
4. RESULTADOS

En este capítulo se muestran los resultados obtenidos en la fase experimental de la Tesis de los diferentes ensayos realizados. Dichos resultados se agrupan en dos grandes bloques:

- ◇ Aquellos realizados con el proceso de simulación de conformado en tibio, tales como: caracterización microestructural, compresión plana y relajación.
- ◇ Aquellos relativos al estudio del material ya deformado en tibio: caracterización microestructural, análisis de precipitados, ensayos de tracción y ensayos Charpy.

4.1. ENSAYOS Y CARACTERIZACIÓN A TEMPERATURA DE ENSAYO

En este apartado se expondrán los resultados obtenidos de los ensayos de compresión plana, de relajación así como la caracterización microestructural a las distintas temperaturas de ensayo de los tres aceros objeto de estudio.

4.1.1. TAMAÑO DE GRANO INICIAL DE AUSTENITA

A continuación se recogen los resultados obtenidos de la caracterización microestructural a alta temperatura de los tres aceros. Para ello se calentaron muestras de material hasta la temperatura deseada y tras un mantenimiento de 10 min (el mismo aplicado en compresión plana) se templaron en agua.

Tras preparar las muestras tal y como se describe en el apartado 3.2.2. se pudo comprobar la poca sensibilidad al ataque que las juntas de grano mostraban. Esto se debe a las bajas cantidades de fósforo y otros elementos capaces de segregarse en las juntas, presentes en los aceros estudiados. Diversas pruebas de revenido permitieron determinar que para los aceros microaleados eran imprescindibles tiempos no inferiores a 22h a una temperatura de $\approx 450^{\circ}\text{C}$, mientras que para el acero XC basta con unas pocas horas (aproximadamente 4h) a esa misma temperatura.

Para conocer la distribución de tamaños de grano de austenita así como su diámetro medio equivalente, se recurrió a un sistema de medición automático en el que la microestructura fue capturada de distintas fotografías mediante una cámara de vídeo. La imagen así obtenida fue digitalizada y modificada para poder ser analizada automáticamente. Todo este proceso se realizó en un equipo Quantimet Q-570.

A continuación se resumen los resultados así obtenidos para los tres aceros.

4.1.1.1. ACERO PTR

En la Figura 4-1 se puede observar la distribución de tamaños de grano austenítico para 870, 835 y 800°C, temperaturas a las que se realizaron medidas para este acero, tras aplicar un revenido bajo las condiciones anteriormente descritas.

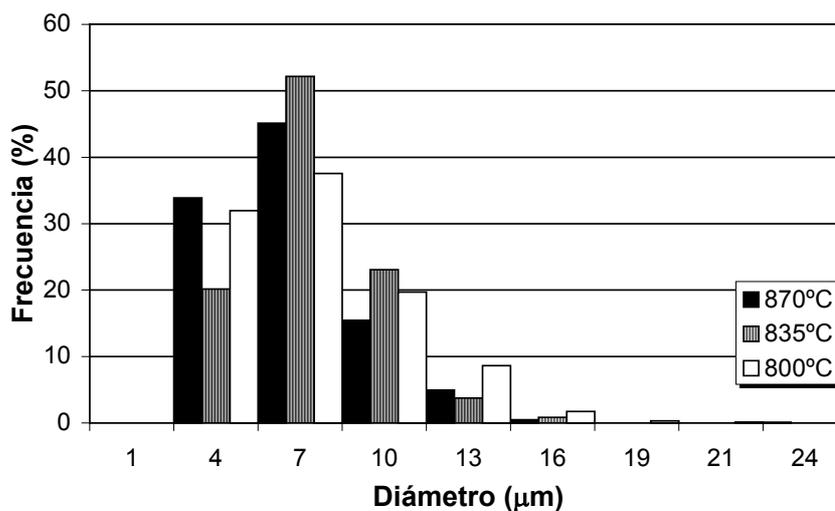


Figura 4-1. (PTR). Distribución del tamaño de grano equivalente austenítico.

Es importante destacar, a la vista de los resultados, que tanto el diámetro medio como el porcentaje de granos grandes es pequeño, Tabla 4-I. Este hecho obligó en todo momento a hacer uso de la microscopía electrónica de barrido para la observación y posterior análisis de las muestras. Cabe señalar que para las tres temperaturas el valor medio del tamaño de grano es muy similar,

existiendo ligeras diferencias por la presencia de granos aislados $> 18 \mu\text{m}$ en el calentamiento a 870°C .

Tabla 4-1. (PTR). Diámetro medio y distribución de grano austenítico.

T ($^\circ\text{C}$)	D γ (μm)	% $>15 \mu\text{m}$
870	5.4	0.2
835	5.9	0
800	5.9	1.5

En la Figura 4-2 y la Figura 4-3 se muestran dos ejemplos de las microestructuras tras temple a 870°C y 800°C respectivamente.

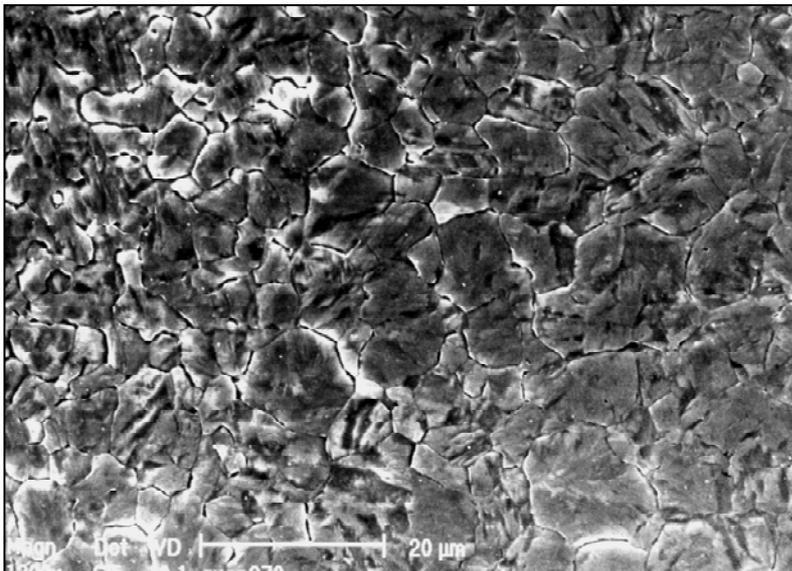


Figura 4-2. (PTR). Grano austenítico de probeta templada a 870°C .

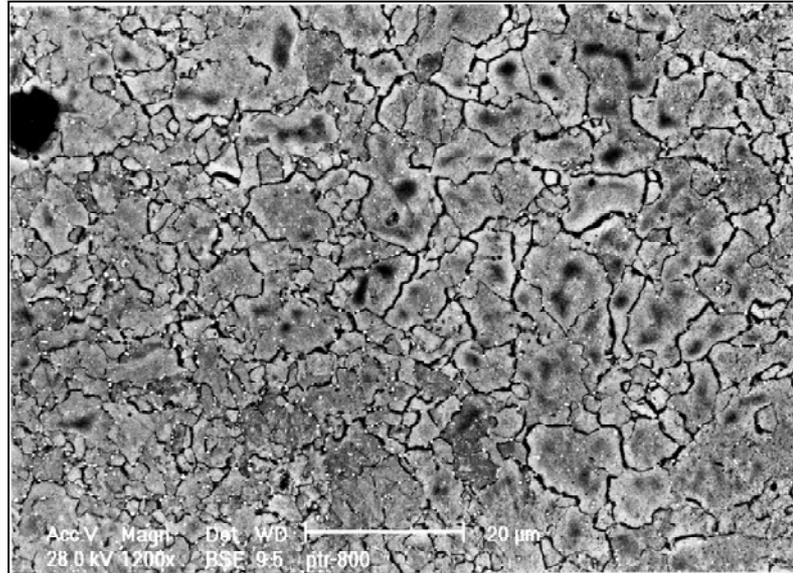


Figura 4-3. (PTR). Grano austenítico de probeta templada a 800°C.

4.1.1.2. ACERO 2N

Para este acero se templaron probetas a 870, 835 y 800°C. Se hizo preciso someter las muestras a un tratamiento de revenido, tal y como se ha descrito anteriormente. La Figura 4-4 muestra la distribución de tamaños de grano austenítico para las tres temperaturas, poniéndose de manifiesto que tanto el tamaño medio como el porcentaje de granos grandes es pequeño, Tabla 4-II.

Tabla 4-II. (2N). Diámetro medio y distribución de grano austenítico.

T (°C)	D γ (μ m)	%>15 μ m
870	6.5	0.6
835	6.2	0.7
800	4.9	0.1

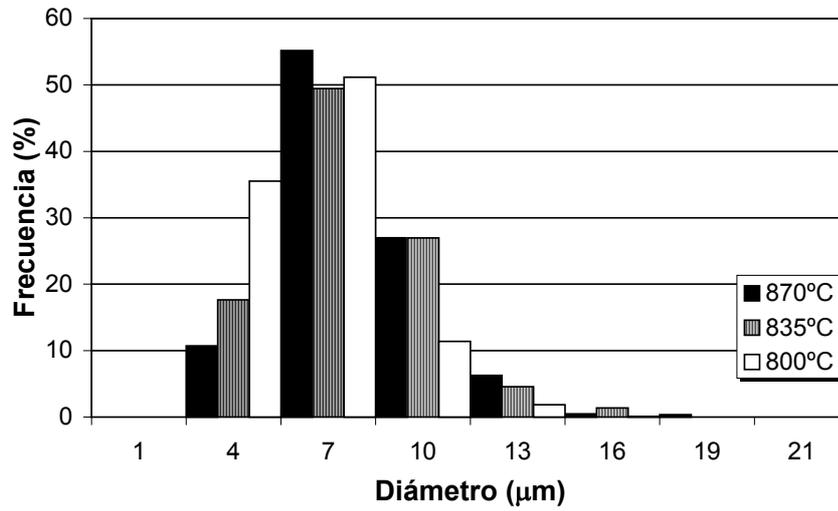


Figura 4-4. (2N). Distribución del tamaño de grano austenítico.

En la Figura 4-5 y la Figura 4-6 se pueden observar ejemplos de las microestructuras obtenidas tras temple a 870 y 835°C.

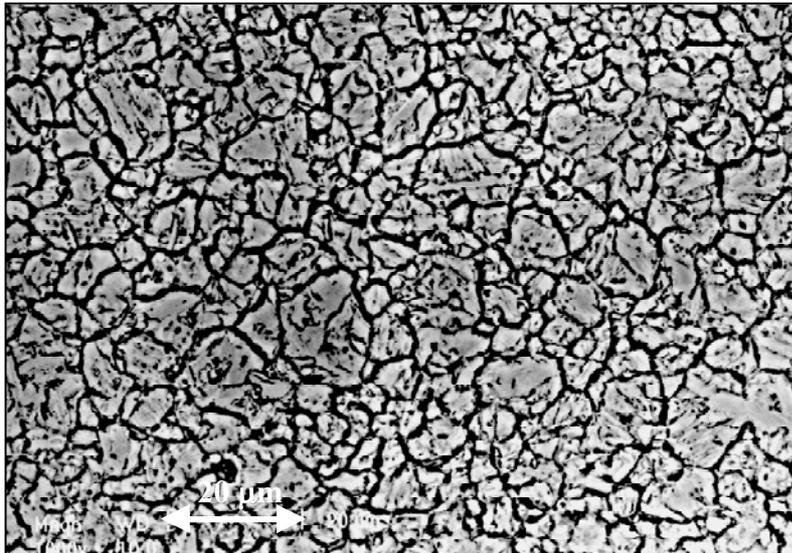


Figura 4-5. (2N). Grano austenítico de probeta templada a 870°C.

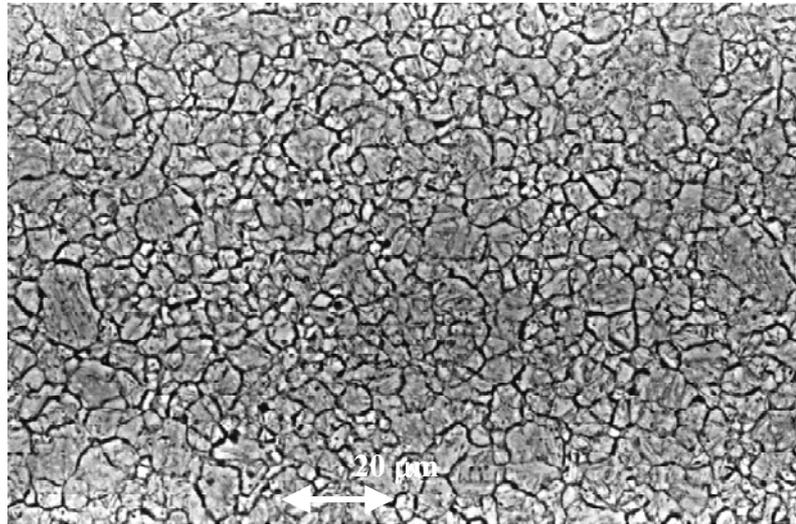


Figura 4-6. (2N). Grano austenítico de probeta templada a 835°C.

4.1.1.3. ACERO XC

La distribución de diámetros equivalentes obtenida para el caso del acero XC se puede ver en los histogramas de la Figura 4-7.

Aunque el diámetro medio permanece constante con la temperatura, Tabla 4-III, existe un porcentaje de granos grandes representativo en algunos casos. En la Figura 4-8 y la Figura 4-9 se pueden ver ejemplos de la microestructura austenítica generada por temple a 835 y 800°C.

Cabe destacar que en este caso el grano es notablemente mayor respecto al medido en ambos aceros microaleados.

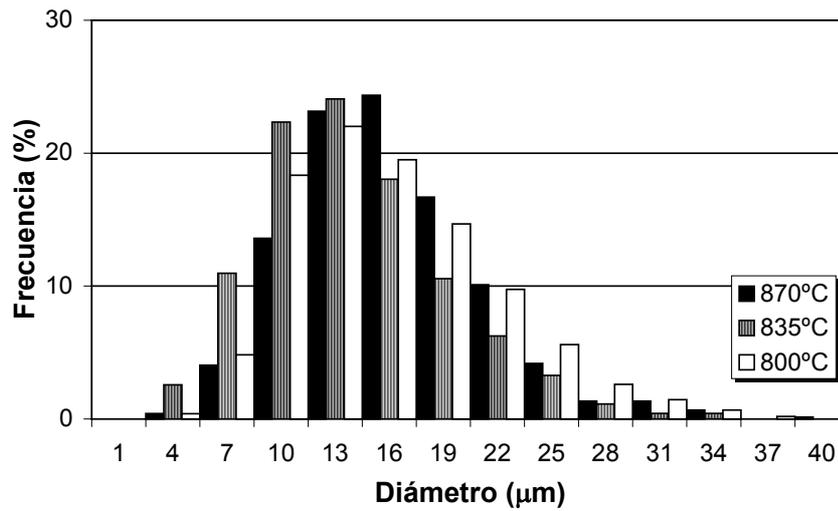


Figura 4-7. (XC). Distribución del tamaño de grano austenítico.

Tabla 4-III. (XC). Diámetro medio y distribución de grano austenítico.

T (°C)	D _γ (μm)	%>25 μm	%>15 μm
870	14	3	41
835	13	2	27
800	14	5	41

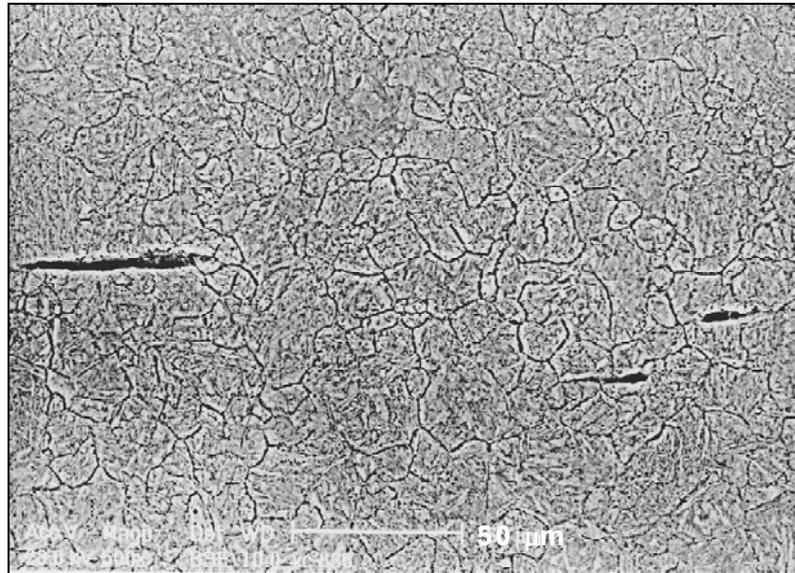


Figura 4-8. (XC). Probeta templada a 835°C. Grano austenítico.

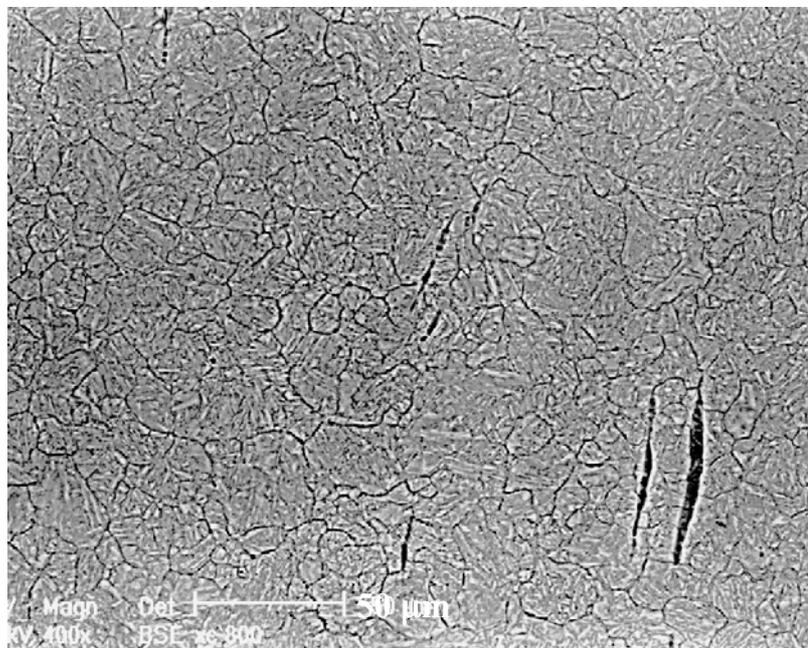


Figura 4-9. (XC). Probeta templada a 800°C. Grano austenítico.

4.1.2. COMPRESIÓN PLANA

Se llevaron a cabo ensayos de compresión plana siguiendo el método descrito en la sección 3.2.1.2. Tras aplicar la deformación, algunas probetas fueron sometidas a enfriamiento acelerado ($\sim 4^\circ\text{C/s}$, hasta 300°C), mientras que otras se dejaron enfriar al aire. En la Figura 4-10 se muestran curvas típicas de los dos tipos de enfriamiento.

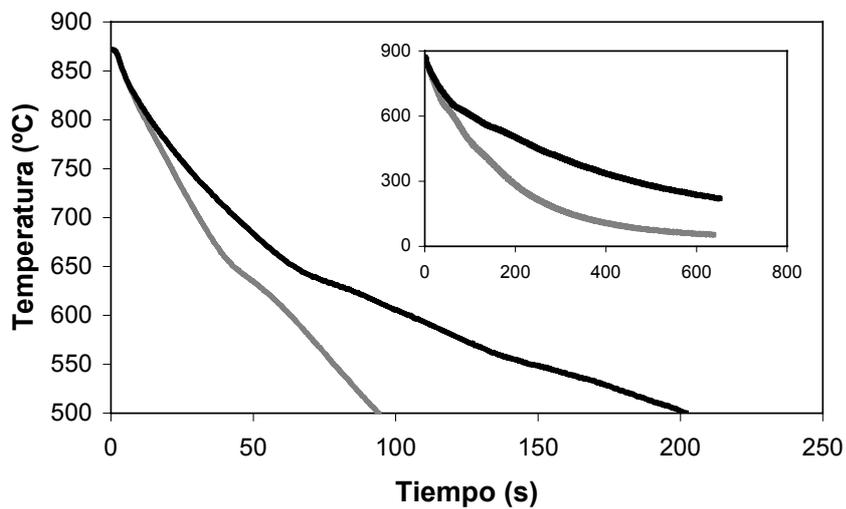


Figura 4-10. Curvas de enfriamiento tras la realización del ensayo de compresión plana.

Las condiciones de deformación y velocidad de deformación se mantuvieron constantes en todas las series de ensayos, siendo $\varepsilon=0.3$ y $\dot{\varepsilon}=10\text{s}^{-1}$. Las temperaturas de los ensayos fueron 870 , 835 y 800°C .

A continuación se presentan los resultados obtenidos para las distintas coladas objeto de estudio en esta Tesis.

4.1.2.1. ACERO PTR

Hay que destacar que en el acero PTR, además de las tres temperaturas de ensayo anteriormente mencionadas, se han realizado ensayos en el rango ferrítico, 720°C. En la Figura 4-11 pueden observarse las curvas de fluencia (tensión-deformación equivalente) de este acero en condiciones de temperatura y deformación constantes. En ellas se pone de manifiesto el aumento de la tensión al disminuir la temperatura de deformación, siendo éste más acentuado a 720°C.

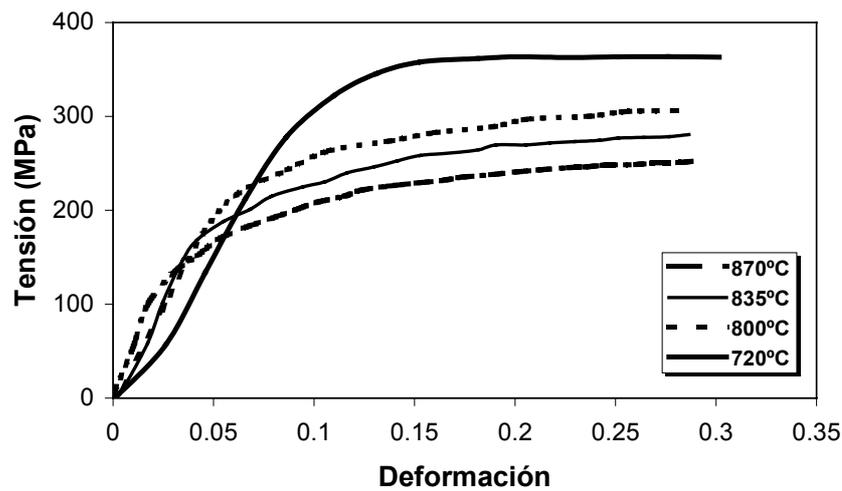


Figura 4-11. (PTR). Curvas de fluencia, tensión-deformación equivalente, determinadas mediante ensayos de compresión plana.

Se ha calculado la energía por unidad de volumen absorbida en los ensayos de compresión plana, Figura 4-12, como el área bajo la curva de fluencia :

$$W = \int_0^{\epsilon} \sigma d\epsilon \quad \text{Ec. 4.1}$$

En la Tabla 4-IV quedan recogidos los valores de energía por unidad de volumen absorbida. Se constata que a medida que disminuye la temperatura, aumenta la energía necesaria para lograr la misma deformación. Es de destacar la diferencia apreciable que se obtiene en el ensayo realizado a 720°C, donde prácticamente se requiere cerca de un 30% más con relación al ensayo realizado a 870°C.

Tabla 4-IV. (PTR). Energía absorbida en los ensayos de compresión plana.

T (°C)	870	835	800	720
J/mm ³	60	64	69	88

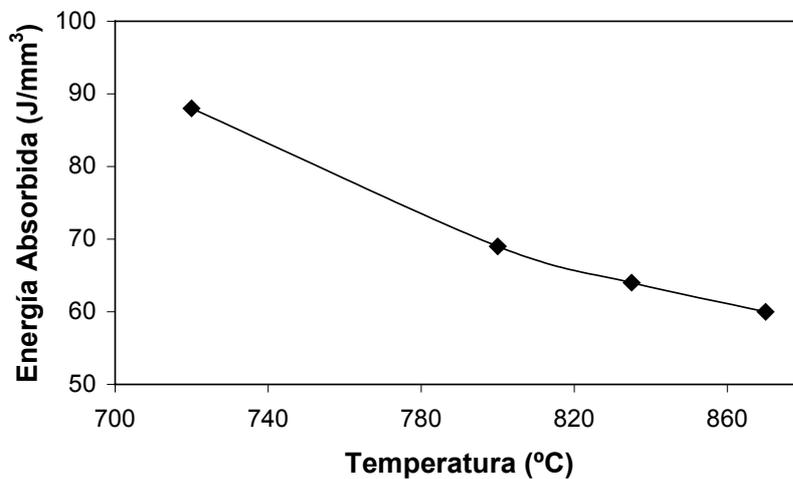


Figura 4-12. (PTR). Energía por unidad de volumen en función de la temperatura de ensayo.

4.1.2.2. ACERO 2N

En la Figura 4-13 están representadas las curvas de fluencia obtenidas en los ensayos de compresión plana correspondientes al acero 2N. De nuevo se comprueba un aumento de la tensión conforme la temperatura del ensayo disminuye. Es de destacar que los valores de energía absorbida por unidad de volumen, Tabla 4-V y Figura 4-14 son muy similares a los obtenidos para el acero PTR.

Tabla 4-V. (2N). Energía absorbida en los ensayos de compresión plana.

T (°C)	870	835	800
J/mm ³	57	66	70

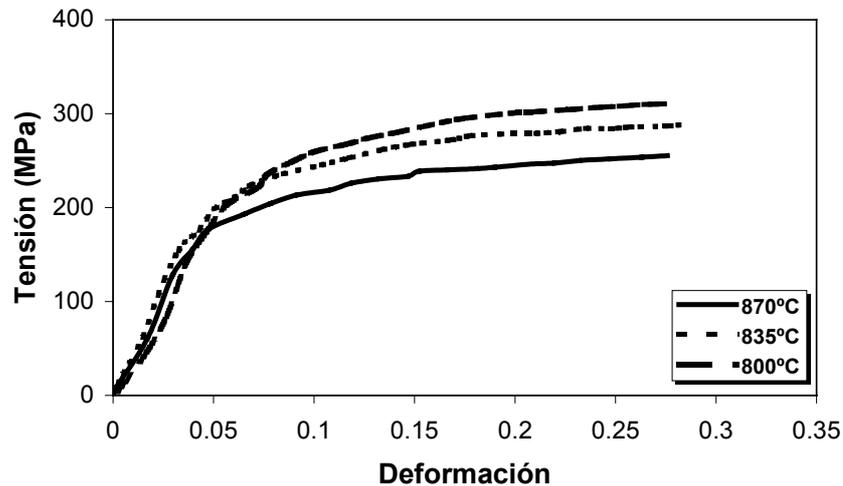


Figura 4-13. (2N). Curvas de fluencia, tensión-deformación equivalente determinadas, mediante ensayos de compresión plana.

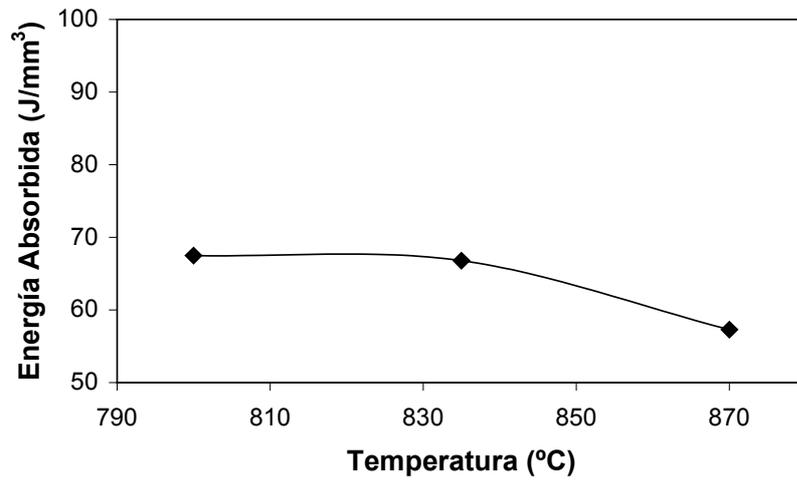


Figura 4-14. (2N). Energía por unidad de volumen en función de la temperatura de ensayo.

4.1.2.3. ACERO XC

Las curvas tensión-deformación correspondientes a este acero, Figura 4-15, presentan la misma línea de comportamiento, respecto a la temperatura, observada para los otros dos aceros.

En la Tabla 4-VI y en la Figura 4-16 se recogen los valores de energía absorbida por unidad de volumen durante los ensayos de compresión plana.

Tabla 4-VI. (XC). Energía absorbida en los ensayos de compresión plana.

T (°C)	870	835	800
J/mm³	51	58	62

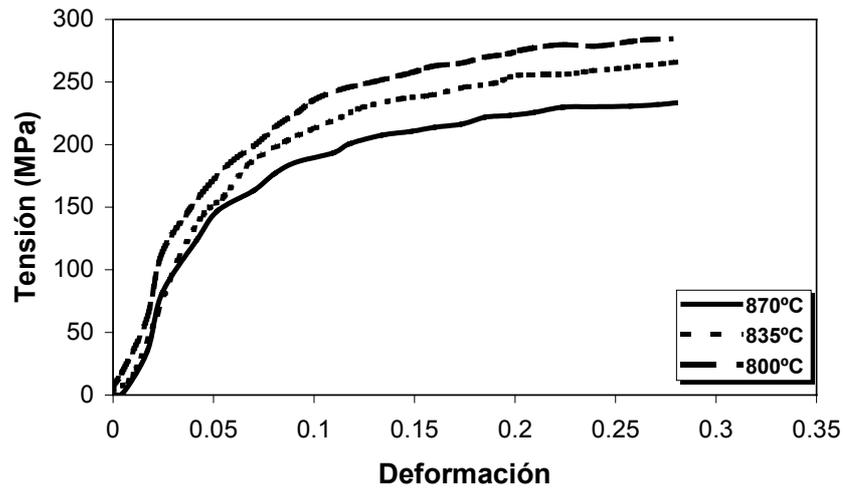


Figura 4-15. (XC). Curvas de fluencia, tensión-deformación equivalente, determinadas mediante ensayos de compresión plana.

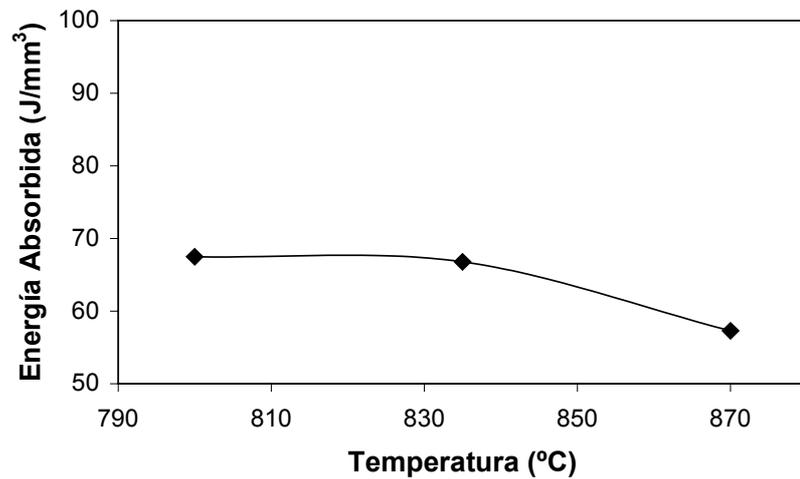


Figura 4-16. (XC). Energía por unidad de volumen en función de la temperatura de ensayo.

4.1.3. ENSAYOS DE RELAJACIÓN

Se han llevado a cabo ensayos de relajación de los tres materiales siguiendo el procedimiento señalado en el apartado 3.2.1.3. De estos ensayos se ha obtenido información sobre los distintos procesos de ablandamiento estático que están teniendo lugar en el material, consecuencia de la deformación aplicada durante los ensayos de compresión plana.

4.1.3.1. DESCRIPCIÓN DEL METODO

Uno de los primeros problemas en el momento de tratar las curvas de relajación ha sido el de distinguir entre los distintos mecanismos de ablandamiento presentes. Como se puede apreciar, Figura 4-17, existen tres zonas claramente definidas. Una primera en la que el principal proceso de ablandamiento es el de restauración (1), a continuación una zona casi recta (2) en la que está teniendo lugar la recristalización estática del material, y por último la tercera zona en la que el material está totalmente recristalizado (3), la austenita recristalizada relaja tensiones.

Debido a los cortos periodos de tiempo en que tiene lugar y por tanto a los pocos puntos que la definen, la zona correspondiente a la restauración resulta difícil de definir. Con objeto de facilitar dicha definición, se llevaron a cabo ensayos a 1025°C, Figura 4-18. A esta temperatura, la aceleración del proceso de recristalización estática permite definir con mayor nitidez la frontera entre las zonas (1) y (2). Teniendo en cuenta que las zona de restauración deben tener aproximadamente la misma pendiente se consiguió definir de manera precisa las tres zonas.

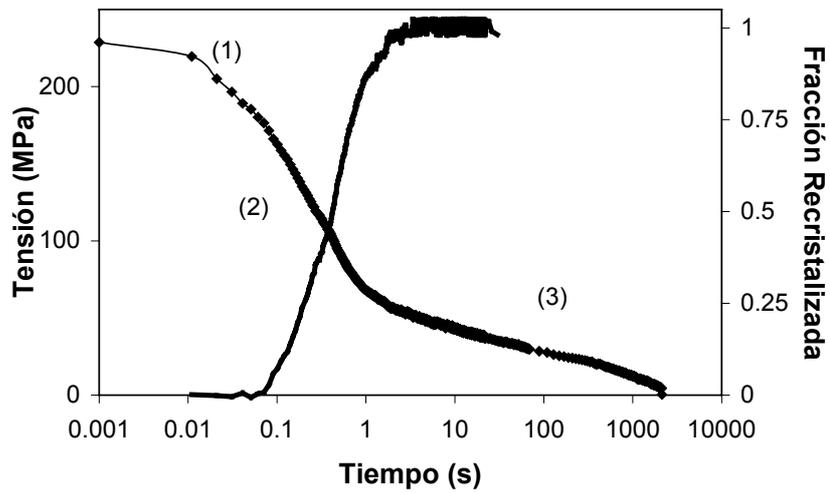


Figura 4-17. Curva típica Tensión-Tiempo y Fracción recristalizada-Tiempo de un ensayo de relajación.

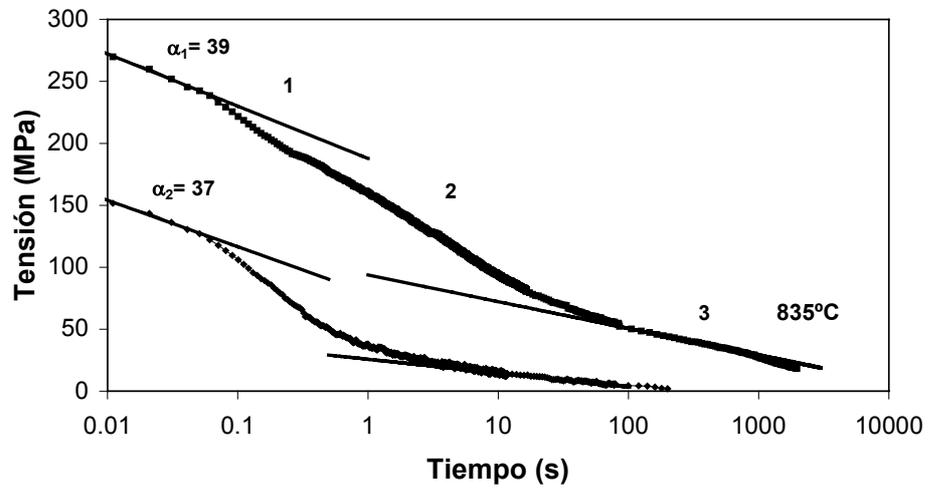


Figura 4-18. Curvas de relajación a y 835 1025°C.

Los ensayos se realizan hasta que ha concluido la recristalización del material y los datos son corregidos de los efectos de relajación que las herramientas sufren.

Una de las grandes ventajas que este método presenta es la posibilidad de obtener con un solo ensayo la curva completa de ablandamiento tal y como se explica a continuación.

Las zonas indicadas con (1) y (3) de la curva de relajación se pueden aproximar por expresiones de la forma ¹:

$$\sigma = \sigma_0 - \alpha \log(t) \quad \text{Ec. 4.2}$$

Si en la zona (2) se considera que el material está formado por una fracción X recristalizada y otra sin recristalizar (1-X), y se aplica la ley de las mezclas,

$$\sigma = (1 - X)(\sigma_{01} - \alpha_1 \log(t)) + X(\sigma_{03} - \alpha_3 \log(t)) \quad \text{Ec. 4.3}$$

es inmediato obtener la fracción recristalizada despejando X de la Ec. 4.3

$$X = \frac{(\sigma_{01} - \alpha_1 \log(t) - \sigma)}{(\sigma_{01} - \sigma_{03}) - (\alpha_1 - \alpha_3) \log(t)} \quad \text{Ec. 4.4}$$

La fracción recristalizada frente al tiempo se ajusta a una expresión tipo Avrami, tal y como se puede observar en la Figura 4-17.

La representación de los valores de la zona (2) en la forma:

$$\text{Log}(t) \text{ v.s } \text{Log} \left(\ln \frac{1}{1 - X} \right) \quad \text{Ec. 4.5}$$

dará como resultado una recta, Figura 4-19, cuya pendiente será el valor del índice “n” y cuya ordenada en el origen es:

$$\text{Log} \left\{ \frac{\ln 2}{t_{50\%}^n} \right\} \quad \text{Ec. 4.6}$$

de donde se obtiene el valor del $t_{50\%}$. Haciendo uso de estos dos valores se tiene completa la ecuación de Avrami:

$$X = 1 - \exp \left(-0.693 \left(\frac{t}{t_{50\%}} \right)^n \right) \quad \text{Ec. 4.7}$$

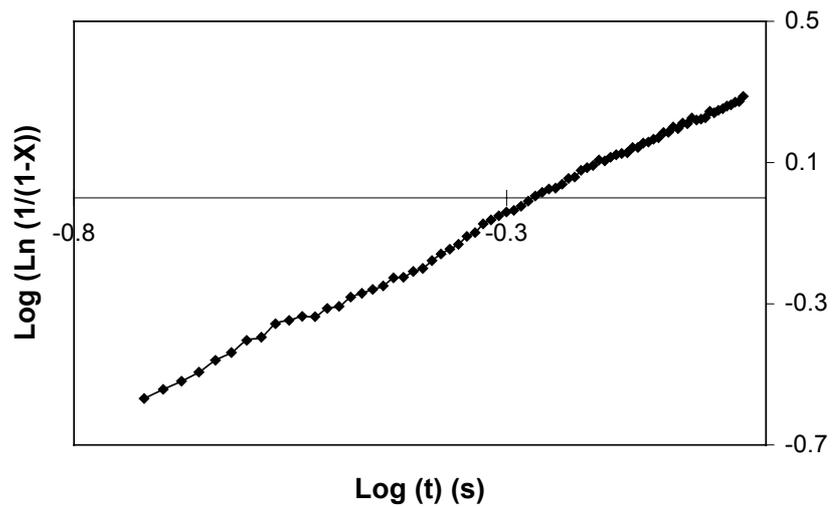


Figura 4-19. Gráfica para la obtención del índice "n" de la ecuación de Avrami.

A continuación se procede a presentar los resultados de los ensayos de relajación para las distintas coladas.

4.1.3.2. ACERO PTR

Se han llevado a cabo ensayos de relajación a las mismas temperaturas de compresión plana y bajo las mismas condiciones de deformación y velocidad de deformación. En la Figura 4-20 se representan las curvas experimentales que muestran la caída de la tensión en función del tiempo (escala logarítmica) registrada durante el ensayo de relajación.

En la Figura 4-21 se muestran las curvas experimentales y los ajustes teóricos para la fracción recristalizada mediante la ecuación de Avrami, del acero PTR bajo las distintas temperaturas de ensayo.

En la Tabla 4-VII se resumen los valores de α_1 (pendiente de la zona de restauración), del exponente de la ecuación de Avrami "n" y del tiempo que, según esta ecuación, se requiere para la recristalización de un 50% del material ($t_{50\%}$).

Tabla 4-VII. (PTR). Parámetros calculados relativos a ensayos de relajación. α_1 pendiente de restauración, n coeficiente de Avrami y $t_{50\%}$.

T(°C)	α_1	n	$t_{50\%}$(s)
1025	37	1.0	0.3
870	36	0.61	3.5
835	39	0.49	5.1
800	32	0.44	2.3

Se puede apreciar que la pendiente de la zona de restauración, α_1 , para todas las condiciones es aproximadamente la misma.

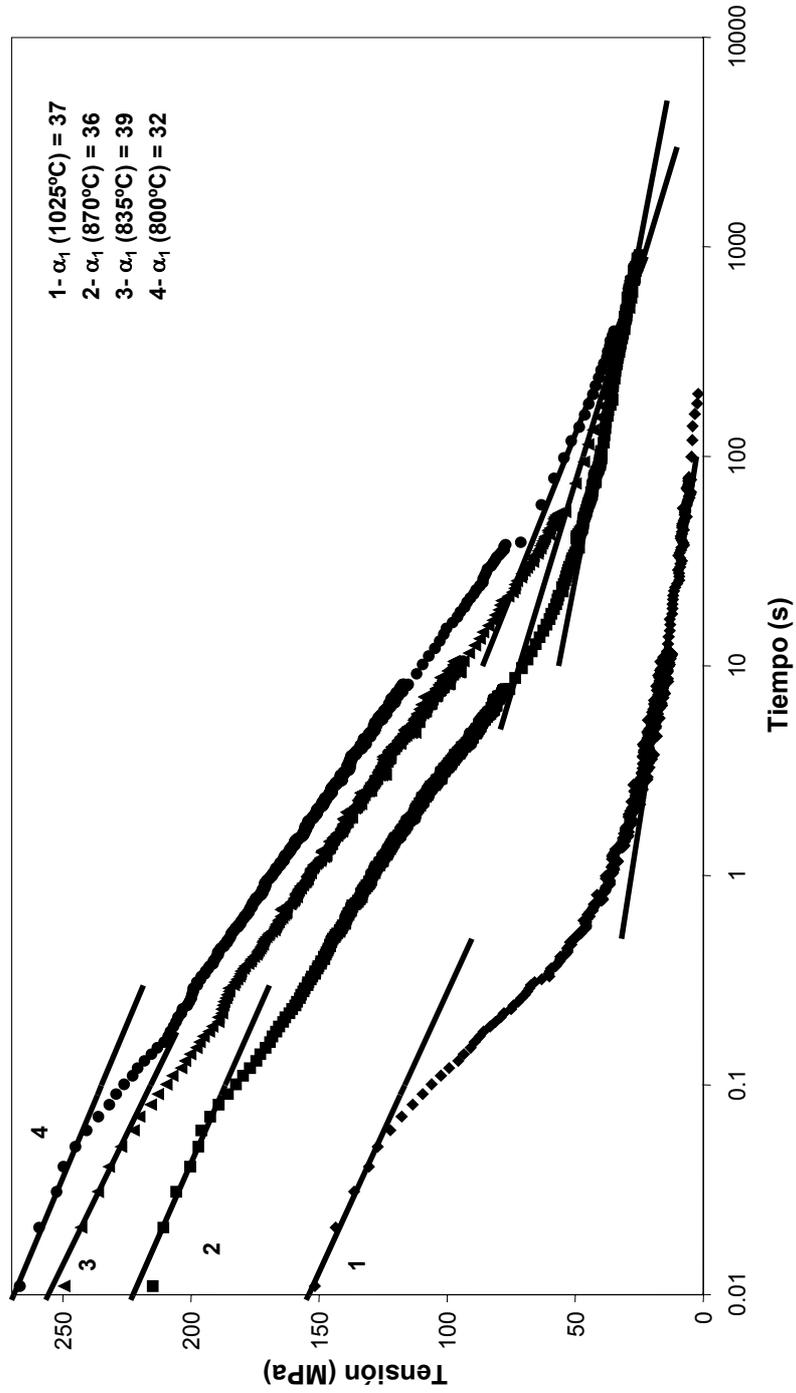


Figura 4-20. (PTR) Curvas experimentales de relajación tensión-tiempo.

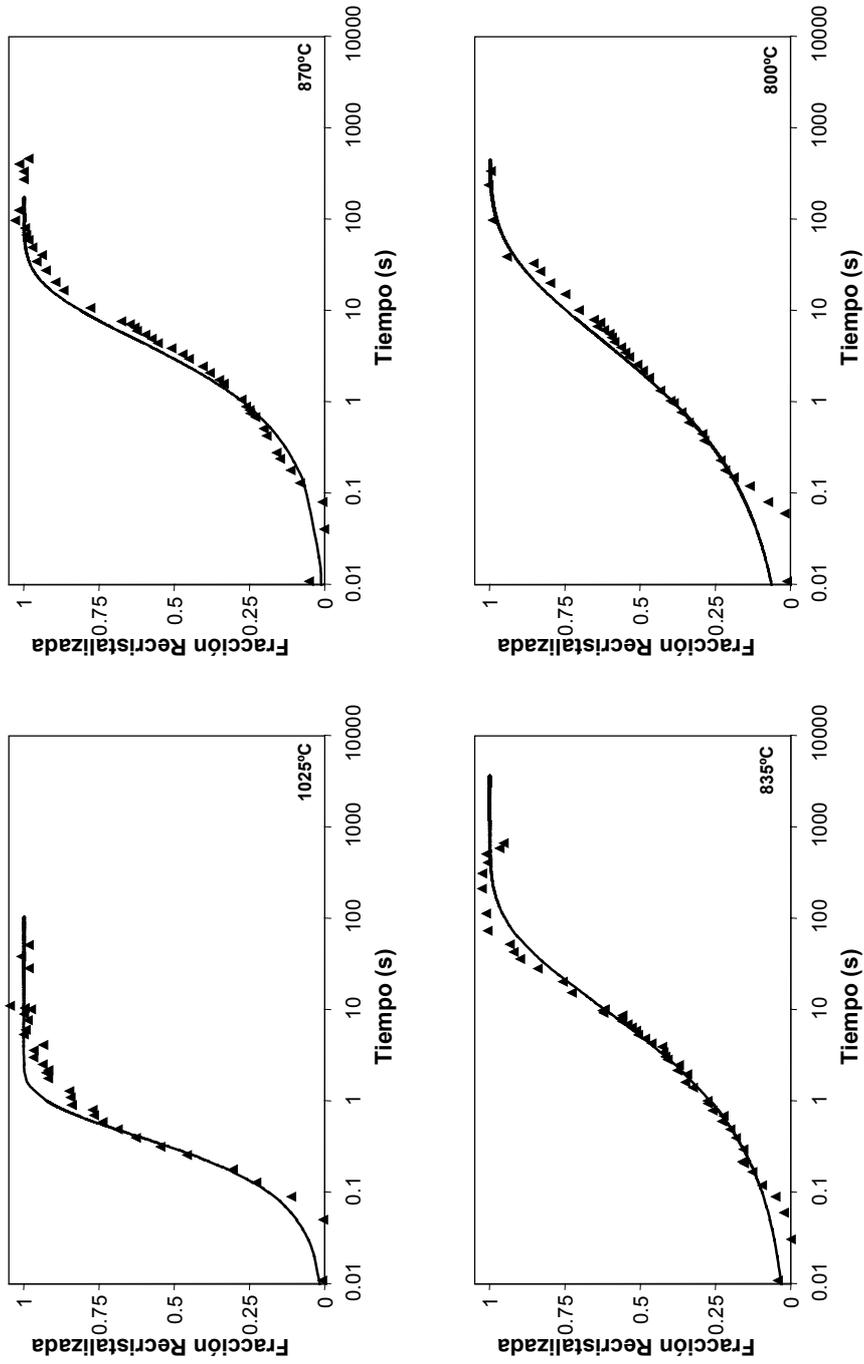


Figura 4-21. (PTR) Curvas experimentales de ablandamiento y correspondientes ajustes teóricos mediante la ecuación de Avrami.

Conforme la temperatura disminuye se observa una caída en la pendiente de las curvas, es decir se tiende hacia tiempos más largos para conseguir una recristalización total del material, tal y como queda de manifiesto en la Tabla 4-VII y la Figura 4-22.

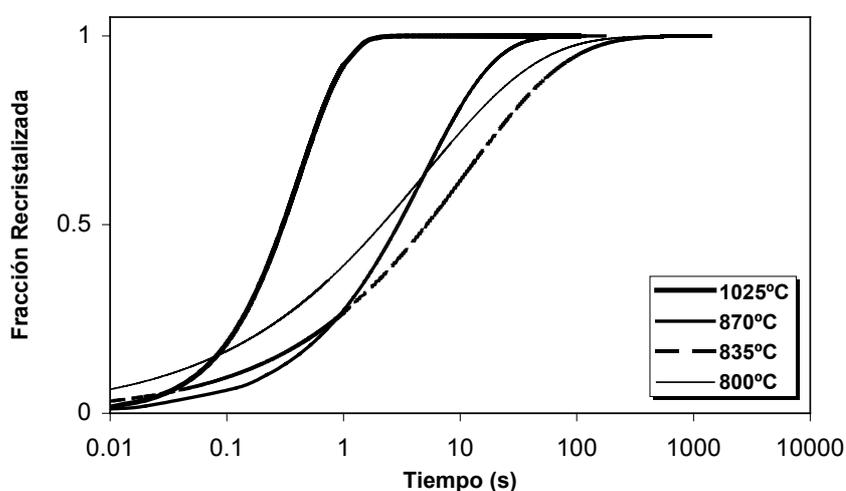


Figura 4-22. (PTR). Representación de la ecuación de Avrami en función de la temperatura de ensayo.

4.1.3.3. ACERO 2N

En el acero microaleado 2N también se hizo precisa la realización de un ensayo a alta temperatura para determinar con claridad las distintas zonas de las curvas de relajación tensión-tiempo.

En la Figura 4-23 quedan representadas las variaciones de tensión respecto al tiempo, registradas durante los ensayos a las distintas temperaturas. Las curvas experimentales y los ajustes teóricos de la fracción recristalizada mediante la ecuación de Avrami, para cada una de las distintas temperaturas de ensayo se muestran en la Figura 4-24.

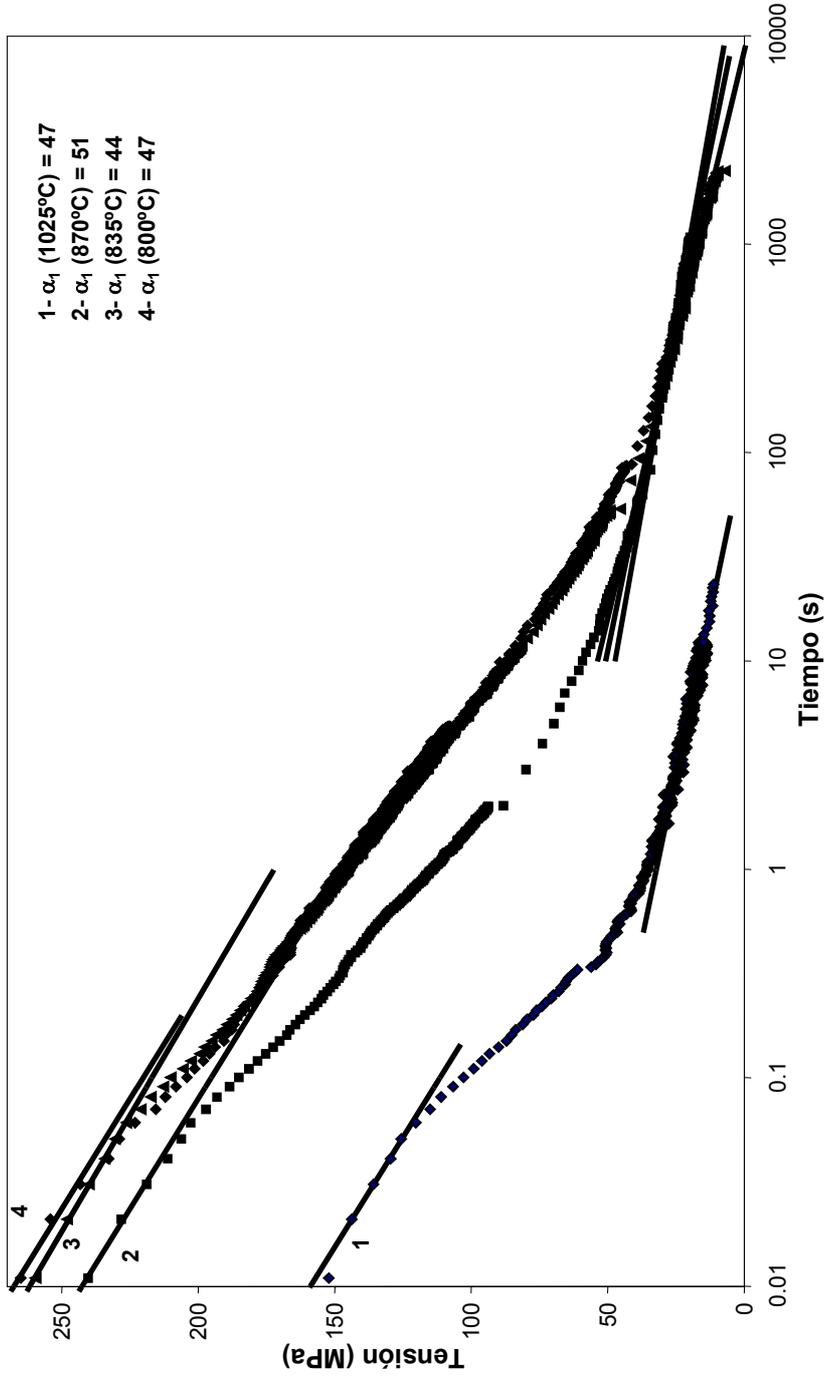


Figura 4-23. (2N) Curvas experimentales de relajación tensión-tiempo.

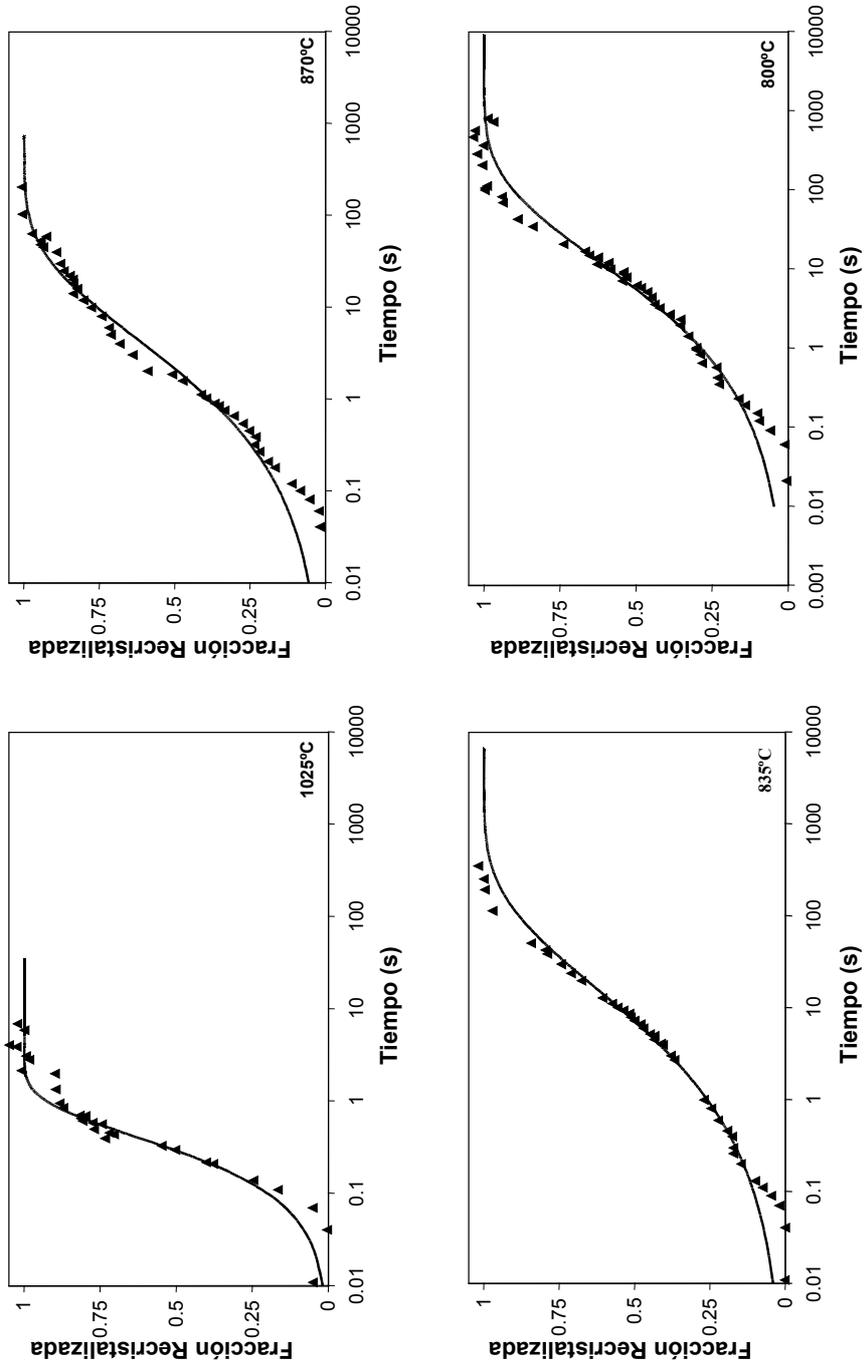


Figura 4-24. (2N) Curvas experimentales de ablandamiento y correspondientes ajustes teóricos mediante la ecuación de Avrami.

La representación de la ecuación de Avrami en función del tiempo, calculadas para los distintos ensayos, se muestra en la Figura 4-25.

En la Tabla 4-VIII se resumen los distintos parámetros calculados, α_1 , coeficiente n y $t_{50\%}$ durante el tratamiento de las fracciones recristalizadas en los distintos ensayos. Se observa una fuerte dependencia del tiempo $t_{50\%}$ con la temperatura de ensayo.

Tabla 4-VIII. (2N). Parámetros calculados relativos a ensayos de relajación. α_1 pendiente de restauración, n coeficiente de Avrami y $t_{50\%}$.

T(°C)	α_1	n	$t_{50\%}$ (s)
1025	47	1.0	0.29
870	51	0.46	2.15
835	44	0.42	7.10
800	47	0.42	10.9

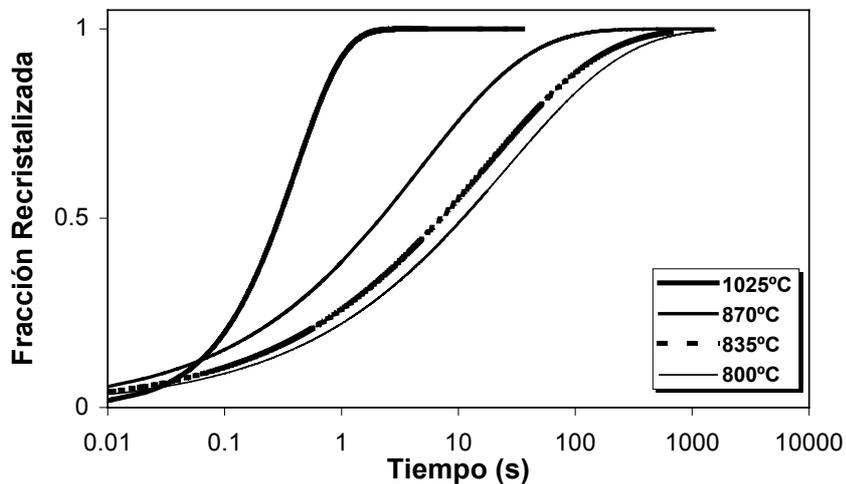


Figura 4-25. (2N). Representación de la ecuación de Avrami en función de la temperatura de ensayo.

4.1.3.4. ACERO XC

Con el acero C-Mn también se han realizado ensayos a 1025°C, si bien por la forma de las curvas en el resto de las temperaturas quedaran claramente definidos los distintos procesos de ablandamiento. Se observa también unos valores de “n” en torno a 1. La ausencia de elementos de microaleación que pudieran interferir en los procesos de ablandamiento lleva a valores del $t_{50\%}$ más pequeños que los obtenidos para los aceros microaleados, tal y como queda expuesto en la Tabla 4-IX.

Tabla 4-IX. (XC). Parámetros calculados relativos a ensayos de relajación. α_1 pendiente de restauración, n coeficiente de Avrami y $t_{50\%}$.

T(°C)	α_1	n	$t_{50\%}$ (s)
1025	47	1.09	0.12
870	52	1.2	0.40
835	43	1.0	1.39
800	41	0.75	2.25

De nuevo se puede apreciar la similitud entre los distintos valores obtenidos de la pendiente de la zona de restauración, α_1 . Las gráficas de la Figura 4-26 muestran la relajación de tensiones a las distintas temperaturas de ensayo. En la Figura 4-27 quedan resumidas las curvas experimentales y los ajustes teóricos de la fracción recrsitalizada.

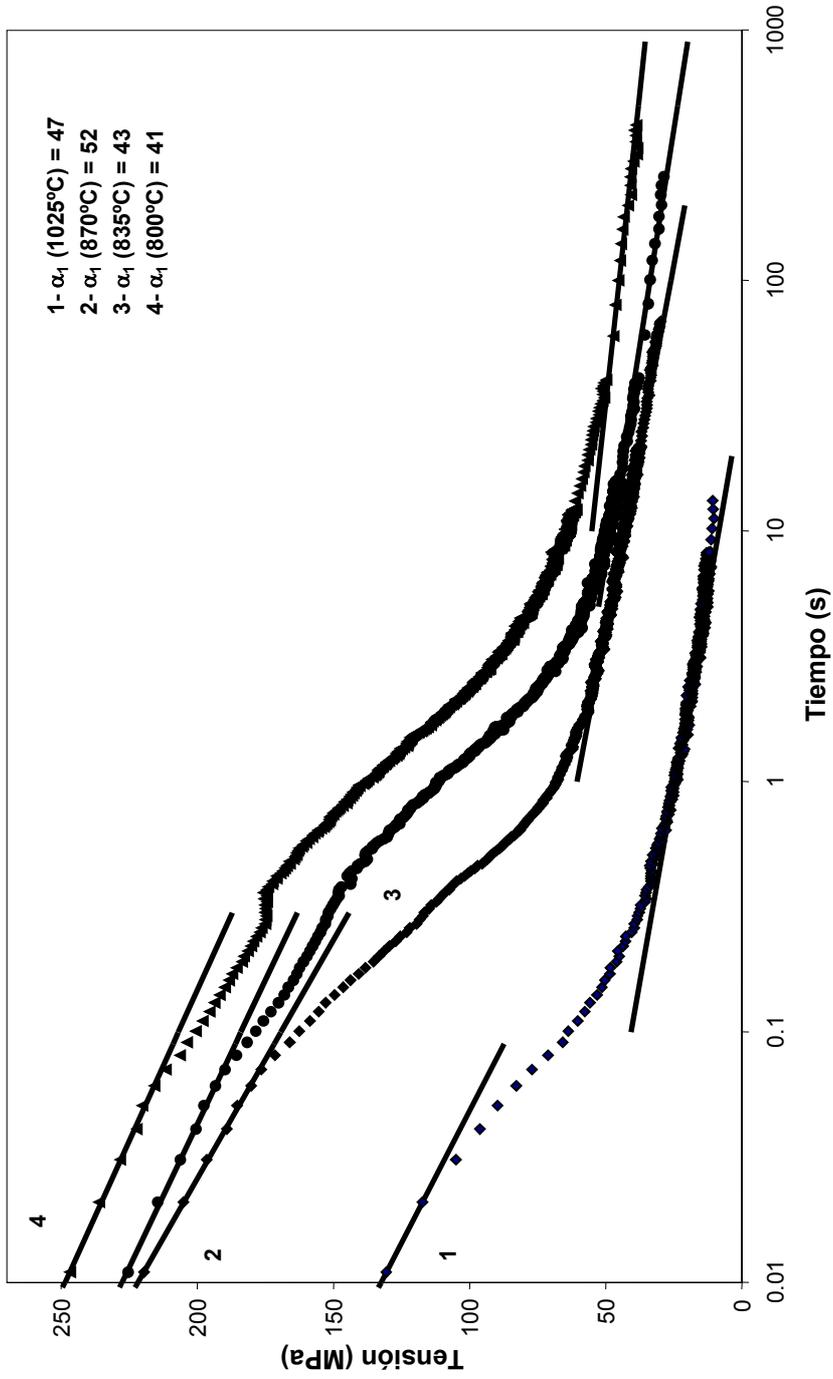


Figura 4-26. (XC) Curvas experimentales de relajación tensión-tiempo.

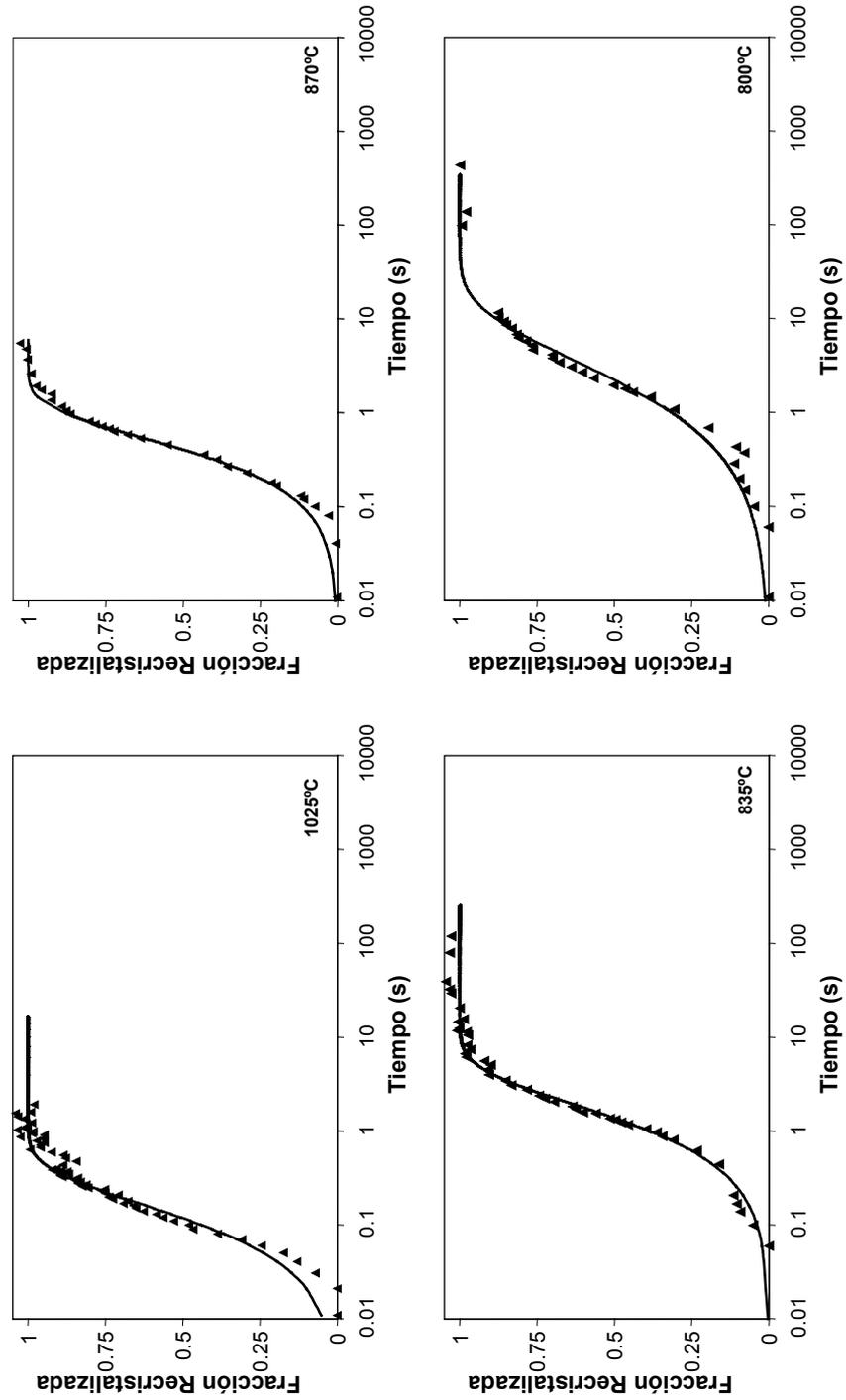


Figura 4-27. (XC) Curvas experimentales de ablandamiento y correspondientes ajustes teóricos mediante la ecuación de Avrami.

En la Figura 4-28 se han representado los resultados obtenidos por la ecuación de Avrami, pudiéndose apreciar el retardo en la recristalización conforme la temperatura disminuye.

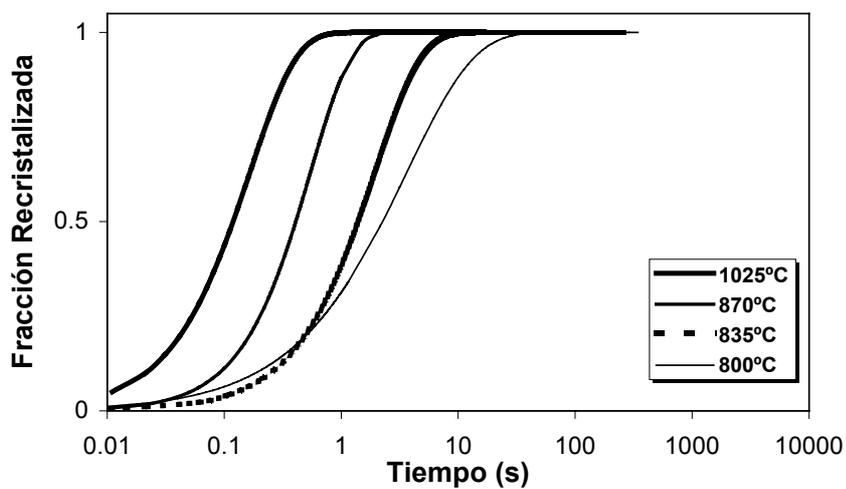


Figura 4-28. (XC). Representación de la ecuación de Avrami en función de la temperatura de ensayo.

4.2. CARACTERIZACIÓN MICROESTRUCTURAL Y COMPORTAMIENTO MECÁNICO

En este apartado se resumen los resultados obtenidos de la caracterización microestructural y de los distintos ensayos mecánicos realizados sobre material previamente deformado por compresión plana.

4.2.1. CARACTERIZACIÓN MICROESTRUCTURAL

En este apartado se recogen los resultados obtenidos del estudio microestructural y correspondiente análisis cuantitativo de los distintos aceros bajo las distintas condiciones de deformación.

4.2.1.1. ACERO PTR

De las probetas ensayadas en compresión plana se prepararon muestras metalográficas, obtenidas de la zona central de la zona deformada. La posterior observación en el microscopio electrónico de barrido reveló una microestructura consistente en ferrita+perlita+MB. Mediante MB se indica la existencia de islas compuestas de martensita y bainita (inferior) no fácilmente diferenciables en el MEB. La relación de los parámetros microestructurales medidos (fracciones volumétricas de ferrita, $f\alpha$, y de MB (%MB), y tamaños de grano medio de ferrita, $D\alpha$, y de MB, D_{MB}) quedan resumidos en la Tabla 4-X y la Tabla 4-XI.

Tabla 4-X. (PTR). Parámetros microestructurales de los enfriamientos lentos. (n.c : no cuantificado)

T(°C)	f α (%)	D α (μ m)	%MB	D _{MB} (μ m)
870	45 \pm 3	4.5 \pm 0.2	18 \pm 2	5.5 \pm 0.4
835	44 \pm 3	3.1 \pm 0.1	11 \pm 1	3.4 \pm 0.3
800	57 \pm 3	2.7 \pm 0.1	n.c	2.3 \pm 0.1
720	54 \pm 2	3.6 \pm 0.1	n.c	n.c

Tabla 4-XI. (PTR). Parámetros microestructurales de los enfriamientos rápidos

T(°C)	f α (%)	D α (μ m)	%MB	D _{MB} (μ m)
870	38 \pm 2	2.7 \pm 0.1	25 \pm 2	4.4 \pm 0.3
835	40 \pm 2	3.1 \pm 0.1	11 \pm 1	2.8 \pm 0.2
800	51 \pm 2	2.3 \pm 0.1	n.c	3.8 \pm 0.2
720	49 \pm 3	4.1 \pm 0.1	n.c	n.c

Tal y como se aprecia, el tamaño de grano de ferrita es muy fino en todos los casos, inferior a las $4.5\mu\text{m}$. Los enfriamientos acelerados varían los productos de la transformación aumentando la fracción volumétrica de MB, en detrimento de las fracciones de ferrita y perlita. De la Figura 4-29 a la Figura 4-32 se muestran varios ejemplos de micrografías correspondientes a las muestras deformadas a las temperaturas de ensayo con enfriamiento rápido y lento, pudiendo observarse en todas ellas lo fino de la microestructura. Es de señalar que las muestras deformadas a 720°C presentan un predominio de granos de ferrita alargados en el plano normal al de deformación. En este caso el valor del tamaño de grano medio es el efectivo, calculado como $L_{\text{ef}} = (L_{\text{Longi}} \cdot L_{\text{Trans.}})^{1/2}$. También debe indicarse que a esta temperatura la perlita presente en el acero ha perdido su caracter laminar, mostrando un aspecto predominantemente globular.

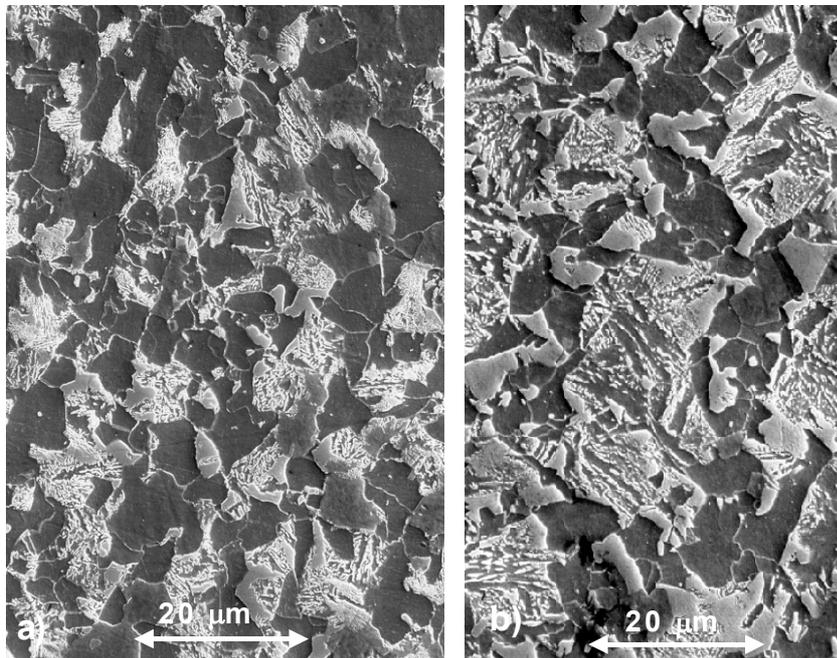


Figura 4-29. Probeta deformada a 870°C . a) enfriada al aire, b) enfriada rápidamente.

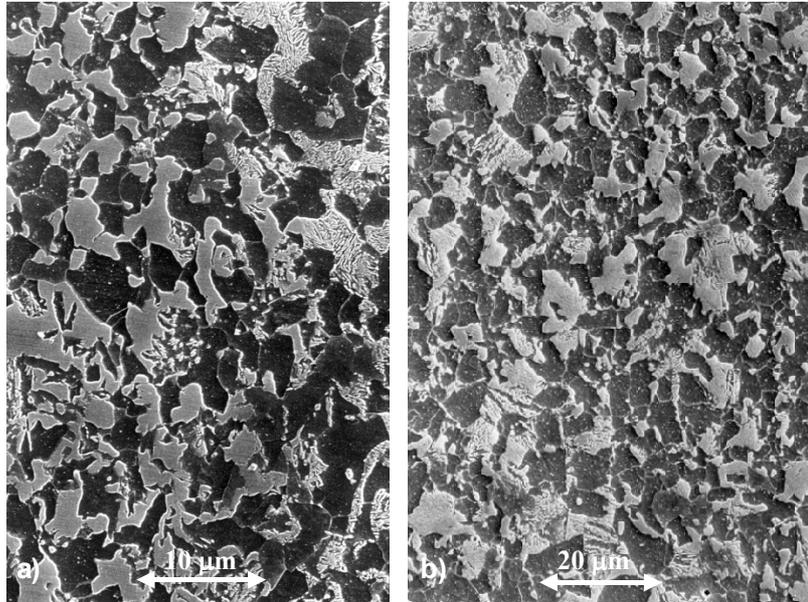


Figura 4-30. Probeta deformada a 835°C. a) enfriada al aire, b) enfriada rápidamente.

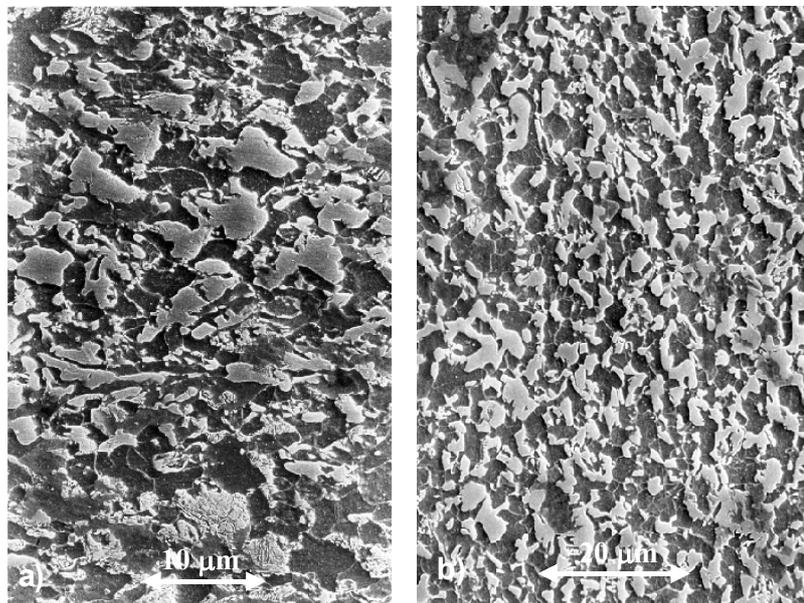


Figura 4-31. Probeta deformada a 800°C. a) enfriada al aire, b) enfriada rápidamente.

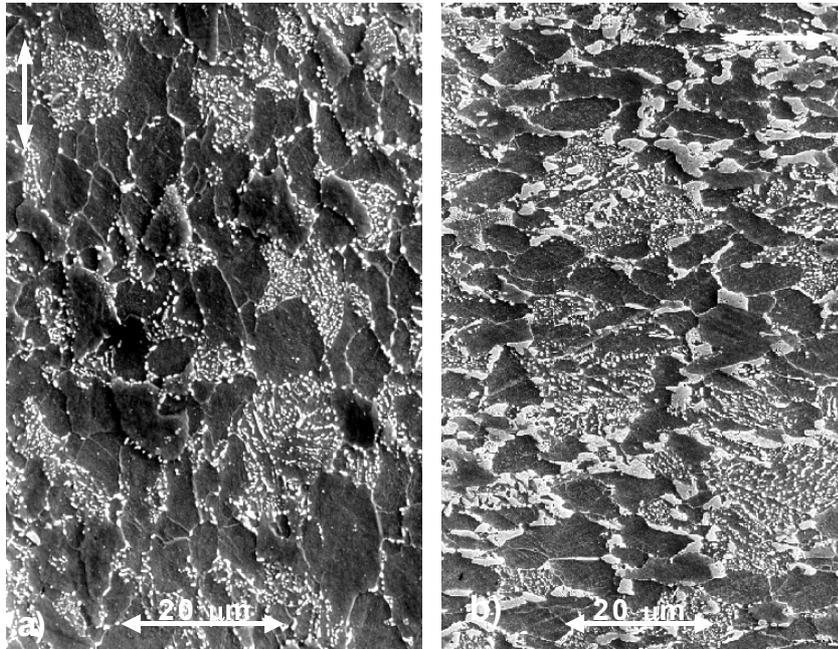


Figura 4-32. Probeta deformada a 720°C. a) enfriada al aire, b) enfriada rápidamente. La dirección perpendicular al plano de deformación se muestra con flechas.

4.2.1.2. ACERO 2N

La microestructura observada en este acero es similar a aquella revelada para el acero PTR. Esta consiste en una estructura de ferrita y perlita junto con el constituyente MB. Partir de una microestructura austenítica tan fina, Tabla 4-II, da como resultado productos de transformación también muy pequeños, tal y como queda plasmado en la Tabla 4-XII y la Tabla 4-XIII. El tamaño de grano de ferrita medio es inferior en todos los casos a las 3.5 μm , mostrando los enfriamientos rápidos mayores porcentajes de MB que los lentos, siendo este un comportamiento típico en ambos aceros microaleados.

Tabla 4-XII. (2N). Parámetros microestructurales de los enfriamientos lentos.

T(°C)	f α (%)	D α (μ m)	%MB	D _{MB} (μ m)
870	43 \pm 2	3.5 \pm 0.1	n.c	n.c
835	52 \pm 2	3.4 \pm 0.1	9 \pm 1	3.3 \pm 0.4
800	42 \pm 2	2.1 \pm 0.1	n.c	2 \pm 0.3

Tabla 4-XIII. (2N). Parámetros microestructurales de los enfriamientos rápidos.

T(°C)	f α (%)	D α (μ m)	%MB	D _{MB} (μ m)
870	30 \pm 2	2.8 \pm 0.1	23 \pm 2	3.9 \pm 0.2
835	46 \pm 2	3.2 \pm 0.1	14 \pm 2	2.5 \pm 0.2
800	41 \pm 2	2.3 \pm 0.1	14 \pm 2	2.9 \pm 0.2

A continuación se muestran ejemplos de las microestructuras generadas bajo las distintas condiciones de compresión plana, Figura 4-33 a Figura 4-35. En las mismas es de destacar al presencia de un bandeo microestructural que afecta fundamentalmente al constituyente MB.

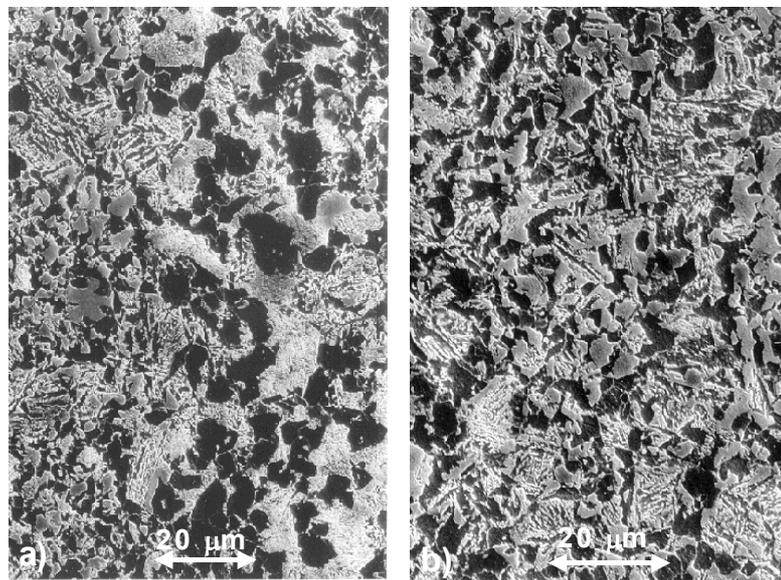


Figura 4-33. Probeta deformada a 870°C. a) enfriada al aire, b) enfriada rápidamente.

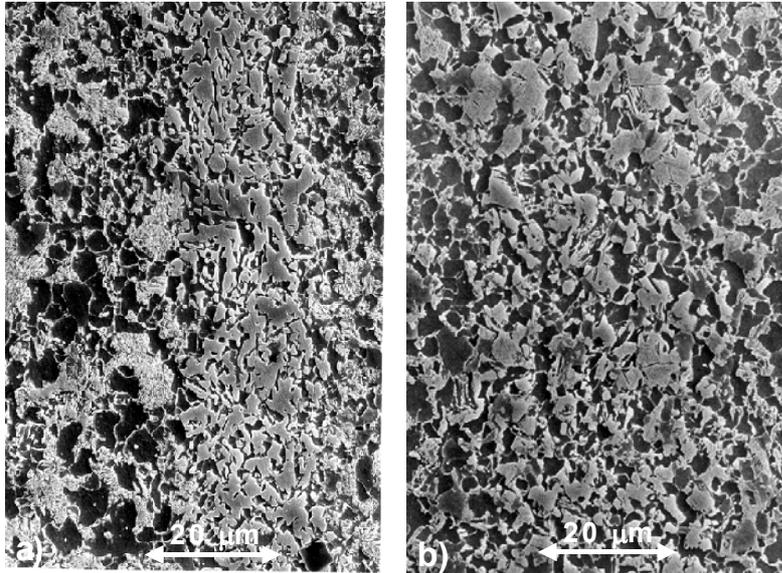


Figura 4-34. Probeta deformada a 835°C. a) enfriada al aire, b) enfriada rápidamente.

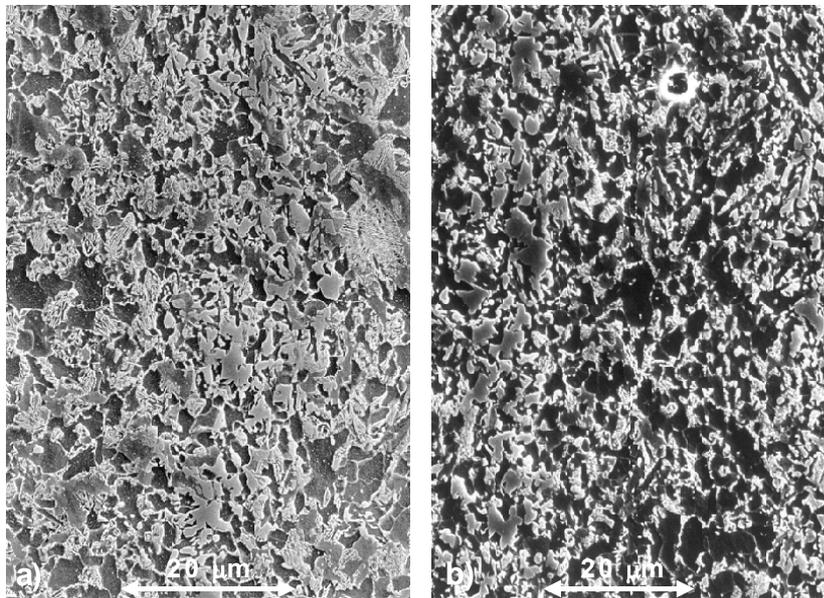


Figura 4-35. Probeta deformada a 800°C. a) enfriada al aire, b) enfriada rápidamente.

En la Figura 4-36 y la Figura 4-37 se muestran detalles a más aumentos de zonas constituidas por MB.

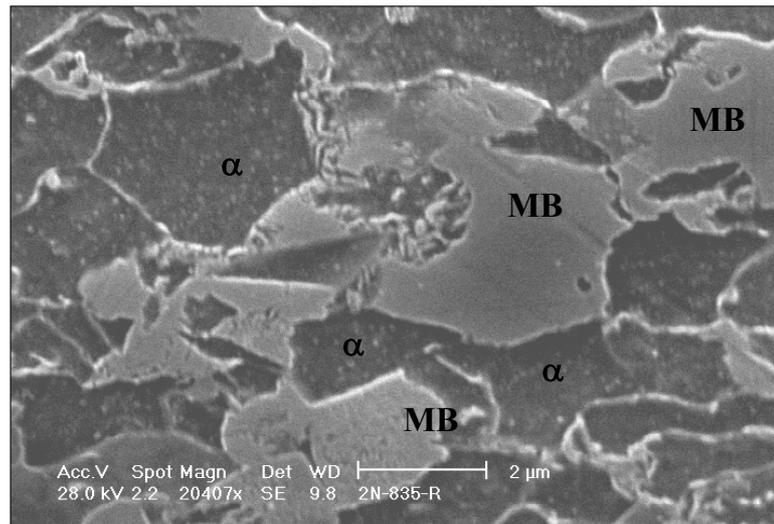


Figura 4-36. Detalle de fase MB en probeta deformada a 835°C y enfriada rápidamente.

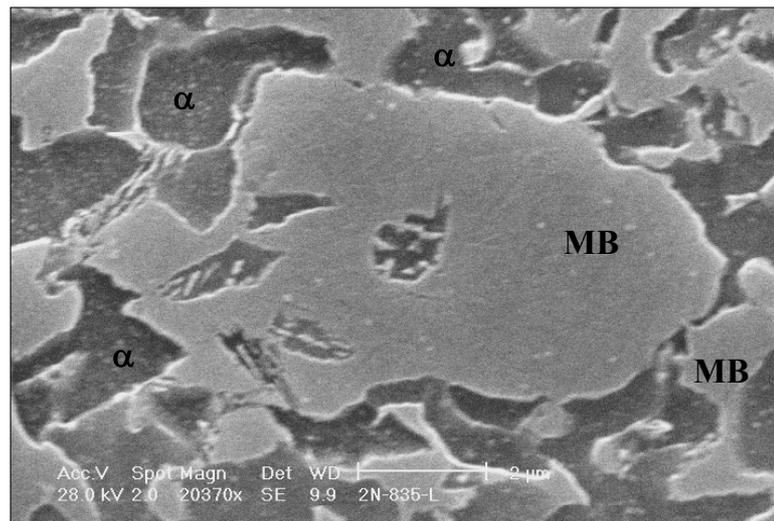


Figura 4-37. Detalle de fase MB en probeta deformada a 835°C y enfriada al aire.

4.2.1.3. ACERO XC

La microestructura resultante de los ensayos realizados con el acero C-Mn se caracteriza por ser más grosera que en los casos anteriores y por estar constituida exclusivamente por ferrita y perlita.

De los parámetros microestructurales evaluados (fracción volumétrica de α , tamaño de grano de α y espaciado interlaminar de la perlita λ), Tabla 4-XIV y Tabla 4-XV, se puede deducir que existe poca variabilidad de los mismos con la temperatura y el tipo de enfriamiento.

Tabla 4-XIV. (XC). Parámetros microestructurales de los enfriamientos lentos.

T(°C)	f α (%)	D α (μ m)	λ (μ m)
870	33 \pm 1	5.9 \pm 0.2	----
835	32 \pm 2	5.1 \pm 0.2	0.27 \pm 0.05
800	30 \pm 2	4.9 \pm 0.2	0.28 \pm 0.04

Tabla 4-XV. (XC). Parámetros microestructurales de los enfriamientos rápidos.

T(°C)	f α (%)	D α (μ m)	λ (μ m)
870	23 \pm 1	5.7 \pm 0.1	----
835	22 \pm 2	4.1 \pm 0.3	0.25 \pm 0.05
800	25 \pm 1	3.7 \pm 0.2	-----

A continuación se muestran algunos ejemplos de las distintas microestructuras obtenidas, Figura 4-38 y Figura 4-39.

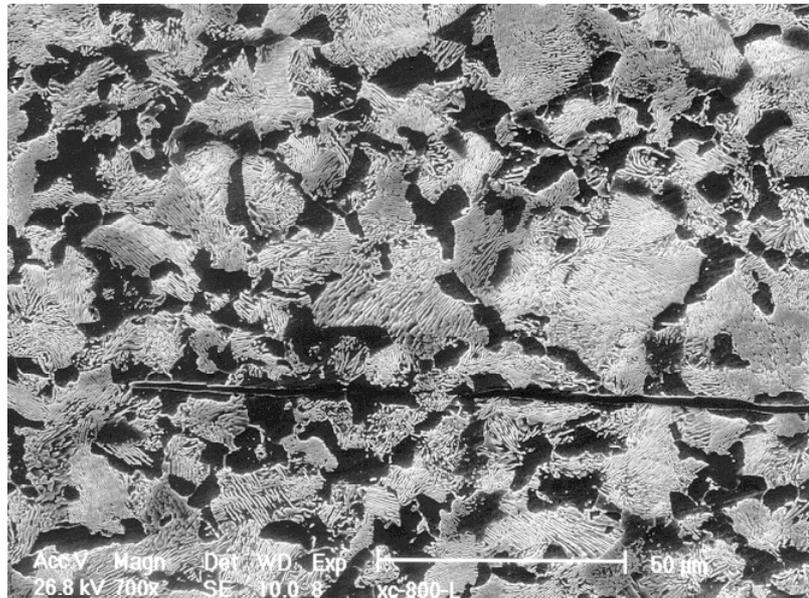


Figura 4-38. Probeta deformada a 800°C y enfriada al aire.

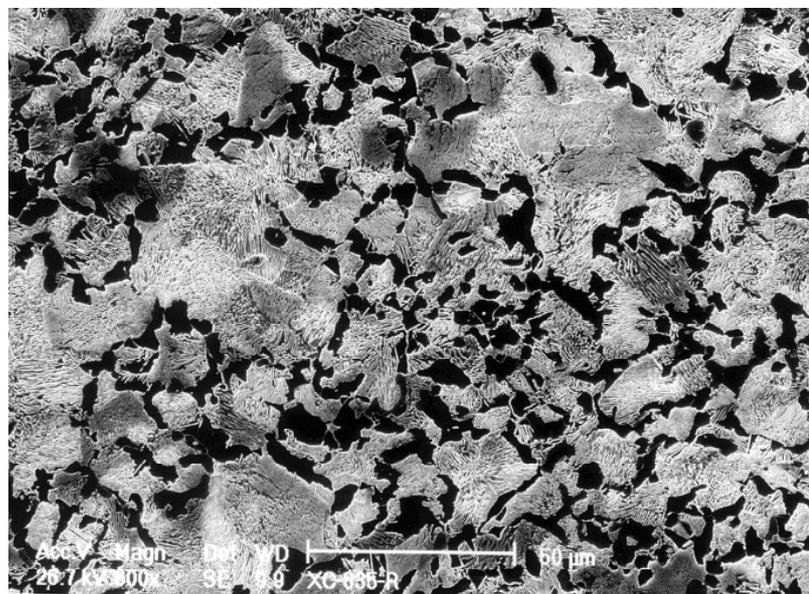


Figura 4-39. Probeta deformada a 835°C y enfriada con aire.

4.2.2. ANÁLISIS DE PRECIPITADOS

El estudio de la distribución de precipitados de V en los aceros PTR y 2N se realizó mediante la técnica de extracción de réplicas de carbono descrita en el apartado 3.2.4. Se han considerado tres condiciones distintas:

- ◇ Material de partida (normalizado a 900°C).
- ◇ Material templado tras mantenimiento de 10 min a las temperaturas de ensayo.
- ◇ Material correspondiente a la microestructura final tras el conformado en tibio y posterior transformación.

Haciendo uso de expresiones del tipo $\log K_s = f(T)$ se han calculado los porcentajes en disolución que hay de cada microaleante a las distintas temperaturas en condiciones de equilibrio. Las distintas expresiones utilizadas para estos cálculos quedan resumidas a continuación :

$$\text{TiN}^{(2)} \quad \log k_s = 0.32 - \frac{8000}{T} \quad \text{Ec. 4.8}$$

$$\text{VN}^{(3)} \quad \log k_s = 3.40 - \frac{8330}{T} + 0.12[\%Mn] \quad \text{Ec. 4.9}$$

$$\text{VC}^{(4)} \quad \log k_s = 6.72 - \frac{9500}{T} \quad \text{Ec. 4.10}$$

Para realizar los cálculos se consideró que el primer elemento en precipitar era el Ti en forma de nitruros. Posteriormente el V en forma de nitruros y finalmente en forma de carburos.

El análisis EDAX ha puesto de manifiesto que las partículas detectadas mediante la técnica de extracción corresponden a precipitados ricos en V, tal como se muestra en la Figura 4-40. Otros elementos, tales como Ti y Al prácticamente no se han identificado. En la Figura 4-41 se muestra un ejemplo del aspecto de los precipitados ricos en V analizados.

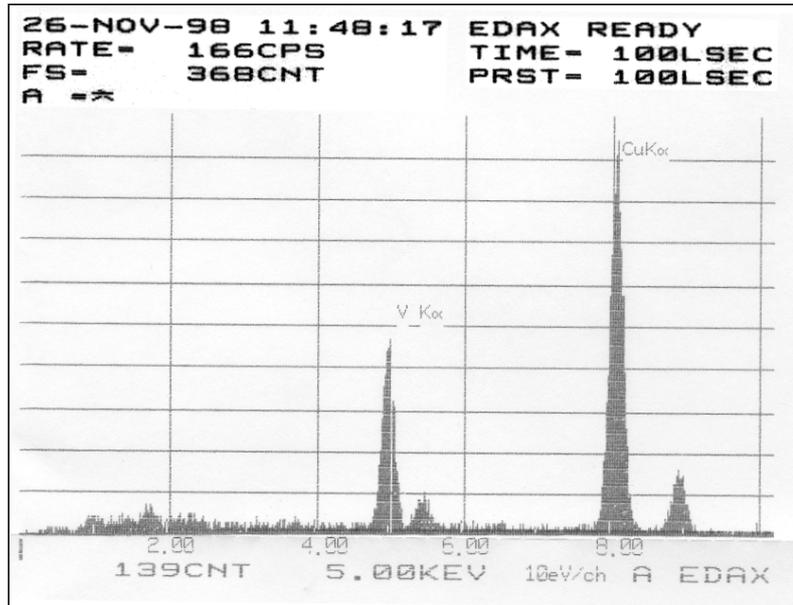


Figura 4-40. Análisis EDAX de partículas ricas en V.

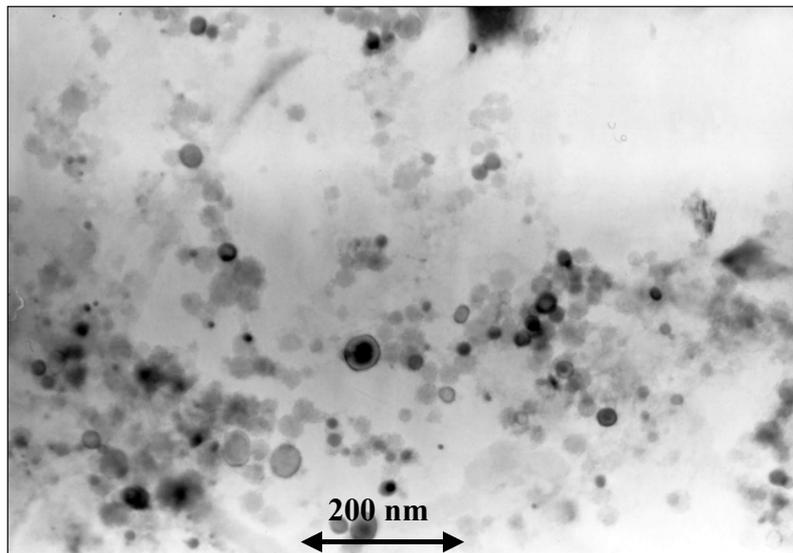


Figura 4-41. Micrografía de partículas ricas en V, correspondiente a muestra deformada a 800°C y enfriada al aire del acero 2N.

4.2.2.1. ACERO PTR

Además del material de partida, se han analizado réplicas extraídas de la zona central de las probetas deformadas a 870 y 800°C tras ser enfriadas al aire.

En la Tabla 4-XVI están resumidos los cálculos teóricos de los porcentajes precipitados a las distintas temperaturas.

Tabla 4-XVI. (PTR). %Precipitado (en peso) de los distintos microaleantes y diámetro medio de V(CN).

T (°C)	TiN (%)	VC (%)	VN (%)	Ti_p(%)	V_p(%)	D_{medio}(nm)
900	0.0012	0.034	0.035	96.7	30	8±0.3
870	0.0013	0.09	0.039	98	56	18±0.7
835	0.0013	0.13	0.041	99	75	---
800	0.0013	0.16	0.043	99.2	87	13±0.6

En la Figura 4-42 se muestran las distribuciones de los tamaños de los V(CN) medidos, pudiendo apreciar un desplazamiento de las distribuciones hacia la derecha (tamaños mayores) conforme la temperatura de deformación aumenta. Las correspondientes frecuencias acumuladas de las tres condiciones analizadas se señalan en la Figura 4-43 y los valores medios medidos se resumen en la Tabla 4-XVI.

En la Figura 4-44 se muestran varios ejemplos de precipitados de V(CN), pudiendo contrastarse la poca homogeneidad en la distribución de los mismos, existiendo zonas con una alta densidad de precipitados y zonas donde su presencia es mínima.

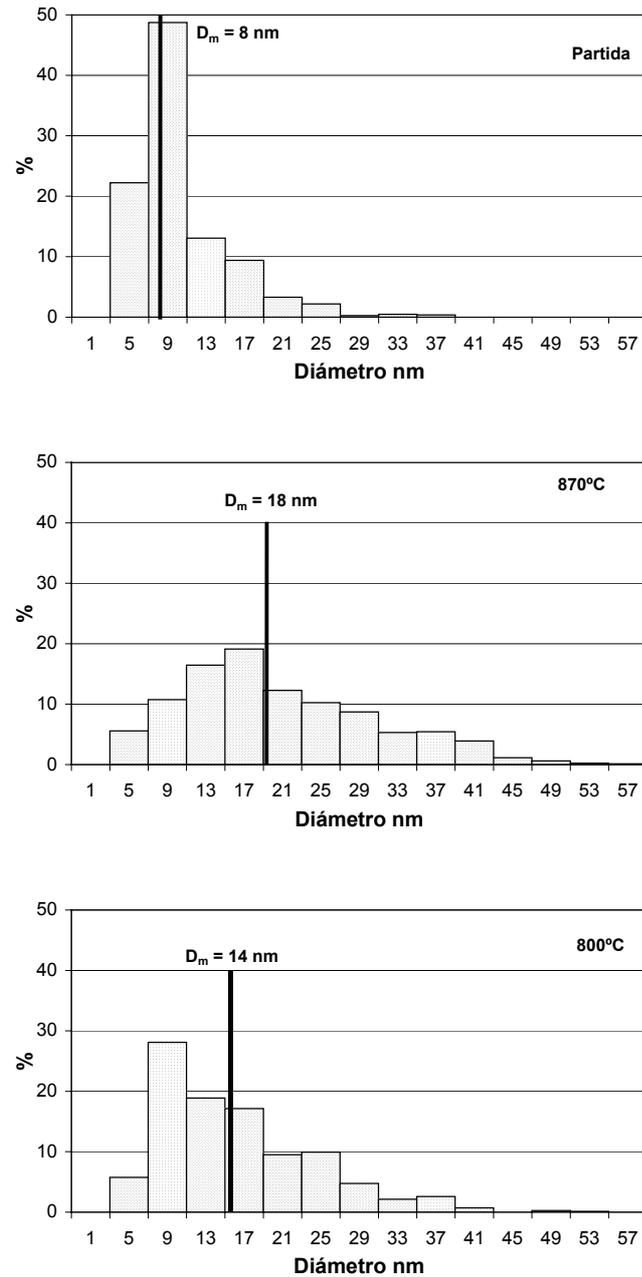


Figura 4-42. (PTR). Distribución de precipitados de V(CN) en el material de Partida/ deformado a 870°C/ deformado a 800°C enfriados al aire. (D_m = diámetro medio).

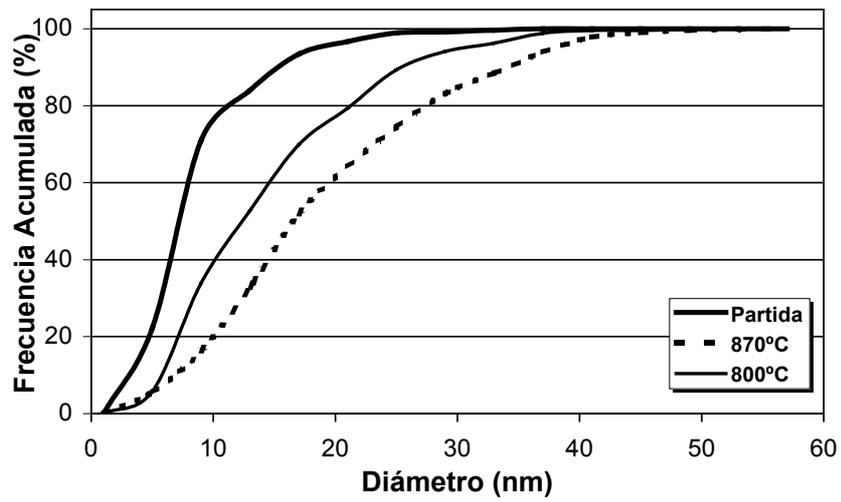


Figura 4-43. (PTR). Frecuencia acumulada-Diámetro.

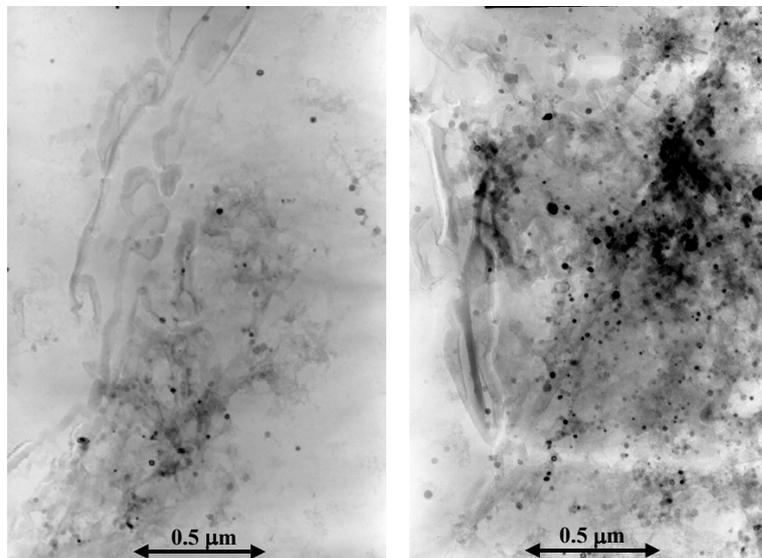


Figura 4-44. (PTR). Réplicas de extracción mostrando zonas con diferentes concentraciones de precipitados de V(CN)), correspondientes a una probeta deformada a 870°C y enfriada al aire.

En la Figura 4-45 se muestran las distribuciones de diámetros obtenidas para muestras templadas tras 10 min de mantenimiento a las temperaturas de 870 y 835°C (sin deformación).

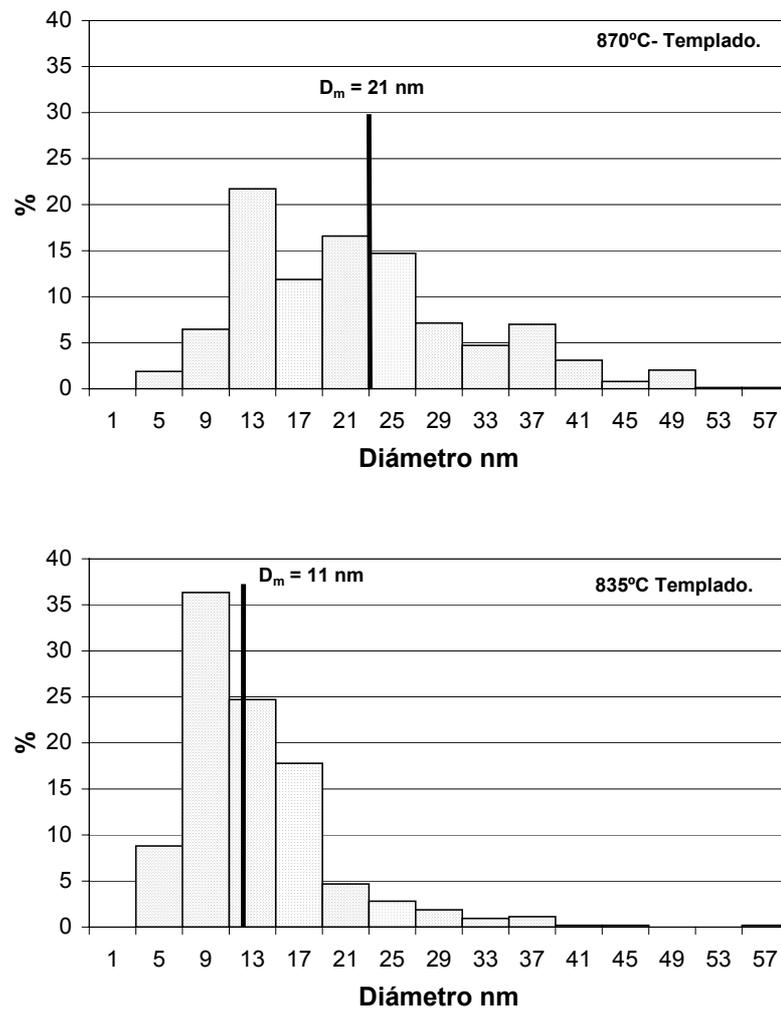


Figura 4-45. (PTR). Distribución de precipitados de V(CN) en muestras templadas.

4.2.2.2. ACERO 2N

La presencia de un mayor contenido de V en este acero hace que los precipitados sean de un tamaño mayor que los medidos en el caso del otro microaleado y que por lo general los porcentajes disueltos sean menores. En la Tabla 4-XVII quedan resumidos los cálculos teóricos del % de precipitados no disueltos, así como el diámetro medio de los V(CN) medidos.

Tabla 4-XVII. (2N). %Precipitado (en peso) de los distintos microaleantes y D_m de V(CN).

T (°C)	TiN (%)	VC (%)	VN (%)	Ti _p (%)	V _p (%)	D _{medio} (nm)
900	0.0025	0.09	0.037	98	44	13.9±0.3
870	0.0025	0.15	0.039	99	64	15.1±0.9
835	0.0025	0.20	0.041	99.3	80	-----
800	0.0025	0.22	0.042	99.6	89	-----

Este acero muestra un comportamiento homólogo al PTR, y conforme la temperatura aumenta existe un desplazamiento de la distribución y del tamaño medio hacia valores mayores, tal y como se constata en la Figura 4-46 y en la Figura 4-47. Un ejemplo de precipitados de V(CN) observados en el material de partida se muestra en la Figura 4-48.

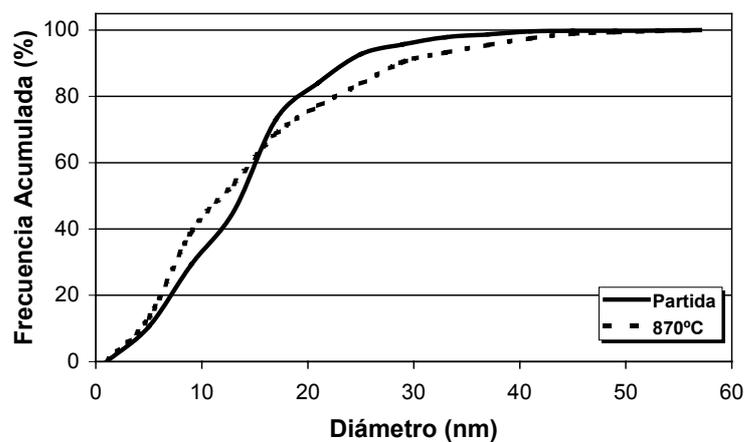


Figura 4-46. (2N). Frecuencia acumulada-Diámetro.

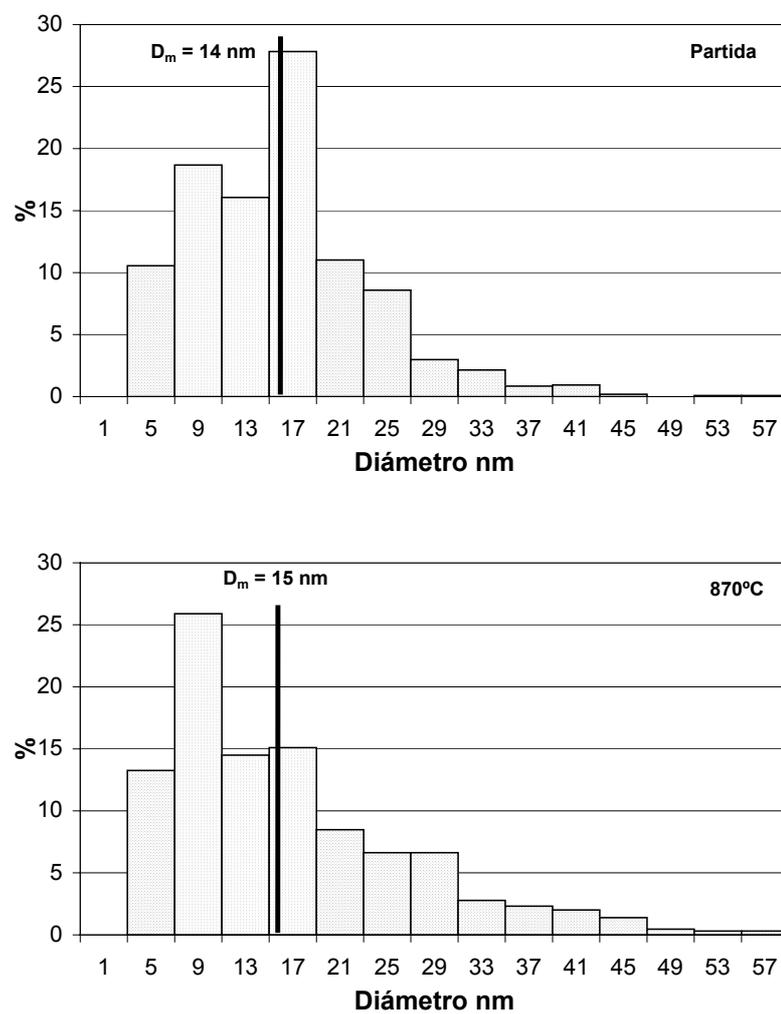


Figura 4-47. (2N). Distribución de partículas de V(CN) en el material de partida y a 870°C, enfriado al aire.

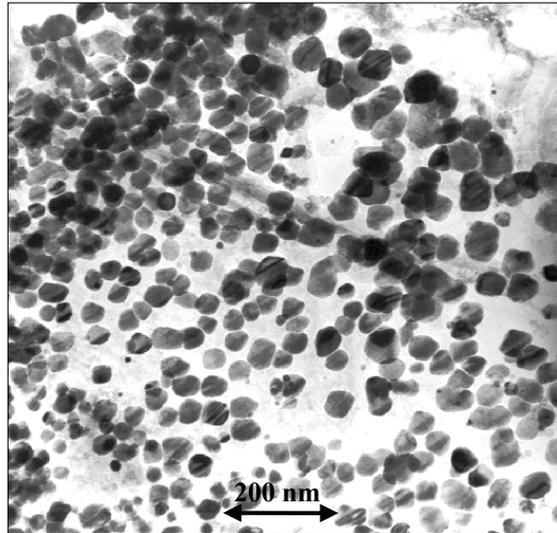


Figura 4-48. (2N). Micrografías de partículas ricas en V, replica extraída de material normalizado a 900°C.

De forma homologa al acero PTR, se extrajeron réplicas de carbono de muestras templadas tras 10 min de mantenimiento a 870 y 835°C. Los resultados obtenidos quedan resumidos en los histogramas de la Figura 4-49 y la Figura 4-50.

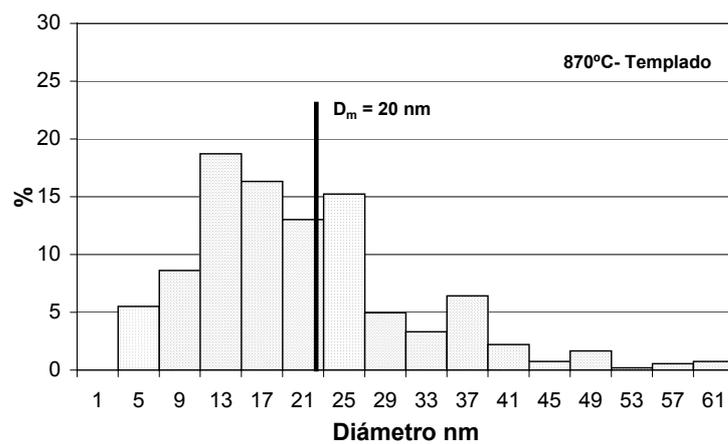


Figura 4-49. (2N) Distribución de precipitados de V(CN) en muestras templadas a 870°C.

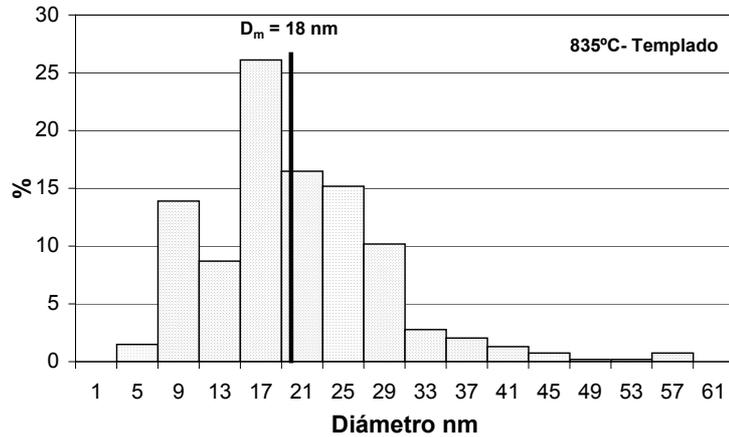


Figura 4-50. (2N). Distribución de precipitados de V(CN) en muestras templadas a 835°C.

4.2.3. MEDIDAS DE NANODUREZAS

Con objeto de determinar cambios en la resistencia de los componentes MB en función de la temperatura y del tipo de enfriamiento realizado, se llevaron a cabo medidas de dureza por nanoindentaciones. La preparación de las muestras se hizo siguiendo las indicaciones dadas en el apartado 3.2.2, y se ensayó material deformado a 800 y 870°C del acero 2N bajo ambos tipos de enfriamiento. Como referencia se ha determinado la dureza de una estructura totalmente martensítica generada por temple a 870°C. Las nanoindentaciones se realizaron sobre la superficie acabada en pasta de diamante de 1µm. Para la identificación se atacaron levemente las probetas en nital 2% y se observaron en el microscopio electrónico de barrido, donde se localizaron las nanoindentaciones una a una. Un ejemplo de las observaciones realizadas en el microscopio electrónico se muestra en la Figura 4-51.

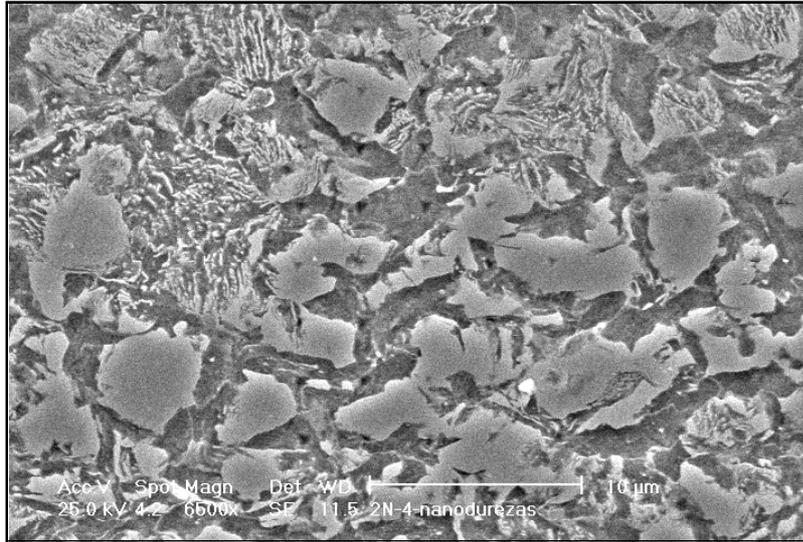


Figura 4-51. (2N). Identificación de nanodurezas.870°C enfriamiento rápido.

Los resultados obtenidos de las distintas medidas realizadas están resumidos en la Tabla 4-XVIII (valores medios) y en la Figura 4-52 se muestran las correspondientes distribuciones resultantes.

Tabla 4-XVIII. (2N). Valores medios de nanodureza realizados en ferrita y en el constituyente MB.

Condición de enfriamiento	870(°C)		800(°C)	
	Fe- α (GPa)	MB(GPa)	Fe- α (GPa)	MB(Gpa)
Lento	4.19	6.60	3.80	4.20
Rápido	5.79	9.69	5.00	7.44
Temple	-----	9.70	-----	-----

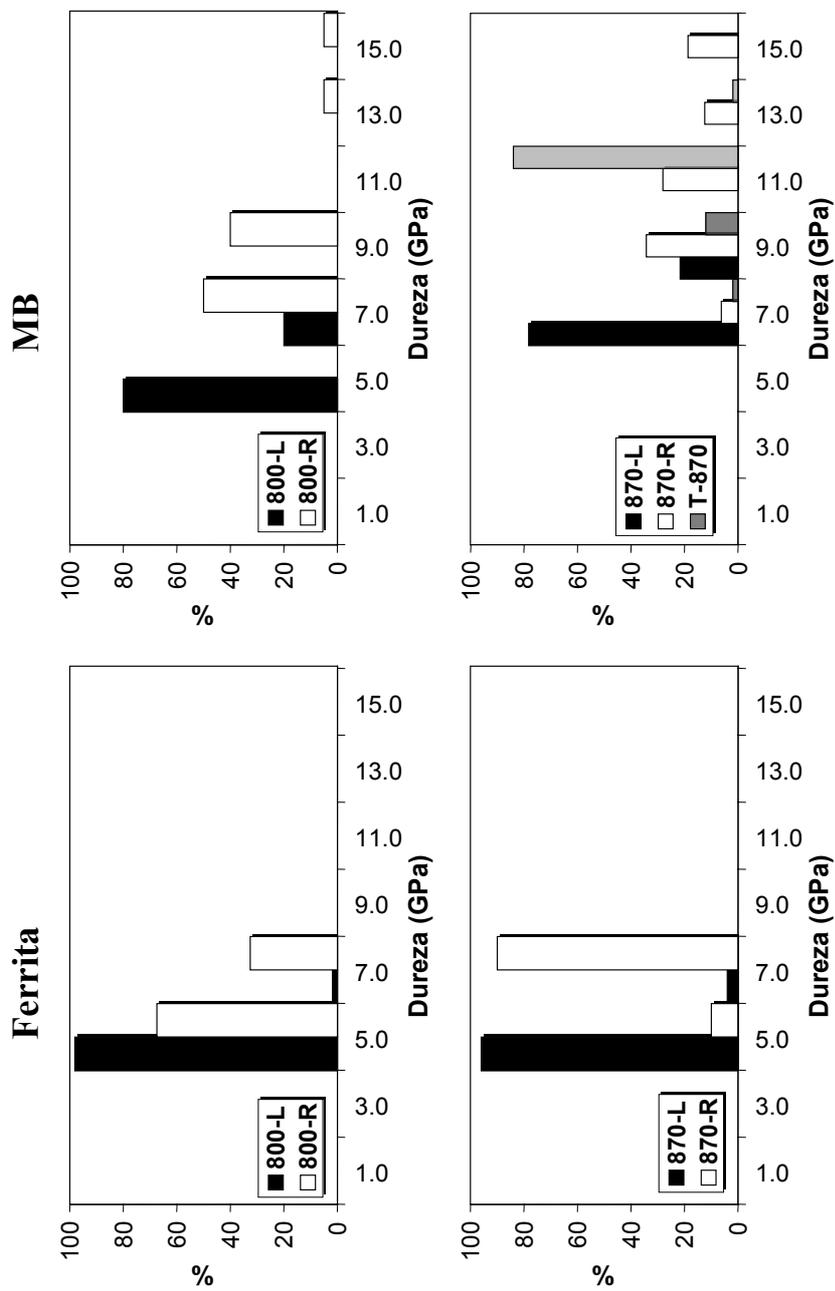


Figura 4-52. (2N). distribución de valores de nanodurezas identificadas en ferrita y en MB. (enfriamiento L-lento, R-rápido ; T-templada)

4.2.4. ENSAYOS DE TRACCIÓN

Con el fin de determinar las propiedades mecánicas convencionales de los materiales deformados bajo las distintas condiciones de compresión plana, se realizaron ensayos de tracción según el procedimiento descrito en el capítulo 3, con probetas de las dimensiones especificadas en el plano de la Figura 3-8. A continuación se muestran los resultados obtenidos para los tres aceros.

4.2.4.1. ACERO PTR

Los resultados obtenidos en los ensayos de tracción para el acero PTR quedan resumidos en la Tabla 4-XIX. En la misma también se señalan los valores del coeficiente n de la ecuación de Hollomon obtenidos al realizar los correspondientes ajustes a los datos experimentales, así como los valores de las deformaciones uniformes, ϵ_u . La evolución del límite elástico, resistencia a la tracción y reducción de área en función de las condiciones de ensayo se representan en la Figura 4-53 y la Figura 4-54. En ellas se puede observar como en los enfriamientos lentos el límite elástico aumenta conforme la temperatura del ensayo disminuye, mientras que los enfriamientos rápidos muestran una clara tendencia a disminuir al hacerlo la temperatura, a excepción del ensayo a 720°C donde se obtiene el máximo valor del L.E, al igual que en los lentos.

En el caso de la resistencia a la tracción, se comprueba que disminuye con la temperatura de deformación, siendo además los valores obtenidos en los enfriamientos acelerados mayores que en los lentos.

Tabla 4-XIX. (PTR) Límite elástico, resistencia a la tracción, reducción de área, coeficiente de endurecimiento y deformación uniforme.

ENFRIAMIENTOS LENTOS													
°C	L.E. (MPa)		R.T. (MPa)		R.A. %		n		ε _u (%)				
	870	472	485	478	808	799	803	52	55	53	0.19	0.19	12
835	540	550	545	787	789	788	62	54	58	0.21	----	12	----
800	560	575	567	771	760	765	66	68	67	0.19	----	12	----
720	650	640	645	769	761	765	68	66	67	0.13	0.14	9	9
ENFRIAMIENTOS RÁPIDOS													
°C	L.E. (MPa)		R.T. (MPa)		R.A. %		n		ε _u (%)				
	870	523	559	541	989	965	977	40	43	41	0.15	0.19	9
835	524	528	526	952	946	949	---	---	---	0.19	----	11	----
800	455	459	457	924	944	934	49	45	47	0.24	0.25	6	10
720	537	567	552	979	988	983	43	48	45	0.20	0.20	9	8

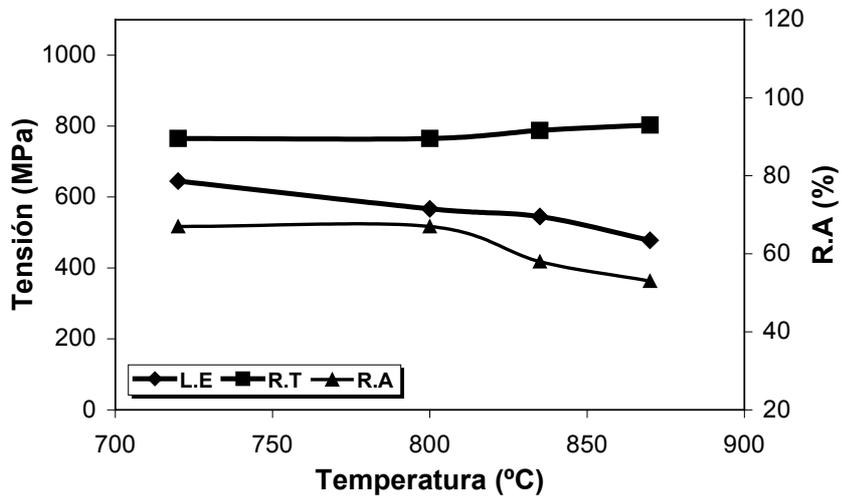


Figura 4-53. (PTR). L.E, R.T y R.A de los enfriamientos al aire.

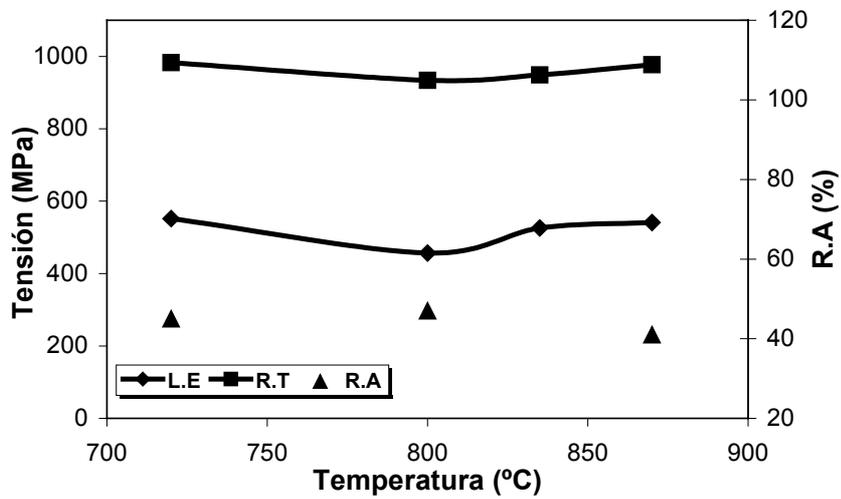


Figura 4-54. (PTR). L.E, R.T y R.A de los enfriamientos rápidos.

Una característica de las curvas de fluencia de tracción, es la ausencia de *Yield Point* en los enfriamientos rápidos, Figura 4-55, mientras que sus homólogos de enfriamientos al aire, sí lo presentan, Figura 4-56. Este hecho se

ha relacionado con la presencia en mayor o menor cantidad de constituyente MB.

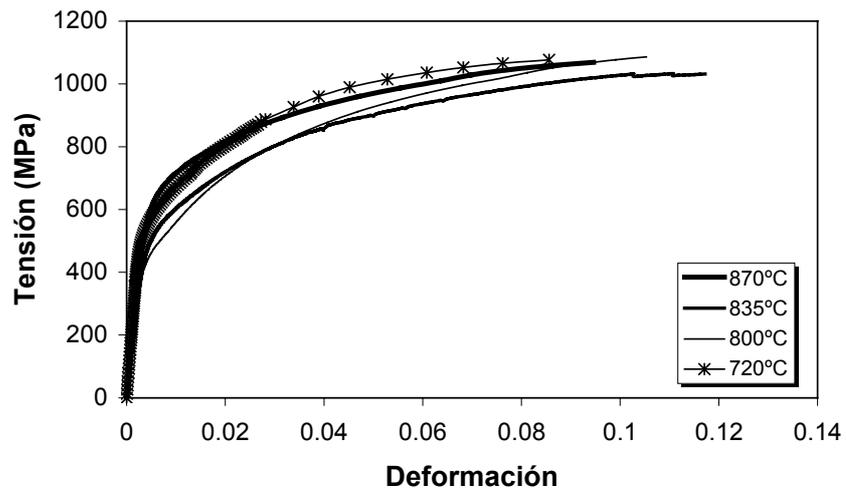


Figura 4-55. (PTR). Curvas Tensión-deformación de material deformado y enfriado aceleradamente.

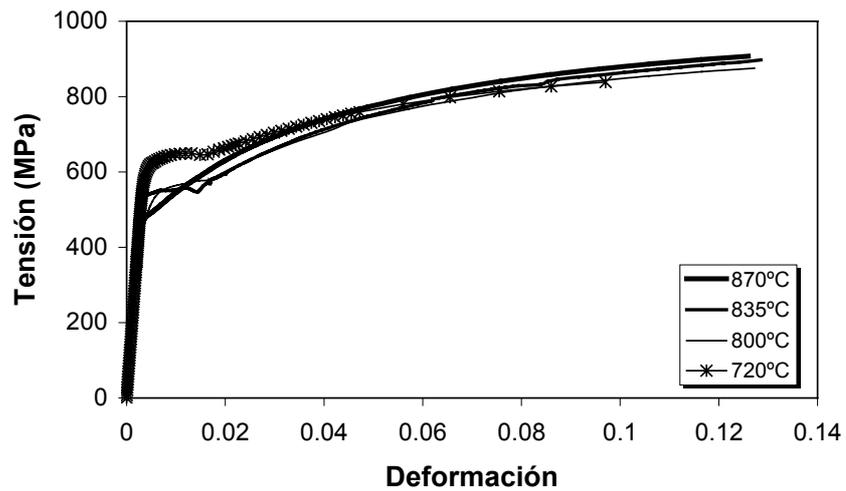


Figura 4-56. (PTR). Curvas de Tensión-deformación de material deformado y enfriado al aire.

4.2.4.2. ACERO 2N

En la Tabla 4-XX quedan recogidos los resultados correspondientes a los ensayos de tracción, y en la Figura 4-57 y la Figura 4-58 se señala su dependencia con las condiciones de conformado en tibio.

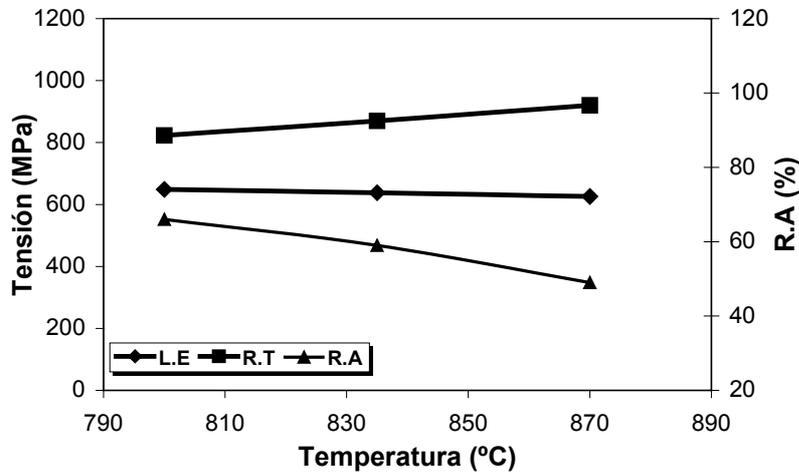


Figura 4-57. L.E, R.T y R.A de los enfriamientos lentos.

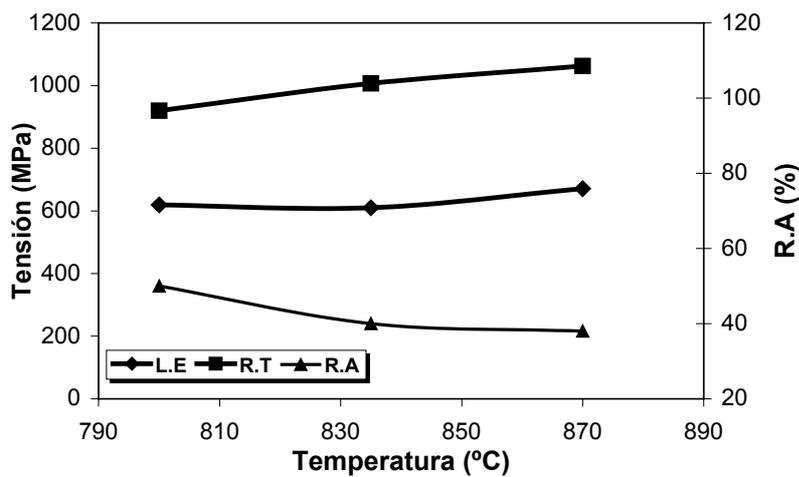


Figura 4-58. (2N). L.E, R.T y R.A de los enfriamientos rápidos.

Tabla 4-XX. (2N). Límite elástico, resistencia a la tracción, reducción de área, coeficiente de endurecimiento y deformación uniforme.

ENFRIAMIENTOS LENTOS													
°C	L.E (MPa)		R.T (MPa)		R.A %		n		ε _u (%)				
	870	630	623	626	921	920	920	47	51	49	0.17	0.17	10
835	625	651	638	876	865	870	62	55	58	0.17	0.11	11	8
800	665	634	649	838	809	823	66		66	0.18	0.20	10	10
ENFRIAMIENTOS RÁPIDOS													
°C	L.E (MPa)		R.T (MPa)		R.A %		n		ε _u (%)				
	870	651	692	671	1066	1059	1062	32	44	38	0.15	0.16	11
835	610	610	610	1008	1006	1007	40	40	40	0.21	0.21	11	11
800	620	619	619	921	920	920	51	49	50	0.20	0.22	11	10

En este acero los valores de resistencia mecánica y de límite elástico aumentaron en todos los casos con relación a los correspondientes del acero PTR. Dicho aumento es consecuencia de un mayor contenido de C y V.

Así mismo se aprecia cómo el límite elástico en el caso de los enfriamientos lentos aumenta conforme la temperatura de deformación disminuye. En el caso de los enfriamientos acelerados la tendencia es contraria. Por otro lado, la resistencia a la tracción disminuye con la temperatura, presentando valores más altos las muestras enfriadas por convección forzada que las enfriadas al aire. En el caso de la reducción de área se constata un aumento de la misma al disminuir la temperatura y la velocidad de enfriamiento.

También se puede apreciar en las curvas tensión-deformación, la aparición del *Yield Point* dependiendo de las condiciones de compresión plana, Figura 4-59 y Figura 4-60.

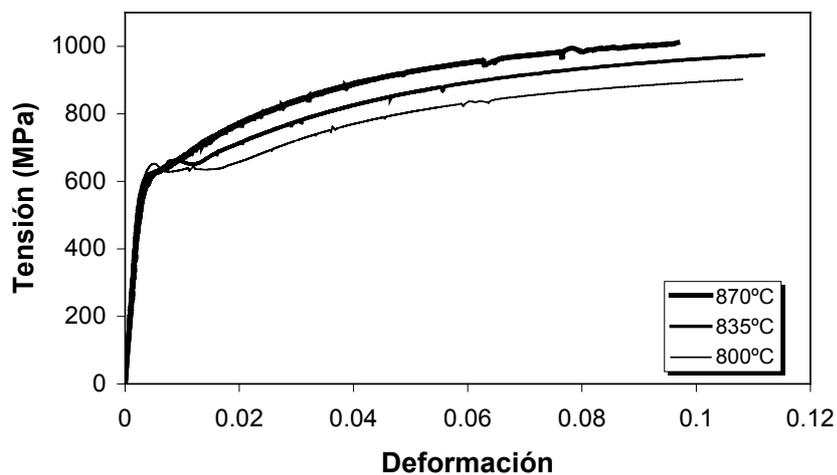


Figura 4-59. (2N). Curvas Tensión-deformación de material deformado y enfriado al aire.

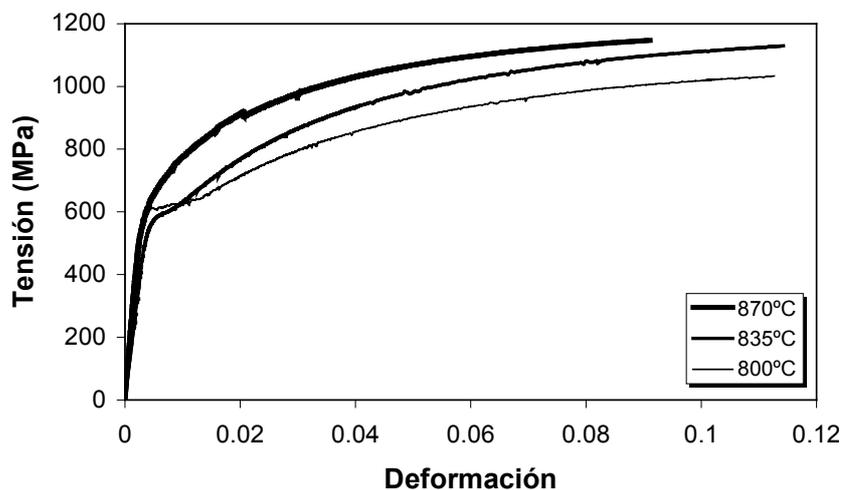


Figura 4-60. (2N). Curvas Tensión-deformación de material deformado y enfriado aceleradamente.

4.2.4.3. ACERO XC

El acero C-Mn presenta valores de límite elástico y resistencia a la tracción inferiores a los aceros microaleados anteriormente expuestos. Los valores obtenidos de los distintos ensayos quedan recogidos en la Tabla 4-XXI, y su dependencia con las condiciones de conformado en tibio en la Figura 4-61 y la Figura 4-62.

Independientemente del tipo de enfriamiento aplicado, tanto el límite elástico como la resistencia a la tracción muestran una tendencia a disminuir con la temperatura, excepto a 835°C, en la que no se sigue esta pauta. Los enfriamientos rápidos presentan valores superiores a los lentos en los parámetros evaluados de estos ensayos. Cabe destacar la poca variación en la reducción de área, permaneciendo en torno a un 60% en todos los casos.

Tabla 4-XXI. (XC). Límite elástico, resistencia a la tracción, reducción de área, coeficiente de endurecimiento y deformación uniforme.

ENFRIAMIENTOS LENTOS													
°C	L.E. (MPa)		R.T. (MPa)		R.A. %		n		ε _u				
	870	440	450	445	748	749	748	61	60	60	0.22	0.22	13
835	385	403	394	749	755	752	62	59	60	0.24	0.23	12	11
800	414	407	410	733	727	730	61	61	61	0.24	0.20	11	11
ENFRIAMIENTOS RÁPIDOS													
°C	L.E. (MPa)		R.T. (MPa)		R.A. %		n		ε _u				
	870	493	510	501	777	779	778	61	64	62	0.24	0.22	10
835	508	490	499	786	798	792	59	67	63	0.23	0.22	10	11
800	505	495	500	772	798	785	61	64	62	0.23	0.20	10	11

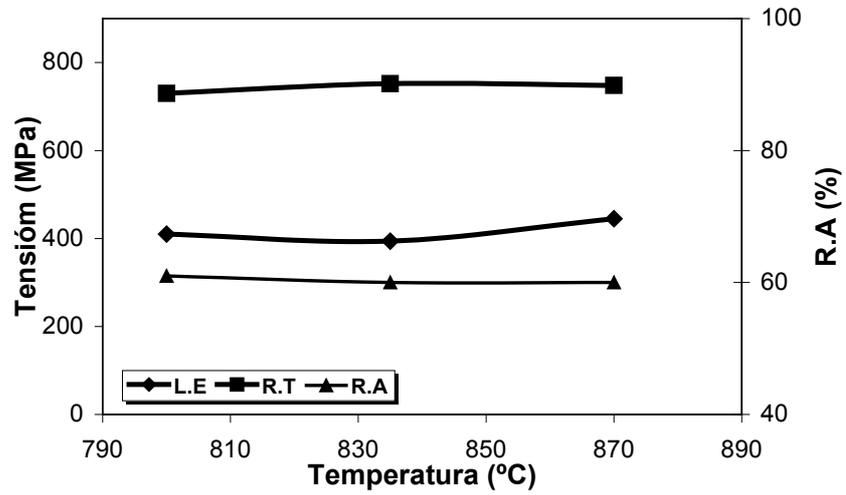


Figura 4-61. (XC). L.E, R.T y R.A de los enfriamientos lentos.

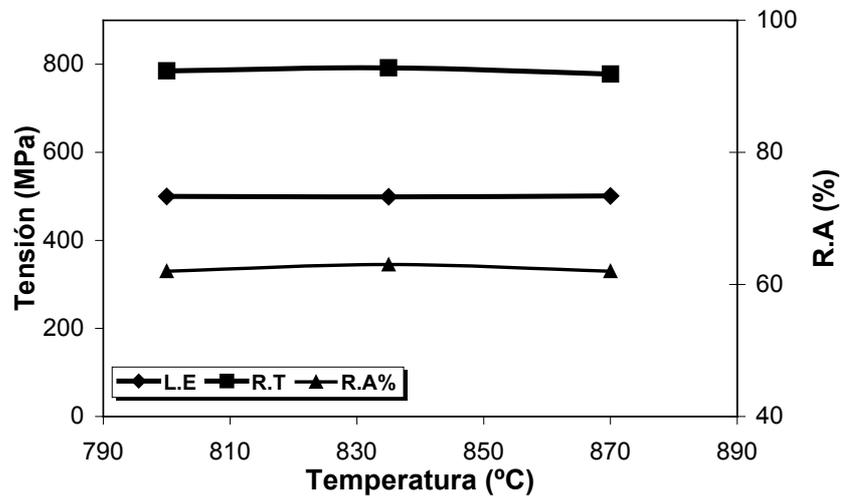


Figura 4-62. (XC). L.E, R.T y R.A de los enfriamientos rápidos.

En este acero bajo todas las condiciones, las curvas tensión-deformación han presentado *Yield Point*, Figura 4-63 y Figura 4-64.

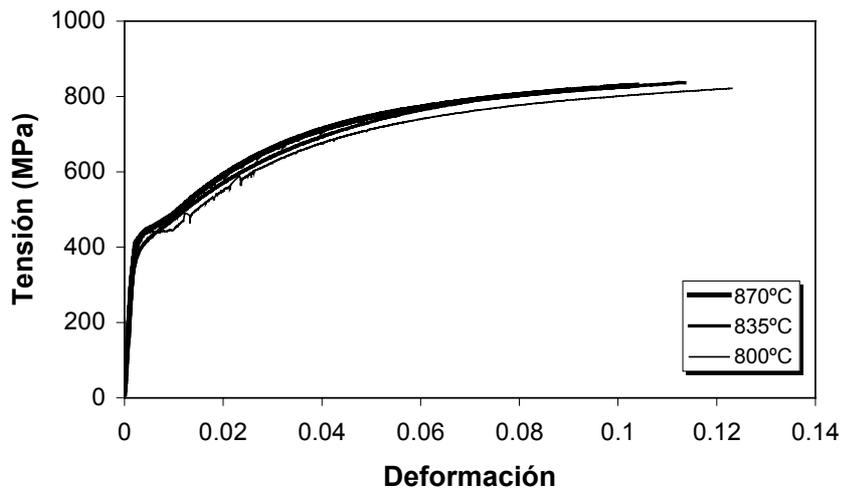


Figura 4-63. (XC). Curvas Tensión-deformación de material deformado y enfriado al aire.

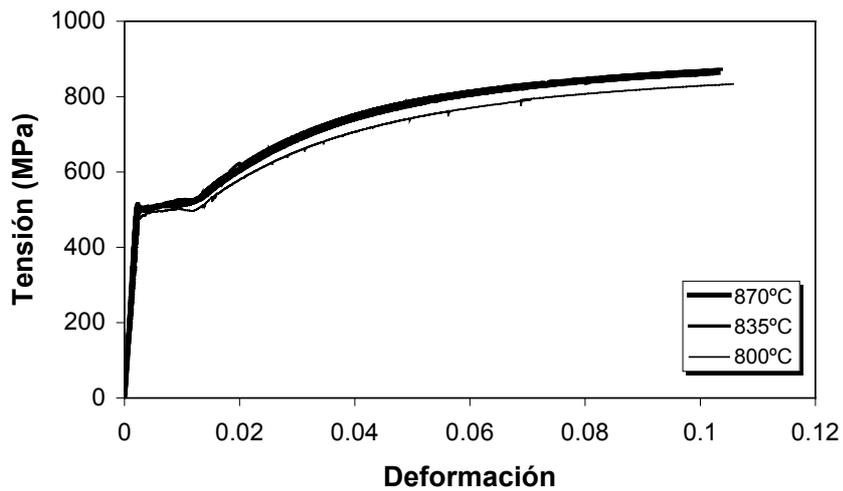


Figura 4-64. (XC). Curvas Tensión-deformación de material deformado y enfriado aceleradamente.

4.2.5. ENSAYOS DE TENACIDAD CHARPY

La geometría final de las probetas de compresión plana obligó a realizar los ensayos Charpy de las distintas coladas con probetas de 5 x 10 mm (sub-size), según se muestra en la Figura 3.11. Los datos así obtenidos fueron corregidos siguiendo las especificaciones de la norma ASTM E23-92.

4.2.5.1. ACERO PTR

En la Figura 4-65 y la Figura 4-66 aparecen representadas las curvas de resiliencia del acero PTR bajo las distintas condiciones de compresión plana. En la Tabla 4-XXII quedan recogidos los datos sobre el aspecto de la superficie de fractura y la energía absorbida en los ensayos correspondientes a los extremos de las curvas de transición.

Tabla 4-XXII. (PTR). % Dúctil y energía Charpy de los extremos de la curva de transición. (T_{CP} Temperatura compresión plana; T_{CH} Temperatura Charpy($^{\circ}C$)).

	Enfriamiento Lento					Enfriamiento Rápido		
	$T_{CP}(^{\circ}C)$	T_{CH}	%Dúctil	CVN(J)		T_{CH}	%Dúctil	CVN(J)
870		-10	33	37.2		-10	0	10
		98	100	98		160	100	59
835		-40	46	47		-10	19	14
		25	100	100		160	100	55
800		-50	39	44		0	39	31
		25	100	114		125	100	69
720		-50	35	49		-10	-----	83
		25	90	107		40	100	114

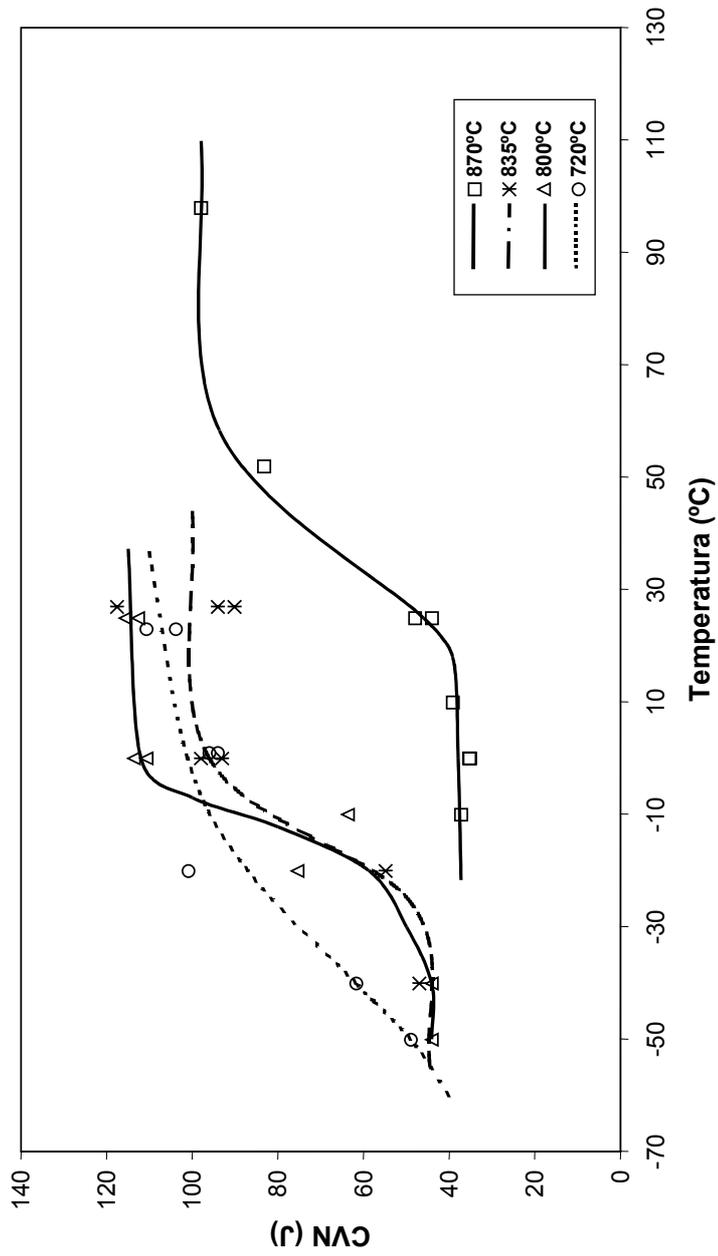


Figura 4-65. (PTR). Curvas de energía Charpy de los enfriamientos lentos.

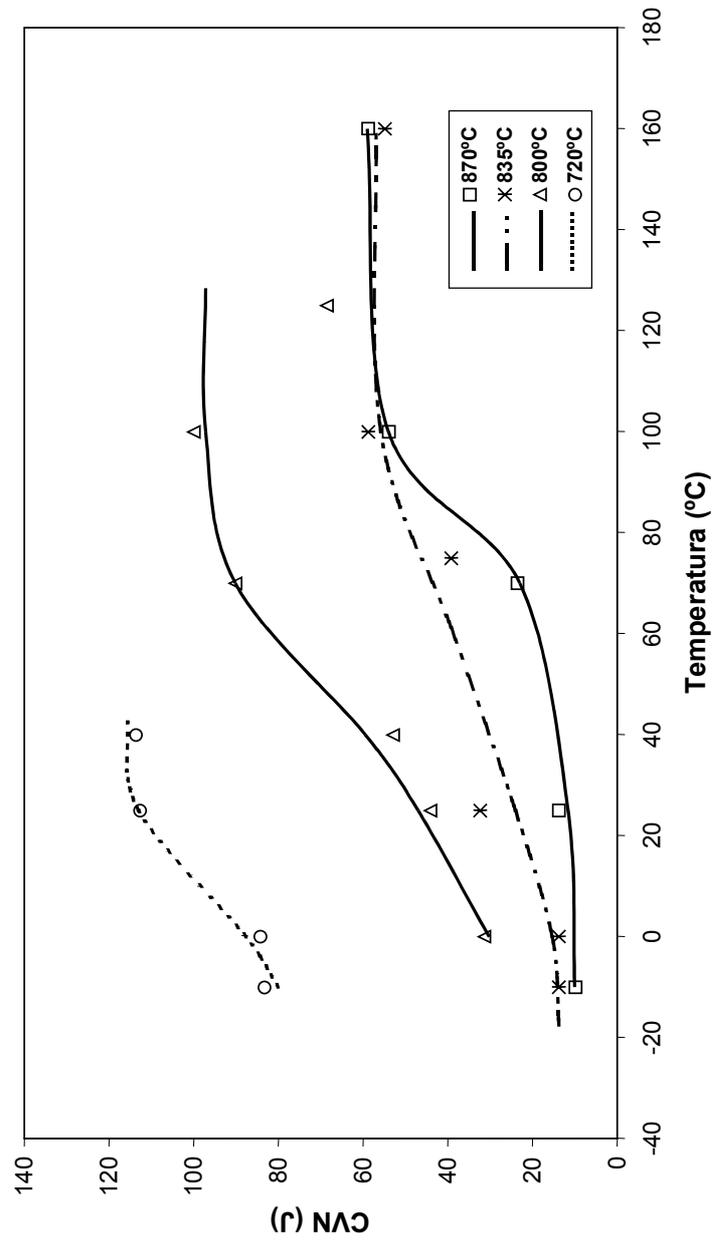


Figura 4-66. (PTR). Curvas de energía Charpy de los enfriamientos rápidos.

Por otra parte los resultados de los valores CVN correspondientes a temperatura ambiente ($\approx 25^{\circ}\text{C}$) y a 0°C para ambos tipos de enfriamiento se han representado en la Figura 4-67. De forma similar, en la Tabla 4-XXIII se muestran las temperaturas correspondientes a 40 J de energía absorbida.

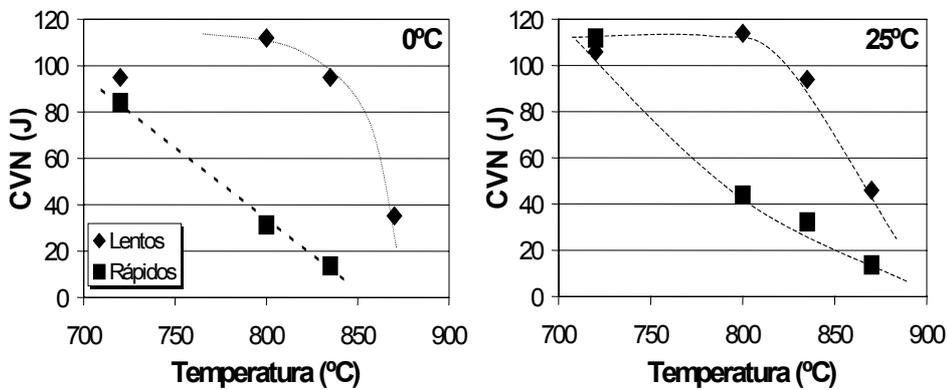


Figura 4-67. (PTR). CVN comparada a 0°C y 25°C .

Tabla 4-XXIII. (PTR). Temperatura a 40 J de energía absorbida.

T.compresión(°C)	Temperatura (°C) a 40 J			
870°C	<i>Lentos</i>	20	<i>Rápidos</i>	85
835°C		< -40		63
800°C		< -50		15
720°C		< -50		<<-10

En base a los resultados se puede observar que el comportamiento a fractura de los enfriamientos lentos es mejor que el de sus equivalentes rápidos, mostrándose en ambos casos un empeoramiento al aumentar la temperatura de compresión plana. Cabe destacar el buen comportamiento de las probetas ensayadas a 720°C .

4.2.5.2. ACERO 2N

En las gráficas de la Figura 4-68 y la Figura 4-69 están representadas las curvas de transición dúctil-frágil para las distintas condiciones de deformación. En la Tabla 4-XXIV se muestran los valores de energía obtenidos en los extremos de las curvas de transición.

Tabla 4-XXIV. (2N). % Dúctil y energía Charpy de los extremos de la curva de transición. (T_{CP} Temperatura compresión plana; T_{CH} Temperatura Charpy(°C)).

	Enfriamiento Lento					Enfriamiento Rápido		
	T_{CP} (°C)	T_{CH}	%Dúctil	CVN(J)		T_{CH}	%Dúctil	CVN(J)
870		-20	< 21	37		-20	0	12
		85	> 76	83		117	100	49
835		-40	36	44		-20	< 42	39
		25	100	106		85	100	76
800		-40	63	55		-20	< 74	54
		41	100	103		65	100	98

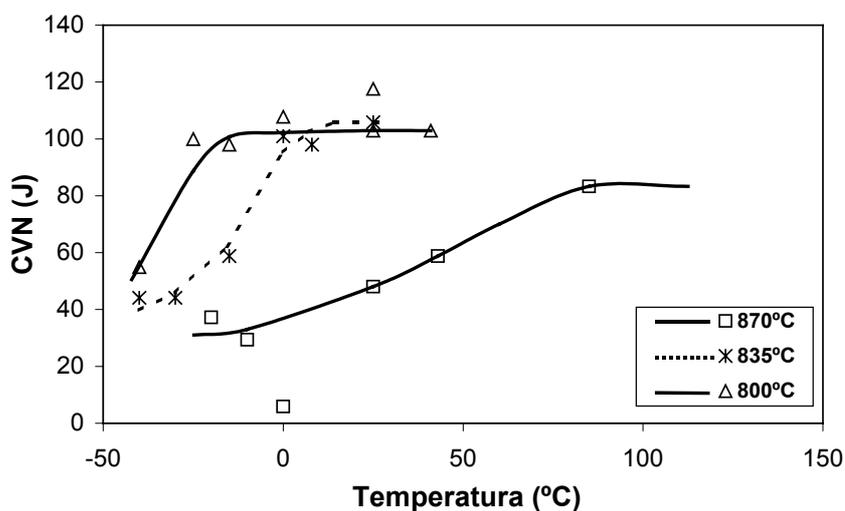


Figura 4-68. (2N). Curvas de energía Charpy de los enfriamientos lentos.

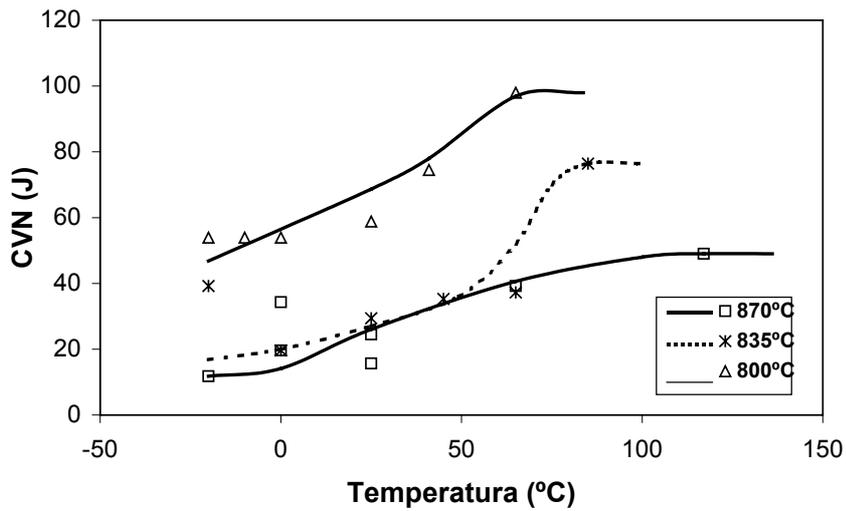


Figura 4-69. (2N). Curvas de energía Charpy de los enfriamientos rápidos.

De nuevo los enfriamientos lentos presentan valores de energía superiores a sus homólogos rápidos. Llama la atención los bajos valores obtenidos a 870°C en ambas condiciones.

En la Figura 4-70 se han representado los valores CVN correspondientes a temperatura ambiente y a 0°C para ambos tipos de enfriamiento. De forma similar, en la Tabla 4-XXV se muestran las temperaturas correspondientes a 40 J de energía absorbida.

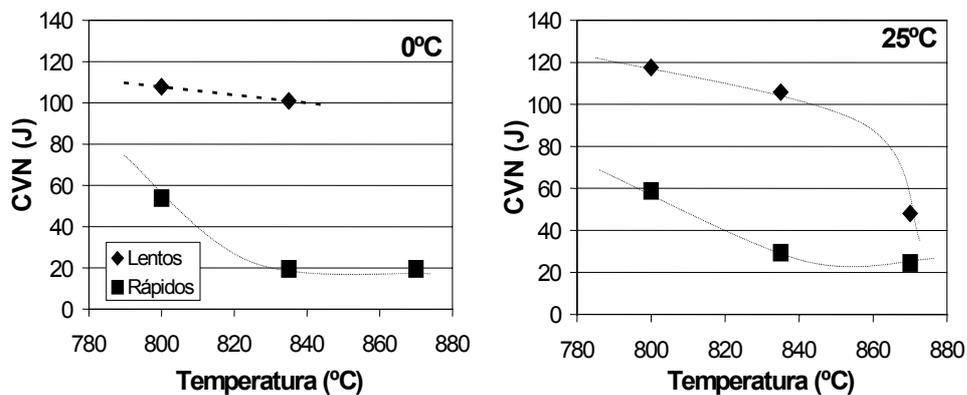


Figura 4-70. (2N). CVN comparada a 0°C y 25°C.

Tabla 4-XXV. (2N). Temperatura a 40 J de energía absorbida.

T.compresión	Temperatura (°C) a 40 J			
870°C	Lentos	10	Rápido	63
835°C		< -40		55
800°C	< -40	< -20		

4.2.5.3. ACERO XC

En las gráficas de la Figura 4-71 y la Figura 4-72 están representadas las curvas de transición dúctil-frágil para las distintas condiciones de deformación. En la Tabla 4-XXVI se muestran los valores de energía obtenidos en los extremos de las curvas de transición.

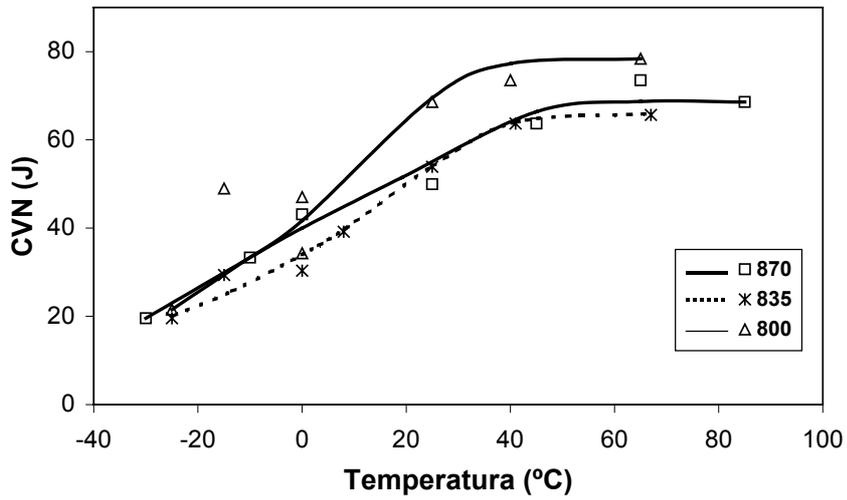


Figura 4-71. (XC). Curvas energía Charpy de los enfriamientos lentos.

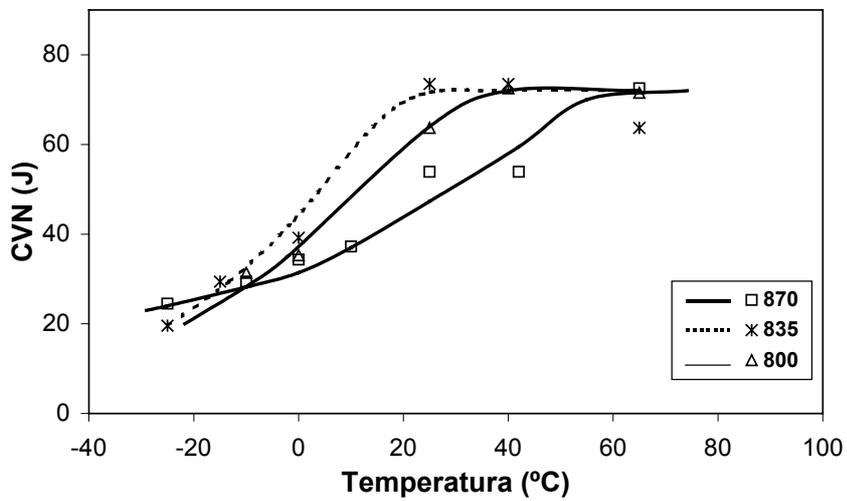


Figura 4-72. (XC). Curvas energía Charpy de los enfriamientos rápidos.

Tabla 4-XXVI. (XC). % Dúctil y energía Charpy de los extremos de la curva de transición. (T_{CP} Temperatura compresión plana; T_{CH} Temperatura Charpy($^{\circ}C$)).

	Enfriamiento Lento					Enfriamiento Rápido		
	$T_{CP}(^{\circ}C)$	T_{CH}	%Dúctil	CVN(J)		T_{CH}	%Dúctil	CVN(J)
870		-30	21	20		-25	< 33	24
		85	100	69		65	100	72
835		-25	31	20		-25	< 33	20
		67	100	66		65	100	64
800		-25	< 47	21		-10	< 59	31
		65	100	78		65	100	71

En la Figura 4-73 se recogen los valores de CVN correspondientes a temperatura ambiente y a $0^{\circ}C$ para ambos tipos de enfriamiento. De forma similar en la Tabla 4-XXVII se muestran las temperaturas para 40J de energía absorbida.

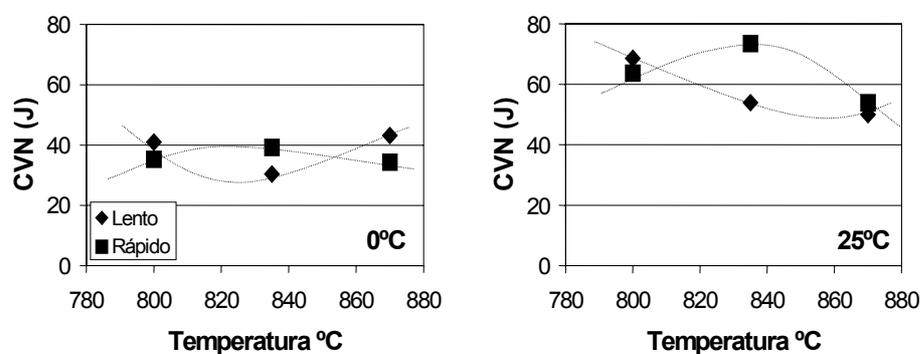


Figura 4-73. (XC). CVN comparada a $0^{\circ}C$ y $25^{\circ}C$.

Tabla 4-XXVII. (XC). Temperatura a 40 J de energía absorbida.

T.compresión	Temperatura ($^{\circ}C$) a 40 J			
870$^{\circ}C$	Lentos	0	Rápido	14
835$^{\circ}C$		8		-4
800$^{\circ}C$		-2		2

Este acero presenta un comportamiento a fractura peor que los microaleados, con bajos valores de energía absorbida y temperatura a 40 J. Esto se debe a un mayor contenido de C en su composición así como a una microestructura más grosera.

4.3. REFERENCIAS

¹ L.P.KARJALAINEN. Mater. Sci. Technol. 1995, 11, p. 557.

² S.MATSUDA Y N.OKUMURA. ISIJ. 1978, 18, p. 198.

³ K.J. IRVINE, F.B. PICKERING Y T. GLADMAN. Journ. Iron Steel Inst. 1967, 205, p. 161.

⁴ K. NARITA. ISIJ. 1975, 15, p. 145.