

**CARACTERIZACIÓN DINÁMICA DE DOS ACEROS
MICROALEADOS DE MEDIO CARBONO MEDIANTE
ENSAYOS DE COMPRESIÓN A ALTA TEMPERATURA.
APLICACIÓN DE MAPAS DE PROCESADO.**

Anas Al Omar

Memoria de tesis presentada para optar al grado de Doctor en Ciencias Físicas
por la Universitat Politècnica de Catalunya.

Dirigida por el Dr. José Manuel Prado Pozuelo
Departamento de Ciencia de Materiales e Ingeniería Metalúrgica.
E.T.S. d'Enginyeria Industrial de Barcelona
Universitat Politècnica de Catalunya

Febrero 1996



E.T.S.E.I.B.



IV. RESULTADOS EXPERIMENTALES

El estudio de la evolución de las propiedades mecánicas de los dos aceros escogidos para la realización de este trabajo se realizó a diferentes condiciones de austenización.

En el caso del acero V se realizaron tres series de ensayos correspondientes a otras tantas condiciones de austenización, mientras que en el caso del acero M se realizaron sólo dos series de ensayos correspondientes también a dos condiciones de austenización.

El conjunto de los resultados se presenta en tres secciones. La primera trata la naturaleza de las curvas de fluencia (tensión verdadera - deformación verdadera) en función de la temperatura y la velocidad de deformación; la segunda describe los mapas de procesado y los mapas de inestabilidad obtenidos a diferentes deformaciones, y finalmente la tercera muestra la microestructura inicial de los dos aceros y su evolución en función de las temperaturas de ensayo a diferentes tiempos de mantenimiento.

I- CURVAS DE FLUENCIA.

En las figuras 4.1 a 4.10 se representan las curvas de tensión verdadera - deformación verdadera en función de la temperatura y velocidad de deformación de los dos aceros para diferentes condiciones de austenización. Se presentara sólo una selección representativa de las velocidades de la totalidad de ensayos efectuados.

Las características principales de las curvas de fluencia son similares para todas las condiciones experimentales, y tienen la tendencia habitualmente observada en los materiales que sufren restauración y recristalización dinámica: la tensión aumenta muy rápidamente (endurecimiento por deformación del material) hasta alcanzar un máximo después se mantiene o decrece de manera monótona o con oscilaciones, a causa de la recristalización dinámica, según las condiciones de velocidad de deformación, de temperatura y del tamaño de grano inicial. Por otra parte, en cada figura correspondiente a una temperatura dada, se observa que la tensión máxima σ_p , así como la deformación de pico ϵ_p aumentan con la velocidad de deformación. También, se puede constatar que σ_p y ϵ_p disminuyen cuando aumenta la temperatura. El proceso de restauración operativo antes del pico es fundamentalmente la restauración dinámica, mientras que después del pico es la recristalización dinámica.

Debe notarse que en el caso de la serie de ensayos V1200, a bajas temperaturas y moderadas velocidades de deformación, el ablandamiento por restauración dinámica es predominante mientras que para las mismas condiciones no ocurre lo mismo en las series de ensayos V5min y V30min ya que interviene también la recristalización dinámica como proceso de ablandamiento adicional. Esto se explica sabiendo que el tamaño de grano fino proporciona un gran número de lugares de nucleación, lo cual favorece la aparición de la recristalización dinámica. Lo mismo se observa en las series de ensayos M1200 y M30min.

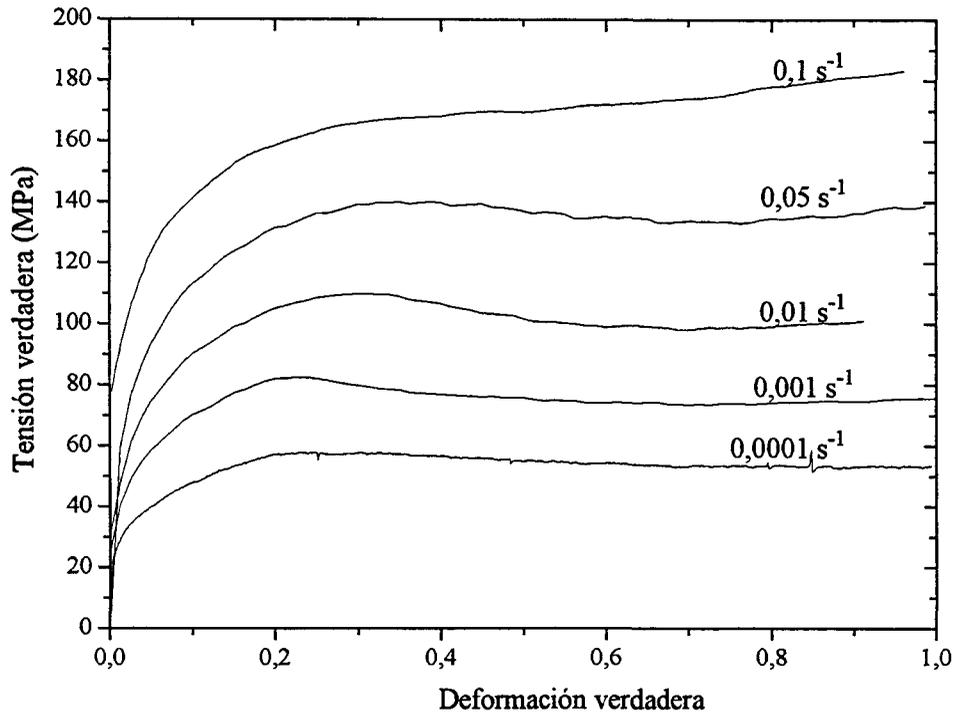


Fig.4.1a Curvas tensión verdadera - deformación verdadera de la serie de ensayos V1200 a T=900 °C y diferentes velocidades de deformación

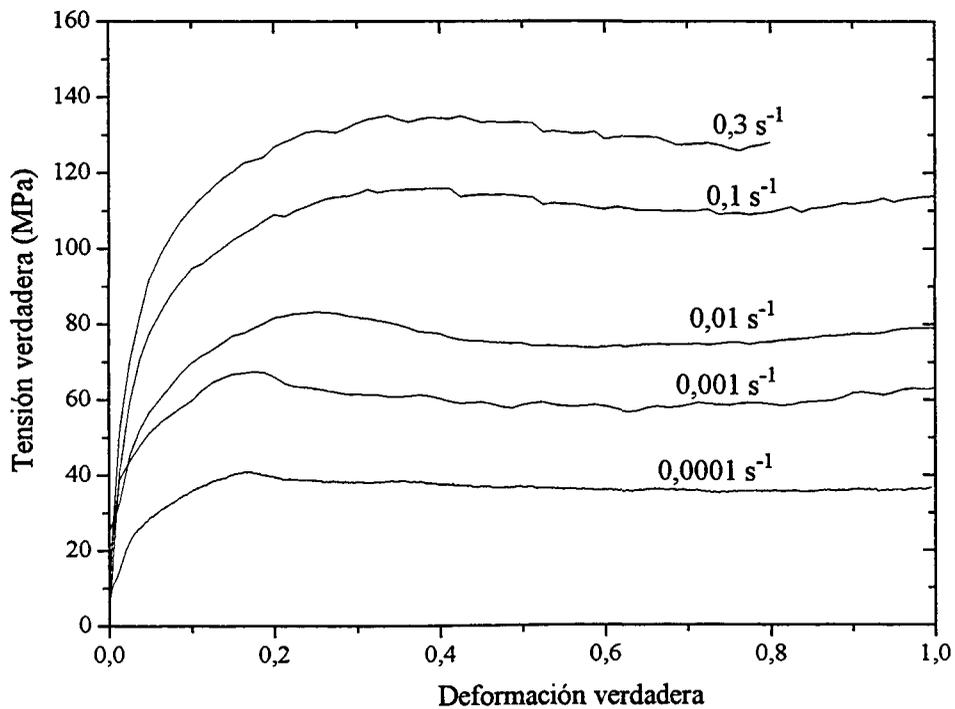


Fig. 4.1b Curvas tensión verdadera - deformación verdadera de la serie de ensayos V1200 a T=950 °C y diferentes velocidades de deformación

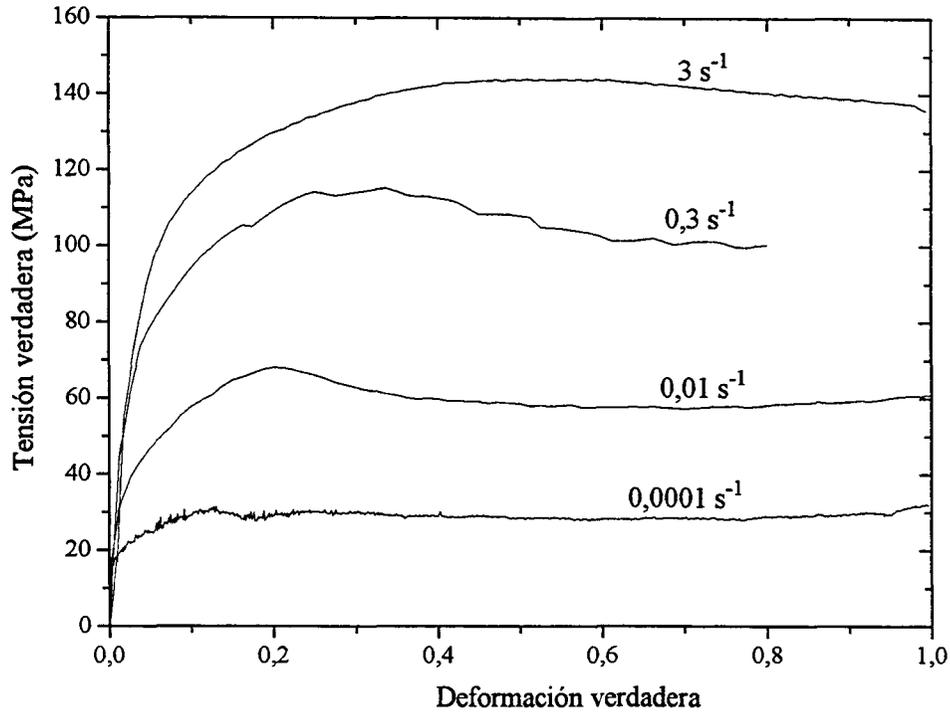


Fig. 4.1c Curvas tensión verdadera - deformación verdadera de la serie de ensayos V1200 a $T=1000 \text{ }^\circ\text{C}$ y diferentes velocidades de deformación

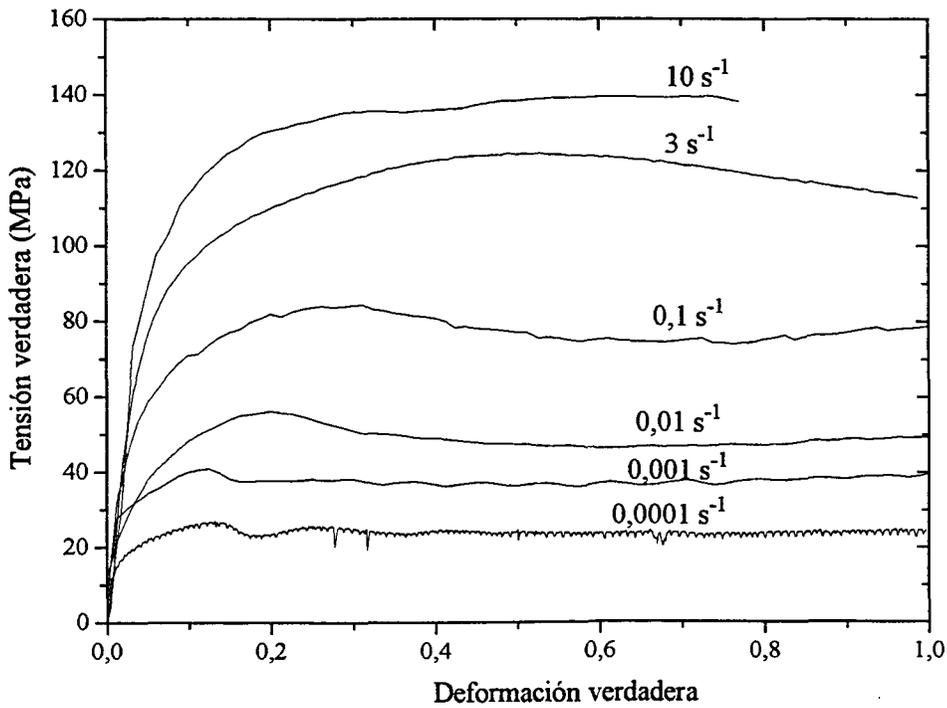


Fig. 4.1d Curvas tensión verdadera - deformación verdadera de la serie de ensayos V1200 a $T=1050 \text{ }^\circ\text{C}$ y diferentes velocidades de deformación

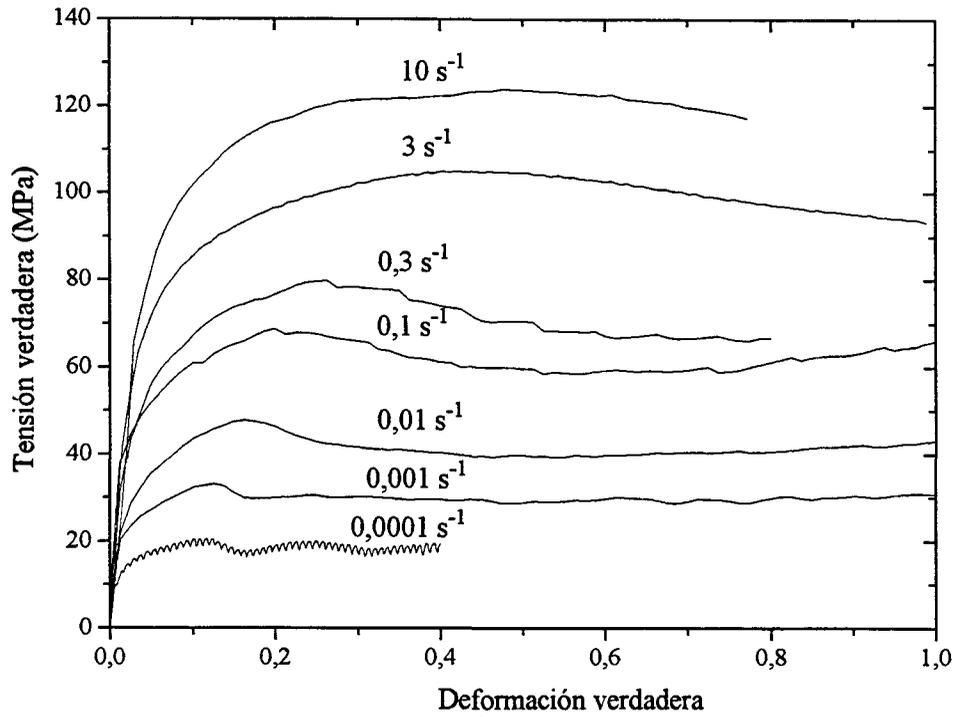


Fig. 4.1e Curvas tensión verdadera - deformación verdadera de la serie de ensayos V1200 a $T=1100 \text{ }^\circ\text{C}$ y diferentes velocidades de deformación

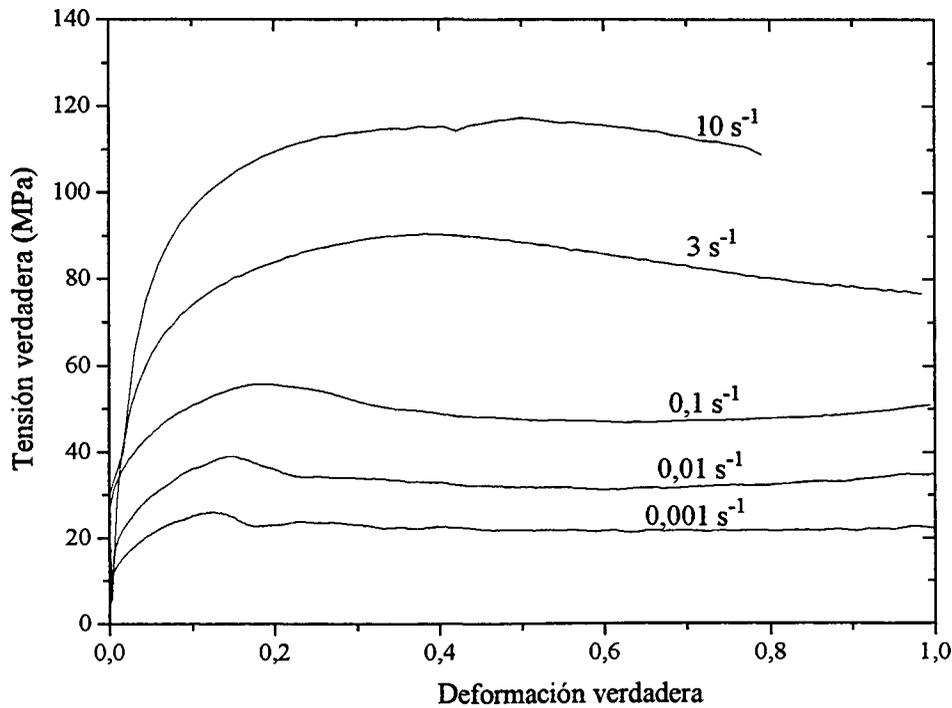


Fig. 4.1f Curvas tensión verdadera - deformación verdadera de la serie de ensayos V1200 a $T=1150 \text{ }^\circ\text{C}$ y diferentes velocidades de deformación

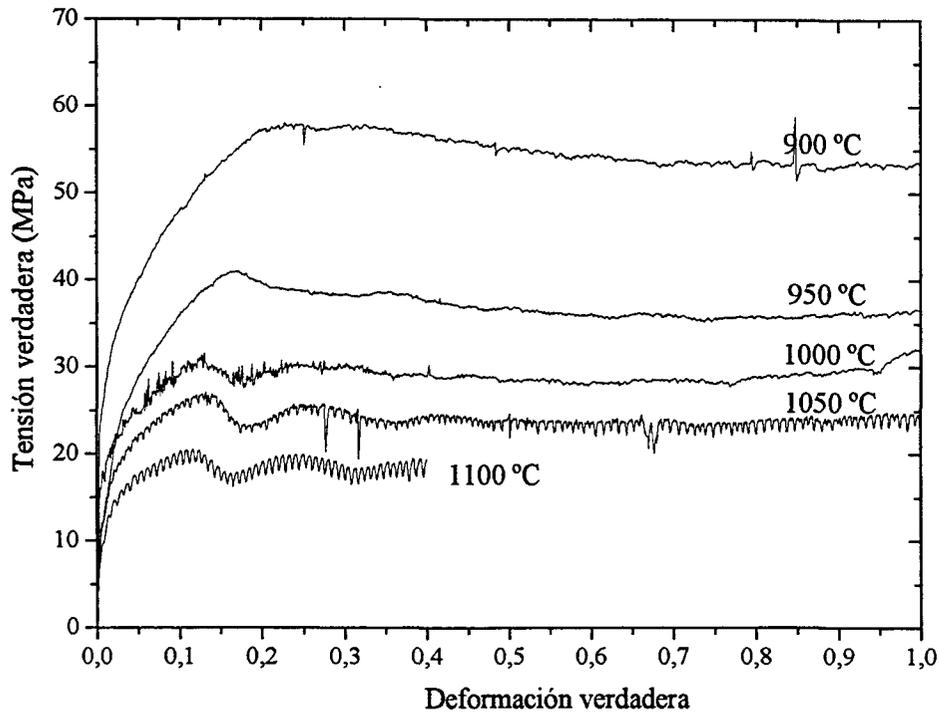


Fig. 4.2a Curvas tensión verdadera - deformación verdadera de la serie de ensayos V1200 a $\dot{\epsilon} = 0,0001 \text{ s}^{-1}$ y diferentes temperaturas

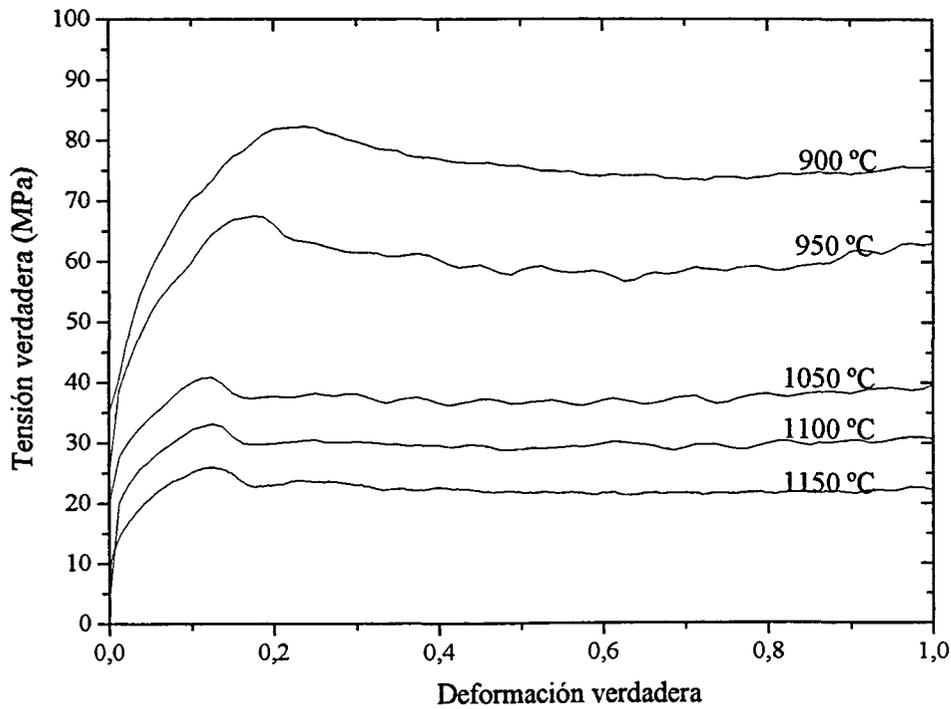


Fig. 4.2b Curvas tensión verdadera - deformación verdadera de la serie de ensayos V1200 a $\dot{\epsilon} = 0,001 \text{ s}^{-1}$ y diferentes temperaturas

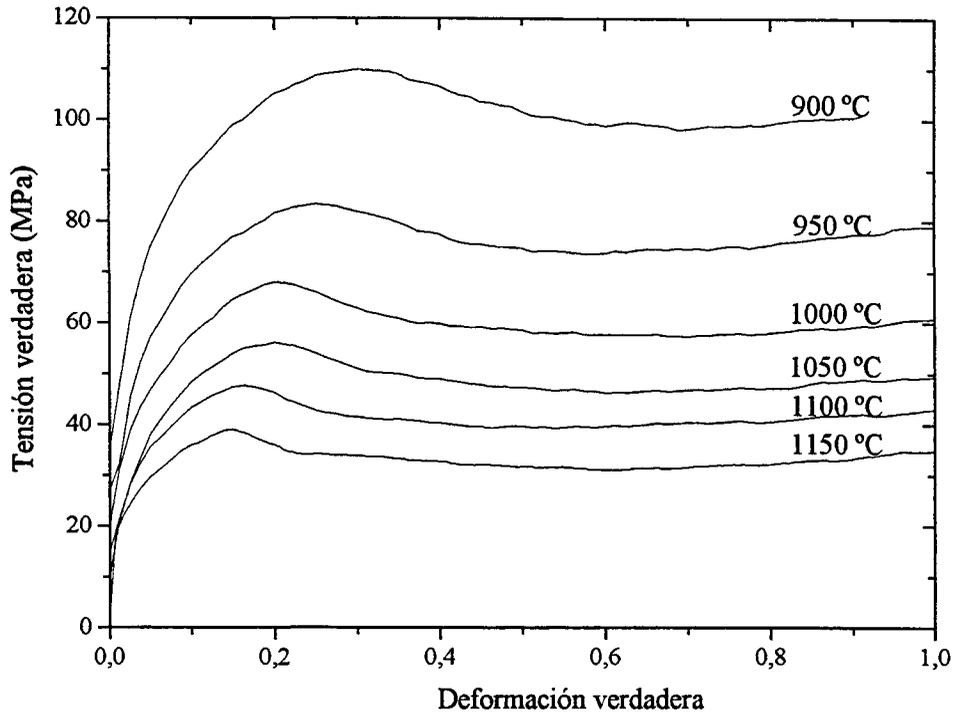


Fig. 4.2c Curvas tensión verdadera - deformación verdadera de la serie de ensayos V1200 a $\dot{\epsilon} = 0,01 \text{ s}^{-1}$ y diferentes temperaturas

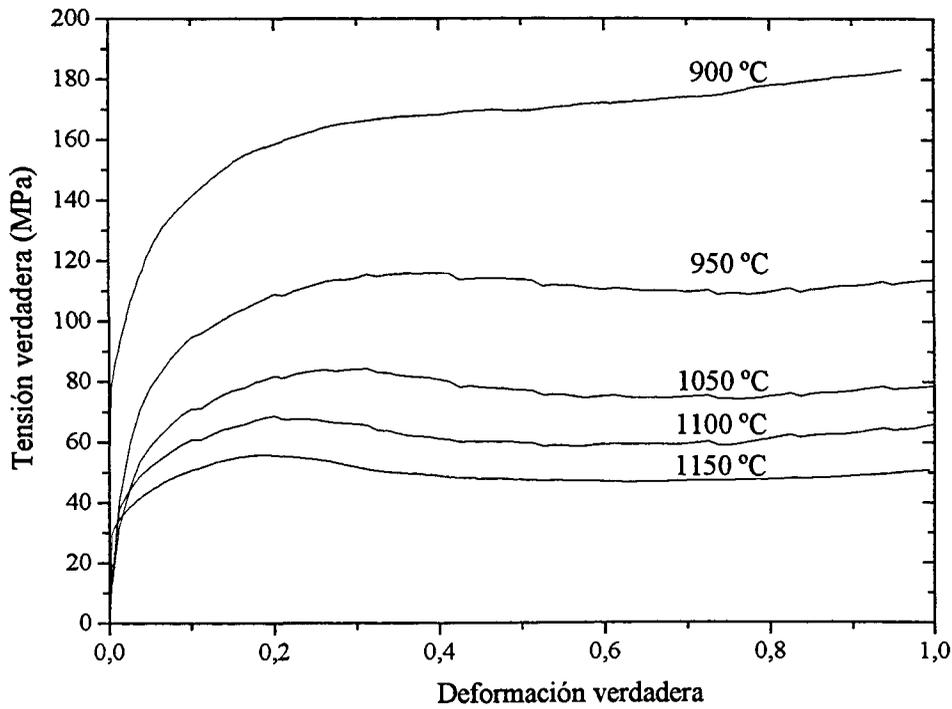


Fig. 4.2d Curvas tensión verdadera - deformación verdadera de la serie de ensayos V1200 a $\dot{\epsilon} = 0,1 \text{ s}^{-1}$ y diferentes temperaturas

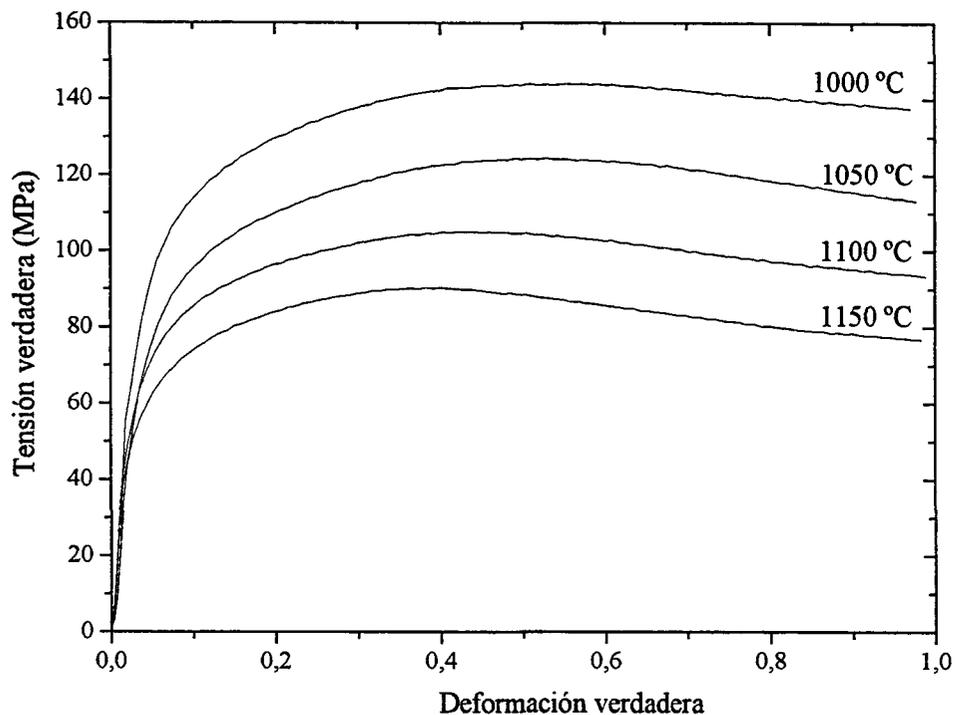


Fig. 4.2e Curvas tensión verdadera - deformación verdadera de la serie de ensayos V1200 a $\dot{\epsilon} = 3 \text{ s}^{-1}$ y diferentes temperaturas

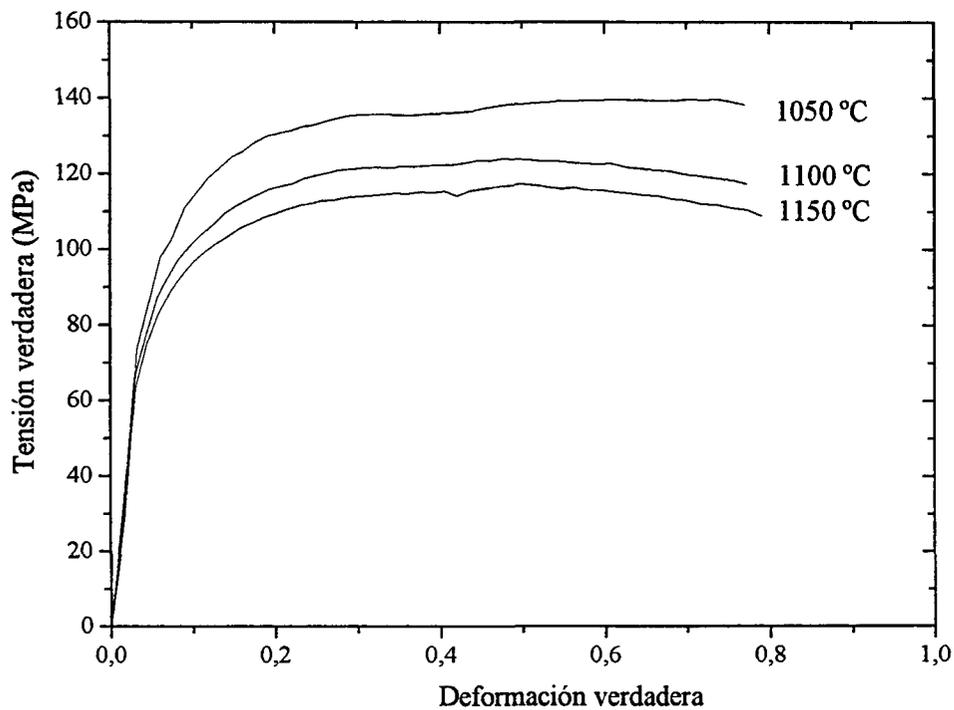


Fig. 4.2f Curvas tensión verdadera - deformación verdadera de la serie de ensayos V1200 a $\dot{\epsilon} = 10 \text{ s}^{-1}$ y diferentes temperaturas

IV. RESULTADOS EXPERIMENTALES

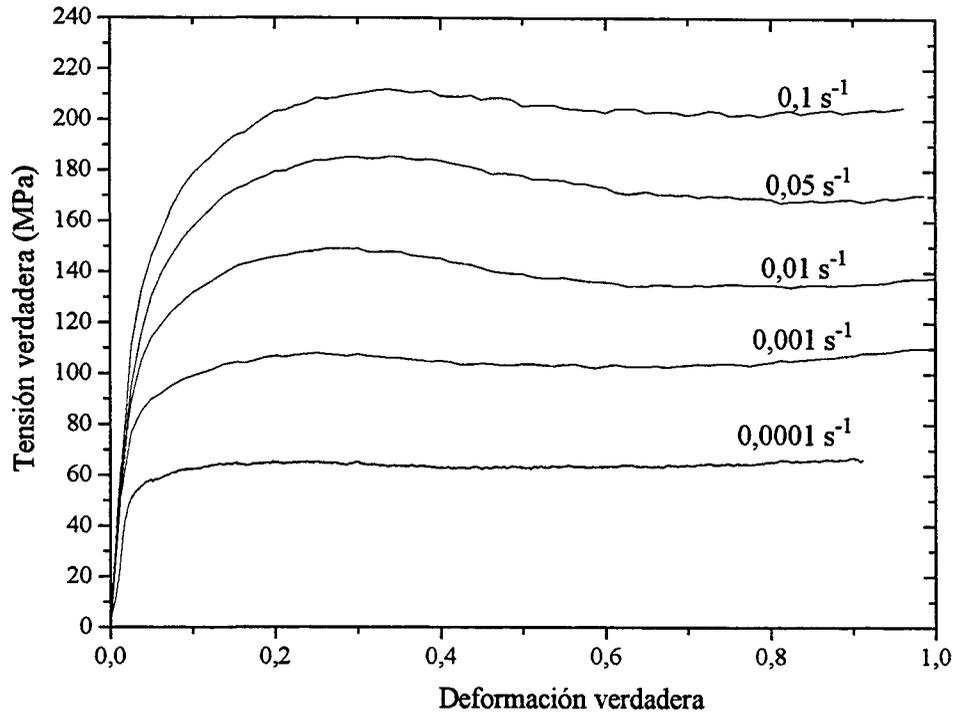


Fig. 4.3a Curvas tensión verdadera - deformación verdadera de la serie de ensayos V5min a T = 900 °C y diferentes velocidades de deformación

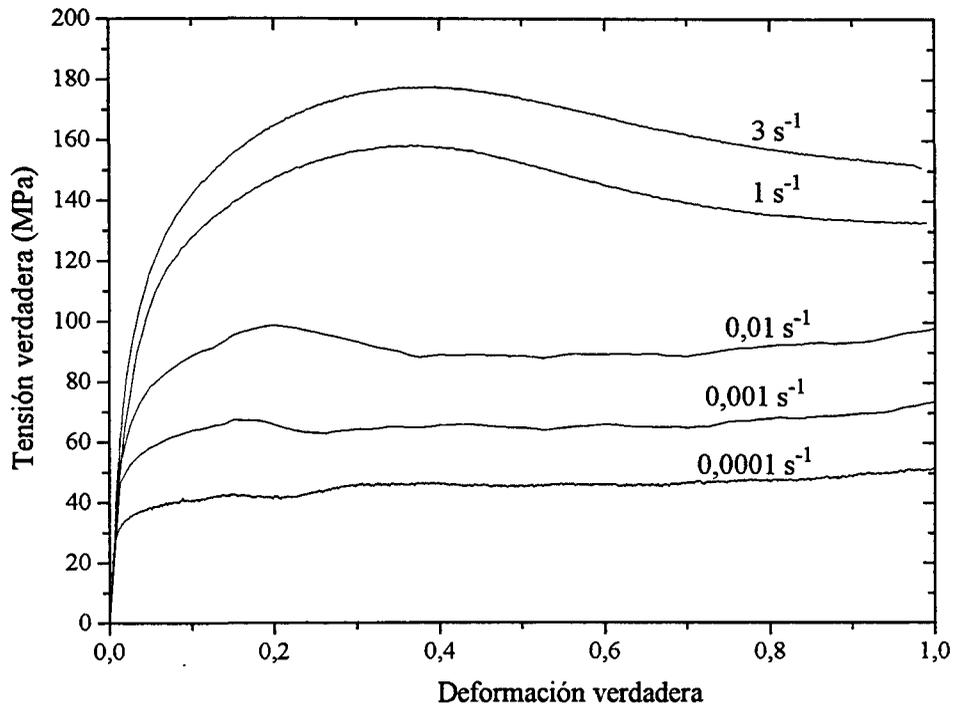


Fig. 4.3b Curvas tensión verdadera - deformación verdadera de la serie de ensayos V5min a T = 950 °C y diferentes velocidades de deformación

IV. RESULTADOS EXPERIMENTALES

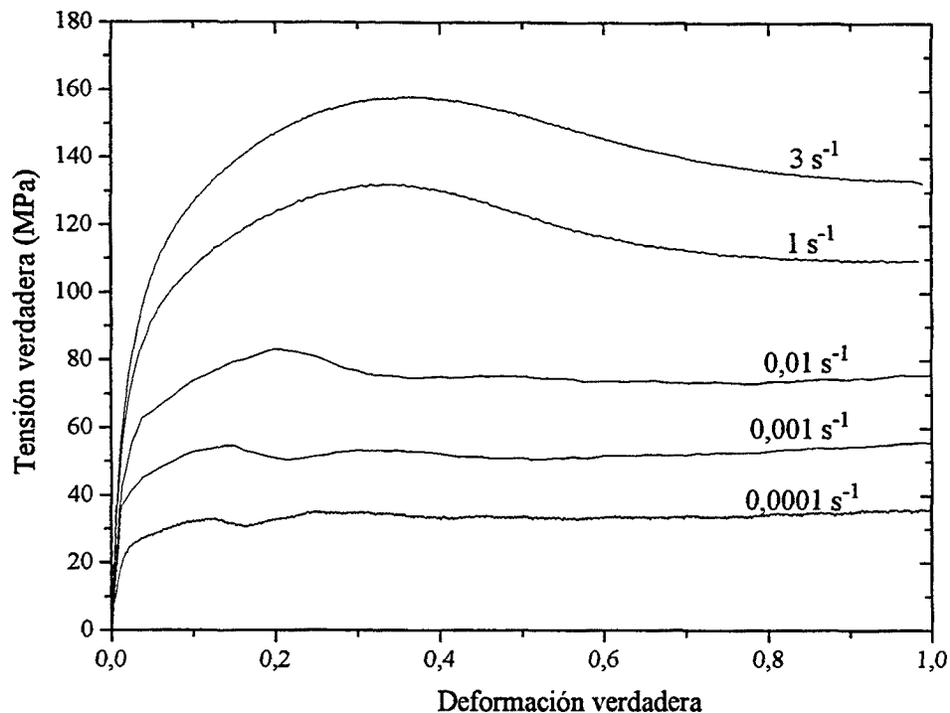


Fig. 4.3c Curvas tensión verdadera - deformación verdadera de la serie de ensayos V5min a $T = 1000 \text{ }^{\circ}\text{C}$ y diferentes velocidades de deformación

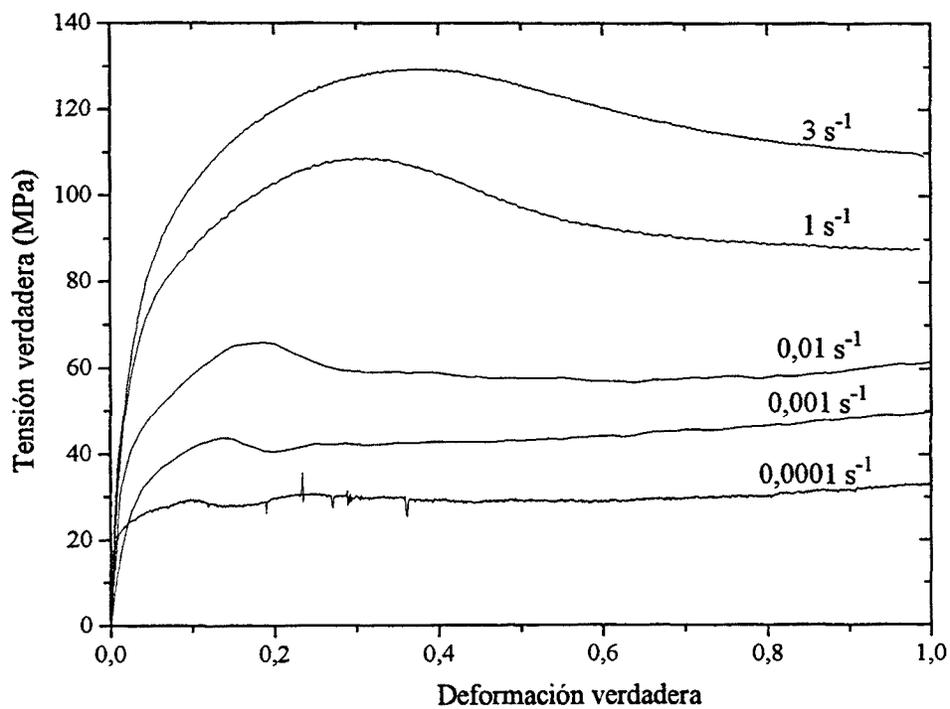


Fig. 4.3d Curvas tensión verdadera - deformación verdadera de la serie de ensayos V5min a $T = 1050 \text{ }^{\circ}\text{C}$ y diferentes velocidades de deformación

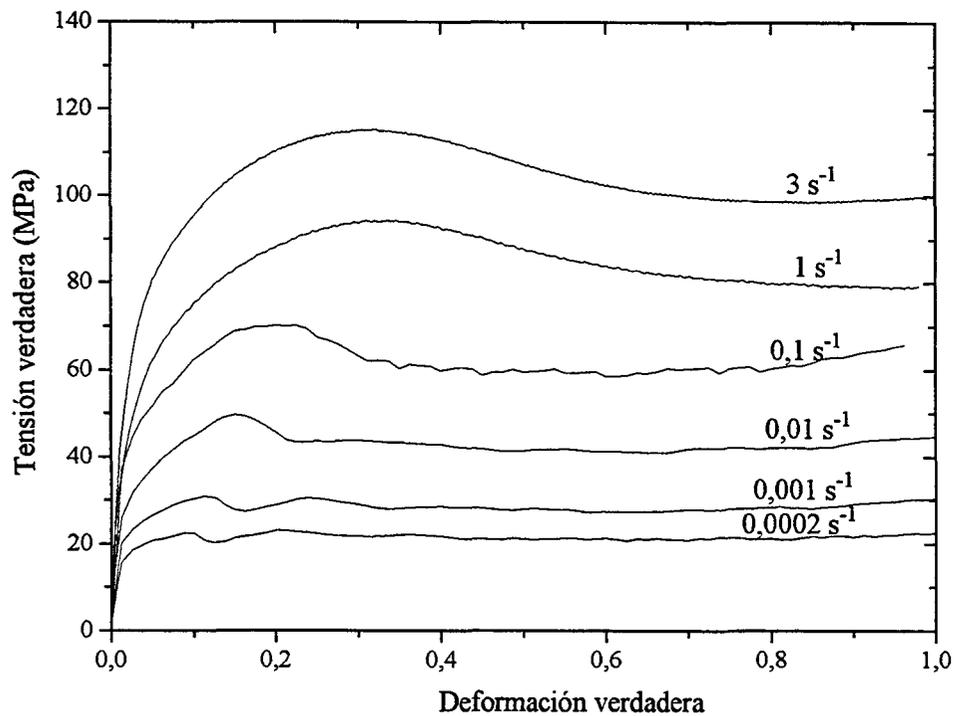


Fig. 4.3e Curvas tensión verdadera - deformación verdadera de la serie de ensayos V5min a $T = 1100 \text{ }^{\circ}\text{C}$ y diferentes velocidades de deformación

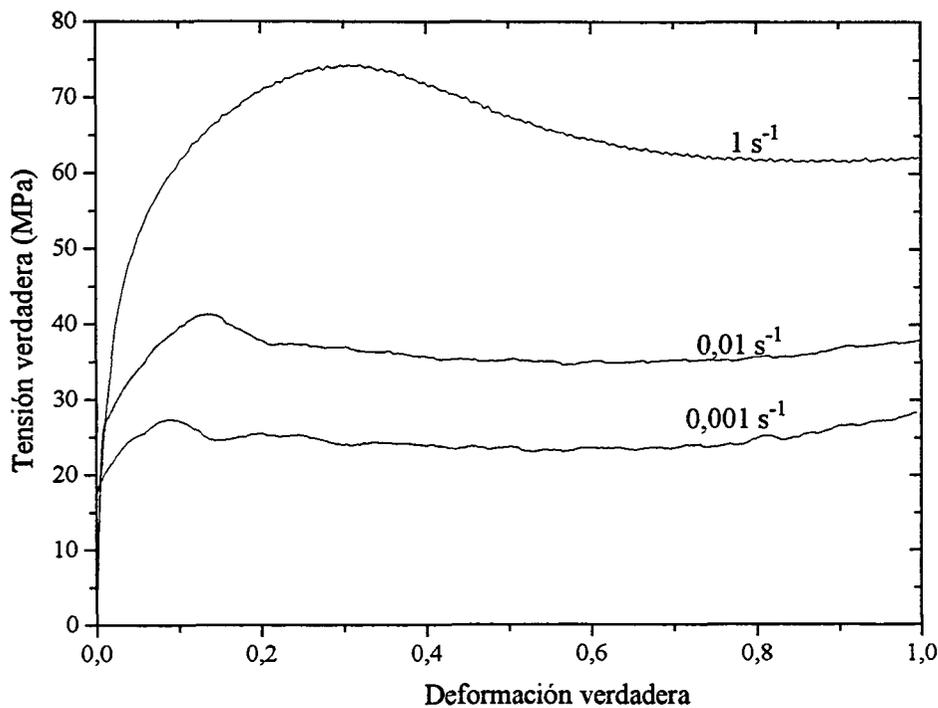


Fig. 4.3f Curvas tensión verdadera - deformación verdadera de la serie de ensayos V5min a $T = 1150 \text{ }^{\circ}\text{C}$ y diferentes velocidades de deformación

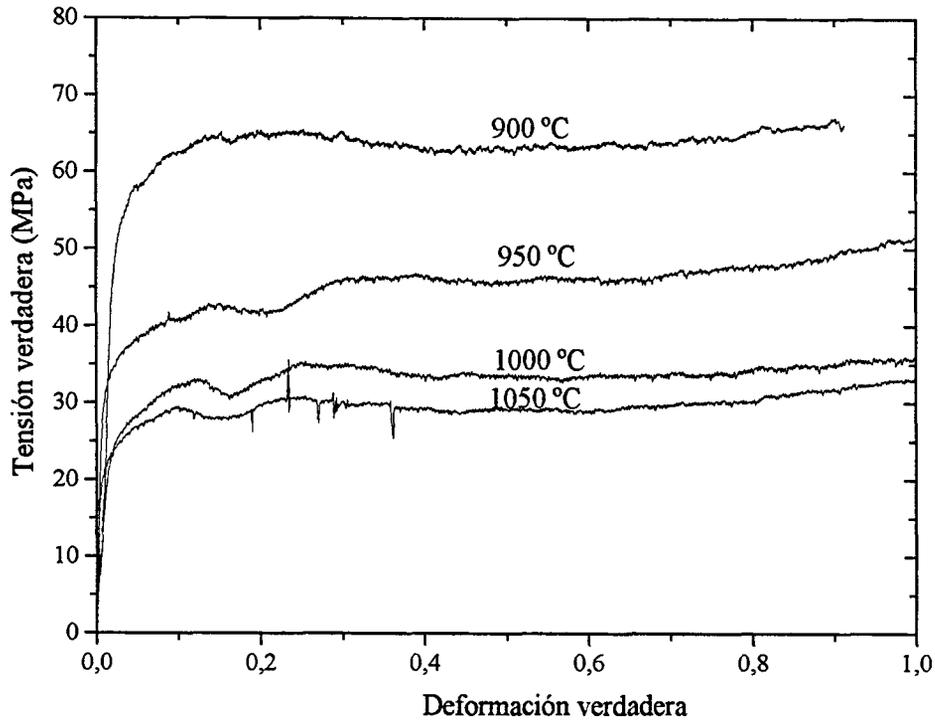


Fig. 4.4a Curvas tensión verdadera - deformación verdadera de la serie de ensayos V5min a $\dot{\epsilon} = 0,0001 \text{ s}^{-1}$ y diferentes temperaturas

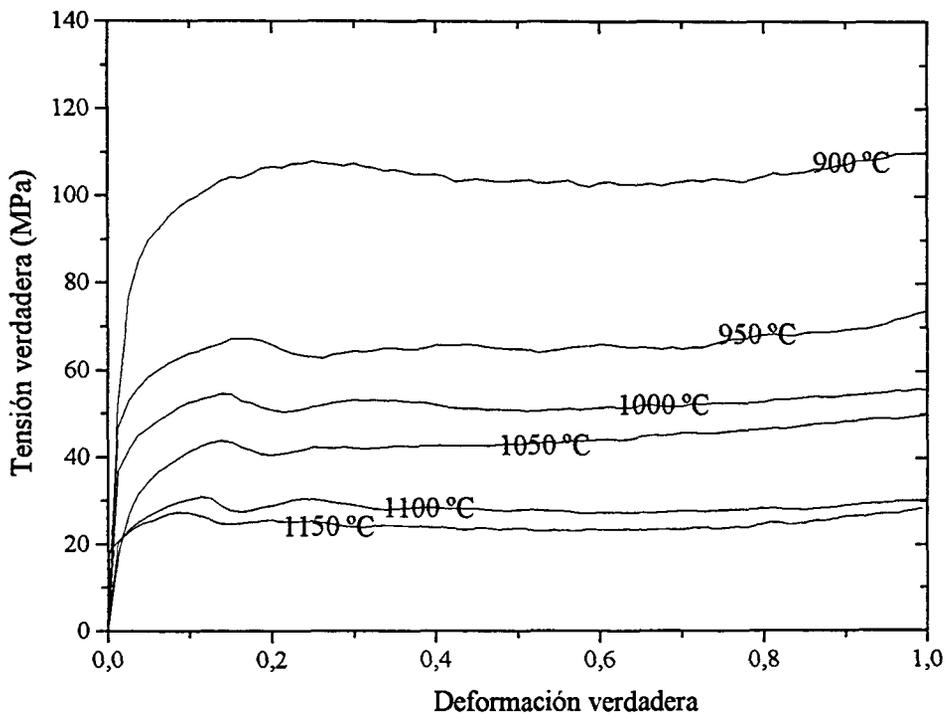


Fig. 4.4b Curvas tensión verdadera - deformación verdadera de la serie de ensayos V5min a $\dot{\epsilon} = 0,001 \text{ s}^{-1}$ y diferentes temperaturas

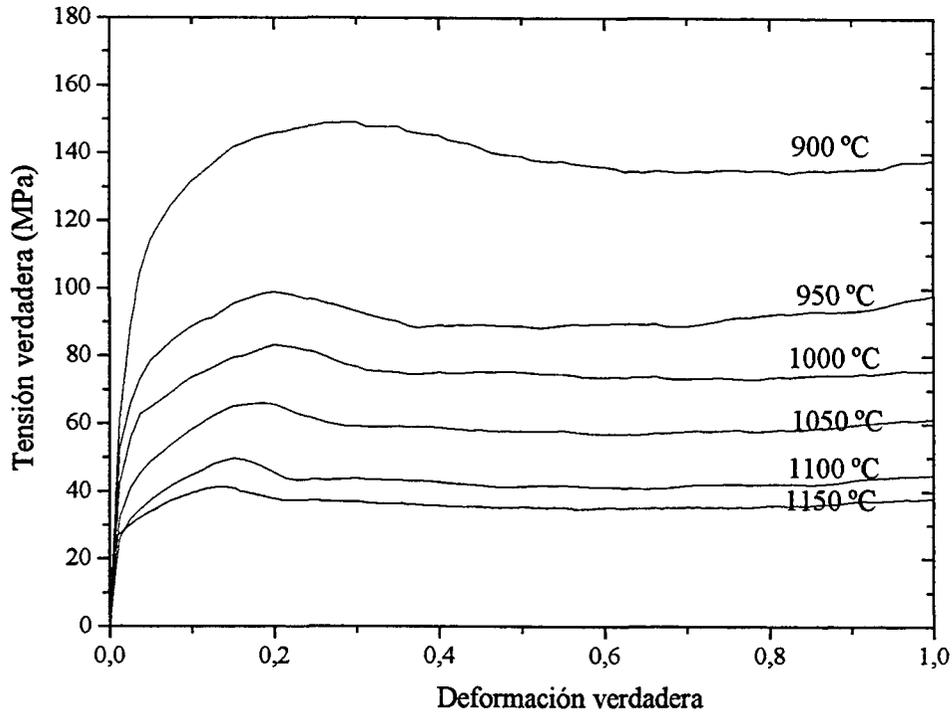


Fig. 4.4c Curvas tensión verdadera - deformación verdadera de la serie de ensayos V5min a $\dot{\epsilon} = 0,01 \text{ s}^{-1}$ y diferentes temperaturas

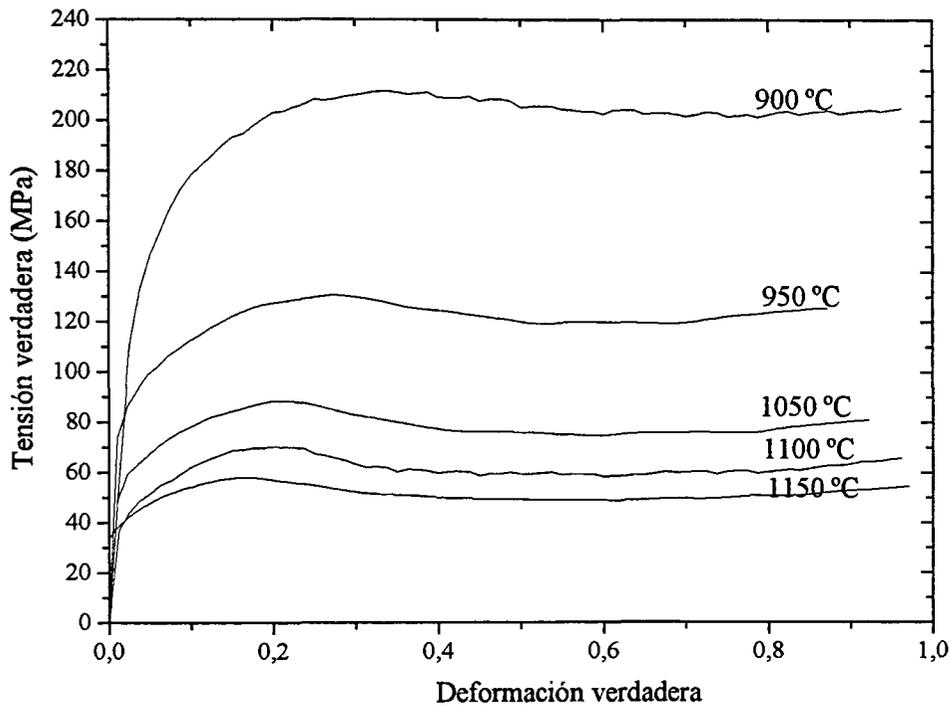


Fig. 4.4d Curvas tensión verdadera - deformación verdadera de la serie de ensayos V5min a $\dot{\epsilon} = 0,1 \text{ s}^{-1}$ y diferentes temperaturas

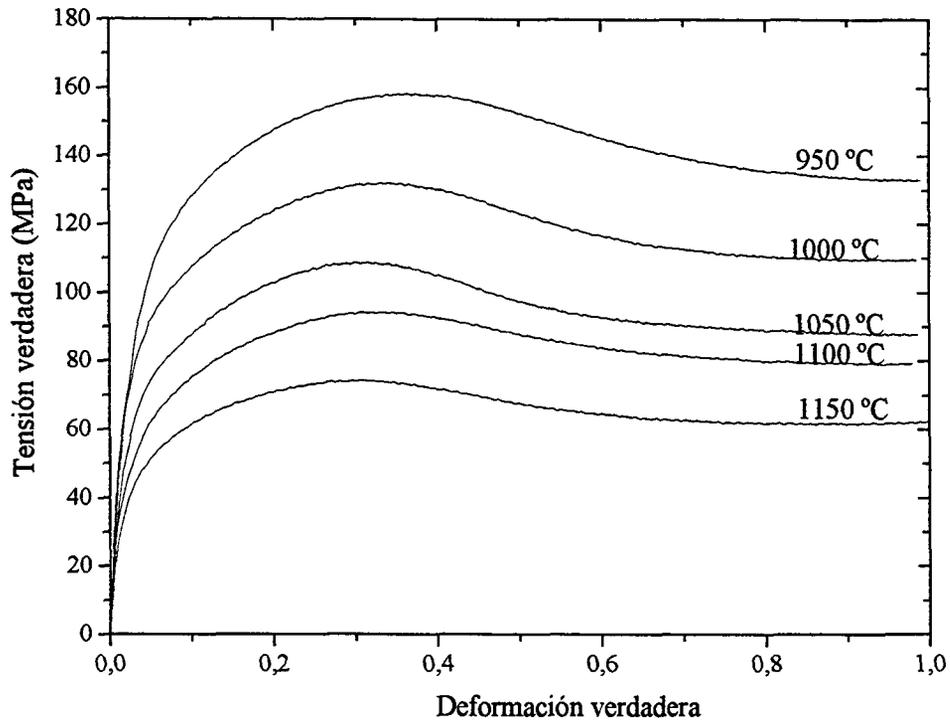


Fig. 4.4e Curvas tensión verdadera - deformación verdadera de la serie de ensayos V5min a $\dot{\epsilon} = 1 \text{ s}^{-1}$ y diferentes temperaturas

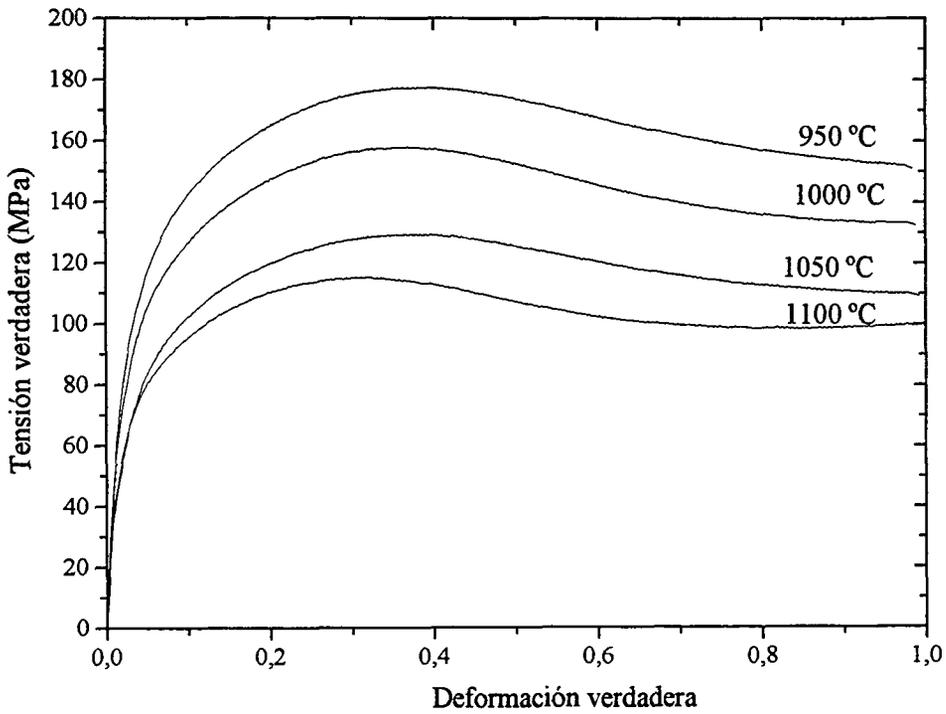


Fig. 4.4f Curvas tensión verdadera - deformación verdadera de la serie de ensayos V5min a $\dot{\epsilon} = 3 \text{ s}^{-1}$ y diferentes temperaturas

IV. RESULTADOS EXPERIMENTALES

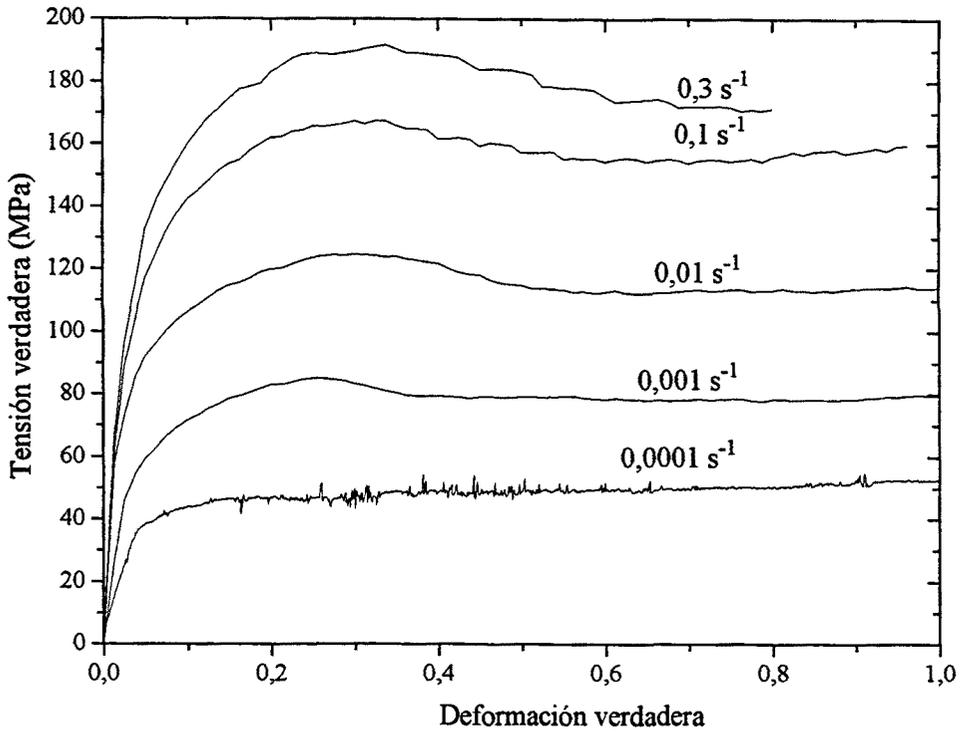


Fig. 4.5a Curvas tensión verdadera - deformación verdadera de la serie de ensayos V30min a $T=900 \text{ °C}$ y diferentes velocidades de deformación

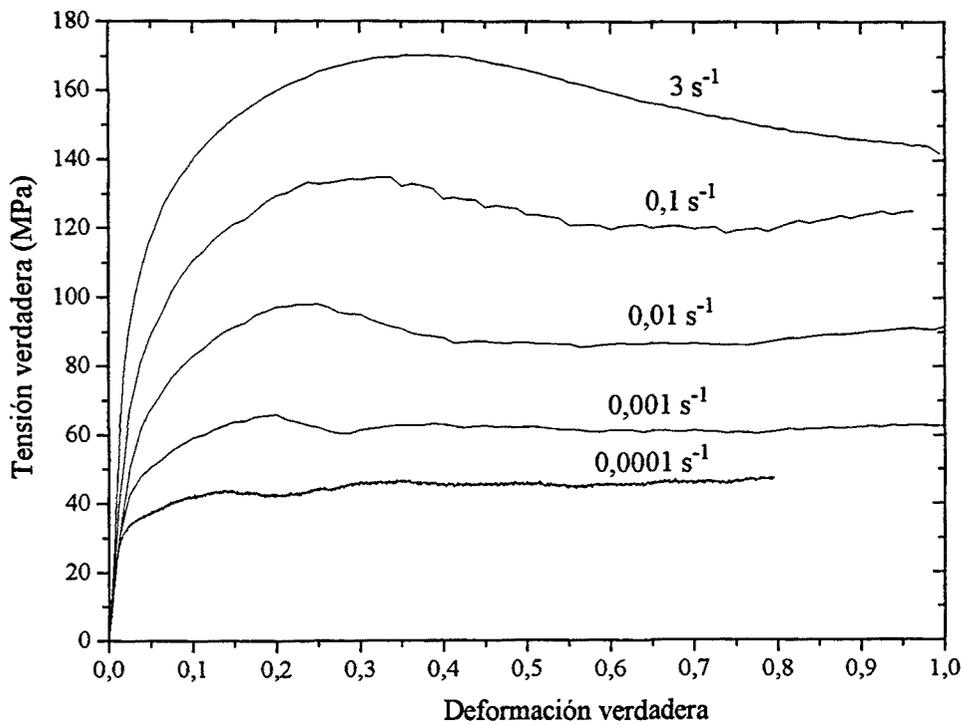


Fig. 4.5b Curvas tensión verdadera - deformación verdadera de la serie de ensayos V30min a $T=950 \text{ °C}$ y diferentes velocidades de deformación

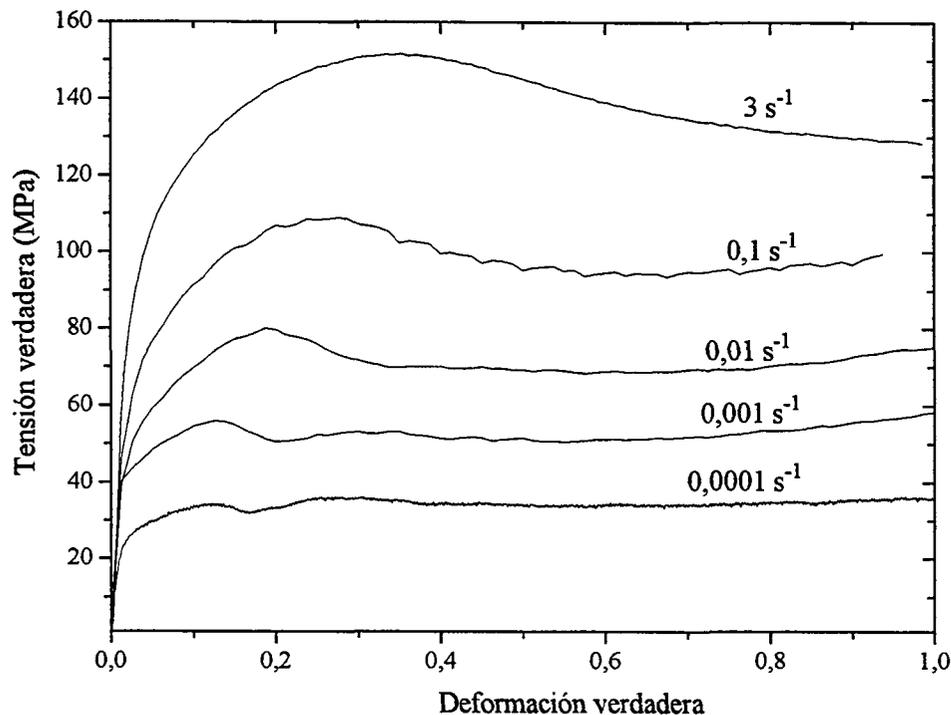


Fig. 4.5c Curvas tensión verdadera - deformación verdadera de la serie de ensayos V30min a $T=1000 \text{ }^\circ\text{C}$ y diferentes velocidades de deformación

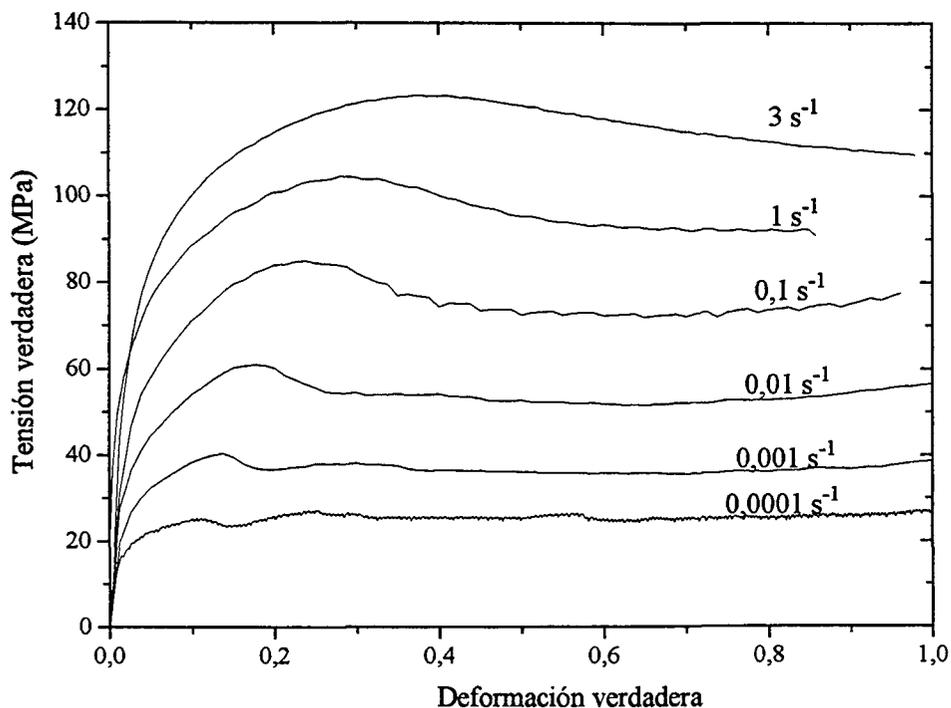


Fig. 4.5d Curvas tensión verdadera - deformación verdadera de la serie de ensayos V30min a $T=1050 \text{ }^\circ\text{C}$ y diferentes velocidades de deformación

IV. RESULTADOS EXPERIMENTALES

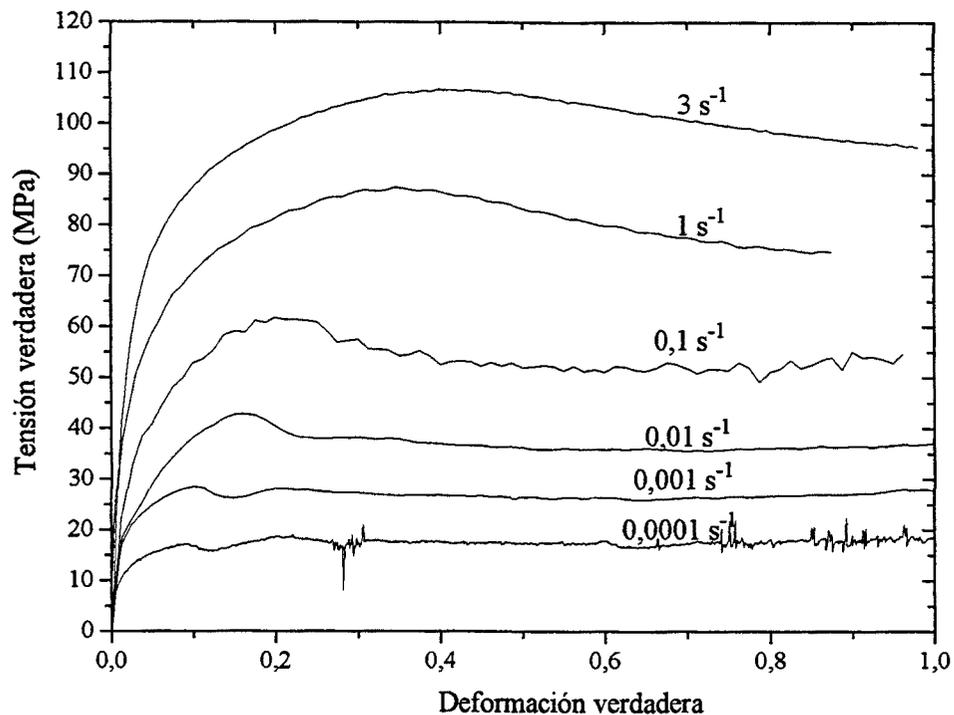


Fig. 4.5e Curvas tensión verdadera - deformación verdadera de la serie de ensayos V30min a $T=1100 \text{ }^{\circ}\text{C}$ y diferentes velocidades de deformación

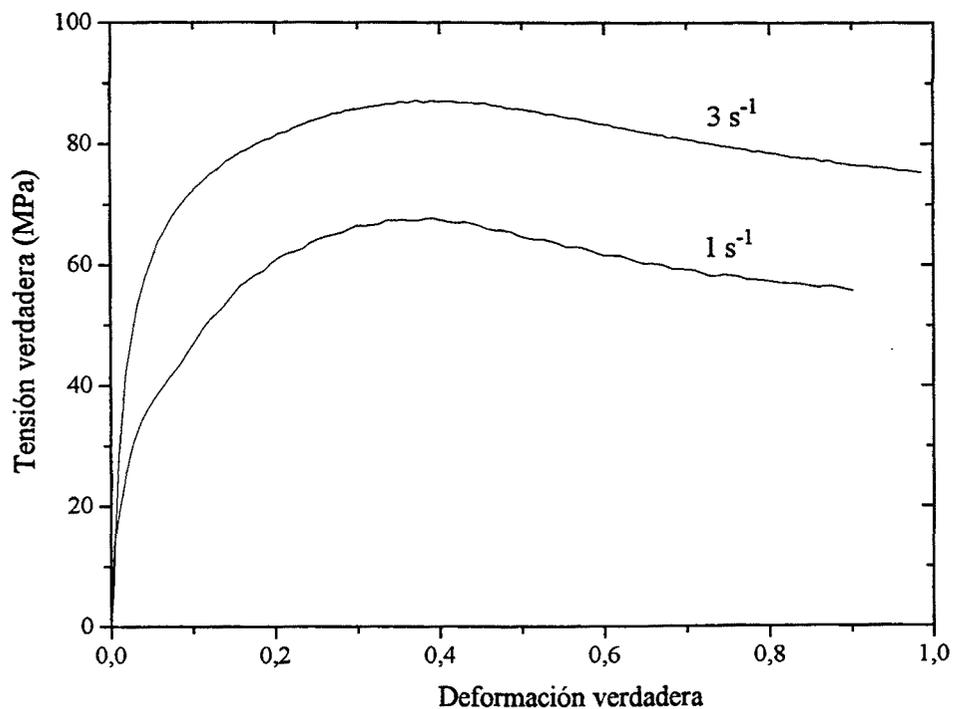


Fig. 4.5f Curvas tensión verdadera - deformación verdadera de la serie de ensayos V30min a $T=1150 \text{ }^{\circ}\text{C}$ y diferentes velocidades de deformación

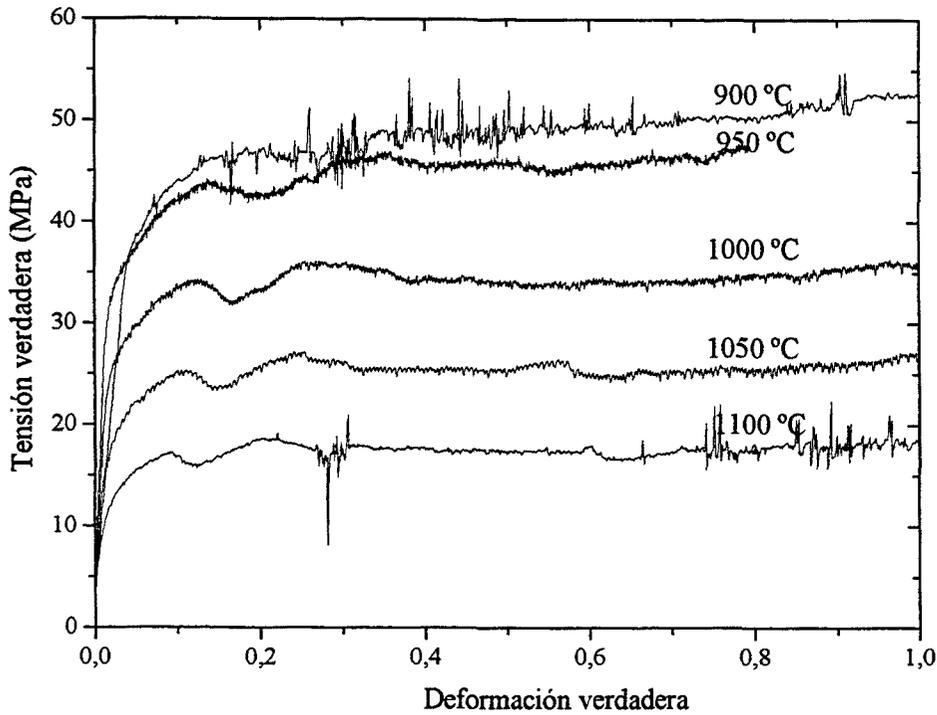


Fig. 4.6a Curvas tensión verdadera - deformación verdadera de la serie de ensayos V30min a $\dot{\epsilon} = 0,0001 \text{ s}^{-1}$ y diferentes temperaturas

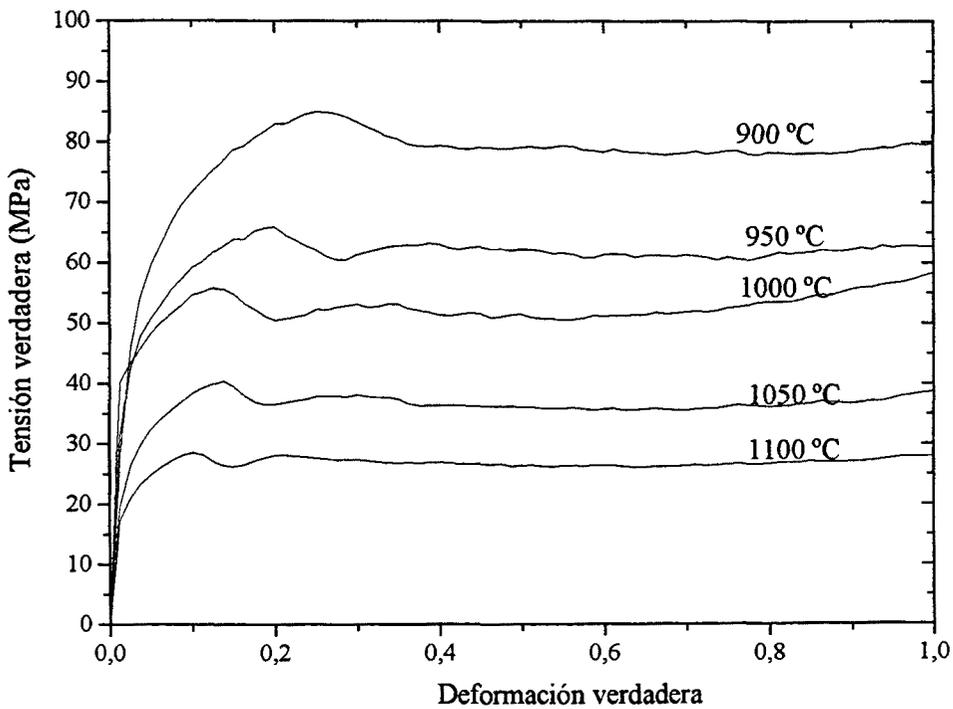


Fig. 4.6b Curvas tensión verdadera - deformación verdadera de la serie de ensayos V30min a $\dot{\epsilon} = 0,001 \text{ s}^{-1}$ y diferentes temperaturas

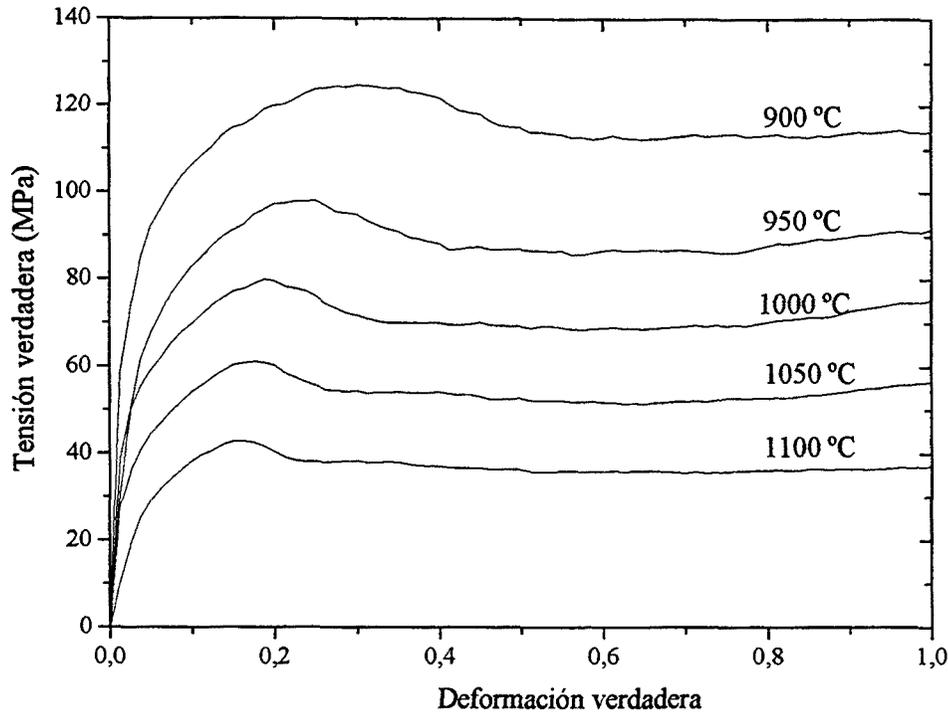


Fig. 4.6c Curvas tensión verdadera - deformación verdadera de la serie de ensayos V30min a $\dot{\epsilon} = 0,01 \text{ s}^{-1}$ y diferentes temperaturas

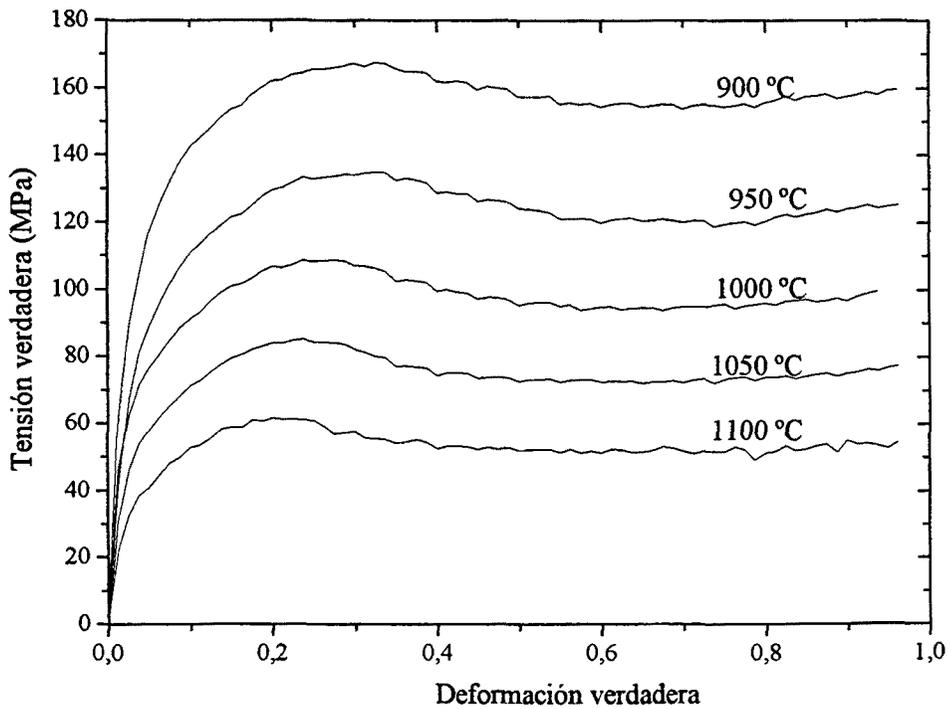


Fig. 4.6d Curvas tensión verdadera - deformación verdadera de la serie de ensayos V30min a $\dot{\epsilon} = 0,1 \text{ s}^{-1}$ y diferentes temperaturas

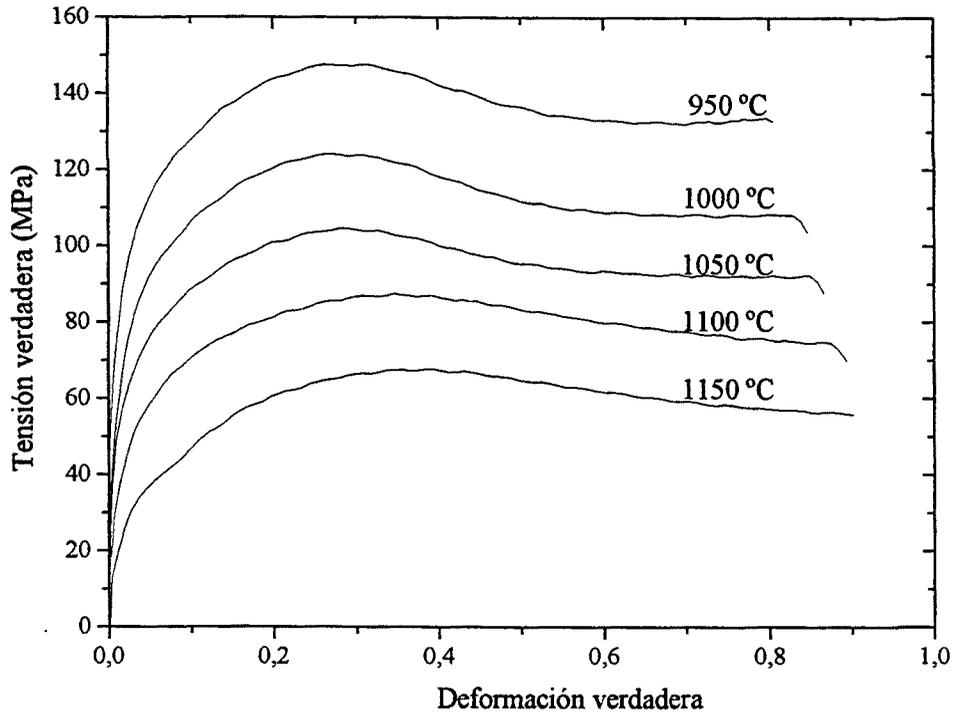


Fig. 4.6e Curvas tensión verdadera - deformación verdadera de la serie de ensayos V30min a $\dot{\epsilon} = 1 \text{ s}^{-1}$ y diferentes temperaturas

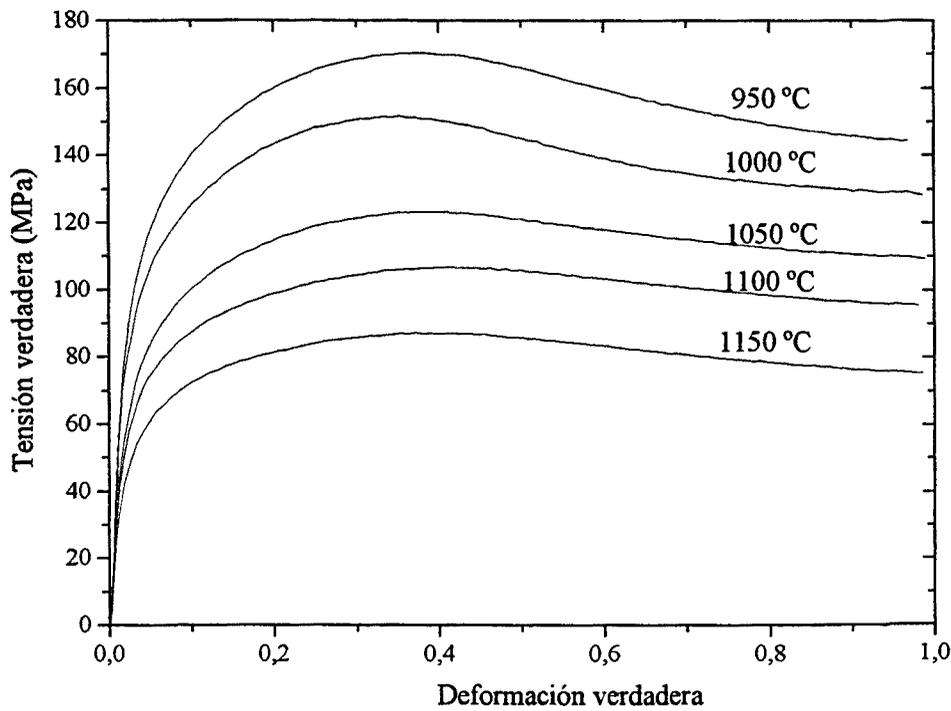


Fig. 4.6f Curvas tensión verdadera - deformación verdadera de la serie de ensayos V30min a $\dot{\epsilon} = 3 \text{ s}^{-1}$ y diferentes temperaturas

IV. RESULTADOS EXPERIMENTALES

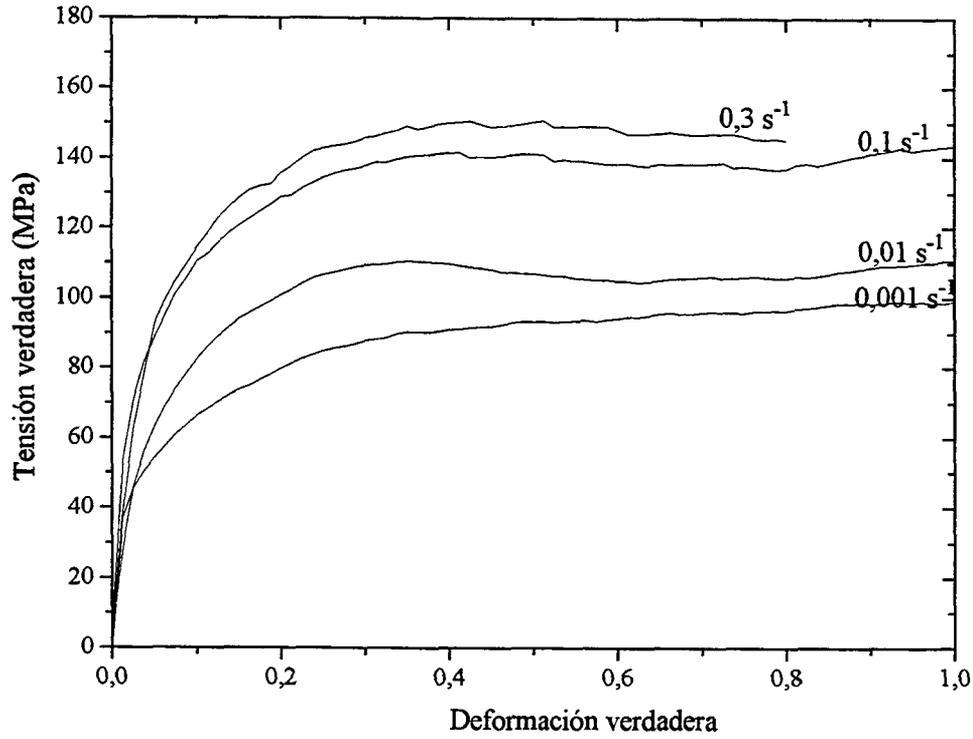


Fig. 4.7a Curvas tensión verdadera - deformación verdadera de la serie de ensayos M1200 a T = 900 °C y diferentes velocidades de deformación

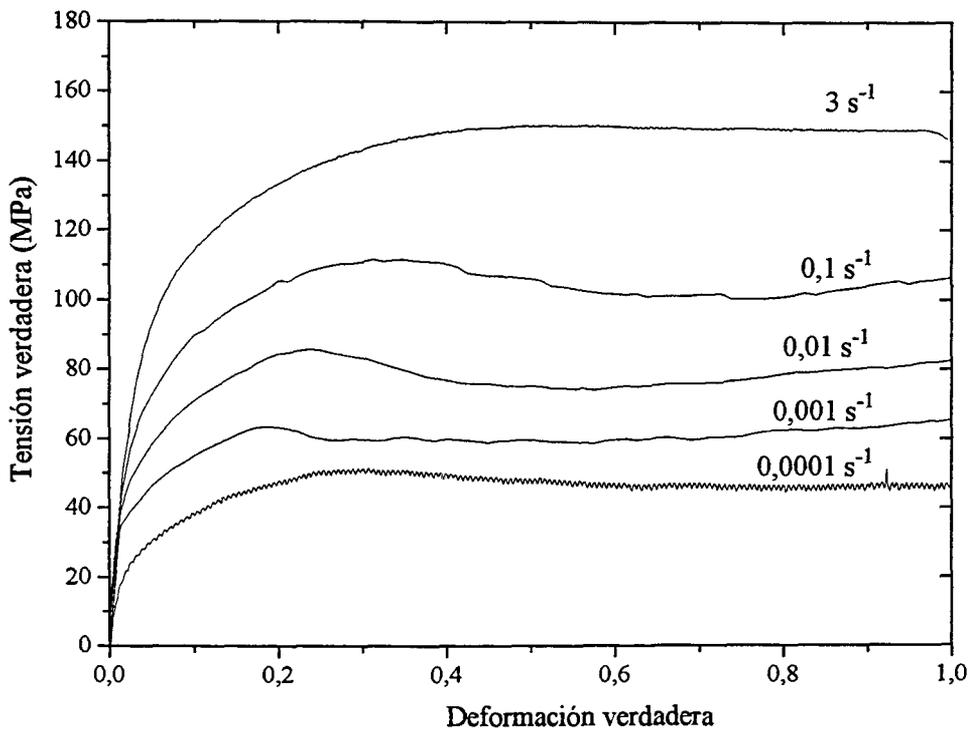


Fig. 4.7b Curvas tensión verdadera - deformación verdadera de la serie de ensayos M1200 a T = 950 °C y diferentes velocidades de deformación

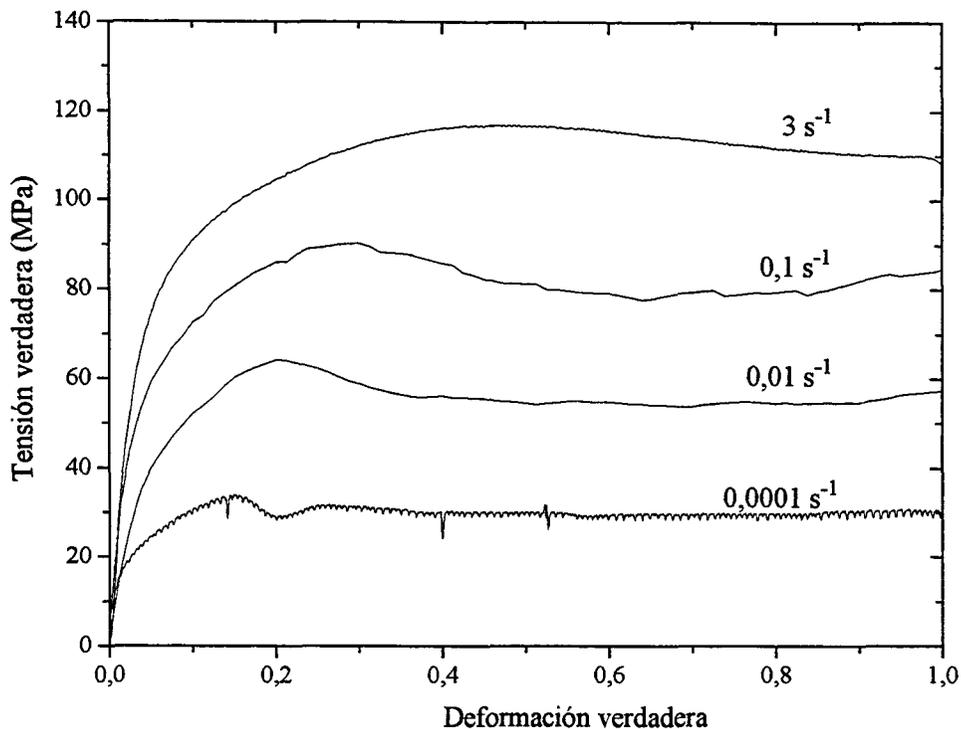


Fig. 4.7c Curvas tensión verdadera - deformación verdadera de la serie de ensayos M1200 a $T = 1000 \text{ °C}$ y diferentes velocidades de deformación.

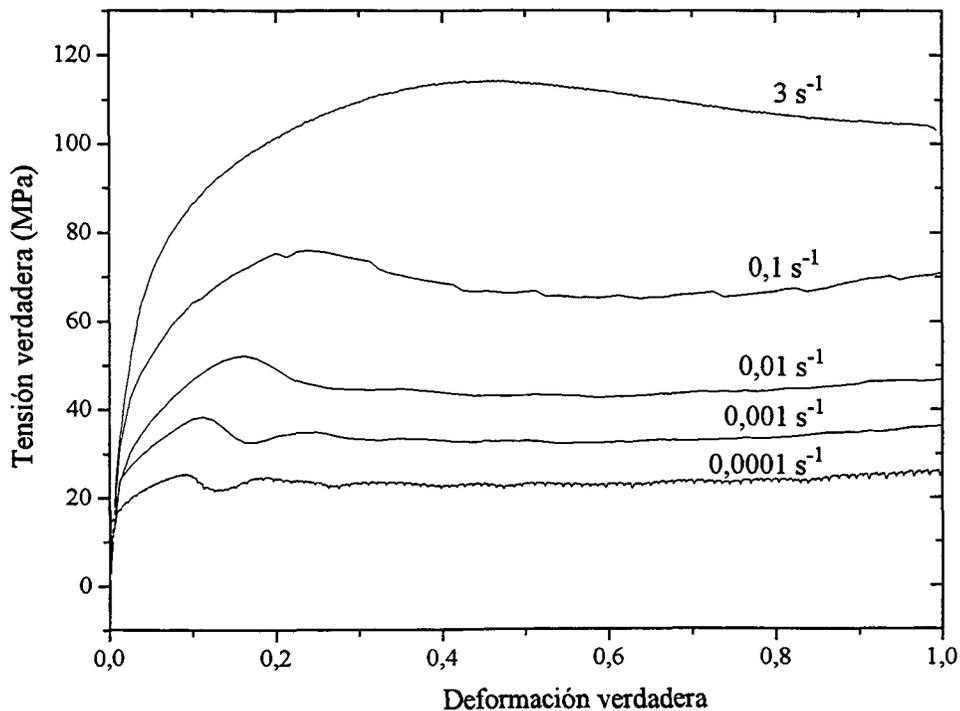


Fig. 4.7d Curvas tensión verdadera - deformación verdadera de la serie de ensayos M1200 a $T = 1050 \text{ °C}$ y diferentes velocidades de deformación

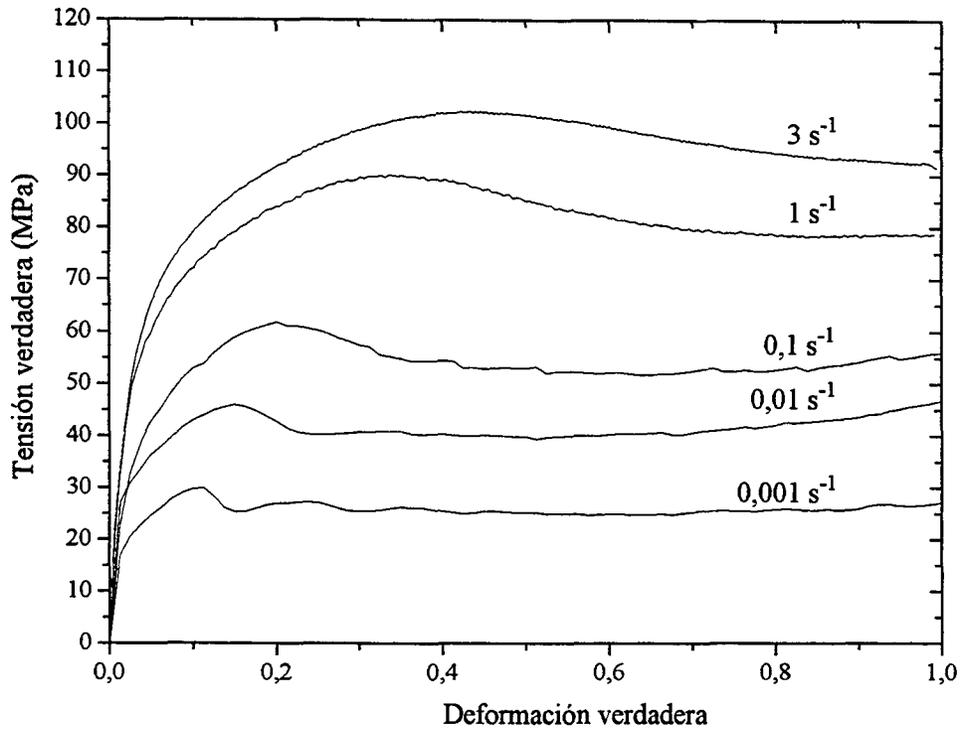


Fig. 4.7e Curvas tensión verdadera - deformación verdadera de la serie de ensayos M1200 a T = 1100 °C y diferentes velocidades de deformación

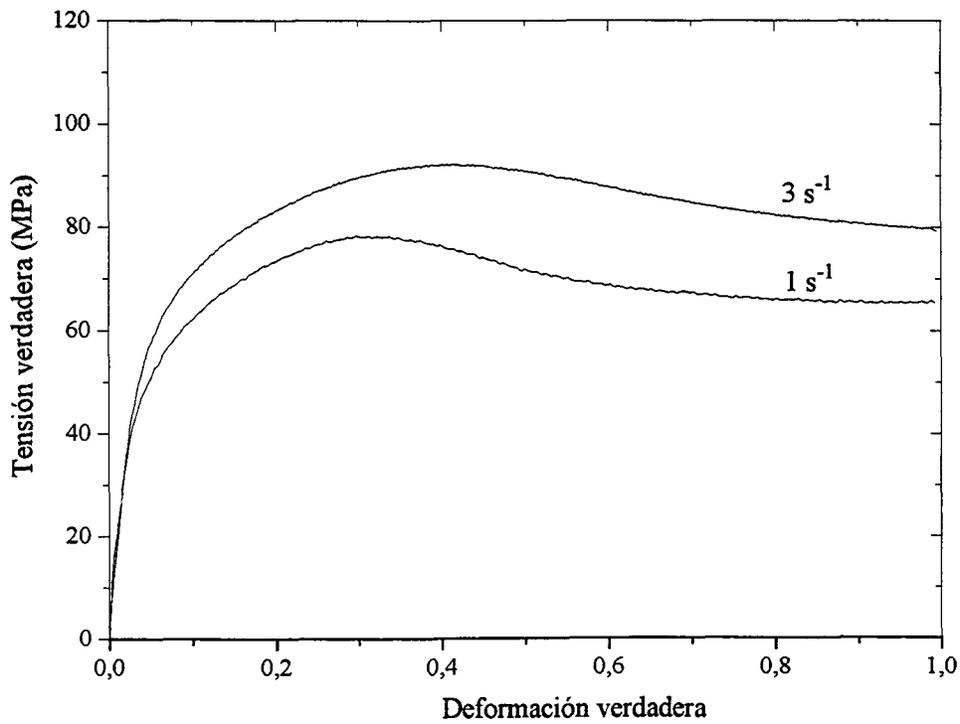


Fig. 4.7f Curvas tensión verdadera - deformación verdadera de la serie de ensayos M1200 a T = 1150 °C y diferentes velocidades de deformación

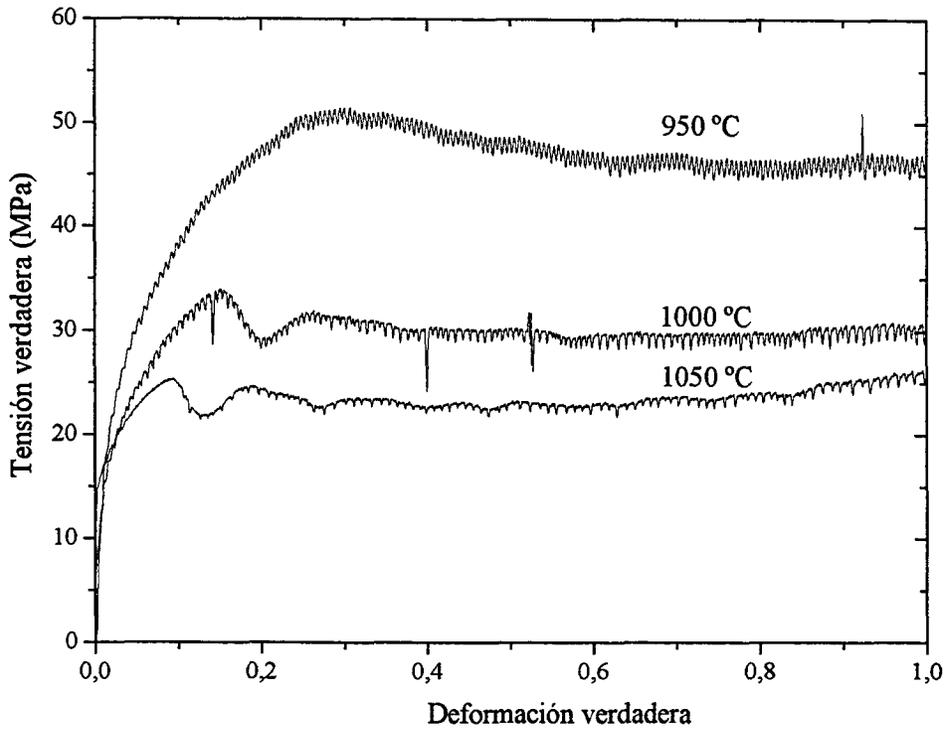


Fig. 4.8a Curvas tensión verdadera - deformación verdadera de la serie de ensayos M1200 a $\dot{\epsilon} = 0,0001 \text{ s}^{-1}$ y diferentes temperaturas

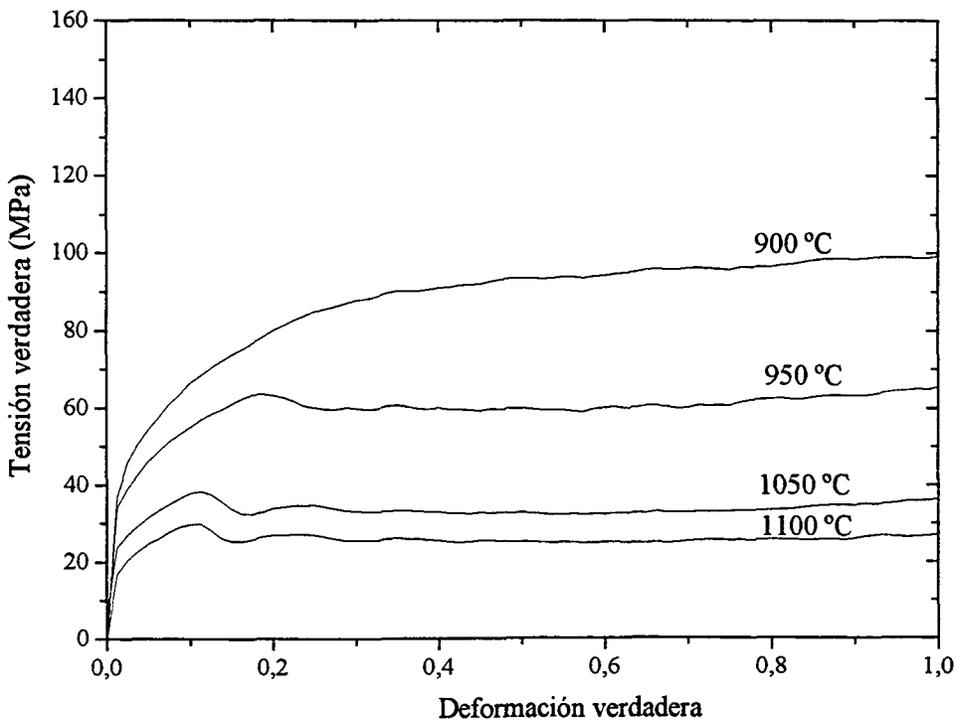


Fig. 4.8b Curvas tensión verdadera - deformación verdadera de la serie de ensayos M1200 a $\dot{\epsilon} = 0,001 \text{ s}^{-1}$ y diferentes temperaturas

IV. RESULTADOS EXPERIMENTALES

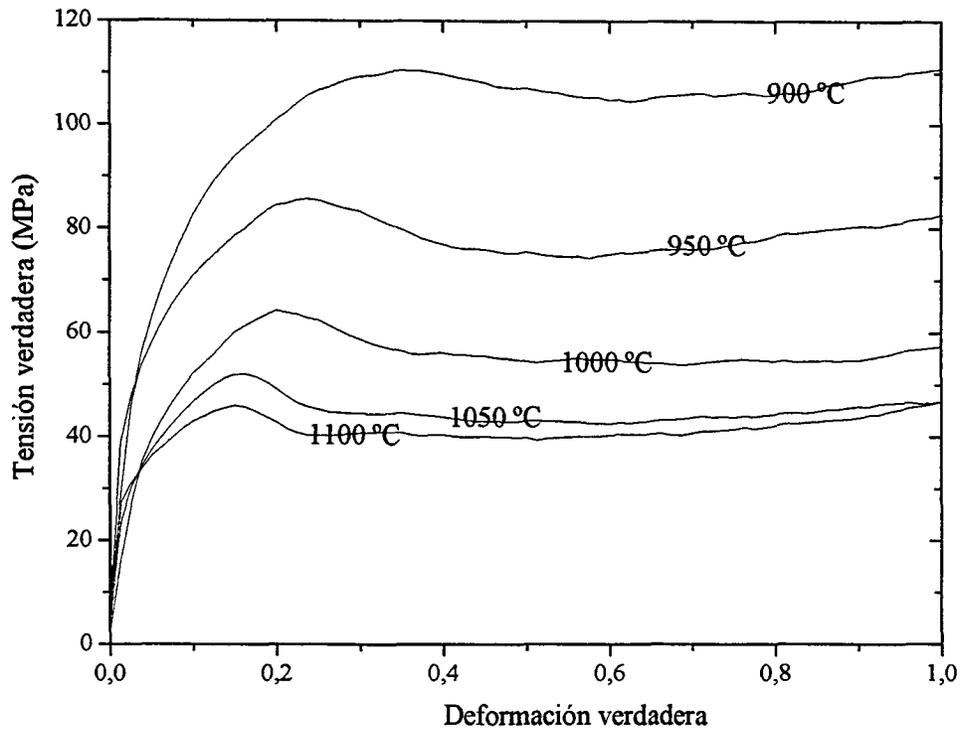


Fig. 4.8c Curvas tensión verdadera - deformación verdadera de la serie de ensayos M1200 a $\dot{\epsilon} = 0,01 \text{ s}^{-1}$ y diferentes temperaturas

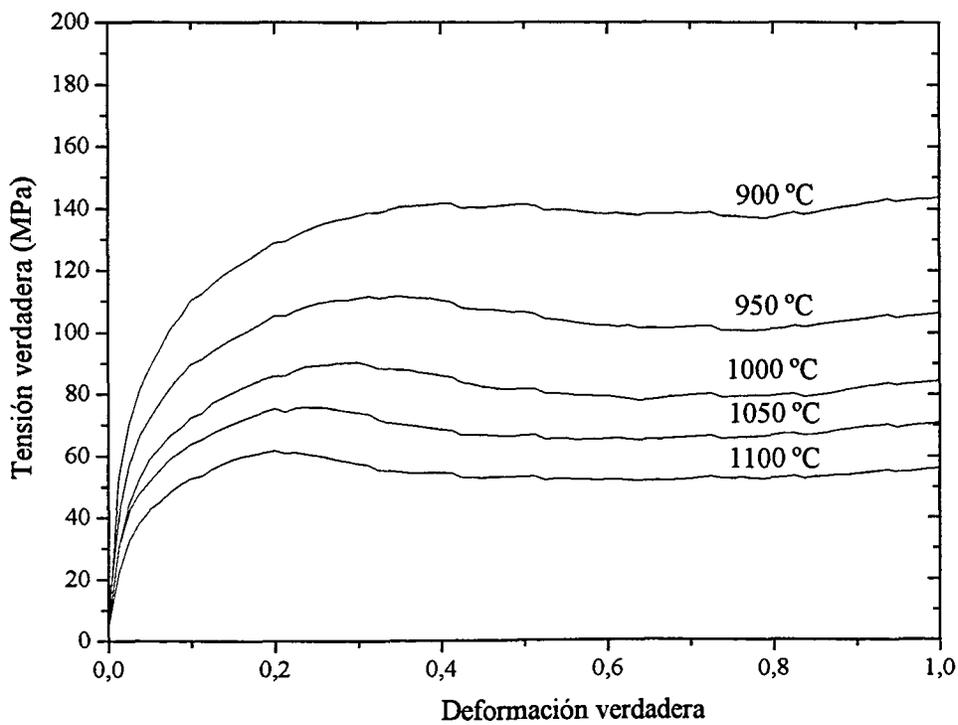


Fig. 4.8d Curvas tensión verdadera - deformación verdadera de la serie de ensayos M1200 a $\dot{\epsilon} = 0,1 \text{ s}^{-1}$ y diferentes temperaturas

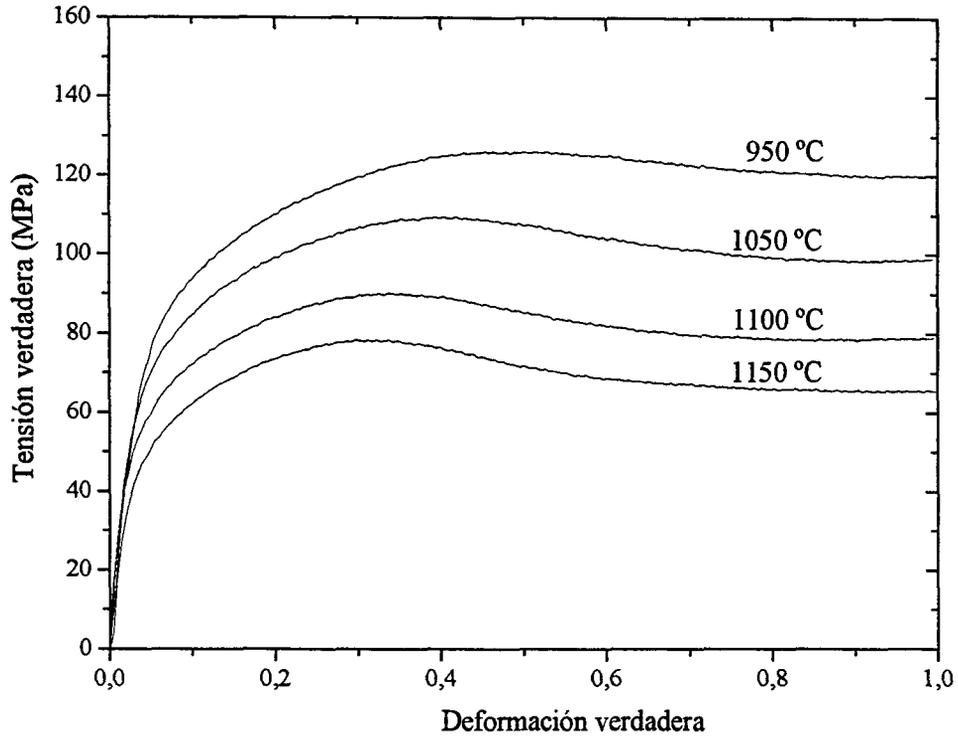


Fig. 4.8e Curvas tensión verdadera - deformación verdadera de la serie de ensayos M1200 a $\dot{\epsilon} = 1 \text{ s}^{-1}$ y diferentes temperaturas

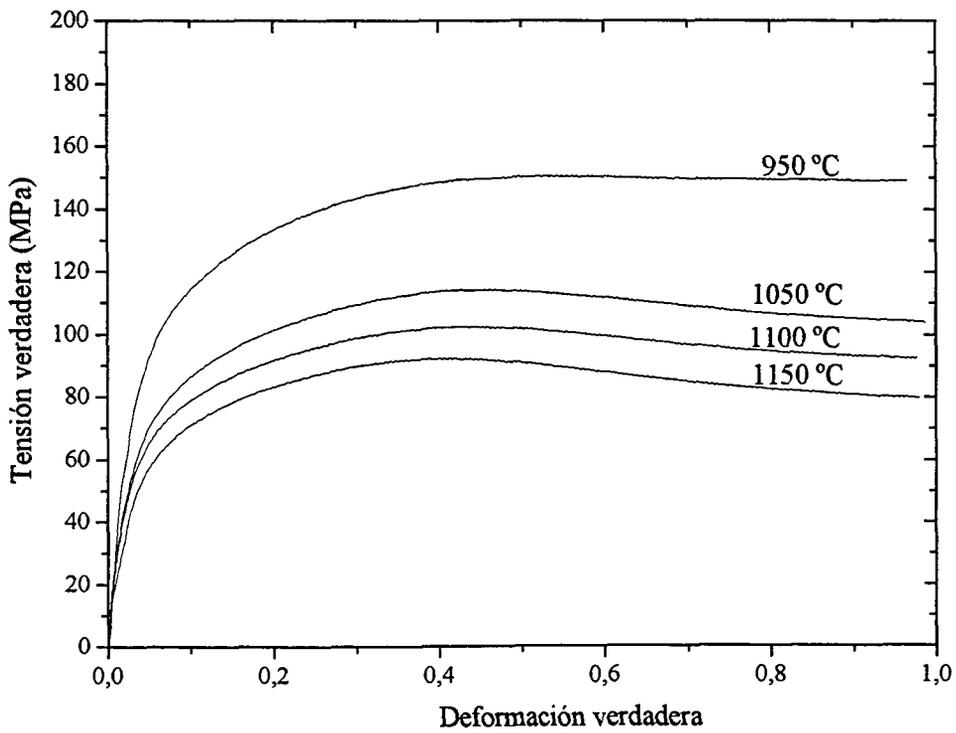


Fig. 4.8f Curvas tensión verdadera - deformación verdadera de la serie de ensayos M1200 a $\dot{\epsilon} = 3 \text{ s}^{-1}$ y diferentes temperaturas

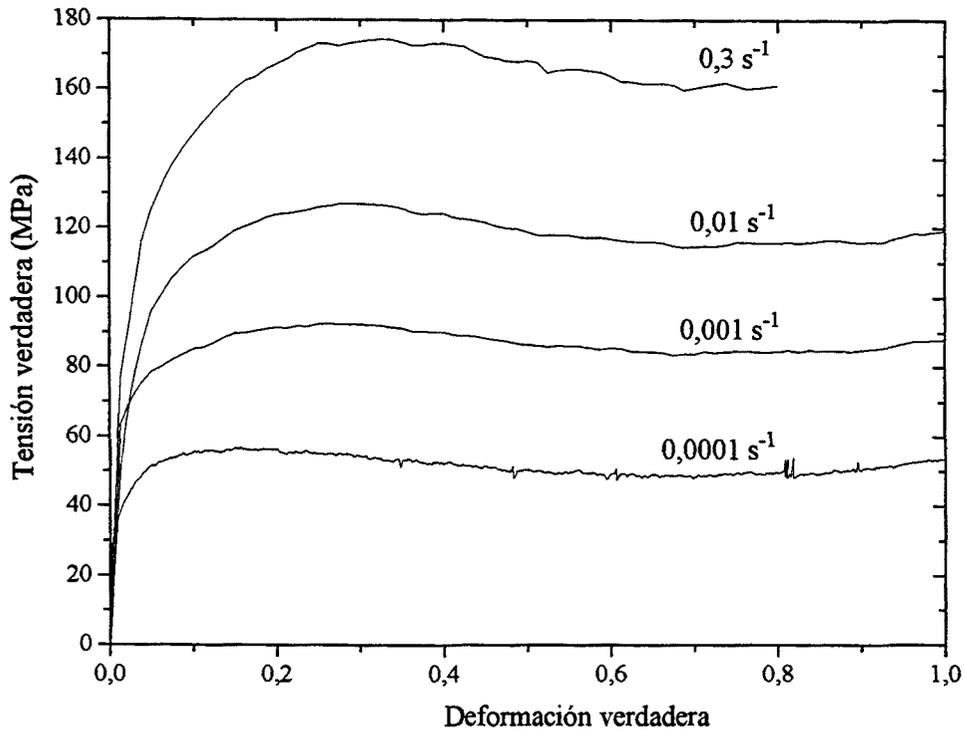


Fig. 4.9a Curvas tensión verdadera - deformación verdadera de la serie de ensayos M30min a T=900 °C y diferentes velocidades de deformación

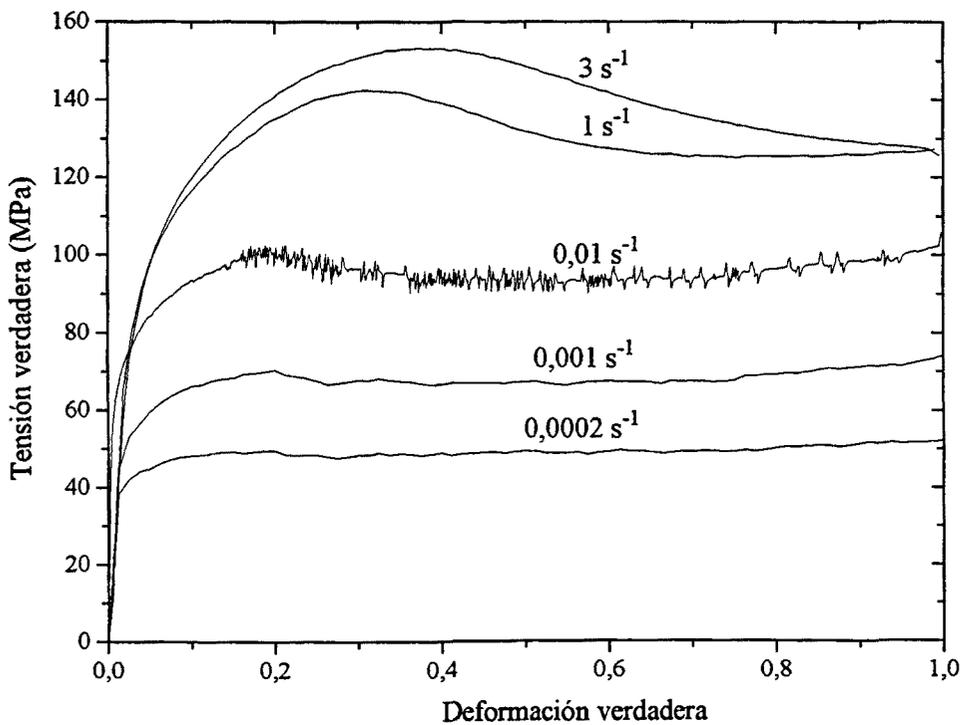


Fig. 4.9b Curvas tensión verdadera - deformación verdadera de la serie de ensayos M30min a T=950 °C y diferentes velocidades de deformación

IV. RESULTADOS EXPERIMENTALES

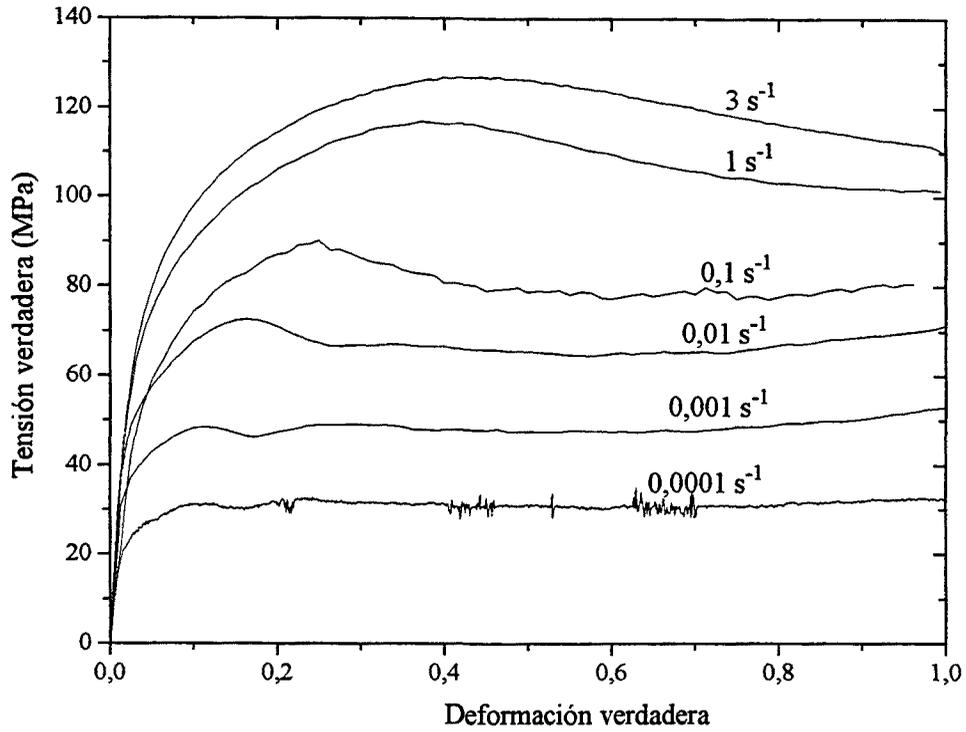


Fig. 4.9c Curvas tensión verdadera - deformación verdadera de la serie de ensayos M30min a $T=1000 \text{ }^\circ\text{C}$ y diferentes velocidades de deformación

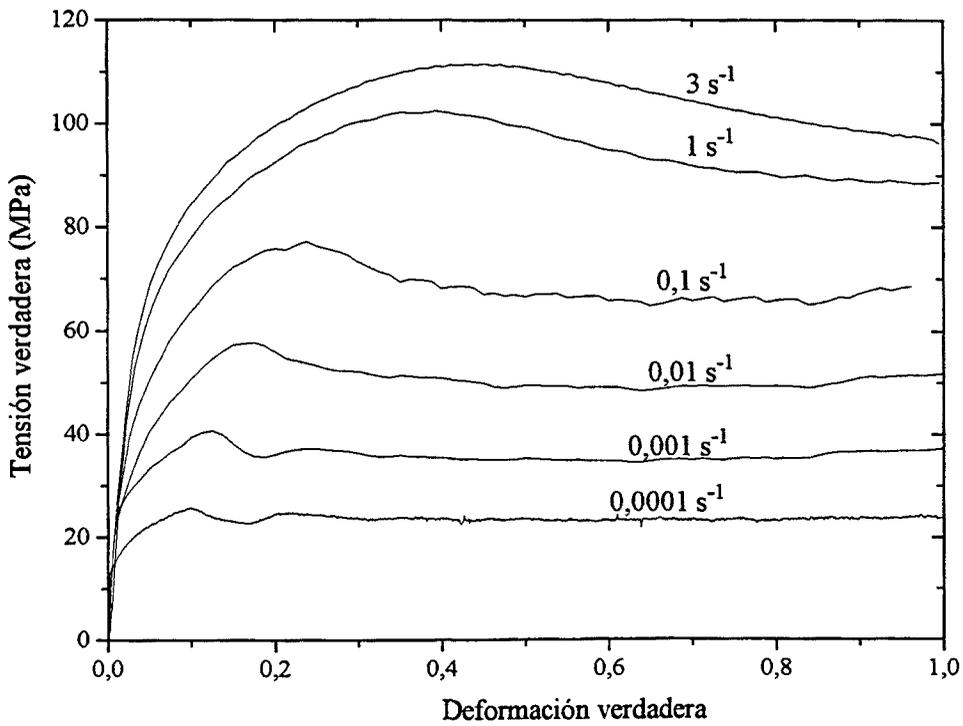


Fig. 4.9d Curvas tensión verdadera - deformación verdadera de la serie de ensayos M30min a $T=1050 \text{ }^\circ\text{C}$ y diferentes velocidades de deformación

IV. RESULTADOS EXPERIMENTALES

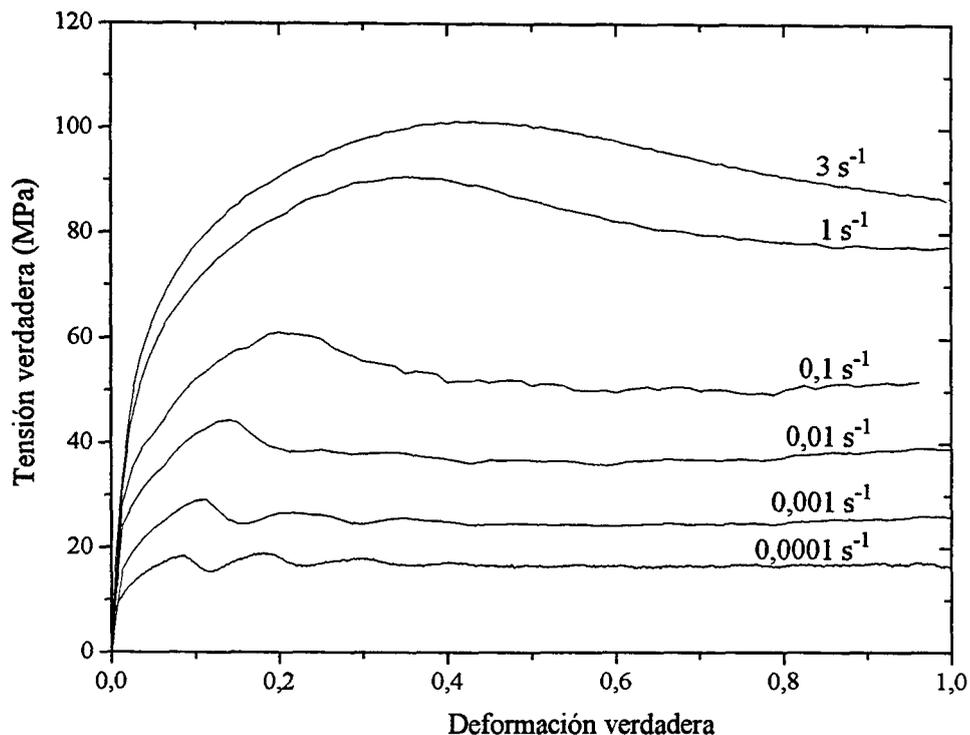


Fig. 4.9e Curvas tensión verdadera - deformación verdadera de la serie de ensayos M30min a $T=1100 \text{ }^\circ\text{C}$ y diferentes velocidades de deformación

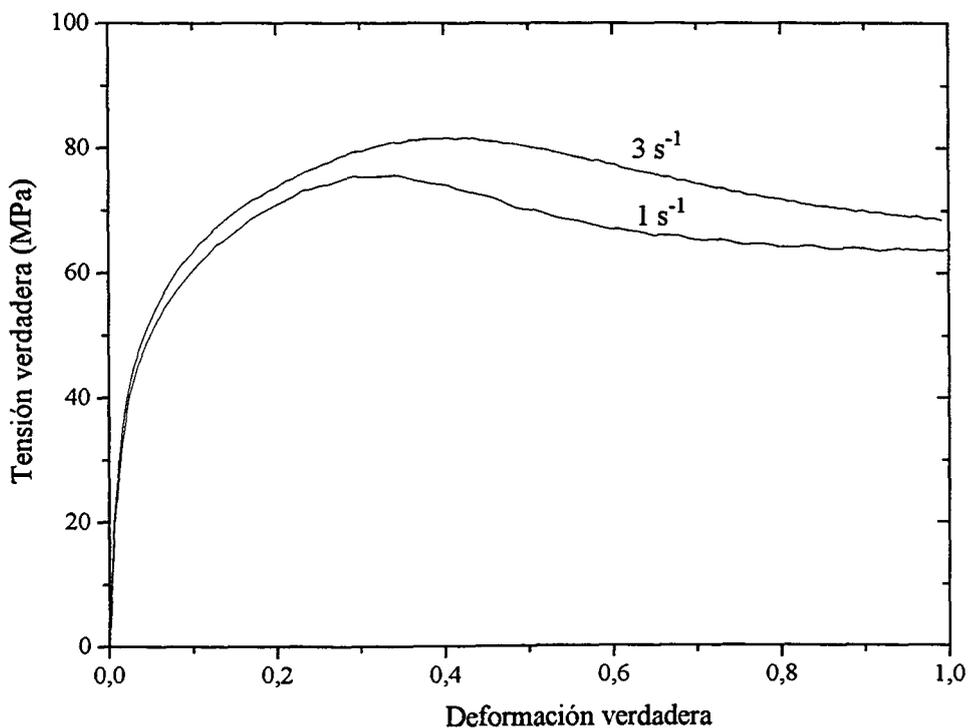


Fig. 4.9f Curvas tensión verdadera - deformación verdadera de la serie de ensayos M30min a $T=1150 \text{ }^\circ\text{C}$ y diferentes velocidades de deformación

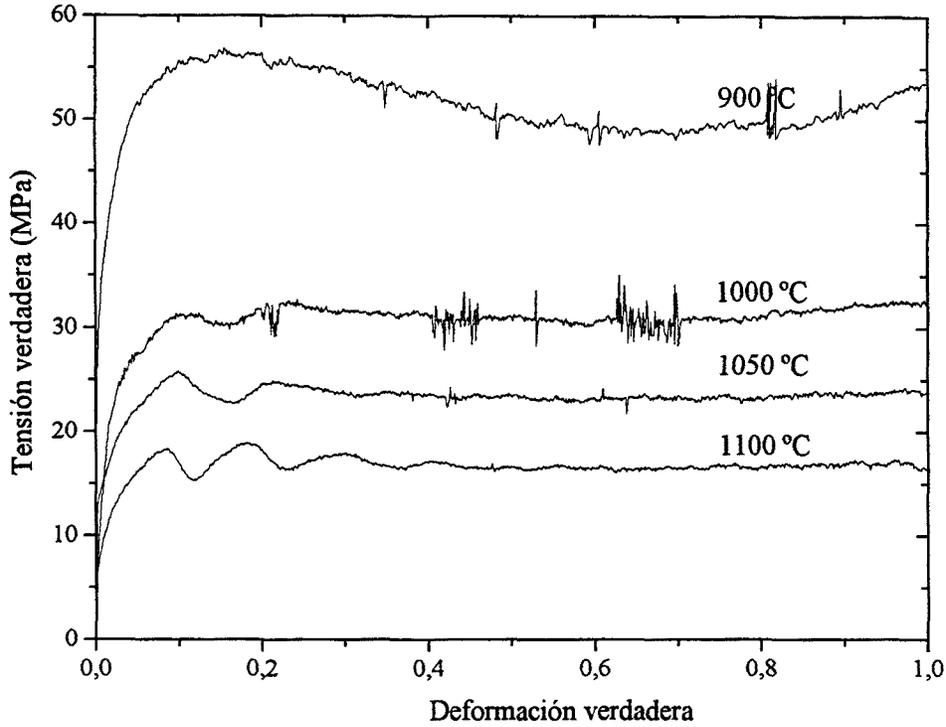


Fig. 4.10a Curvas tensión verdadera - deformación verdadera de la serie de ensayos M30min a $\dot{\epsilon} = 0,0001 \text{ s}^{-1}$ y diferentes temperaturas

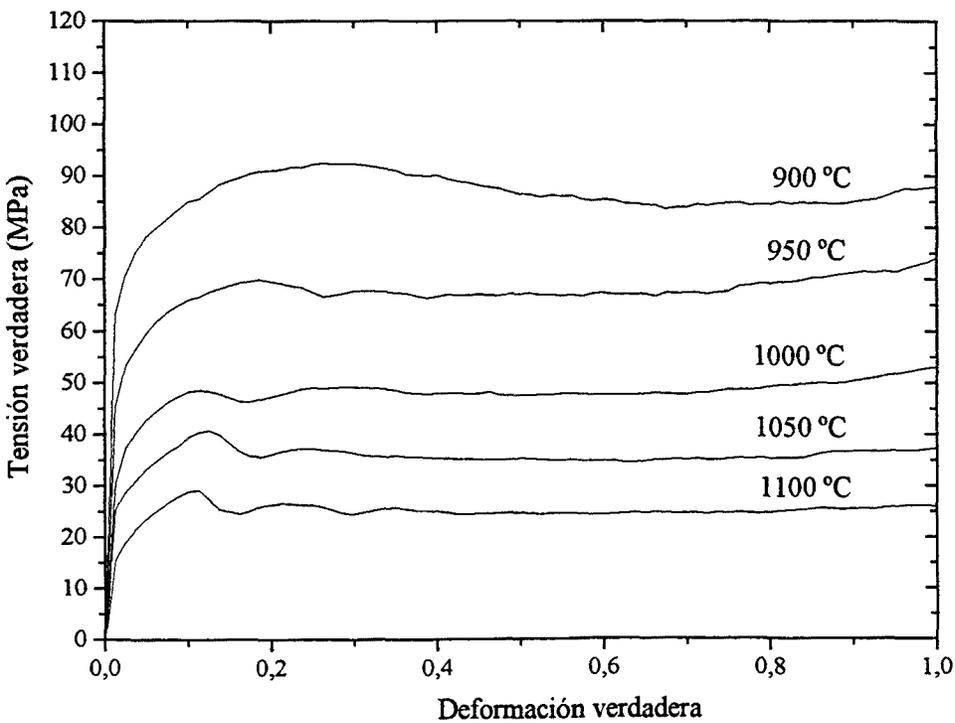


Fig. 4.10b Curvas tensión verdadera - deformación verdadera de la serie de ensayos M30min a $\dot{\epsilon} = 0,001 \text{ s}^{-1}$ y diferentes temperaturas

IV. RESULTADOS EXPERIMENTALES

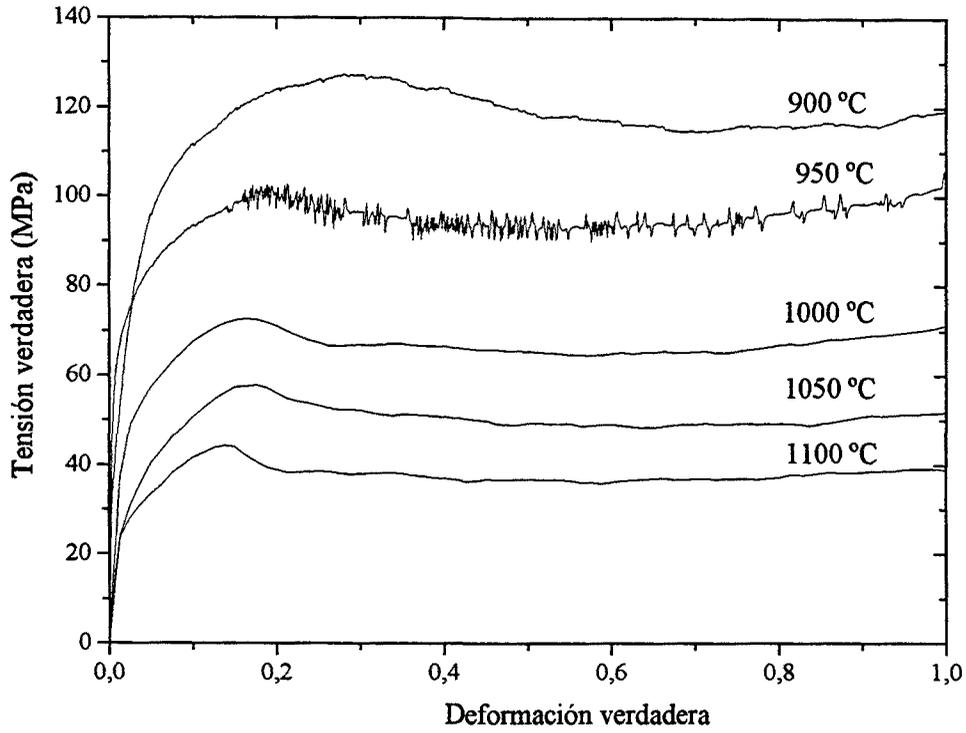


Fig. 4.10c Curvas tensión verdadera - deformación verdadera de la serie de ensayos M30min a $\dot{\epsilon} = 0,01 \text{ s}^{-1}$ y diferentes temperaturas

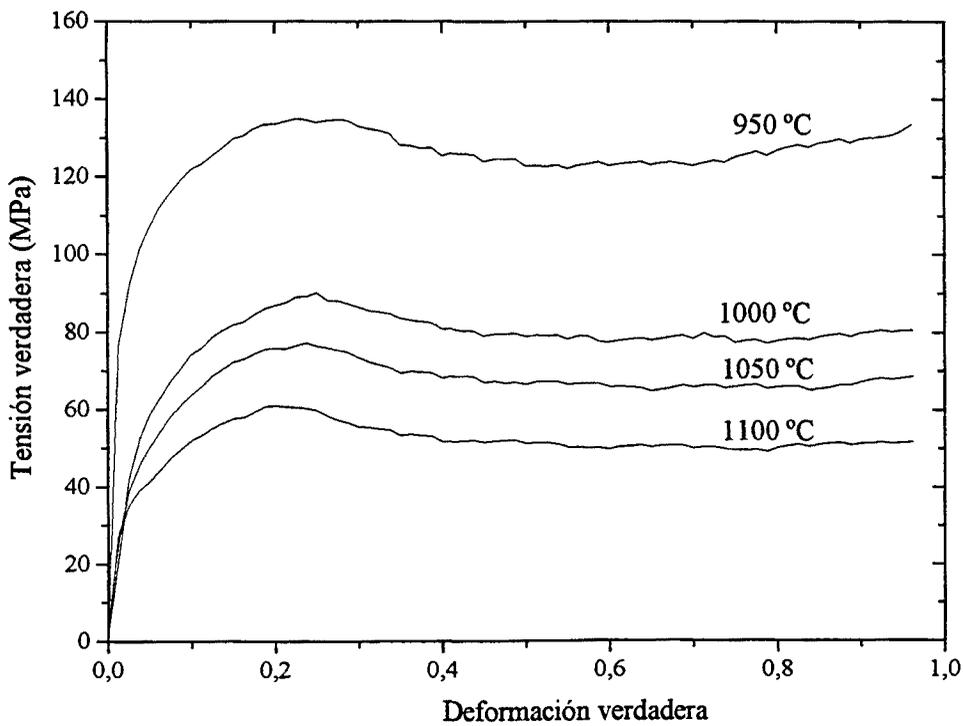


Fig. 4.10d Curvas tensión verdadera - deformación verdadera de la serie de ensayos M30min a $\dot{\epsilon} = 0,1 \text{ s}^{-1}$ y diferentes temperaturas

IV. RESULTADOS EXPERIMENTALES

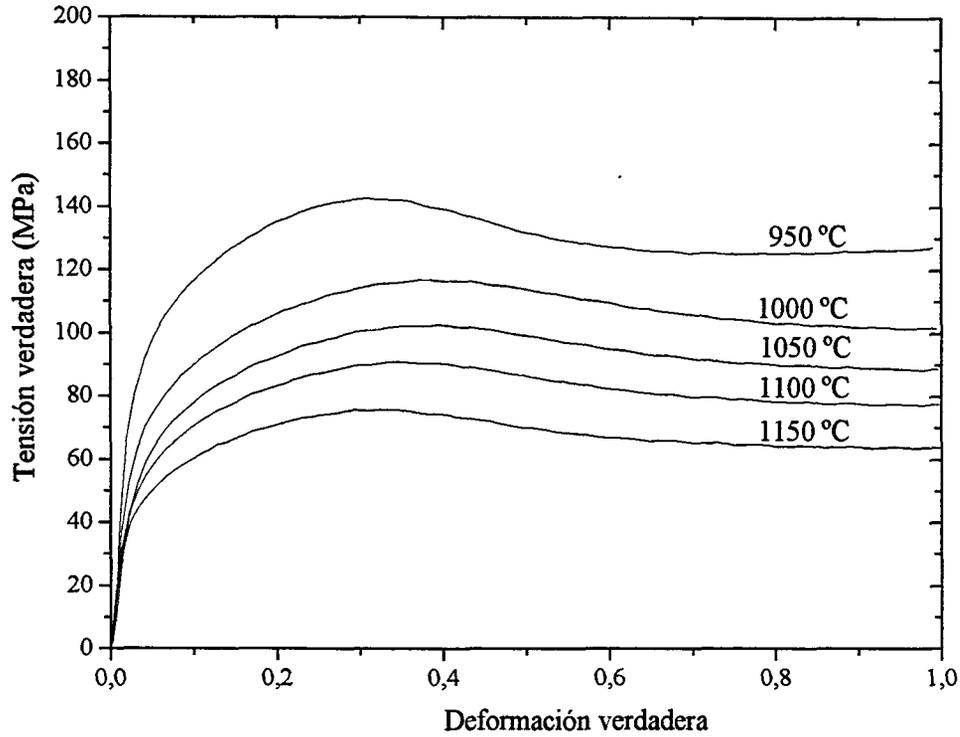


Fig. 4.10e Curvas tensión verdadera - deformación verdadera de la serie de ensayos M30min a $\dot{\epsilon} = 1 \text{ s}^{-1}$ y diferentes temperaturas

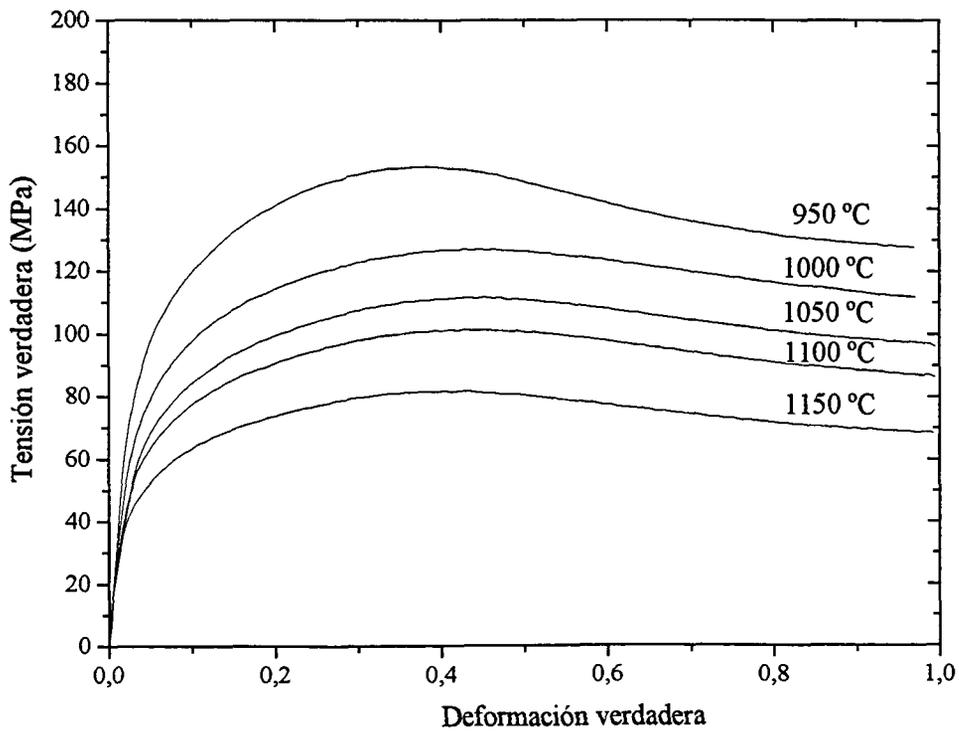


Fig. 4.10f Curvas tensión verdadera - deformación verdadera de la serie de ensayos M30min a $\dot{\epsilon} = 3 \text{ s}^{-1}$ y diferentes temperaturas

En el análisis de las curvas de fluencia se pueden destacar tres aspectos:

a) En algunas condiciones de ensayo (ver Fig. 4.2a, 4.4a, 4.6a, 4.8a y 4.10a) se nota la aparición de una curvas de fluencia dentadas. La aparición de dientes en la curva de tensión verdadera - deformación verdadera puede ser atribuida a la fluencia discontinua o repetida, este fenómeno se conoce como el efecto de Portevin-Le Chatelier (PLC)^{129,130}. Este fenómeno se debe a fluencia y envejecimiento sucesivos mientras se está ensayando la probeta. Esto proviene del hecho de que en las condiciones en las que se produce el fenómeno, el tiempo requerido para la difusión de los átomos solutos hacia las dislocaciones es mucho menor que el que se precisa para un ensayo de compresión corriente. La concurrencia de varios átomos de soluto en un mismo punto, en el entorno de una dislocación, constituye lo que se denomina atmósferas de Cottrell. Ello contribuye a fijar, a anclar, las dislocaciones existentes en las proximidades de esas atmósferas. Para la puesta en movimiento de las dislocaciones, así ancladas, se requiere mayores esfuerzos que cuando, el mismo material, con las mismas dislocaciones, no presenta atmósferas o, como suele decirse industrialmente, no está envejecido. Para iniciar el movimiento de las dislocaciones en el material envejecido se requiere el esfuerzo habitual, y para romper los anclajes además, un esfuerzo complementario. Las oscilaciones mostradas en la Fig. 4.2a, a 1100 y 1050 °C, no se deben al efecto PLC sino a ligeras oscilaciones de temperatura en el horno de ensayo.

b) En algunos casos, donde se observa una recristalización cíclica, la tensión máxima del primero ciclo de recristalización es inferior a la del segundo ciclo (ver Fig. 4.4a, 4.6a y 4.10a). Esto también ha sido observado por Mintz y Col.²⁹ en aceros de bajo carbono con aluminio y a velocidades de deformación relativamente lentas ($3 \cdot 10^{-4}$ seg⁻¹). El citado efecto lo atribuyeron a las partículas de nitruro de aluminio y al control que éstas ejercían sobre el tamaño de grano. Con tamaños de grano fino se conseguía promover la recristalización, de modo que las deformaciones necesarias para que ésta progresase eran inferiores a las de aceros sin aluminio. Ello a su vez provocaba que el primer pico de recristalización fuese inferior, y por lo tanto el carácter anómalo de las curvas no estribaba en que el segundo pico fuese más alto que el primero, sino en que el primero era anormalmente bajo. A medida que los tamaños de grano crecían (bien los iniciales, bien los producidos durante la recristalización

dinámica cíclica) este fenómeno se diluía. Sellars²², también, en uno de sus trabajos de investigación observó este comportamiento inhabitual de las curvas de fluencia.

c) En la mayoría de los casos, cuando el ensayo de compresión se acerca de la deformación verdadera $\varepsilon = 0.7$ la tensión de fluencia en la curva tensión verdadera - deformación verdadera tiende a subir ligeramente. Ello se debe al choque de las zonas muertas o "conos de rozamiento" (ver Fig. 3.3)^{129,131}. A medida que los conos de rozamiento se van aproximando, la fuerza requerida para producir el mismo tanto por ciento de reducción aumenta y, por consiguiente, la curva de fluencia se desplaza hacia arriba.

I-1 Variación de la deformación de pico con la velocidad de deformación.

Para detectar si hubo interacción entre la recristalización dinámica y la precipitación dinámica, se representó en las figuras 4.11 y 4.12 las variaciones de la deformación de pico ε_p (deformación necesaria para producir recristalización dinámica) con la velocidad de deformación a diferentes temperaturas para las series de ensayos V1200 y M1200. En las demás series de ensayo no se puede analizar si hubo interacción o no ya que la austenización se efectuó a temperatura de ensayo y los precipitados no estaban totalmente disueltos y por lo tanto no puede analizarse en toda su magnitud la precipitación dinámica.

Generalmente ε_p tiende a disminuir cuando disminuye la velocidad de deformación. Del mismo modo cuando la temperatura disminuye es necesaria mayor deformación para provocar recristalización dinámica. En especial las curvas ε_p vs $\dot{\varepsilon}$ correspondientes a temperaturas relativamente altas (>1000 °C) muestran una variación monótona, queriendo indicar que no está ocurriendo precipitación dinámica o es tan débil que no puede retrasar la recristalización dinámica. No sucede lo mismo con las curvas de inferior temperatura sobre todo a velocidades de deformación intermedias a bajas donde parecen observarse unas ondulaciones, claro indicio de interacción entre la precipitación y la recristalización dinámica, aunque en todo caso es muy débil y no parece necesario considerar dicho efecto tal y como ha sido reportado en aceros HSLA microaleados con V, Ti y Al^{32,154-159}.

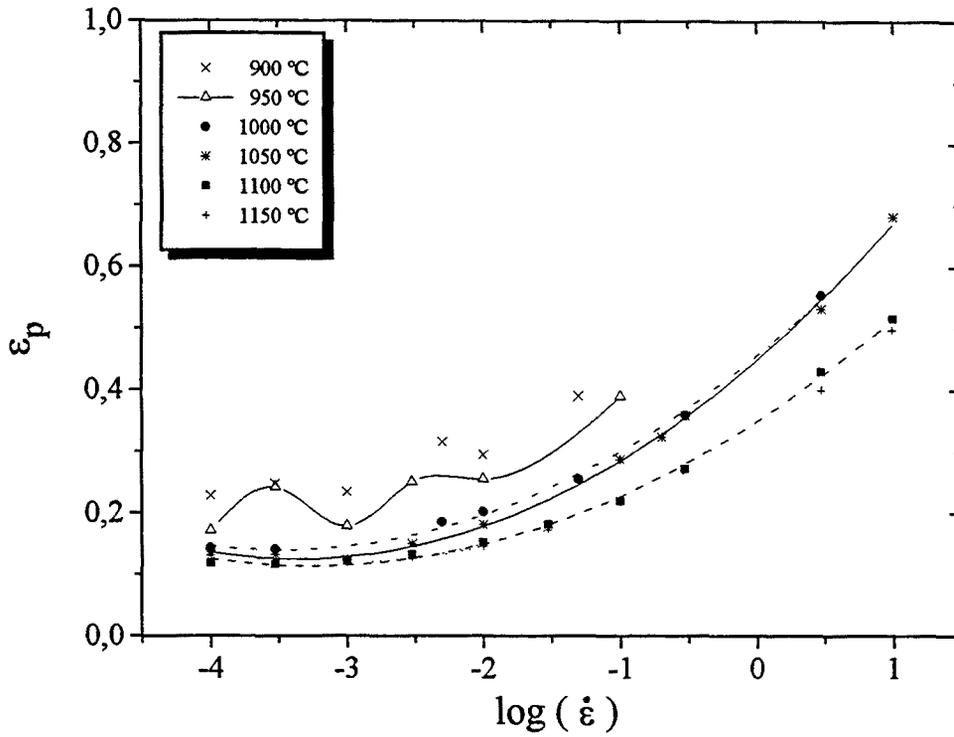


Fig. 4.11 Variación de la deformación de pico ϵ_p con la velocidad de deformación a diferentes temperaturas para los ensayos de la serie V1200

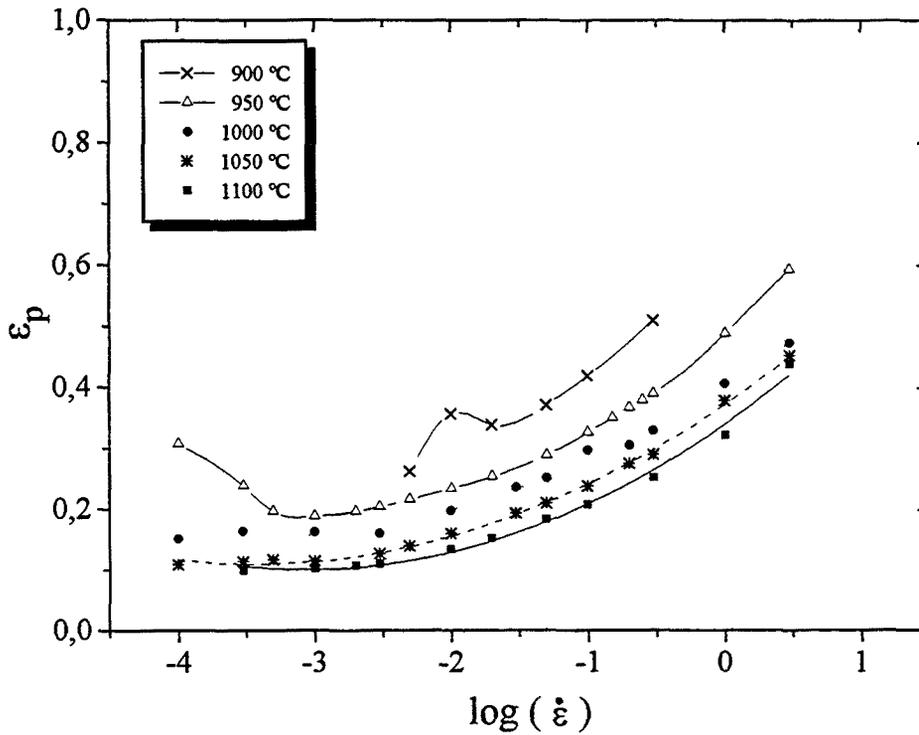


Fig. 4.12 Variación de la deformación de pico ϵ_p con la velocidad de deformación a diferentes temperaturas para los ensayos de la serie M1200

II- MAPAS DE PROCESADO

II-1 Mapas de disipación de energía

Los mapas de disipación de energía se determinan en base a datos experimentales de fluencia en un amplio rango de temperaturas y velocidades de deformación, usando los principios del modelo dinámico de materiales⁵⁴⁻⁵⁸. Normalmente, las curvas $\log(\sigma)$ vs $\log(\dot{\epsilon})$ se ajustaron a un polinomio de segundo grado, pero en el caso de la serie de ensayos V5min se observó que el ajuste a un polinomio de tercer grado daba mejor resultados. El coeficiente de sensibilidad a

la velocidad de deformación, $m = \left(\frac{\partial \log \sigma}{\partial \log \dot{\epsilon}} \right)_{\epsilon, T}$, se determina a partir de la pendiente en

cada punto de la curva.

La figura 4.13 muestra un ejemplo de la variación de $\log(\sigma)$ en función $\log(\dot{\epsilon})$ y la ecuación de ajuste utilizada. Utilizando estos datos a varias deformaciones y varias temperaturas, se puede determinar la eficiencia de la disipación de energía usando la ecuación (1.22).

En las figuras 4.14 a 4.18 se representan los mapas de disipación de energía obtenidos a deformaciones 0.2, 0.4 y 0.6 de los dos aceros a diferentes condiciones de austenización. En estas figuras, la variación 3-D de la eficiencia de disipación de energía con la temperatura y la velocidad de deformación se representa como mapa 3-D, y para una mejor visualización también se muestra el mapa de contornos de iso-eficiencia en el plano de velocidad de deformación - temperatura.

Los mapas obtenidos a diferentes deformaciones varían sensiblemente con la deformación y a medida que aumenta van apareciendo nuevos dominios en el mapa. Esto quiere decir que la deformación afecta sensiblemente a los mapas de procesado obtenidos, lo cual es lógico ya que diferentes mecanismos de ablandamiento están operando a distintas combinaciones de temperaturas, velocidades de deformación y tamaño de grano inicial.

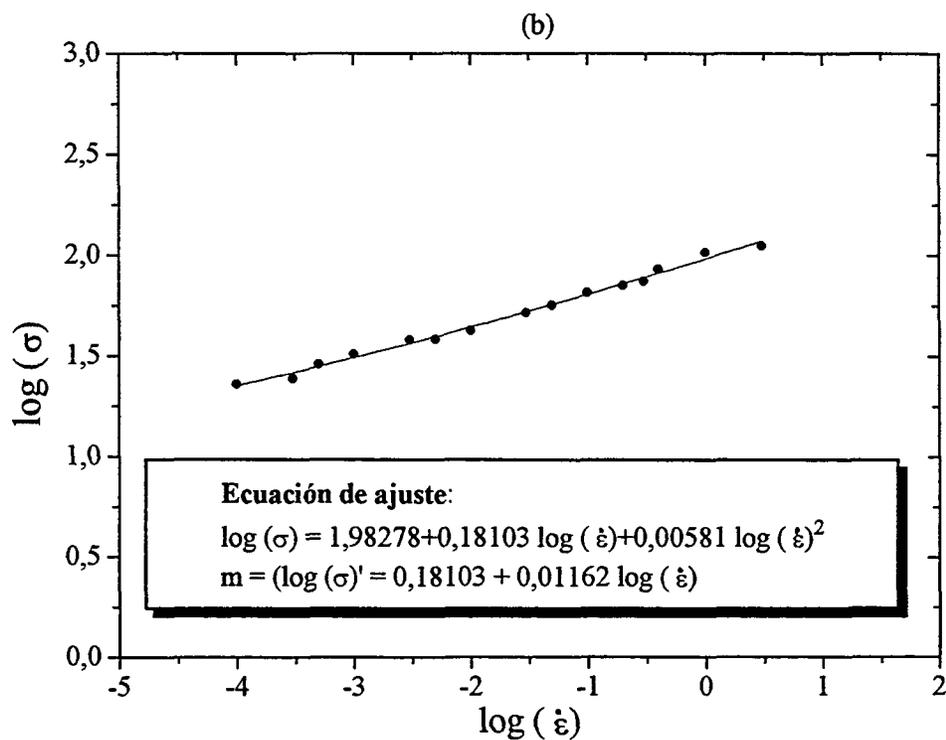
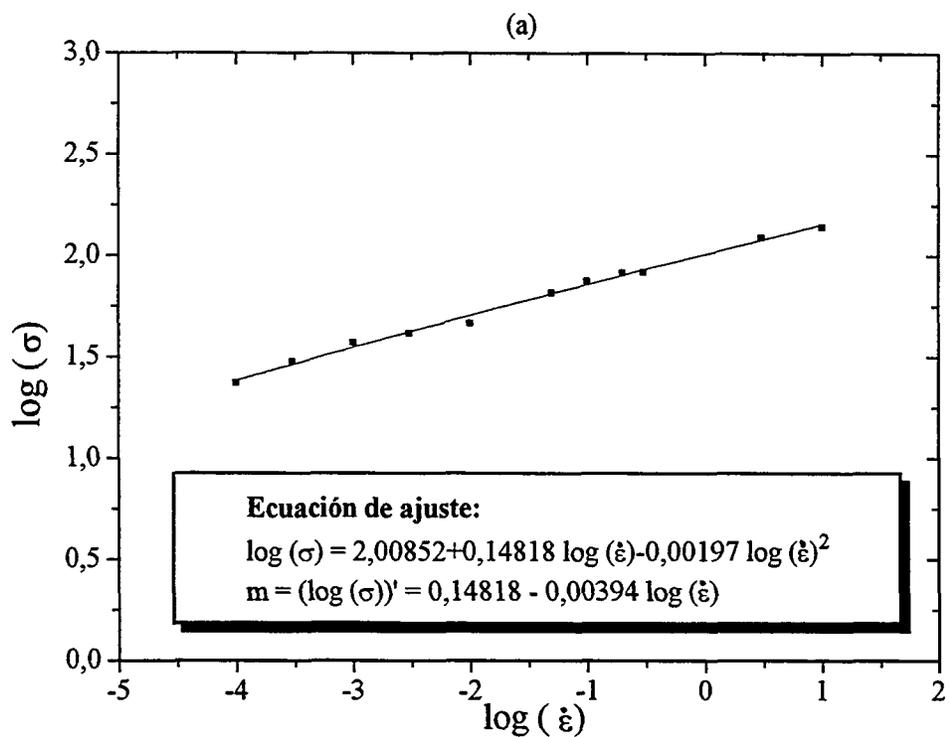


Fig. 4.13 Variación de $\log(\sigma)$ con $\log(\dot{\epsilon})$ y la ecuación de ajuste utilizada en la serie de ensayos (a) V1200 y (b) M1200 a $\epsilon = 0,6$ y $T = 1050$ °C

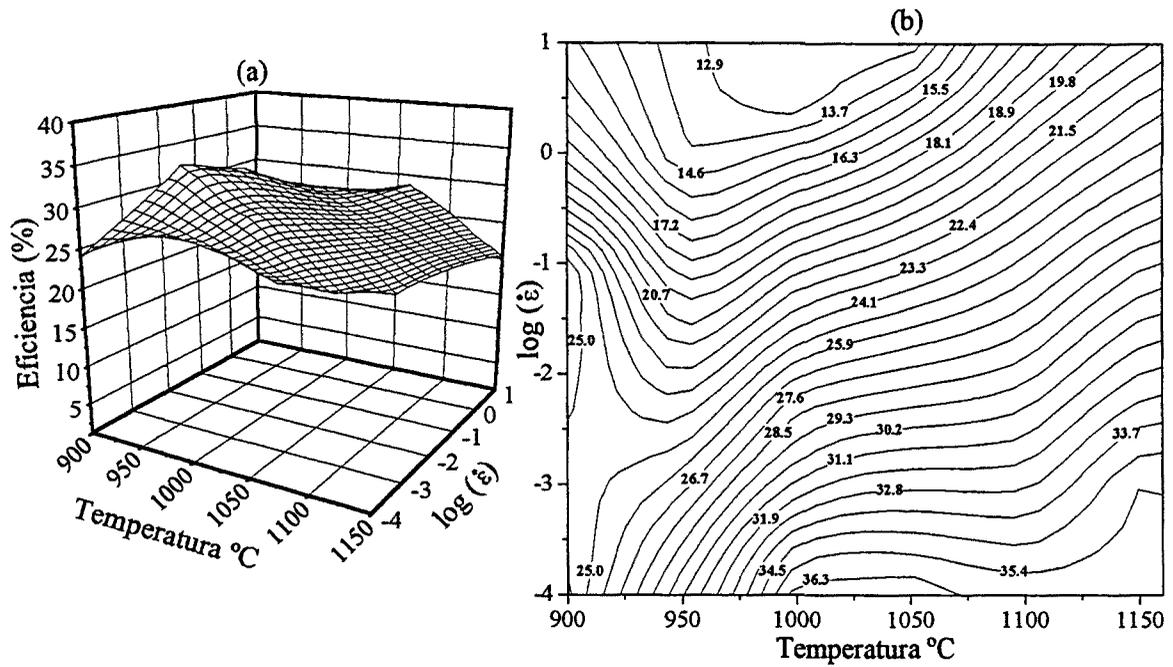


Fig. 4.14a - (a) Mapa 3-D de disipación de energía para la serie de ensayos V1200 obtenido a $\epsilon = 0.2$, (b) Mapa de contornos de iso-eficiencia.

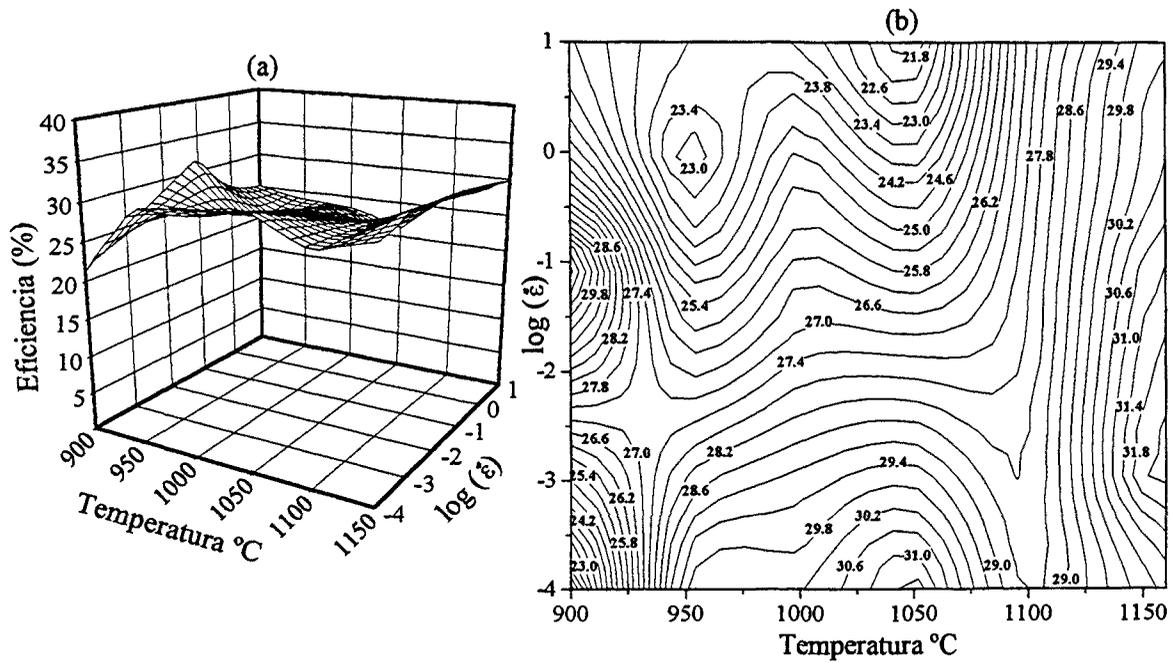


Fig. 4.14b - (a) Mapa 3-D de disipación de energía para la serie de ensayos V1200 obtenido a $\epsilon = 0.4$, (b) Mapa de contornos de iso-eficiencia.

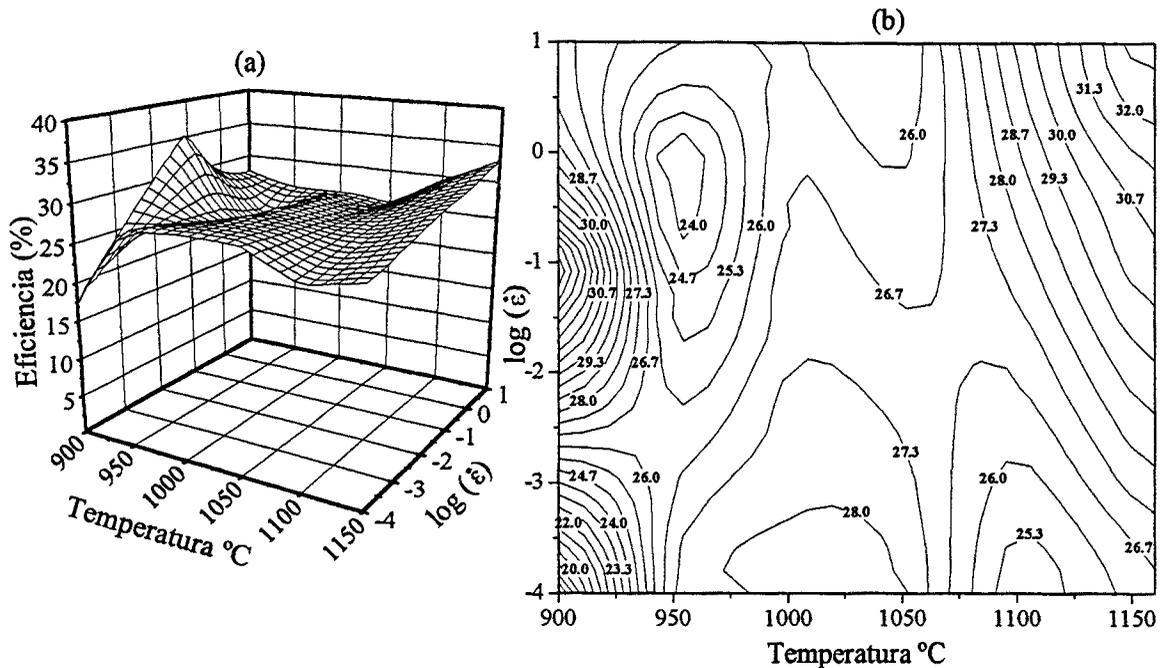


Fig. 4.14c - (a) Mapa 3-D de disipación de energía para la serie de ensayos V1200 obtenido a $\epsilon = 0.6$, (b) Mapa de contornos de iso-eficiencia.

Los mapas de procesado de la serie de ensayos V1200 exhiben los dominios, caracterizados por picos de eficiencia, siguientes:

(a) A deformación $\epsilon = 0.2$ se observa un amplio dominio a bajas velocidades de deformación centrado a $T = 1025 \text{ }^{\circ}\text{C}$ y $\dot{\epsilon} = 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ con una eficiencia de 36.3 %

(b) A deformación $\epsilon = 0.4$ se observan tres dominios: el primer dominio está centrado a $T = 900 \text{ }^{\circ}\text{C}$ y $\dot{\epsilon} = 10^{-1} \text{ s}^{-1}$ con una eficiencia de 32 %, el segundo dominio está centrado a $T = 1050 \text{ }^{\circ}\text{C}$ y $\dot{\epsilon} = 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ con una eficiencia de 31.4 %, y el tercer dominio se está desplazando hacia altas temperaturas y casi todo el rango de velocidades de deformación.

(c) A deformación $\epsilon = 0.6$ se aprecian los tres dominios observados en el mapa de la deformación $\epsilon = 0.4$ pero bien diferenciados aunque el segundo dominio es muy suave en este caso.

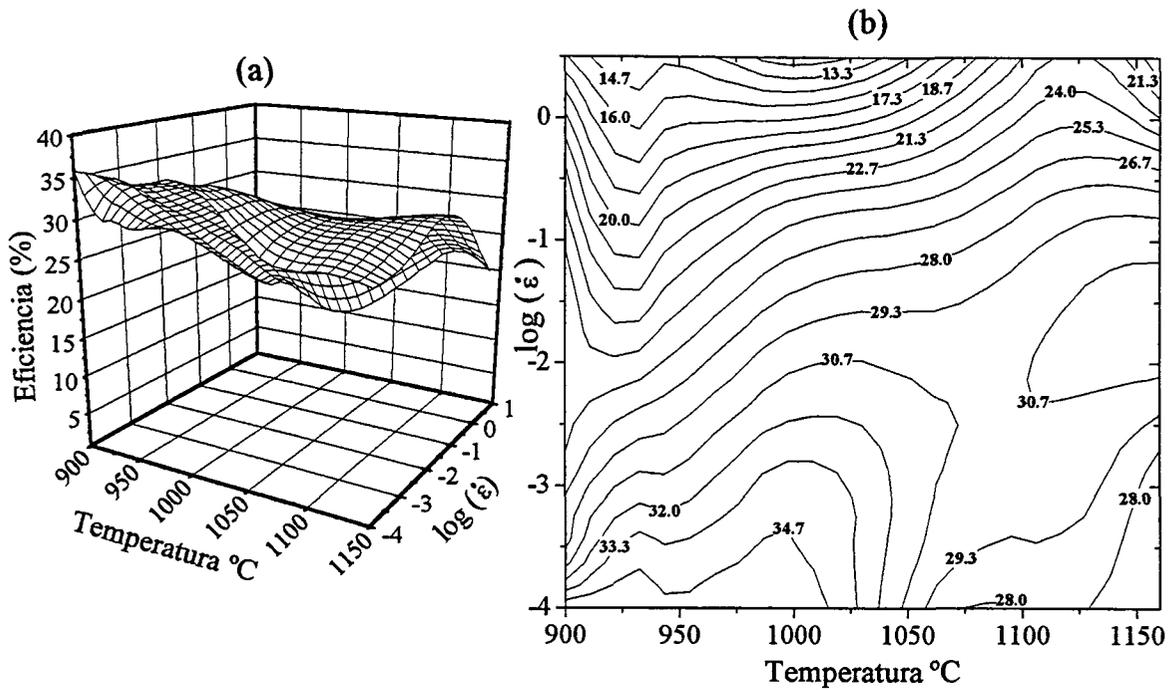


Fig. 4.15a - (a) Mapa 3-D de disipación de energía para la serie de ensayos V5min obtenido a $\epsilon = 0.2$, (b) Mapa de contornos de iso-eficiencia.

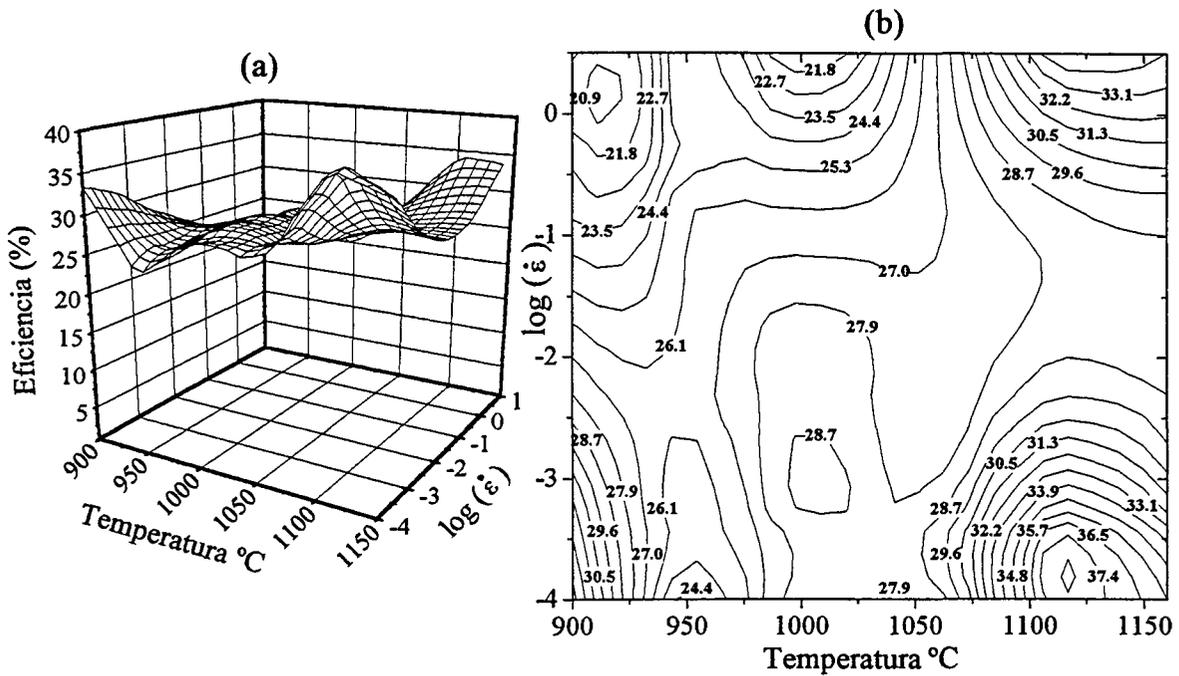


Fig. 4.15b - (a) Mapa 3-D de disipación de energía para la serie de ensayos V5min obtenido a $\epsilon = 0.4$, (b) Mapa de contornos de iso-eficiencia.

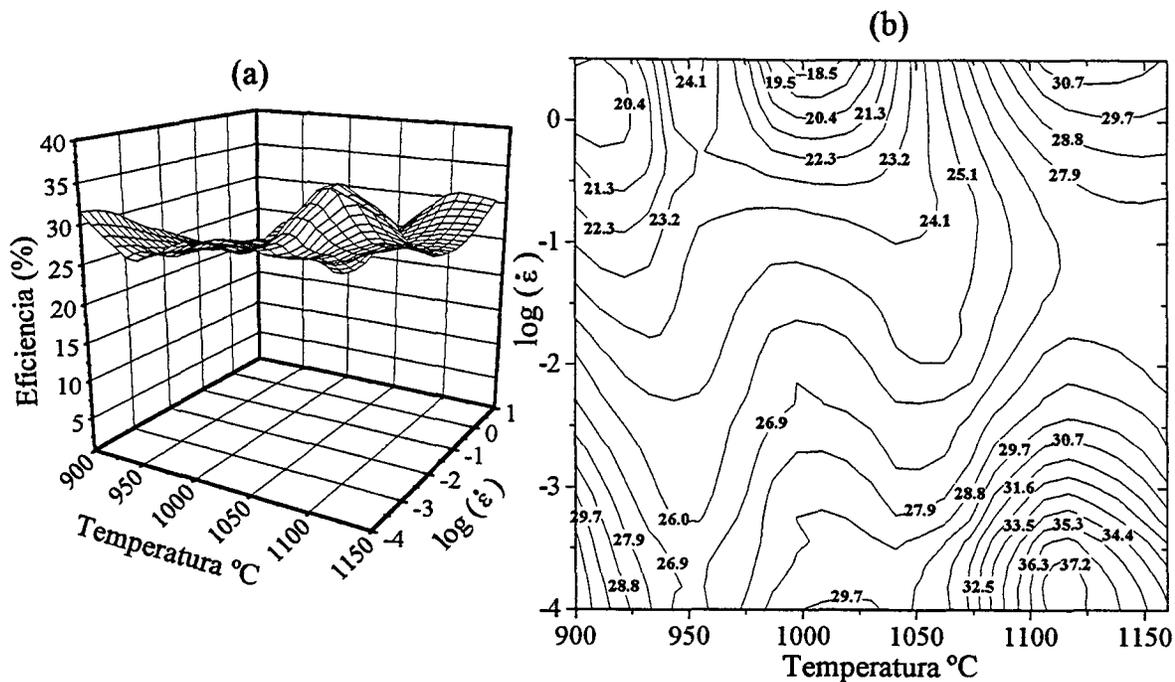


Fig. 4.15c - (a) Mapa 3-D de disipación de energía para la serie de ensayos V5min obtenido a $\epsilon = 0.6$, (b) Mapa de contornos de iso-eficiencia.

Los mapas correspondientes a la serie de ensayos V5min revelan la existencia de los dominios con picos de eficiencia siguientes:

(a) A deformación $\epsilon = 0.2$ sólo se observa un dominio a bajas velocidades de deformación y en el rango de temperaturas 900 °C - 1050 °C con una eficiencia de 35 % a 900 °C y 10^{-4} s^{-1} .

(b) A deformación $\epsilon = 0.4$ se destaca la existencia de tres dominios: el primero es el observado en el mapa de la deformación $\epsilon = 0.2$ centrado ahora a 900 °C y 10^{-4} s^{-1} con una eficiencia de 33 %. El segundo dominio está centrado a 1125 °C y 10^{-4} s^{-1} con una eficiencia de 38.3 %. El tercer dominio está situado a altas temperaturas y altas velocidades de deformación con una eficiencia de 34 % a 1150 °C y 3 s^{-1} .

(c) A deformación $\epsilon = 0.6$ se vuelven a destacar los tres dominios que aparecen en el mapa de la deformación $\epsilon = 0.4$ pero con unas eficiencias ligeramente más bajas.

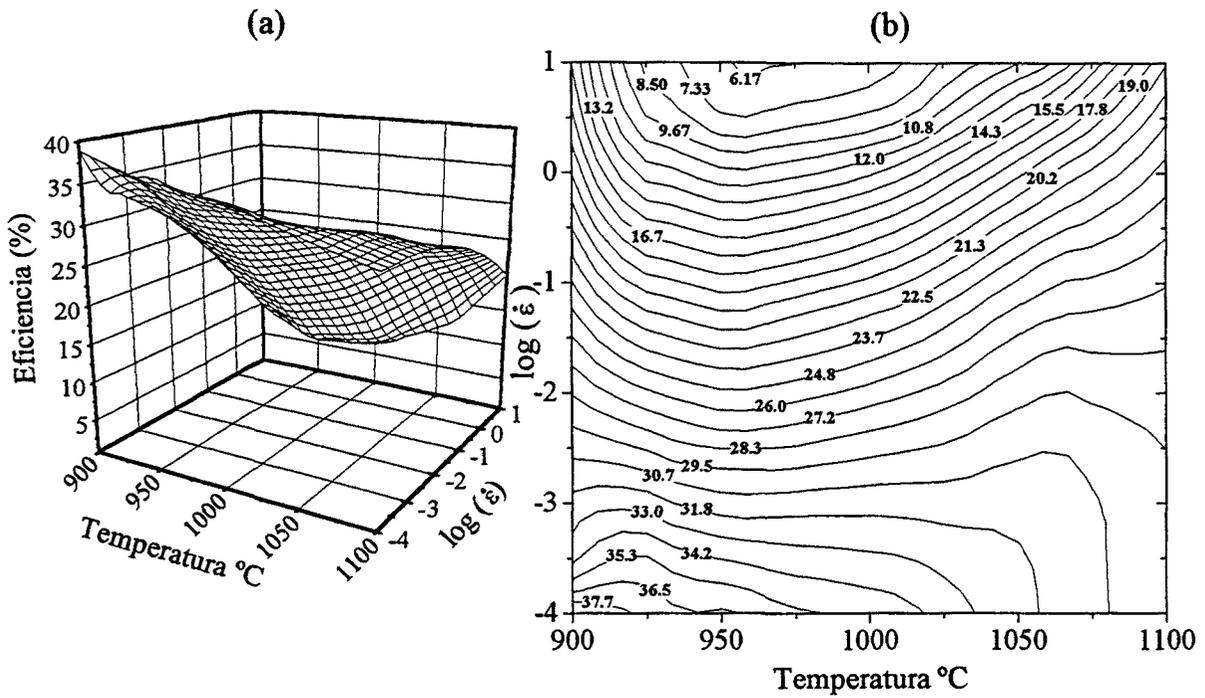


Fig. 4.16a - (a) Mapa 3-D de disipación de energía para la serie de ensayos V30min obtenido a $\epsilon = 0.2$, (b) Mapa de contornos de iso-eficiencia

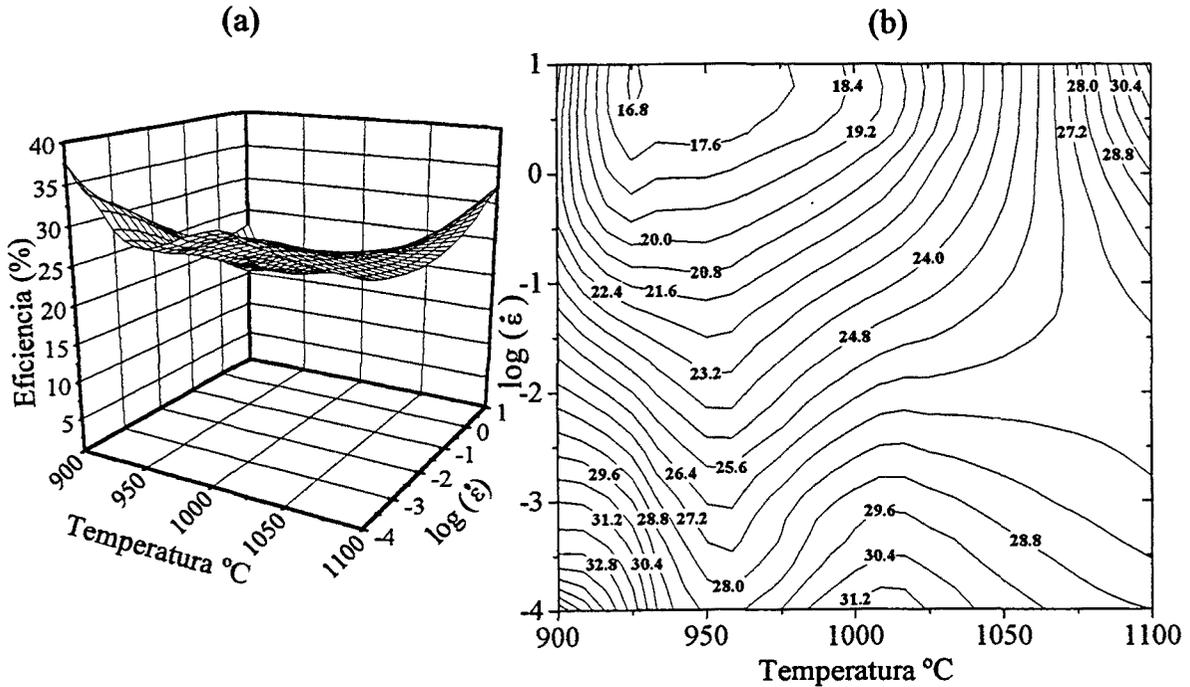


Fig. 4.16b - (a) Mapa 3-D de disipación de energía para la serie de ensayos V30min obtenido a $\epsilon = 0.4$, (b) Mapa de contornos de iso-eficiencia

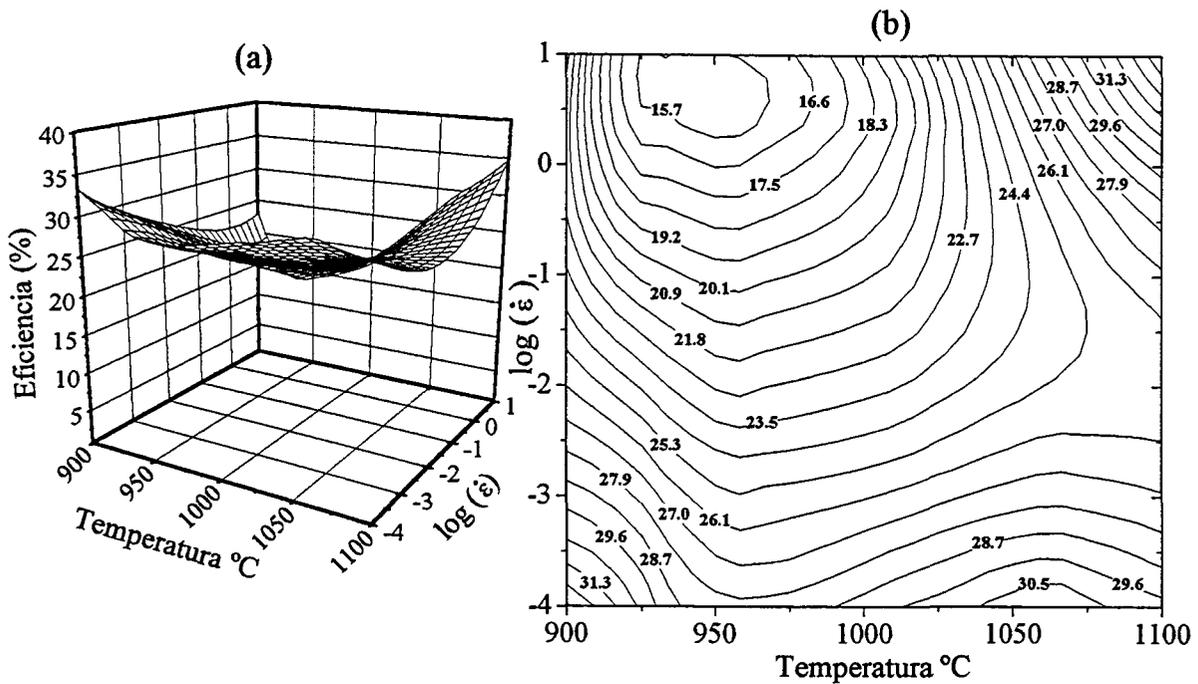


Fig. 4.16c - (a) Mapa 3-D de disipación de energía para la serie de ensayos V30min obtenido a $\epsilon = 0.6$, (b) Mapa de contornos de iso-eficiencia

En el caso de la serie de ensayos V30min los mapas indican las existencia de los dominios siguientes:

(a) A deformación $\epsilon = 0.2$ se nota la existencia de un amplio dominio a bajas velocidades de deformación centrado a 900 °C y 10^{-4} s^{-1} con una eficiencia de 37.7 %.

(b) A deformación $\epsilon = 0.4$ el mapa de procesamiento revela la existencia de tres dominios. El primer dominio está centrado a 900 °C y 10^{-4} s^{-1} con una eficiencia de 38 %, el segundo dominio está centrado a 1000 °C y 10^{-4} s^{-1} con una eficiencia de 31.2 %, y el tercer dominio está situado en la zona de altas temperaturas y altas velocidades de deformación con una eficiencia de 32 % a 1100 °C y 10 s^{-1} .

(c) A deformación $\epsilon = 0.6$ se observan los tres dominios observados en el mapa de la deformación $\epsilon = 0.4$ pero el segundo dominio se desplazó hacia altas temperaturas y está centrado en este caso a 1050 °C y 10^{-4} s^{-1} con una eficiencia de 30.5 %.

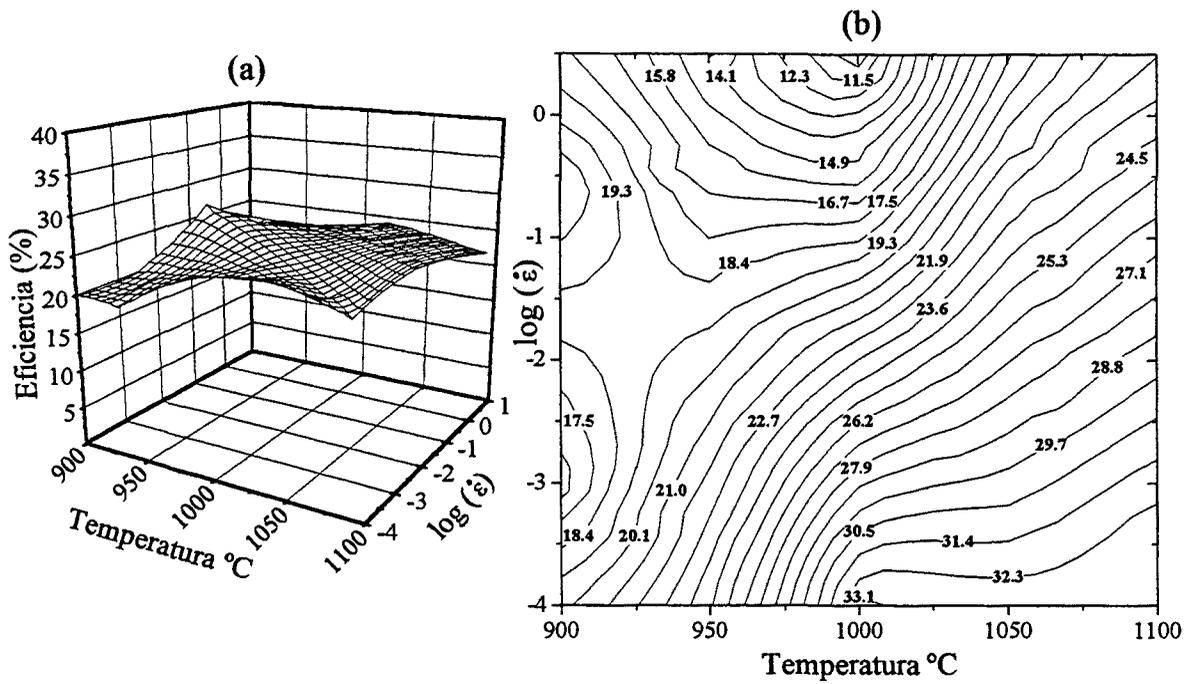


Fig. 4.17a - (a) Mapa 3-D de disipación de energía para la serie de ensayos M1200 obtenido a $\epsilon = 0.2$, (b) Mapa de contornos de iso-eficiencia.

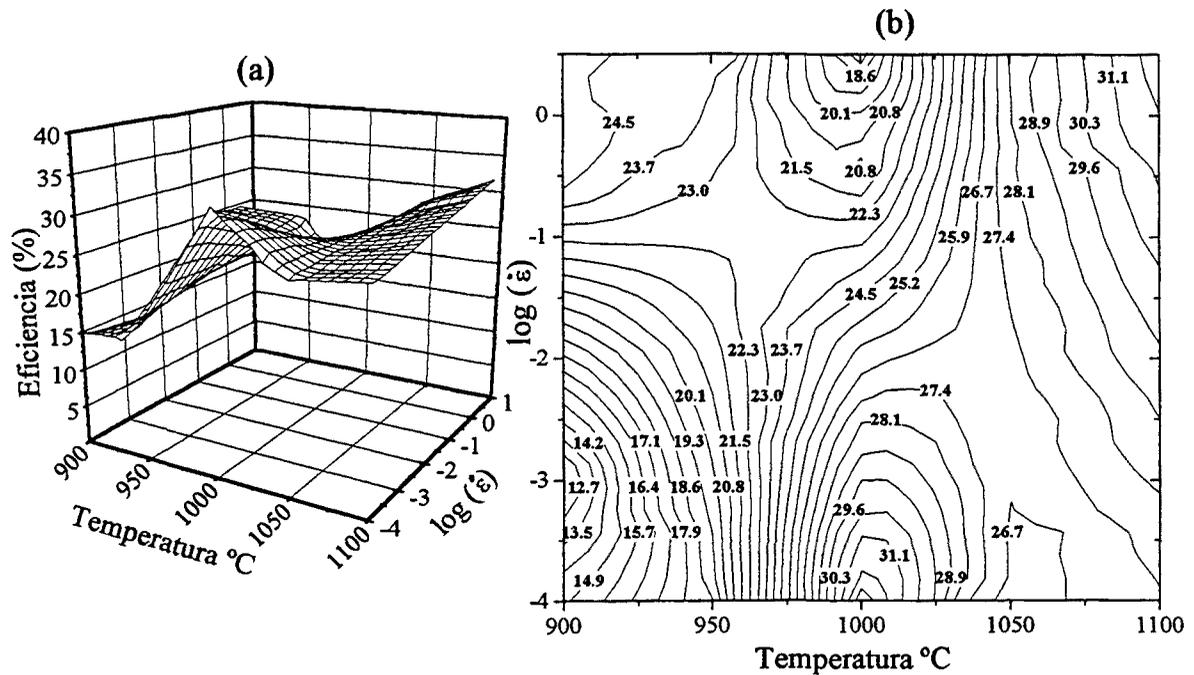


Fig. 4.17b - (a) Mapa 3-D de disipación de energía para la serie de ensayos M1200 obtenido a $\epsilon = 0.4$, (b) Mapa de contornos de iso-eficiencia.

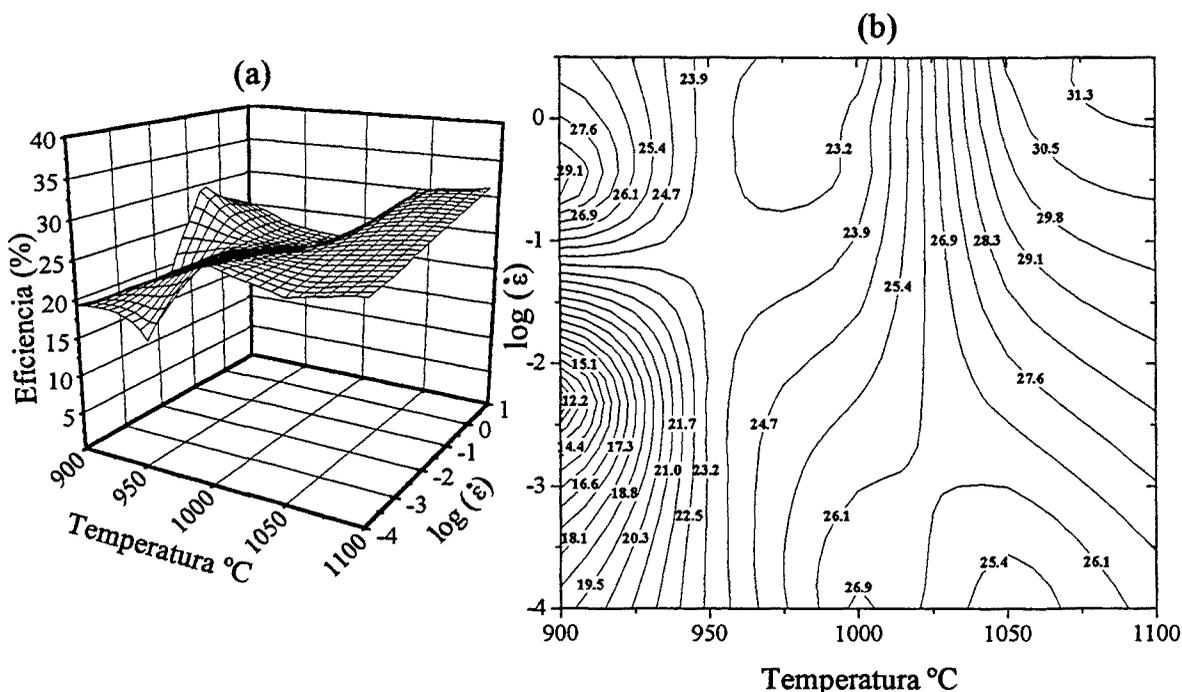


Fig. 4.17c - (a) Mapa 3-D de disipación de energía para la serie de ensayos M1200 obtenido a $\varepsilon = 0.6$, (b) Mapa de contornos de iso-eficiencia.

Los mapas de procesamiento de la serie de ensayos M1200 exhiben los dominios siguientes:

(a) A deformación $\varepsilon = 0.2$ se destaca la aparición de dos dominios. El primero está situado a bajas velocidades de deformación y centrado a 1000 °C y 10^{-4} s^{-1} con una eficiencia de 33 %. El segundo es muy suave y está centrado a 900 °C y 0.3 s^{-1} con una eficiencia de 22.2 %.

(b) A deformación $\varepsilon = 0.4$ se observa la existencia de tres dominios. Dos dominios son los que se observaron en el mapa de la deformación $\varepsilon = 0.2$ pero la eficiencia del segundo dominio centrado a 900 °C y 0.3 s^{-1} es en este caso un poco más alta (24.5 %). El tercer dominio está situado en la zona de altas temperaturas y altas velocidades de deformación.

(c) A deformación $\varepsilon = 0.6$ el dominio que estaba centrado a 1000 °C y 10^{-4} s^{-1} casi desaparece por completo y quedan el dominio situado en la zona de alta temperatura y alta velocidad de deformación, y el dominio centrado a 900 °C y 0.3 s^{-1} con una eficiencia más alta (29.1 %) comparada con la del mismo dominio de los mapas de deformación $\varepsilon = 0.2$ y $\varepsilon = 0.4$.

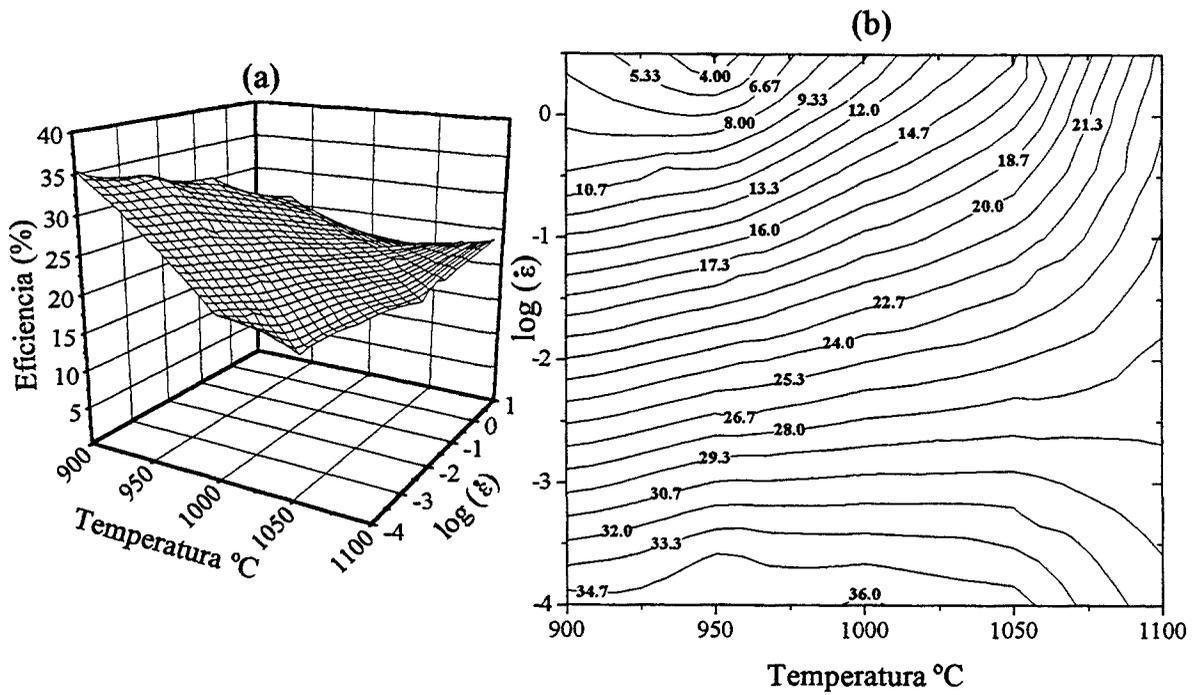


Fig. 4.18a - Mapa de disipación de energía para la serie de ensayos M30min obtenido a $\varepsilon = 0.2$, (b) Mapa de contornos de iso-eficiencia.

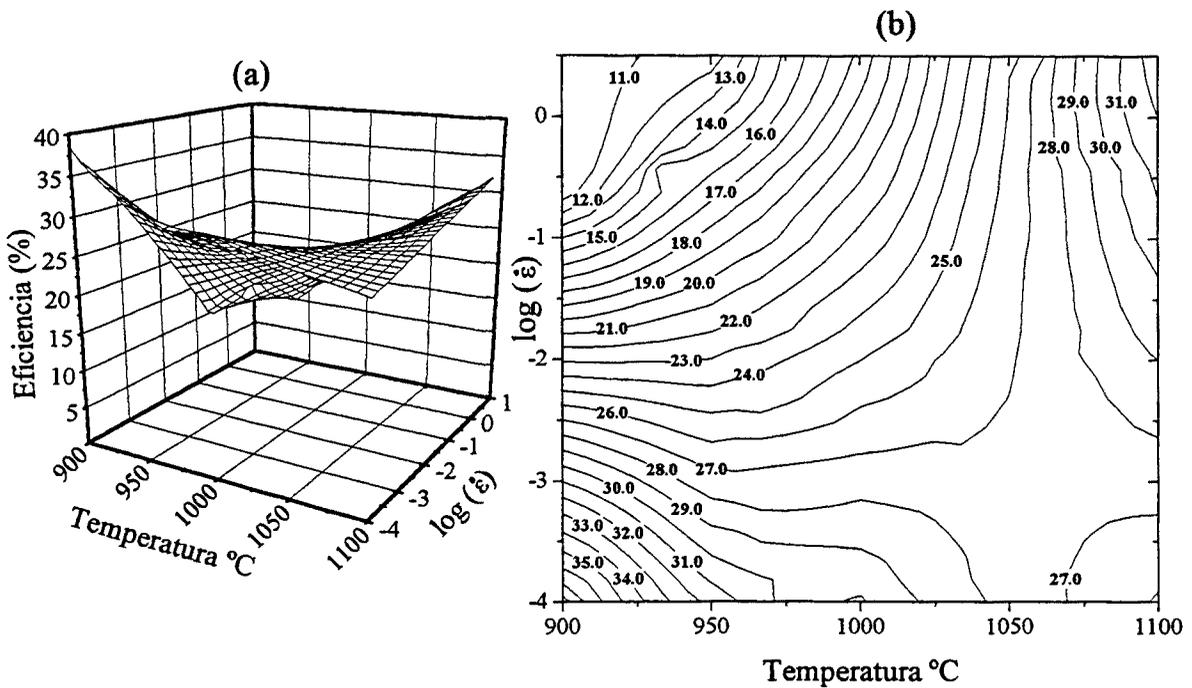


Fig. 4.18b - Mapa de disipación de energía para la serie de ensayos M30min obtenido a $\varepsilon = 0.4$, (b) Mapa de contornos de iso-eficiencia.

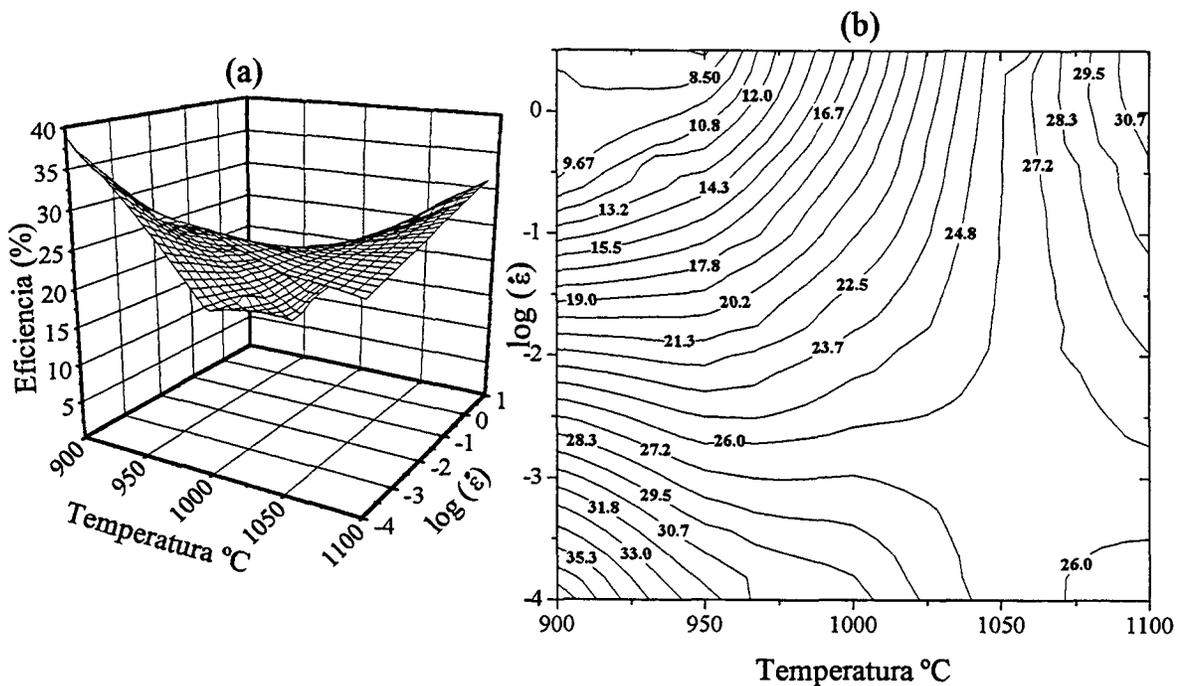


Fig. 4.18c - Mapa de disipación de energía para la serie de ensayos M30min obtenido a $\epsilon = 0.6$, (b) Mapa de contornos de iso-eficiencia.

Los mapas de procesamiento de la serie de ensayos M30min indican la presencia de los dominios siguientes:

(a) A deformación $\epsilon = 0.2$ sólo se observa un amplio dominio a bajas velocidades de deformación con un pico de eficiencia de 36 % a 1000 °C y 10^{-4} s^{-1} .

(b) A deformación $\epsilon = 0.4$ aparecen dos dominios. Uno centrado a 900 °C y 10^{-4} s^{-1} con una eficiencia de 38 %, y el otro está situado en la zona de altas temperaturas y altas velocidades de deformación con una eficiencia de 32 % a 1100 °C y 3 s^{-1} .

(c) A deformación $\epsilon = 0.6$ se destaca la presencia de los mismos dominios observados en el mapa de procesamiento correspondiente a la deformación $\epsilon = 0.4$.

II-2 Mapas de predicción de la inestabilidad plástica

Los mapas de predicción de la inestabilidad plástica se desarrollaron en base al criterio continuo dado por la ecuación (1.40). La variación del parámetro de inestabilidad $\xi (\dot{\epsilon})$ con la temperatura y la velocidad de deformación a deformaciones de 0.2, 0.4 y 0.6 se representa en las figuras 4.19 a 4.23. Las regiones del mapa donde el parámetro $\xi (\dot{\epsilon})$ es negativo, se consideran como regiones inestables de fluencia^{55,132-143}, y no se recomiendan para la conformación de los dos aceros estudiados.

Observando la evolución de los mapas de inestabilidad con la deformación es interesante hacer notar que, generalmente, en los dominios caracterizados por un pico de eficiencia en los mapas de procesado (Figs. 4.14 a 4.18), el parámetro de inestabilidad $\xi (\dot{\epsilon})$ toma sus valores máximos. Al contrario, en los dominios caracterizados por un mínimo de eficiencia, $\xi (\dot{\epsilon})$ toma sus valores mínimos.

En el mapa de inestabilidad correspondiente a la deformación $\epsilon = 0.6$, de todos los casos estudiados, se destaca que el dominio de alta temperatura y alta velocidad de deformación es el dominio más estable de todo el mapa.

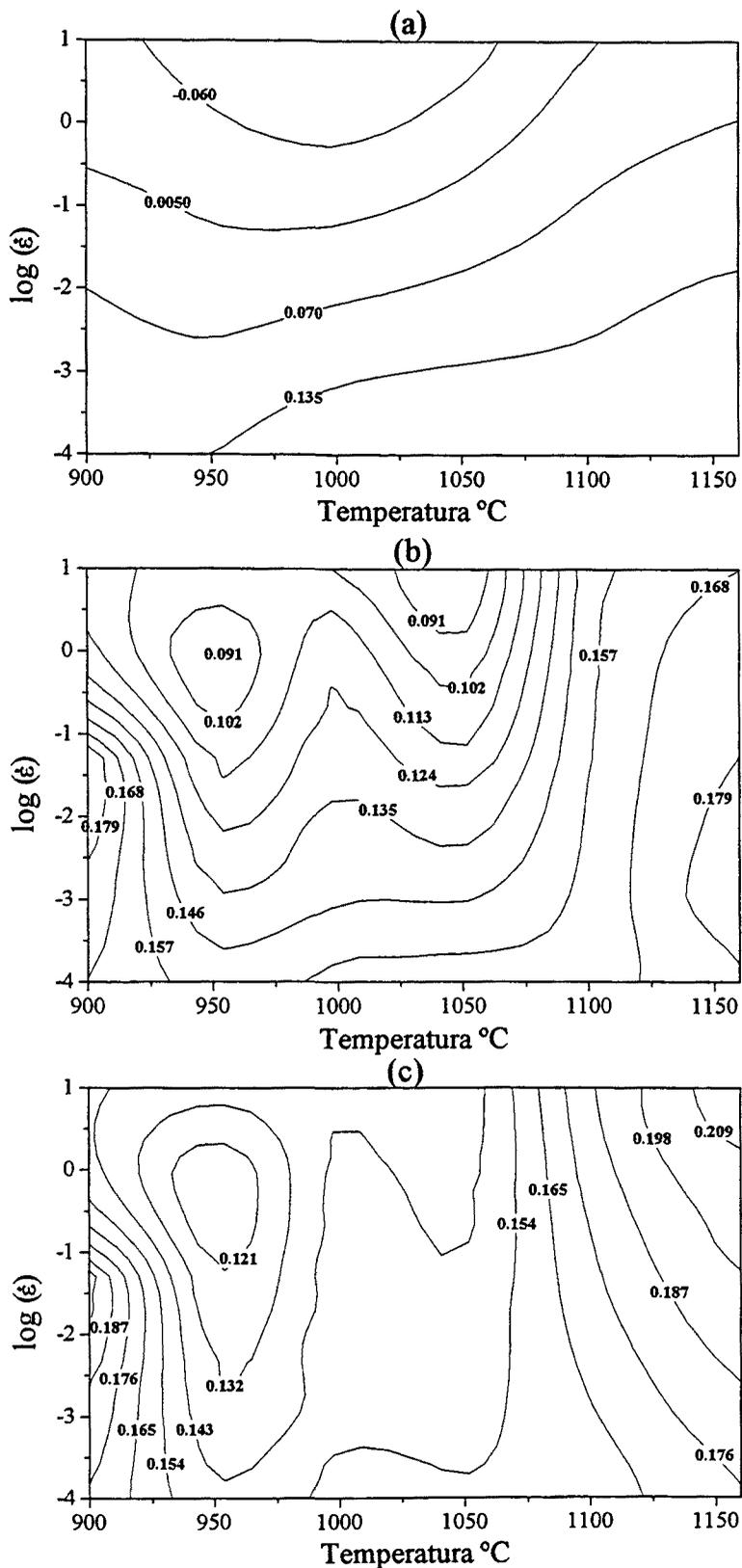


Fig. 4.19 - Mapas de contornos del parámetro de inestabilidad $\xi(\dot{\epsilon})$ de la serie de ensayos V1200 a las deformaciones (a) 0.2, (b) 0.4 y (c) 0.6

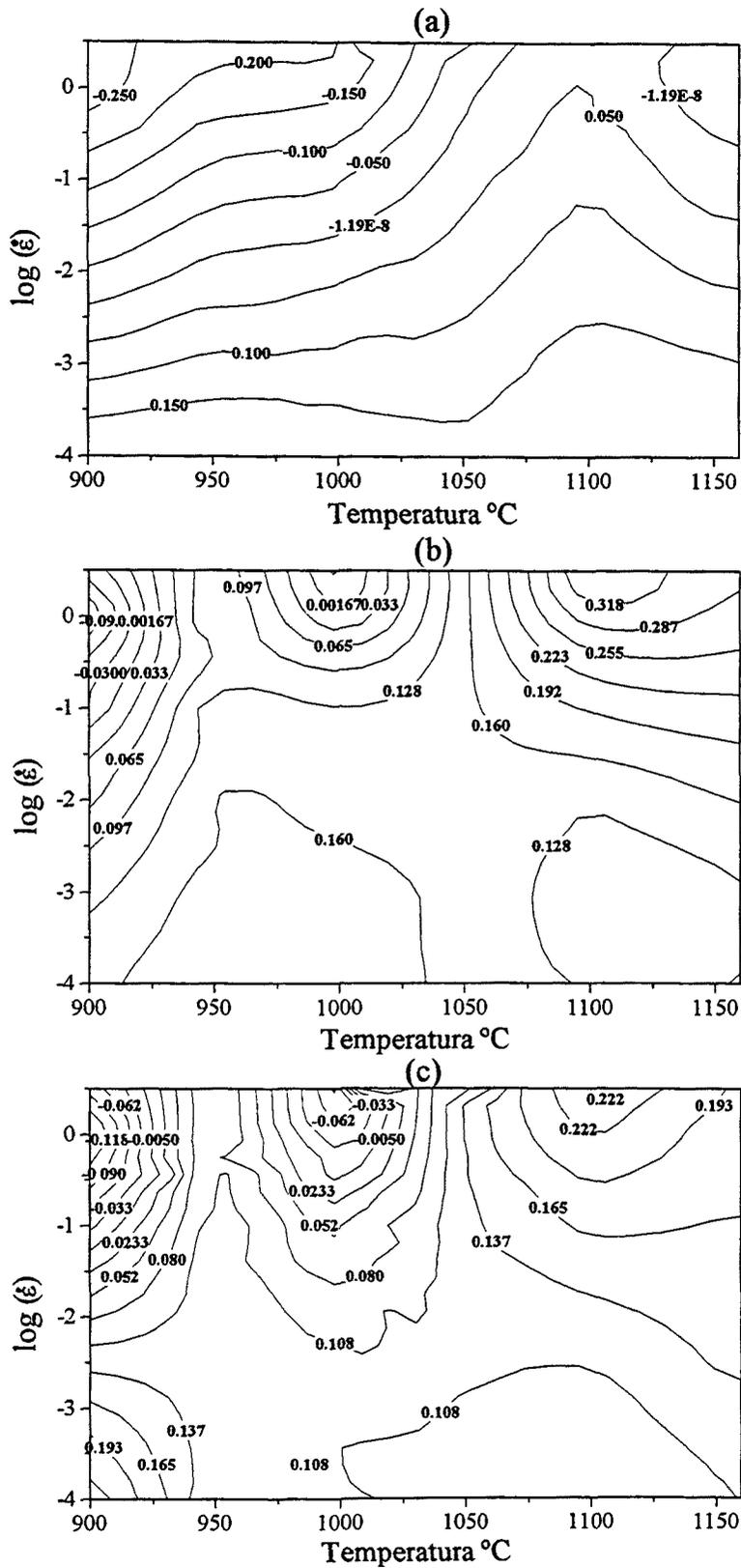


Fig. 4.20 - Mapa de contornos del parámetro de inestabilidad ξ ($\bar{\epsilon}$) de la serie de ensayos V5min a las deformaciones (a) 0.2, (b) 0.4 y (c) 0.6

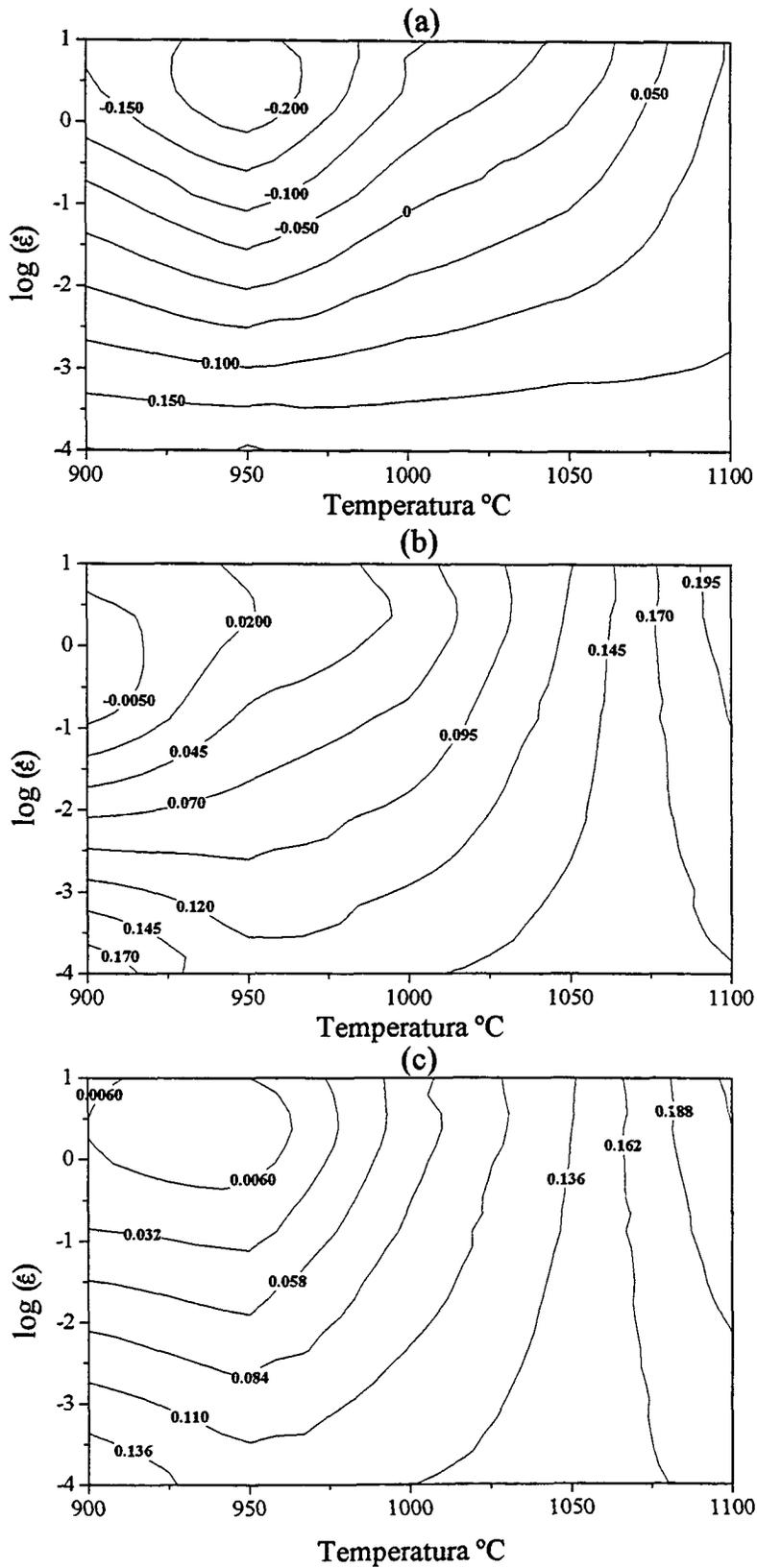


Fig. 4.21 - Mapa de contornos del parámetro de inestabilidad ξ (ξ) de la serie de ensayos V30min a las deformaciones (a) 0.2, (b) 0.4 y (c) 0.6

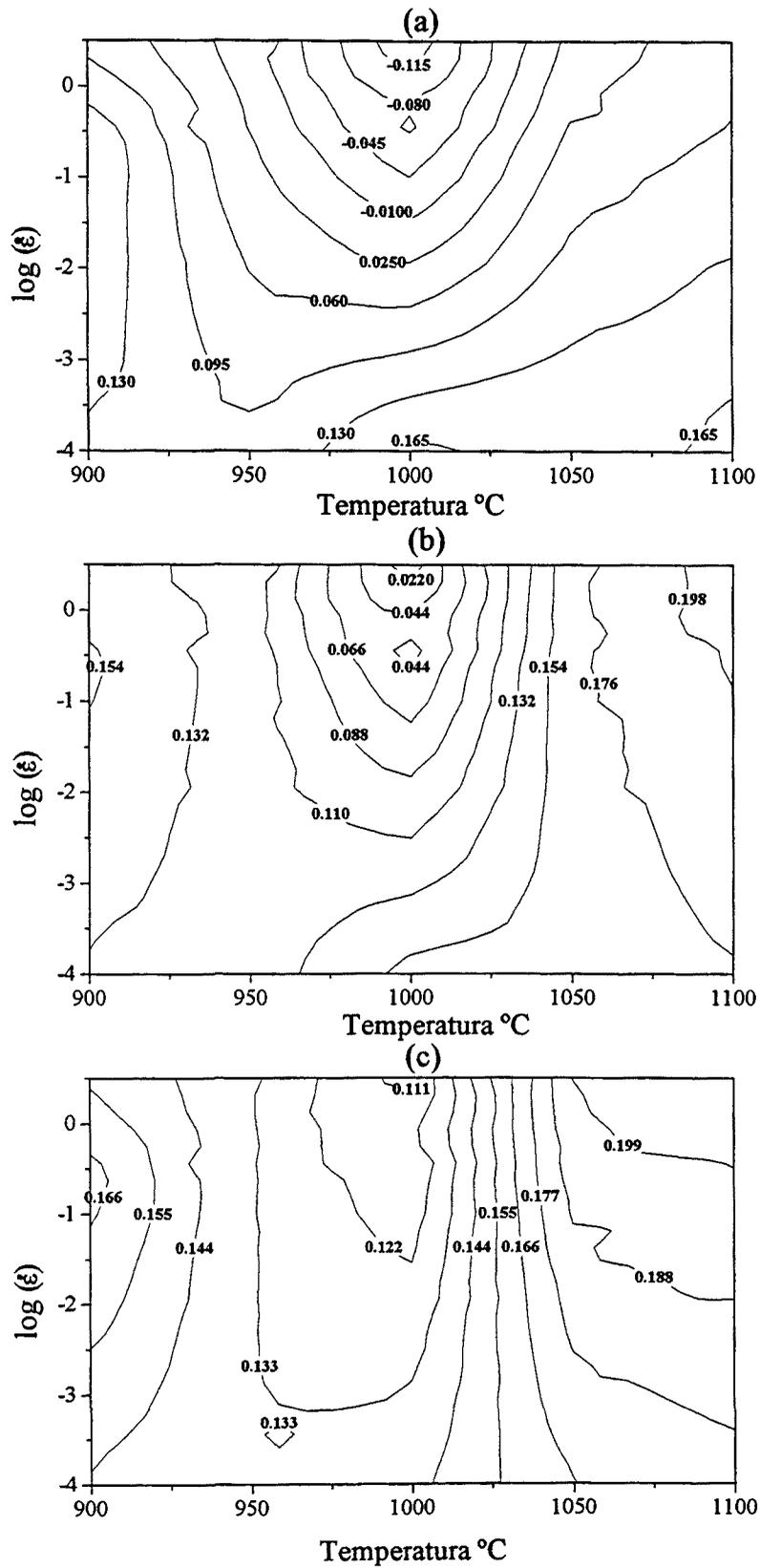


Fig. 4.22 - Mapa de contornos del parámetro de inestabilidad ξ (ξ) de la serie de ensayos M1200 a las deformaciones (a) 0.2, (b) 0.4 y (c) 0.6

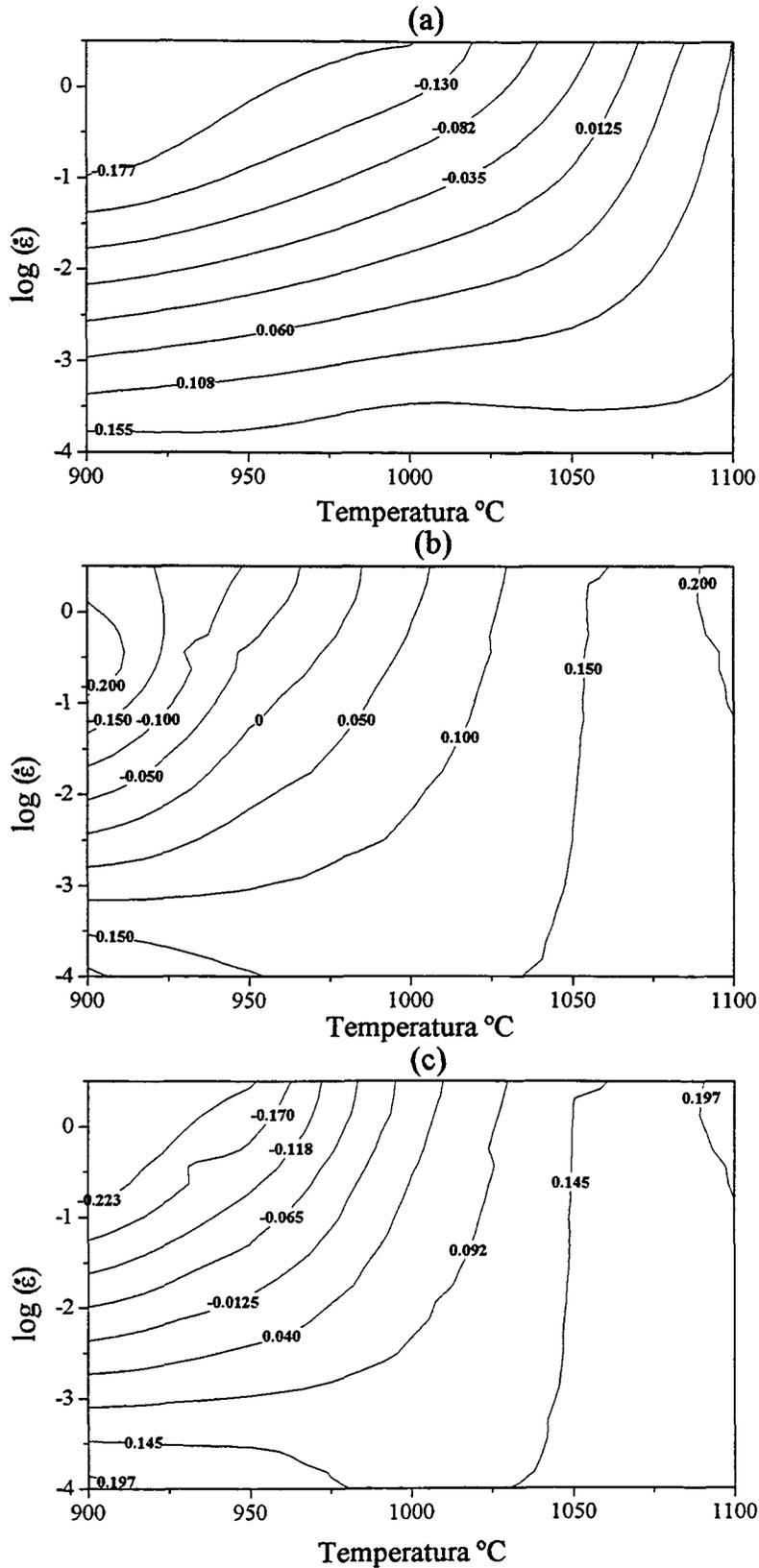


Fig. 4.23 - Mapa de contornos del parámetro de inestabilidad ξ (ξ) de la serie de ensayos M30min a las deformaciones (a) 0.2, (b) 0.4 y (c) 0.6

III- Microestructura inicial de los dos aceros estudiados.

III-1 Aceros V y M austenizados durante 5 minutos a 1200 °C

Las figuras 4.24 y 4.25 muestran respectivamente la microestructura inicial de los dos aceros V y M austenizados a 1200 °C durante 5 minutos. En estas figuras se revela la existencia de una estructura de granos equiaxiales. El tamaño de grano inicial es de 80 μm para el acero V y 120 μm para el acero M. Esta diferencia en el tamaño de grano inicial es debida a la diferencia en la composición química y sobre todo al efecto que tiene el titanio en el control del tamaño de grano a alta temperatura^{112,113, 144-147} como se verá más adelante. Por consiguiente, el grano inicial del acero M (0.002 % de Ti) crece más que el del acero V (0.0184 % de Ti), en las condiciones de austenización descritas.

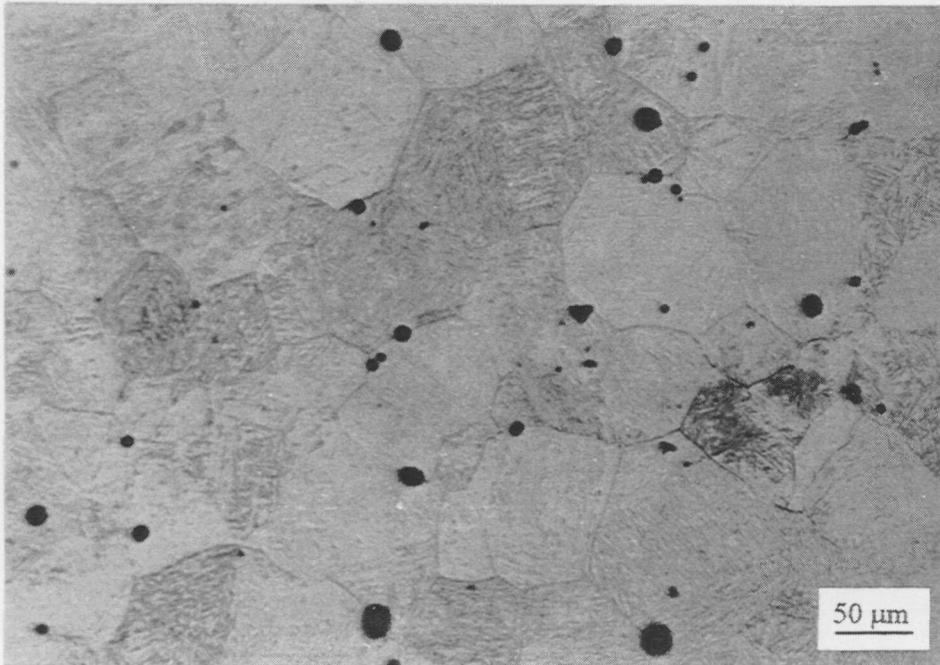


Fig. 4.24. Microestructura inicial del acero V austenizado a 1200 °C durante 5 minutos.

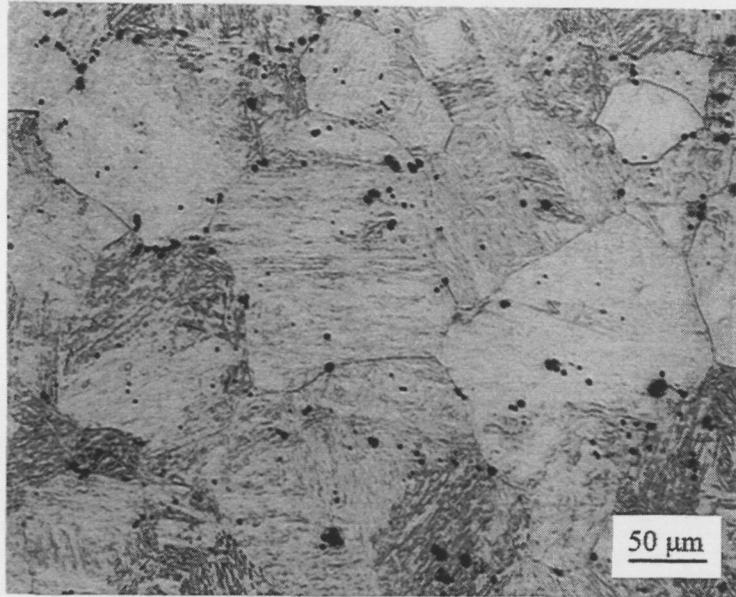


Fig. 4.25. Microestructura inicial del acero M austenizado a 1200 °C durante 5 minutos.

III-2 Aceros V y M austenizados durante 30 minutos a diferentes temperaturas de deformación.

En las figuras 4.26 y 4.27 se muestran diversas microestructuras iniciales de los dos aceros V y M austenizados durante 30 minutos a 900, 1050 y 1150 °C. En la figura 4.28, donde se representa la evolución con la temperatura del tamaño de grano inicial de los aceros V y M para un tiempo de mantenimiento fijo de 30 minutos, es notorio que a baja temperatura ambos aceros presentan tamaños de granos similares. Sin embargo a temperaturas superiores (> 1000 °C) las dos curvas empiezan a divergir y el acero M muestra tamaños de granos superiores a los del acero V.

IV. RESULTADOS EXPERIMENTALES

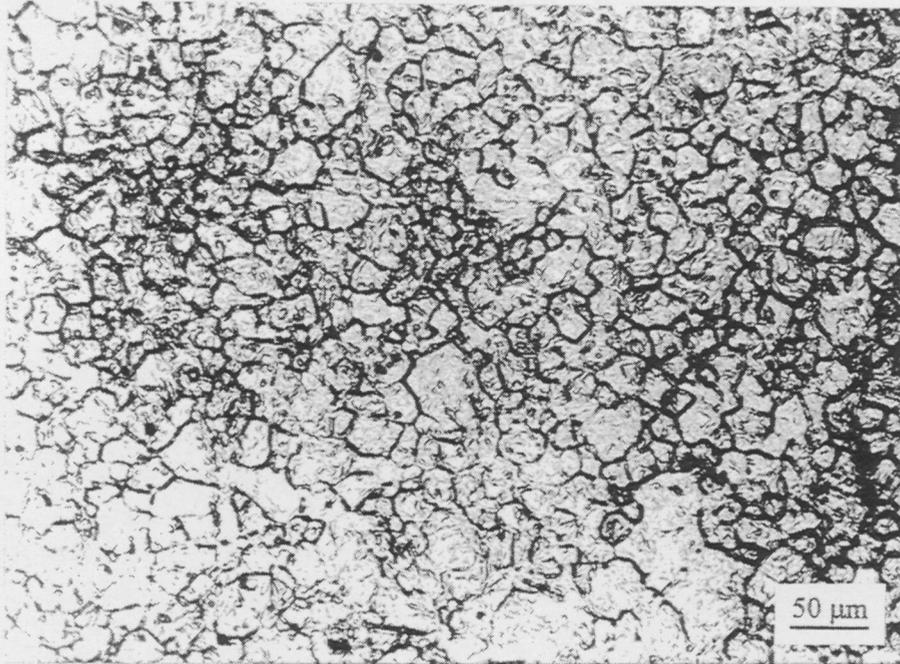


Figura 4.26.a. Acero V, austenizado a 900 °C durante 30 minutos

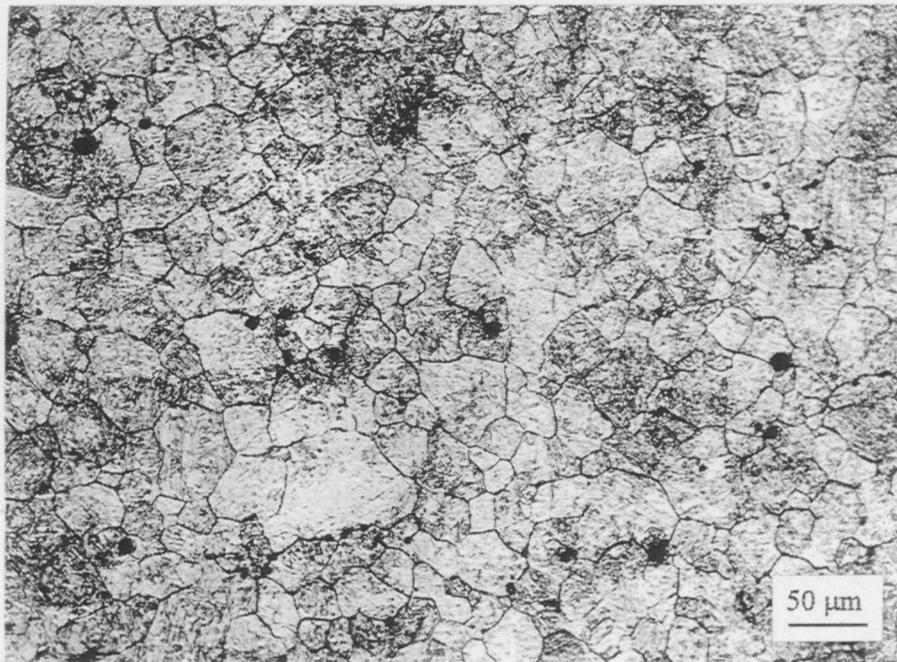


Figura 4.26.b. Acero V, austenizado a 1050 °C durante 30 minutos

IV. RESULTADOS EXPERIMENTALES

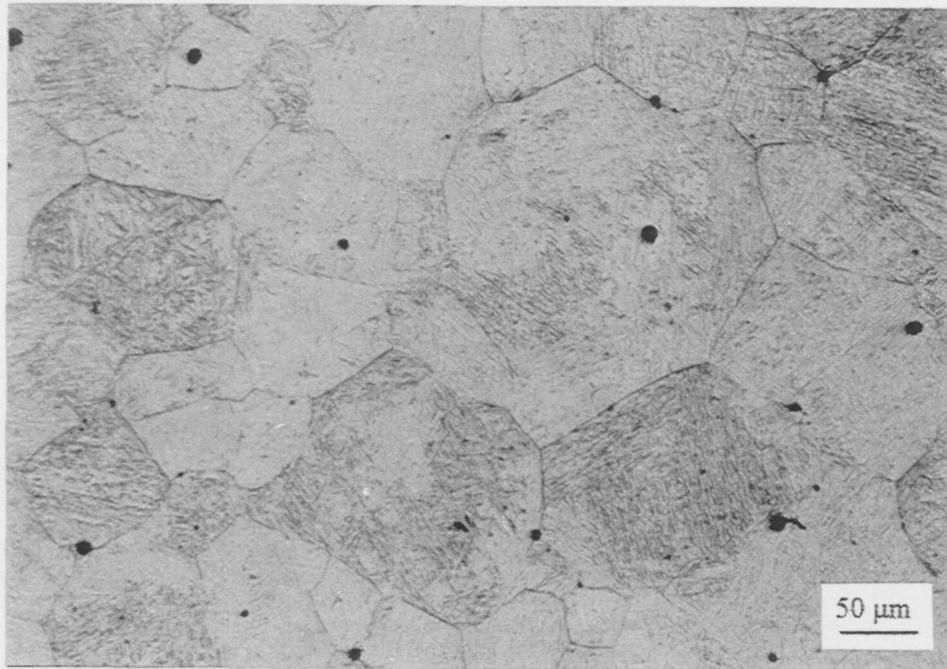


Figura 4.26.c. Acero V, austenizado a 1150 °C durante 30 minutos

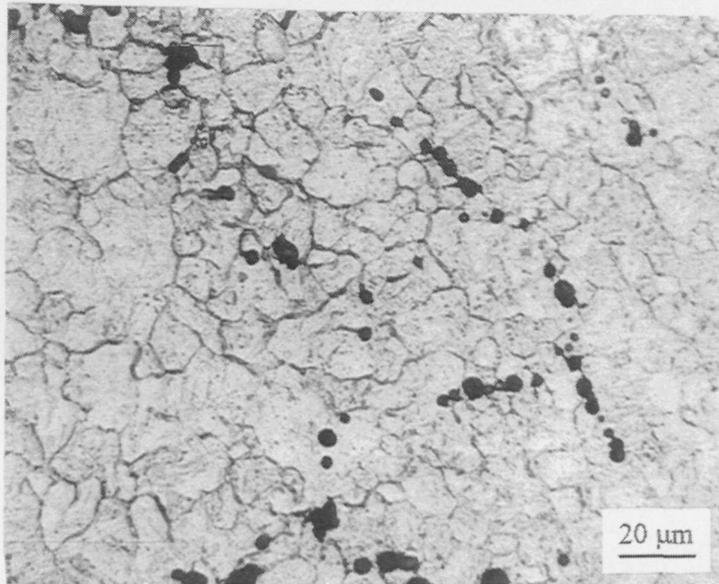


Figura 4.27.a. Acero M, austenizado a 900 °C durante 30 minutos

IV. RESULTADOS EXPERIMENTALES

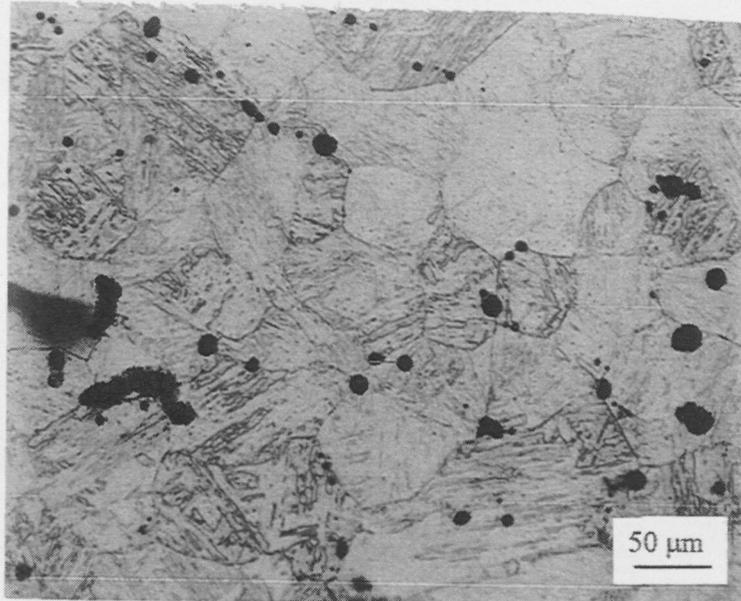


Figura 4.27.b Acero M, austenizado a 1050 °C durante 30 minutos

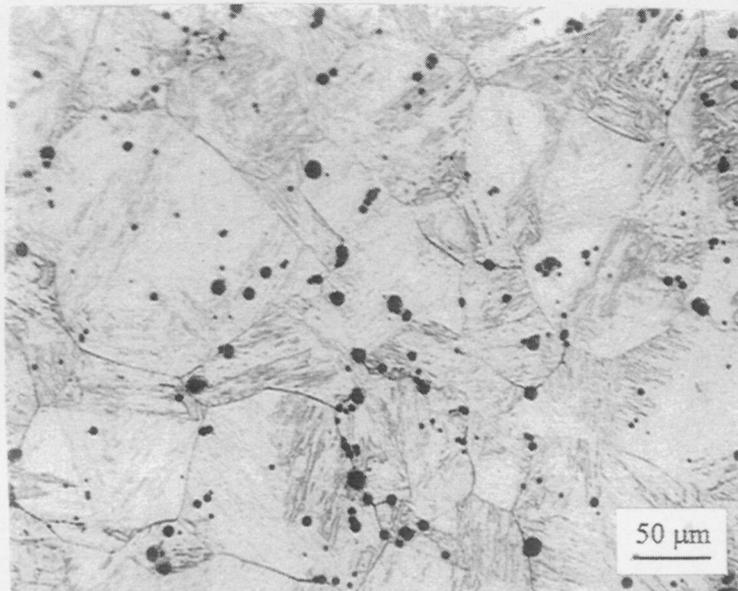


Figura 4.27.c Acero M, austenizado a 1150 °C durante 30 minutos

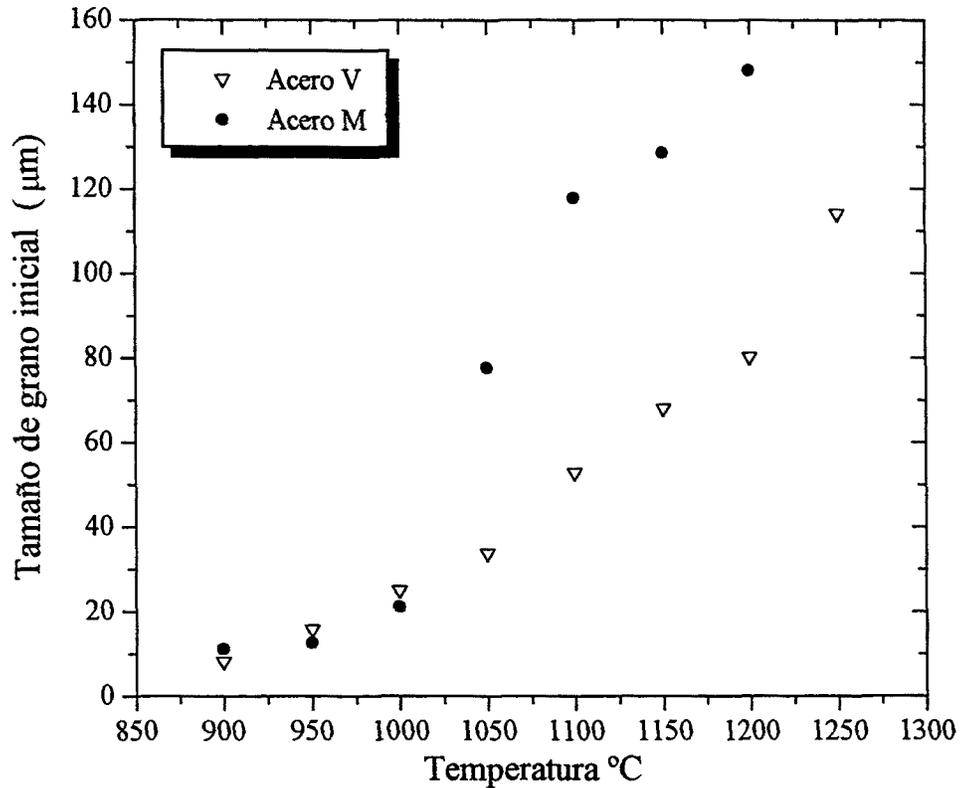


Fig. 4.28. Evolución del tamaño de grano inicial en función de la temperatura de mantenimiento de los aceros V y M para un tiempo de mantenimiento fijo de 30 minutos.

III-3 Aceros V y M austenizados durante 5 minutos a diferentes temperaturas de deformación.

En la figura 4.29 se representa la evolución del tamaño de grano inicial de los aceros V y M con la temperatura para un tiempo de mantenimiento fijo de 5 minutos. El comportamiento del tamaño de grano en este caso es bastante similar al del caso anterior. La observación de la microestructura inicial de algunas muestras utilizadas en la serie de ensayos V5min (ver Figs. 4.30) revela la existencia de una estructura de granos equiaxiales.

IV. RESULTADOS EXPERIMENTALES

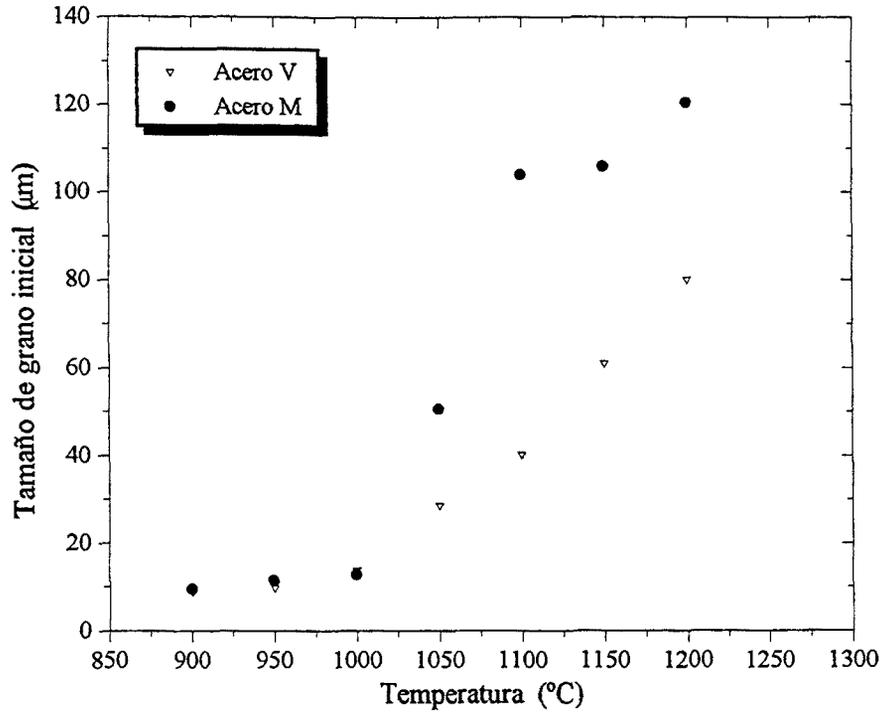


Fig. 4.29. Evolución del tamaño de grano inicial de los aceros V y M en función de la temperatura para un tiempo de mantenimiento fijo de 5 minutos.



Figura 4.30.a. Acero V, austenizado a 900 °C durante 5 minutos

IV. RESULTADOS EXPERIMENTALES

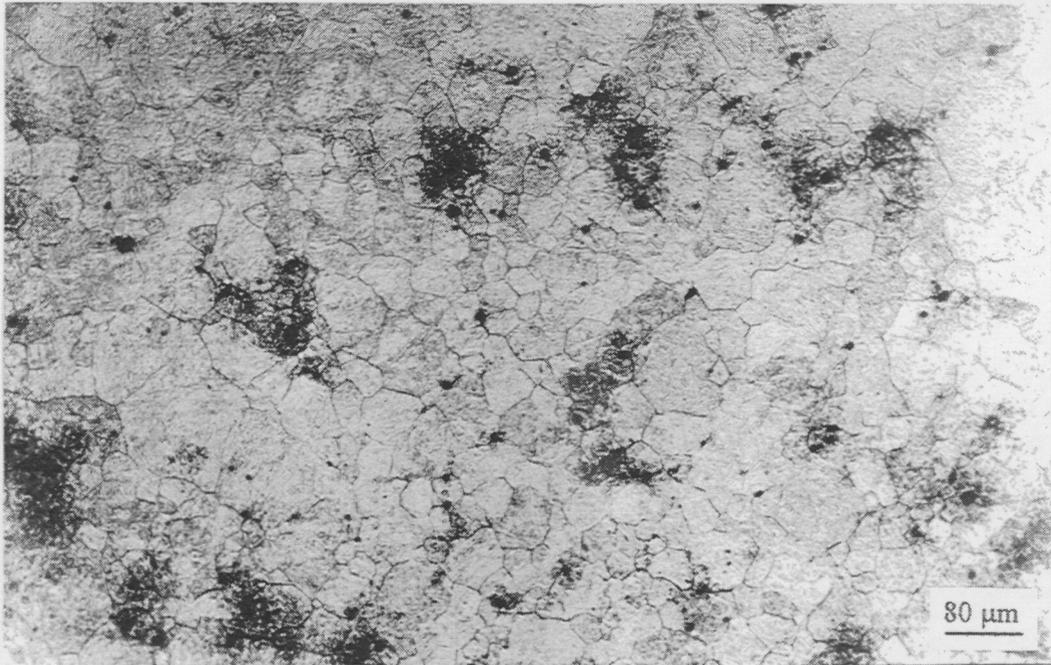


Figura 4.30.b. Acero V, austenizado a 1050 °C durante 5 minutos

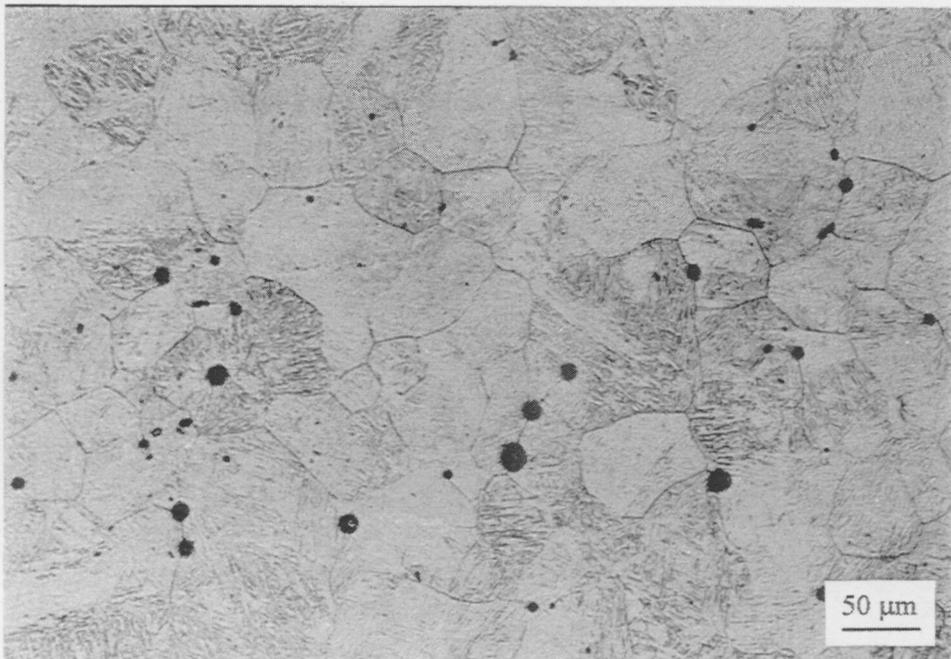


Figura 4.30.c. Acero V, austenizado a 1150 °C durante 5 minutos

La evolución del tamaño de grano inicial con la temperatura de los aceros V y M para los tiempos de mantenimiento 30 y 5 minutos hace pensar sobre el posible efecto que puede tener el titanio en el control del crecimiento de grano a altas temperaturas^{112,113,144-148}.

Reynolds¹⁴⁴ en su estudio de crecimiento de grano en aceros microaleados de medio carbono (temperaturas entre 1100°C y 1300°C a un tiempo de mantenimiento fijo de 60 minutos) apunta que el motivo por el que las partículas de titanio son efectivos controladores de grano es por su fino tamaño. Observó tres tipos de comportamiento. Los aceros sin titanio mostraron estructuras de granos uniformes y relativamente grandes a 1100 °C que crecían de manera gradual (i.e. normal) con la temperatura. Los aceros con aluminio y titanio mostraron granos más finos y de nuevo gradual crecimiento con temperatura. Y finalmente los aceros con titanio pero bajo contenido de aluminio mostraron crecimiento anormal de grano en el entorno de 1200°C.

El control del tamaño de grano que ejerce el nitruro de aluminio, elemento que en la práctica puede considerarse como microaleante, es bien conocido como se indica en la excelente revisión de Wilson y Gladman¹¹⁴ o en el trabajo experimental de Dogan y col.¹⁴⁹. Sin embargo su papel comercial como afinador se ha sólido restringir pues alcanza una cierta saturación en lo que a control de grano se refiere en torno a los 1050 °C. No obstante este valor fue obtenido para aceros sin otros microaleantes, y es claro que las adiciones de titanio o nitrógeno modifican su temperatura de disolución, ayudando a estabilizarlo a temperaturas superiores a las teóricas.

En la figura 4.31 se representa la evolución con la temperatura de la fracción de volumen de los precipitados de los dos aceros estudiados V y M. Para obtener la fracción de volumen de precipitados presentes a cada temperatura se aplicó el modelo desarrollado en las referencias (118), (150) y (151). Este modelo asume una solución regular de un precipitado sencillo de vanadio o titanio, de manera que forma un precipitado complejo de V-Ti. A este modelo se añadió el AlN. Como productos de solubilidad de los carbonitruros de V-Ti se tomaron los de la referencia (152), y para el del nitruro de aluminio se tomó el valor usual¹¹⁴.

Diversas apreciaciones deben efectuarse a la vista de la figura 4.31. En primer lugar el nitruro de aluminio se disuelve de una manera drástica, no de manera gradual, y hay una notable diferencia en las temperaturas de disolución del citado precipitado entre ambos aceros. En el acero M, con mayor contenido de nitrógeno y prácticamente sin titanio, el nitruro de aluminio resultante es unos 100 °C más estable. En segundo lugar el carbonitruro complejo de vanadio - titanio en el acero V es muy estable, sufriendo una ligera disolución en el rango de temperaturas analizado. Mientras que este precipitado en el acero M, al no tener titanio, es básicamente un carburo de vanadio que empieza a disolverse a una temperatura inferior a la de disolución del nitruro de aluminio. Por lo tanto, en el acero V una vez que el nitruro de aluminio se disuelve comienza a controlar el grano el carbonitruro de titanio, mientras que en el acero M al disolverse el nitruro de aluminio se queda prácticamente sin ningún tipo de precipitado que pueda controlar el grano.

Respecto al carácter del carbonitruro complejo, es evidente que a bajas temperaturas tiene mayor comportamiento de carburo y altas temperaturas es más un nitruro^{112,113,148}. Adicionalmente el vanadio se encuentra disuelto a altas temperaturas mientras que el titanio es el elemento estable a esas mismas temperaturas. En conclusión, debe esperarse carburos de vanadio estables a relativamente baja temperatura y nitruros de titanio a altas, y por lo tanto es en el rango intermedio de temperaturas donde debiera observarse más claramente un carbonitruro complejo.

La comparación entre la evolución del tamaño de grano con la temperatura de los aceros V y M para tiempos de mantenimiento de 30 y 5 minutos (ver Figs. 4.28 y 4.29) deja ahora bien claro que la diferencia de comportamiento tiene que deberse al efecto del nitruro de titanio en el control de grano a alta temperatura.

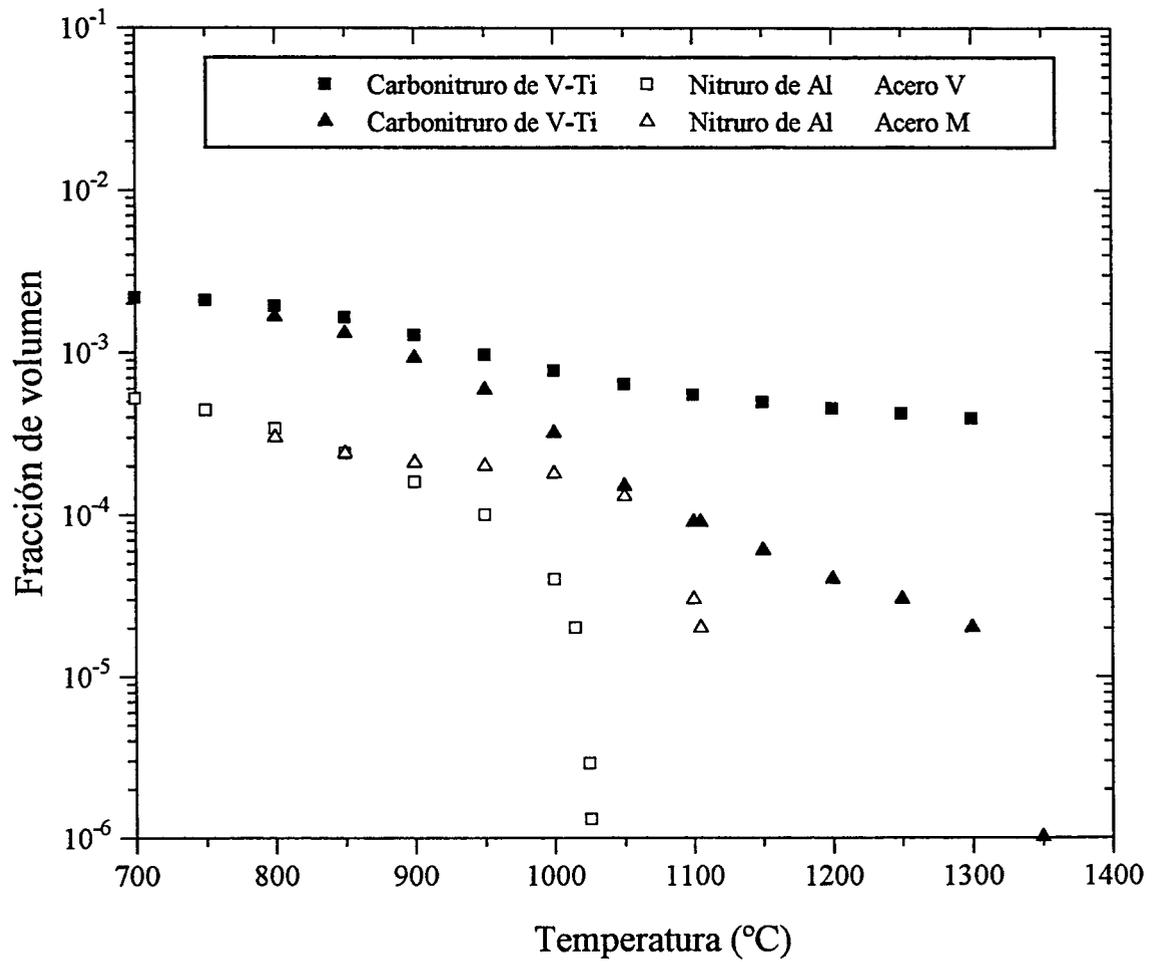


Fig. 4.31. Evolución de la fracción de volumen de los precipitados en función de la temperatura para los dos aceros V y M

V. DISCUSIÓN

Es de suma importancia en la actualidad, como ya se ha comentado en el primer capítulo de este trabajo, el control de la microestructura durante el conformado de metales y aleaciones. La correcta descripción de los mecanismos de deformación es imprescindible en la determinación de parámetros para modelos que busquen predecir el comportamiento de los materiales y su evolución microestructural. Las propiedades mecánicas de un material dependen fuertemente de la microestructura inicial puesto que ésta controla los mecanismos de deformación que actúan durante un proceso de conformado. A altas temperaturas la deformación de materiales policristalinos tiene lugar por alguno de los siguientes mecanismos: deslizamiento de dislocaciones, deslizamiento de límites de grano y fluencia difusional.

La evolución de la microestructura y las propiedades mecánicas durante la deformación depende de la acumulación y la distribución de la energía de deformación. Esta energía está moderada por los procesos de recristalización y restauración dinámica. Estos dos procesos favorecen la deformación puesto que la disipación de energía ocurre mediante la reconstitución de la microestructura por nucleación y crecimiento de nuevos granos y reordenamiento de dislocaciones.

Los resultados obtenidos en este trabajo de investigación han permitido la identificación de estos dos procesos durante la deformación en caliente de los dos aceros estudiados. Cada uno de los dos procesos está situado en un dominio particular con unas combinaciones propias de temperaturas y velocidades de deformación.

La discusión de los resultados se centrará en primer lugar en la interpretación de los mapas de procesado, determinados a varias deformaciones, en términos de los mecanismos microestructurales involucrados y en segundo lugar en la aplicación de un modelo capaz de relacionar el comportamiento del material con las diferentes propiedades determinadas a partir de los datos experimentales.

I- INTERPRETACIÓN DE LOS MAPAS DE PROCESADO.

Como se ha comentado en el primer capítulo, los mapas de procesado representan la eficiencia de disipación de energía mediante de procesos metalúrgicos durante los ensayos de compresión y su interpretación se hace, generalmente, usando los mapas desarrollados por Raj⁴³.

Es importante recordar que una de las características prominentes de la curva de fluencia (Fig. 5.1) asociada con la recristalización dinámica es la existencia de un pico de tensión σ_p . La deformación asociada ϵ_p es una indicación de la deformación crítica necesaria para el inicio de la recristalización dinámica⁶⁻⁹. La deformación para completar la recristalización ϵ_x , es también un parámetro usual en la descripción de la recristalización dinámica. En este trabajo, se definirá la deformación requerida para un ciclo entero de la recristalización dinámica como:

$$\epsilon_r = \epsilon_x - \epsilon_p \quad (5.1)$$

También, el ablandamiento de fluencia adicional causado por la recristalización dinámica, después de alcanzar la tensión de pico, puede ser caracterizado por la relación siguiente:

$$X = 100 \frac{\sigma_p - \sigma_{ss}}{\sigma_p} \quad (5.2)$$

donde σ_{ss} es la tensión de estado estable.

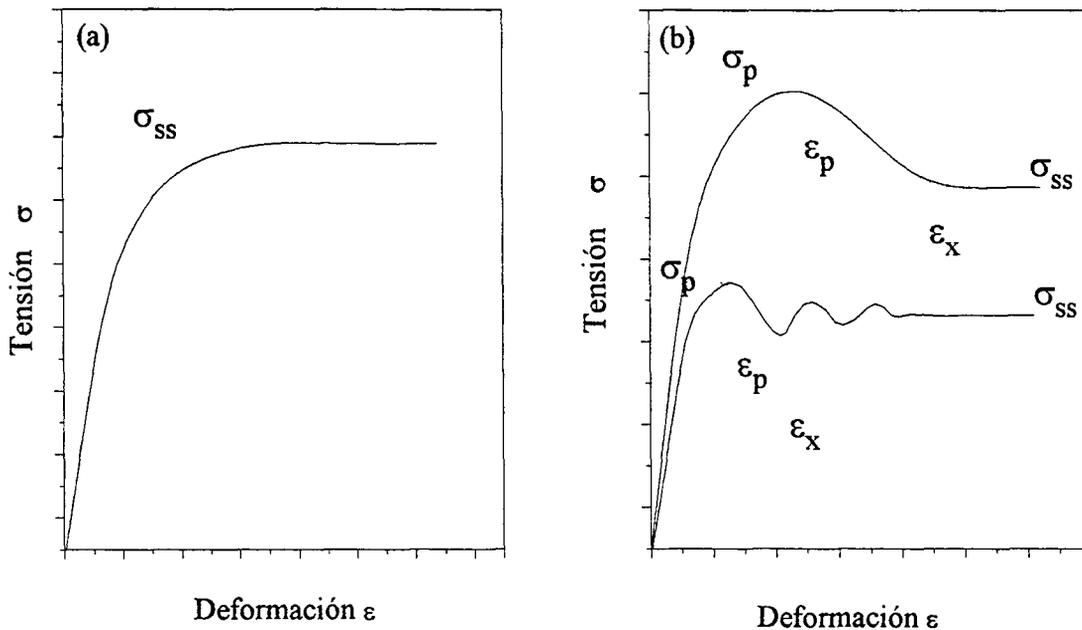


Fig. 5.1. Representación esquemática de las curvas de fluencia en conformado en caliente a velocidad de deformación constante. a) Ablandamiento por restauración dinámica. b) Ablandamiento por restauración dinámica + recristalización dinámica

En los mapas de procesado de los dos aceros estudiados y de acuerdo con los mapas de Raj, los procesos de restauración dinámica (bajas temperaturas y velocidades de deformación) y recristalización dinámica (altas temperaturas y velocidades de deformación intermedias) son representados por dominios caracterizados por unos picos de eficiencia inferiores a 50%^{53-55,68,69,132-143}.

Mientras los mapas de Raj proporcionan visiones generales, la interpretación de los diferentes dominios que aparecen en los mapas debe ser validada mediante observaciones microestructurales a través de la variación del tamaño de grano y correlaciones de grados de ablandamiento y deformaciones necesarias para un ciclo de recristalización. Por ejemplo, el grado de ablandamiento en el dominio de la recristalización dinámica de pico simple es alto y la microestructura se debe caracterizar por un afino de grano.

I-1 Casos V1200 y M1200

La evolución del tamaño de grano recrystalizado en función de la temperatura y velocidad de deformación verdadera para las series de ensayos V1200 y M1200 se representan en la figuras 5.2 y 5.3 respectivamente. Asimismo, los mapas de isolíneas de tamaño de grano en función de la temperatura y velocidad de deformación de los dos aceros se muestran en las figuras 5.4 y 5.5.

Los mapas de procesado de la serie de ensayos V1200 obtenidos a deformaciones 0.2, 0.4 y 0.6, representados en la figura 4.14, exhiben las características siguientes:

1- En el mapa de procesado correspondiente a la deformación 0.2 (Fig. 4.14a) sólo se destaca un dominio con un pico de eficiencia de aproximadamente 36 % extendido sobre el rango de temperaturas de 1000 a 1075 °C y velocidad de deformación de 10^{-4} s^{-1} . La observación de las curvas de fluencia representadas en la figura 4.2a muestran que a deformaciones de 0.2 solo tiene lugar la recrystalización cíclica cuando la deformación se efectúa a bajas velocidades de deformación y altas temperaturas. La restauración dinámica está por venir y la recrystalización dinámica de pico simple todavía no ha empezado para otras combinaciones de velocidades de deformación y temperaturas.

Por consiguiente, el dominio bajo consideración corresponde al dominio de la recrystalización dinámica cíclica. Esta interpretación se confirma por el hecho de que en el mapa de la variación del tamaño de grano deformado, representado en la figura 5.4, el crecimiento de grano ocurre en este dominio y es bien conocido y aceptado que la recrystalización cíclica está asociada con un crecimiento de grano⁶⁻⁹.

2- A altas deformaciones (0.4 y 0.6) los mapas de contornos de isoeficiencia cambian de aspecto (ver Fig. 4.14b y 4.14c). A deformación $\epsilon = 0.4$ el dominio inicial de la recrystalización se divide en dos, uno centrado a 1050 °C y 10^{-4} s^{-1} y otro centrado a 1150 °C y 0.002 s^{-1} y extendido hacia altas velocidades de deformación. El primer

dominio es lo que queda del dominio de la recristalización cíclica, mientras que el segundo dominio corresponde al nuevo dominio de la recristalización dinámica de pico simple. Esto se entiende mejor observando el mapa correspondiente a la deformación 0.6 (Fig. 4.14c), que es aproximadamente la deformación del estado estable. Ahora el nuevo dominio se ha movido hacia altas velocidades de deformación (10 s^{-1} y 1150 °C) como es de esperar. El dominio de la recristalización dinámica cíclica ha desaparecido prácticamente. Esta correlación se confirma mediante los tres puntos siguientes:

i) Las curvas de fluencia obtenidas bajo diferentes combinaciones de temperatura y velocidad de deformación en este segundo dominio muestra claramente un ablandamiento continuo con un comportamiento de pico simple (ver Fig. 4.1f) y el estado estable se alcanza a mayores deformaciones ($\epsilon > 0.8$).

ii) El mapa de contorno que representa la variación de los tamaños de granos finales en la probetas deformadas con la temperatura y velocidad de deformación (Fig. 5.4) muestra que hubo un afinamiento de grano en este dominio ya que el tamaño de grano inicial es de $80 \text{ }\mu\text{m}$. Esta última observación es típica del proceso de recristalización dinámica de pico simple⁶⁻⁹.

iii) El mapa de contorno representando la variación de ϵ_r (Fig. 5.6) muestra que la dependencia de ϵ_r con la temperatura y la velocidad de deformación alcanza sus valores máximos en el dominio de recristalización dinámica de pico simple. Además, los valores mínimos de ϵ_r son alcanzados en el dominio interpretado como manifestación de la recristalización dinámica cíclica.

También, y para adicional confirmación, la variación del grado de ablandamiento con la temperatura y la velocidad de deformación, representado en la Fig. 5.7, indica que altos grados de ablandamiento son alcanzados en el segundo dominio que representa la recristalización dinámica de pico simple.

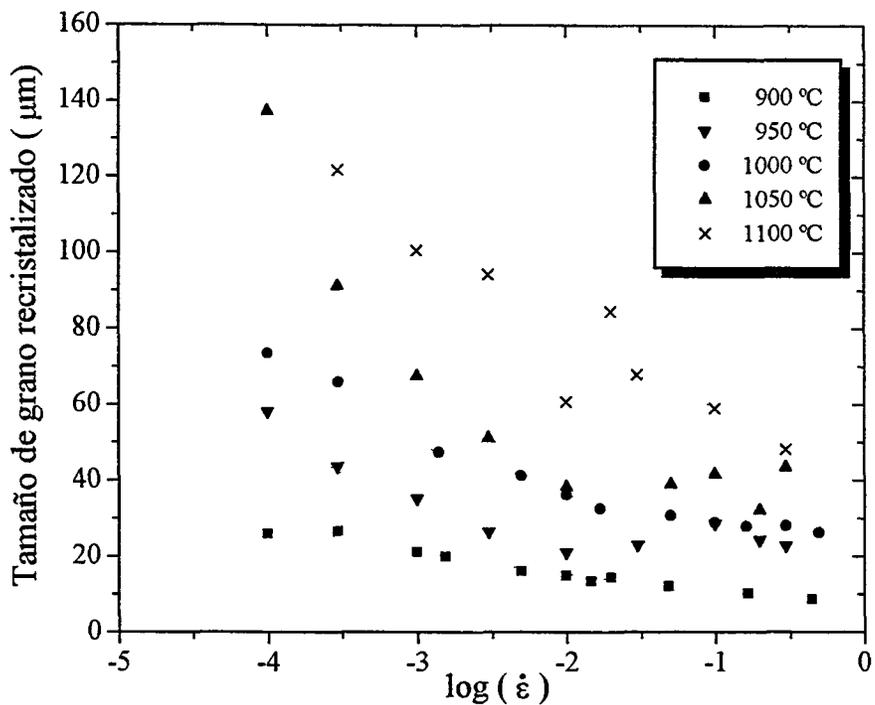


Fig. 5.2. Evolución del tamaño de grano deformado en función de la temperatura y velocidad de deformación para la serie de ensayos V1200.

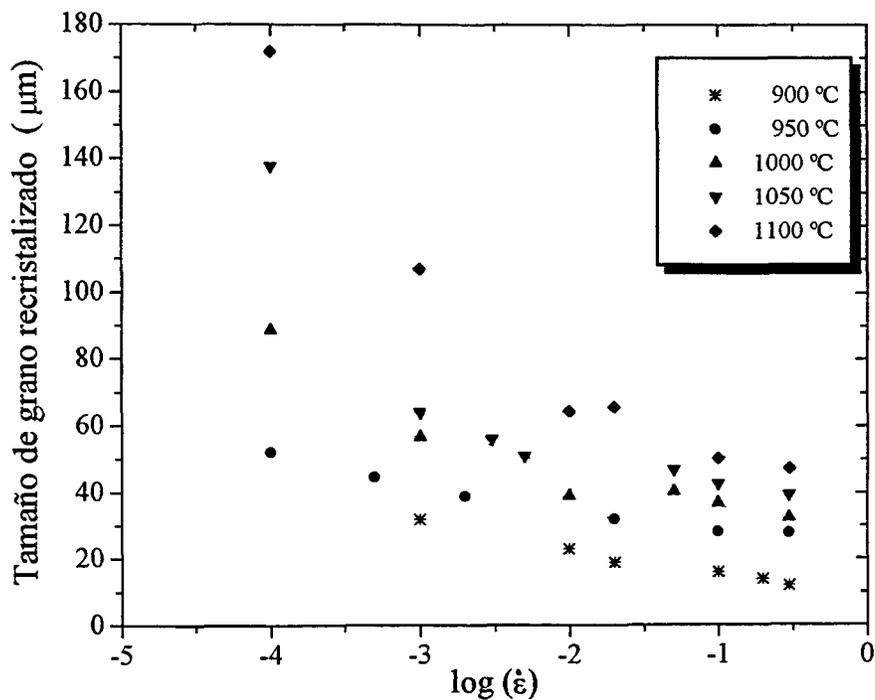


Fig. 5.3. Evolución del tamaño de grano deformado en función de la temperatura y velocidad de deformación para la serie de ensayos M1200.

Varios investigadores observaron que el tamaño de grano recristalizado depende del parámetro de Zener-Hollomon Z y en concreto la relación observada responde a una ecuación del tipo de la (1.2). En las figuras 5.4 y 5.5 se representa la evolución del tamaño de grano recristalizado con el parámetro Z para las dos series de ensayos V1200 y M1200. Hay que recordar que estas dos series de ensayos se efectuaron con idéntica microestructura inicial por lo cual no es de esperar ningún efecto de la misma.

Las dos figuras 5.4 y 5.5 muestran claramente que, excepto los puntos correspondientes a 900 °C, la relación entre Z y d_{rec} tiene dos pendientes con un punto de inflexión una vez alcanzado un tamaño de grano recristalizado dado. Este tamaño de grano puede estar relacionado con el tamaño de grano inicial, ya que en la literatura se habla de una transición entre el crecimiento de grano y el afino de grano una vez que el tamaño de grano inicial es igual a dos veces el tamaño de estado estable. En el caso de este trabajo el punto de inflexión corresponde a $2d_{rec} = d_0$ en el caso del M1200, pero esta condición no se cumple en el caso del V1200 a causa del efecto que están teniendo los precipitados sobre el tamaño de grano. Este efecto hace que los puntos correspondientes a 1100 °C se desvíen de la tendencia general a altos valores de Z .

El crecimiento de grano siempre ocurre en condiciones de bajos valores de Z (i.e. bajas $\dot{\epsilon}$ y altas T) mientras que el afino de grano ocurre a altos valores de Z (i.e. altas $\dot{\epsilon}$ y bajas T). Por consiguiente, el cambio de pendiente observado en las figuras 5.4 y 5.5 puede estar reflejando la separación de las dos zonas de recristalización. La primera zona correspondiente a altos Z representa la zona de la recristalización dinámica a pico simple (caracterizada por un afino de grano) y la segunda zona correspondiente a Z bajos representa la zona de la recristalización cíclica (caracterizada por un crecimiento de grano).

En relación a la desviación de la tendencia general en la dependencia del tamaño de grano recristalizado con el parámetro Z (ver Figs. 5.4 y 5.5) de los puntos correspondientes a 900 °C en el caso de los dos aceros es probablemente debida a la precipitación de los carburos de vanadio y también a los fenómenos de la recristalización

metadinámica o estática que pueden tener lugar en el lapso de tiempo entre que acababa el ensayo y se templaba la probeta.

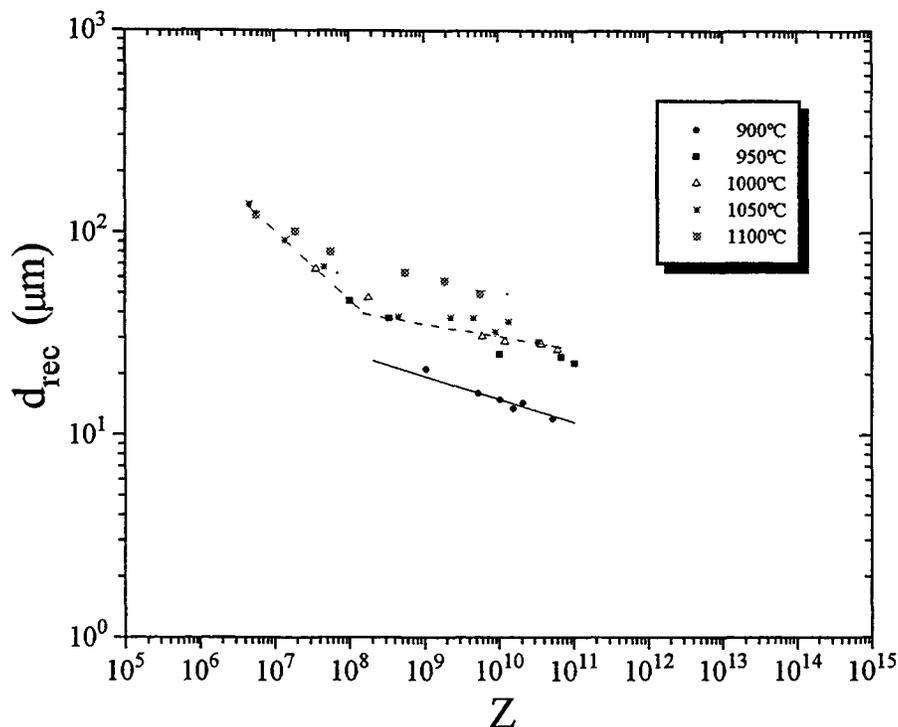


Fig. 5.4. Evolución del tamaño de grano recristalizado con el parámetro de Zener-Hollomon para la serie de ensayos V1200.

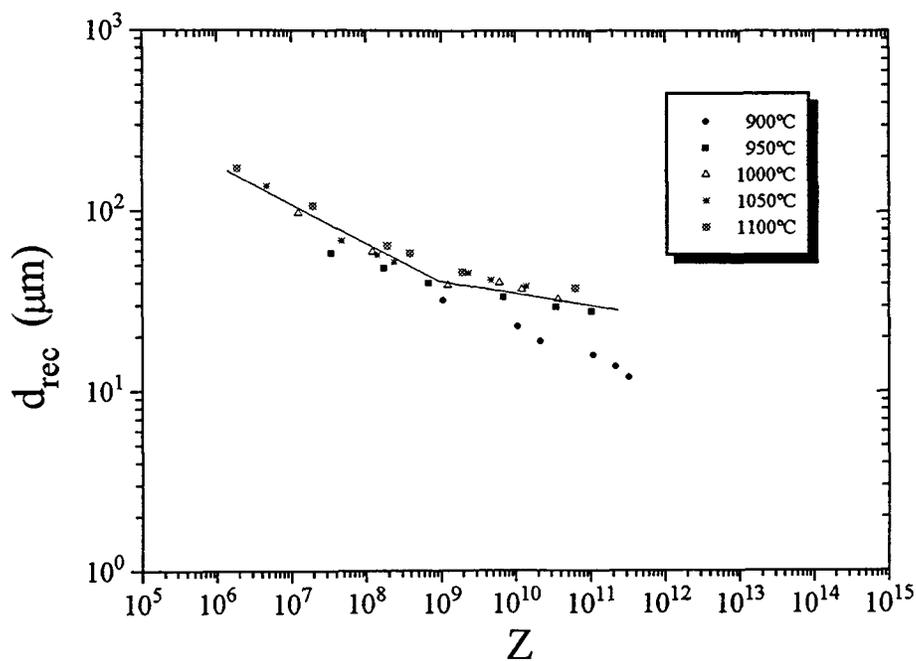


Fig. 5.5. Evolución del tamaño de grano recristalizado con el parámetro de Zener-Hollomon para la serie de ensayos M1200.

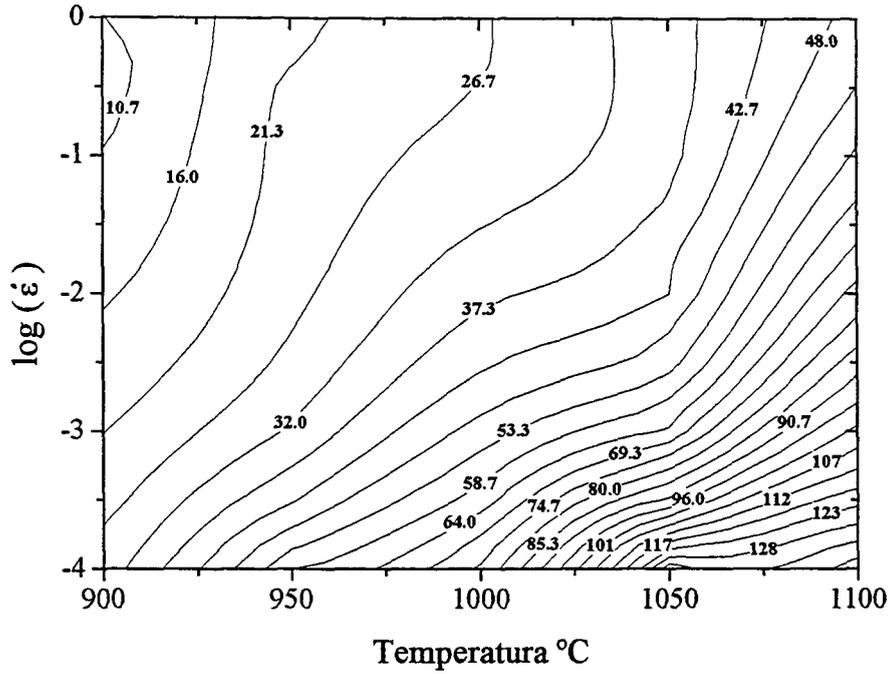


Fig. 5.6. *Isolneas de tamaño de grano deformado en función de la temperatura y la velocidad de deformación para la serie de ensayos V1200.*

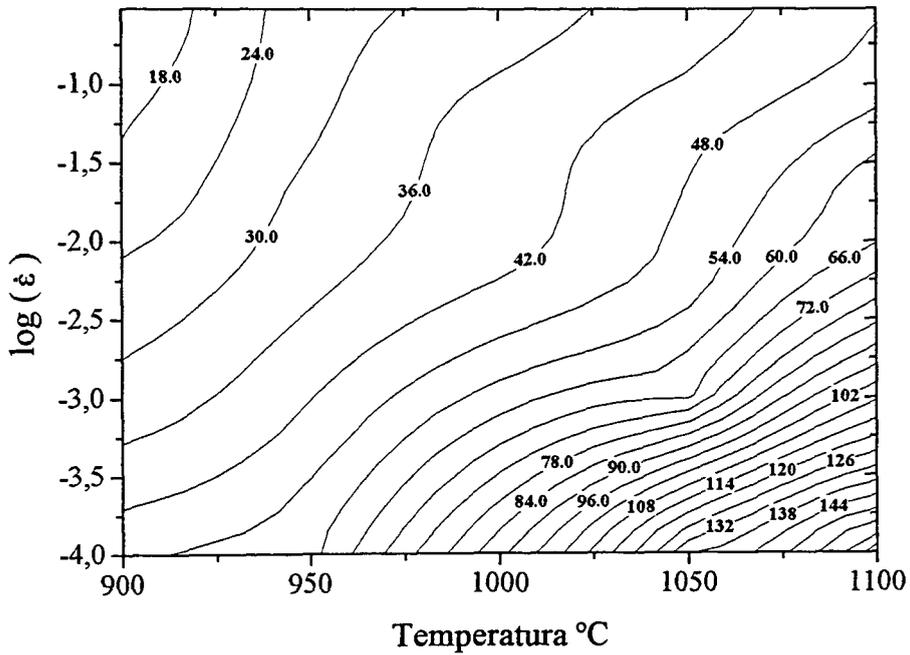


Fig. 5.7. *Isolneas de tamaño de grano deformado en función de la temperatura y la velocidad de deformación para la serie de ensayos M1200.*

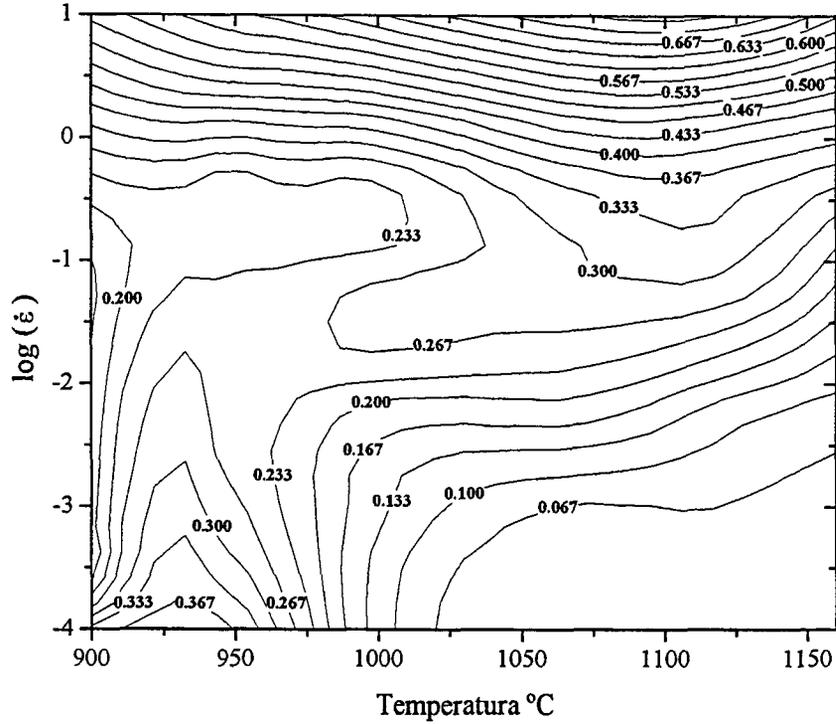


Fig. 5.8. Mapa de contorno de la variación de ϵ_r (deformación requerida para un ciclo entero de recristalización) con la temperatura y la velocidad de deformación para la serie de ensayos V1200.

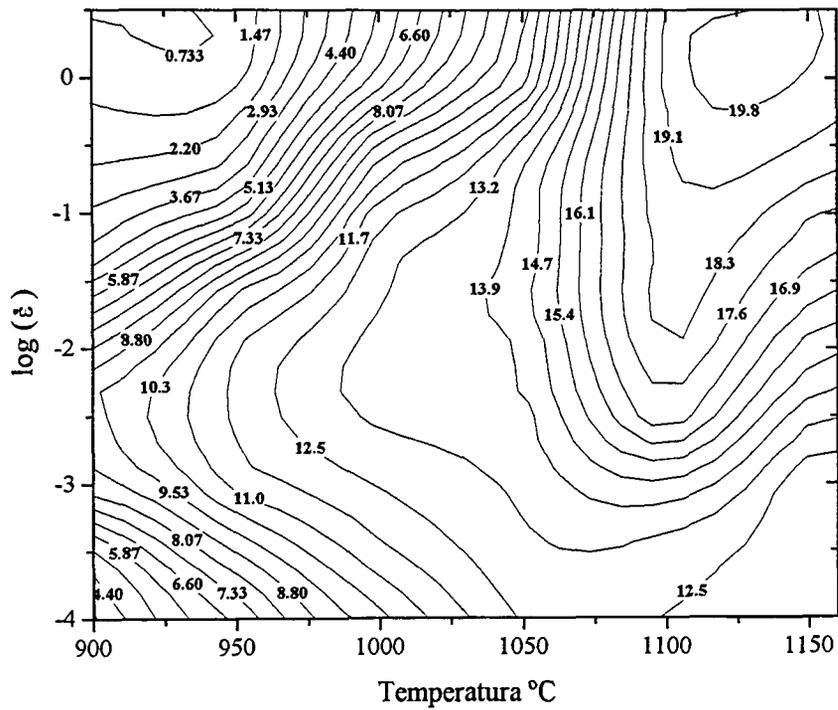


Fig. 5.9. Mapa de contorno de la variación del grado de ablandamiento con la temperatura y la velocidad de deformación para la serie de ensayos V1200.

En la figura 5.10 se muestra la microestructura final de una probeta del V1200 deformada, en el dominio de la recristalización dinámica, a $T = 1100\text{ °C}$ y $\dot{\epsilon} = 0.3\text{ s}^{-1}$. En comparación con la microestructura inicial (Fig. 4.24) la microestructura final exhibe una considerable reconstitución y granos muy finos, dinámicamente recristalizados tal como se ha visto en los mapas de las isolíneas del tamaño de grano deformado (ver Fig. 5.6).

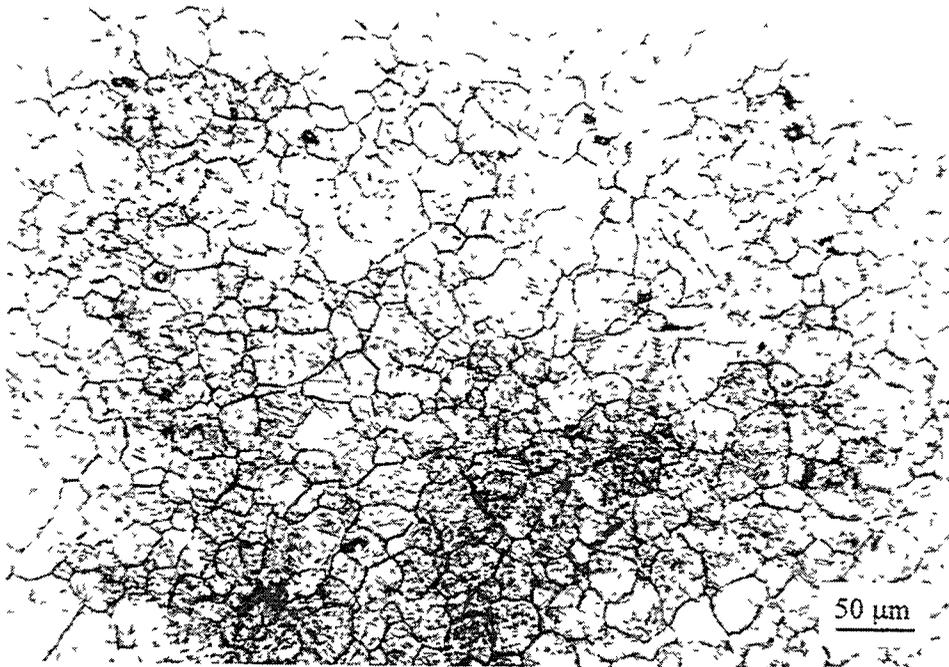


Fig. 5.10. Microestructura final de una probeta de la serie de ensayos V1200 deformada a $T = 1100$ y $\dot{\epsilon} = 0.3\text{ s}^{-1}$.

3- El tercer dominio se observa solo en los mapas de contorno correspondientes a las deformaciones 0.4 y 0.6 (Figs. 4.14b y 4.14c). Este dominio está centrado a 900 °C y 0.1 s^{-1} y se extiende principalmente hacia altas velocidades de deformación. En este caso de bajas temperaturas y velocidades de deformación intermedias es de esperar que actúe la restauración dinámica. Las curvas típicas de fluencia dentro de este dominio, tal como se ve en la Fig. 4.3a, son típicas de la restauración dinámica. En la figura 5.6 se ve que un fuerte afinamiento de grano tiene lugar en este dominio que puede ser atribuido bien a la recristalización metadinámica bien a la recristalización estática. Además, la variación de

ϵ_r (Fig. 5.8) y del grado de ablandamiento (Fig. 5.9) con la temperatura y la velocidad de deformación muestra que los valores mínimos se alcanzan en este dominio, lo cual confirma que el tercer dominio es el dominio de la restauración dinámica.

La microestructura final de una probeta de la serie de ensayos V1200, deformada, en el dominio de la restauración dinámica, a $T = 900\text{ °C}$ y $\dot{\epsilon} = 0.1\text{ s}^{-1}$ se muestra en la figura 5.11.

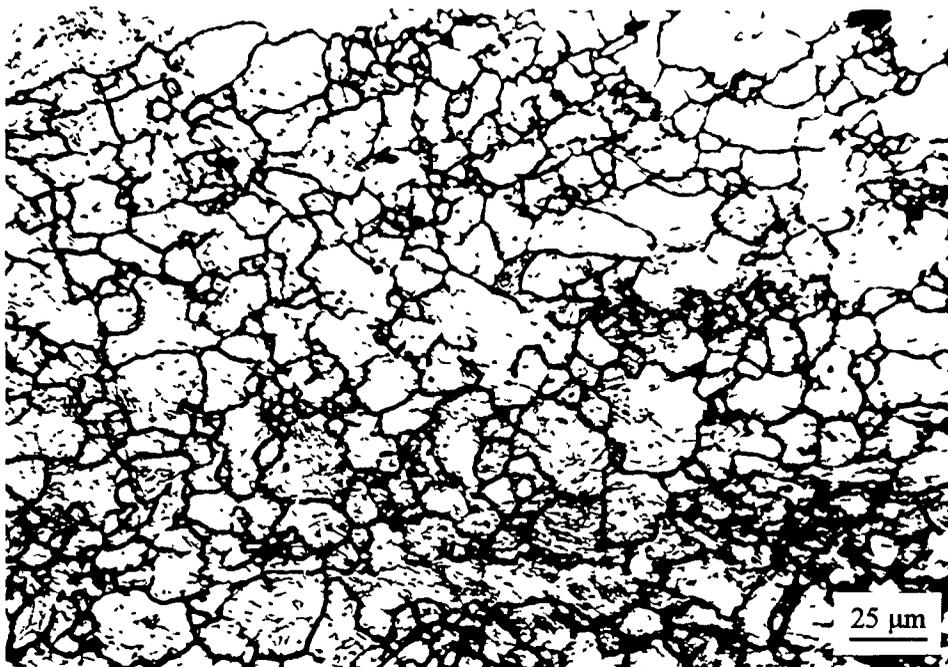


Fig. 5.11. Microestructura final de una probeta de la serie de ensayos V1200 deformada a $T = 900\text{ °C}$ y $\dot{\epsilon} = 0.1\text{ s}^{-1}$.

En el dominio de la restauración dinámica, la variación de la velocidad de endurecimiento con la inversa de la tensión de fluencia es lineal según Roberts⁹ En la figura 12, donde se representa la variación de la inversa de la tensión de fluencia en función de la velocidad de endurecimiento a 900 °C , 950 °C y 1000 °C y a velocidad de deformación 0.1 s^{-1} , se observa que a medida que se aleja del dominio de la restauración dinámica la variación pierda su linealidad.

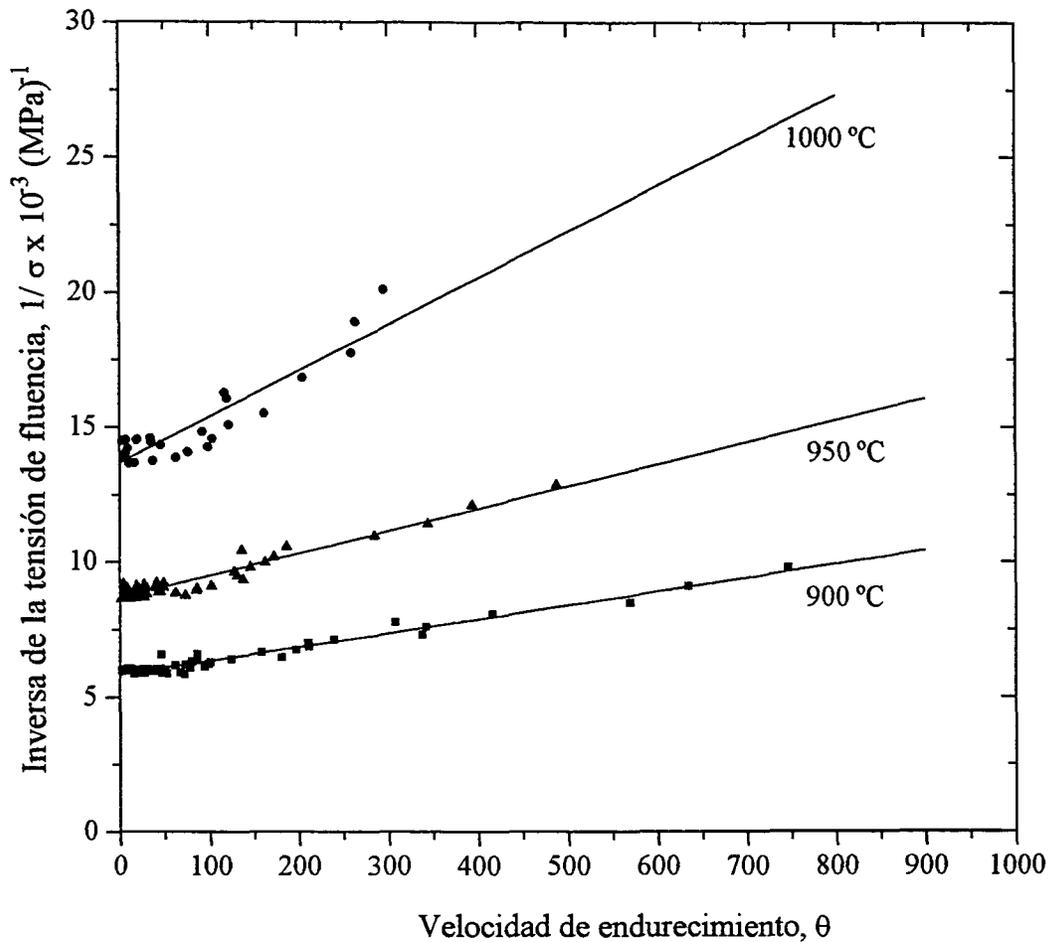


Fig. 5.12. Variación de la inversa de la tensión de fluencia con la velocidad de endurecimiento para la serie de ensayos V1200 a 0.1 s^{-1} y varias temperaturas.

De la misma manera, los mapas de procesado de la serie de ensayos M1200 exhiben los dominios favorables siguientes:

1- A deformación 0.2, en el mapa de procesado (Fig. 4.17a.) sólo aparece un dominio claro extendido en un rango de temperaturas de 1000 a 1100 °C y velocidad de deformación 10^{-4} s^{-1} con un pico de eficiencia de 33.1 % a 1000 °C y 10^{-4} s^{-1} . A este nivel de deformación y en este dominio de temperatura y velocidad de deformación, sólo puede ocurrir la recristalización cíclica (ver curvas de fluencia de la Fig. 4.8a).

Observando la figura 5.3 se ve claramente que en este dominio hubo un crecimiento notable de grano lo cual permite pensar que este dominio es el de la recristalización cíclica. El dominio de la restauración dinámica aparece, muy suave, centrado a 900 °C y 0.3 s^{-1} y se verá mejor en los mapas de mayor deformación (Figs. 4.17a y 4.17b). El dominio de la recristalización dinámica de pico simple todavía no aparece en este mapa.

2- Al igual que para el acero V, el dominio de la recristalización dinámica cíclica, a deformación $\varepsilon = 0.4$ (Fig. 4.17b), se divide en dos dominios uno centrado a 1000 °C y 10^{-4} s^{-1} con un pico de eficiencia de 32.5 %, que es la continuación del dominio de la recristalización cíclica, y otro centrado a 1100 °C y 3 s^{-1} con un pico de eficiencia de 31.9% asociado probablemente al proceso de recristalización dinámica de pico simple. Observando el mapa de procesado a deformación $\varepsilon = 0.6$ (Fig. 4.17c), se aprecia que el dominio de la recristalización cíclica casi desaparece por completo y el dominio asociado a la recristalización dinámica de pico simple se traslada en la dirección contraria a las agujas del reloj¹³², dirigiéndose a altas velocidades de deformación.

Las curvas de fluencia determinadas para temperaturas y velocidades de deformación dentro del dominio asociado a la recristalización dinámica de pico simple (Fig. 4.7e y 4.7f) muestran un comportamiento característico de este proceso. El mapa de variación del grado de ablandamiento, representado en la figura 5.13, y el mapa de variación de ε_r con la temperatura y velocidad de deformación, representado en la figura 5.14, indican que los valores máximos se alcanzan en el dominio correspondiente al proceso de recristalización dinámica a pico simple. Asimismo, en el mapa de variación del tamaño de grano (Fig. 5.3) de las probetas deformadas en el dominio estudiado muestra claramente un afino de grano (recuérdese que el tamaño de grano inicial en este acero es 120 μm). Todas estas observaciones confirman que el dominio situado a altas temperaturas y altas velocidades de deformación representa el proceso de recristalización dinámica de pico simple.

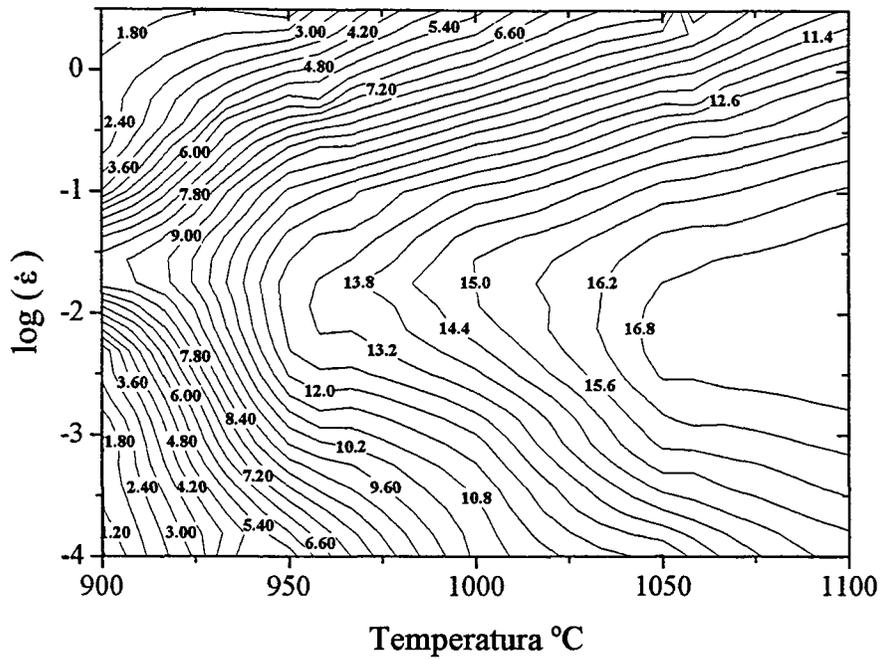


Fig. 5.13. Mapa de contorno de la variación del grado de ablandamiento con la temperatura y la velocidad de deformación para la serie de ensayos M1200.

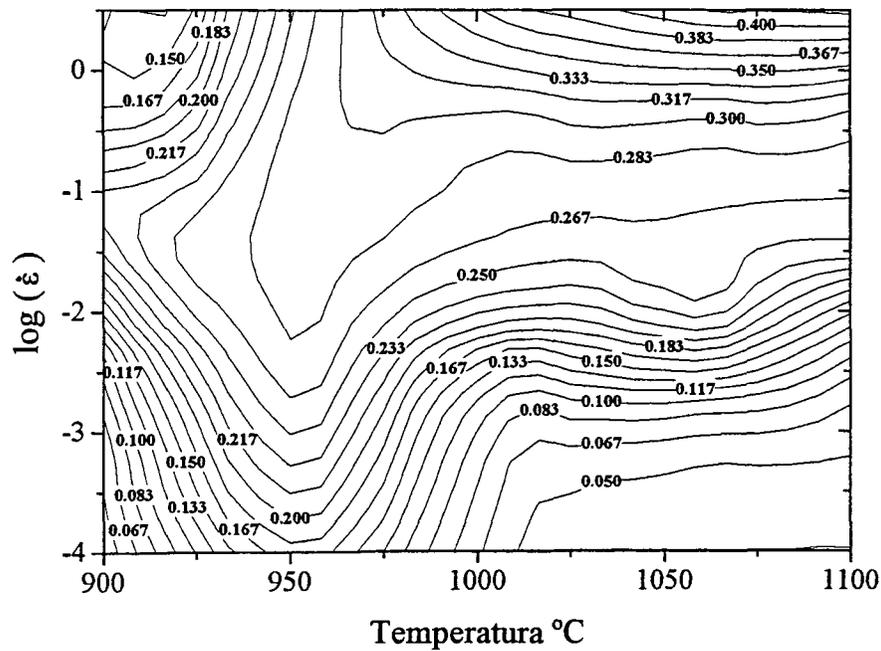


Fig. 5.14. Mapa de contorno de la variación de ϵ , con la temperatura y la velocidad de deformación para la serie de ensayos M1200.

En la figura 5.15 se muestra la microestructura final de una probeta de la serie de ensayos M1200 deformada a $1100\text{ }^{\circ}\text{C}$ y 0.3 s^{-1} . También en este caso la microestructura exhibe una estructura de granos recristalizados muy finos, propia de la recristalización dinámica de pico simple.

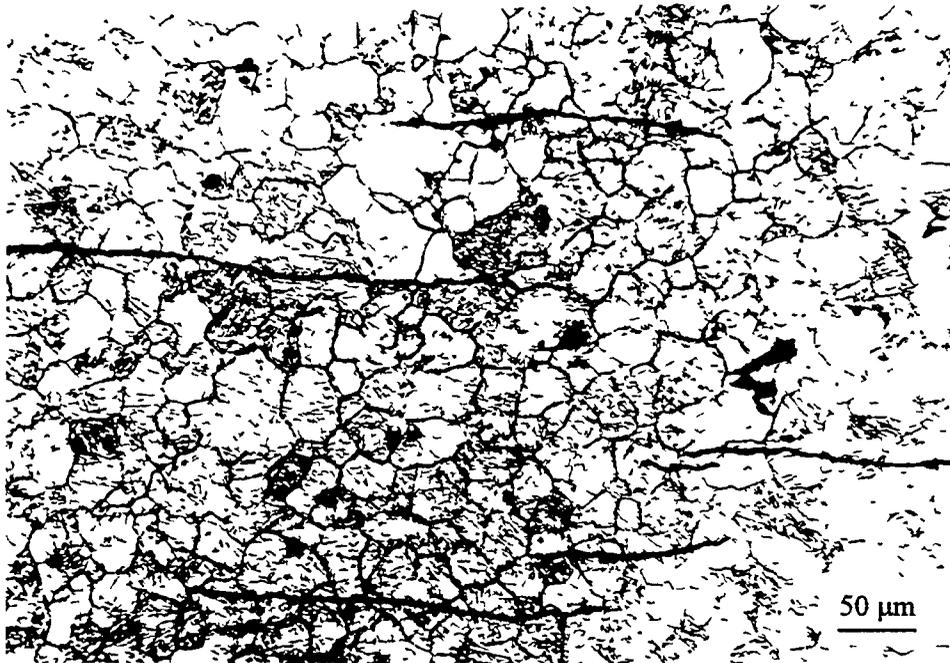


Fig. 5.15. Microestructura final de una probeta de la serie de ensayos M1200 deformada a $T = 1100\text{ }^{\circ}\text{C}$ y $\dot{\epsilon} = 0.3\text{ s}^{-1}$

3- En los mapas de procesamiento correspondientes a las deformaciones 0.4 y 0.6 (ver Figs 4.17b y 4.17c) aparece un dominio situado a $900\text{ }^{\circ}\text{C}$ y a velocidades de deformación relativamente altas, con unas eficiencias (29.1 % a $\epsilon = 0.6$) inferiores a las del dominio de la recristalización dinámica de pico simple (31.9 % a $\epsilon = 0.6$). Esto lleva a pensar que se trata del dominio de la restauración dinámica, puesto que es bien conocido que el proceso de recristalización dinámica es más eficiente que el de restauración dinámica^{69,136}. Para corroborar esta correlación se puede recurrir a las curvas de fluencia de las combinaciones de temperatura y velocidad de deformación

situadas dentro de este dominio (Fig. 4.7a). En estas curvas de fluencia el proceso de ablandamiento predominante es el de restauración dinámica. La variación del grado de ablandamiento (Fig. 5.13) y de ϵ_r (Fig. 5.14) con la temperatura y la velocidad de deformación alcanza sus valores mínimos en este dominio. Además, al igual que para la serie de ensayos V1200, se observa un fuerte afino de grano (Fig. 5.3) en el dominio de la restauración dinámica debido probablemente, tal como se mencionó para el V1200, a la recristalización metadinámica o estática.

En la figura 5.16 puede verse la microestructura final de una probeta de la serie de ensayos M1200, deformada, en el dominio de la restauración dinámica, a 900 °C y 0.3 s⁻¹ puede verse. Cabe hacer notar como en todos los casos, incluso en ensayos donde la apariencia de la curva era sólo de restauración dinámica, que los granos observados nunca fueron los típicos granos deformados en los que no se aprecia recristalización. Al contrario, casi siempre se observó que existían distintos tipos de granos en una misma estructura. La multiplicidad de estructuras da a entender que en el lapso de tiempo entre que acababa el ensayo y se templaba la probeta tenían lugar fenómenos post-dinámicos, i.e. recristalización metadinámica, o incluso estática. De hecho la propia recristalización dinámica de pico simple puede dar lugar a diferentes granos (recuérdese que en este caso unos granos están recristalizando y otros no). No obstante la gran diferencia entre el tamaño de los granos de las estructuras mostradas, lleva a pensar que la heterogeneidad es debida a fenómenos post-dinámicos, y no a la retención de la recristalización dinámica. Eso puede dar lugar a las estructuras complejas observadas. Adicionalmente puede observarse que en general las estructuras no eran exactamente equiáxicas ya que los límites de grano presentan una forma redondeada, con multiplicidad de curvaturas, dando a entender que la microestructura retenida por el temple estaba en fase de recristalización (dinámica, metadinámica o estática) todavía no finalizada.

También, la variación de la inversa de la tensión de fluencia con la velocidad de endurecimiento, representada en la Fig. 5.17, de acuerdo con las observaciones de Roberts⁹, muestra que dentro del dominio de la restauración dinámica, la relación es lineal.

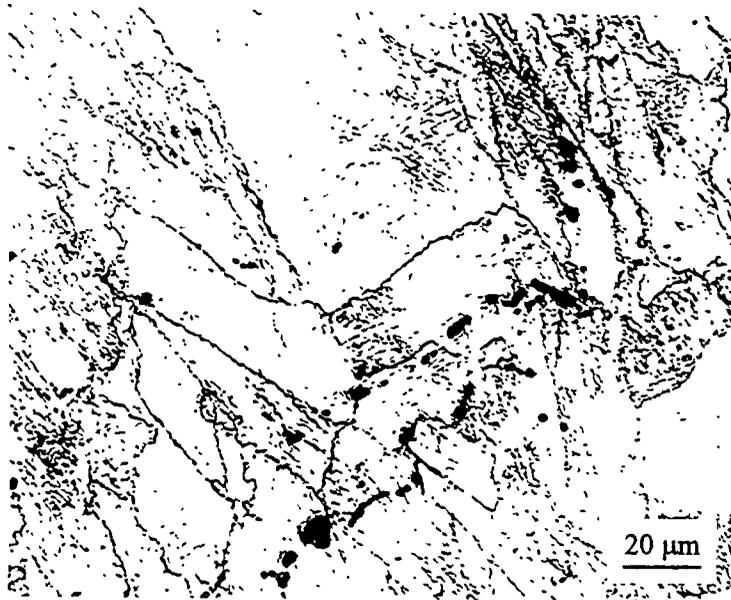


Fig. 5.16. Microestructura final de una probeta de la serie de ensayos M1200 deformada a $T = 900\text{ °C}$
y $\dot{\epsilon} = 0.3\text{ s}^{-1}$.

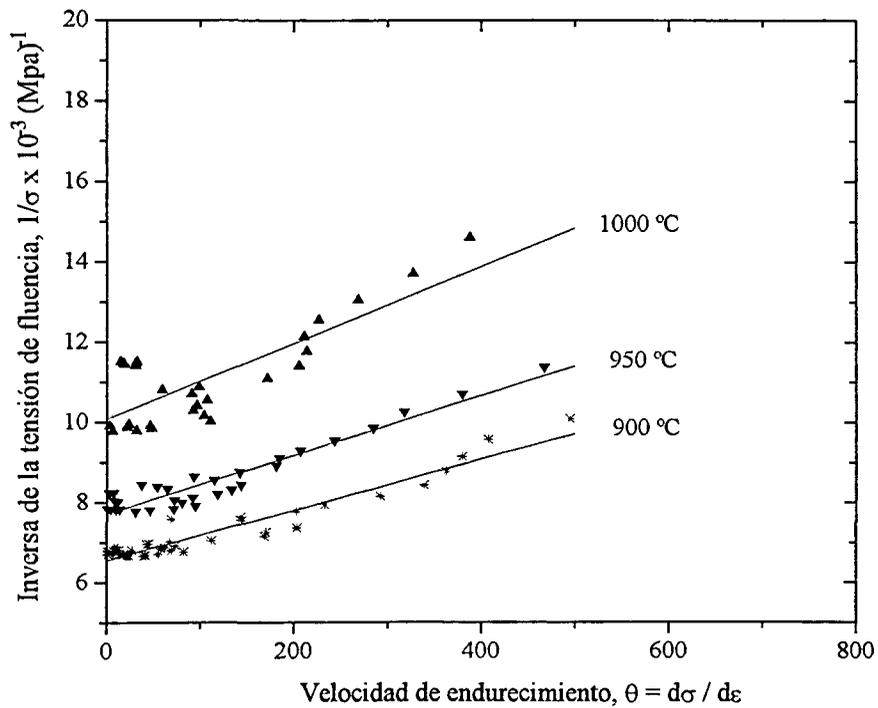
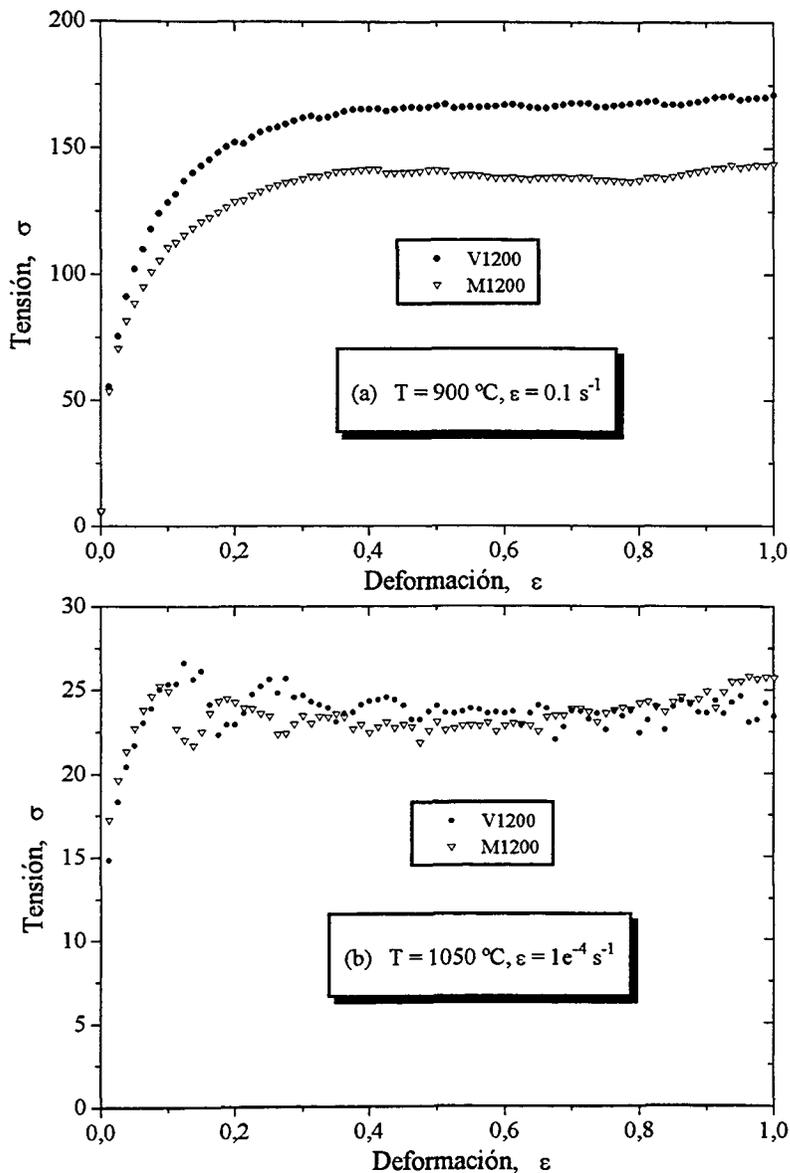


Fig. 5.17. Variación de la inversa de la tensión de fluencia con la velocidad de endurecimiento para la serie de ensayos M1200 a 0.3 s^{-1} y varias temperaturas.

Al comparar las curvas de fluencia (ver Fig. 5.18) y los mapas de procesado de las series V1200 y M1200 se observa que existe una gran similitud en cuanto al comportamiento de los dos aceros. Asimismo los mapas de procesado son bastante similares. Todo ello hace pensar que ni los carbonitruros de V-Ti ni los nitruros de aluminio están teniendo un efecto práctico importante (en el rango de temperaturas considerados) sobre la recristalización y la restauración dinámicas, como ha sido reportado para aceros microaleados de bajo carbono HSLA^{32,154-159}. Sólo se detectan algunas diferencias en los valores de tensión de fluencia atribuibles a la diferente composición de carbono y silicio y por lo tanto a su efecto de endurecimiento por solución sólida.



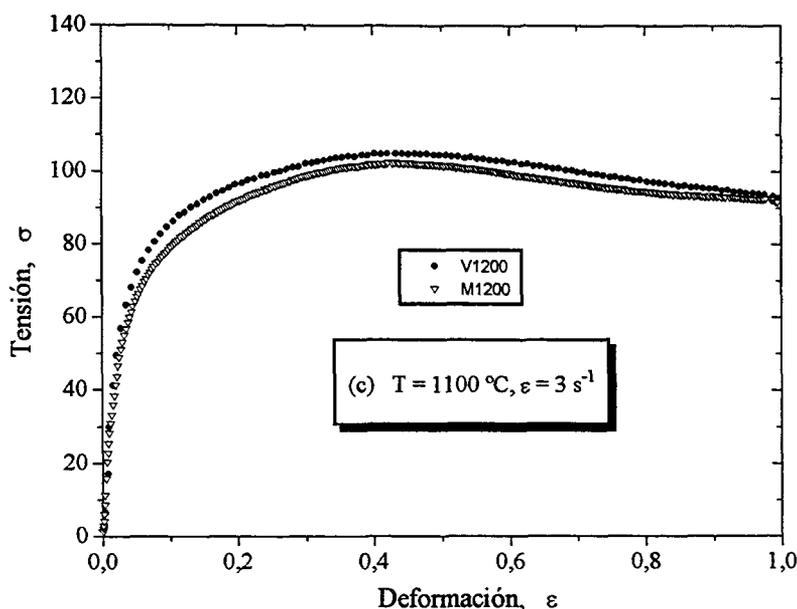


Fig. 5.18. Curvas de fluencia de las series de ensayos V1200 y M1200 a (a) $T = 900\text{ °C}$ y $\dot{\epsilon} = 0.1\text{ s}^{-1}$, (b) $T = 1050\text{ °C}$ y $\dot{\epsilon} = 1e^{-4}\text{ s}^{-1}$ y (c) $T = 1100\text{ °C}$ y $\dot{\epsilon} = 3\text{ s}^{-1}$.

I-2 Casos V30min y M30min.

La evolución del tamaño de grano recristalizado en función de la temperatura y velocidad de deformación verdadera para las series de ensayos V30min y M30min se representan en la figuras 5.19 y 5.20 respectivamente. Asimismo, la evolución del tamaño de grano recristalizado con el parámetro Z de las dos series de ensayos se representa en la figuras 5.21 y 5.22 respectivamente.

En las dos series V30min y M30min, los ensayos de compresión se realizaron con una austenización previa durante 30 minutos a temperatura de ensayo. Por lo tanto, el tamaño de grano inicial, a cada temperatura de deformación, es diferente (ver Fig. 4.28). También cabe hacer notar que con cada temperatura se corresponde una aleación diferente, pues la cantidad de elementos puestos en solución o precipitados es también diferente a cada temperatura de ensayo. Por ello, en las figuras 5.21 y 5.22 se ve que a cada temperatura le corresponde una ley de evolución propia caracterizada por un cambio de pendiente, como es el caso en el V1200 y M1200, cada vez que se alcanza un tamaño de grano dado. Este tamaño de grano es diferente en cada temperatura. Esto es

en cierto modo lógico porque la recrystalización dinámica en presencia de partículas de segunda fase cambia de comportamiento y produce un tamaño de grano más fino que en el caso de matriz libre de partículas.

Los mapas de isolíneas de tamaño de grano en función de la temperatura y velocidad de deformación de los dos aceros se muestran en las figuras 5.23 y 5.24.

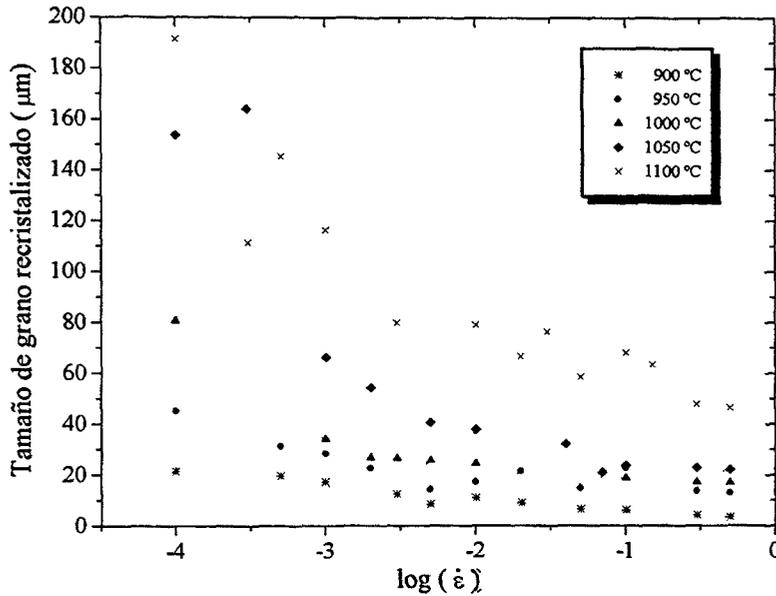


Fig. 5.19. Evolución del tamaño de grano deformado en función de la temperatura y velocidad de deformación para la serie de ensayos V30min.

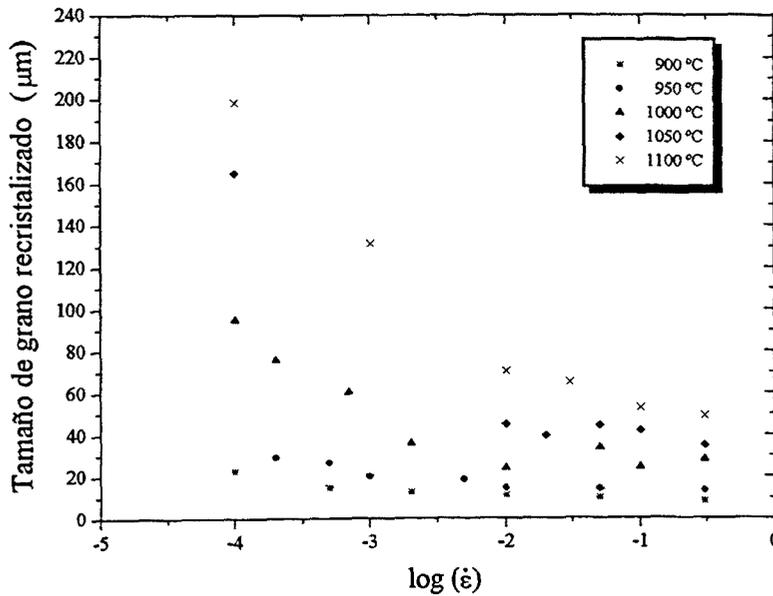


Fig. 5.20. Evolución del tamaño de grano deformado en función de la temperatura y velocidad de deformación para la serie de ensayos M30min.

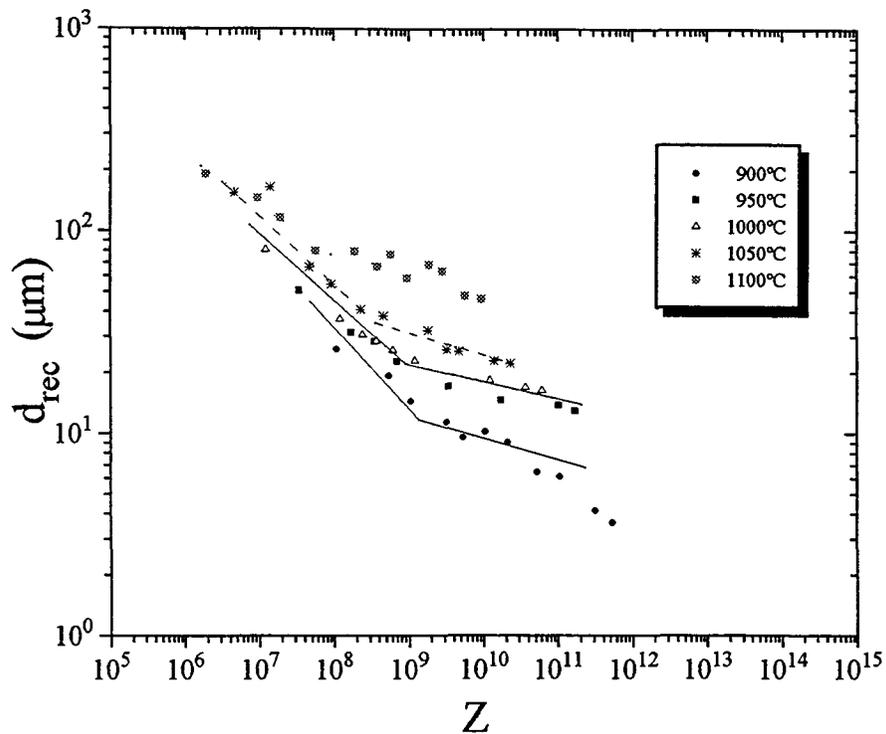


Fig.5.21. Evolución del tamaño de grano recristalizado con el parámetro Z para la serie de ensayos V30min.

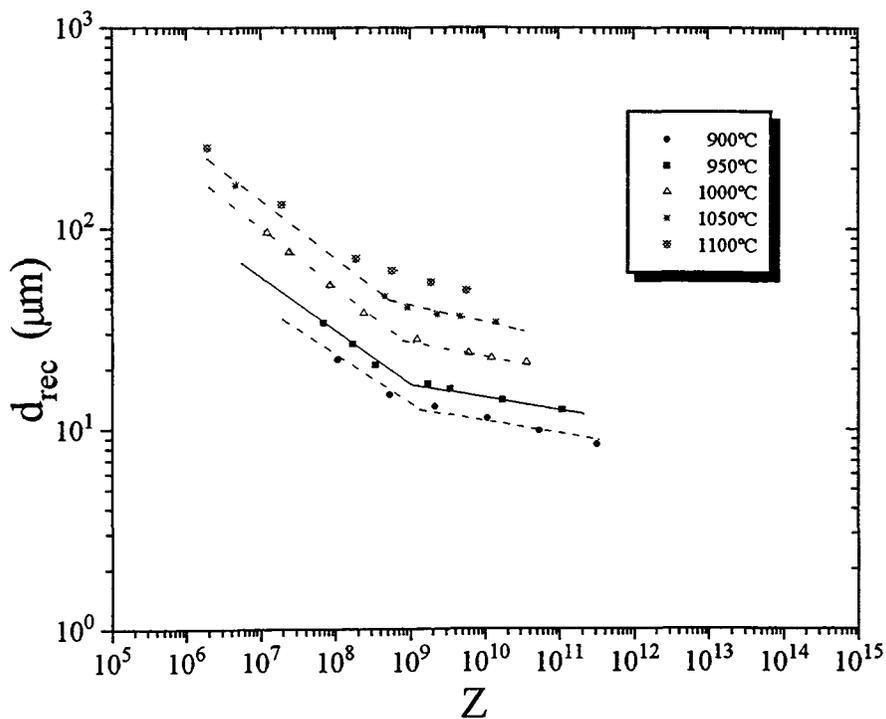


Fig.5.22. Evolución del tamaño de grano recristalizado con el parámetro Z para la serie de ensayos M30min.

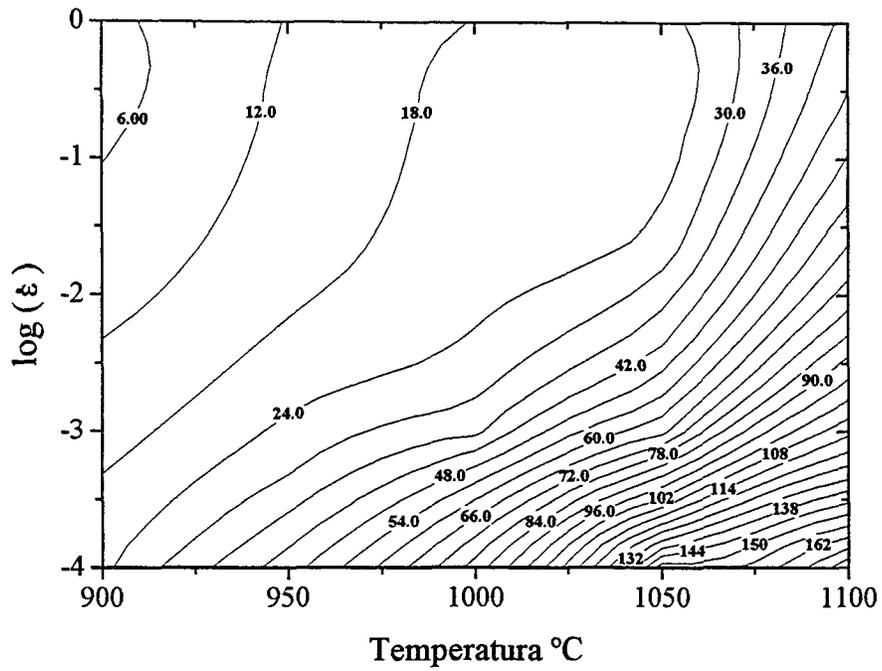


Fig. 5.23. Isolíneas de tamaño de grano deformado en función de la temperatura y la velocidad de deformación para la serie de ensayos V30min.

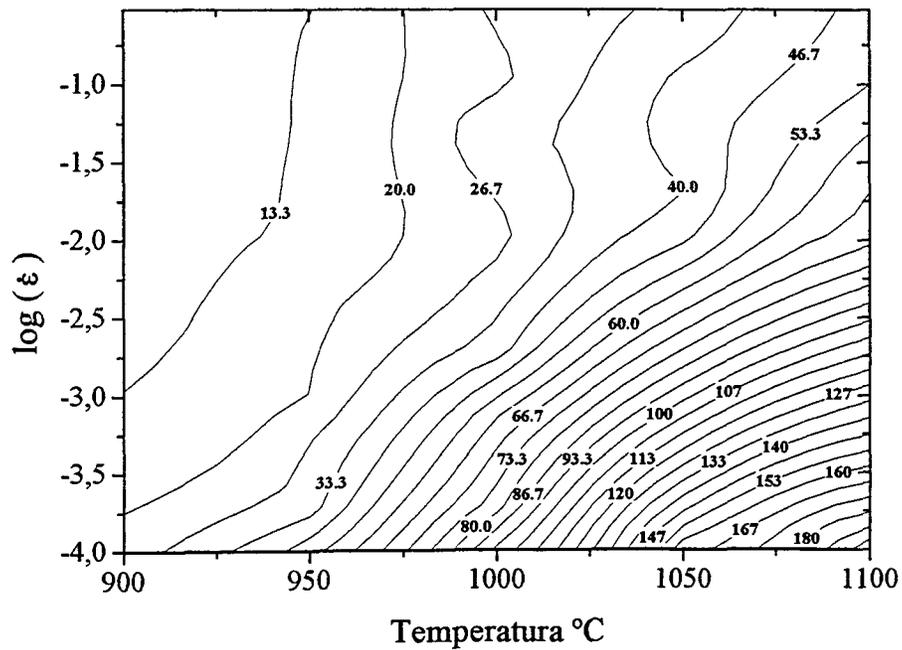


Fig. 5.24. Isolíneas de tamaño de grano deformado en función de la temperatura y la velocidad de deformación para la serie de ensayos M30min.

Lo que primero llama la atención de estos dos últimos gráficos es la similitud que existe entre ambos mapas y también con las series de ensayos V1200 y M1200. En efecto, en el rango de altas temperaturas y muy bajas velocidades de deformación hubo un crecimiento de grano y a medida que aumenta la velocidad de deformación el grano se afina. Debe tenerse en cuenta siempre que en este caso el tamaño de grano inicial es diferente en cada temperatura.

Al igual que en los ensayos de las series V1200 y M1200 la interpretación de los dominios que aparecen en los mapas de procesado de la series de ensayos V30min y M30min se hará utilizando las curvas de fluencia asociadas a cada dominio así como los mapas de variación del tamaño de grano (Figs. 5.23 y 5.24), de ε_r (Figs. 5.25 y 5.26) y del grado de ablandamiento (Figs. 5.27 y 5.28) con la temperatura y la velocidad de deformación.

Así para las series de ensayos V30min:

- a deformación $\varepsilon = 0.2$ (Fig. 4.16a) el amplio dominio observado a bajas velocidades de deformación representa el proceso de la recristalización cíclica (Fig. 4.6a) con una eficiencia de 37.76 % a $\dot{\varepsilon} = 1.10^{-4} \text{ s}^{-1}$.

- la observación del mapa de procesado a deformaciones $\varepsilon = 0.4$ y $\varepsilon = 0.6$ (Figs. 4.16b y 4.16c) indica la existencia de tres dominios muy bien diferenciados. El primer dominio está situado a bajas velocidades de deformación y bajas temperaturas y debe ser la continuación del dominio de la recristalización cíclica a bajas temperaturas. Es interesante hacer notar que este dominio no representa el dominio de la restauración dinámica como podía inicialmente pensarse. Observaciones microestructurales de la probeta deformada a $900 \text{ }^\circ\text{C}$ y 10^{-4} s^{-1} (Fig. 5.29) muestran que la probeta está sufriendo una considerable reconstitución por recristalización dinámica. También las curvas de fluencia (ver 4.6a) muestran un comportamiento típico de la recristalización dinámica cíclica en el dominio bajo consideración.

El segundo dominio situado en la zona de altas temperaturas y bajas velocidades de deformación es la continuación de la recrystalización dinámica cíclica a altas temperaturas y a medida que aumenta la deformación se va desplazando hacia altas temperaturas. Por ultimo el tercer dominio situado en la región de altas temperaturas y velocidades de deformación representa el dominio de la recrystalización dinámica de pico simple (Figs. 4.5e y 4.5f) con una eficiencia que aumenta ligeramente con la deformación.

En el caso de la serie de ensayos M30min:

- a deformación $\varepsilon = 0.2$ (Fig. 4.18a) el dominio situado a bajas velocidades de deformación, centrado a $T=1000$ °C con una eficiencia de 36 %, se identifica como representante de la recrystalización dinámica. En este caso la recrystalización dinámica es cíclica a temperaturas superiores a 950 °C, pero a $T = 900$ °C y $\dot{\varepsilon} = 1.10^{-4}$ s⁻¹ la curva de fluencia (ver Fig. 4.10a) no muestra un comportamiento cíclico sino un ablandamiento continuo y alcanza el estado estacionario a mayores deformaciones.

- a deformaciones $\varepsilon = 0.4$ y $\varepsilon = 0.6$ (Figs. 4.18b y 4.18c) el amplio dominio, observado en los dos mapas, situado a bajas velocidades de deformación representa la recrystalización dinámica de pico simple en el rango de temperaturas 900 y 950 °C mientras que a más altas temperaturas (≥ 950 °C) este mismo dominio es representante de la recrystalización dinámica cíclica (ver Figs. 4.10a y 4.10b). El dominio situado a altas velocidades de deformación y altas temperaturas representa el proceso de la recrystalización dinámica de pico simple (ver Figs. 4.9e y 4.9f).

La microestructura de las probetas de las series de ensayos V30min y M30min deformadas a $T = 900$ °C , $\dot{\varepsilon} = 1.10^{-4}$ s⁻¹ y $T = 1100$ °C, $\dot{\varepsilon} = 0.3$ s⁻¹ se representa a modo ilustrativo en las Figs. 5.27 y Fig. 5.28 respectivamente. Es de destacar que en ambas microestructuras es evidente una reconstitución considerable debida a los procesos de la recrystalización dinámica y quizás, también, por adicionales procesos post-dinámicos.

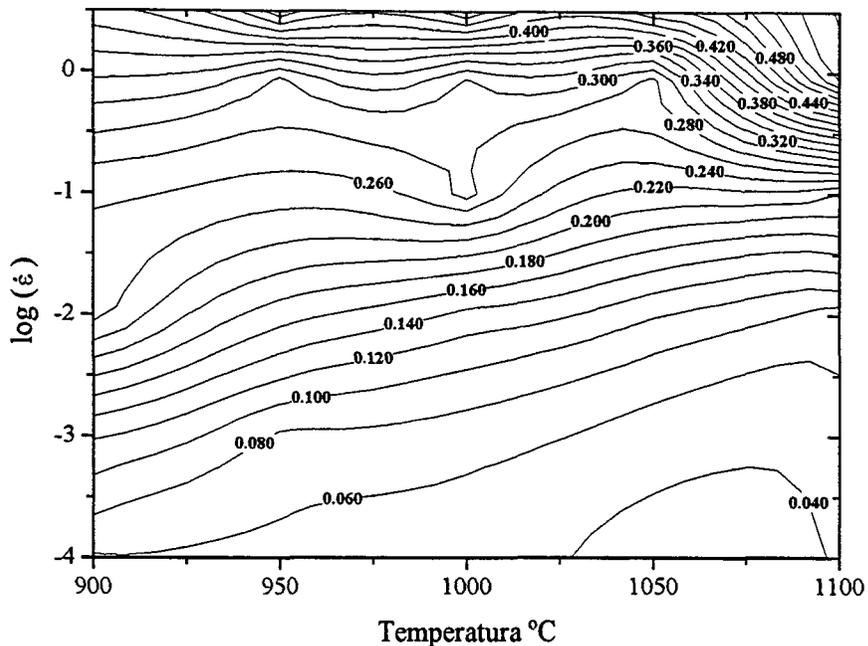


Fig. 5.25. Mapa de contorno representando la variación de ϵ_r con la temperatura y la velocidad de deformación para la serie de ensayos V30min.

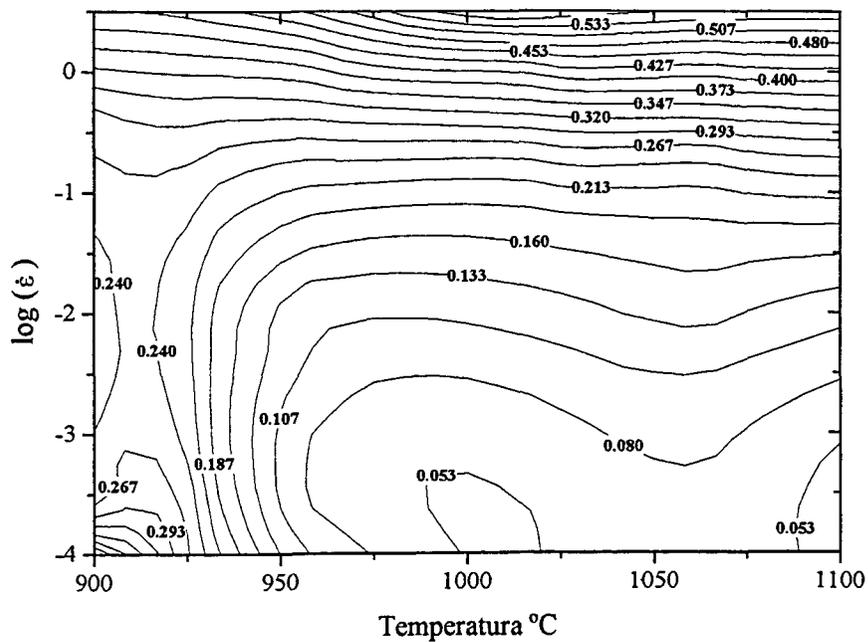


Fig. 5.26. Mapa de contorno representando la variación de ϵ_r con la temperatura y la velocidad de deformación para la serie de ensayos M30min.

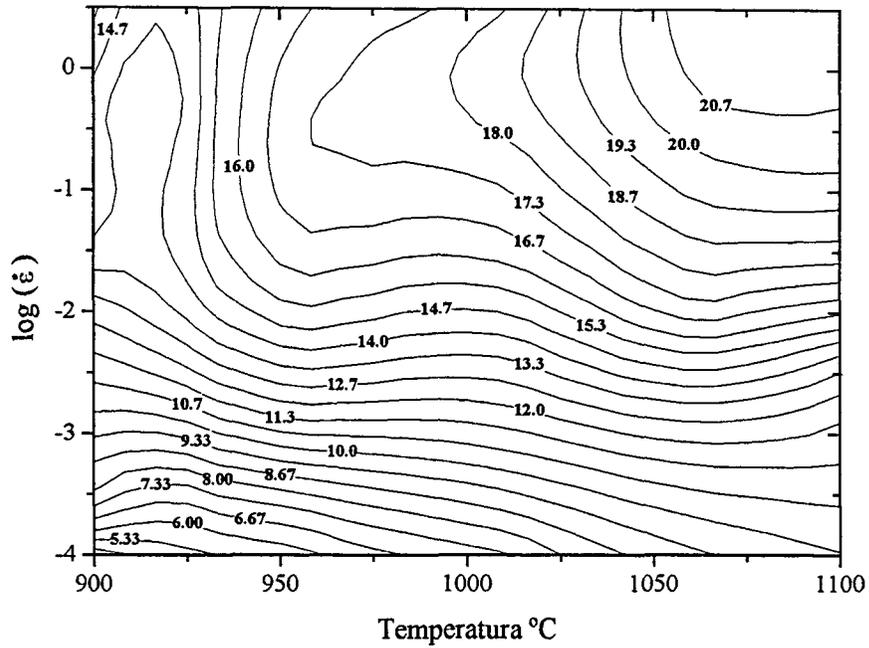


Fig. 5.27. Mapa de contorno representando la variación del grado de ablandamiento X con la temperatura y la velocidad de deformación para la serie de ensayos V30min.

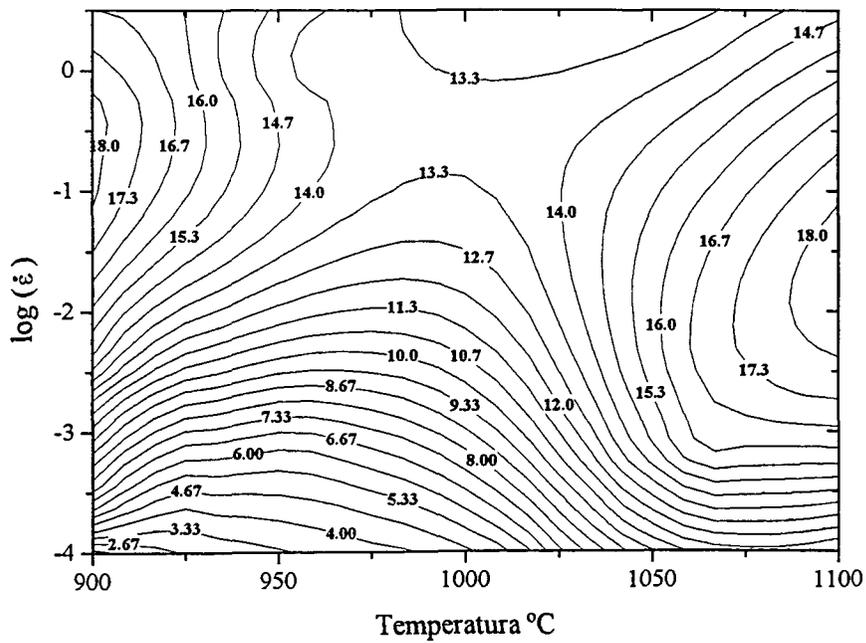
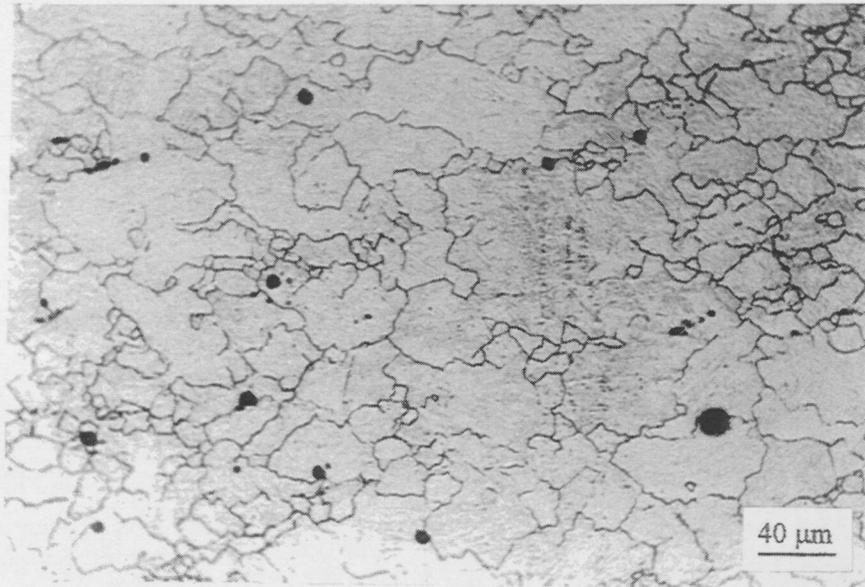
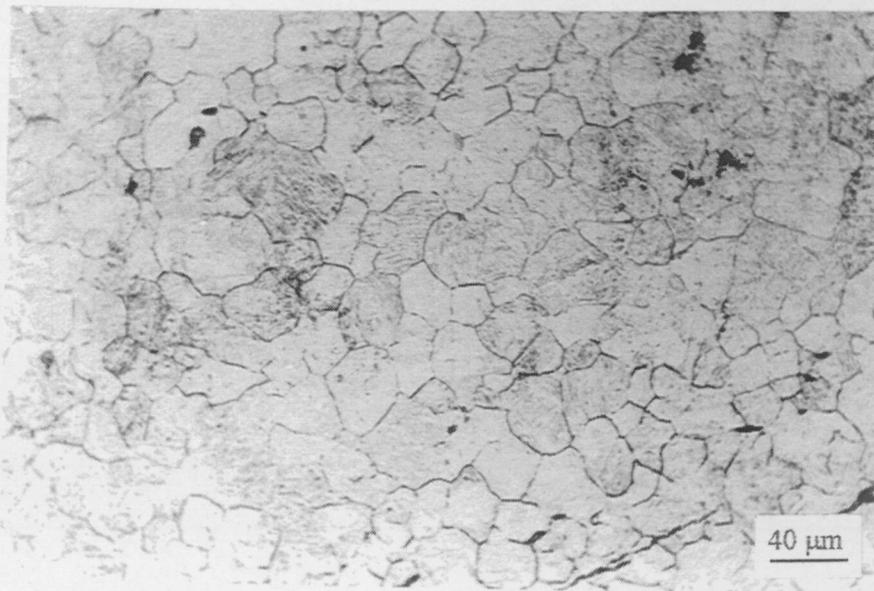


Fig. 5.28. Mapa de contorno representando la variación del grado de ablandamiento X con la temperatura y la velocidad de deformación para la serie de ensayos M30min.



a



b

Fig. 5.29. Microestructura final de las probetas de la serie de ensayos V30min deformadas a (a) $\dot{\epsilon} = 1.10^{-4} \text{ s}^{-1}$ y $T = 900 \text{ °C}$ y (b) $\dot{\epsilon} = 0.3 \text{ s}^{-1}$ y $T = 1100 \text{ °C}$.