
5. DISCUSIÓN DE RESULTADOS

5.1. PRECIPITADOS DE V

Uno de los aspectos fundamentales en el estudio de la utilización de la microaleación en el conformado en tibio, reside en el análisis de la evolución de la distribución de los precipitados y de su interacción con el resto de los parámetros microestructurales en las diferentes fases del proceso.

En las distintas etapas que componen el conformado, la distribución de precipitados de V(C,N) se ha visto modificada como consecuencia de disoluciones parciales, engrosamiento y reprecipitación, todo ello dependiendo de las temperaturas de conformado utilizadas y de las posteriores velocidades de enfriamiento.

El objeto de este apartado es el de estudiar la cinética de precipitación y engrose de los precipitados ricos en V. Para ello se utilizarán los datos obtenidos de medidas directas en réplicas de carbono extraídas de distintas muestras, así

como los cálculos teóricos realizados a partir de las ecuaciones de los productos de solubilidad mencionadas en otros apartados.

5.1.1. DISOLUCIÓN

Según los resultados expuestos en el Apdo. 4.2.2. se puede constatar un aumento en el tamaño de los precipitados, al comparar con el material de partida, lo que evidencia una disolución incompleta de los precipitados de V y temperaturas de disolución por encima de 870°C. Para poder estimar la temperatura de disolución del V en ambos aceros se han utilizado las Ec. 4.8 a Ec. 4.10. En la Figura 5-1 se ha representado la evolución del porcentaje disuelto de V, en condiciones de equilibrio, con la temperatura.

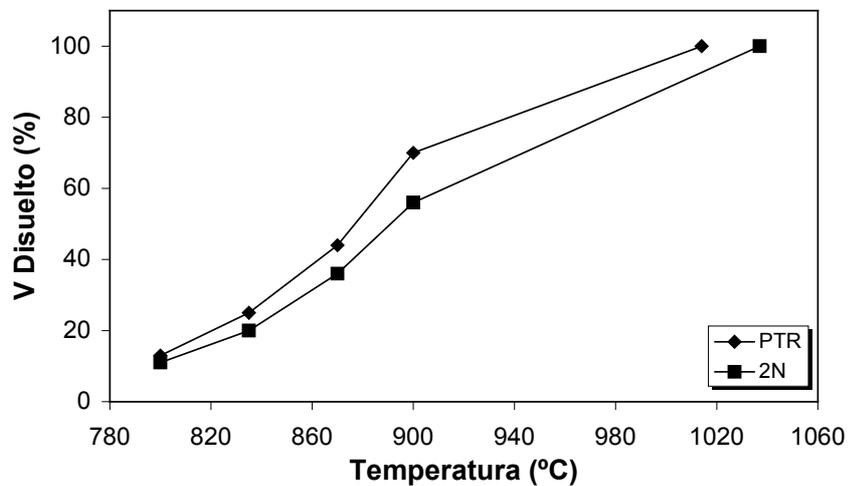


Figura 5-1. Porcentaje de V disuelto en austenita en función de la temperatura.

Esta figura muestra que a 870°C, alrededor de un 40% del V se encuentra en solución sólida y por tanto disponible ya sea para la posterior precipitación en austenita y/o ferrita, o bien reprecipitación en partículas no disueltas.

Las fracciones volumétricas medidas experimentalmente, según se explicará en el Apdo. 5.3.2 de este capítulo, constatan la existencia de disolución parcial de precipitados al disminuir la fracción volumétrica con la temperatura de templado, Figura 5-2. En esta misma gráfica se han representado las estimaciones teóricas (Ec. 4-8 a 4-10) de la misma fracción volumétrica, pudiéndose apreciar que aunque los valores obtenidos se encuentren en el mismo rango quedan por debajo de los experimentales. Esta diferencia pondría de manifiesto que, para alcanzar las condiciones de equilibrio se precisará de un tiempo mayor para la disolución que el que realmente ha tenido lugar durante los ciclos de calentamiento previos al conformado en tibio.

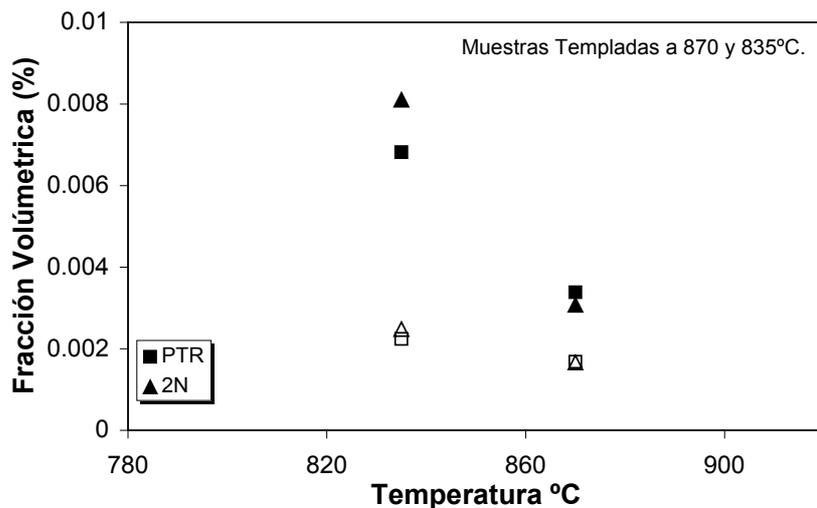


Figura 5-2. Fracción volumétrica experimental y teórica (marcadores transparentes) de precipitados de V en función de la temperatura de templado.

El tiempo requerido para la disolución de partículas esféricas se puede estimar a partir de la expresión teórica ¹:

$$R = R_0 - \frac{K D t}{2R_0} - \frac{K}{\sqrt{\pi}} \sqrt{Dt} \quad \text{Ec. 5.1}$$

donde R_0 es el radio inicial de la partícula, D el coeficiente de difusión y K viene dado por la Ec. 5.2

$$K = 2 \frac{\rho_s - \rho_e}{\rho_c - \rho_s} \quad \text{Ec. 5.2}$$

Donde ρ_c es la concentración de soluto en el interior de la partícula inicialmente en equilibrio con una concentración uniforme de soluto en la matriz ρ_e y ρ_s representa la concentración de soluto en la intercara partícula/matriz.

Considerando la expresión anterior Rivas et al.² han estimado que el tiempo para la disolución de un precipitado de VC de 3 nm de radio es de 310 s, mientras que un precipitado de 9 nm requerirá de casi 1 h a 900°C, Figura 5-3. En la misma figura se aprecia que estos tiempos se reducen considerablemente a 1040°C.

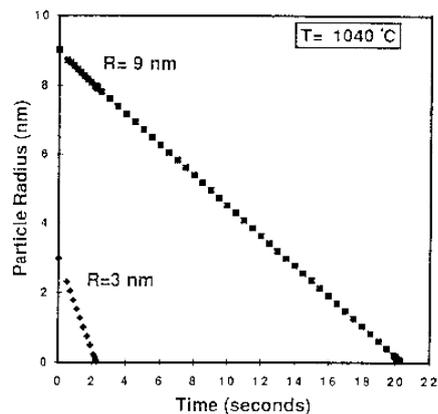
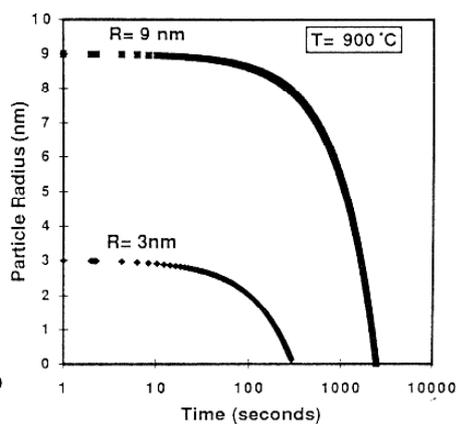


Figura 5-3. Disolución de partículas de VC para radios iniciales de 3 y 9 nm según Ec. 5.1²

Con estos datos se constata que las partículas más pequeñas son las primeras en disolverse, tal y como se ha podido apreciar en las mediciones realizadas tras aplicar un temple posterior al ciclo de calentamiento, histogramas de las Figura 4-45, Figura 4-49 y Figura 4-50.

5.1.2. ENGROSAMIENTO DE PRECIPITADOS POR “OSTWALD RIPENING”

Otro aspecto a considerar en la evolución de los precipitados durante el ciclo de calentamiento previo al conformado en tibio es el de la cinética de engrose según el proceso de Ostwald Ripening. La expresión que define este proceso de engrosamiento, donde las partículas más grandes crecen a expensas de las más pequeñas, es la siguiente ³:

$$r^3 - r_0^3 = \frac{8\sigma\Omega S}{9RT} D(T) t \quad \text{Ec. 5.3}$$

Donde D(T) representa el coeficiente de difusión cuya expresión es :

$$D(T) = D_0 \exp\left\{\frac{-Q}{RT}\right\} \quad \text{Ec. 5.4}$$

Las demás constantes y variables ya han sido descritas en el Apdo. 2.3.

En la Tabla 5-I quedan reflejados todos aquellos parámetros⁴ y valores necesarios para la obtención de la cinética de engrosamiento de los precipitados. El porcentaje de V en solución que se ha considerado es el que corresponde a los resultados obtenidos en la Tablas 4-XVI y 4-XVII. De forma orientativa se ha calculado el tiempo que un precipitado de VC de 3 nm de radio tardaría en engrosar hasta alcanzar 5 nm de radio.

Tabla 5-I. Constantes necesarias para la Ec. 5.3 y tiempo preciso para el engrose de un VC de $r = 3 \text{ nm}$ a 5 nm

$Q = 264.2 \text{ KJ/mol}$ $D_0 = 0.25 \times 10^{-4} \text{ m}^2/\text{s}$ $\sigma = 0.8 \text{ J/m}^2$ $\Omega(\text{VC}) = 10.81 \text{ cm}^3$ $\Omega(\text{VN}) = 10.52 \text{ cm}^3$		% V en solución		Tiempo (horas)
	T(°C)	PTR	2N	
	900	0.13	0.13	0.5
	870	0.08	0.08	1.8
	835	0.05	0.05	7
800	----	0.02	32	

En la Figura 5-4 se ha representado la cinética de crecimiento de carburos de vanadio de 3 y 9 nm de radio a las temperaturas de 900°C (material de partida) y 870°C para el caso del acero 2N.

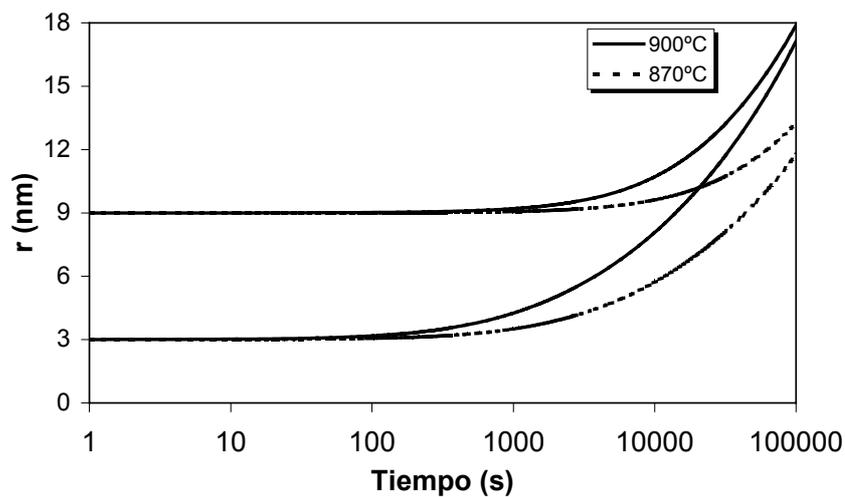


Figura 5-4. Crecimiento de un VC de 3 y 9 nm a 900°C y 870°C para el acero 2N.

Tal y como se puede apreciar las partículas más pequeñas son las que mayor velocidad de engrosamiento presentan mientras que las más groseras se muestran más estables a este engrosamiento. Los resultados aquí mostrados están de acuerdo con los encontrados por otros autores^{2,4}.

Además es fácil apreciar que conforme la temperatura disminuye también lo hace la velocidad de engrosamiento. Sería lógico esperar que dada la mayor estabilidad de los VN frente a los VC, los primeros mostrasen una cinética de

engrosamiento más lenta⁵, pero bajo las presentes condiciones, bajas temperaturas, ésta diferencia es mínima.

Para finalizar, debe señalarse que los tiempos necesarios para alcanzar crecimientos significativos de las partículas son, de acuerdo con las curvas de la Figura 5-4, significativamente prolongados en comparación con los utilizados durante los calentamientos previos a la deformación en tibio.

5.1.3. ANÁLISIS DE LA CINÉTICA DE PRECIPITACIÓN Y ENGROSE

Como material de partida se tiene el obtenido tras un normalizado a 900°C y enfriado al aire. A esta temperatura solo hay precipitado el 30% del V nominal, con lo cual durante el posterior enfriamiento al aire ha tenido lugar una precipitación fina y dispersa de partículas con un diámetro medio de 8 nm.

Los posteriores calentamientos a las temperaturas de ensayo requieren en torno a 30 min hasta alcanzar y estabilizar a dicha temperatura, tras lo cual se mantienen 10 min. Como consecuencia, durante este periodo de tiempo las partículas más finas desaparecen y paralelamente se produce un discreto engrose de otras. Las medidas de réplicas obtenidas de muestras templadas tras los 10 min de mantenimiento a 870 y 835°C así lo confirman, Tabla 5-II.

Tabla 5-II. Caracterización de precipitados en el acero PTR.

	% (< 9nm)	% (> 17nm)	ρ (μm^{-2})	d_m (nm)
Partida	71	6.5	171	8
<i>Muestras templadas</i>				
870°C	8.4	57	11	21
835°C	45	12	71	11
<i>Muestras deformadas y enfriadas al aire</i>				
870°C	16	48	91	18
800°C	33	30	146	14

T.Disolución VC = 890°C

T.Disolución de VN = 1014°C

ρ = densidad de partículas por unidad de área

Bajo estas condiciones se puede apreciar una disminución importante de las partículas menores de 9 nm de diámetro, acompañada del aumento de las partículas mayores de 17 nm. Por otra parte, es significativa la disminución de ρ en las muestras templadas con relación a la situación de partida. Todo ello confirma, por un lado, que efectivamente son las partículas más pequeñas las primeras en disolverse, de un 45% a un 8.4 % de precipitados < 9 nm conforme la temperatura aumenta. Por otro lado también es relevante el incremento de la fracción que corresponde a los precipitados gruesos, pasando de un 12% a un 57% de partículas mayores de 17 nm.

En la muestra templada a 835°C se mantiene precipitado un 75% del V nominal. El ligero desplazamiento hacia tamaños mayores respecto al material de partida, pasando de 8 nm a 11 nm de diámetro medio, se explicaría por la disolución de las partículas más finas y por un posible engrosamiento de los precipitados no disueltos. Pero dada la baja temperatura y atendiendo a la Figura 5-4 este efecto será con toda seguridad mínimo. Por tanto, cabe esperar que una muestra templada a 800°C, donde sólo se ha disuelto un 13% del V nominal, tanto el diámetro medio como el aspecto de la distribución de partículas sea muy similar al del material de partida.

Si se comparan los resultados de las réplicas a 870°C, templadas y tras deformar, llama la atención el mayor diámetro obtenido para el caso de la probeta templada, 21 nm frente a 18 nm. Mientras que el porcentaje de

partículas mayores de 17 nm sufre un ligero descenso, las partículas mas finas (< 9 nm) casi han duplicado su presencia en las muestras deformadas. Teniendo en cuenta que la deformación no parece haber interferido en la cinética de precipitación (la ausencia de *plateau* en los ensayos de relajación constata que no existe precipitación inducida por deformación), durante el enfriamiento de las probetas ensayadas cabría pensar en una precipitación fina y dispersa de partículas, así como en una posible reprecipitación sobre partículas ya existentes (siendo lugares preferentes las mas groseras). De esta manera se explicaría que aun siendo ρ mayor, en el caso de las muestras deformadas, el % de partículas de mayor tamaño (> 17 nm) permanece muy alto, mientras que las partículas mas finas se incrementan dando como resultado final un diámetro medio ligeramente inferior.

A la temperatura de 800°C en el que se ha estimado que un 87% del V permanece precipitado, dato avalado por la similitud en ρ con el obtenido para el material de partida, Tabla 5-II, se produce un discreto engrose de partículas, debido a la baja temperatura durante el periodo de calentamiento y mantenimiento que luego no se ve compensado por una precipitación fina durante el enfriamiento, dado que el porcentaje de V en solución es bajo. De ahí que el diámetro medio de los precipitados sea mayor que en el caso de la muestra templada a 835°C y del material de partida.

Tal y como a continuación se muestra, el comportamiento del acero 2N es equivalente al descrito para el acero PTR.

La diferencia en el % de V presente en el acero, mayor en el 2N que en el PTR (un 0.24% frente a un 0.18%), da como resultado una precipitación más grosera, además de temperaturas de disolución más altas, lo que confiere a los precipitados de una mayor estabilidad a las distintas temperaturas estudiadas.

En la Tabla 5-III quedan reflejados los porcentajes medidos de precipitados < 14nm (diámetro medio de partida) y > 21nm, la densidad de

partículas por unidad de área ρ y las temperaturas de disolución teóricas de los VN y VC.

Tabla 5-III. Caracterización de precipitados en el acero 2N.

	% (< 14nm)	% (> 21nm)	$\rho(\mu\text{m}^{-2})$	$d_m(\text{nm})$
Partida	53	16	128	14
<i>Muestras Templadas</i>				
870°C	36	38	10	20
835°C	37	33	38	18
<i>Muestras deformadas y enfriadas al aire</i>				
870°C	62	23	40	15

T.Disolución VC = 931°C

T.Disolución de VN = 1037°C

ρ = densidad de partículas por unidad de área

Comparando las muestras templadas con el material de partida, se vuelve a confirmar que las partículas de menor tamaño son las primeras en disolverse.

Por otro lado se hace patente la mayor estabilidad de los precipitados, dada la poca variabilidad que los diámetros medios obtenidos muestran respecto a sus homólogos del acero PTR.

Comparando los resultados a 870°C de ambos tipos de tratamientos se puede apreciar un comportamiento similar al mostrado por el acero PTR, en el que el diámetro medio de los precipitados de V son mas grandes en el caso de la muestra templada que en el de la enfriada al aire tras la deformación. Estando en solución a 870°C un 36% del V nominal es de esperar que durante el enfriamiento exista una precipitación fina que desplace la distribución de tamaños hacia diámetros menores, pasando de 20 nm a 15 nm. Esta precipitación también queda patente si se observan los resultados del material de partida y el deformado a 870°C. Ambos tienen un diámetro medio próximo a 14 nm, pero la muestra deformada tiene un porcentaje de partículas menores a este tamaño, mayor que el de partida. Lo cual solo podría ser explicado si tiene lugar una precipitación de partículas finas durante el enfriamiento.

Observando los resultados de las muestras templadas, se aprecia que el porcentaje de partículas menores y mayores de 14 y 21 nm, a ambas temperaturas, son casi idénticos a pesar de encontrarse precipitado un 80 % y un 64% de V a 835 y 870°C respectivamente. Los diámetros medios muestran también gran semejanza, experimentando una leve subida de 18 a 20 nm al incrementar la temperatura del ensayo de 835 a 870°C.

En la Figura 5-5 y Figura 5-6 se ha representado la densidad de partículas por unidad de área frente a la temperatura distinguiendo entre las muestras templadas y las enfriadas al aire tras ser deformadas.

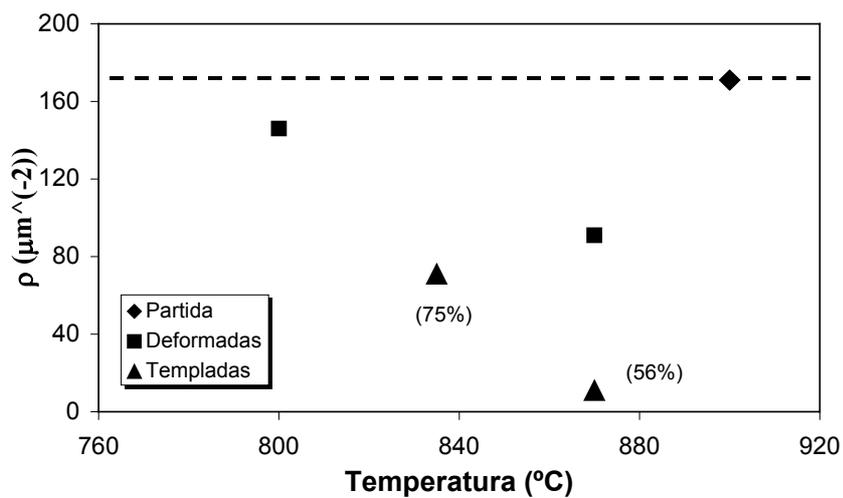


Figura 5-5. ρ frente a temperatura para el acero PTR. Entre paréntesis se indica el porcentaje de V precipitado.

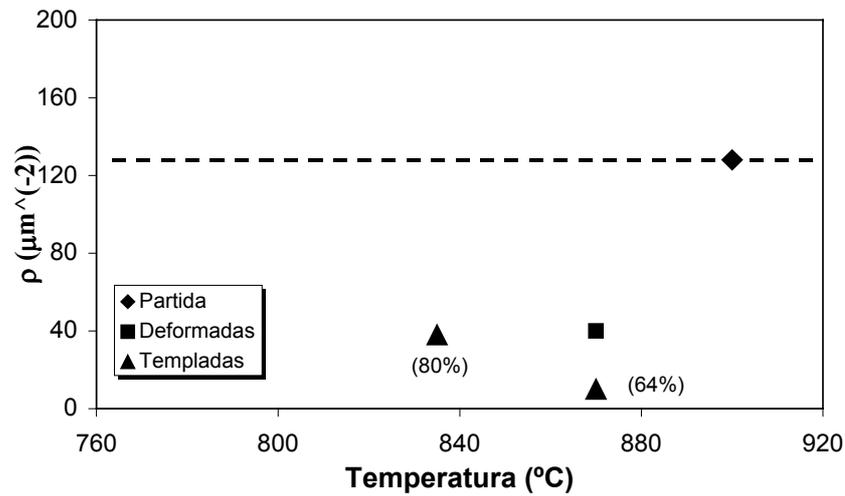


Figura 5-6. ρ frente a temperatura para el acero 2N. Entre paréntesis se indica el porcentaje de V precipitado.

Las muestras templadas presentan valores de ρ menores que los de las deformadas, disminuyendo conforme las temperatura de temple aumenta, y por tanto según lo hace el porcentaje (teórico) que permanece precipitado en la matriz austenítica, valores entre paréntesis.

Aun así las muestras deformadas presentan valores de ρ menores que la del material de partida. Aunque exista precipitación fina en las muestras deformadas, la disminución en la densidad de partículas se puede deber a la reprecipitación sobre partículas ya existentes, así como a la permanencia en solución sólida de ciertas cantidades de V. Las menores cantidades de V en solución, previa a la deformación, disminuyen la fuerza impulsora para la precipitación frente al caso del material normalizado, y las mayores velocidades de enfriamiento alcanzadas en las muestras deformadas respecto al de partida, pueden ser los motivos de la permanencia en solución sólida de distintas cantidades de V.

Por último resaltar que la presencia de los precipitados es muy heterogénea, grandes y pequeños así como zonas de altas y bajas densidades se pueden encontrar en distintas zonas de una misma replica, algunos autores ^{2,6} han achacado este efecto a segregaciones de Mn, V y C.

5.2. TAMAÑO DE GRANO INICIAL DE AUSTENITA

Tal y como ya se ha comentado, Apdo.2.4, los distintos elementos microaleantes presentes en el acero tienen un importante efecto inhibitor en el crecimiento del grano austenítico. En la Figura 5-7 se representan, en función de la temperatura de calentamiento los valores medios de los tamaños de grano de γ , Tabla 4-I a Tabla 4-III y Ref. 7 y 20. De forma similar, en la Figura 5-8 se muestra el porcentaje de V precipitado a las distintas temperaturas de acuerdo con las Tablas 4-XVI y 4-XVII. Se constata que efectivamente el tamaño de grano austenítico de ambos aceros microaleados permanece casi inalterable, en el rango de 5-10 μm , hasta una temperatura próxima a los 1000°C. A esta temperatura los precipitados que aun no se hayan disueltos, > 6%, habrán engrosado y/o agrupado en cluster de partículas debido al aumento de su difusividad con la temperatura. Todo ello junto con la baja fracción volumétrica presente dan origen a que para que el tamaño de grano austenítico crezca a partir de esta temperatura.

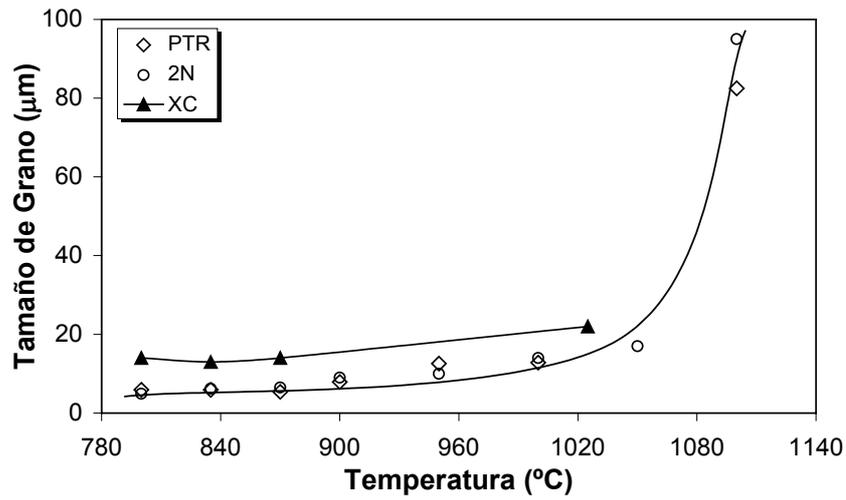


Figura 5-7. Evolución del tamaño de grano de austenita frente a la temperatura.

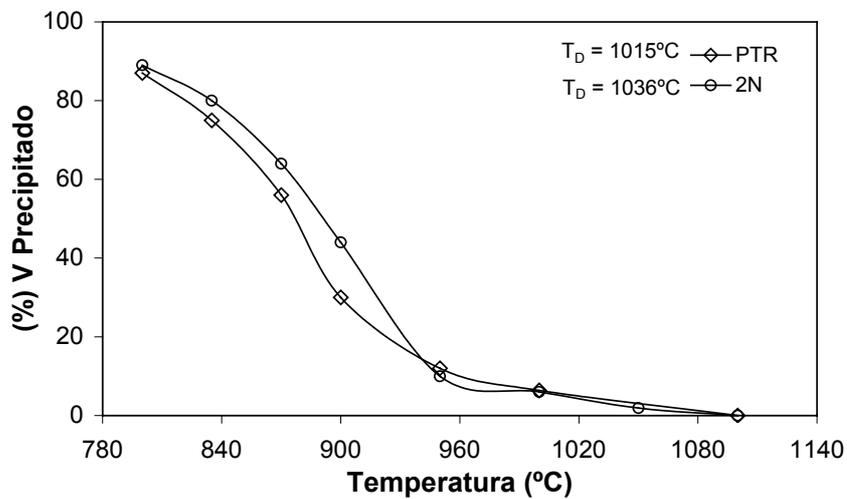


Figura 5-8. Porcentaje de V precipitado en función de la temperatura. ($T_D = T$ disolución de VN).

A partir de las gráficas anteriores, se constata que la precipitación de V mantiene el tamaño de grano de austenita en valores muy bajos, próximos a 5 μm . En cambio, una vez que éste se encuentra prácticamente disuelto en su

totalidad (a partir de ~950°C), el tamaño de grano de los aceros microaleados tiende a aproximarse al correspondiente al C-Mn. Un comportamiento similar, asignando un efecto afinador adicional a los precipitados de V, ha sido señalado por Mazzare et al.⁸. Valores tan pequeños como los presentados se han encontrado en la literatura, Aloí⁹ y colaboradores, para un acero microaleado de composición similar y temperaturas inferiores a 950°C, con valores medios en torno a 10µm. En el caso del acero C-Mn el comportamiento es muy similar a los anteriores, un tamaño de grano pequeño, 14µm, que se mantiene hasta que a 1025°C, y posiblemente debido a la disolución parcial de AlN, el tamaño de grano crece hasta 22µm, para continuar de forma acusada a temperatura más alta, al igual que sucede con los aceros microaleados.

En el caso de los aceros microaleados no parece existir una influencia del contenido de V en el tamaño de grano, ya que ambas composiciones son hipoestequiométricas respecto al V, y aunque los precipitados obtenidos en el acero 2N son de mayor tamaño que en el PTR, siguen siendo lo suficientemente pequeños como para anclar de forma efectiva las juntas de grano.

Burnett¹⁰ estudia el tamaño de grano austenítico (ASTM) en función de las condiciones de forja, mostrando fundamentalmente una dependencia con la temperatura de la forma:

$$D_{\gamma}(\text{ASTM}) = A - BT(^{\circ}\text{C}) \quad \text{Ec. 5.5}$$

Haciendo uso de los tamaños de grano medios medidos en el rango de crecimiento normal, previamente a la disolución de los precipitados, se han obtenido los valores de las constantes A y B señalados en la Tabla 5-IV:

Tabla 5-IV. Valores obtenido del ajuste de regresión para la Ec. 5.5.

Acero	A	B
Microaleados	23.27	0.0142
XC	14.55	0.0066

En la Figura 5-9 queda patente la buena estimación del tamaño de grano austenítico obtenido mediante la expresión propuesta por Burnett.

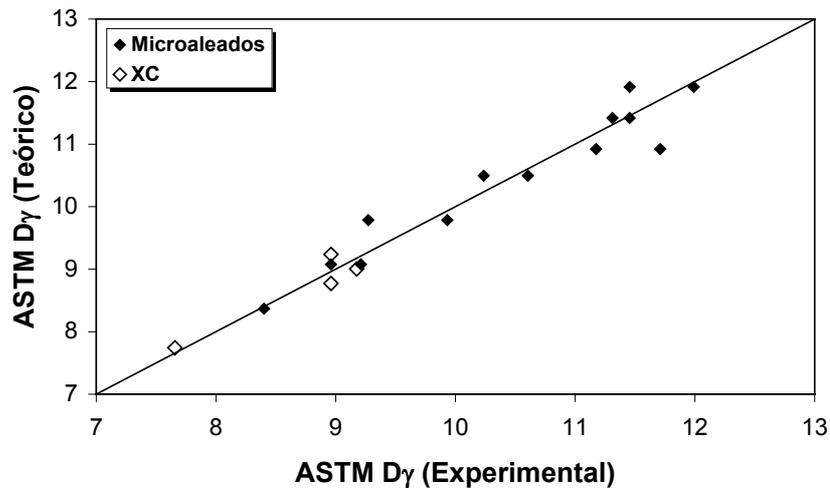


Figura 5-9. Valores medidos y estimados según Ec. 5.5.

Por tanto las bajas temperaturas de trabajo utilizadas han permitido :

- ◇ Tener una fracción volumétrica importante de partículas lo suficientemente pequeñas como para impedir el crecimiento de grano.
- ◇ No favorecer la migración libre de las juntas por efecto de la temperatura.

5.3. CINÉTICA DE RECRISTALIZACIÓN

Las altas temperaturas de empape utilizadas en los procesos de conformado en caliente, permiten tener en solución sólida los diferentes microaleantes presentes en el acero previamente a la deformación. Esto tiene dos efectos claramente definidos, uno de retraso de la cinética de recristalización por efecto de *solute drag*, y otro de precipitación inducida por deformación de

precipitados que pueden llegar a la inhibición de la recrystalización, siendo este efecto el que más influencia ejerce en el proceso.

En la Figura 5-10 se muestra un ejemplo del aspecto que adquiere una curva de fracción recrystalizada-tiempo cuando existe precipitación inducida por deformación. Como consecuencia de la misma, la recrystalización se ve interrumpida durante un periodo de tiempo, región horizontal, denominada *plateau*. Dicho *plateau* coincide aproximadamente con el comienzo y final de la precipitación^{11,13}. Se define en estos casos la temperatura crítica de recrystalización estática SRCT, como aquella en la que la inhibición de la recrystalización estática comienza como consecuencia de la precipitación inducida.

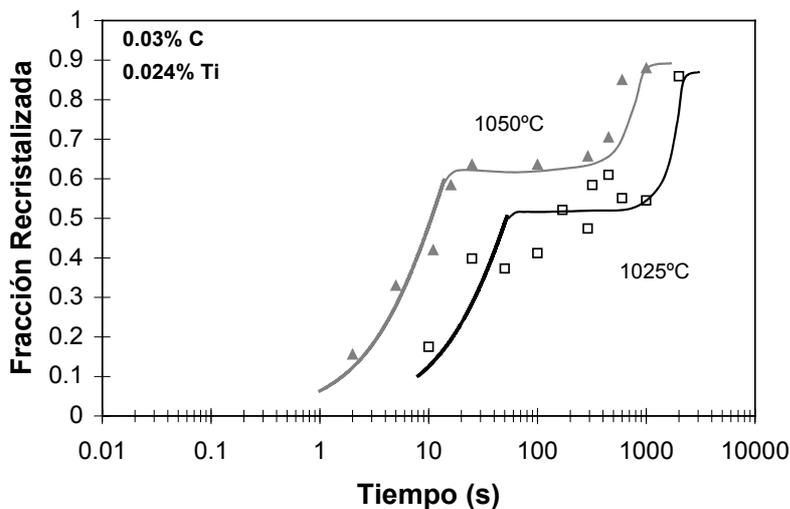


Figura 5-10. Ejemplo de la influencia que la precipitación puede tener en la cinética de recrystalización¹².

En el caso de la deformación en tibio, las bajas temperaturas utilizadas permiten tener distintas cantidades de microaleante en solución. Por tanto se procederá a estudiar el efecto que sobre la recrystalización estática tiene el V en solución sólida, *solute drag*, y los precipitados de V(C,N) no disueltos.

5.3.1. CORRECCIÓN DEL EFECTO DE LOS ELEMENTOS EN SOLUCIÓN “*SOLUTE DRAG*”.

La expresión que tiene en cuenta los distintos parámetros que intervienen en el valor del $t_{50\%}$ en los procesos en caliente es :

$$t_{0.5} = A \varepsilon^{-p} \dot{\varepsilon}^{-q} D_0^m \exp(Q/RT) \quad \text{Ec. 5.6}$$

donde ε es la deformación aplicada, $\dot{\varepsilon}$ es la velocidad de deformación, D_0 el tamaño de grano austenítico y Q la energía de activación para la recrystalización estática. Tanto para el caso del acero C-Mn como para los aceros microaleados al V se han considerado los siguientes valores para las diferentes constantes ¹³: $p = 2$, $q = 0.44$ y $m = 1$.

Debe tenerse en cuenta que en ambos aceros microaleados la presencia de distintos porcentajes de V en solución sólida, y en menor medida de otros elementos, afectarán al $t_{0.5}$, llevando a tiempos más largos que si no existiera *solute drag*. Para poder diferenciar la contribución de este efecto, es preciso cuantificar la cantidad de microaleante disuelto a cada temperatura y la forma en que éste afecta a la cinética de recrystalización.

En la bibliografía se pueden encontrar distintas expresiones que predicen la influencia de los solutos en la cinética de la recrystalización. Para el caso de aceros microaleados con Nb la siguiente expresión propuesta por Dutta-Sellars¹⁴ se utiliza para cuantificar el efecto del soluto:

$$t_{0.5} \alpha \exp\left\{\left(\frac{275000}{T} - 185\right)[\text{Nb}]\right\} \quad \text{Ec. 5.7}$$

donde $[\text{Nb}]$ es la concentración en peso de Nb y T la temperatura de deformación. El efecto del soluto de los distintos microaleantes en la recrystalización estática ha sido estudiado por Jonas et al ^{15,16}, que define el parámetro de retardo de la recrystalización (SRP), que cuantifica la ralentización debida a la adición de distintos microaleantes, habiendo encontrado que el Nb es

el elemento que mayor retardo introduce en la recristalización seguido del Ti, Mo y V en orden decreciente de efectividad. En la Tabla 5-V se resumen los valores propuestos del parámetro SRP en función del microaleante y tipo de acero.

Tabla 5-V. Valores del parámetro S.R.P obtenidos de la bibliografía.

	SRP ¹⁵	SRP ¹⁶
<u>V en</u>		
Acero con V	13	3.3
Acero con V-Nb	25	---
<u>Mo en</u>		
Acero con Mo	20	10
Acero con Mo-Nb	20	5.8
<u>Ti en</u>		
Acero con Ti	83	---
<u>Nb en</u>		
Acero con Nb	222	53
Acero con Nb-V	275	---

Para el caso de los aceros con V se sustituirá el término [Nb] de la Ec. 5.7 por F [V], siendo [V] el porcentaje en peso de V en solución a la temperatura de deformación y F un factor constante. Dicho factor se ha calculado haciendo uso de los datos de la Tabla 5-V (ambas columnas proporcionan valores muy similares) en la forma:

$$F = \frac{S.R.P|_V}{S.R.P|_{Nb}} \quad Ec. 5.8$$

Por tanto la Ec. 5.7 puede aplicarse a aceros microaleados con V si la cantidad de elemento en solución sólida se corrige con el factor $F = 0.0585$.

Tal y como ya se ha indicado el tiempo $t_{0.5}$, Ec. 5.6, depende de diversos parámetros y por tanto, para poder comparar el comportamiento de los tres aceros deben tenerse en cuenta los distintos tamaños iniciales de grano de

austenita y las deformaciones aplicadas. Se define así un tiempo corregido $t_{0.5}^*$ como:

$$t_{0.5}^* = \frac{t_{0.5}}{\varepsilon^{-2} \dot{\varepsilon}^{-0.44} D_0 \exp\left\{\left(\frac{275000}{T} - 185\right) 0.0585 \text{ [V]}\right\}} \quad \text{Ec. 5.9}$$

A continuación, en la Tabla 5-VI, se resumen los parámetros obtenidos de los ensayos de relajación, $t_{50\%}$ y el coeficiente n de Avrami. Así mismo se muestran los valores de $\varepsilon_c = 0.6 \varepsilon_p$ (ε_p determinado a partir de la expresión propuesta por Kiriata et al.¹⁷), el tamaño de grano austenítico previo y el tiempo corregido t^* . Esta tabla corresponde a unas condiciones de ensayo de $\varepsilon = 0.3$. Los resultados obtenidos con otras condiciones de deformación se señalan en la Tabla 5-VII.

Tabla 5-VI. Resultados de los ensayos de relajación, $\varepsilon = 0.3$

Colada	T(°C)	t(50%) s.	n	ε_c	D ₀ μm	t*
PTR	1025	0.3	1.01	0.61	15*	0.004
	870	3.6	0.61	0.61	5.4	0.125
	835	5.2	0.49	0.74	5.9	0.187
	800	---	---	0.85	5.9	---
2N	1025	0.3	1.06	0.61	15*	0.003
	870	2.1	0.46	0.67	6.5	0.062
	835	7.1	0.43	0.75	6.2	0.305
	800	10.9	0.42	0.77	4.9	0.52
XC	1025	0.12	1.09	0.74	22	0.002
	870	0.41	1.25	0.98	14	0.007
	835	1.4	1.09	1.09	13	0.024
	800	2.2	0.75	1.31	14	0.048
Condiciones de ensayo : $\varepsilon = 0.3$, $\dot{\varepsilon} = 10 \text{ s}^{-1}$ (* Ref. 20)						

Hay que resaltar que para el acero PTR no se muestran los resultados obtenidos a 800°C por encontrarse en la región bifásica γ/α y no seguir entonces las pautas de comportamiento de las demás temperaturas, todas ellas en la región austenítica. En el acero XC el valor de t^* se ha obtenido sin realizar corrección alguna de *drag* ($F = 0$).

Para la determinación de t^* se ha calculado el V en solución haciendo uso de las Ec. 4.8 a Ec. 4.10.

Tabla 5-VII. Resultados de los ensayos de relajación, $\varepsilon > 0.3$.

Colada	T(°C)	ε	t(50%) s	n	ε_c	D ₀ μm	t*
PTR	1025	0.42	0.21	0.91	0.61	15*	0.005
	1025	0.44	0.17	0.91	0.61	15*	0.005
	835	0.43	3.58	0.54	0.74	5.9	0.285
XC	835	0.44	0.89	1.1	1.09	13	0.034
	835	0.47	0.77	1.1	1.09	13	0.033
Condiciones de ensayo : $\dot{\varepsilon} = 10 \text{ s}^{-1}$ (* Ref. 20)							

Los valores de ε_c calculados permiten asegurar que en todos los casos predomina el régimen de recristalización estática y no metadinámica. En la Figura 5-11 se ha representado los valores de t^* sin corregir el efecto drag (marcadores negros) y corregido dicho efecto (marcadores transparentes).

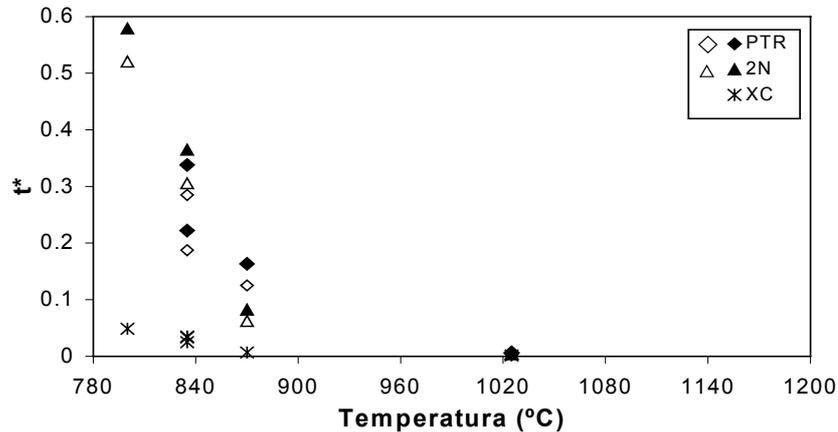


Figura 5-11. t^* de las tres coladas (PTR, 2N, XC), los puntos transparentes representan t^* tras corregir el efecto del drag.

Se puede apreciar la poca influencia que el V en solución tiene como retardador de la recristalización, tal y como otros autores han destacado^{15,16,18,19}. Así mismo se observa la marcada influencia de la temperatura en el valor de t^* , aumentando conforme la temperatura disminuye. En el caso del acero XC el ablandamiento tiene lugar en tiempos más cortos que en los de ambos aceros microaleados. El hecho de que a altas temperaturas el t^* de los tres aceros sea muy similar es claro indicativo de que el método utilizado para corregir el efecto de los elementos en solución sólida es razonablemente bueno. A estas temperaturas (1025°C) es de esperar que gran parte de los precipitados de V se encuentren disueltos y por tanto el único efecto que puede retrasar la recristalización es el de los elementos en solución. Una vez corregido este efecto los tiempos deberían ser muy próximos.

Por otra parte, se ha hecho uso de datos obtenidos previamente²⁰ con ambos aceros microaleados y de datos de la bibliografía²¹ de un acero de similar contenido en C y V. Las características de los aceros así como de los tratamientos se muestran a continuación.

Tabla 5-VIII. Composición y tratamiento de aceros obtenidos en la bibliografía ^{20,21}.

Denominación : C-V [C] = 0.37 % [V] = 0.12 % TEMPAPE = 1200°C t = 10 min $\dot{\epsilon} = 3.63 \text{ s}^{-1}$ $D_{\gamma} = 157 \mu\text{m}$	ϵ	SRCT
	0.20	963°C
	0.35	928°C

PTR*	2N*
TEMPAPE = 1100°C t = 30 min $D_{\gamma} = 82 \mu\text{m}$	TEMPAPE = 1125°C t = 30 min $D_{\gamma} = 115 \mu\text{m}$
PTR**	2N**
Por calentamiento directo a las temperaturas de ensayo, 950-1100°C.	
$\dot{\epsilon} = 1 \text{ s}^{-1}$ $\epsilon = 0.2$	

Datos obtenidos mediante torsión en caliente.

En los datos del acero C-V se muestra la temperatura SRCT para hacer constar que los resultados están, bien por encima de dicha temperatura o bien antes del *plateau*, por lo que el tratamiento de los datos se puede realizar siguiendo el proceso descrito con anterioridad. Para el caso de los aceros PTR** y 2N** la temperatura SRCT no ha sido determinada, pero las curvas de ablandamiento no muestran retraso en la recristalización por precipitación inducida.

Es importante resaltar que la utilización de altas temperaturas de empape asegura en estos casos tener todo el V en solución sólida, por lo que en el momento de calcular el tiempo t^* se ha hecho uso de la composición nominal de V presente en cada acero. En la Figura 5-12 se han representado los valores de t^* (corregido el *drag*) frente a la temperatura de los aceros correspondientes a otros autores. De nuevo es relevante la marcada influencia que la temperatura tiene en el tiempo del 50% de fracción recristalizada.

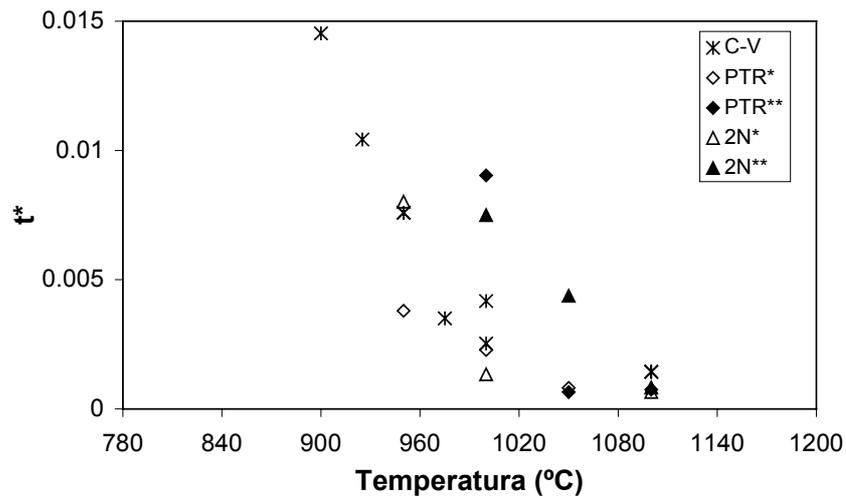


Figura 5-12. t^* frente a temperatura de aceros utilizados en otros trabajos^{20,21}.

Si se representa $\ln(t^*)$ v.s $1/T$ se obtendrá rectas de cuya pendiente se puede extraer el valor de la energía de activación Q y el valor de la constante A de la ordenada en el origen.

En la Figura 5-13 se han representado los datos correspondientes a los tres aceros objeto de estudio en esta Tesis. Se puede apreciar que en el rango de bajas temperaturas de deformación, los tiempos requeridos para conseguir el 50% de fracción recristalizada son muy superiores a los obtenidos con el acero C-Mn (XC). A la temperatura más alta, 1025°C, en la que casi la totalidad del V se encuentra disuelto, los tiempos requeridos por los aceros microaleados son ligeramente superiores a los del XC, habiéndose obtenido para éste una energía de activación de 181 kJ/mol, mientras que para el PTR y 2N, a bajas temperaturas, $Q = 267$ kJ/mol.

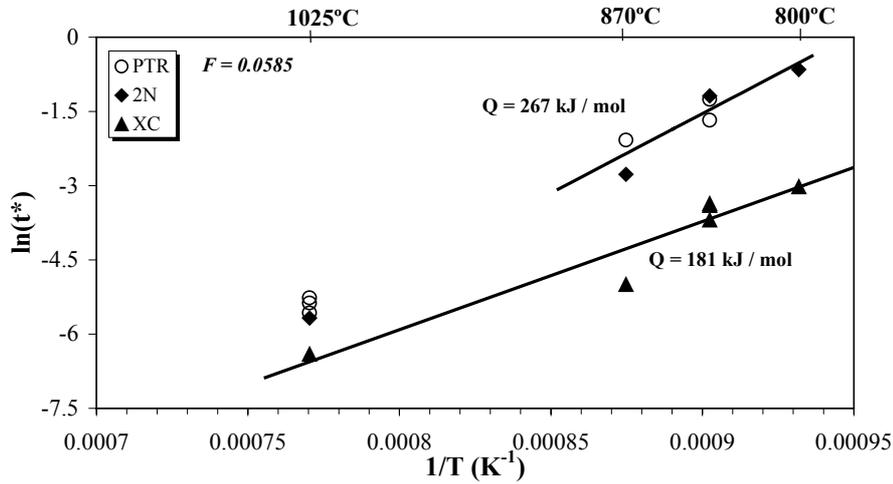


Figura 5-13. Comparación de la cinética de recristalización (t^*) de los aceros objeto de estudio en función de la recíproca de la temperatura.

En la Figura 5-14 los anteriores valores se han representado junto con los obtenidos de la bibliografía ^{20,21} previamente señalados en la Tabla 5-VIII y en la Figura 5-12.

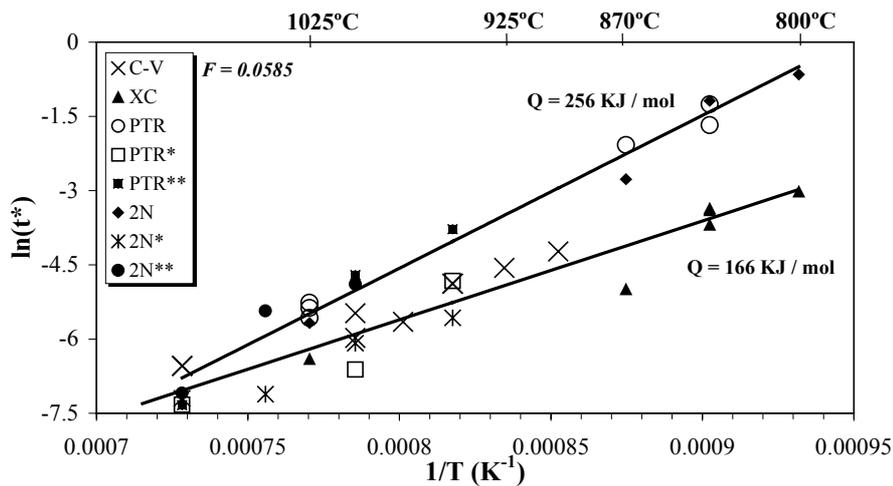


Figura 5-14. Comparación de la cinética de recristalización (t^*) de los aceros objeto de estudio en función de la recíproca de la temperatura. Datos obtenidos de la bibliografía y otros trabajos también incluidos.

Hay que destacar que estos datos provienen de dos condiciones claramente diferenciadas, aquellos en los que previa a la deformación se calienta el material hasta altas temperaturas (C-V, PTR* y 2N*) asegurando así la disolución total del V, y otro grupo correspondiente a ensayos en los que el material se calienta directamente a la temperatura de ensayo (PTR, PTR**, 2N y 2N**), en las que se encontrarán distintas cantidades de V en solución.

En la Figura 5-14 se puede observar como los valores del acero XC y aquellos correspondientes a altas temperaturas de empape se ajustan a una misma recta, lo que de nuevo pone de manifiesto que la corrección del efecto *solute drag* del V realizada mediante la Ec. 5.9 es razonablemente bueno. La pendiente de esta recta da un valor de $Q = 166 \text{ kJ/mol}$, similar a $Q = 181 \text{ kJ/mol}$ obtenido con el acero XC únicamente. Este valor está de acuerdo con otros propuestos en la literatura para aceros C-Mn^{22,23,24}. Por otro lado también puede observarse cómo los datos correspondientes a calentamientos directos muestran una tendencia distinta. Aunque a altas temperaturas ambos grupos tienden a valores similares, conforme la temperatura disminuye las diferencias se acentúan, llegando en el rango de la deformación en tibio a los valores más altos de t^* . Este grupo de datos se pueden ajustar a una recta de cuya pendiente se obtiene $Q = 256 \text{ kJ/mol}$, muy similar al obtenido anteriormente en el rango de bajas temperaturas, Figura 5-13.

Este significativo retraso en la recristalización observado en el rango de la deformación en tibio de los aceros microaleados con V, difiere del comportamiento asignado al *solute drag* o al de la precipitación inducida por deformación. Normalmente la interacción de los elementos en solución con la recristalización estática desplaza la curva de Avrami hacia tiempos mayores manteniendo n constante^{15,16}. Tal y como ya se ha indicado el retraso que el V induce por efecto de soluto es muy pequeño si se compara con otros elementos. De forma similar, tampoco cabría esperar un aumento del $t_{0.5}$ como consecuencia de precipitación durante la recristalización, ya que bajo las condiciones de trabajo la austenita no está sobresaturada de V. Por tanto la diferencia principal en el rango del conformado en tibio reside en la presencia

de precipitados de V, V(C,N), previamente a la deformación. Estos precipitados retrasan la recrystalización en su conjunto y no de forma puntual como ocurre en el caso de existir precipitación durante la recrystalización, Figura 5-10. Como consecuencia, la cinética es más lenta y la ecuación de Avrami se modifica dando lugar a valores de n más bajos.

Por otra parte, en la Figura 5-13 y Figura 5-14 se hace evidente que el retraso es más significativo, en comparación con el acero XC, en el rango de la deformación en tibio. A continuación se analiza la influencia que los precipitados tienen en la cinética de recrystalización.

5.3.2. EFECTO DE LOS V(C,N) EN LA CINÉTICA DE RECRISTALIZACIÓN

El análisis microscópico ha revelado que los lugares preferentes para la nucleación de la recrystalización son las juntas de grano y las bandas de deformación. Si se asume que la recrystalización tiene lugar por la migración de juntas debida a la deformación, entonces la fuerza impulsora será la diferencia de densidad de dislocaciones entre juntas de subgrano austeníticas adyacentes²⁵. Según este modelo los granos con la densidad de dislocaciones más baja se *doblaran* hacia los granos con una mayor densidad. Cuantitativamente, la fuerza impulsora para la recrystalización, F_{REX} , basada en este modelo viene dada por :

$$F_{REX} = \frac{\mu b^2 \Delta\rho}{2} \quad Ec. 5.10$$

donde b es el vector de Burgers, $\Delta\rho$ es el cambio en la densidad de dislocaciones asociado al movimiento del frente de recrystalización hacia las regiones deformadas y μ representa el modulo de cortadura de la austenita, cuya expresión²⁶ viene dada por :

$$\mu = \mu_0 \left(1 - 0.91 \frac{(T - 300)}{T_F} \right) \text{MN/m}^2 \quad \text{Ec. 5.11}$$

en la que μ_0 representa el modulo de cortadura a temperatura ambiente (para la austenita $8.1 \times 10^4 \text{ MN/m}^2$), T y T_F son la temperatura del ensayo y la de fusión en grados Kelvin (1810K).

Aunque la expresión de la Ec. 5.10 no muestra una dependencia directa con la temperatura, estará indirectamente influenciada por ella a través del término $\mu(T)$ y $\Delta\rho$. Al aumentar la temperatura, $\Delta\rho$ se hará menor. Por tanto la F_{REX} disminuirá en cierto grado conforme la temperatura aumente.

Se ha estimado que durante la deformación el incremento en la densidad de dislocaciones puede obtenerse de la ecuación^{27,28}:

$$\Delta\sigma = 0.2\mu b(\Delta\rho)^2 \quad \text{Ec. 5.12}$$

Por tanto la Ec. 5.6 queda de la forma

$$F_{\text{REX}} = \frac{12.5(\Delta\sigma)^2}{\mu} \quad \text{Ec. 5.13}$$

Donde $\Delta\sigma$ representa el aumento en tensión obtenido de las curvas de fluencia de los ensayos de relajación. Para poder hacer una estimación mas adecuada de la F_{REX} se debe tener en cuenta que este valor es solo un valor medio, y que ha de considerarse el flujo plástico en la juntas de grano, que aproximadamente es un 50% mayor que el valor medio³¹.

El efecto anclador de las partículas sobre las juntas de grano fue originalmente tratado por Zener y más tarde por Gladman. De acuerdo a sus estudios la fuerza total de anclaje vendrá expresada por²⁹:

$$F_P = 4\gamma r N_s \quad \text{Ec. 5.14}$$

en la que r es el radio medio de los precipitados, γ es la energía por unidad de área de la intercara partícula/junta (0.8 J/m^2) y N_s es la densidad de partículas por unidad de área.

Existen tres modelos que explican cómo los precipitados afectan a la recristalización

- Modelo de la frontera rígida RB: en el que la frontera no deflecha como consecuencia de los precipitados y en la que ésta solo interactúa con aquellas partículas de una distribución aleatoria cuyo centro se encuentre comprendido a una distancia $\pm r$ de la junta.
- Modelo de junta flexible FB: una frontera infinitamente flexible interactúa con la distribución tridimensional de partículas hasta que queda anclada.
- Modelo de subjuntas de grano SB: se trata del modelo más realista en el que las partículas se encuentran en las subjuntas de la estructura deformada.

En la Tabla 5-IX están resumidas las distintas expresiones de los modelos anteriormente descritos.

Tabla 5-IX. Comparación entre los distintos modelos propuestos para F_p .

Modelo	F_p	Ref.
RB	$\frac{6 \gamma f_v}{\pi r}$	(29)
FB	$\frac{3 \gamma f_v^{2/3}}{\pi r}$	(27)
SB	$\frac{6 \gamma f_v l}{2 \pi r^2}$	(30)

f = fracción volumétrica de precipitados; y l = tamaño medio de subgrano*

* por falta de datos directos respecto al tamaño medio de la subestructura se hace uso de un valor de $l = 0.5 \mu\text{m}$ tal y como se propone en otros trabajos donde l esta comprendido entre $0.5\text{-}0.8 \mu\text{m}$
30,27,31

La fracción volumétrica f_v viene dada por la expresión ³²

$$f_v = \frac{\pi N_S}{6} (d^2 + \sigma^2) \quad \text{Ec. 5.15}$$

donde d representa el diámetro medio de las partículas y σ la desviación standard. La fracción volumétrica f_v se ha calculado a partir de la densidad por unidad de área de partículas obtenidas de las réplicas de carbono extraídas de probetas templadas a 870 y 835°C. Así mismo σ se ha calculado para las distribuciones de partículas que se muestran en el apartado 4.2.2 de esta Tesis.

Es importante resaltar que los valores que aquí se muestran respecto a la F_p tiene carácter orientativo, debido a las limitaciones de los modelos expuestos, en los que se suponen distribuciones uniformes de partículas, situación que en el presente caso no tiene lugar. Esto afecta directamente al valor de la densidad de partículas por unidad de área de réplica.

Además, durante la preparación de las réplicas algunas partículas pueden haberse despegado y otras han podido disolverse durante el ataque. Y por último existe una limitación en la resolución de las partículas de menor tamaño, considerándose el límite en 2 nm⁽³⁰⁾, aunque existen evidencias de precipitados de tamaños menores. Por tanto, los valores de F_p deben considerarse como conservativos ya que el efecto de todos los precipitados anteriormente citados no se tiene en cuenta en el cálculo de susodicha fuerza.

Los valores obtenidos de F_p usando los distintos modelos así como la F_{REX} quedan resumidos en la Tabla 5-VI.

Tabla 5-X. Valores estimados de F_p y F_{REX} (MN/m^2) para las distintas coladas.

Colada	T (°C)	$\Delta\sigma$ (MPa)	F_{REX} (MN/m^2)	f_v (%)	F_{p-RB} (MN/m^2)	F_{p-FB} (MN/m^2)	F_{p-SB} (MN/m^2)
PTR	1025	92	2.6	----	----	----	----
2N		80	1.9	----	----	----	----
XC		59	1	----	----	----	----
PTR	870	168	7.5	0.003	0.50	1.66	6.06
2N		150	6	0.003	0.47	1.61	5.8
XC		137	5	----	----	----	----
PTR	835	178	8.2	0.0068	1.83	4.83	40.29
2N		191	9.5	0.0081	1.35	3.36	18.39
XC		146	5.6	----	----	----	----
2N	800	229	13.2	----	----	----	----
XC		187	8.9	----	----	----	----

$$\mu(T) \Rightarrow 1025^\circ\text{C } \mu = 4.03 \times 10^4; 870^\circ\text{C } \mu = 4.66 \times 10^4; 835^\circ\text{C } \mu = 4.81 \times 10^4; 800^\circ\text{C } \mu = 4.95 \times 10^4 \text{ MPa}$$

En la Figura 5-15 aparecen representados los valores de F_{REX} y F_p . Con relación a esta última, se han considerado solo los resultados obtenidos con los dos primeros modelos expuestos. Al no existir precipitación durante la propia deformación, no se ha considerado adecuado considerar una precipitación preferente en subjuntas de grano.

Tal y como se puede observar los valores de F_p obtenidos con el modelo de junta flexible son mayores que los obtenidos con el modelo de junta rígida. Esto se explica teniendo en cuenta que en el primer caso se asume que un mayor número de partículas interactúan con las juntas en movimiento.

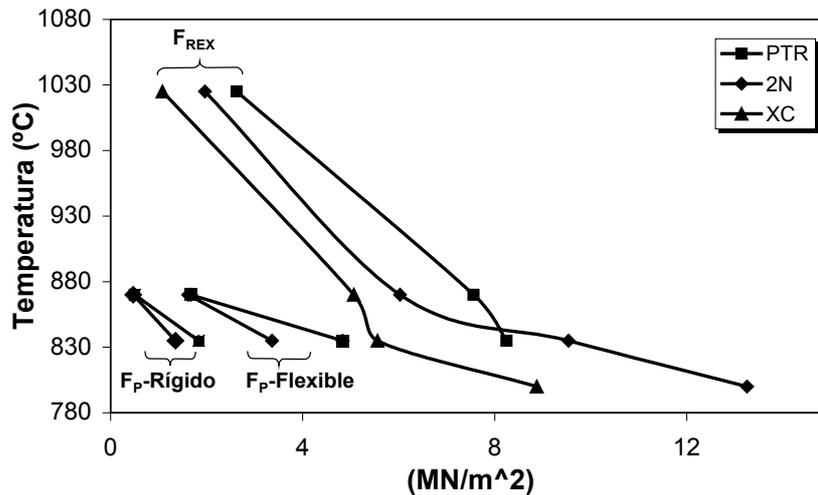


Figura 5-15. Temperatura frente a la F_{REX} y F_P según los modelos de frontera rígida y flexible.

Las fuerzas de anclaje ejercidas por los precipitados son siempre menores que la F_{REX} , confirmándose que los precipitados de V presentes no son suficientes para detener la recrystalización, pero sí para ralentizarla. Comparando los valores de F_P a 870°C y a 835°C se aprecia un aumento importante en el último caso. Debido a una mayor fracción volumétrica de partículas sin disolver, lo que explicaría, cualitativamente al menos, el retraso a 835°C. Aunque no se han realizado medidas a 800°C, un comportamiento similar se esperaría fuese el responsable del retraso detectado a esta temperatura en el acero 2N.

Conviene resaltar que en ambos aceros microaleados, en el rango del tibio, el efecto de los precipitados se puede asignar al grupo definido por Hansen et al.³⁰ en los que $F_{REX} > F_P$ en el que la migración de la junta tiene lugar pero a velocidades más bajas, retardando la recrystalización pero no bloqueándola como tiene lugar cuando hay precipitación inducida por deformación, en cuyo caso $F_P > F_{REX}$ ³¹. En la Figura 5-14 se puede observar como el efecto retardador producido por los precipitados presentes previamente a la deformación, se extiende hasta altas temperaturas. Pero como es de esperar disminuye

gradualmente al aumentar la temperatura, y por tanto disminuye la presencia de precipitados en el acero al disolverse y engrosar.

5.4. EVOLUCIÓN DE LA AUSTENITA HASTA LA TRANSFORMACIÓN $\gamma \rightarrow \alpha$

Mediante los ensayos de relajación realizados se ha estudiado la cinética de recristalización de los distintos materiales a distintas temperaturas, pero bajo condiciones isotermas. El objetivo de este apartado es el de conocer cual es la cinética de recristalización durante el posterior enfriamiento en un ensayo de compresión plana, saber si ésta se completa antes del comienzo de la transformación a ferrita y a qué temperatura, y en caso de ser parcial, qué porcentaje de austenita ha recristalizado.

Para ello se hará uso de un programa desarrollado en el CEIT³³ que teniendo en cuenta la cinética de recristalización para los distintos aceros ($t_{50\%}$ en condiciones isotermas), el tamaño de grano austenítico previo a la deformación, velocidad de enfriamiento desde la temperatura de forja hasta la de transformación $\gamma \rightarrow \alpha$, ofrece información sobre cual es la evolución temporal de la fracción recristalizada. Además si la recristalización es total, se podrá estimar el crecimiento de grano recristalizado hasta el comienzo de la transformación. Toda esta información es de gran importancia para poder analizar la microestructura resultante de la transformación.

Tomando los parámetros correspondientes a los aceros microaleados, la variación de la fracción recristalizada en función de la temperatura se representa en la Figura 5-16 y en la Figura 5-17.

Debe hacerse notar que para el acero PTR no se ha representado la temperatura de 800°C ya que corresponde al rango bifásico γ/α .

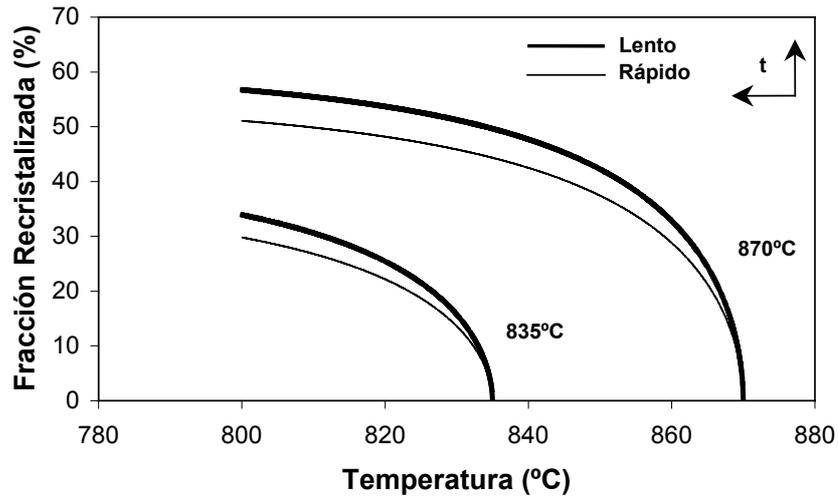


Figura 5-16. Evolución de la fracción recristalizada durante el enfriamiento(PTR).

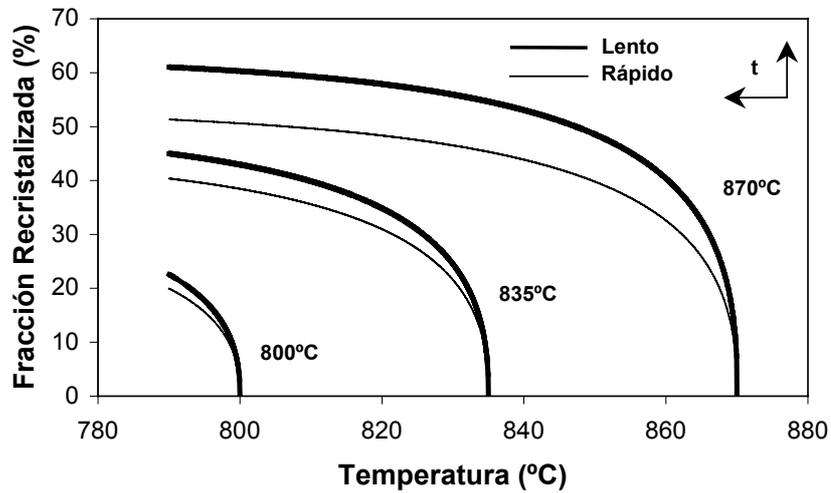


Figura 5-17. Evolución de la fracción recristalizada durante el enfriamiento(2N).

Según las predicciones del modelo, en los aceros microaleados comienza la transformación a ferrita, bajo todas las condiciones, con una estructura mixta de granos equiaxiales (recristalizados) y deformados. En el instante en que la temperatura alcance el valor A_{r3} , la fracción recristalizada resultante en cada caso se resume en la Tabla 5-XI. Los resultados muestran que la disminución de la temperatura de deformación junto con un aumento de la velocidad de enfriamiento conducen a porcentajes más bajos de fracción recristalizada.

Tabla 5-XI. Fracción recristalizada antes del inicio de la transformación.

Acero	T(°C)	Enfriamiento	% Recristalizado	T*(°C)
PTR	870	L	58	800
		R	51	
	835	L	34	
		R	30	
2N	870	L	61	790
		R	51	
	835	L	45	
		R	40	
	800	L	22	
		R	20	

L-Lento; R-Rápido; T* cercana a A_{r3} .

La situación respecto al acero XC cambia sustancialmente, ya que la recristalización se llega a completar bajo ciertas condiciones, como puede observarse en la Figura 5-18 y en la Tabla 5-XII. En esta última, cuando la recristalización es completa se especifica el tiempo que transcurre desde que se aplica la deformación hasta que se alcanza el 95% de fracción recristalizada (total), y la temperatura a la que tiene lugar T'. Si por el contrario el proceso no se ha completado antes de alcanzar la A_{r3} se señala el porcentaje conseguido hasta una temperatura muy próxima a ésta.

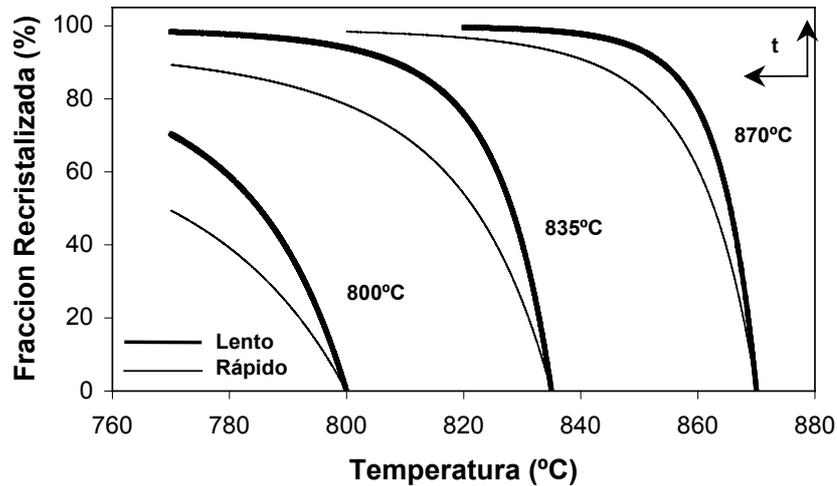


Figura 5-18. Evolución de la fracción recristalizada durante el enfriamiento(XC).

Tabla 5-XII. Parámetros relativos a la evolución de la microestructura austenítica en condiciones estáticas, antes del inicio de la transformación (acero XC).

T(°C)	Enfriamiento	% Recristalizado	t (s)	T'(°C)	D _{Rex} (μm)	D _{F.Rex} (μm)
870	L	95	4.1	848	9.8	11.0
	R	95	4.8	829		10.6
835	L	95	8.1	796	9.3	10.2
	R	89	7.5	760*		----
800	L	77	----	760*	9.8	----
	R	56	----	760*		----

L-Lento; R-Rápido; * Temperatura cercana a A_{f3}.

Por otra parte el tamaño de grano recristalizado se obtiene haciendo uso de la expresión ³⁴:

$$D_{\text{REX}} = 0.5 D_0 \varepsilon^{-1} \quad \text{Ec. 5.16}$$

Así mismo en la Tabla 5-XII se especifica, para los casos en que así proceda, el tamaño final de grano recristalizado, D_{FReX} , a la temperatura A_{r3} . El programa determina este valor haciendo uso de la expresión³⁵:

$$D_{\text{F,REX}} = \left(D_{\text{REX}}^{10} + 1.31 \times 10^{52} \Delta t \exp \left\{ \frac{914000}{RT} \right\} \right)^{1/10} \quad \text{Ec. 5.17}$$

siendo Δt el tiempo que transcurre desde que finaliza la recristalización hasta que comienza la transformación, R la constante universal de los gases y T la temperatura (K).

El crecimiento del grano recristalizado en función de la temperatura se ha representado en la Figura 5-19. Se constata que debido a las bajas temperaturas que se aplican en el conformado en tibio, el crecimiento que experimenta el grano recristalizado es muy limitado.

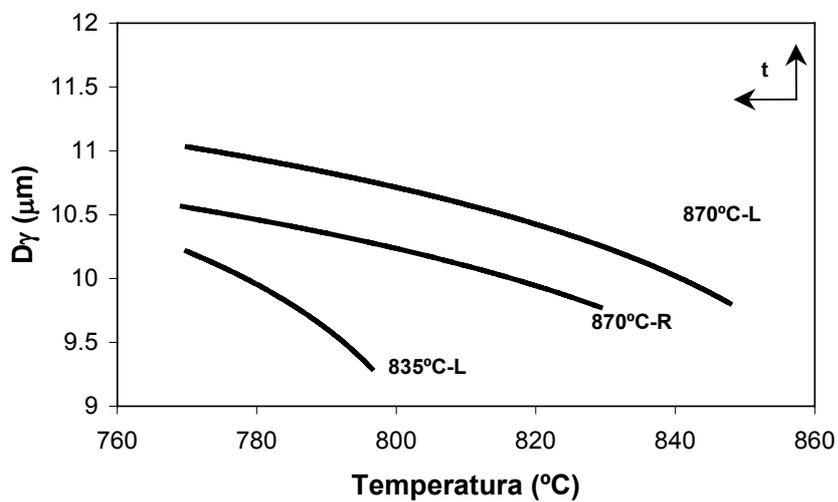


Figura 5-19. Crecimiento del grano recristalizado durante el enfriamiento(XC).

5.5. MICROESTRUCTURA TRAS LA TRANSFORMACIÓN

A la vista de los anteriores resultados se puede asegurar que la microestructura a partir de la cual comenzara la transformación es extremadamente fina en todos los aceros, en torno a 5 μm para los aceros microaleados y menor de 12 μm en el caso del XC. Esta situación dará lugar a una estructura de transformación también muy pequeña.

En el caso de los aceros microaleados el análisis metalográfico ha revelado una estructura mixta compuesta de Ferrita+Pseudoperlita+MB. La pseudoperlita ³⁶ (PP), Figura 5-21, o perlita degenerada, es consecuencia de un crecimiento no solidario de la cementita y la ferrita dando lugar a una estructura de carburos de Fe dispuestos de forma aleatoria en la ferrita. Existen también islotes de perlita aunque en proporción inferior. Con MB se denotan las fases frágiles, aspecto grisáceo en micrografías de MEB de la Figura 5-20 y la Figura 5-21, que han podido ser identificadas como islotes martensíticos o combinación de martensita y bainita. El análisis por Rayos-X de las muestras no ha mostrado la existencia de austenita retenida, quedando por tanto descartada la posibilidad de que se trate de fases MA (Martensita+Austenita). Su formación se puede asociar a una elevada templabilidad del acero resultante, entre otros factores, a los altos contenidos de Mn y V ³⁷.

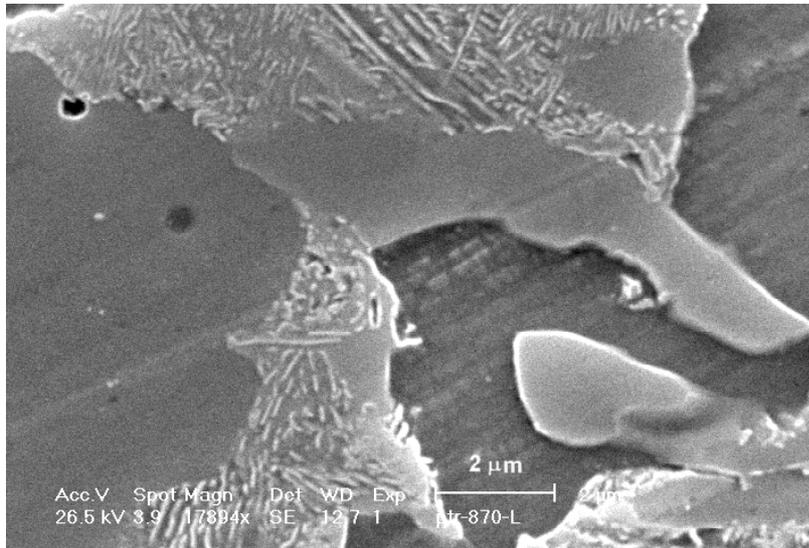


Figura 5-20. Ejemplo de MB presentes en muestra deformada a 870°C y enfriada al aire.(PTR)

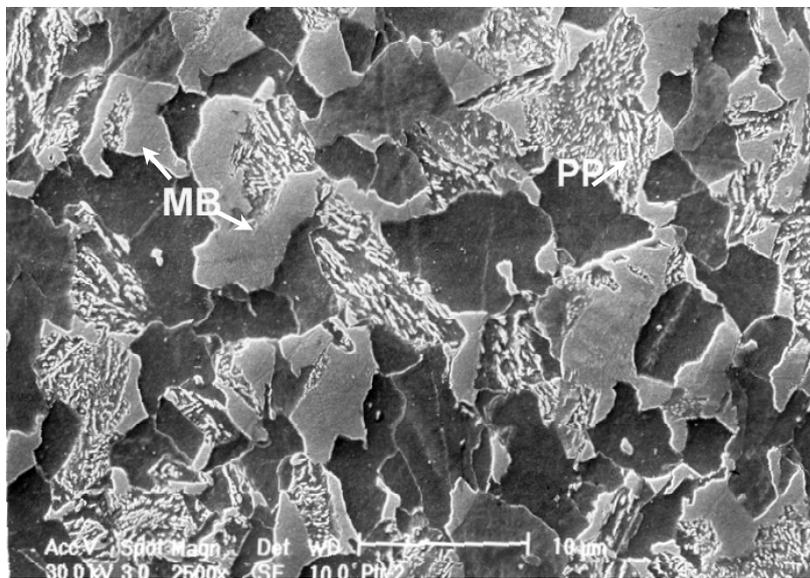


Figura 5-21. Micrografía de muestra del acero PTR deformada a 870°C y enfriada al aire.

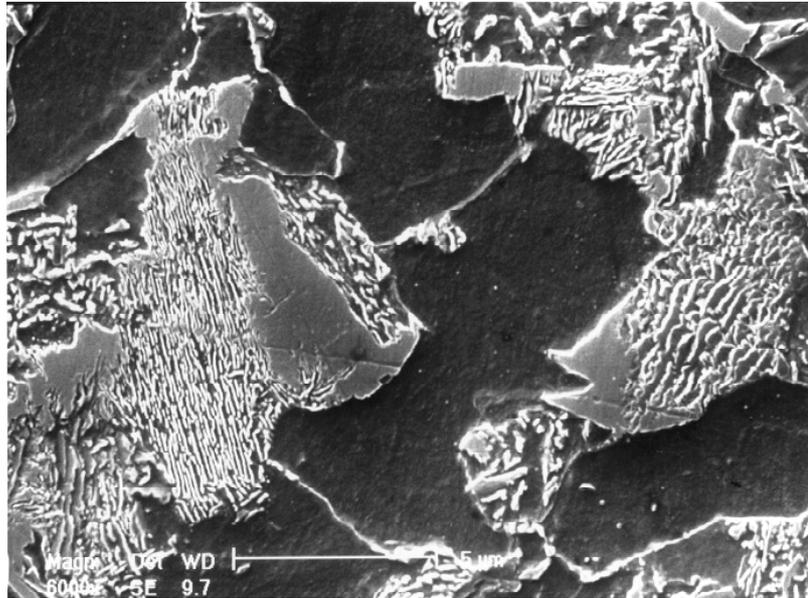


Figura 5-21. (Continuación). Micrografía de muestra del acero PTR deformada a 870°C y enfriada al aire.

Otra característica común de estos aceros es la de mostrar una estructura de bandeado, mucho más marcada conforme la temperatura disminuye y el enfriamiento es más rápido. Esta estructura puede considerarse como una consecuencia de la segregación de Mn^{38,39,40,41}, y en menor medida de C y V. Todo ello conduce, tal y se ha señalado anteriormente, a un aumento en la templabilidad de la austenita por el enriquecimiento en Mn y C. Esta estructura de bandeado confiere a la ferrita de gran heterogeneidad en tamaño, siendo la diferencia de tamaños entre la zona bandeadada y el resto considerable. Un ejemplo de esta situación se muestra en la Figura 5-22 y Figura 5-23.

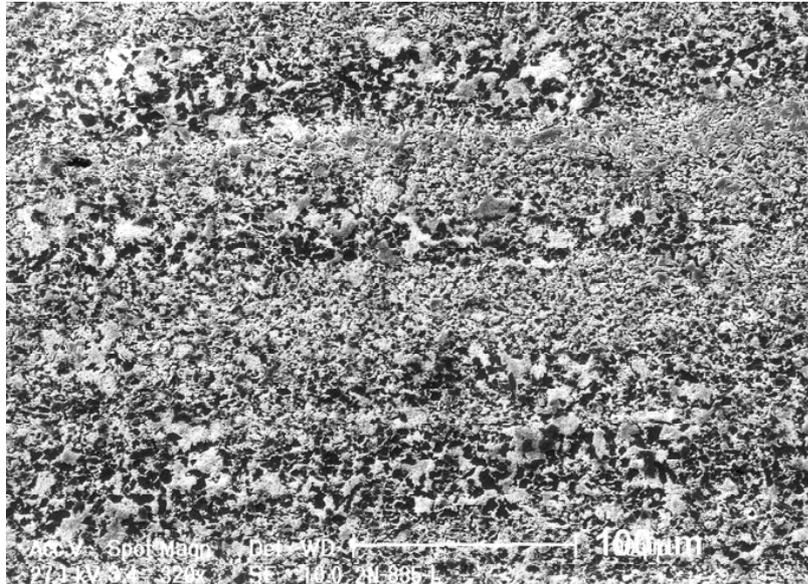


Figura 5-22. Vista general de la estructura de bandeado generada en el acero 2N tras ser deformado a 835°C y enfriado al aire.

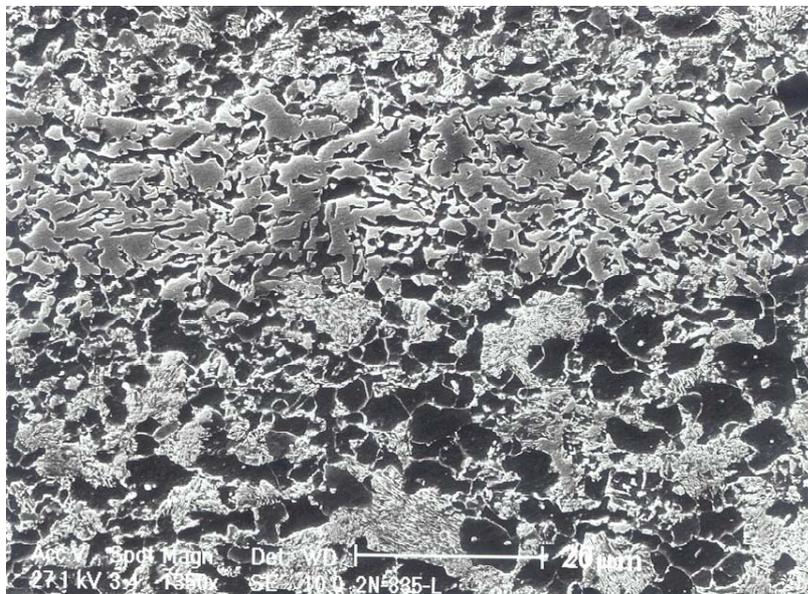


Figura 5-23. Estructura de bandeado en muestra deformada a 835°C y enfriada al aire(2N).

Se han observado dos tipos de morfologías de fases frágiles:

- ◇ Una en filas paralelas a la dirección de deformación, el bandeado anteriormente mencionado, de bloques conectados, Figura 5-23.
- ◇ Islotes aislados, Figura 5-21.

Estas heterogeneidades microestructurales pueden ejercer un efecto significativo en el comportamiento a tenacidad de los productos forjados. Como consecuencia de ello, además de la aplicación de agitación magnética durante la colada continua (reducción de la segregación en el producto solidificado), se puede recurrir, tal como señala Korchynsky, a una disminución del contenido nominal de Mn en el acero³⁷.

En la Figura 5-24 se han representado los parámetros microestructurales medidos en ambos aceros microaleados, distinguiendo los diferentes tratamientos (Apdo. 4.2.1.). Los valores de las temperaturas de transformación Ac_1 y Ac_3 se han calculado haciendo uso de las expresiones propuestas por Andrews⁴².

Tal y como ya se había comentado al principio de este apartado, la microestructura resultante de la transformación es muy pequeña, inferior a las $5\mu\text{m}$ en todos los casos. Tamaños de ferrita similares se han encontrado en aceros microaleados al V con bajas temperaturas de empape y de acabado, Reynolds⁴³ y Mekkawy⁴⁴.

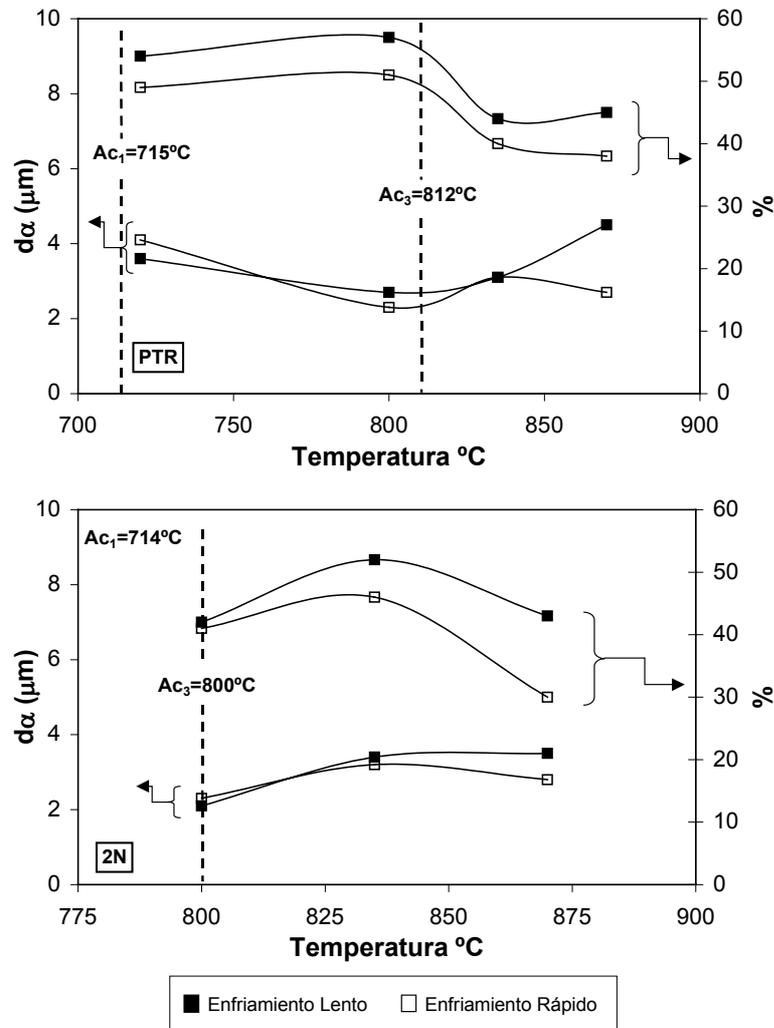


Figura 5-24. Parámetros microestructurales de los aceros microaleados PTR y 2N en función de la temperatura de conformado en tibio.

Si se tiene en cuenta que una austenita deformada proporciona una alta densidad de posibles sitios para la nucleación (S_v), mayor de la que proporciona un grano equiaxico recrystalizado. Existirá una relación directa entre el porcentaje de austenita recrystalizada y el tamaño de ferrita, disminuyendo este

conforme la fracción disminuye y aumentando como consecuencia, S_V , Figura 5-25.

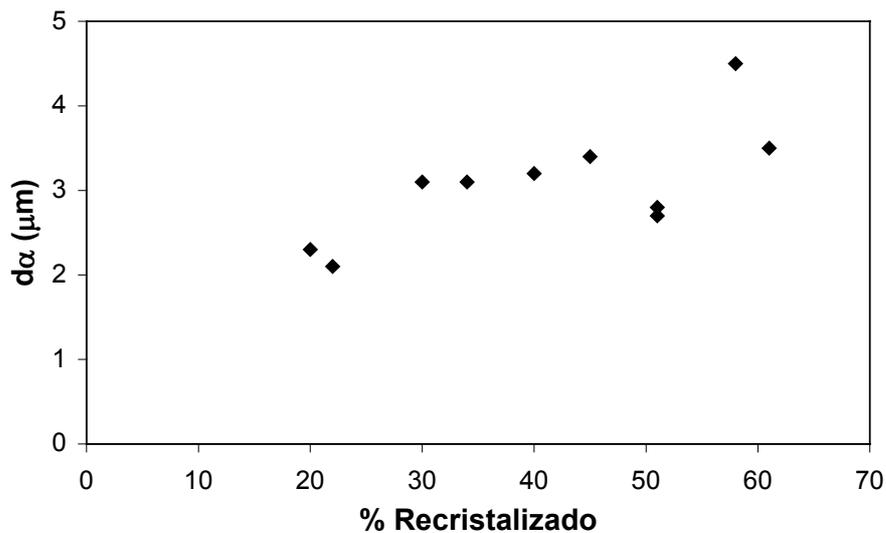


Figura 5-25. Variación del tamaño ferrítico con la fracción recristalizada de austenita.

Por tanto no es de extrañar que los enfriamientos acelerados no conlleven a un afino importante de la microestructura, a excepción de las muestras deformadas a 870°C, en las que las diferencias entre los porcentajes ablandados entre ambos tipos de enfriamiento son las mas grandes, Tabla 5-XI. En cambio a las otras temperaturas estas diferencias se reducen considerablemente, lo que explicaría la poca diferencia existente entre los tamaños de ferrita.

Si bien los enfriamientos acelerados no parecen tener gran efecto en el tamaño ferrítico sí lo tienen en los productos de la transformación, aumentando la fracción volumétrica de fases frágiles y de perlita en detrimento de la de ferrita. En el acero PTR la fracción volumétrica (f_α) casi no sufre variaciones en el rango de 870-835°C, pero a 800°C hay un aumento importante. Debe tenerse en cuenta que a esta temperatura nos encontramos en la región bifásica $\gamma+\alpha$.

Para el acero 2N la situación cambia, ya que a 870°C se obtienen fracciones volumétricas, f_{α} , más bajas que a 835°C. Ello hace pensar en un subenfriamiento mayor desde alta temperatura, consecuencia de una mayor presencia de V y otros elementos en solución sólida que disminuyan la temperatura de transición. Este hecho se ve avalado por una mayor presencia de fases frágiles a altas temperaturas.

Debido a que la fracción recristalizada es muy similar en ambos tipos de enfriamiento a 800°C para el acero 2N, y en el caso del PTR a que la deformación se ha aplicado dentro de la zona $\gamma+\alpha$, y por tanto el enfriamiento tiene menor influencia, existe una gran similitud de las características microestructurales obtenidas para ambos tipos de enfriamiento a esta temperatura.

El conformado del acero PTR a 720°C, prácticamente en la región ferrítica, da lugar a una microestructura ferrítica deformada en el plano normal al de deformación que coexiste con granos equiaxiales. En ambos tipos de enfriamiento la perlita se encuentra globulizada por efecto de la deformación, y solo en el caso de convección forzada se observan islotes de fases MB. En la Figura 5-26 se muestran dos ejemplos de una muestra del acero PTR deformada a 720°C y posteriormente enfriada al aire y por convección forzada.

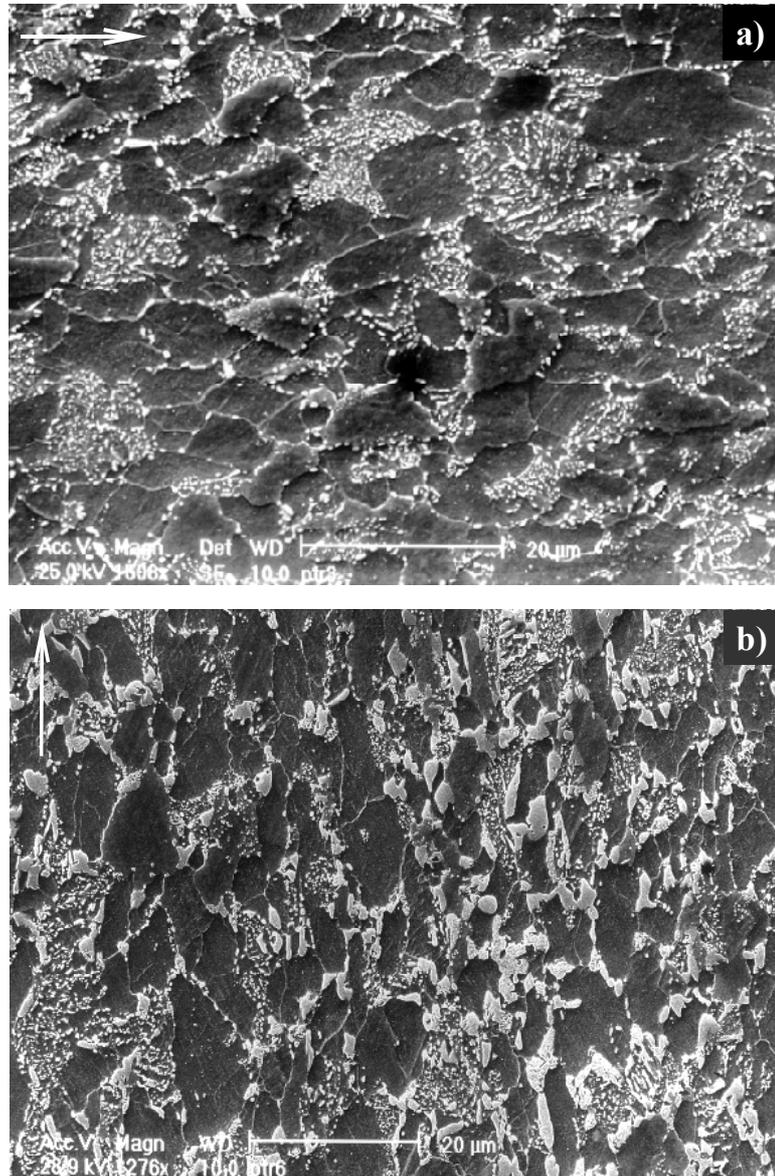


Figura 5-26. Muestras deformadas a 720°C y enfriadas al aire a) y por convección forzada b). La flecha indica la dirección de fluencia.

Con respecto al acero XC se ha observado que presenta una estructura compuesta de ferrita, principalmente alotriomórfica y algo de ideomórfica (consecuencia de la nucleación de ferrita en los MnS), y perlita, Figura 4-38 y Figura 4-39. Un menor contenido de Mn en este acero elimina la estructura de bandeado observada en los otros aceros así como la presencia de fases frágiles tipo MB. En la Figura 5-27 se puede apreciar la típica estructura ferrítico-perlítica de este acero.

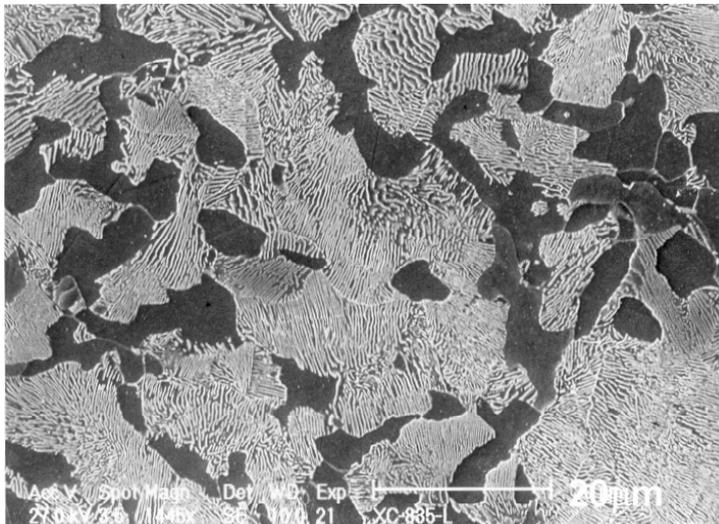


Figura 5-27. Típica estructura ferrítico perlítica del acero XC (Deformada a 835°C y enfriada al aire)

Los tamaños y fracciones volumétricas de ferrita medidos en el acero XC bajo las distintas condiciones de compresión plana (Tabla 4-XIV y Tabla 4-XV) quedan recogidos en la Figura 5-28.

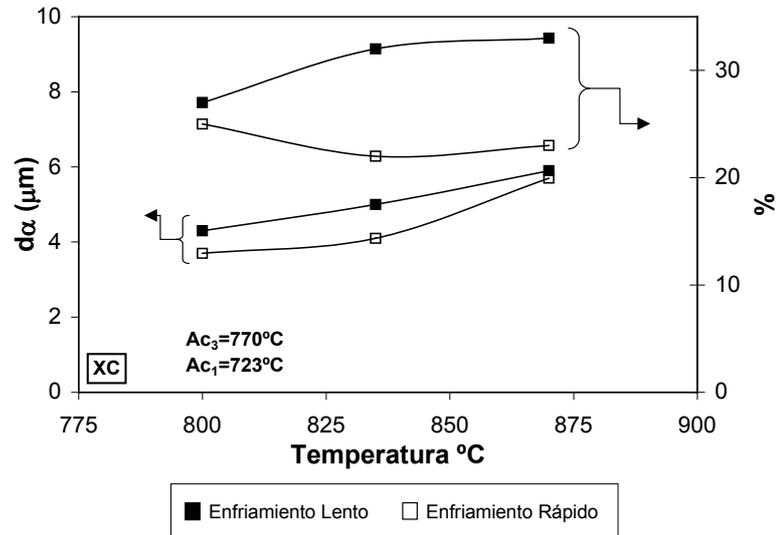


Figura 5-28. Parámetros microestructurales del acero XC.

Según los datos obtenidos en el apartado 5.4 de este capítulo, la transformación ferrítica tendrá lugar a partir de una estructura totalmente regenerada a 870°C (para ambos tipos de enfriamiento) y a 835°C enfriada al aire, siendo ésta de un tamaño inferior a las 12 μm . Cuanto mayor sea el grano final recristalizado o mayor la fracción recristalizada así será el grano de ferrita, Figura 5-29.

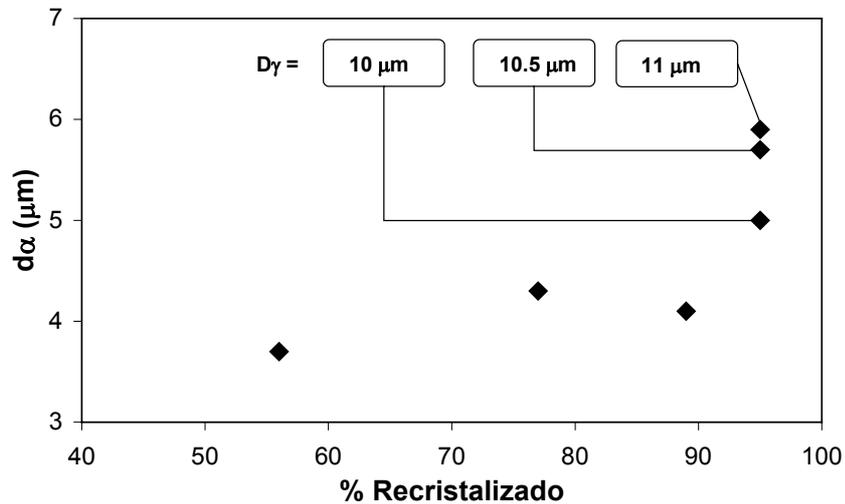


Figura 5-29. Influencia en el tamaño de ferrita de la fracción recristalizada y el tamaño de grano recristalizado.

Los enfriamientos acelerados dan lugar a un ligero afinamiento del grano ferrítico y a una disminución de la fracción de ferrita a favor de la de perlita. En cambio el interespaciado perlítico no parece haberse visto afectado, siendo en todos los casos medidos una perlita grosera de $\lambda = 0.2\mu\text{m}$, Tabla 4-XIV y Tabla 4-XV. En las gráficas de la Figura 5-30 y Figura 5-31 se representan las curvas de enfriamiento bajo las distintas condiciones de compresión plana, pudiéndose apreciar una zona en la que la temperatura presenta una recuperación debido a la recalcificación de la transformación perlítica. Comparando estos "plateau" no pueden apreciarse diferencias importantes entre los distintos enfriamientos y temperaturas de conformado, encontrándose en todos los casos próximos a los 640°C (temperatura que corresponde a la formación de perlita grosera). Si se tiene en cuenta el pequeño tamaño de grano austenítico que este acero presenta, y el consecuente desplazamiento a tiempos menores de los diagramas CCT se explica que, a pesar de las distintas velocidades de enfriamiento utilizadas el interespaciado y la transformación perlítica no sufran variaciones con las condiciones de forja aplicadas.

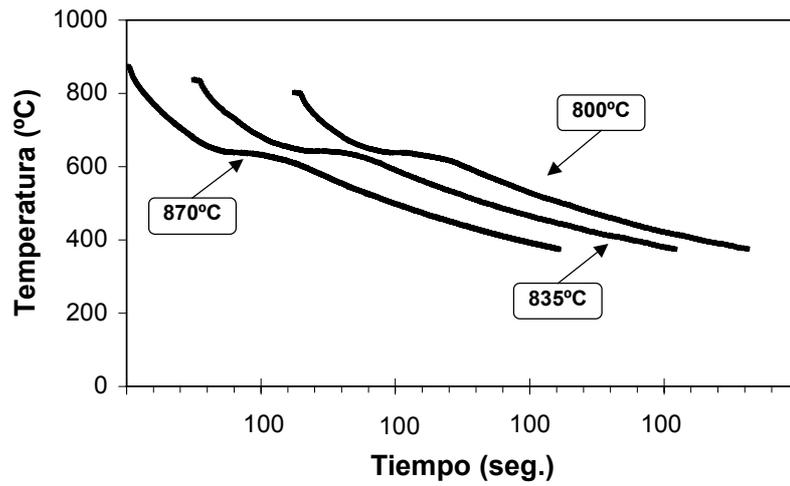


Figura 5-30. Curvas de enfriamientos al aire.

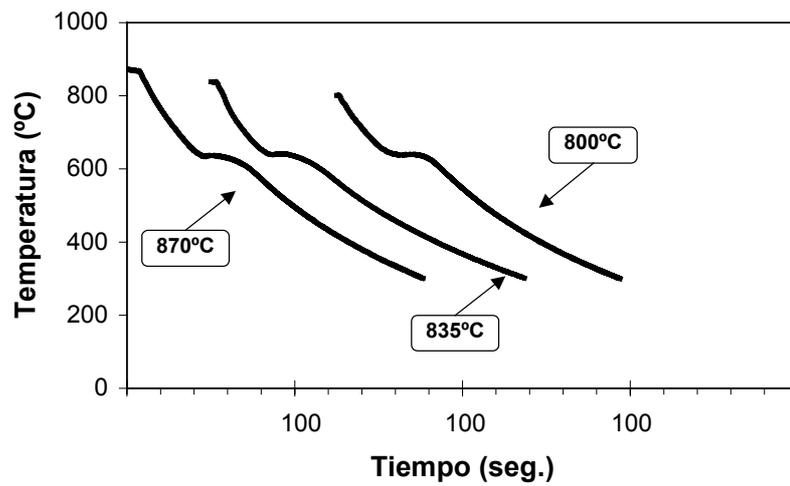


Figura 5-31. Curvas de enfriamientos forzados.

Concluyendo, tal y como ya se ha comentado, entre los distintos factores que influyen en el tamaño final de la ferrita hay que destacar: el tamaño previo de austenita, tanto mas pequeño será la ferrita cuanto menor sea la austenita; la velocidad de enfriamiento, con velocidades altas se afina el tamaño de grano ya que la temperatura de transformación baja y por tanto la velocidad de nucleación de la ferrita aumenta y disminuye su velocidad de crecimiento; y por último el porcentaje de ferrita, ya que el porcentaje aumenta conforme disminuye la velocidad de enfriamiento y el tamaño de grano austenítico aumente.

5.6. RESISTENCIA MECÁNICA

El análisis de la resistencia mecánica, tanto el límite elástico como resistencia a la tracción, requiere de una diferenciación entre los dos aceros microaleados al V y el acero al C-Mn. Mientras que en este último el comportamiento mecánico se halla fundamentalmente relacionado con los constituyentes $\alpha+p$, en el caso de los aceros microaleados, además de la presencia de mecanismos de endurecimiento por precipitación, es necesario considerar también la existencia de los constituyentes MB. Todo ello ha dado lugar, tal y como se constata en las Figura 5-32 y Figura 5-33, a que existan, dependiendo de las condiciones de conformado en tibio, diferencias importantes entre las características mecánicas de los tres aceros analizados. Es de señalar que mientras que al aplicar los enfriamientos lentos, Figura 5-32, la secuencia en los límites elásticos y resistencia a la tracción es $XC < PTR < 2N$, en el caso de la convección forzada, Figura 5-33, se aprecian diferencias importantes en las tendencias anteriormente indicadas.

Por otra parte, desde el punto de vista de resistencia mecánica, en los ensayos realizados con enfriamiento lento se aprecia que la microaleación ha introducido mejoras sustanciales con relación al acero C-Mn. Si se considera el límite elástico, los incrementos alcanzados han sido notables (hasta 200 MPa) mientras que en la resistencia a la tracción (parámetro habitualmente utilizado como referencia en la industria de la forja), con el acero 2N se han alcanzado incrementos superiores a los 100 MPa. Todo ello sin considerar la incidencia positiva en la tenacidad.

En los enfriamientos acelerados, las mejoras introducidas con los aceros microaleados son también muy elevadas en el caso de la resistencia mecánica (superiores a los 200 MPa), mientras que en el caso del límite elástico el comportamiento varía según el acero.

Las diferencias indicadas deben ser atribuidas, tal y como ha señalado anteriormente, a los diferentes mecanismos de endurecimiento que intervienen en uno y otro caso. A continuación, en los próximos apartados se analizan los mismos.

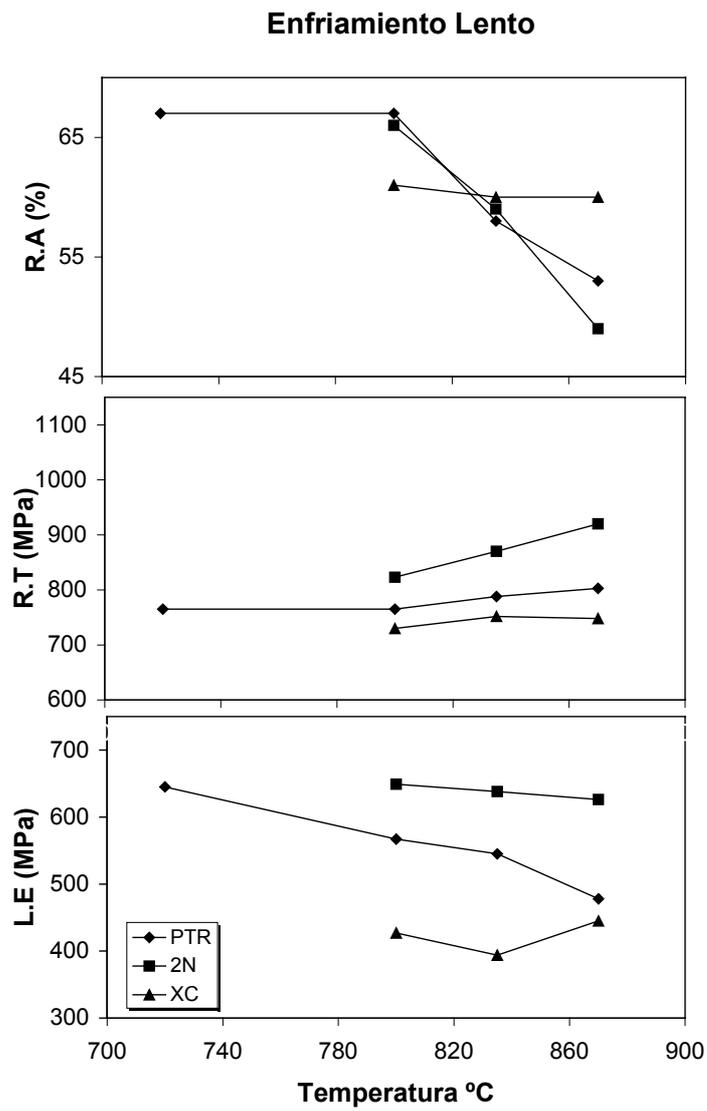


Figura 5-32. Propiedades mecánicas de los enfriamientos lentos.

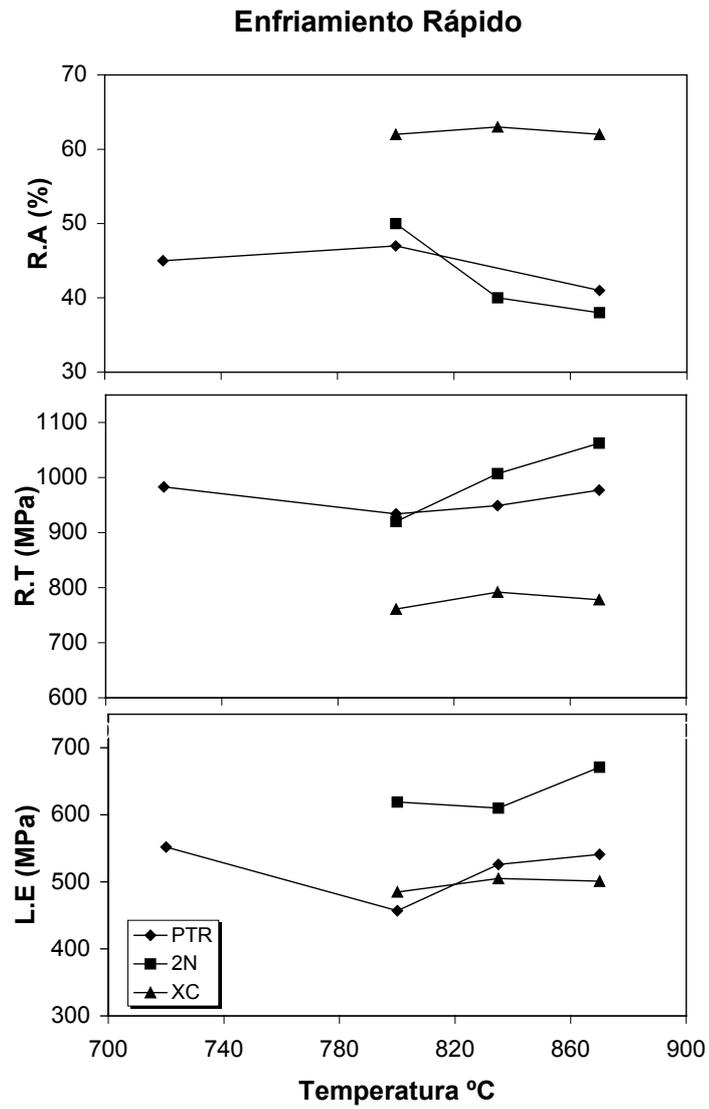


Figura 5-33. Propiedades mecánicas de los enfriamientos rápidos.

5.6.1. ACEROS MICROALEADOS

A partir de la caracterización microestructural realizada, Tabla 4-X a la Tabla 4-XIII, se constata la gran complejidad de la misma para poder realizar una correlación cuantitativa con el comportamiento mecánico (similar al existente con las aproximaciones de Pickering y Gladman para los aceros ferríticos/perlíticos). A esto debe añadirse la predominante tendencia que muestra el constituyente MB a situarse en forma de bandeo.

Por otra parte, es de resaltar que la presencia de importantes fracciones de constituyentes MB ha dado origen a comportamientos diferenciados en las curvas σ - ϵ (Figuras 4-55, 4-56, 4-59 y 4-60) con endurecimientos continuos (sin la presencia del típico palier) similares a los observados en aceros duales^{45,46,47}.

La aportación de los constituyentes MB a la resistencia del acero se ve afectada también por su propia naturaleza en función de la temperatura de conformado y velocidad de enfriamiento, tal y como lo atestiguan los valores medios de nanodurezas de la Tabla 4-XVIII realizados en el acero 2N. En dicha tabla se aprecia cómo el enfriamiento incide de forma apreciable en la dureza del constituyente MB. Ello puede ser consecuencia de un mayor predominio de la martensita frente a la bainita, así como de un incremento del contenido de C de la misma⁴⁸.

Con relación al endurecimiento por precipitación, tal y como quedó expuesto en el Apdo. 2.2.2.3, éste depende de la fracción volumétrica y tamaño de los precipitados. Por las propias características del proceso de conformado en tibio, al no lograr disoluciones completas del V, la aportación de este elemento como efecto endurecedor por precipitación va a ser sensiblemente menor que aquellos casos de conformado en caliente⁴⁹.

El procedimiento indirecto utilizado para analizar la posible existencia de endurecimiento por precipitación ha consistido en la realización de medidas de

nanodurezas en los granos de ferrita. Los valores obtenidos en diferentes condiciones para el acero 2N se resumen en la Tabla 4-XVIII. De las temperaturas consideradas, se constata que los valores de durezas son inferiores en el caso del conformado en tibio a 800°C. Además, también se aprecia un incremento apreciable con los enfriamientos acelerados. Ambos hechos corroboran la presencia de mecanismos de endurecimiento por precipitación en la ferrita y la relevancia que las condiciones del conformado (T y velocidad de enfriamiento) poseen.

Con relación a la velocidad de enfriamiento, ésta actúa contribuyendo a una precipitación más fina de V(C,N) y, por lo tanto, más efectiva desde el punto de vista de la resistencia mecánica. Los resultados de nanodurezas así lo confirman, pudiendo asignarse parte del incremento de la resistencia mecánica (con relación al enfriamiento lento) a la fina precipitación.

Para finalizar, es necesario señalar que el mayor contenido en V de la aleación 2N con respecto a la PTR es uno de los motivos fundamentales de su mayor resistencia mecánica, en combinación con un mayor contenido en C. Además, también debe señalarse que recientemente se ha observado que para niveles similares de V y N, el efecto endurecedor de la precipitación se ve incrementado al aumentar el contenido en C⁵⁰. De forma similar, dados los elevados contenidos de V presentes en ambos aceros, el endurecimiento por los carburos de V será también importante y más significativo en el acero 2N.

5.6.2. ACERO XC (C-Mn)

Teniendo en cuenta que el acero XC es un acero al C, haciendo uso de las relaciones entre el tamaño de grano ferrítico y el porcentaje de perlita con el L.E y la R.T propuestas por Gladman y Pickering⁵¹, Ec. 2.14 y Ec. 2.15, se puede analizar el efecto que ambos factores tienen en las propiedades mecánicas de este acero, Figura 5-34 y Figura 5-35.

Si bien el tamaño de grano de ferrita disminuye con la temperatura para ambos tipos de enfriamiento, Tabla 4-XIV y Tabla 4-XV, no da lugar a variaciones significativas en los valores de L.E y R.T, Figura 5-34. Para los porcentajes de perlita presentes, en torno a un 67-78%, la influencia de la ferrita en el L.E tiende a disminuir ligeramente, mientras que la influencia de la perlita tiende a aumentar conforme lo hace su porcentaje. Este comportamiento se observa en la Figura 5-35 para el L.E y la R.T, pudiéndose apreciar además que la influencia es mayor en el L.E que en la R.T.

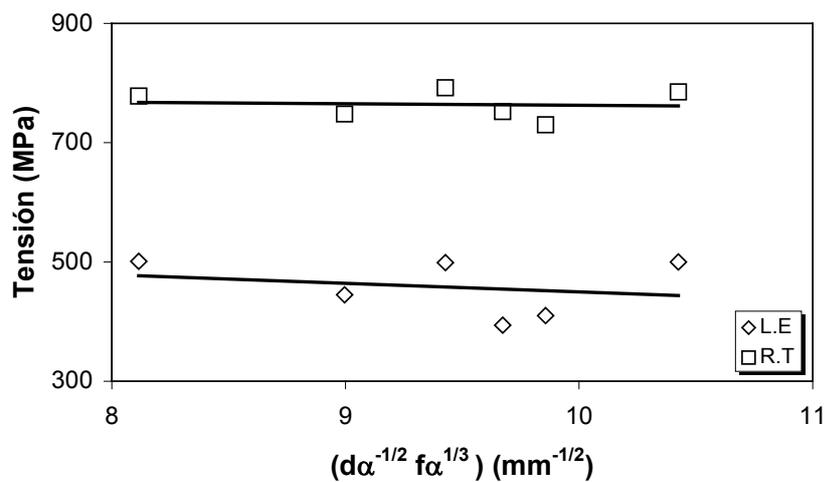


Figura 5-34. Efecto de la ferrita (tamaño y fracción) d_α en el límite elástico y la resistencia a tracción.

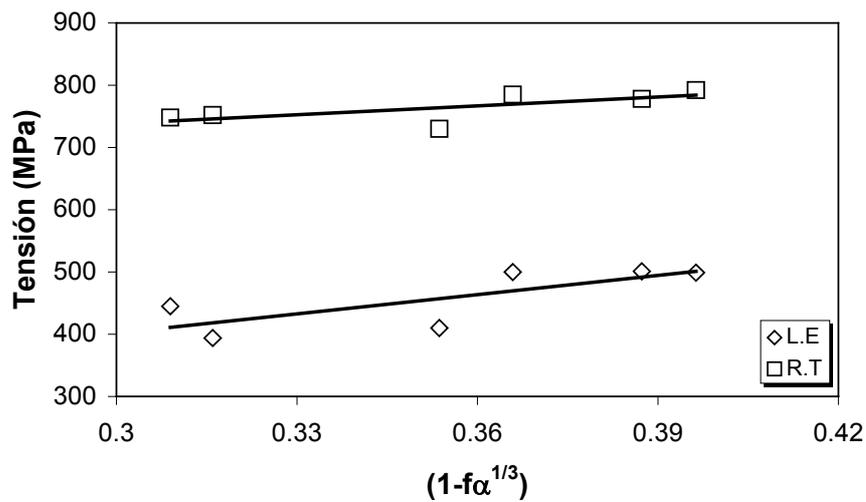


Figura 5-35. Efecto del contenido en perlita en el límite elástico y la resistencia a tracción.

Tomando las expresiones de Gladman y Pickering, se han calculado las distintas aportaciones al L.E y la R.T, quedando recogidas en las Figura 5-36 y Figura 5-37. Se contabilizan por separado entre las aportaciones del Si en solución sólida, las de otros elementos en solución ^{52,53,64} tales como el Cu, P, Sn, Mo, ..., la influencia de la ferrita y de la perlita. Los resultados así obtenidos muestran una buena concordancia con los obtenidos experimentalmente, a excepción de los límites elásticos para los enfriamientos rápidos, existiendo diferencias de hasta 90 MPa entre ambos valores.

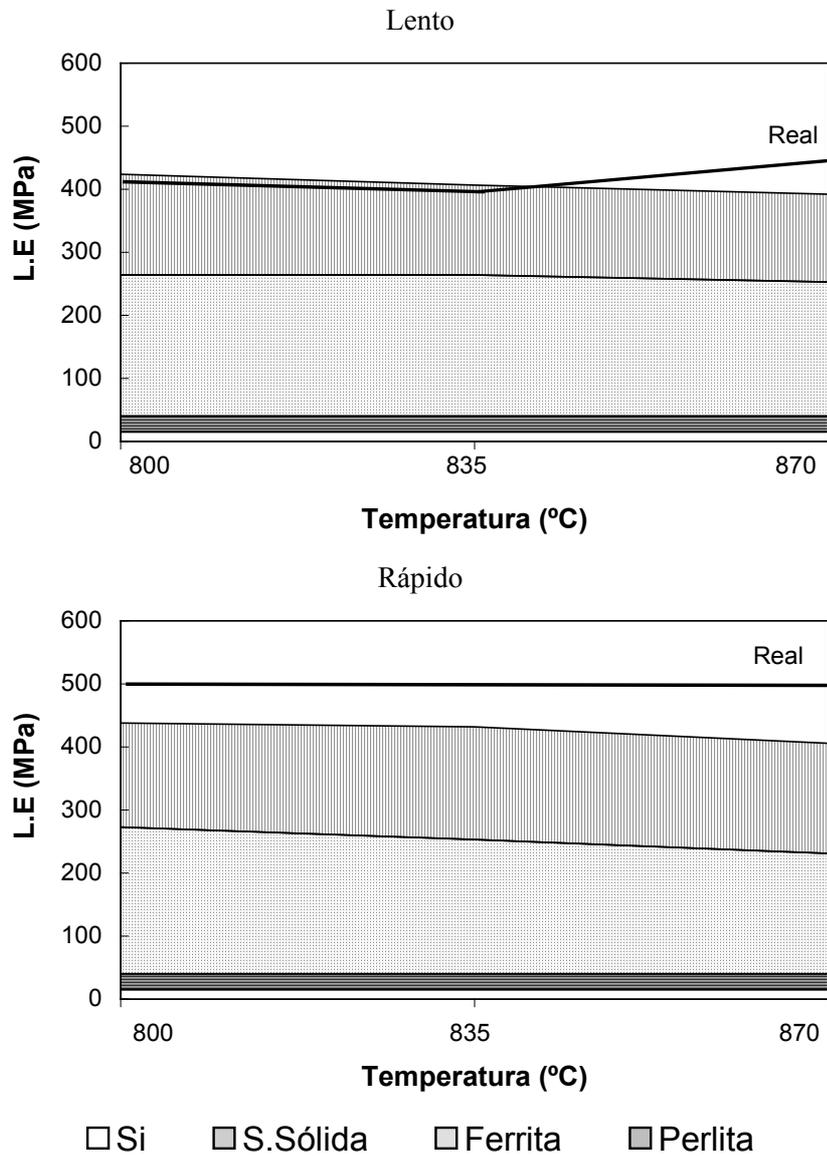


Figura 5-36. Aportaciones al L.E de los distintos mecanismos de endurecimiento.

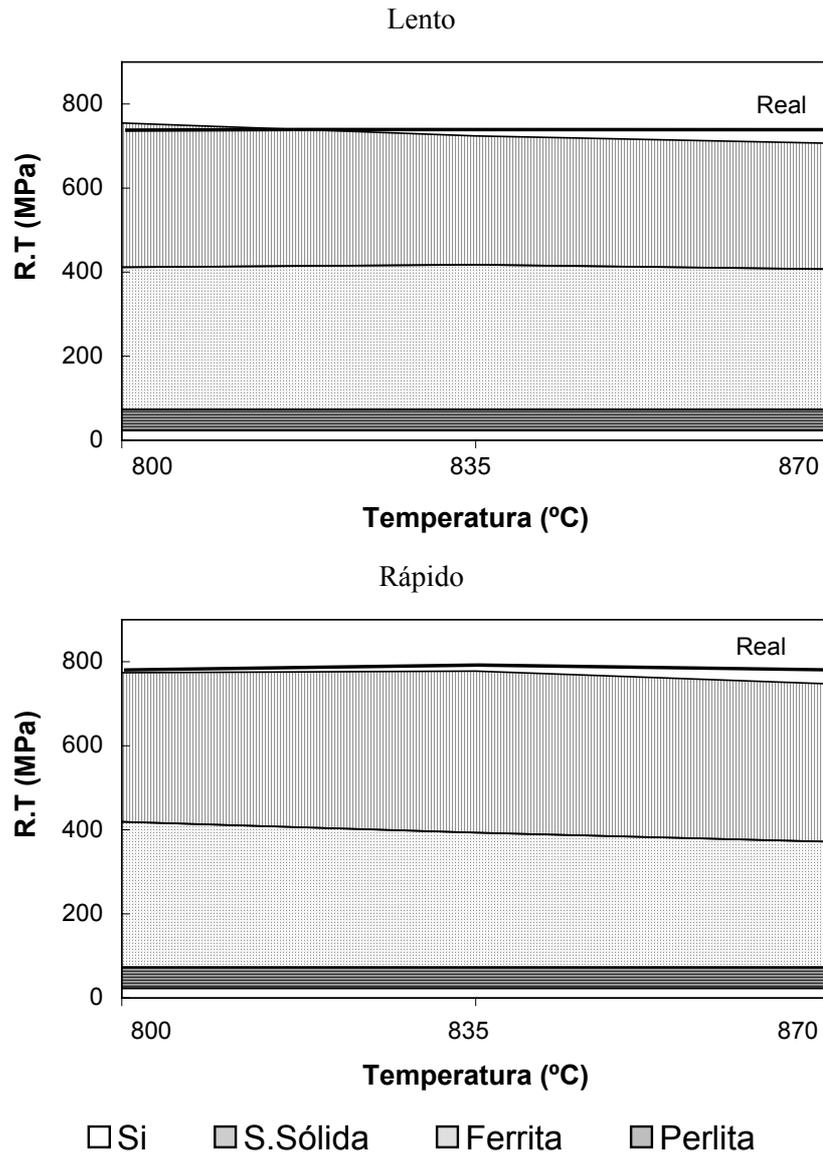


Figura 5-37. Aportaciones al R.T de los distintos mecanismos de endurecimiento.

Durante la transformación $\gamma \rightarrow \alpha$ se introducen dislocaciones, potenciándose este efecto para el caso de velocidades de enfriamiento elevadas⁵². Tras los conformados en tibio realizados en esta Tesis, se ha observado que en el rango de transformación, las velocidades de enfriamiento para los enfriamientos rápidos resultan próximas a los 8°C/s (480°C min⁻¹) mientras que en los lentos disminuye hasta 4°C/s. Esta importante velocidad de enfriamiento en los ensayos con convección forzada puede ser la causante del incremento del límite elástico observado, en comparación con las predicciones teóricas de Pickering y Gladman. A fin de poder corroborar dicha hipótesis, a continuación se realiza el siguiente análisis.

El término que tiene en cuenta la aportación de las dislocaciones en la resistencia es del tipo⁵⁴:

$$\sigma_d = \alpha \mu b \rho^{1/2} \quad \text{Ec. 5.18}$$

donde μ es el módulo de cortadura a temperatura ambiente (8.1x10⁴ MPa), α es una constante con valores comprendidos entre 0.38-1.33 que representa la eficiencia de endurecimiento de las dislocaciones (por tanto depende de la interacción dislocación-dislocación a una temperatura dada; para el rango de temperaturas de este trabajo se asume un valor⁵⁵ de 0.76), b es el vector de Burgers de la ferrita (0.248 nm) y ρ es la densidad de dislocaciones, que depende de la temperatura de deformación (T_D) en la forma⁵⁵:

$$\rho = \rho_0 \left(\frac{A}{T_D} \right)^u \quad T_D \succ A_{r3} \quad \text{Ec. 5.19}$$

siendo $\rho_0 = 4 \times 10^8 \text{ cm}^{-2}$, A y u constantes de valor 1030 y 8.8 respectivamente.

En la Figura 5-38 se ha representado el término σ_d en función de la temperatura de deformación, mostrando un fuerte incremento conforme está se aproxima a la temperatura de transformación.

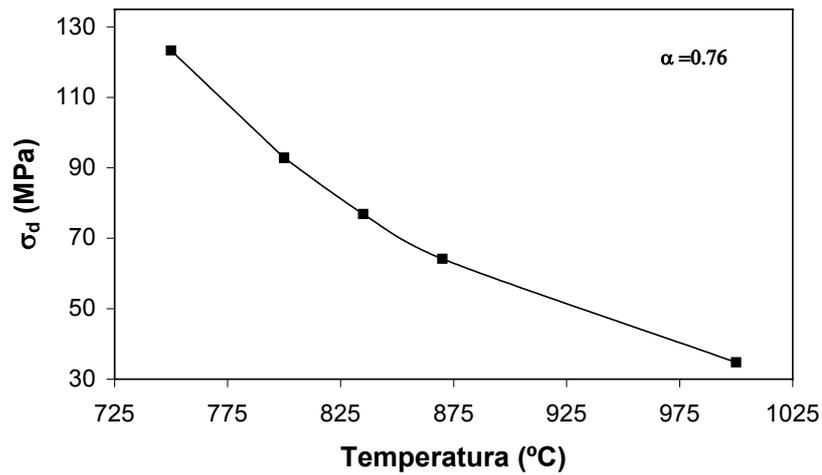


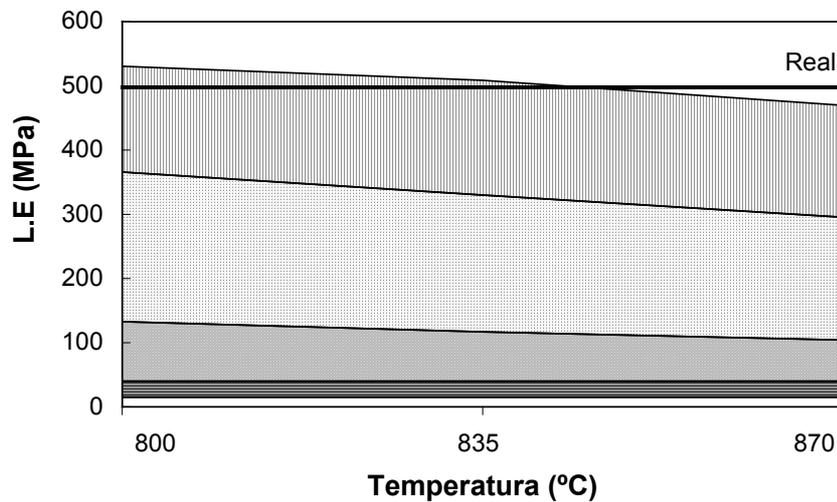
Figura 5-38. Aportación de las dislocaciones en función de la temperatura.

Según esto, las aportaciones de las dislocaciones al límite elástico para las diferentes temperaturas de conformado son las señaladas en la Tabla 5-XIII. En la bibliografía se han encontrado valores muy similares para los mismos rangos de temperatura ^{55,56,57,58}.

Tabla 5-XIII. Aportación de las dislocaciones al L.E.

T (°C)	σ _d (MPa)
870	64.2
835	76.8
800	92.8

Si a los resultados de la Figura 5-36 se introducen los incrementos de resistencia de la Tabla 5-XIII, se obtiene la Figura 5-39, donde las diferencias entre el valor obtenido experimentalmente y el estimado se han reducido considerablemente.



□ Si ▨ S.Sólida ▩ Dislocaciones ▤ Ferrita ▦ Perlita

Figura 5-39. Aportaciones al L.E (enfriamiento rápido) de las fases presentes en el acero, teniendo en cuenta las dislocaciones introducidas durante la transformación.

Por tanto para poder tener caracterizadas las propiedades mecánicas del acero XC a las ya conocidas expresiones de Gladman y Pickering (G.P), Ec. 2.14 y Ec. 2.15, habría que añadir los términos correspondientes a los elementos en solución sólida y el endurecimiento por dislocaciones debido a la transformación de fase (no tenidos en cuenta en las ecuaciones originales), este último únicamente en el caso de enfriamientos acelerados.

$$\begin{aligned}
 L.E &= L.E_{G.P} + \sigma_{SS} + \sigma_d \text{ (enfriamientos acelerados)} \\
 R.T &= R.T_{G.P} + \sigma_{SS}
 \end{aligned}
 \qquad \text{Ec. 5.20}$$

Representando los valores obtenidos experimentalmente y los dados por la Ec. 5.20, Figura 5-40, se observa la buena estimación que de las propiedades mecánicas se ha obtenido.

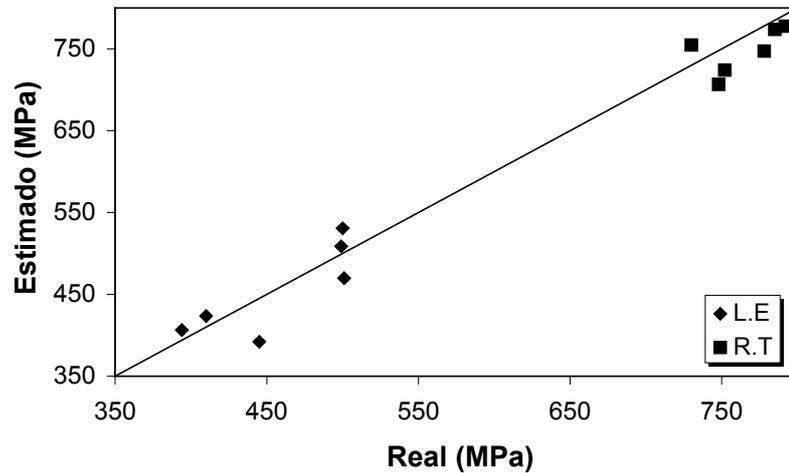


Figura 5-40. Comparación del L.E y R.T experimental y el estimado(Ec. 5.20).

La reducción de área medida muestra una gran constancia tanto con el tipo de enfriamiento como con la temperatura de deformación, manteniéndose en torno a un 60%, valores muy superiores a los obtenidos para ambos aceros microaleados.

Concluyendo se puede decir que los enfriamientos acelerados dan como resultado valores de límite elástico y resistencia a la tracción superiores a sus homólogos de enfriamiento al aire, aunque las variaciones con la temperatura son muy pequeñas, debido a los ligeros cambios microestructurales que han tenido lugar. En general, y como era de esperar, las propiedades mecánicas medidas en este caso son inferiores a la de los aceros microaleados presentados con anterioridad.

5.7. TENACIDAD

En el apartado 4.2.5. de este trabajo se presentaron los resultados de los ensayos de tenacidad obtenidos para los distintos aceros. A continuación se analizan los resultados y los diferentes mecanismos de fractura operantes en cada caso.

5.7.1. ACEROS MICROALEADOS

En las Figura 5-41 y Figura 5-42 se muestran las curvas de transición dúctil-frágil para ambos aceros microaleados, habiéndose indicado la temperatura ambiente y la energía de 40 J para facilitar la comparación entre ambos. De los resultados obtenidos se observa la existencia del efecto que sobre la tenacidad tienen tanto la temperatura como la velocidad de enfriamiento. Así conforme la temperatura de conformado aumenta las curvas se desplazan a temperaturas mayores y energías menores. Aunque el efecto es el mismo, el deterioro que sufre la tenacidad como consecuencia de la aplicación del enfriamiento acelerado es más acentuado. Mientras que en los enfriamientos lentos se ha alcanzado el palier dúctil a temperatura ambiente con energías superiores a los 90 J, excepto a 870°C, en los rápidos las curvas se encuentran en la zona de transición o en el palier frágil con energías en torno a los 20 J. La excepción la muestra la curva del ensayo de probetas deformadas a 800°C.

Los factores que están determinando este comportamiento son:

- 1) El tamaño de grano ferrítico, que se hace menor conforme la temperatura disminuye, mejorando la tenacidad del material. Sin embargo, no se pueden explicar las grandes diferencias que existen entre los enfriamientos lentos y rápidos ya que las variaciones entre los tamaños de grano de ferrita no son mayores de 2 μm .

2) La presencia de fases frágiles MB. Se ha observado, Tabla 4-X a Tabla 4-XIII, que la fracción volumétrica muestra una tendencia a aumentar con la temperatura de ensayo y la velocidad de enfriamiento. Atendiendo a este porcentaje se explicaría que las peores tenacidades se estén mostrando a 870°C, mientras que a 800°C, incluso cuando es enfriada por convección forzada, se obtiene energías por encima de los 40J a temperatura ambiente. Todo ello va unido al aumento de la dureza que presentan dichas fases al aumentar la T y las velocidades de enfriamiento, tal y como se observa en los resultados de la Tabla 4-XVIII.

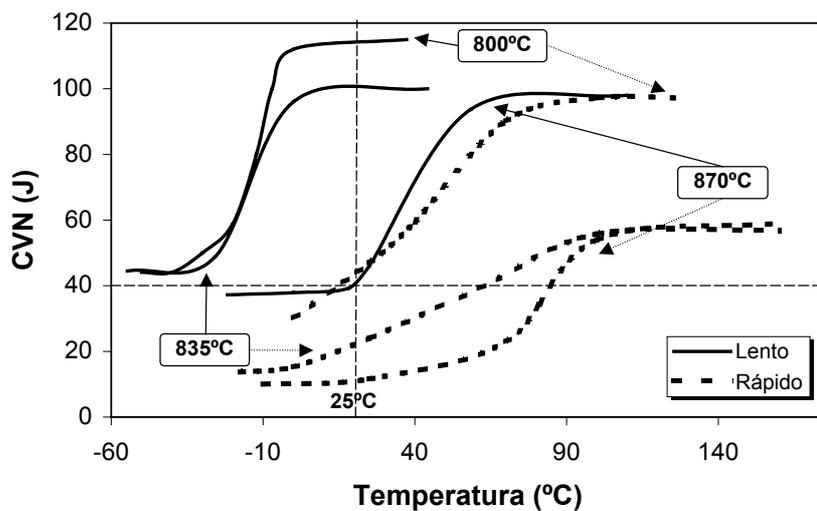


Figura 5-41. Curvas de transición dúctil-frágil (PTR).

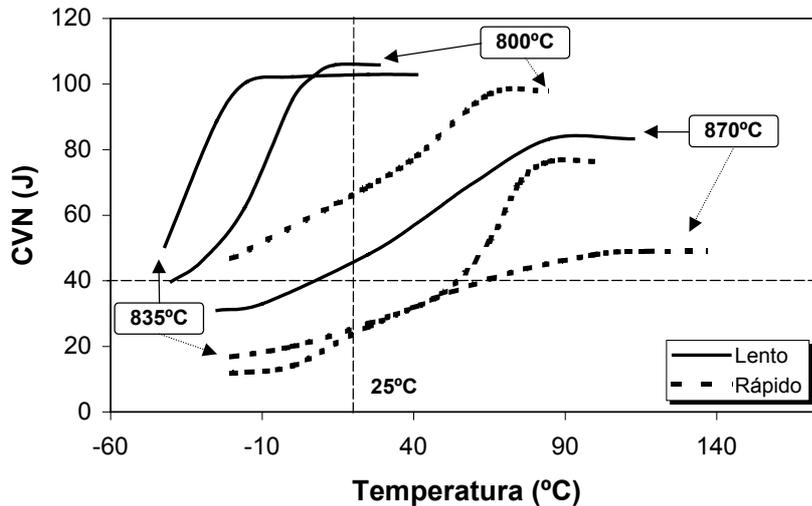


Figura 5-42. Curvas de transición dúctil-frágil (2N).

Las superficies de fractura frágil analizadas para estos aceros han revelado un tamaño de faceta muy pequeño, siendo además muy difícil la determinación del origen del estallido. En ninguno de los casos se ha podido determinar con exactitud dicho origen. La dificultad de esta determinación se basa en los posibles mecanismos que actúan en estructuras que tienen fases frágiles tipo MB o MA (Martensita+Austenita). Los mecanismos propuestos^{59,60,61} para este tipo de estructuras son :

Modo-1:

El constituyente MB es una fase frágil y como tal puede fracturarse y dar lugar a microgrietas que luego avancen a través de la matriz. Un ejemplo de esta situación puede observarse en la Figura 5-43 y Figura 5-44. En ambos casos las microgrietas generadas en el interior de las fases MB no han sido capaces de propagarse a través de la matriz ferrítica. Otros autores⁶² han encontrado que cuando las partículas frágiles son alargadas, en forma de películas, la propagación de la grieta tiene lugar a través de la matriz ferrítica, convirtiéndose entonces en la causa del fallo frágil.

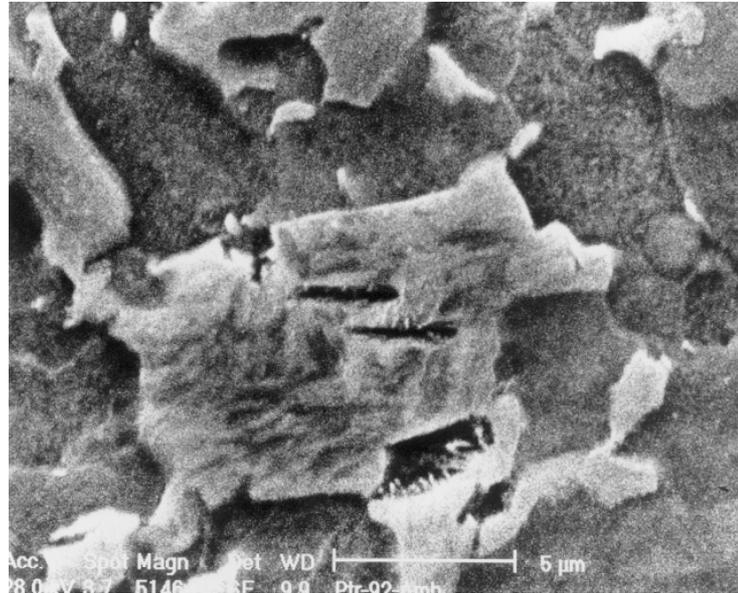


Figura 5-43. Probeta ensayada a 870°C y enfriada por convección forzada, T.Charpy = 25°C.(PTR). Se aprecian grietas en el interior del constituyente MB.

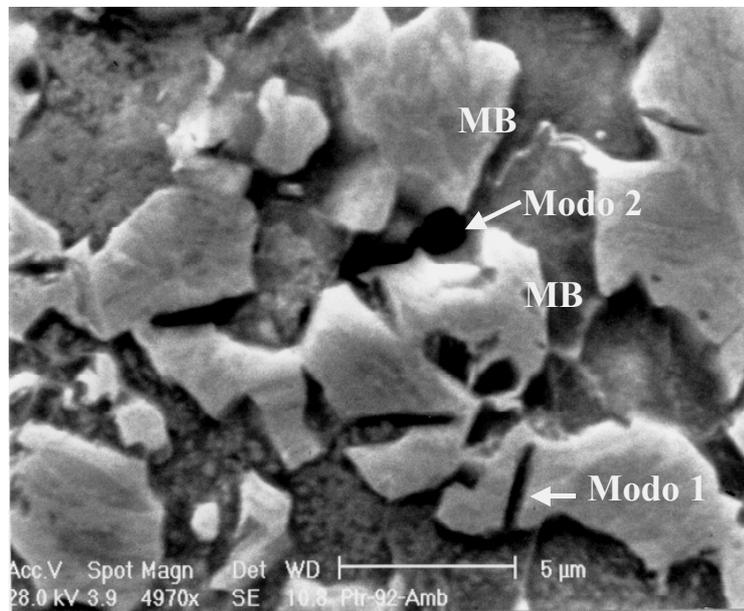


Figura 5-44. Probeta ensayada a 870°C y enfriada por convección forzada, T.Charpy = 25°C. (PTR). Se muestran ejemplos de fallo según los Modos 1 y 2.

Modo-2:

Durante la transformación de la austenita a martensita, que conlleva un aumento de volumen, se genera un campo de tensiones en la vecindad de la martensita que promoverá la generación de microgrietas que lleven a la fractura frágil. Este efecto se ve potenciado por la presencia de partículas MB cercanas, dando lugar a que los campos de tensiones se superpongan. Este efecto se presenta de forma esquemática en la Figura 5-45. Ejemplos de microgrietas generadas entre dos fases MB encontrados en una probeta Charpy con la superficie niquelada, se muestran en la Figura 5-44, Figura 5-46 y Figura 5-47.

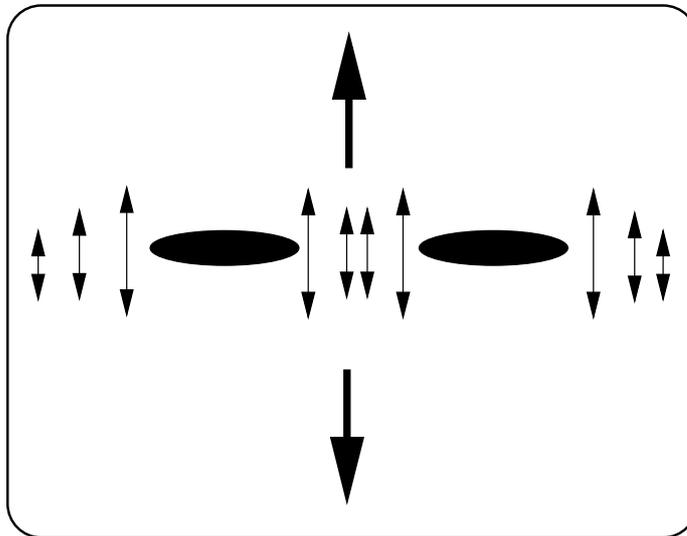


Figura 5-45. Esquema del Modo-2 de fractura propuesto.

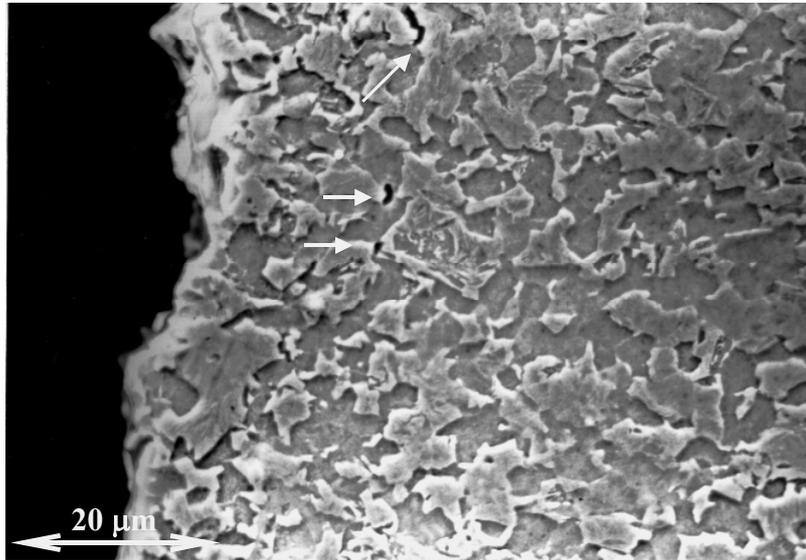


Figura 5-46. Probeta ensayada a 870°C y enfriada por convección forzada, T.Charpy = 25°C. (PTR).

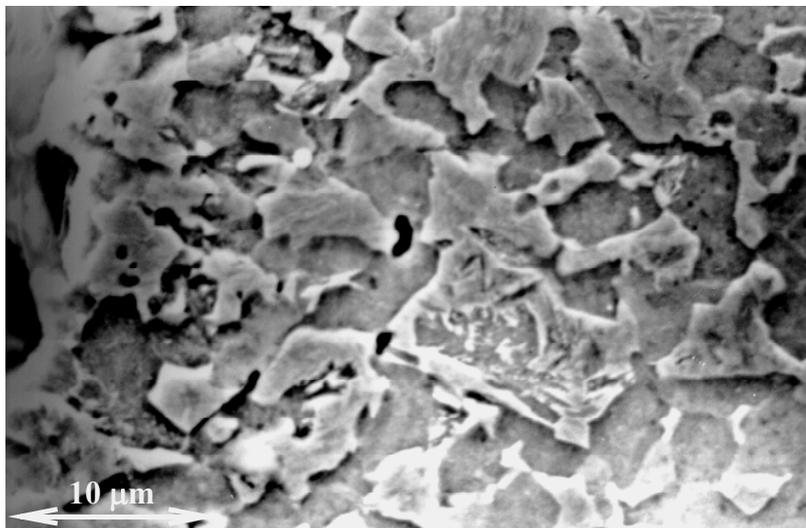


Figura 5-47. Detalle a más aumentos de la Figura 5-46 con micromecanismos de fractura Modo-2 (PTR).

Modo-3:

Si se tiene en cuenta que las partículas MB son más duras que la matriz que las rodea, se generará una acumulación de tensiones en la vecindad de la ferrita que facilitará la fractura frágil. Al comienzo de la carga la matriz y la fases MB se deformarán elásticamente, y no habrá concentración de tensiones ya que ambos tiene igual modulo elástico. Llegado cierto momento la matriz se deformará plásticamente y se transmitirán tensiones a las partículas MB, propiciando el despegue de éstas de la matriz. Esto se debe a la baja energía interfacial⁶³ que presentan y a la acumulación de tensiones en las cercanías por la transformación a martensita. El despegado de las partículas aumenta las tensiones en la matriz, sobre todo cuando se está entre dos partículas o en una zona de partículas interconectadas, véase el esquema de la Figura 5-48. Evidencias de que partículas despegadas de la matriz pueden ser el origen de la fractura, se encuentran en aceros con sulfuros de manganeso. Estos contraen mas que la matriz durante el enfriamiento, generando un campo de tensiones en su en torno que aumenta la probabilidad de decohesión. Debido a la baja energía interfacial, se despegan cuando el material se somete a deformación plástica, y se ha demostrado que las grietas nuclean en las cercanías de estas inclusiones despegadas, ya que actúan como concentradores de tensiones de la misma manera que lo hacen las partículas MB.

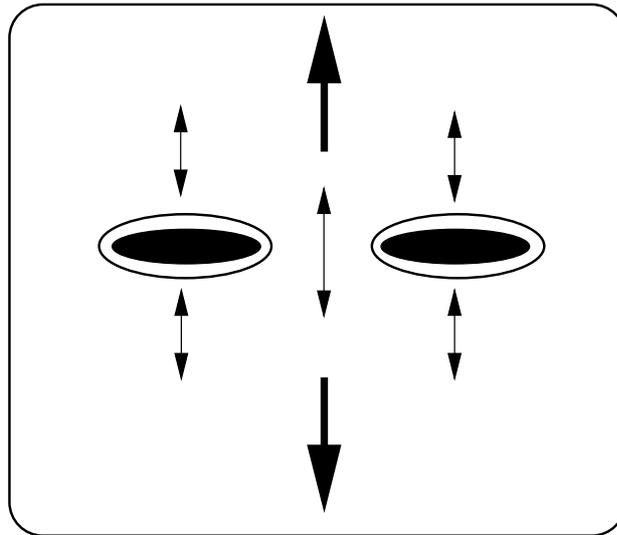


Figura 5-48. Esquema del Modo-3 de fractura propuesto.

En la Figura 5-49 se presenta un ejemplo de una faceta de gran tamaño generada a partir de una partícula despegada. Un ejemplo de una fractura frágil generada en las cercanías de un MnS despegado se muestra en la Figura 5-50.

En la figura Figura 5-51 y Figura 5-52 se muestran facetas antes y después del ataque, en las que se ha detectado el posible origen entre partículas MB despegadas de la matriz.

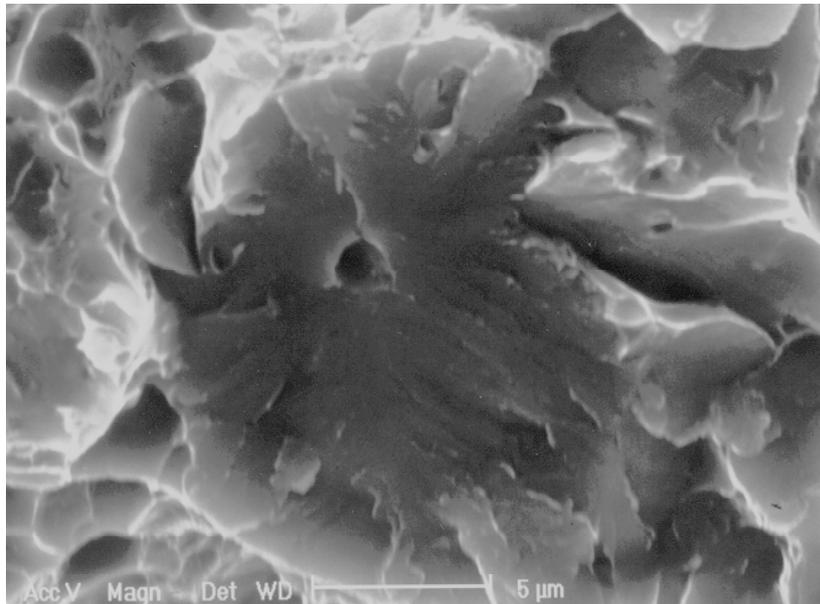


Figura 5-49. Superficie de fractura de probeta ensayada a 835°C y enfriada al aire. $T_{Charpy} = -30^{\circ}\text{C}$. (PTR).

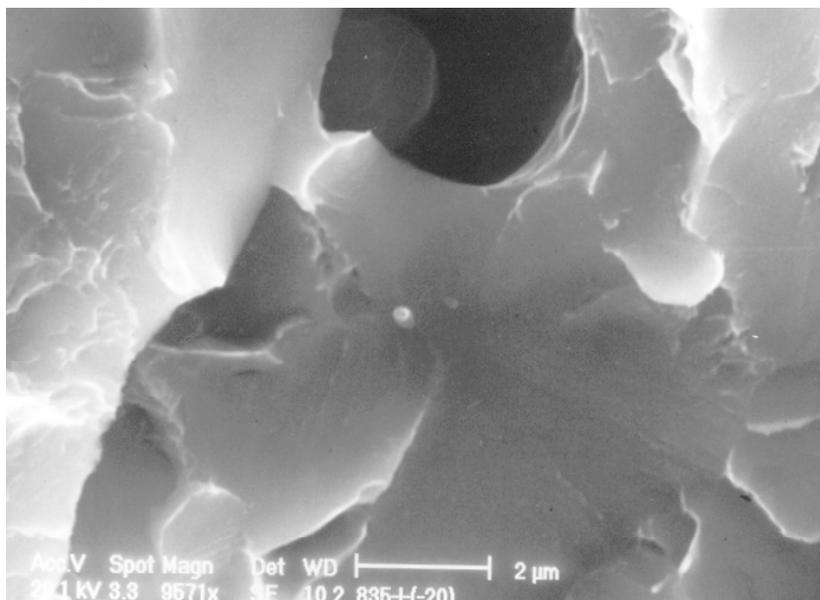


Figura 5-50. Probeta deformada a 835°C y posteriormente enfriada al aire. $T_{Charpy} = -20^{\circ}\text{C}$. (PTR).

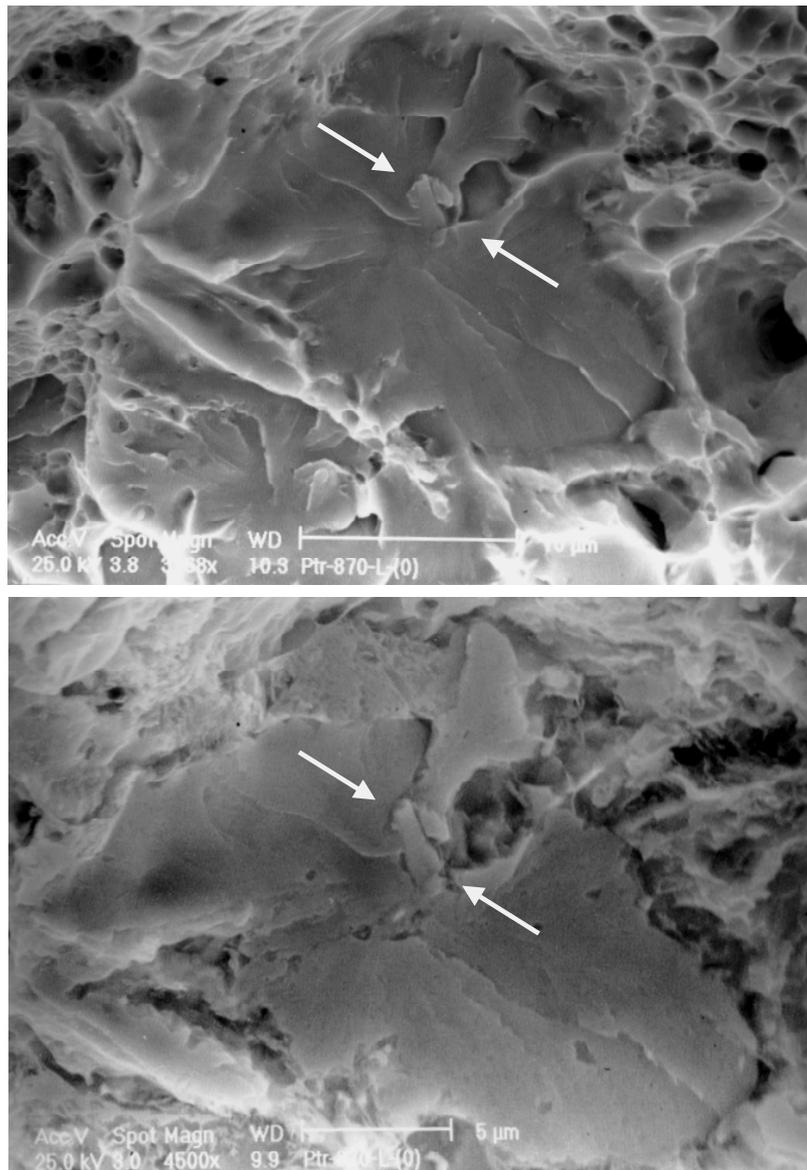


Figura 5-51. Faceta en una probeta deformada a 870°C y enfriada al aire. $T_{Charpy} = 0^{\circ}\text{C}$. (PTR), antes y después de haber utilizado un ataque químico para revelar la microestructura.

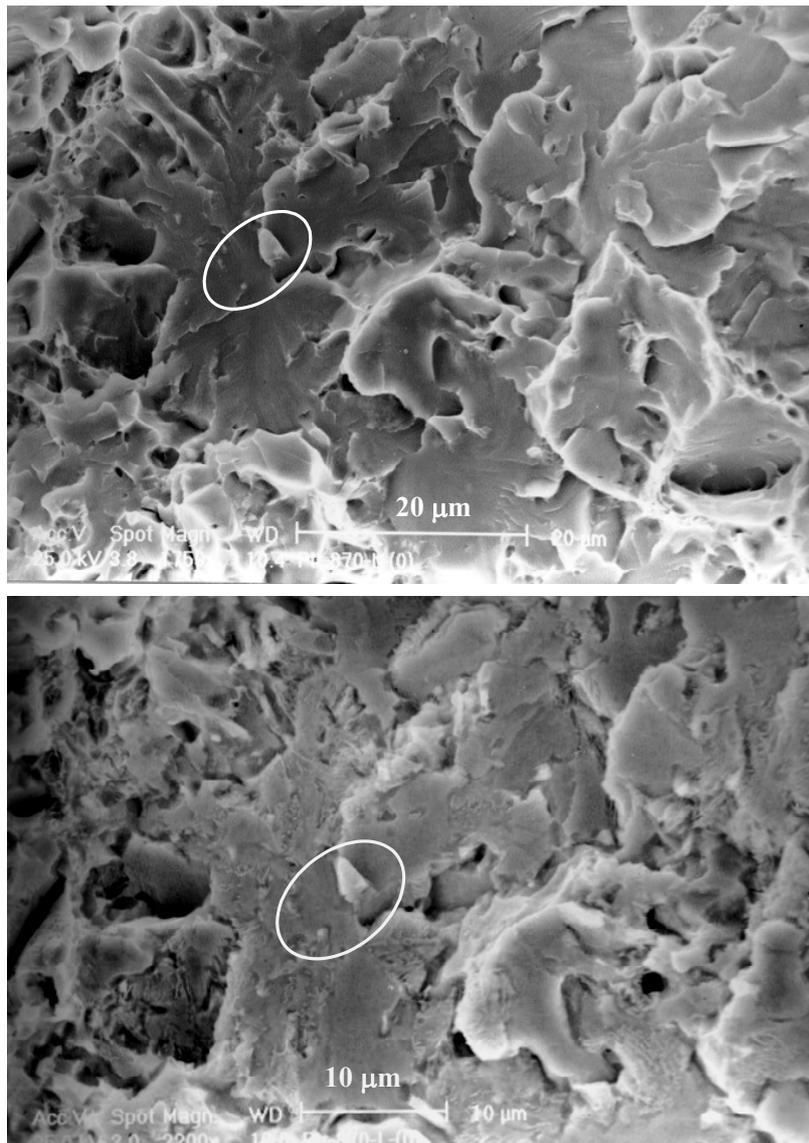


Figura 5-52. Faceta en una probeta deformada a 870°C y enfriada al aire. $T_{Charpy} = 0^{\circ}\text{C}$. (PTR), antes y después de haber utilizado un ataque químico para revelar la microestructura.

Por tanto, los ejemplos anteriormente expuestos señalan que la presencia de partículas frágiles MB, promueven la nucleación de defectos que tienden a disminuir la tenacidad del acero.

En la Figura 5-53 se muestra un ejemplo de una grieta que ha sido detenida en su avance por la matriz.

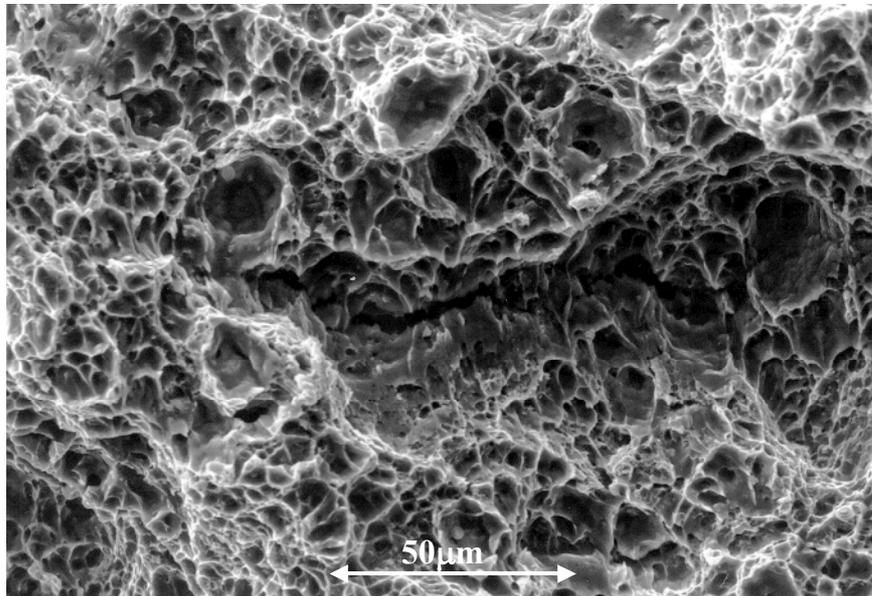


Figura 5-53. Superficie de fractura de probeta ensayada a 870°C y enfriada al aire. $T_{Charpy} = 60^{\circ}C$.

La situación a 720°C ha de tratarse por separado, ya que la microestructura generada, deformada perpendicularmente a la dirección de deformación, adquiere un marcado carácter de fibrado, que favorecen altos valores de energía absorbida. Comparando los resultados obtenidos con la situación más favorable, 800°C enfriado al aire, y la más desfavorable, 870°C enfriado rápidamente, Figura 5-54, se aprecia que los valores de tenacidad entre ambos tipos de enfriamiento son muy similares y a niveles comparables a los de 800°C, mientras que la diferencia con 870°C es considerable. Se observa una ligera pérdida de tenacidad por enfriamiento acelerado, consecuencia de la

porcentaje de C presente en la perlita en función de su porcentaje y del contenido de C presente en el acero, Ec. 5.22⁽⁶⁴⁾.

$$t = \frac{0.12\lambda}{D - 0.12} \quad \text{Ec. 5.21}$$

donde el factor de dilución viene dado por una expresión de la forma:

$$D = \frac{0.8(1 - f_{\alpha})}{\%C} \quad \text{Ec. 5.22}$$

Teniendo en cuenta los valores del espaciado laminar (prácticamente constante bajo los distintos enfriamientos y temperaturas de conformado) y de la fracción volumétrica de ferrita (Tabla 4-XIV y Tabla 4-XV), la variación del factor D así como de t con el porcentaje de perlita es el siguiente, Figura 5-55:

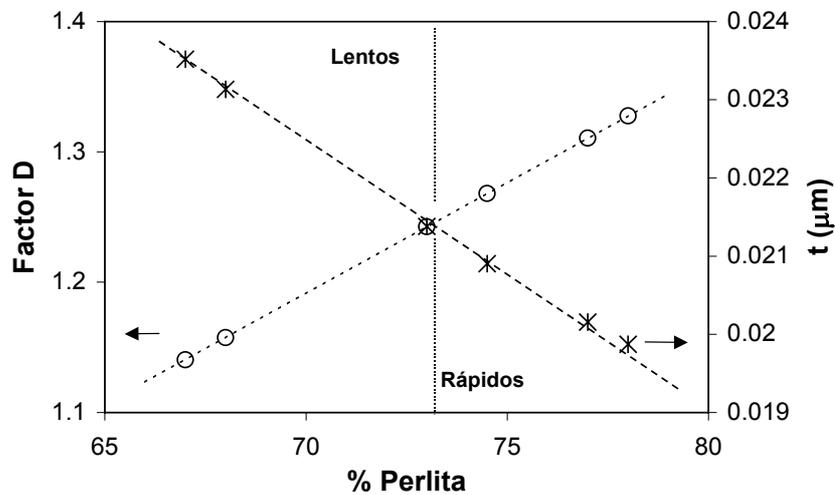


Figura 5-55. Factor de dilución y espesor de carburos de cementita en función del porcentaje de perlita.

Teniendo en cuenta la aproximación anterior, en la Figura 5-56 se ha representado la dependencia del parámetro $(1 - f_{\alpha}) t$ con la ITT. Se constata que,

en general, existe una buena correlación, aumentando la ITT a medida que se incrementa el espesor de la placa de cementita.

En la Figura 5-57 se analiza la influencia de la ferrita en la tenacidad, observándose que la tendencia habitual de mejorar la tenacidad conforme el porcentaje aumenta y el tamaño disminuye no parece cumplirse en este caso. La respuesta se encuentra en la Figura 5-55, en la que se aprecia que conforme la presencia ferrítica es mayor, menor es el factor de dilución y por tanto mayor el espesor de la cementita.

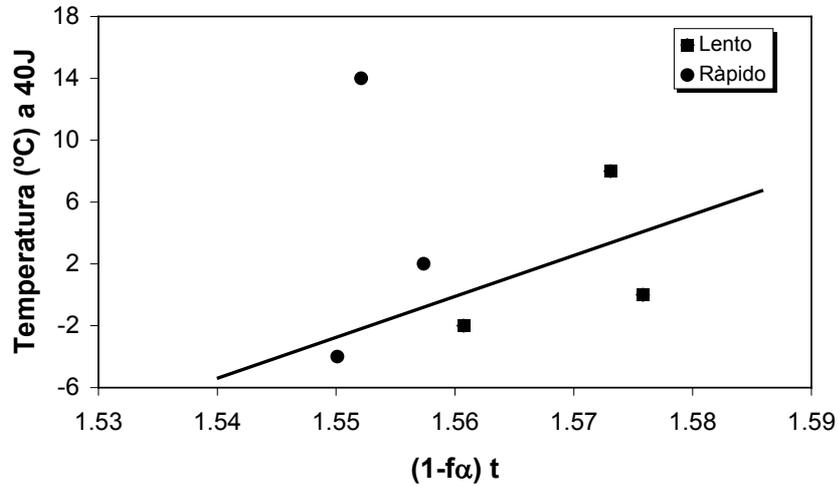


Figura 5-56. Influencia de la perlita en la tenacidad del acero XC.

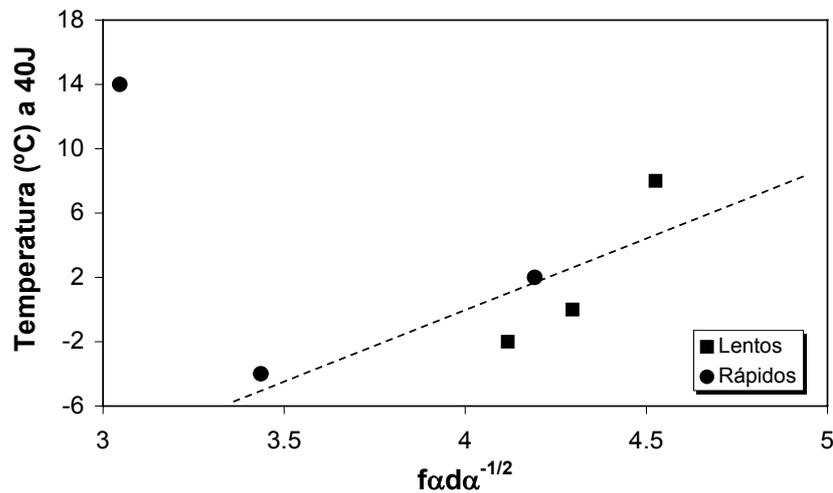


Figura 5-57. Influencia de la ferrita en la tenacidad del acero XC.

Comparando los resultados de los aceros microaleados* con los del acero XC, Figura 5-58 y Figura 5-59, se observa que para los enfriamientos lentos el C-Mn presenta peor comportamiento que los microaleados, con palieres dúctiles no superiores a los 80 J, frente a los 100 J de los microaleados, y con temperaturas a los 40 J de energía absorbida superiores. La situación en los enfriamientos rápidos cambia, y son los aceros microaleados los que ahora muestran un comportamiento peor, con palieres dúctiles en torno a los 55 J frente a los casi 80 J del acero XC, y temperaturas a 40 J mayores, excepto a 870. Sin embargo, es necesario señalar que en el caso de los enfriamientos acelerados los aceros microaleados poseen unos valores de resistencia a la tracción notablemente superiores a los del acero XC.

* Se han utilizado únicamente los datos correspondientes al acero PTR, siendo este el caso mas desfavorable de ambos microaleados.

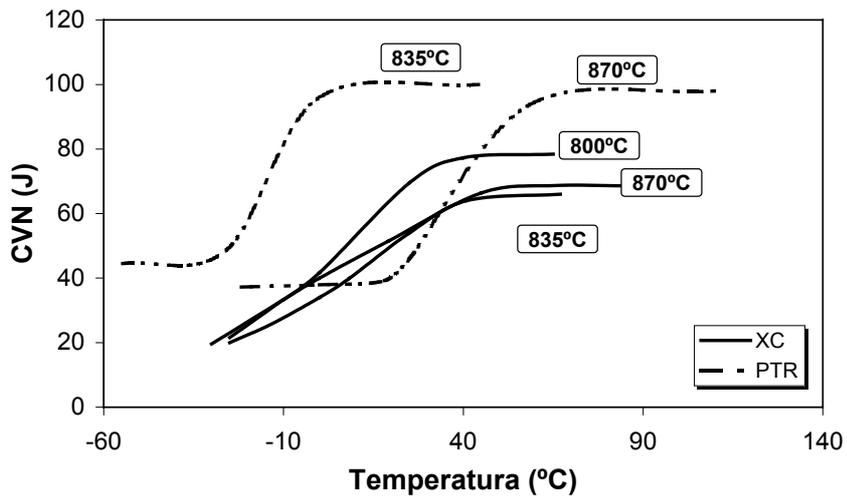


Figura 5-58. Curvas Charpy de los aceros XC y PTR enfriados al aire.

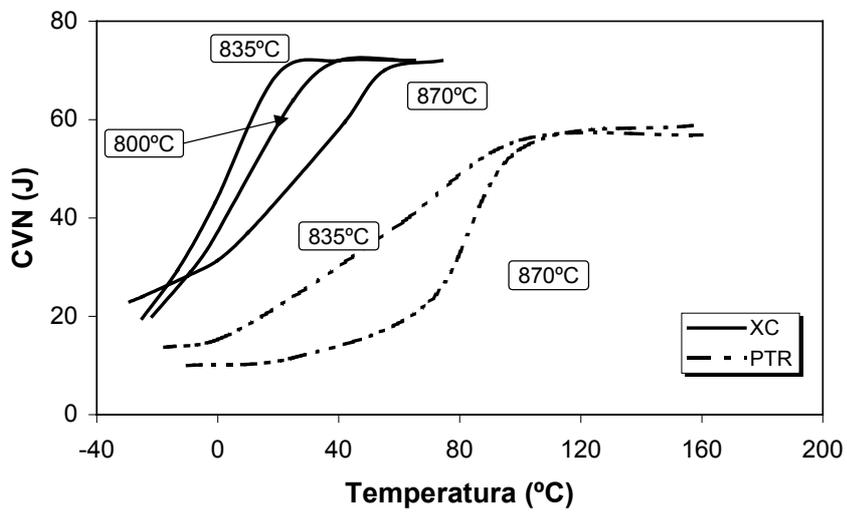


Figura 5-59. Curvas Charpy de los aceros XC y PTR enfriados rápidamente.

Para concluir, respecto a los mecanismos de fractura operantes en este acero, hay que señalar que el pequeño tamaño de las facetas y la poca nitidez con la que se muestran los "river marks" han dificultado la detección del origen de fractura. Aun así en la Figura 5-60 se muestra un posible origen de fractura en una zona claramente perlítica, mientras que en la Figura 5-61 se puede observar un islote frágil rodeado de cordón dúctil, que parece haberse generado en las cercanías de un MnS despegado.

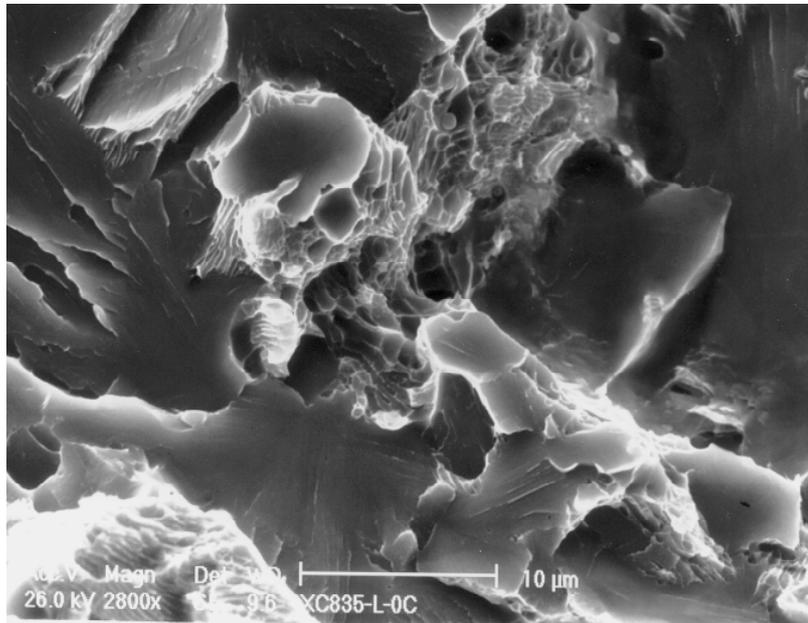


Figura 5-60. Superficie de fractura de una probeta ensayada a 835°C enfriada al aire. $T_{Charpy} = 0^{\circ}C$. (XC).

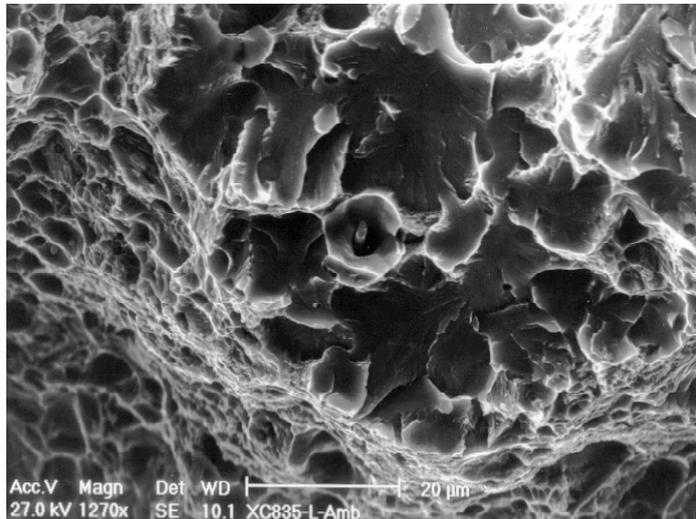


Figura 5-61. Superficie de fractura de una probeta ensayada a 835°C enfriada al aire. T.Charpy = 25°C. (XC).

5.8. RESISTENCIA/TENACIDAD DE ACEROS MICROALEADOS CON V Y ACEROS C-Mn

Los valores de resistencia-tenacidad obtenidos en este trabajo se han comparado con datos de aceros microaleados con vanadio y C-Mn de la bibliografía^{9,43,49}. En las Figura 5-62 y Figura 5-63 se ha representado el L.E y la R.T frente a la energía absorbida durante los ensayos Charpy realizados a temperatura ambiente. Los aceros cubren un amplio espectro de composiciones y tratamientos. Así los aceros al C-Mn presentan contenidos en C de 0.44-0.36% y Mn de 0.88-1.41 % en peso, con altas temperaturas de empape (1150°C) y temperaturas finales de conformado entre los 900°C y los 650°C. Los aceros microaleados poseen concentraciones de C de 0.2-0.41% y de V en el rango de 0.1-0.32%, las temperaturas de empape oscilan entre los 1250°C y los 900°C, con temperaturas de forja de 1000°C a 650°C.

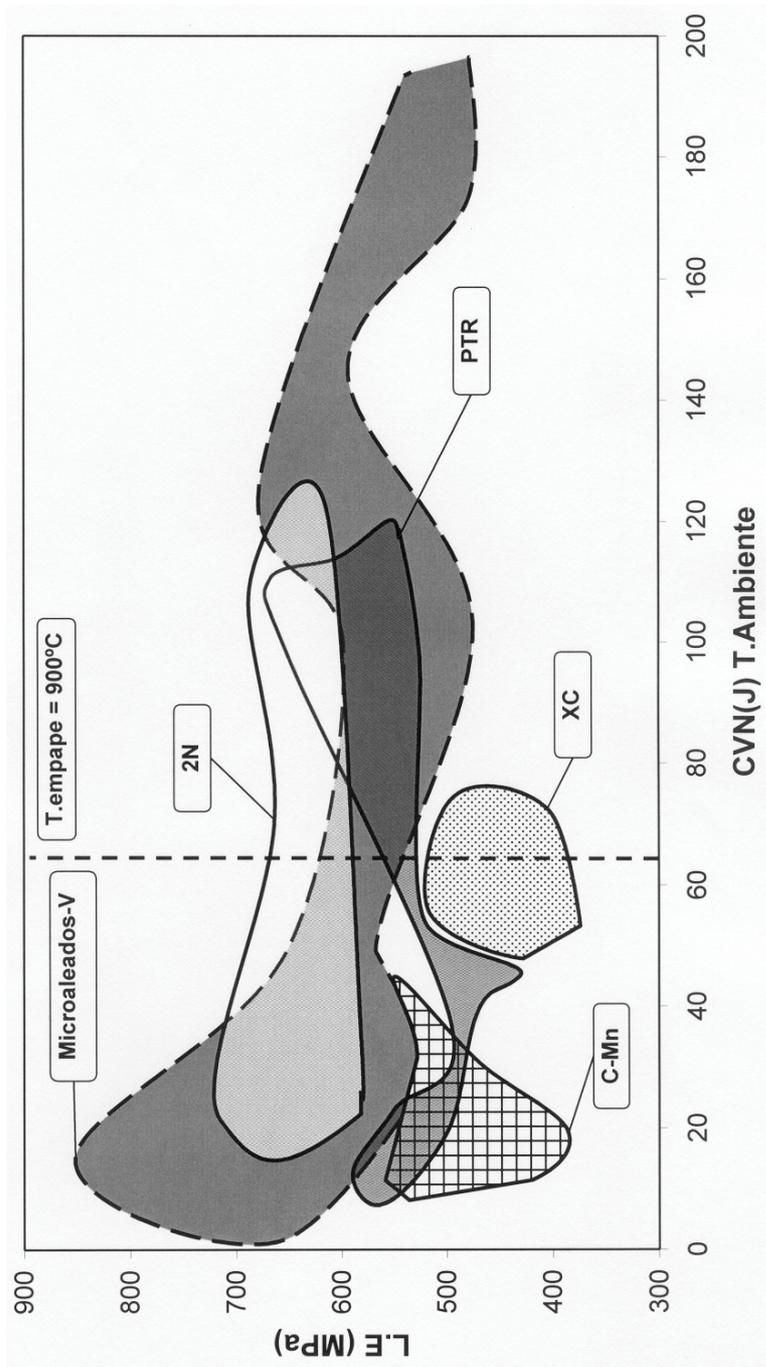


Figura 5-62. Límite elástico frente a energía absorbida a temperatura ambiente.

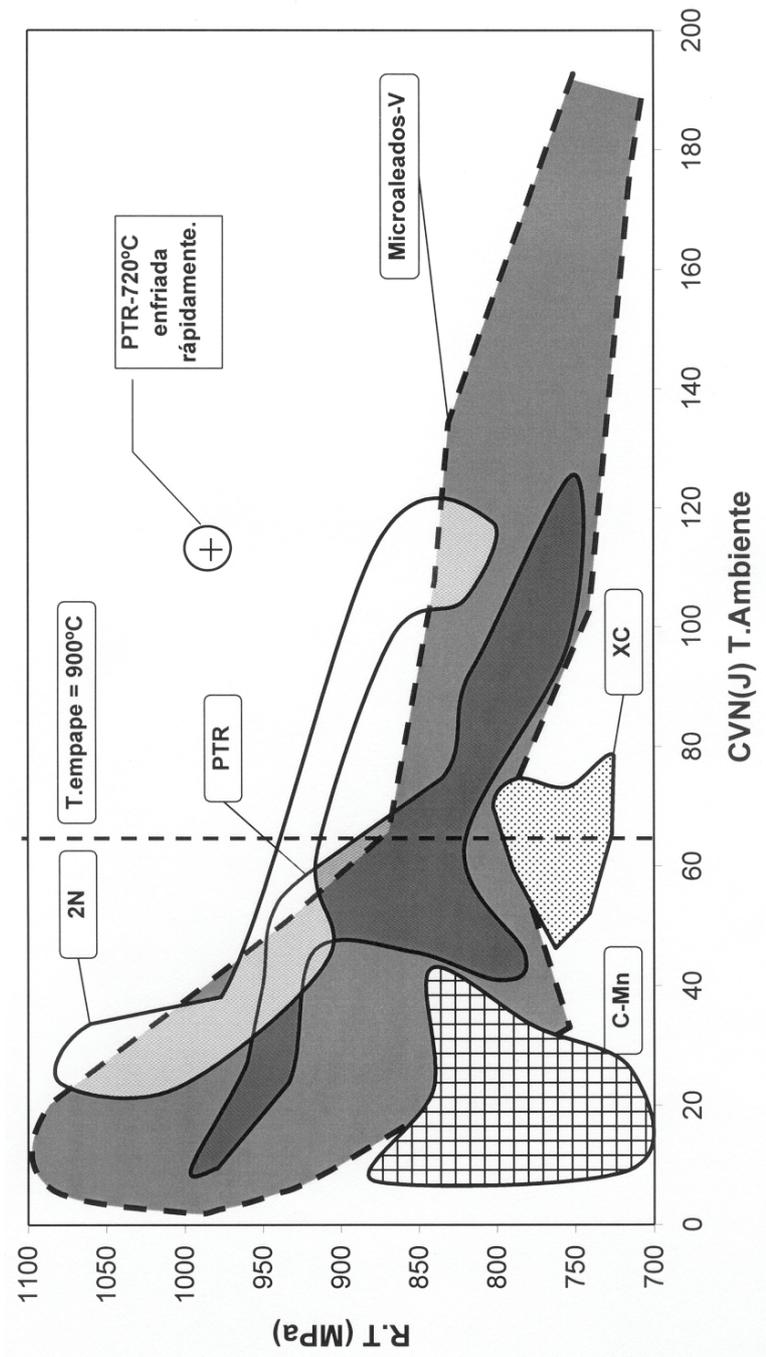


Figura 5-63. Resistencia a tracción frente a energía absorbida a temperatura ambiente.

A la vista de lo expuesto en las gráficas anteriores, llama la atención la gran mejora en tenacidad que se observa para el acero XC respecto a otros aceros C-Mn, sin que esta mejora conlleve una pérdida de la resistencia del mismo.

Para el caso de los aceros microaleados con V el aumento de la resistencia a la tracción está siempre asociado a una pérdida en tenacidad. A partir de 64 J los datos correspondientes a aceros microaleados con V corresponden a temperaturas de empape bajas, 900°C, dándose por tanto condiciones muy similares a las aplicadas en este trabajo. En este intervalo el acero PTR muestra gran consonancia con los datos de otros autores (excepto el dato correspondiente al conformado a 720°C con enfriamiento acelerado). Si se comparan los resultados del acero PTR con los correspondientes a altas temperaturas de empape, se aprecia que el caso de la resistencia a la tracción son muy similares; en cambio, el conformado en tibio del acero ha dado valores más bajos del límite elástico (para similares niveles de tenacidad). El acero 2N muestra una mejor relación de propiedades mecánicas en todo el rango estudiado.

5.9. REFERENCIAS

¹ M.J WHELAN. Met. Sci. Journal. 1969, 13, p.95.

² A.L. RIVAS, G.M. MICHAL, M.E. BURNETT Y C.F. MUSOLFF. Microalloyed Bar and Forging Steels. J. Van Tyne, G. Krauss y D.K Matlock. The Minerals, Metals and Materials Society. 1996, p. 159.

³ C. WAGNER. Z. Electrochemie. 1961, p.243.

-
- ⁴ T.GLADMAN. The Physical Metallurgy of Microalloyed Steels. The Institute of Materials. 1997.
- ⁵ N.K. BALLINGER Y R.W.K. HONEYCOMBE. Met. Sci. 1980, 4, 21A ,p.121.
- ⁶ MD. MOHAR ALI BEPARI. Metal. Trans. A, 1990, p. 2839.
- ⁷ C.GARCÍA-MATEO, B. LOPEZ Y J.M. RODRIGUEZ-IBABE. "Static Recrystallization in Warm Worked V Microalloyed Steels". Pendiente de publicación.
- ⁸ P.T MAZZARE, S.W. THOMPSON Y G. KRAUSS. Proc. of the International Conference on Processing, Microstructure and Properties of Microalloyed and Other Modern HSLA Steels. Ed. A.J. DeArdo.1991. Pittsburg. The Iron and Steel Society. p. 497.
- ⁹ N.E. ALOI, G. KRAUSS, D.K. MATLOCK, C.J VAN TYNE Y Y.W. CHENG. 36TH MWSP Conf. Proc., ISS-AIME, Vol. XXXII, 1995, p.201
- ¹⁰ M.E. BURNETT. Fundamentals of Microalloying Forging Steels, Proceedings of an International Symposium, Colorado 1986, p.601.
- ¹¹ E.A SIMIELLI, S. YUE Y J.J JONAS. Metal. Trans. 1992; 23A, p. 597.
- ¹² PELLO URANGA, Tesis Doctoral en curso.
- ¹³ S.F. MEDINA, J.E. MANCILLA Y .C.A.HERNANDEZ. ISIJ Int. 1994, 34, p.689.
- ¹⁴ B.DUTTA Y C.M. SELLARS, Mater. Sci. Techol. 1987,3, p. 197.
- ¹⁵ J.J JONAS, Proc. High Strength Low Alloy Steels, D.P Dunne and T. Chandra eds. Wollonong, Australia, 1984, p. 80.
- ¹⁶ M.G. AKBEN, B. BACROIX Y J.J. JONAS, Acta Metall., 1983, 31, p. 619.
- ¹⁷ A.KIRIHATA, F.SICILIANO, JR. T.M. MACCAGNO Y J.J.JONAS. ISIJ Int. 1998, 38, p.187.
- ¹⁸ H.L. ANDRADE .,M.G. AKBEN MG. Y J.J JONAS. Metal. Trans. 1983, 14A, p.1967.

-
- ¹⁹ S.YAMAMOTO, C. OUCHI Y T. OSUKA. Proc.of Thermomechanical Processing of Microalloyed Austenite, Ed. A.J. DeArdo et al. AIME 1982.
- ²⁰ FRANCISCO J. REVIDRIEGO, Tesis Master, Univ. Navarra, 1995
- ²¹ A. QUISPE, S.F. MEDINA Y P. VALLES, ISIJ Int. 1997, 37, p.783.
- ²² P.D HODGSON, A. BROWNRING Y S.H ALGIE. Proc.of Int.Conf. Recrystallisation '90. Ed. T.Chandra. TMS Wollongong, 1991, p.541.
- ²³ P. CHOQUET Y A. LE BON. Strength of Metals and Alloys, Ed. H.J. McQueen et al. Proc. ICSMA7, Montreal, 1985, p.1025.
- ²⁴ W.P SUN Y E.B. HAWBOLT. ISIJ Int. 1997, 37, p. 1000.
- ²⁵ R.W.K. HONEYCOMBE. The Plastic Deformation of Metals, 2nd ed. ASM, Metals Park, OH, 1984, p.43.
- ²⁶ H.J. FROST Y M.F. ASHBY. Deformation-Mechanism Maps. The Plasticity and Creep of Metals and Ceramics. Pergamon Press 1982.
- ²⁷ J.CUDDY. Thermomechanical Processing of Microalloyed Austenite. Ed. by A.J. DeArdo et.al. A.I.M.E 1982, p.129.
- ²⁸ A.S. KEH. Direct Observation of Imperfections in Crystals, J.B Newkirk and J.H. Wernick, eds., Wiley-Interscience, New-York, NY, 1962, p 213.
- ²⁹ T. GLADMAN. Proc. R. Soc. 1966, 294, p.298.
- ³⁰ S.S HANSEN, J.D. VANDER SANDE Y M. COHEN. Metal. Trans. 1980, 11A p.387.
- ³¹ E.J.PALMIERE, C.I. GARCIA Y A.J.DEARDO, Metal. Trans. 1996, 27A, p. 951.
- ³² M.F. ASHBY Y R. EBELING. Trans. TMS-AIME, 1966, 236, p.1396.
- ³³ DRA. BEATRIZ LÓPEZ SORIA. Informe Interno 1999.

-
- ³⁴ C.M. SELLARS. Hot Working and Forming Processes, Ed. C.M Sellars and G.J. Davies. Metals Soc. (London), 1980, p. 3.
- ³⁵ C. DEVADAS, I.V. SAMARASEKERA Y E.B. HAWBOLT. Metal. Trans. 1991, 22A, p. 335.
- ³⁶ S.JAISWAL Y I.D MCIVOR. Mater. Sci. Technol. 1985, 1, p.276.
- ³⁷ M. KORCHYNSKY Y J.R. PAULES. Microalloyed Forging Steels- A State of the Art Review. SAE Technical Paper Series. 890801. 1989.
- ³⁸ A.F. SZEWCZYCK Y J. GURLAND. Metal. Trans. 1982, 13A, p.1821.
- ³⁹ G.R SPEICH Y R.L MILLER. Structure and Properties of Dual Phase Steels, R.A Kot and J.W. Morris, Eds. TMS-AIME, 1979. p.145.
- ⁴⁰ A.R. MARDER. Metal. Trans. 1982, 13A, p.85.
- ⁴¹ A.L. RIVAS Y G.M MICHAL. Mater Sci. Forum. 1998, Vol.284-286, p. 403.
- ⁴² K.W. ANDREWS. Journ. Iron Steel Inst. 1995,(July), p.721.
- ⁴³ J.H.REYNOLDS Y D.J. NAYLOR. Mater. Sci. Technol. 1988, 4, p. 586.
- ⁴⁴ M.F. MEKKAWY, K.A. EL-FAWAKHRY, M.L MISHREKY Y M.M. EISSA. Scand. J. Metallurgy. 1990, 19, p. 236.
- ⁴⁵ G.R SEICH. Fundamentals of Dual Phase steels. Ed. R.A Kot, J.W Morris. TMS-AIME 1979. p.3.
- ⁴⁶ D.T LLEWELLYN Y D.J. HILLIS. Ironmaking and Steelmaking. 1996, 23, p. 471.
- ⁴⁷ R. KASPAR, I. GONZALEZ-BAQUET, J. RICHTER, G. NUßBAUM Y A. KÖTHE. Fundamentals and Applications of Microalloying Forging Steels. Ed. C.J. Van Tyne, G. Kraus y D.K. Matlock. The Minerals and Materials Society. 1996. p.45.

-
- ⁴⁸ GEORGE KRAUSS. Mater. Sci. Engi. 1999, 273-275, p. 40.
- ⁴⁹ J. L. ROMERO. Tesis Doctoral. Universidad de Navarra.1996.
- ⁵⁰ S. ZAJAC, T. SIWECKI, W.B. HUTCHINSON Y R. LAGNEBORG. ISIJ Int. 1998, 38, p.1130.
- ⁵¹ T. GLADMAN, I.D MCIVOR Y F.B PICKERING. JISI 1972, 210, p.916.
- ⁵² F. B. PICKERING. "Physical Metallurgy and the Design of Steels"; Applied Science Publishers Ltd., 1978.
- ⁵³ Effects of Tramp Elements in Flat and Log Products. Technical Steel Research. European Commission.ISSN 1018-5593.1995
- ⁵⁴ G.I TAYLOR, PROC. R. Soc. London, Ser. A, 1934, 145, p.362.
- ⁵⁵ J.MAJTA, J.G LENARD Y M. PIETRZYK. Mater. Sci. Engi. 1996, 208A, p. 249.
- ⁵⁶ J. IRVINE Y T. BAKER. Mater. Sci. Engi. 1984, 64, p. 123.
- ⁵⁷ J.MAJTA, M. PIETRZYK J.G LENARD Y J. JAZEN. 37th MWSP Conf. Proc.,ISS, Vol. XXXIII, 1996, p. 89.
- ⁵⁸ HE KEJIAN Y T. N. BAKER. Mater. Sci. Engi. A. 1993, 169, p. 53.
- ⁵⁹ C.L DAVIS Y J.E KING. Metal. Trans. 1994, 25A, p. 563.
- ⁶⁰ C.L DAVIS Y J.E KING. Mater. Sci. Technol. 1993, 9, p. 8.
- ⁶¹ N.J KIM Y G.THOMAS. Metal. Trans. 1981, 12A, p. 483.
- ⁶² B. MINTZ, A. NASSAR Y K. ADEJOLU. Mater. Sci. Technol. 1997, 13, p. 313.
- ⁶³ R. STEVENSON. Proc. Conf. on Formable HSLA and Dual Steels. Ed. A. T. Davenport, 99; 1979, Warrendale. PA, The Metallurgical Society of AIME.

⁶⁴."Materials Science and Technology".Ed. by R.W. CAHN, P. HAANSEN Y E.J. KRAMER.
Constitution and Properties of Steel Vol.7, Ed. F.B. Pickering. ISBN 3-257-26820-0.