7



3.2. Diagramas RPTT

De las curvas de fracciones recrystalizadas (X_a) se determinaron los diagramas RPTT mediante lectura de las temperaturas y tiempos correspondientes a los puntos de intersección de diferentes fracciones recrystalizadas (0,1; 0,3; 0,5; 0,7; 0,9 y 0,95) y, las curvas (P_s) y (P_f) de inicio y final de precipitación, respectivamente, dadas por los puntos de inicio y final de los "plateaus". De este modo se traza los diagramas RPTT como se muestran en la Fig. 2a-b (Aceros V8 y N4). Se observa que la fracción recrystalizada no varía entre las curvas de inicio (P_s) y final (P_f) de la precipitación y que esta es representada por una línea horizontal. Una vez que las líneas de cada fracción recrystalizada han alcanzado la curva P_f continúan descendiendo con menor pendiente. Los diagramas RPTT proporcionan una valiosa información sobre el inicio de la nucleación (nariz de la curva P_s), es decir cuando el tiempo de incubación de los precipitados (t_N) es mínimo, la fracción de volumen recrystalizado es aproximadamente el 50%. Cuando la fracción de volumen recrystalizado es menor al 20%, la nucleación de los precipitados es prácticamente imposible.

Fig. 2. Diagrama RPTT. Aceros: (a) V8 y (b) N4



de la precipitación (t_N) cuyos valores se muestran en Tabla II: Se observa que los tiempos t_N y t'_N disminuyen con el aumento del contenido de microaleante y deformación. Sin embargo, puede apreciarse que las dos magnitudes no actúan independientemente y el efecto de la deformación en la cinética de precipitación depende del contenido de microaleante. La forma de las curvas RPTT muestran que el modelo establecido por Dutta y Col.[8, 12] es generalmente correcto cualitativamente. Dichos autores establecen que el tiempo $t_{0,05}$ correspondiente para una precipitación parcial de 5% está relacionada con el contenido de microaleante (w) y deformación (e) cuya relación es:

$$t_{0,05} \propto w^{-v} \epsilon^{-\beta}$$

De acuerdo con la ecuación (2) y aceptando que $t_{0,05}$ y t'_N son aproximadamente similares, los valores de b fueron determinados y los resultados se recogen en la Tabla II. Se observa que b disminuye con el incremento en el contenido de microaleante en cada grupo de aceros. Realizando un análisis más detallado de la representación gráfica de b frente al contenido (%peso) del microaleante muestra claramente (Fig. 3) la dependencia de b . Es decir, que la disminución del parámetro b con el contenido de microaleante, es debido probablemente a que la influencia de la deformación disminuye gradualmente a medida que las fuerzas de dirección química se incrementan[9]. La forma de la curva de regresión sugiere una expresión de tipo Avrami para b , debido a que es la más aceptable y es posible la interpretación física. La expresión resultante es la siguiente:

$$\beta = 1,96 \left[1 - \exp \left(-3,994 \times 10^{-2} \left(\frac{1}{w} \right)^{0,813} \right) \right]$$

Donde w es el contenido en % en peso. En Fig. 3 se muestra b frente al contenido de microaleante experimental y calculado de acuerdo a la expresión (2).

3.3. Influencia de la deformación y los elementos aleantes

De los diagramas RPTT, se deducen el tiempo mínimo de incubación (t_N) y el tiempo mínimo del final

Tabla II. Tiempo mínimo de incubación $t_{N, b}$ experimental y calculado.

Acero	ϵ	$t_{N, b} (s)$	$t_{N, b} (s)$	$t_{N, b} (s)$	$t_{N, b} (s)$	A_{exp}	A_{cal}
V1	0,20	52	340	--	--	0,983	0,790
	0,35	30	200	--	--		
V2	0,20	37	330	--	--	0,699	0,637
	0,35	24	155	--	--		
V3	0,20	20	120	--	--	0,400	0,472
	0,35	16	115	--	--		
V5	0,20	21	180	--	--	0,543	0,544
	0,35	16	110	--	--		
V6	0,20	40	80	--	--	1,006	0,978
	0,35	23	41	--	--		
V8	0,20	19	180	--	--	0,422	0,393
	0,35	15	90	--	--		
T1	0,20	300	1800	--	--	1,960	1,904
	0,35	100	600	--	--		
T2	0,20	130	300	--	--	1,710	1,104
	0,35	50	220	--	--		
T3	0,20	60	150	--	--	0,330	0,801
	0,35	50	150	--	--		
N1	0,20	24	295	--	--	0,770	0,813
	0,35	16	190	--	--		
N2	0,20	17	275	--	--	0,580	0,472
	0,35	12	130	--	--		
N3	0,20	26	460	--	--	0,983	1,011
	0,35	15	200	--	--		
N4	0,20	11	38	80	230	0,592	0,652
	0,35	8	23	42	130		
N7	0,20	10	35	75	215	0,637	0,598
	0,35	7	20	42	110		
N8	0,20	58	510	--	--	1,653	1,755
	0,35	23	220	--	--		
N9	0,20	29	82	--	--	1,502	1,649
	0,35	12	38	--	--		

La ecuación (2) sugiere que la deformación inicial influye en la cinética de precipitación cuando el contenido de microaleante es menor a una cierta cantidad, y que en términos prácticos debe ser aproximadamente 0,3 % en peso. Para contenidos inferiores, el valor de b debe ser mayor que cero y consecuentemente la deformación afectará a la cinética de precipitación. Uno de los efectos de la deformación es el incremento de la densidad de dislocaciones, que es origen de la nucleación de los precipitados y este efecto es debilitado gradualmente a medida que las fuerzas de dirección química se incrementan como consecuencia del incremento del contenido de elemento microaleante.

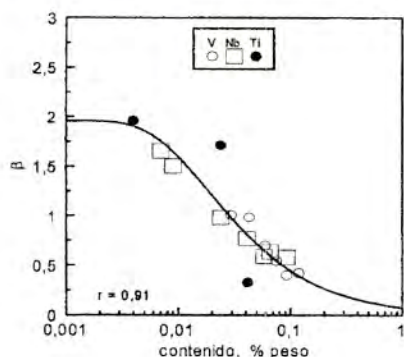


Fig. 3. Parámetro b frente al contenido de V, Nb y Ti (% peso) para los aceros usados.

IV. CONCLUSIONES

- La cinética de precipitación inducida por la deformación influye en el periodo de nucleación y depende del contenido de elemento microaleante.
- La influencia de la deformación en el periodo de incubación para la precipitación disminuye cuando el contenido de microaleante se incrementa.
- Para propósitos prácticos se debe considerar que para contenidos mayores a 0,3 % en peso la deformación no tiene influencia en la cinética de precipitación.
- Cuando el contenido de elemento microaleante se aproxima a cero el parámetro b se incrementa, pero no mayor que dos.

V. AGRADECIMIENTO

Los autores desean agradecer a la Secretaría de Estado de Educación y Universidades por financiar la estancia en el CENIM del Dr. A. Quispe.

VI. REFERENCIA BIBLIOGRÁFICA

1. DUTTA, B. and C. M. SELLARS, Mater. Sci. and Technology, 3, 3 (1987): 197-207.
2. DUTTA, B.; PALMIERE, E. J. y SELLARS, C. M. Acta Metall. Mater., 49 (2001): 785-794.
3. Faessel, A. Rev. Metall. CIT, 4, (1976): 875-892.
4. LAGNEBORG, R.; SIWECKI, T.; ZAJAC, S. and HUTCHINSON, B. Inst. För Metallforskning, Scand. J. Metall. 28 5, (1999): 186-241
5. KWON, O. ISIJ Int., 32, (1992): 350-358.
6. MEDINA, S.F. and MANCILLA, J. Acta Metall. Mater., 42,12 (1994): 3945-3951.
7. Medina, S.F.; Quispe, A.; ISIJ Int., 36,10 (1996): 1295-1300.
8. MEDINA, S.F; Mater. J. Sci., 32 (1997): 1487-1492
9. Medina, S.F.; Quispe, A.; ISIJ Int., 41, (2001): 774-781.
10. MEDINA, S.F.; QUISPE, A. and Gómez, A.; Mater. Sci. and Technology, 17, 5 (2001): 536-557.
11. QUISPE, A.; MEDINA, S.F. and VALLES, P.; ISIJ Int., 37, (1997): 783-788
12. ZUROB, H.S.; HUTCHINSON, C.R.; BRECHET, Y.; PUDRY, G.; Acta Metall. Mater., 50 (2002): 3075-3092.