

CAPÍTULO V

Resultados y modelización de las curvas de fluencia

En la primera parte de este capítulo se presenta las curvas de fluencia obtenidas de los ensayos de compresión uniaxial para los cuatro aceros en diferentes condiciones de deformación.

Los resultados de los ensayos de compresión son presentados y discutidos en este capítulo en el que se aplican las ecuaciones constitutivas para los diferentes aceros a diferentes condiciones de deformación. Dicha discusión consiste en estudiar el efecto de dos parámetros sobre la recristalización dinámica: el tamaño de grano de partida para los aceros puros y el grado de pureza comparando el comportamiento de los aceros puros y comerciales entre sí.

Finalmente se modeliza las curvas de fluencia obtenidas experimentalmente mediante el modelo presentado en el capítulo III.

5.1 Introducción

En este capítulo se pretende analizar los parámetros esenciales en las curvas de fluencia: la deformación de pico, la cinética de la recristalización dinámica y las tensiones de pico y de estado estable, así como su cambio frente a los factores que intervienen en los procesos de conformación. Dicho análisis se desarrollará en tres vías principales, primero el comportamiento en caliente en diferentes condiciones, en segundo lugar el efecto de pureza comparando entre los cuatro aceros deformados en condiciones similares y por último el efecto del tamaño de grano de partida limitado a los aceros puros.

5.2 Curvas de fluencia del conformado en caliente

Las curvas de fluencia obtenidas en todas las condiciones de los ensayos de compresión realizados, ver figuras (5.1) a (5.28), fueron las típicas de los materiales de baja de energía de falla de apilamiento, donde el fenómeno principal responsable del ablandamiento es la recristalización dinámica. No obstante se observa dos tipos de recristalización dinámica, de pico simple en altas velocidades de deformación y bajas temperaturas y de pico múltiple en condiciones contrarias. Para los cuatro aceros inoxidables austeníticos de este trabajo se ve claramente la equivalencia del efecto de disminuir la temperatura o aumentar la velocidad de deformación. Aunque a altos valores de velocidad de deformación, los aceros tienen un comportamiento menos sensible a este parámetro, figuras (5.22) y (5.27).

El efecto del grado de pureza sobre las curvas de fluencia marca la diferencia en los valores de tensión de pico y del estado estable así como en la deformación de pico. Los aceros comerciales presentan mayor endurecimiento por deformación y la recristalización dinámica ocurre con ligero retraso si lo comparamos con los aceros de alta y ultra alta pureza. Mientras, la tensión de pico y de estado estable tienen tendencia a ser más altos en los aceros comerciales.

A velocidades similares a las aplicadas en procesos industriales que son 10 s^{-1} , 50 s^{-1} , 100 s^{-1} , la máquina de ensayos utilizada no permite lograr deformaciones altas y se limita el estudio a la etapa de endurecimiento por deformación y restauración dinámica, figuras (5.-6), (5.23), (5.27) y (5.28). Mientras en el resto de ensayos se logró llegar al estado estable.

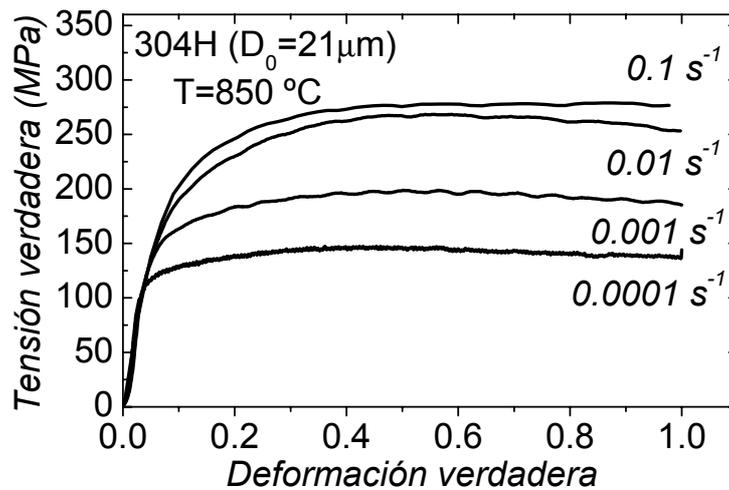


Figura 5.1: Curvas de fluencia del acero AISI 304H con el tamaño de grano inicial de $21 \mu\text{m}$ deformado a 850°C y diferentes velocidades de deformación.

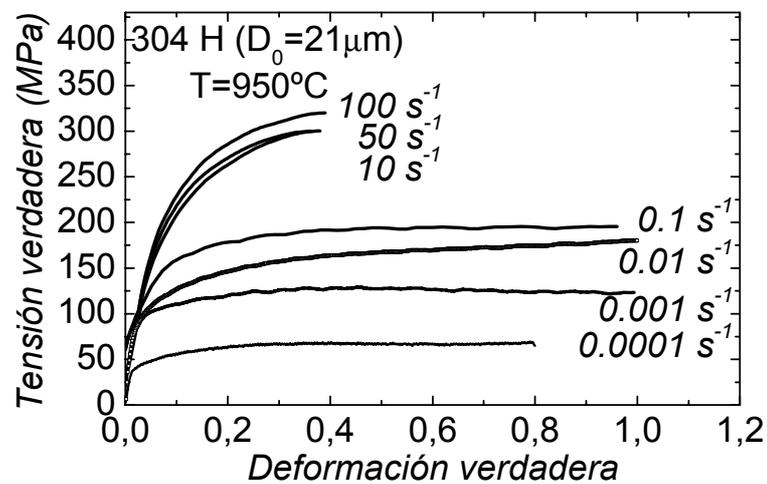


Figura 5.2: Curvas de fluencia del acero AISI 304H con el tamaño de grano inicial de $21 \mu\text{m}$ deformado a 950°C y diferentes velocidades de deformación.

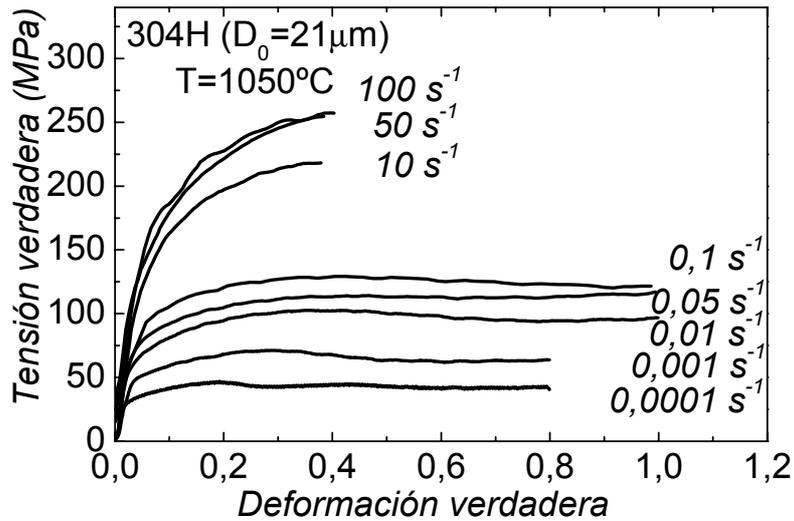


Figura 5.3: Curvas de fluencia del acero AISI 304H con el tamaño de grano inicial de $21 \mu\text{m}$ deformado a 1050°C y diferentes velocidades de deformación.

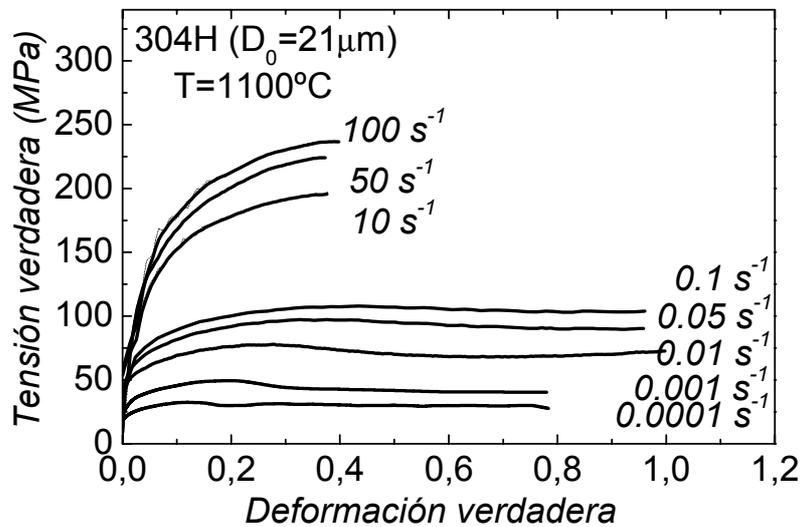


Figura 5.4: Curvas de fluencia del acero AISI 304H con el tamaño de grano inicial de $21 \mu\text{m}$ deformado a 1100°C y diferentes velocidades de deformación.

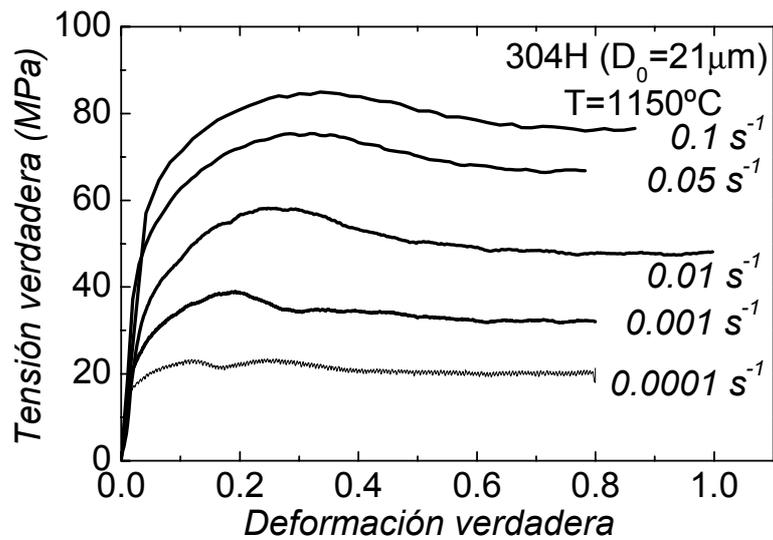


Figura 5.5: Curvas de fluencia del acero AISI 304H con el tamaño de grano inicial de $21 \mu\text{m}$ deformado a 1150°C y diferentes velocidades de deformación.

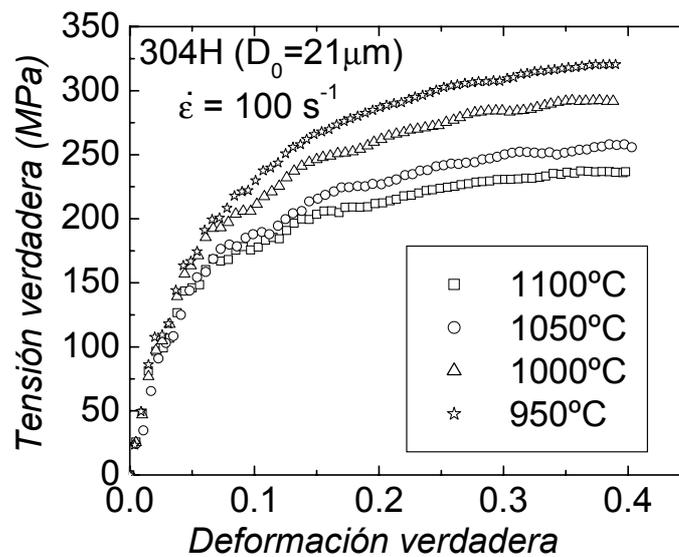


Figura 5.6: Curvas de fluencia del acero AISI 304H con el tamaño de grano inicial de $21 \mu\text{m}$ deformado a velocidades de deformación constante de 100 s^{-1} y diferentes temperaturas.

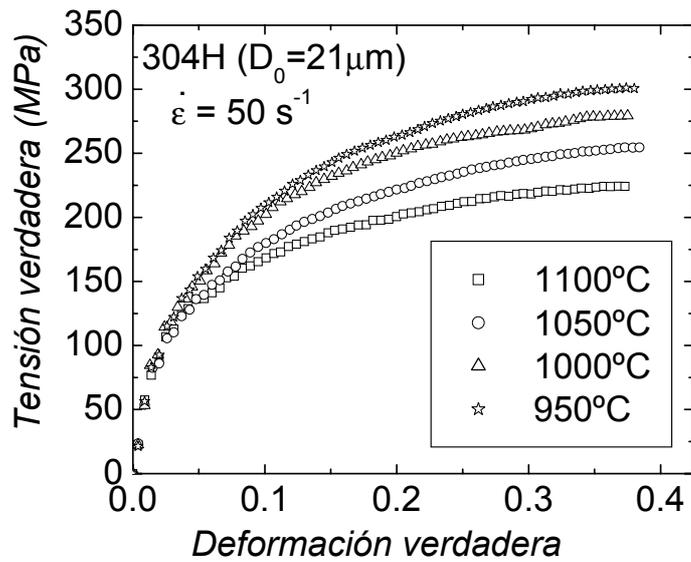


Figura 5.7: Curvas de fluencia del acero AISI 304H con el tamaño de grano inicial de $21 \mu\text{m}$ deformado a velocidades de deformación constante de 50 s^{-1} y diferentes temperaturas.

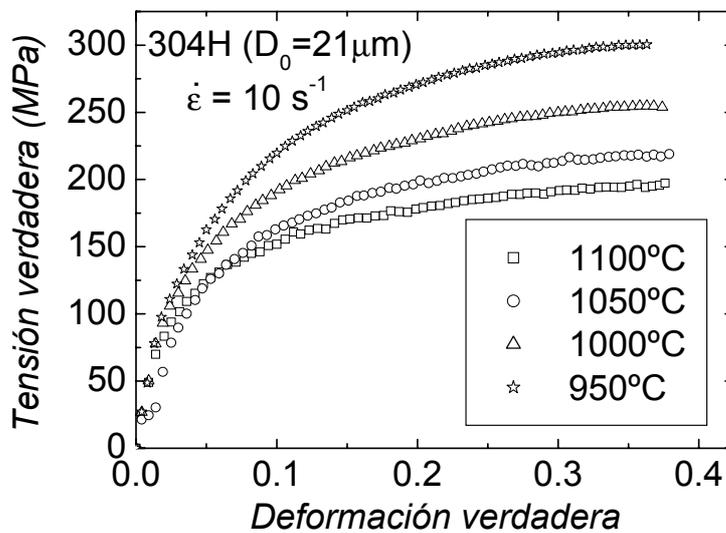


Figura 5.8: Curvas de fluencia del acero AISI 304H con el tamaño de grano inicial de $21 \mu\text{m}$ deformado a velocidades de deformación constante de 10 s^{-1} y diferentes temperaturas.

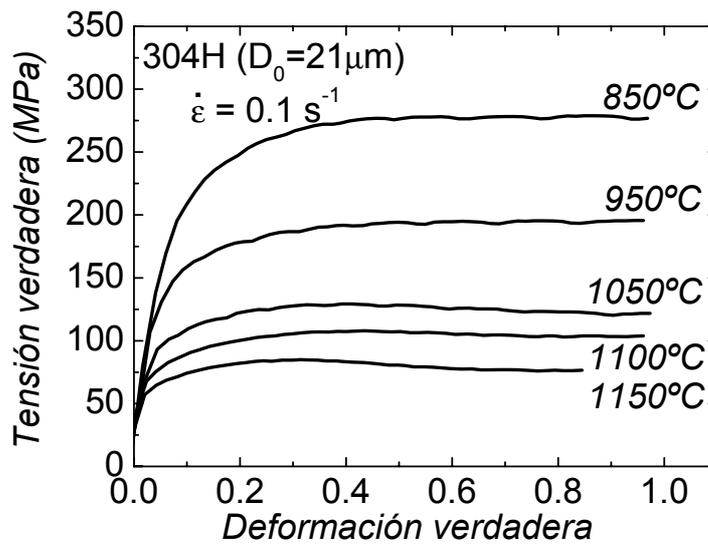


Figura 5.9: Curvas de fluencia del acero AISI 304H con el tamaño de grano inicial de $21 \mu\text{m}$ deformado a velocidades de deformación constante de 0.1 s^{-1} y diferentes temperaturas.

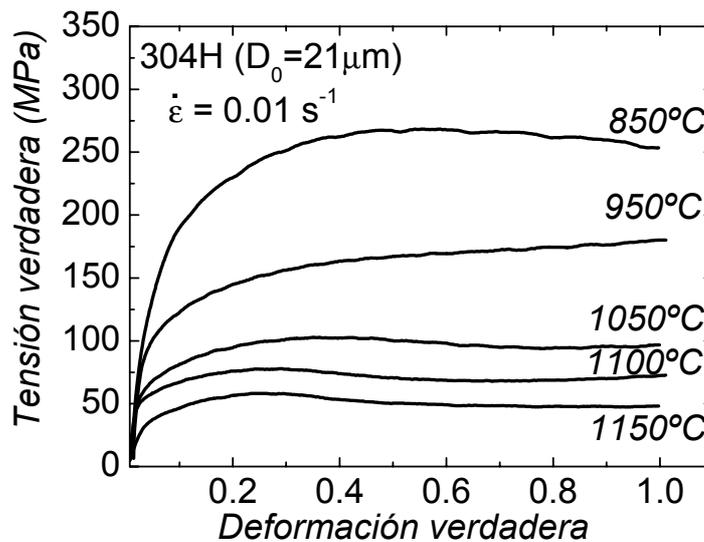


Figura 5.10: Curvas de fluencia del acero AISI 304H con el tamaño de grano inicial de $21 \mu\text{m}$ deformado a velocidades de deformación constante de 0.01 s^{-1} y diferentes temperaturas.

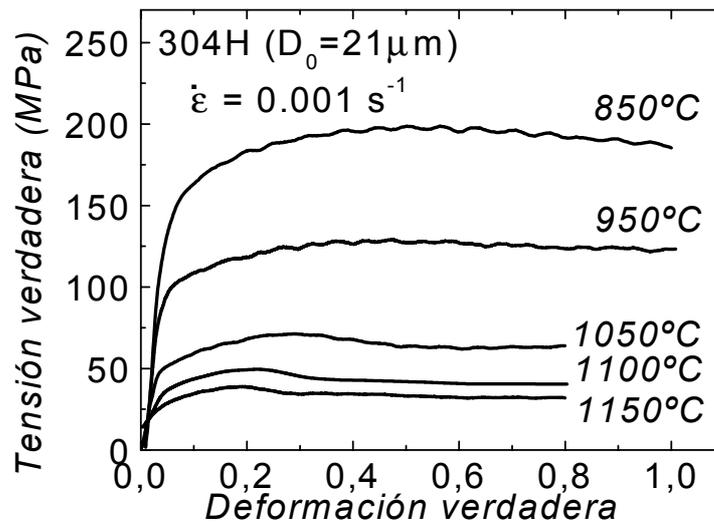


Figura 5.11: Curvas de fluencia del acero AISI 304H con el tamaño de grano inicial de $21 \mu\text{m}$ deformado a velocidades de deformación constante de 0.001 s^{-1} y diferentes temperaturas.

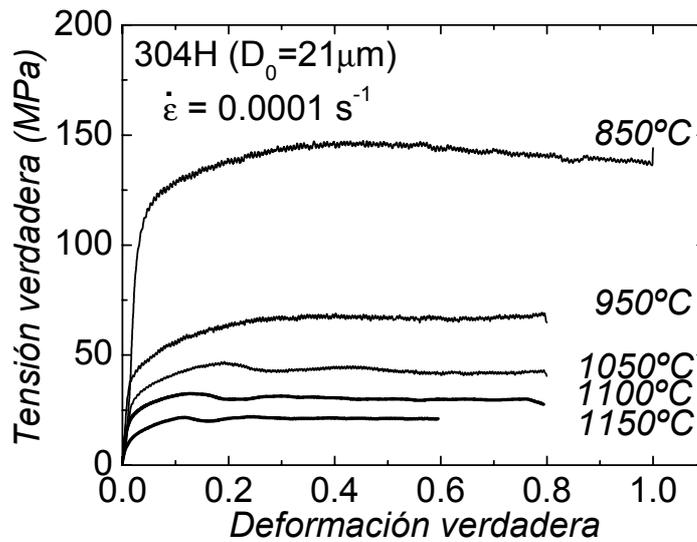


Figura 5.12: Curvas de fluencia del acero AISI 304H con el tamaño de grano inicial de $21 \mu\text{m}$ deformado a velocidades de deformación constante de 0.0001 s^{-1} y diferentes temperaturas.

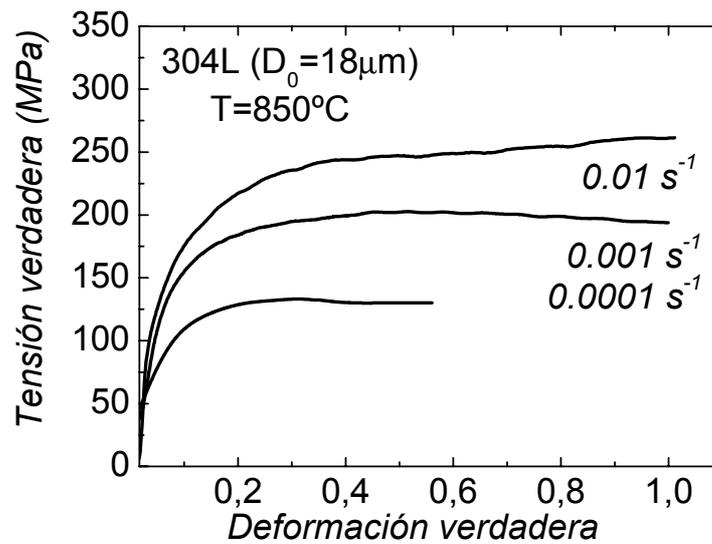


Figura 5.13: Curvas de fluencia del acero AISI 304L con el tamaño de grano inicial de $18 \mu\text{m}$ deformado a 850°C y diferentes velocidades de deformación.

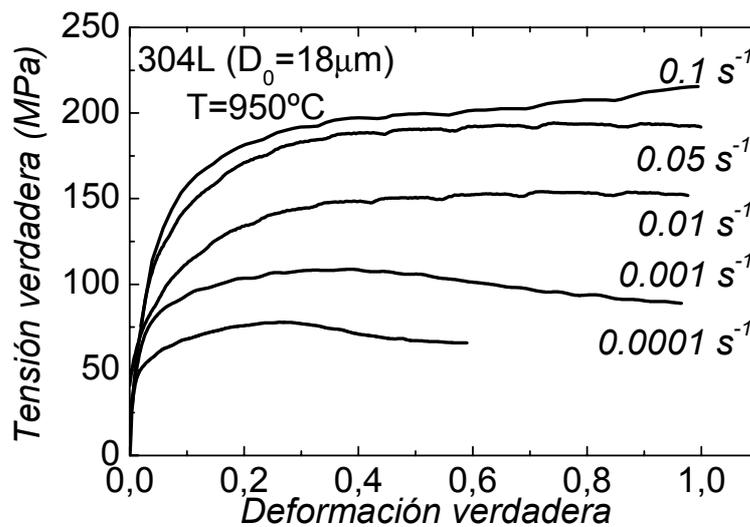


Figura 5.14: Curvas de fluencia del acero AISI 304L con el tamaño de grano inicial de $18 \mu\text{m}$ deformado a 950°C y diferentes velocidades de deformación.

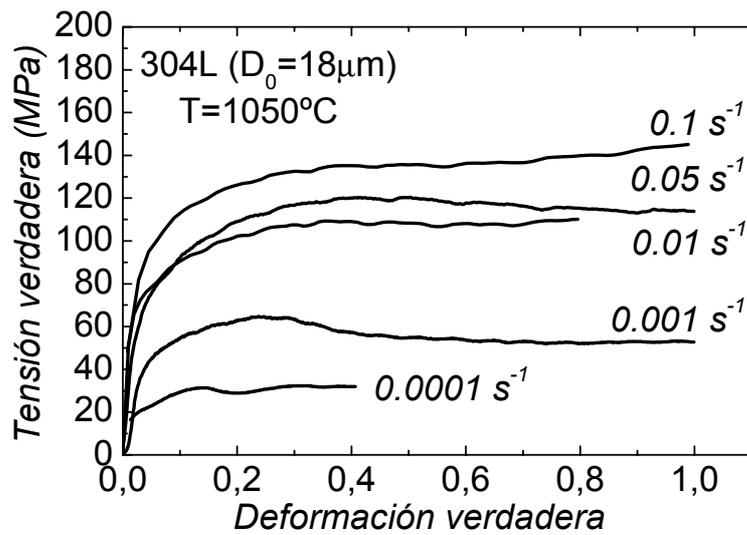


Figura 5.15: Curvas de fluencia del acero AISI 304L con el tamaño de grano inicial de $18 \mu\text{m}$ deformado a 1050°C y diferentes velocidades de deformación.

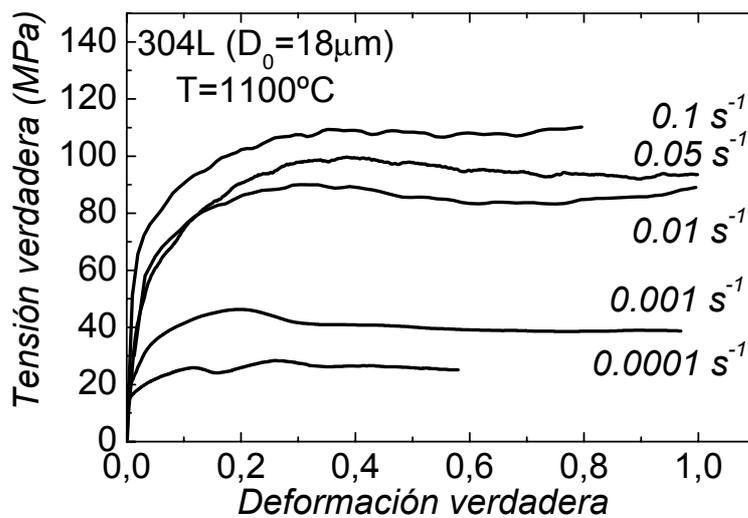


Figura 5.16: Curvas de fluencia del acero AISI 304L con el tamaño de grano inicial de $18 \mu\text{m}$ deformado a 1100°C y diferentes velocidades de deformación.

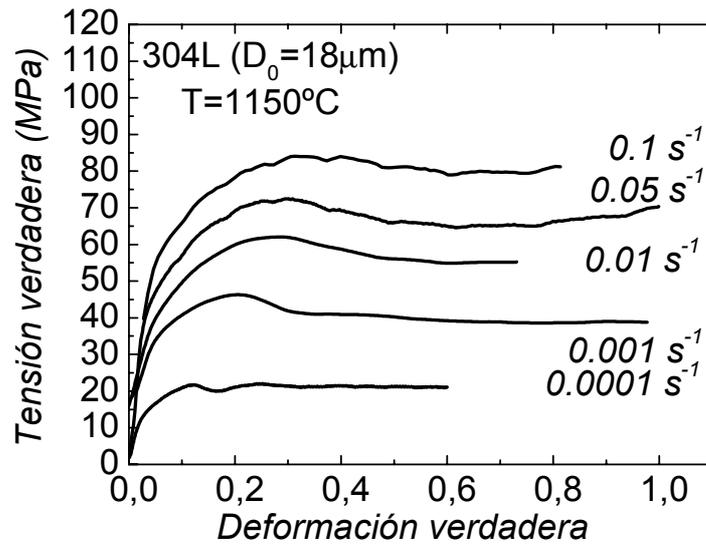


Figura 5.17: Curvas de fluencia del acero AISI 304L con el tamaño de grano inicial de $18 \mu\text{m}$ deformado a 1150°C y diferentes velocidades de deformación.

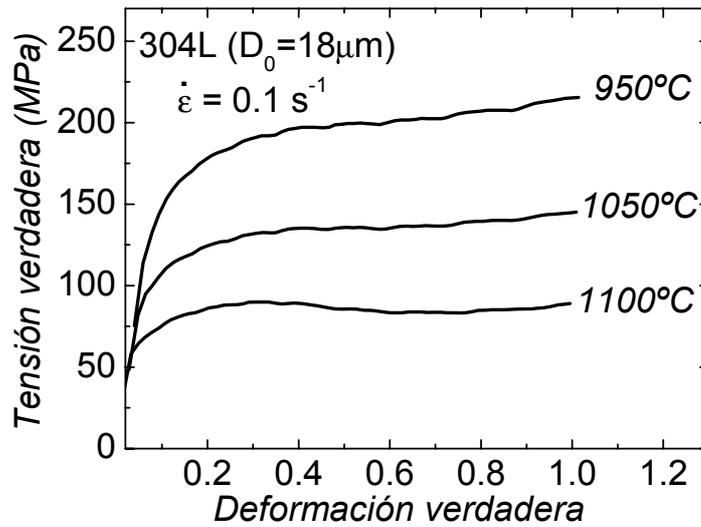


Figura 5.18: Curvas de fluencia del acero AISI 304L con el tamaño de grano inicial de $18 \mu\text{m}$ deformado a velocidades de deformación constante de 0.1 s^{-1} y diferentes temperaturas.

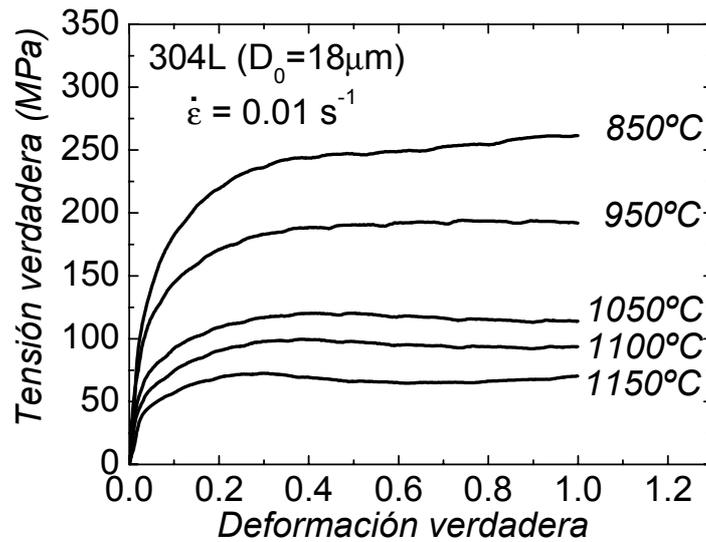


Figura 5.19: Curvas de fluencia del acero AISI 304L con el tamaño de grano inicial de $18 \mu\text{m}$ deformado a velocidades de deformación constante de 0.01 s^{-1} y diferentes temperaturas.

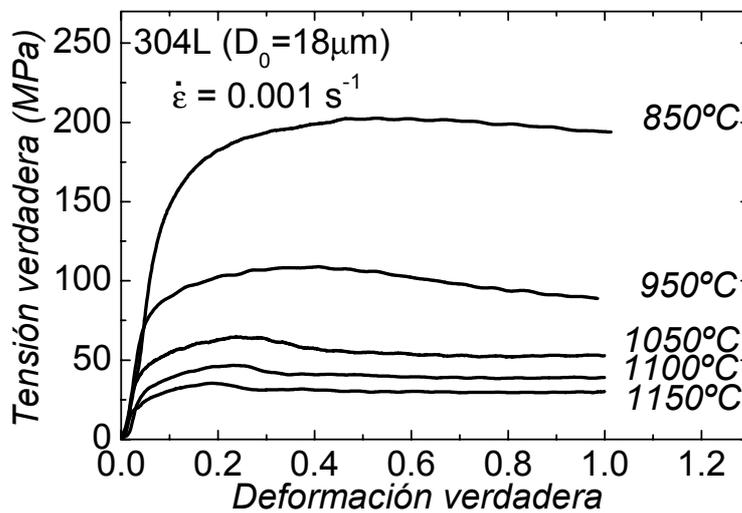


Figura 5.20: Curvas de fluencia del acero AISI 304L con el tamaño de grano inicial de $18 \mu\text{m}$ deformado a velocidades de deformación constante de 0.001 s^{-1} y diferentes temperaturas.

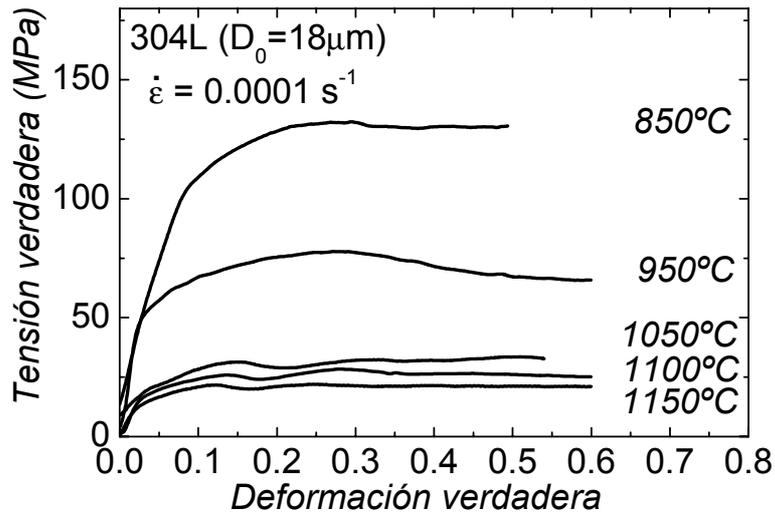


Figura 5.21: Curvas de fluencia del acero AISI 304L con el tamaño de grano inicial de $18 \mu\text{m}$ deformado a velocidades de deformación constante de 0.0001 s^{-1} y diferentes temperaturas.

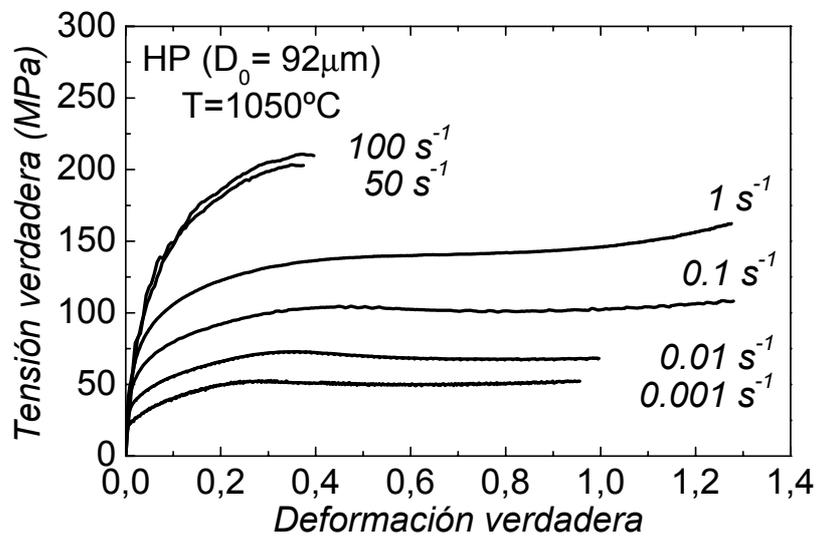


Figura 5.22: Curvas de fluencia del acero HP con el tamaño de grano inicial de $92 \mu\text{m}$ deformado a 1050°C y diferentes velocidades de deformación.

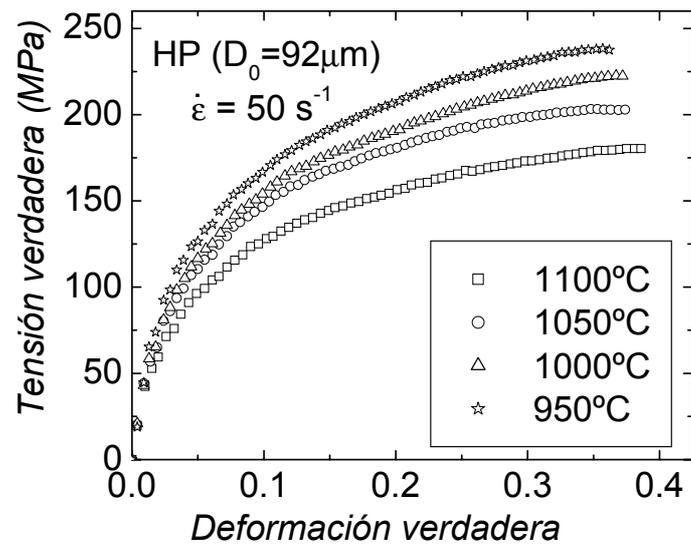


Figura 5.23: Curvas de fluencia del acero HP con el tamaño de grano inicial de $92\ \mu\text{m}$ deformado a velocidades de deformación constante de $50\ \text{s}^{-1}$ y diferentes temperaturas.

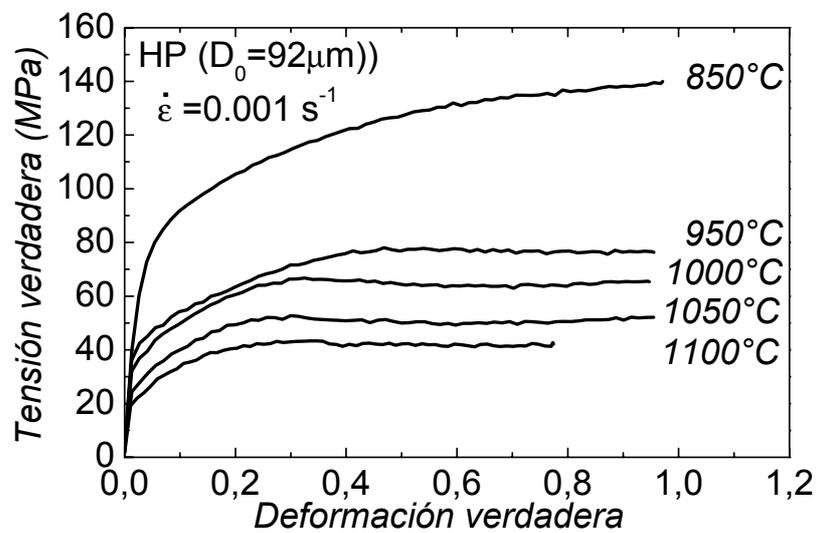


Figura 5.24: Curvas de fluencia del acero HP con el tamaño de grano inicial de $92\ \mu\text{m}$ deformado a velocidades de deformación constante de $0.001\ \text{s}^{-1}$ y diferentes temperaturas.

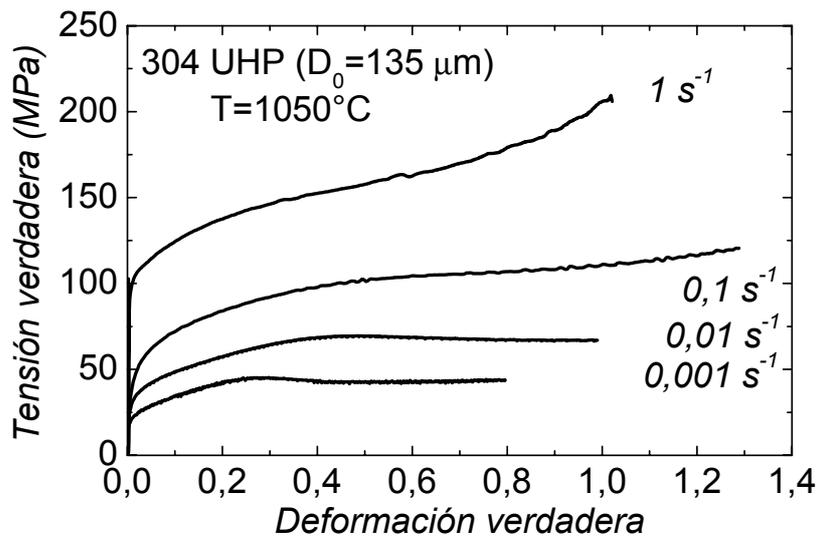


Figura 5.25: Curvas de fluencia del acero UHP con el tamaño de grano inicial de $135 \mu\text{m}$ deformado a 1050°C y diferentes velocidades de deformación.

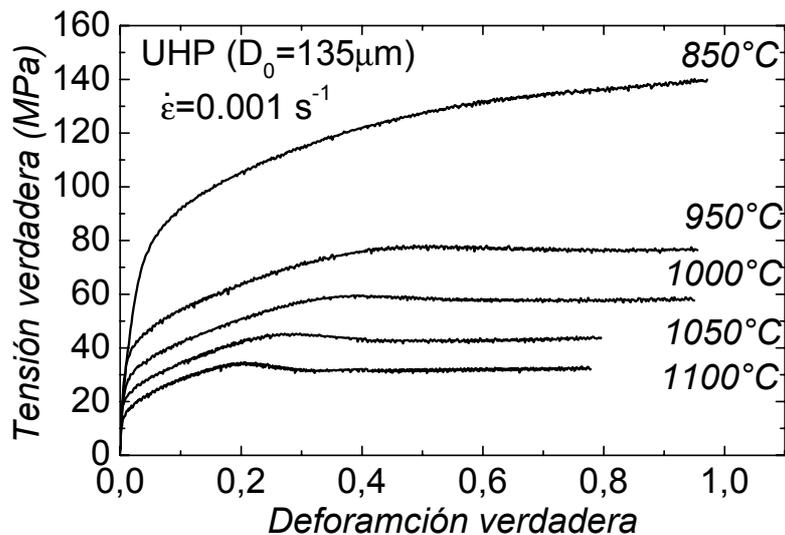


Figura 5.26: Curvas de fluencia del acero UHP con el tamaño de grano inicial de $135 \mu\text{m}$ deformado a velocidades de deformación constante de 0.001 s^{-1} y diferentes temperaturas.

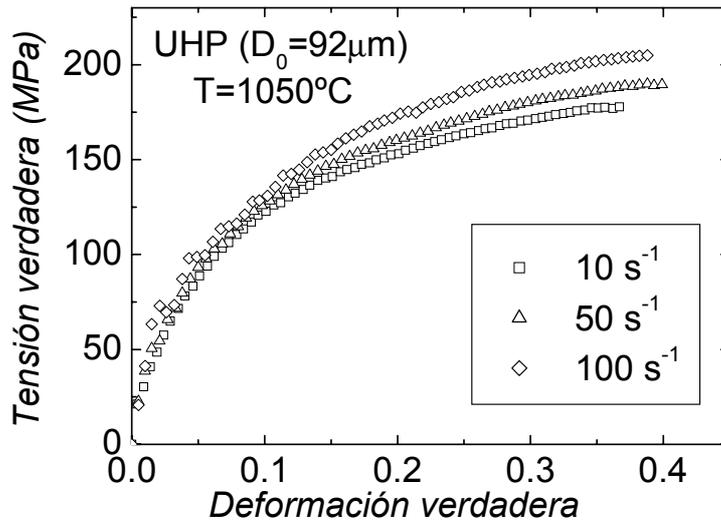


Figura 5.27: Curvas de fluencia del acero UHP con el tamaño de grano inicial de $92\mu\text{m}$ deformado a 1050°C y diferentes velocidades de deformación

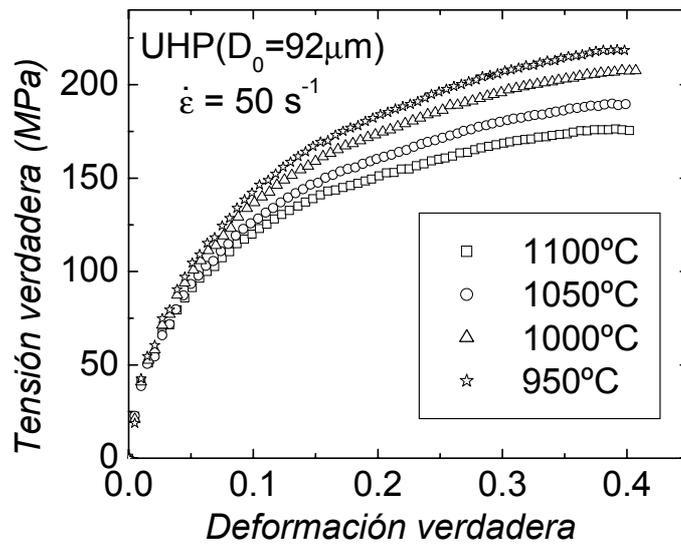


Figura 5.28: Curvas de fluencia del acero UHP con el tamaño de grano inicial de $92\mu\text{m}$ deformado a velocidades de deformación constante de 50 s^{-1} y diferentes temperaturas.

5.3 Caracterización del inicio de la recrystalización dinámica

Tradicionalmente el inicio de la recrystalización dinámica se detecta en la microestructura en valores de deformación inferiores a la deformación que corresponde a la tensión de pico. Algunos autores denominan este valor de deformación como deformación crítica ϵ_c (ver capítulo II). La determinación de este valor de una forma precisa, aunque es posible, es más compleja que la de la deformación de pico ϵ_p , momento en el que el proceso de la recrystalización dinámica tiene un efecto ablandador que cambia claramente el comportamiento de las curvas de fluencia, lo que facilita su determinación. En este trabajo la deformación de pico se calculó a partir de las curvas de fluencia y corresponde a la deformación cuando la tensión de pico se alcanza claramente. La deformación de pico se ve afectada como veremos por la composición química del material y su estado de partida (tamaño de grano inicial).

5.3.1 Efecto del grado de pureza

A la hora de aumentar la temperatura, avanza el inicio de la recrystalización dinámica, por lo que en altas temperaturas se requieren menos valores de ϵ_p . Por contra el aumento de la velocidad de deformación tiene un efecto contrario y retrasa el inicio de dicho fenómeno. La figura (5.29) muestra el cambio del valor de ϵ_p en función de la temperatura y la velocidad de deformación para los dos aceros comerciales *AISI 304H* y *AISI 304L*. La variación de ϵ_p en función de la velocidad es casi lineal en escala logarítmica. Los disparos en los valores de ϵ_p , a bajas temperaturas 850°C y 950°C y altas velocidades de deformación 0,01 s⁻¹ y 0,1 s⁻¹, se deben al inicio de la precipitación que en este tipo de aceros suele ser de carburos de cromo. El inicio de dicha precipitación retrasa fuertemente el inicio de la recrystalización dinámica.

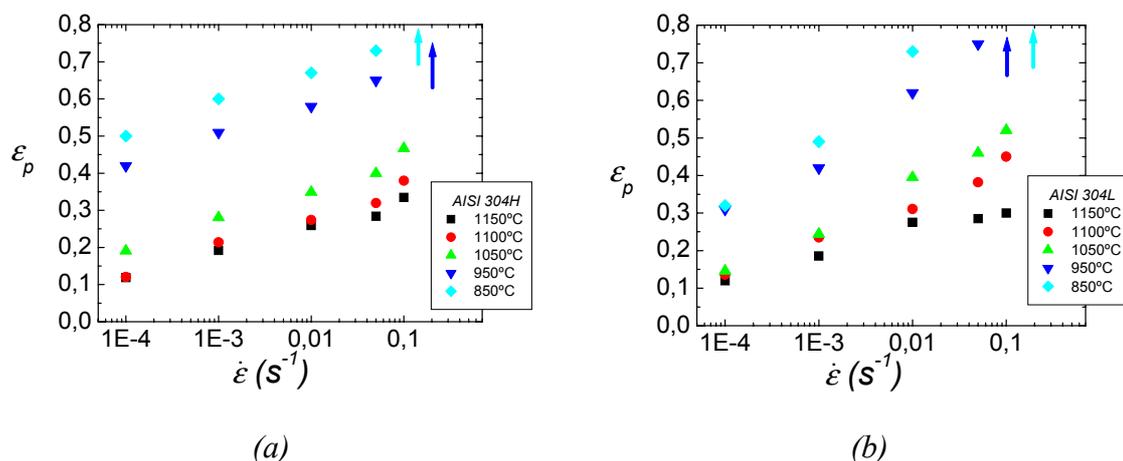


Figura 5.29: Dependencia con las condiciones de deformación de la deformación para el inicio de la recrystalización dinámica de los aceros comerciales *AISI 304H* (a) y *AISI 304L* (b) con un tamaño de grano inicial similar ($d_0 = 20 \mu\text{m}$).

Es mejor estudiar el efecto combinado de la temperatura y la velocidad de deformación sobre el inicio de la recrystalización dinámica. En bibliografía (Sakai y Jonas [1984], Estrin y Mecking [1984] y Ryan y McQueen [1990]) han mostrado que la deformación de pico para el inicio de la recrystalización dinámica depende del parámetro de Zener – Hollomon Z y del tamaño de grano inicial d_0 , de la forma siguiente:

$$\varepsilon_p = K_\varepsilon \cdot d_0^{n_\varepsilon} \cdot Z^{m_\varepsilon} \quad (5.1)$$

El parámetro de Zener-Hollomon Z , o la temperatura corregida por la velocidad de deformación, viene dado por: $Z = \dot{\varepsilon} \exp(Q/RT)$ donde $\dot{\varepsilon}$ es la velocidad de deformación, T la temperatura, Q la energía de activación, y R la constante universal de los gases. En el caso de un tamaño de grano inicial constante, la ecuación (5.1), se simplifica a la siguiente expresión:

$$\varepsilon_p = K_1 \cdot Z^{m_\varepsilon} \quad (5.2)$$

Los parámetros K_ε , n_ε , m_ε y K_1 dependen del material. La energía de activación aplicada para el cálculo del parámetro de Zener-Hollomon es de 280 kJ/mol (Ashby y Frost [1982]). Dicho valor corresponde a la energía de autodifusión del hierro en la austenita de un acero inoxidable y es claramente inferior a la energía de activación aparente que se suele reportar en el caso de los aceros inoxidables austeníticos (ver tabla 5.I), circunstancia que se justificará más adelante. Los datos obtenidos se ajustaron a la ecuación (5.2), y se determinó el valor de las constantes mediante mínimos cuadrados. En la figura (5.30) se puede ver como las deformaciones de pico de los cuatro aceros se ajustan razonablemente bien a la ecuación (5.2). La tendencia general, para los cuatro aceros, es de que a altos valores de Z la recrystalización dinámica necesita más deformación para su inicio que a bajos valores de Z lo cual era de esperar. Dicho comportamiento es debido a la sensibilidad de los metales a la velocidad de deformación y el tiempo necesario por la acomodación del material con la deformación plástica solicitada.

<i>Acero</i>	K_ε	n_ε	K_1	m_ε	Q	<i>Referencia</i>
316	0.60	0.75	-	0.053	460	McQueen y Ryan [1990]
304	0.45	0.75	-	0.125	400	McQueen y Ryan ^(*) [1990]
304	-	-	-	0.012	380	Kim y col ^(**) [2001]
<i>AISI 304H</i> (21 μm)	-	-	$1.9 \cdot 10^{-2}$	0.144	280	Este trabajo
<i>AISI 304L</i> (18 μm)	-	-	$1.5 \cdot 10^{-2}$	0.156	280	Este trabajo
<i>HP</i> (10 μm)	$0.323 \cdot 10^{-2}$	0.48	$1.2 \cdot 10^{-2}$	0.143	280	Este trabajo
<i>HP</i> (24 μm)	$0.323 \cdot 10^{-2}$	0.48	$1.6 \cdot 10^{-2}$	0.139	280	Este trabajo
<i>HP</i> (92 μm)	$0.323 \cdot 10^{-2}$	0.48	$3.2 \cdot 10^{-2}$	0.148	280	Este trabajo
<i>UHP</i> (20 μm)	$0.361 \cdot 10^{-2}$	0.53	$1.6 \cdot 10^{-2}$	0.131	280	Este trabajo
<i>UHP</i> (135 μm)	$0.361 \cdot 10^{-2}$	0.53	$3.7 \cdot 10^{-2}$	0.182	280	Este trabajo

Tabla 5.I: Valores de los parámetros de la ecuación (5.1), para diferentes aceros inoxidables.

(*) El tamaño de grano está dado en mm. En este trabajo el tamaño de grano de partida es de 25 μm para los dos aceros *AISI 304H* y *AISI 304L*.

(**) Para esta referencia el término K_1 depende también de la tensión de pico.

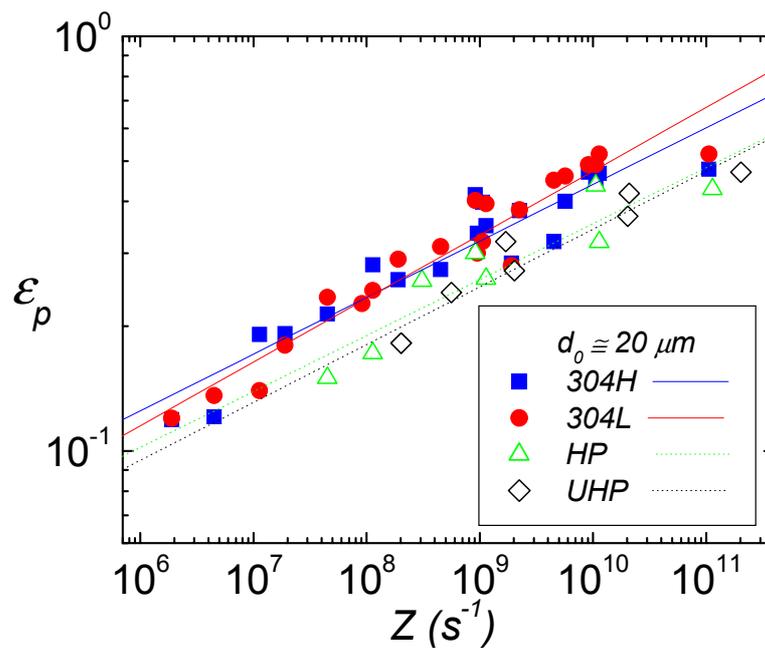


Figura 5.30: Dependencia de la deformación para el inicio de la recristalización dinámica en diferentes condiciones de deformación con el grado de pureza para los cuatro aceros con un tamaño de grano inicial similar ($d_0 = 20 \mu\text{m}$).

(*) Los valores de los aceros *HP* (Δ) y *UHP* (\diamond) están basados en los datos obtenidos por Gavard [2000].

La figura (5.31) muestra, además del efecto de las condiciones de deformación sobre ε_p , el efecto de grado de pureza. Los aceros de grado comercial *AISI 304H* y *AISI 304L* tienen un comportamiento similar. Sin embargo, los aceros puros *HP* y *UHP* inician la recristalización dinámica a deformaciones considerablemente menores. Probablemente debido a la facilidad de movimiento de las dislocaciones dado el menor efecto de arrastre de soluto. No obstante, el parámetro m_ε parece ser relativamente insensible a la composición química tomando valores muy cercanos a 0.15. Lo mismo ha sido observado en otros aceros (Cabrera y col [1997]), en aceros al carbono, (Tafzi y Prado [1999]) en aceros ARMCO. Cuando se aplica la ecuación (5.1) y se calcula el valor de n_ε (igual aproximadamente a 0.5) para los aceros puros *HP* y *UHP* con un tamaño de grano similar ($20 \mu\text{m}$) se ve claramente la dependencia del parámetro K_ε con la pureza del material y como aumenta al pasar del acero *HP* hacia el material de ultra alta pureza *UHP*. Para energías de activación diferente y valor de n_ε igual a 0.75, Ryan y McQueen [1990] han encontrado un comportamiento similar comparando dos aceros 304 y 316 (ver tabla 5.I).

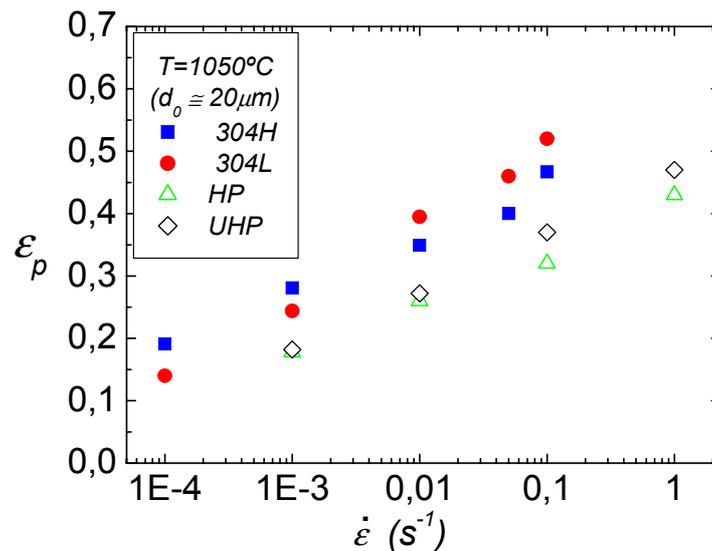


Figura 5.31: Dependencia de la deformación de pico con el grado de pureza en función de la velocidad de deformación a temperatura constante $T=1050^\circ C$ para los cuatro aceros con un tamaño de grano similar ($\cong 20 \mu m$).

(*) Los valores de los aceros HP (Δ) y UHP (\diamond) están basados en datos obtenidos por Gavard [2000].

A temperatura constante, el efecto de pureza a diferentes velocidades de deformación entre los cuatro aceros con un tamaño de partida similar ($20 \mu m$), figura (5.31), se marca de nuevo la diferencia entre los aceros puros y comerciales. Los aceros puros son los primeros que recrystalizan, en valores de deformación bajos. Ir aumentado la velocidad de deformación separa más los aceros comerciales y los puros. Sin embargo, los aceros menos aleados en las dos categorías, *AISI 304L* en los comerciales y *UHP* en los aceros puros, son los que presentan mayores valores de ϵ_p , lo que parece ser contradictorio a las observaciones en la figura (5.30). Esta ligera diferencia se atribuirá nada más al ruido experimental.

5.3.2 Efecto del tamaño de grano inicial

Para estudiar el efecto del tamaño de grano de partida sobre el cambio de la deformación de pico con las condiciones de deformación se han añadido los valores de deformación de pico obtenidos por Gavard [2000] para los aceros *HP* y *UHP* a los obtenidos en este trabajo para los mismos aceros. La figura (5.32) muestra el cambio de la deformación de pico para el acero de alta pureza *HP* con tres diferentes tamaños de grano inicial que son $10 \mu m$, $24 \mu m$ y $92 \mu m$. Mientras, la figura (5.33) muestra el cambio de dicho parámetro para el material de ultra alta pureza *UHP* con dos tamaños de grano iniciales de $20 \mu m$ y $135 \mu m$. Para la misma temperatura el valor de la deformación de pico es más grande cuando el tamaño de grano de partida es más grande y el mismo comportamiento se observa en el caso de velocidad de deformación constante. Se puede ver que el efecto de grano es despreciable en el acero *HP* para los tamaños de grano de $10 \mu m$ y $24 \mu m$, mientras el efecto retardador sobre el inicio de la recrystalización dinámica para el tamaño de grano de partida de $92 \mu m$ es claro. Es bien sabido que el lugar principal del proceso de nucleación durante la recrystalización dinámica es el borde de los granos (superficie o aristas). Por eso, aumentar el tamaño de grano inicial, disminuye la densidad de sitios

disponibles para la nucleación y por lo tanto provoca un efecto retardador sobre el inicio de la recristalización dinámica.

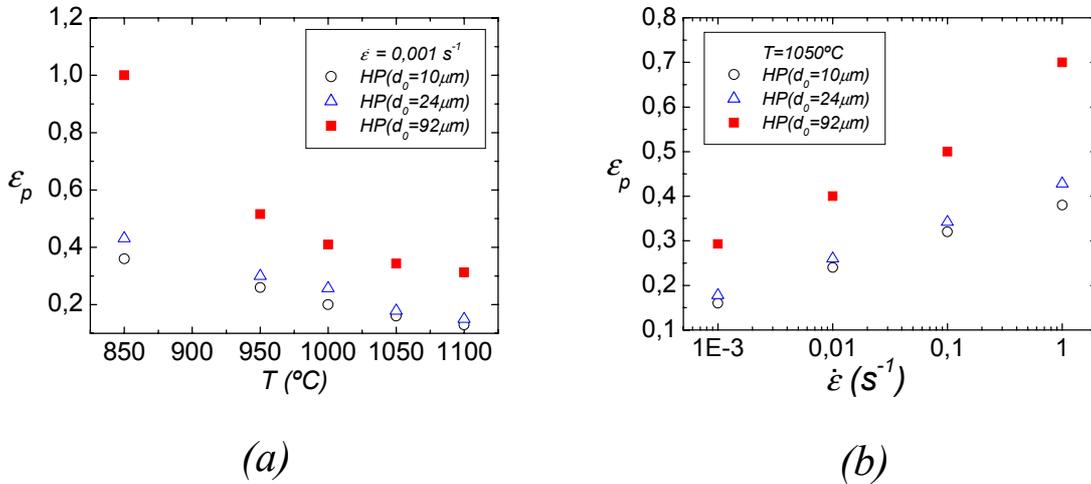


Figura 5.32: Dependencia de la deformación de pico a la temperatura y velocidad de deformación para el acero HP (a) a velocidad de deformación constante $0,001 \text{ s}^{-1}$ (b) a temperatura constante de 1050°C .

(*) Los valores del acero HP para los tamaños de grano inicial de $10 \mu\text{m}$ (Δ) y $24 \mu\text{m}$ (\circ) están basados en datos obtenidos por Gavard [2000].

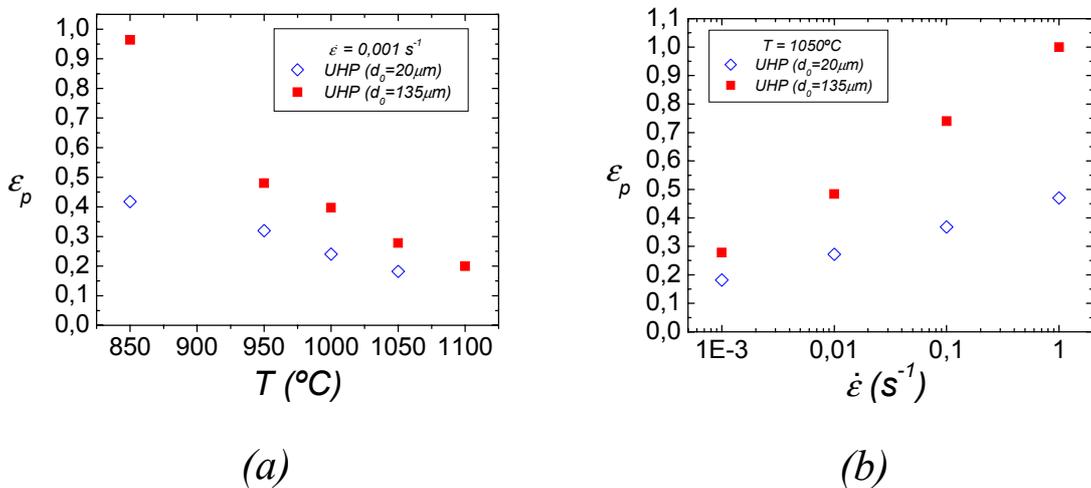


Figura 5.33: Dependencia de la deformación de pico a la temperatura y velocidad de deformación para el acero UHP (a) a velocidad de deformación constante $0,001 \text{ s}^{-1}$ (b) a temperatura constante de 1050°C .

(*) Los valores del acero UHP para el tamaño de grano inicial de $20 \mu\text{m}$ (\diamond) están basados en datos obtenidos por Gavard [2000].

En la figura (5.34), y en función de Z , se ve el buen ajuste de los valores experimentales para el acero HP y UHP con la ecuación (5.1). Además para el acero HP, figura (5.34 (a)) el exponente m_ϵ es prácticamente insensible al tamaño de grano ya que las tres líneas de ajuste tienen pendientes similares. El retraso claro del inicio de la recristalización dinámica a la hora de aumentar el tamaño de grano de partida se refleja en el aumento del valor de K_I , (ver tabla 5.I). No obstante el término K_I se puede expresar en función del tamaño de grano inicial d_0 y un exponente n_ϵ como muestra la ecuación (5.1). El valor de n_ϵ es igual

para el acero *HP* y para *UHP*, aproximadamente iguales a 0,5. Este valor es inferior del encontrado por McQueen y Ryan [1990], probablemente debido a la diferencia en las energías de activación reportadas en el presente trabajo y el de los autores anteriores.

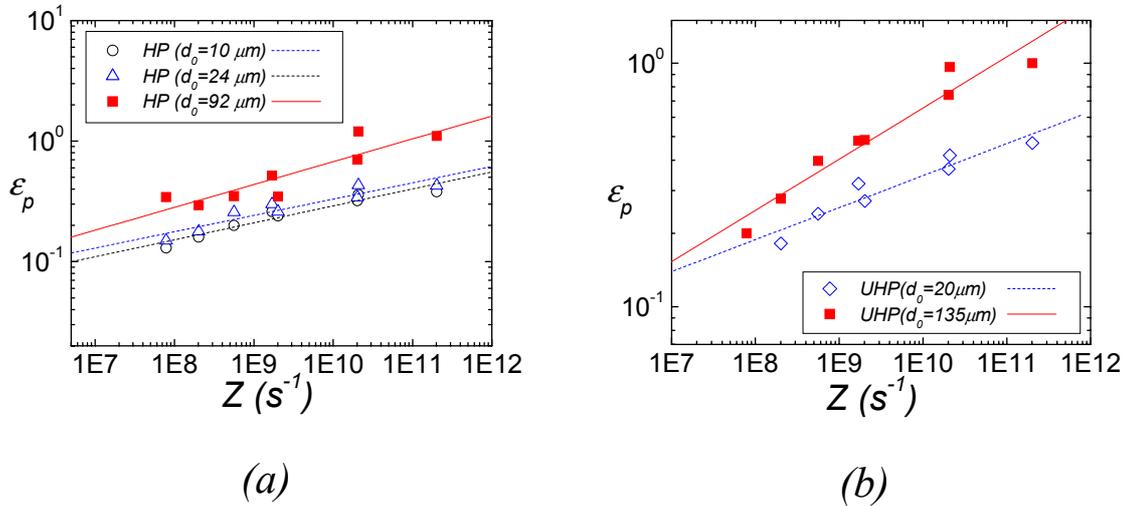


Figura 5.34: Dependencia de la deformación de pico del tamaño de grano inicial para los aceros *HP* (a) y *UHP* (b), en diferentes condiciones de deformación.

(*) Los valores del acero *HP* para los tamaños de grano inicial de 10 μm (Δ) y 24 μm (○) y del acero *UHP* para el tamaño de grano inicial de 20 μm (◇) están basados en datos obtenidos por Gavard [2000].

5.4 La cinética de la recrystalización dinámica

Las condiciones que se tienen que cumplir a la hora de la aplicación de la ecuación de Avrami, ecuación (5.3), no son evidentes, pero esta ecuación clásica y simple permite relacionar la fracción en volumen recrystalizada X , determinada aquí de una forma experimental y el tiempo t , donde ocurre el ablandamiento debido a la recrystalización dinámica:

$$X = 1 - \exp(-B \cdot t^k) \quad (5.3)$$

donde k es conocido como el exponente de Avrami. En relación con la cinética de recrystalización, el exponente de Avrami suele considerarse un parámetro constante e independiente de las condiciones de deformación. Sin embargo, los cambios en los mecanismos de nucleación y crecimiento, dependientes de las condiciones de deformación, deben reflejarse en variaciones de dicho exponente. Algunos autores (Robert y col, [1979]) señalan esto de una forma indirecta, cuando se trata de dar un significado físico al exponente de Avrami y la constante B , de la ecuación clásica de Avrami, es decir, relacionar el primer parámetro con la densidad de sitios de nucleación y el segundo con la velocidad de crecimiento de los núcleos.

5.4.1 Variación del exponente de Avrami con las condiciones de deformación

Mediante gráficos doble logarítmicos de la ecuación (5.3) se determinaron los exponentes de Avrami para cada acero y ensayo. En la figura (5.35) se muestra un ejemplo de algunos valores de k . Los valores de k para los cuatro aceros varían desde 3 (a bajos valores de Z)

hasta 1.2 (a altas Z). Esta variación se puede asociar al tipo y la densidad de sitios disponibles a la nucleación como se comentará en detalle más adelante.

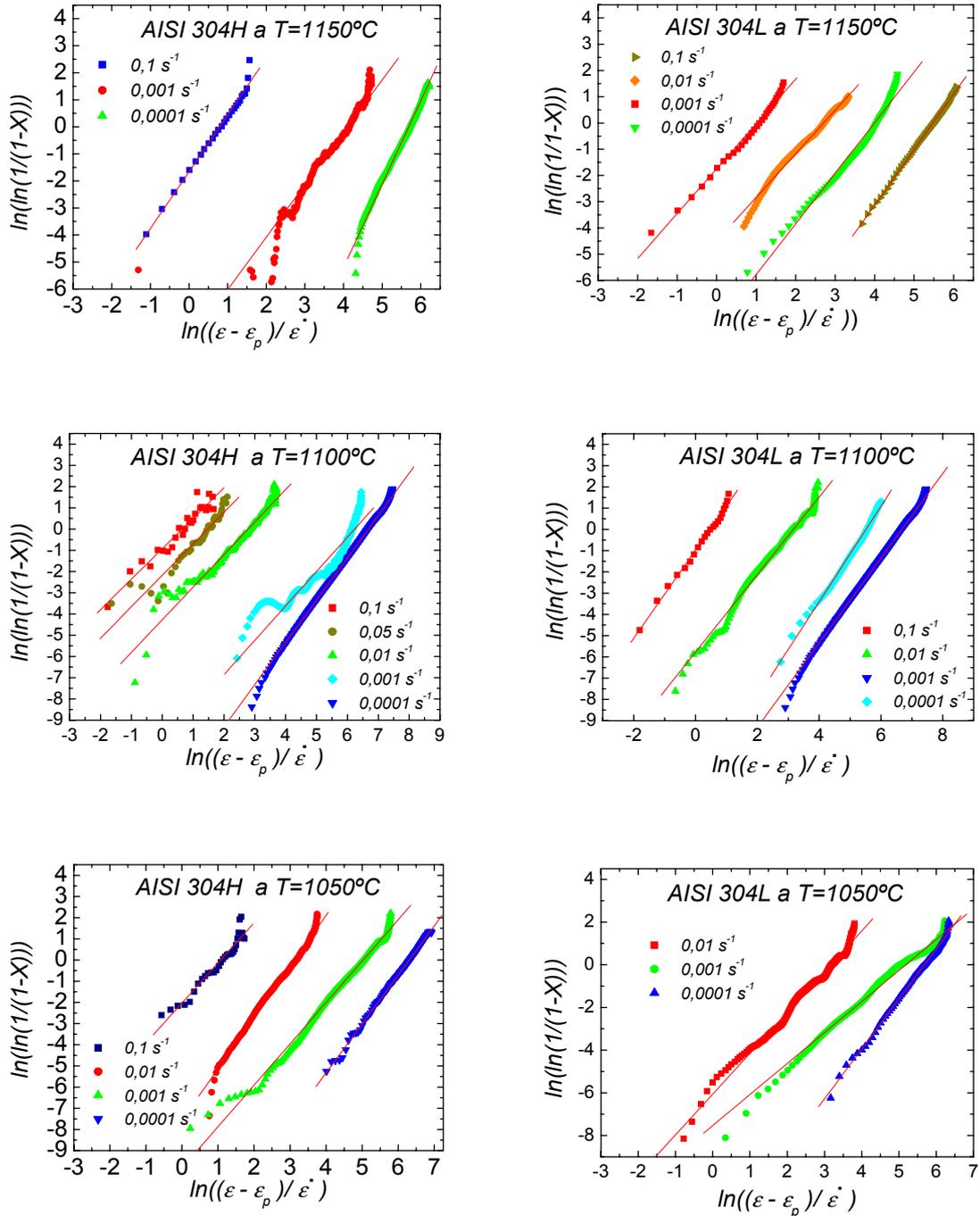


Figura 5.35: Presentación doble logarítmica para la determinación del exponente de Avrami para los aceros comerciales AISI 304H y AISI 304L en algunos casos.

Una vez determinado el valor del exponente de Avrami para cada temperatura y velocidad de deformación se presentará éste en función del parámetro de Zener-Hollomon, primero para estudiar el posible efecto de pureza sobre el exponente de Avrami, k , comparando dicho exponente para los cuatro aceros con un tamaño de grano inicial igual a 20 μm y en segundo lugar para estudiar el cambio en el exponente k en función del tamaño de grano inicial para los aceros puro HP y UHP.

5.4.2 Variación del exponente de Avrami en función del grado de pureza

Para los cuatro aceros se nota una disminución gradual del valor de k desde un valor de tres hasta dos para mantenerse constante ($\cong 2$) después de un determinado valor de Z ($\cong 2 \cdot 10^7 \text{ s}^{-1}$ para los aceros comerciales y aproximadamente a 10^9 s^{-1} para los aceros puros). Como muestra la figura (5.36) los dos aceros comerciales *AISI 304L* y *AISI 304H* muestran un comportamiento similar, y se observa una diferencia entre los aceros de alta y ultra alta pureza *HP* y *UHP* en el valor de Z en donde se cambia el valor de k . La explicación de este cambio en los valores de k se aclarará cuando se adjunte el efecto del grano inicial en el próximo párrafo. Se puede concluir que el grado de pureza tiene un efecto limitado en el mecanismo de nucleación por sí mismo en esta categoría de materiales, y que su efecto se limita al inicio de la nucleación. Probablemente afectará más a los posteriores procesos de crecimiento (migración de los bordes de granos).

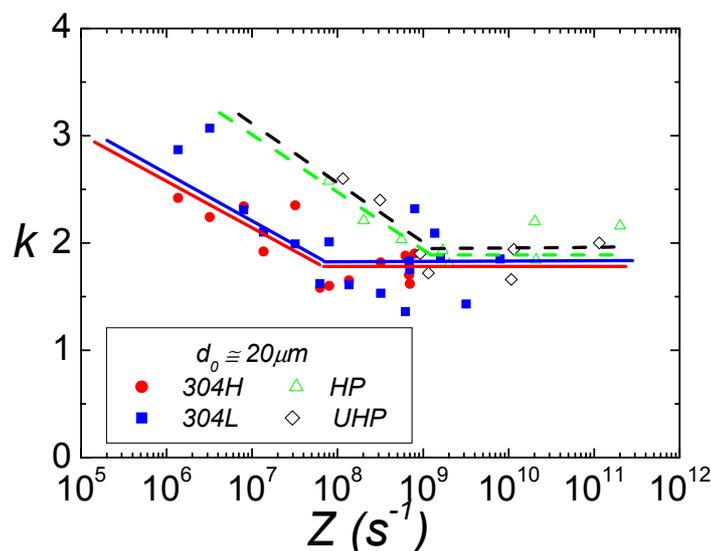


Figura 5.36: Dependencia del exponente de Avrami con el grado de pureza en diferentes condiciones de deformación para los cuatro aceros *AISI 304H*, *AISI 304L*, *HP* y *UHP* con un tamaño de grano inicial de aproximadamente $20 \mu\text{m}$.

(*) Los valores de los aceros *HP* (Δ) y *UHP* (\diamond) están basados en datos obtenidos por Gavard [2000].

5.4.3 Variación del exponente de Avrami con el tamaño de grano inicial

Para los materiales puros *HP* y *UHP*, ver figuras (5.37) y (5.38), cuando aumenta el tamaño de grano inicial disminuye el exponente de Avrami. Para tamaño de grano grande es prácticamente constante y cercano a uno. No obstante para los tamaños de grano de partida pequeños $10 \mu\text{m}$ y $20 \mu\text{m}$, para el acero *HP* se nota una disminución del valor de k que se mantiene constante ($\cong 2$) después de un determinado valor de Z ($\cong 10^9$). Lo mismo se observa para el acero *UHP*. Dichos cambios en el valor de k tienen un significado al nivel de saturación de los lugares disponibles para la nucleación (vértices, aristas y superficies de bordes de granos) (Christian [1981]). Para un tamaño de grano pequeño hay una fuerte presencia de vértices y aristas y su saturación depende de las condiciones de deformación.

En altas temperaturas y bajas velocidades de deformación se saturan primero los vértices ($k=3$) y en segundo lugar las aristas ($k=2$). Mientras para tamaños de granos grandes la saturación de los vértices y las aristas es muy rápida y el lugar que queda disponible para la nucleación de nuevos granos es la superficie de borde de grano, lugar de nucleación al que se asocia una $k=1$.

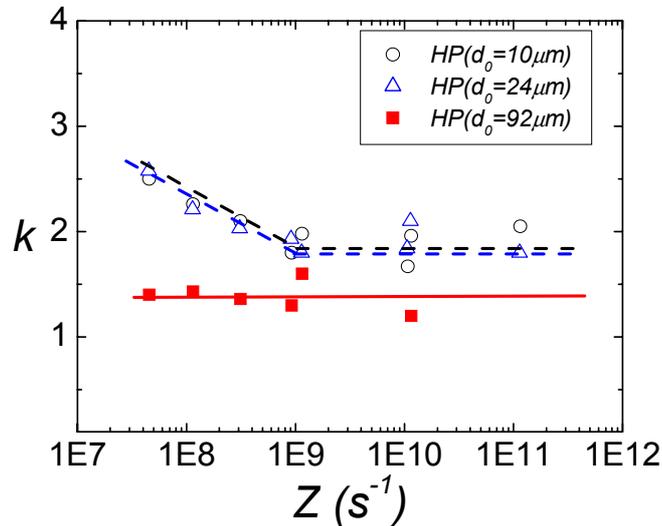


Figura 5.37: Dependencia del exponente de Avrami con el tamaño de grano inicial para el acero HP en diferentes condiciones de ensayos.

(*) Los valores del acero HP para los tamaños de grano inicial de $10 \mu m$ (Δ) y $24 \mu m$ (\circ) están basados en datos obtenidos por Gavard [2000].

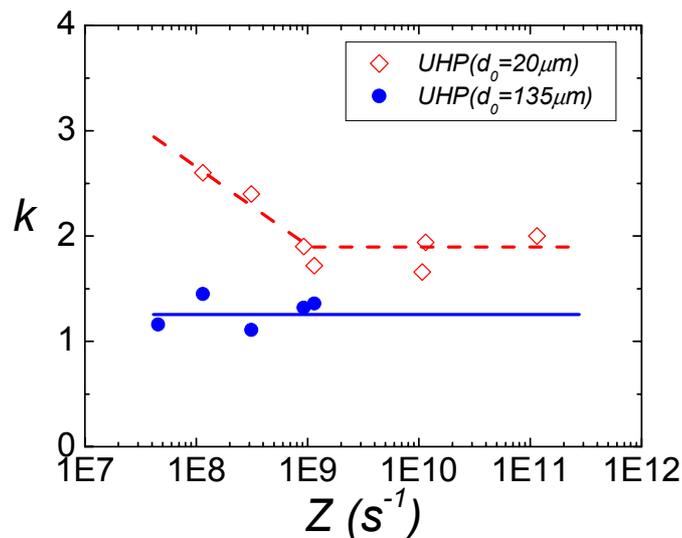


Figura 5.38: Dependencia del exponente de Avrami con el tamaño de grano inicial para el acero UHP en diferente condiciones de ensayos.

(*) Los valores del acero UHP para el tamaño de grano inicial de $20 \mu m$ (\diamond) están basados en datos obtenidos por Gavard [2000].

5.5 Determinación de la ecuación cinética para σ_p y σ_{ss}

La tensión de pico o máxima, y la del estado estable, se consideran dos de los parámetros fundamentales en la descripción de una curva de fluencia. Debido a esto, es interesante determinar sus dependencia con la temperatura y la velocidad de deformación (ver ecuación (3.42)). Dentro de los aceros comerciales, se comentará los valores de σ_p y σ_{ss} para los aceros *AISI 304L* y el *AISI 304H* en diferentes temperaturas y velocidades de deformación. Después se estudiará la influencia sobre σ_p y σ_{ss} de la pureza entre los cuatro aceros con un mismo tamaño de grano inicial a una temperatura igual a 1050°C y diferentes velocidades de deformación.

Del capítulo III, la relación entre la tensión de pico (o la del estado estable), con la velocidad de deformación y temperatura se efectúa con la ecuación (3.42) tomando un valor de n igual a 5, que se justificará más adelante. Un vez determinados los valores de A y α' se puede obtener valores teóricos de σ_p y σ_{ss} para cualquier valor de temperatura y velocidad de deformación:

$$(\dot{\epsilon}/D(T)) = A (\sinh(\alpha' \cdot \sigma / E(T)))^5 \quad (5.3)$$

donde $D(T)$ es la velocidad de autodifusión del hierro en la austenita del acero, $E(T)$ es el módulo de Young en función de la temperatura, A y α' son parámetros característicos del material. Para el presente estudio $D(T)$ y $E(T)$ se obtuvieron de Ashby y Frost [1982]. Los constantes A y α' se determinaron por el método de mínimos cuadrados.

La expresión del seno hiperbólico, ecuación (5.3), es una combinación práctica de los diferentes comportamientos durante la fluencia en caliente. La determinación del valor del exponente n que figura en dicha ecuación es la pendiente del gráfico $\log \dot{\epsilon} - \log \sigma_p$ a bajas tensiones. La figura (5.39) muestra el valor del exponente n para los cuatro aceros estudiados en este trabajo. El valor es aproximadamente 5 y se tomará como una constante para los cuatro aceros. La tabla 5.II muestra valores de n obtenidos en otros trabajos sobre aceros de tipo *AISI 304* pero con una ligera diferencia en la composición química y aplicando una energía de activación aparente más alta. No obstante el valor del exponente n es prácticamente 5, el cual se puede justificar teóricamente cuando la deformación está controlado por el deslizamiento y escalada de las dislocaciones.

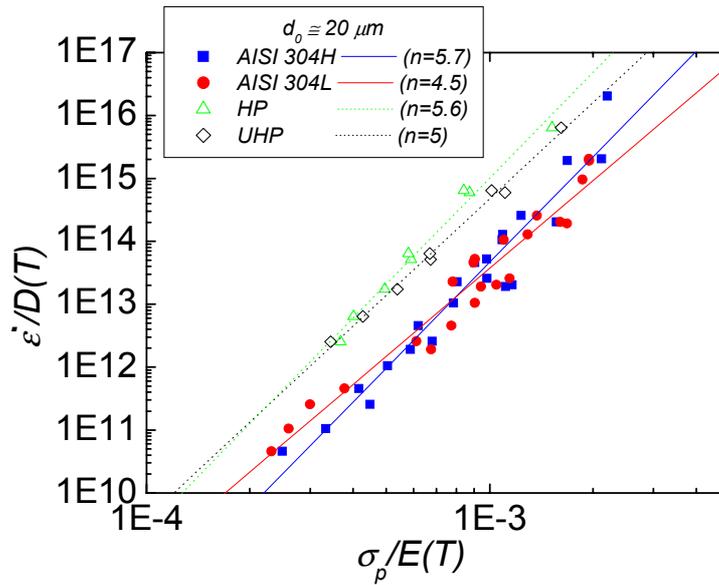


Figura 5.39: Determinación del exponente de creep n en la ecuación (5.3) para los cuatro aceros con el mismo tamaño de grano de partida ($d_0 \cong 20 \mu\text{m}$).

(*) Los valores de los aceros HP (Δ) y UHP (\diamond) están basados en datos obtenidos por Gavard [2000].

Tipo de acero	exponente n	Q (kJ/mol)	Referencias
AISI 304	4.6	-	Ryan y McQueen [1990]
AISI 304	4.5	-	Hashizume [1965]
AISI 301	4.4	399	Ryan y McQueen [1990]
AISI 304	4.6	393	McQueen y col [1977]
AISI 304	5.8	407	Nakamura y col [1972]
AISI 304 H	5.7	280	Este trabajo
AISI 304 L	4.5	280	Este trabajo
HP	5.6	280	Este trabajo
UHP	5	280	Este trabajo

Tabla 5.II: Comparación de valores del exponente n de este trabajo con otros de la bibliografía.

5.5.1 Efecto del grado de pureza sobre σ_p y σ_{ss}

Las figuras (5.40 (a)) y (5.40 (b)) muestran los valores de tensión de pico y de estado estable para los aceros comerciales en diferentes temperaturas y velocidades de deformación. En primer lugar se constata que cuando disminuye la temperatura o aumenta la velocidad de deformación aumentan los valores de σ_p y σ_{ss} lo que es un comportamiento clásico. En altas temperaturas y bajas velocidades de deformación los dos aceros tienen el mismo comportamiento. Este se empieza a diferenciar a bajas temperaturas y altas velocidades de deformación donde se nota un ligero aumento de σ_p y σ_{ss} para el acero menos aleado AISI 304L respecto al AISI 304H. La comparación de los valores de σ_p y σ_{ss} para los cuatro aceros deformados a $T=1050^\circ\text{C}$ y diferentes velocidades de deformación muestra que los aceros puros se comportan de una forma idéntica y los valores de σ_p y σ_{ss}

son claramente inferiores a los valores obtenidos para los aceros comerciales, ver figuras (5.41 (a)) y (5.41 (b)).

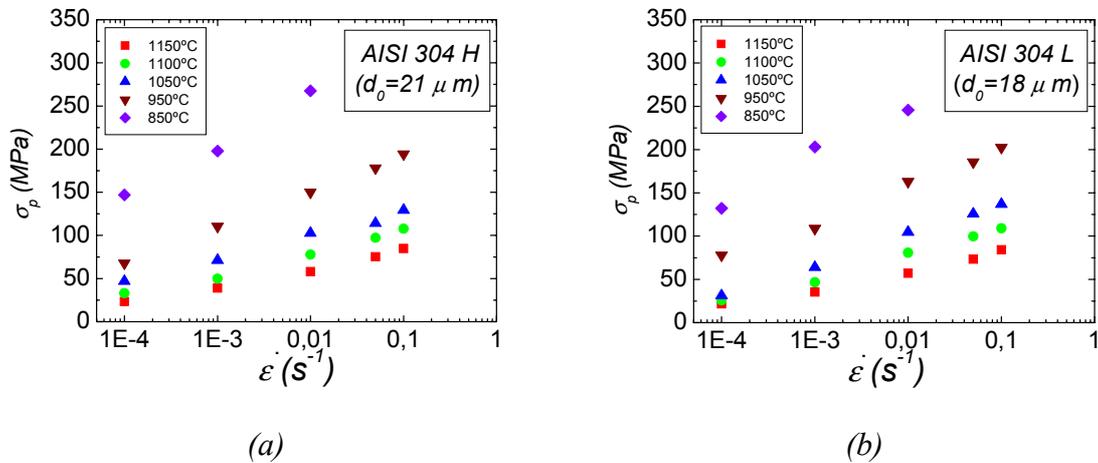


Figura 5.40: Representación de la evolución de tensión de pico (a) y la tensión del estado estable (b) frente a la velocidad de deformación para los aceros comerciales AISI 304L y AISI 304H para un tamaño de grano inicial 20 μm.

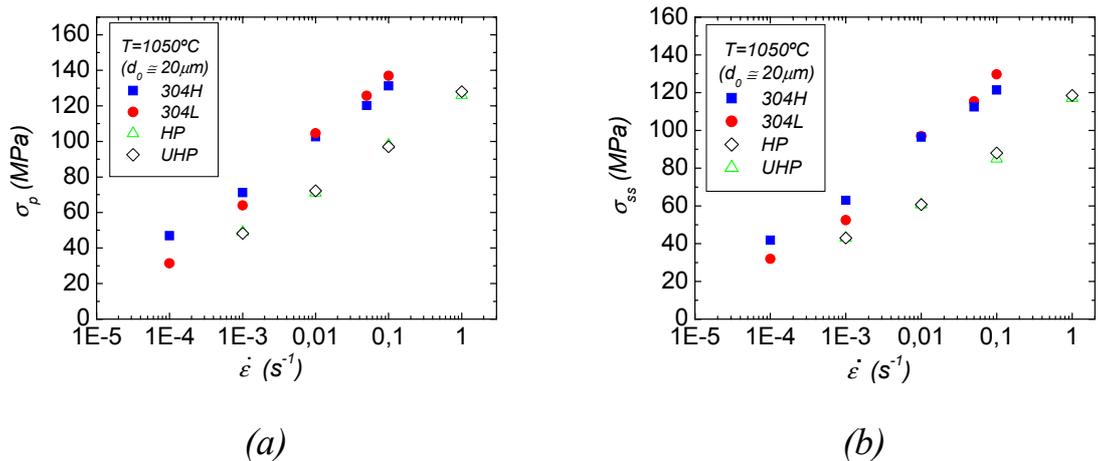


Figura 5.41: Representación de la evolución de tensión de pico (a) y la tensión de estado estable (b) frente a la velocidad de deformación para los cuatro aceros con un tamaño de grano inicial de 20 μm a T=1050°C.

(*) Los valores de los aceros HP (Δ) y UHP (◇) están basados en datos obtenidos por Gavard [2000].

Las figuras (5.41), (5.43) y (5.44) muestran la buena correlación entre los valores experimentales de σ_p y σ_{ss} con los previstos según la ecuación (5.3). La tendencia general es que las tensiones del acero AISI 304H son más altas que las tensiones del AISI 304L con una excepción en bajas temperaturas y altas velocidades de deformación donde se observa un ligero aumento de tensión a favor del acero AISI 304L, que no pasa de ser ruido experimental. Sin embargo, los aceros de alta pureza claramente muestran valores de tensión inferiores a los dos comerciales en todas las condiciones ensayadas. El parámetro $A^{1/5}_p$ tiende a disminuir con el grado de pureza y α_p a aumentar. Esto significa que el cambio de comportamiento potencial a exponencial comienza antes en los aceros aleados.

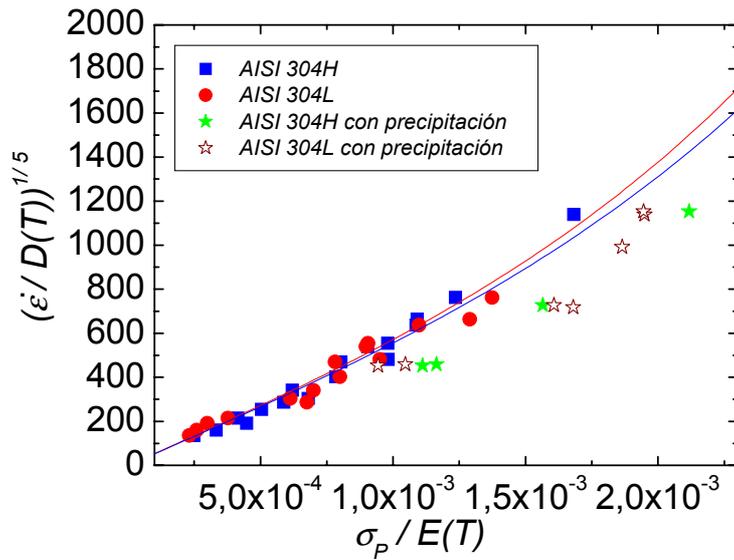


Figura 5.42: Representación de las tensiones de pico en función de la velocidad de deformación según la ecuación (5.3) para el acero AISI 304H ($d_0 = 21 \mu\text{m}$) mostrando los puntos que corresponden a $T=850^\circ\text{C}$ en donde se supone la formación de precipitados.

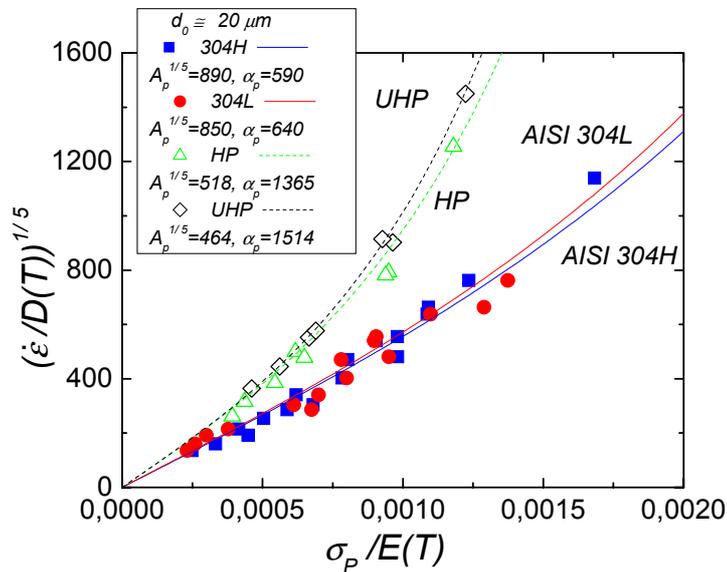


Figura 5.43: Representación de las tensiones de pico para los cuatro aceros en función de la velocidad de deformación según la ecuación (5.3) para los cuatro aceros.

(*) Los valores de los aceros HP (Δ) y UHP (\diamond) están basados en datos obtenidos por Gavard [2000].

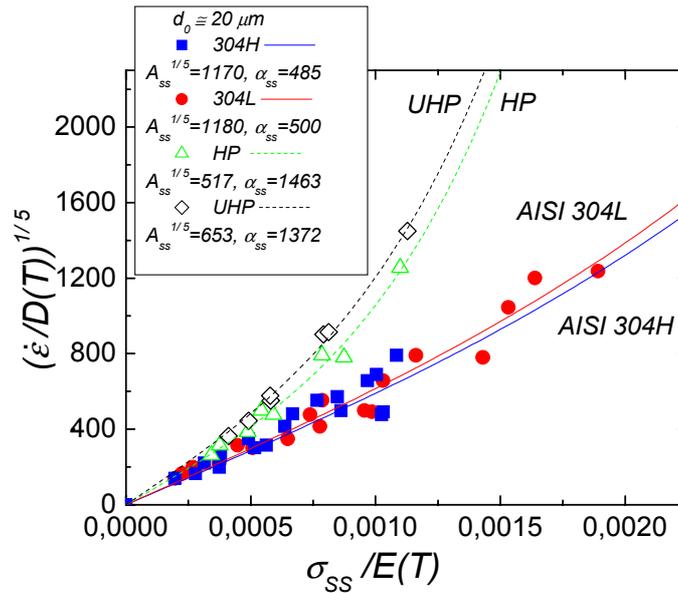


Figura 5.44: Representación de las tensiones de estado estable en función de la velocidad de deformación según la ecuación (5.3) para los cuatro aceros.

(*) Los valores de los aceros HP (Δ) y UHP (\diamond) están basados en datos obtenidos por Gavard [2000].

Los cuatro aceros se ajustan bien con la ecuación (5.3) en un rango de temperatura entre 1150°C y 950°C para los aceros comerciales y entre 1100°C y 850°C para los aceros puros. No obstante tres puntos se quedan fuera del ajuste para el acero AISI 304H presentados en la figura (5.42) en forma de estrellas. Dichos puntos corresponden a bajas temperaturas y altas velocidades de deformación. Los valores de tensión obtenidos son más altos que el resto de puntos. Es un comportamiento en cierto modo esperado, porque hay una gran posibilidad de formación de partículas de segunda fase para el acero de más alto carbono (AISI 304H) sobre todo carburos de cromo en temperaturas entre 900°C y 700°C. Este fenómeno no se ha observado en el acero AISI 304L probablemente debido a su bajo contenido en carbono. En condiciones estáticas, ver el capítulo I, la precipitación puede tener lugar en los primeros segundos dependiendo del contenido en carbono y de la temperatura, mientras en el caso dinámico la cinética de precipitación está acelerada y en consecuencia las curvas de precipitación muestran intervalos de tiempo aún más cortos. Los puntos que están fuera del ajuste en la figura (5.42) están afectados por el endurecimiento por precipitación, un mecanismo de endurecimiento que no está considerado en las presentes ecuaciones constitutivas, en donde se considera el endurecimiento solamente debido al movimiento de dislocaciones y su generación.

5.5.2 Efecto del tamaño de grano inicial sobre σ_p en los aceros HP y UHP

Las figuras (5.45 (a)) y (5.45 (b)) ilustran la evolución de la tensión de pico para los aceros HP y UHP con diferentes tamaños de grano de partida en función de la velocidad de deformación a una temperatura constante de 1050°C. Para ambos aceros los valores de tensión de pico son similares en bajas velocidades de deformación y se separan ligeramente cuando aumenta esta última. El efecto del tamaño de grano es contrario al esperado en dicho caso, debido a que el retraso del inicio de la recrystalización dinámica permite al acero de mayor tamaño de grano endurecer más.

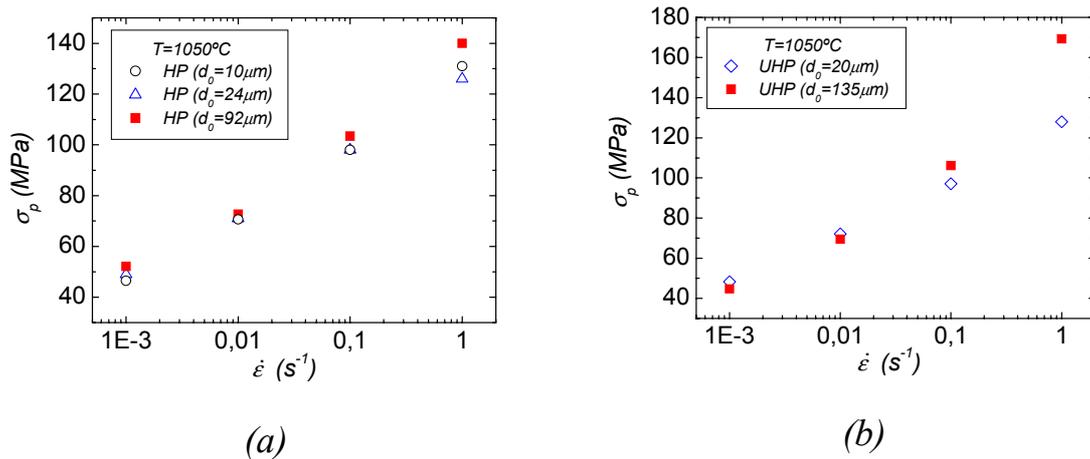


Figura 5.45: Evolución de la tensión de pico en función de la velocidad de deformación a $T=1050^\circ C$ para diferentes tamaños de granos de partida de los aceros (a) HP y (b)UHP.

(*) Los valores del acero HP para los tamaños de grano inicial de $10 \mu m$ (Δ) y $24 \mu m$ (\circ) y UHP para el tamaño de grano inicial $20 \mu m$ (\diamond) están basados en datos obtenidos por Gavard [2000].

El comportamiento del acero de alta pureza en lo que se refiere a la relación entre la tensión de pico normalizado por el módulo de Young y la velocidad de deformación normalizada por el coeficiente de difusión en función del tamaño de grano de partida muestra que cuando aumenta el tamaño de grano inicial aumenta los valores de tensión de pico, prácticamente en todos los rangos de temperatura y velocidad de deformación, ver figura (5.46). Los valores de $A^{1/5}$ aumentan al pasar de tamaño de grano de partida pequeño al tamaño al grande. No obstante, los valores de α muestran un comportamiento contrario con una tendencia a disminuir cuando aumenta el tamaño de grano de partida.

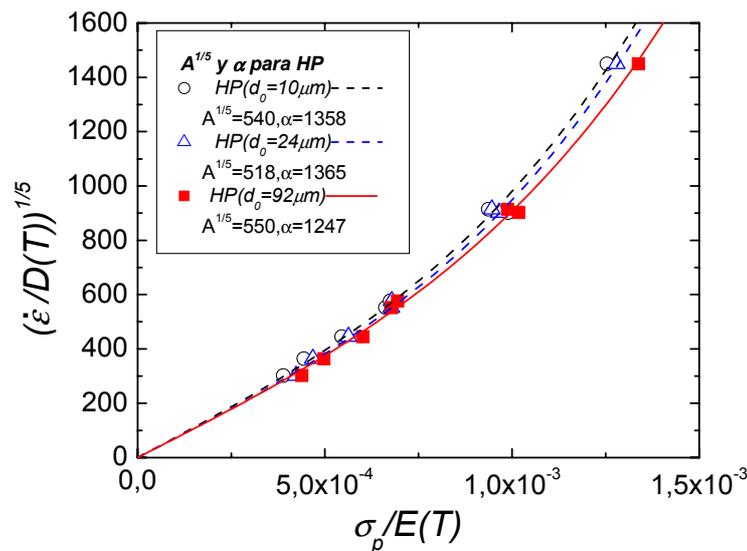


Figura 5.46: Representación de las tensiones de pico para el acero de alta pureza HP con diferentes tamaños de grano de partida.

(*) Los valores del acero HP para los tamaños de grano inicial de $10 \mu m$ (Δ) y $24 \mu m$ (\circ) están basados en datos obtenidos por Gavard [2000].

5.6 Determinación del tiempo para la recristalización del 50% de fracción de volumen, $t_{50\%}$

Finalmente, el tiempo para recristalizar el 50% de fracción de volumen, $t_{50\%}$, permite completar la caracterización de la recristalización dinámica. En bibliografía (Sellars [1990], Laasraoui y Jonas [1991]) han sugerido que depende de las condiciones de conformación y el tamaño de grano inicial según:

$$t_{50\%} = K_t \cdot d_0^{n_d} \cdot \dot{\epsilon}^{n_t} \cdot \exp(Q_t/RT) \quad (5.4)$$

En el caso de un tamaño de grano inicial constante, la ecuación (5.4), se simplifica a la siguiente expresión:

$$t_{50\%} = K_2 \cdot \dot{\epsilon}^{n_t} \cdot \exp(Q_t/RT) \quad (5.5)$$

donde K_t , n_d , K_2 , n_t y Q_t (energía de activación) son constantes que dependen de la composición química del material. Empleando el método de los mínimos cuadrados se ajustaron los $t_{50\%}$ experimentales a la ecuación (5.5). Las constantes anteriores, así determinadas, se listan en la tabla 5.III. Como la deformación se hace en velocidades de deformación constante, el valor de $t_{50\%}$ se puede calcular directamente de las curvas de fluencia como sigue:

$$t_{50\%} = \frac{\epsilon_{50\%} - \epsilon_p}{\dot{\epsilon}} \quad (5.6)$$

donde $\epsilon_{50\%}$ es la deformación que corresponde a la tensión de la curva de fluencia cuando la fracción recristalizada es de 50%, que se define como sigue:

$$\sigma_{50\%} = \frac{\sigma_p - \sigma_{ss}}{2} \quad (5.7)$$

Acero/parámetro	K_t	n_d	K_2	n_t	Q_t (J/mol)
<i>AISI 304H</i> ($d_0 = 21 \mu\text{m}$)	-	-	$6.3 \cdot 10^{-5}$	-0.68	107332
<i>AISI 304L</i> ($d_0 = 18 \mu\text{m}$)	-	-	$1.4 \cdot 10^{-4}$	-0.84	75000
<i>HP</i> ($d_0 = 10 \mu\text{m}$)	$3.5 \cdot 10^{-6}$	0.33	-	-0.71	108000
<i>HP</i> ($d_0 = 20 \mu\text{m}$)	$3.5 \cdot 10^{-6}$	0.33	-	-0.71	108000
<i>HP</i> ($d_0 = 92 \mu\text{m}$)	$3.5 \cdot 10^{-6}$	0.33	-	-0.71	108000
<i>UHP</i> ($d_0 = 24 \mu\text{m}$)	$7.9 \cdot 10^{-6}$	0.03	-	-0.89	118189
<i>UHP</i> ($d_0 = 135 \mu\text{m}$)	$7.9 \cdot 10^{-6}$	0.03	-	-0.89	118189

Tabla 5.III: Parámetros característicos de la ec. (5.4) para el tiempo de 50% de recristalización.

Merece notarse que los parámetros que caracterizan $t_{50\%}$, para los cuatro aceros con un tamaño de grano inicial similar, muestran un parecido comportamiento de los aceros *HP* y *AISI 304H* y tienden a diferir de los obtenidos para el *AISI 304L*. Sin embargo, la morfología de las curvas de fluencia fue similar (idéntica cinética de ablandamiento). La discrepancia puede explicarse por un efecto de compensación. Una menor energía de activación, como la del acero *AISI 304L* debe promover tiempos $t_{50\%}$ más cortos, siempre y cuando la constante K_2 en este caso se mantenga invariable. En la situación presente K_2 aumentó en el acero *AISI 304L* respecto a los otros dos aceros y compensó la disminución

de la energía de activación y del exponente n_t . Es aparente que no parece poder deducirse un claro efecto del contenido de aleantes sobre $t_{50\%}$ ya que influye de forma diferente sobre K_2 y sobre n_t y Q_t . No obstante, si comparamos el efecto del tamaño de grano inicial para los aceros *HP* y *UHP* se ve que el exponente correspondiente al tamaño de grano inicial es diez veces más grande en el acero *UHP* que en el *HP*, mientras el valor de K_t no muestra una diferencia de la misma magnitud. Esta diferencia se puede atribuir al efecto del carbono, que obstaculiza el movimiento de los bordes de grano. En general y para este tipo de materiales la cinética de recrystalización está más influida por el tamaño de grano inicial y la pureza aparentemente tiene un efecto despreciable.

5.7 Caracterización de la etapa de endurecimiento y restauración dinámica

5.7.1 Determinación del término asociado al endurecimiento U

Para la caracterización de la etapa de endurecimiento mediante el modelo de Estrin y Mecking [1984], el parámetro U se supone independiente de la deformación. Dicho término está relacionado con el camino libre medio de las dislocaciones, el cual se puede considerar impuesto por factores microestructurales (presencia de partículas de segunda fase, límites de grano y las propias dislocaciones). En este trabajo, y en otros de los presentes autores, se observa una dependencia del término U con las condiciones de deformación y el tamaño de grano inicial d_0 de la forma siguiente:

$$(\alpha \cdot b)^2 U = K'_U \cdot d_0^{n_U} \cdot Z^{m_U} \quad (5.8)$$

donde las constantes K'_U , m_U y n_U dependen de la composición química del material. En el caso de un tamaño de grano inicial constante, la ecuación (5.8), se simplifica a la siguiente expresión:

$$(\alpha \cdot b)^2 U = K_U \cdot Z^{m_U} \quad (5.9)$$

Los presentes valores experimentales del acero *AISI 304H* se ajustaron a la ecuación (5.9) obteniéndose una buena correlación como muestra la figura (5.47). Los valores correspondientes se listan en la tabla 5.V.

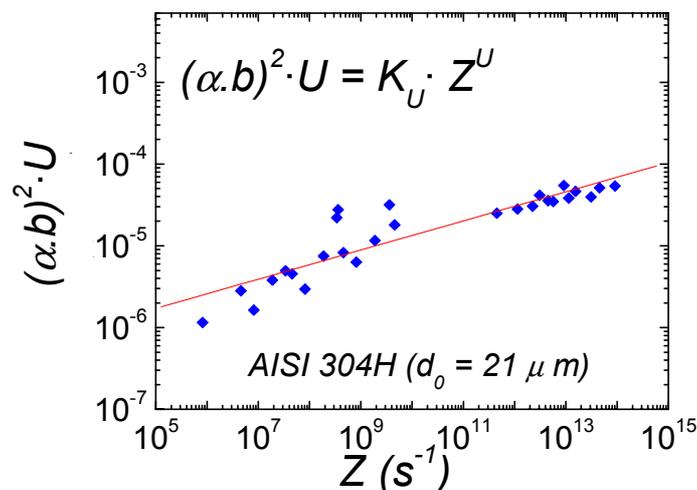


Figura 5.47: Dependencia del endurecimiento por deformación con el parámetro Z para un amplio intervalo de velocidades de deformación ($10^{-4} s^{-1}$ hasta $160 s^{-1}$) para el acero comercial AISI 304H.

5.7.1.1 Efecto del grado de pureza sobre U

Los factores microestructurales mencionados anteriormente se reflejan en los valores del término de endurecimiento U . En la figura (5.48) se compara el valor de dicho término en diferentes condiciones de deformación entre los aceros de alta y ultra alta pureza con un mismo tamaño de grano inicial. El exponente m_U es igual en los dos aceros de alta pureza, mientras que el valor de K'_U es más alto en el acero de menos pureza. De la comparación entre los aceros comerciales y puros, figura (5.49), se nota que el término de endurecimiento U tiene valores similares en los aceros 304H y 304L a altas Z , mientras en bajos valores de Z , el término de endurecimiento del AISI 304L es más bajo como consecuencia de su bajo contenido de carbono. Por otra parte, y como era de esperar, los aceros comerciales muestran valores de U más altos que los aceros puros. Además el ajuste de los aceros de alta pureza y ultra alta pureza es casi horizontal indicando que el endurecimiento se está volviendo atérmico. Mientras en los aceros comerciales los ajustes son inclinados como consecuencia del efecto de soluto y su interacción con las condiciones de deformación.

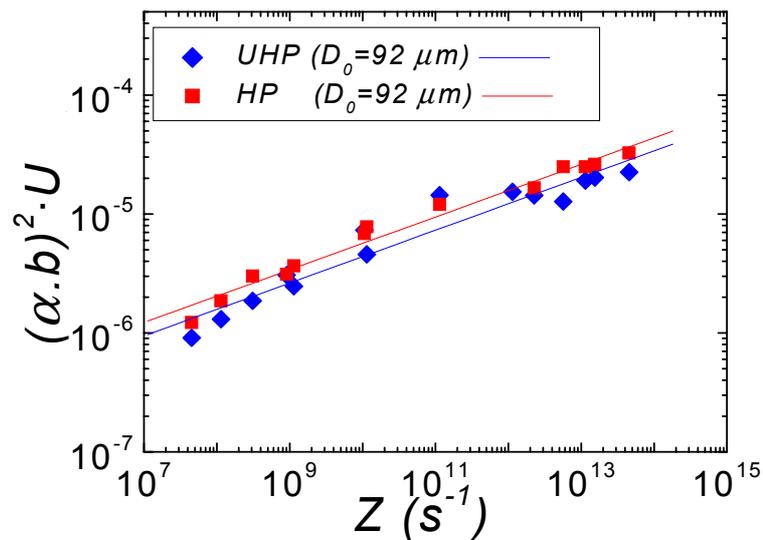


Figura 5.48: Dependencia del endurecimiento por deformación con el parámetro Z para los aceros de alta y ultra alta pureza para el tamaño de grano de partida igual a $92 \mu m$.

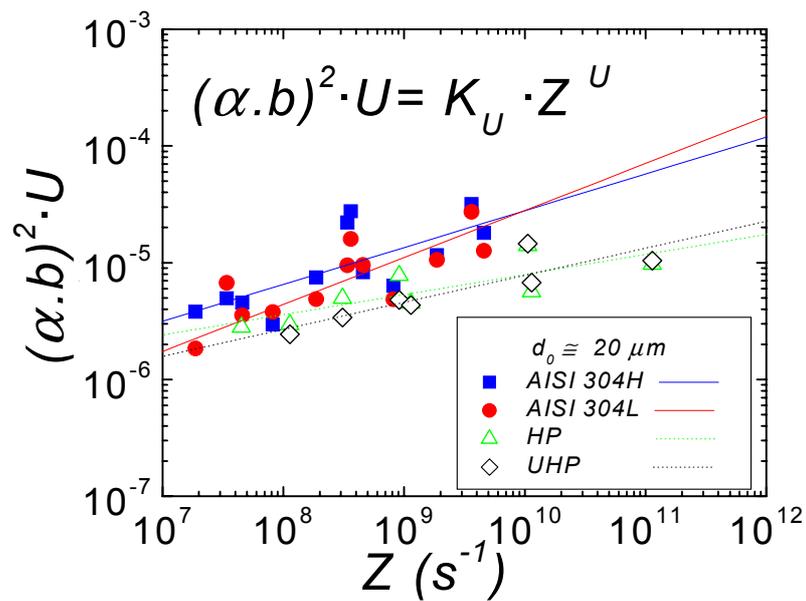


Figura 5.49: Dependencia del endurecimiento por deformación con el parámetro Z para los cuatro aceros.

(*) Los valores de los aceros HP (\triangle) y UHP (\diamond) están basados en datos obtenidos por Gavard [2000].

5.7.1.2 Efecto del tamaño de grano inicial sobre U

El término asociado al endurecimiento U y el recorrido medio de dislocaciones está relacionado directamente con el tamaño de grano, el cual se considera como un obstáculo que disminuye el recorrido promedio de las mismas. El aumento del tamaño de grano inicial disminuye la capacidad del material de endurecerse debido a la poca densidad de límites de granos que paran el movimiento de las dislocaciones, sobre todo a bajas temperaturas y altas velocidades de deformación. Mientras en el caso contrario, a bajas velocidades de deformación y altas temperaturas, el efecto del tamaño de grano inicial tiene tendencia a desaparecer, como muestra la figura (5.50 (a)). Para el tamaño de grano fino, la alta densidad de bordes de grano como de maclas actúan de barreras que limitan la movilidad de las dislocaciones favoreciendo el endurecimiento sobre todo en altos valores de Z , mientras que para bajos valores de Z la alta temperatura facilita el movimiento de las dislocaciones y no provoca acumulación de subestructuras igual que el caso contrario.

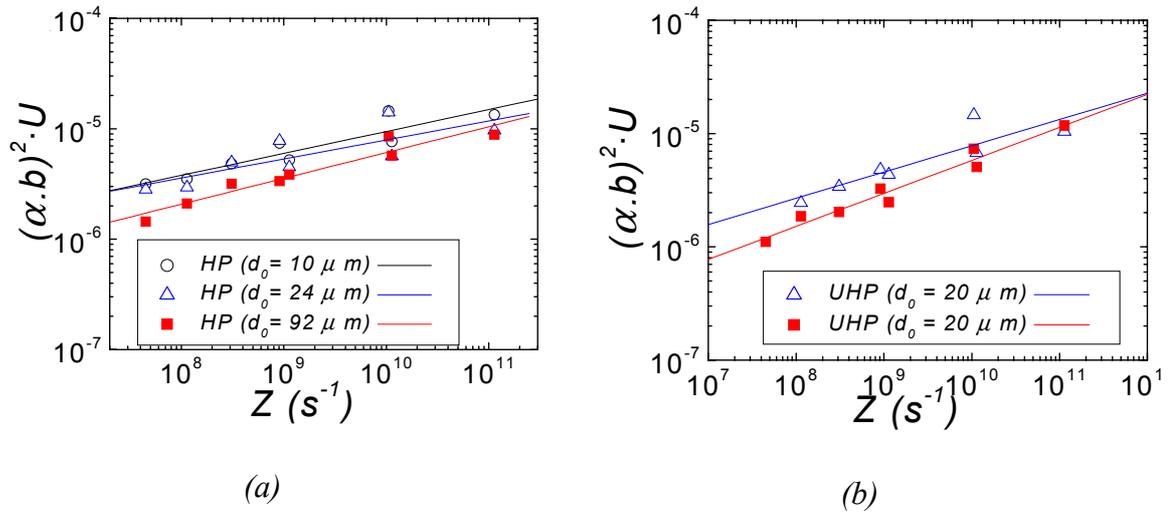


Figura 5.50: Dependencia del endurecimiento por deformación con el parámetro U en función del tamaño de grano inicial para (a) el acero de alta pureza HP, (b) el acero de ultra alta pureza UHP.

(*) Los valores del acero HP para los tamaños de grano inicial de $10 \mu m$ (Δ) y $24 \mu m$ (\circ) y del acero UHP para el tamaño de grano inicial de $20 \mu m$ (\diamond) están basados en datos obtenidos por Gavard [2000].

5.7.2 Determinación del término asociado a la restauración dinámica Ω

Como la restauración dinámica es un proceso térmicamente activado, el término Ω responsable del ablandamiento depende de las condiciones de deformación y del tamaño de grano inicial, habiendo propuesto algunos autores (Yoshie y col [1987], Laasraoui y Jonas [1991], Cabrera y col [1997]) la siguiente expresión:

$$\Omega = K'_{\Omega} \cdot d_0^{n_{\Omega}} \cdot Z^{m_{\Omega}} \quad (5.10)$$

donde K'_{Ω} , m_{Ω} y n_{Ω} son constantes que también dependen de la composición química del material. En el caso de un tamaño de grano inicial constante, la ecuación (5.10), se simplifica a la siguiente expresión:

$$\Omega = K_{\Omega} \cdot Z^{m_{\Omega}} \quad (5.11)$$

La figura (5.51), muestra como se ajustan los valores experimentales con la ecuación (5.11) para un intervalo amplio de temperatura ($950^{\circ}C$ hasta $1150^{\circ}C$) y de velocidades de deformación ($10^{-4} s^{-1}$ hasta $160 s^{-1}$) para el acero *AISI 304H*.

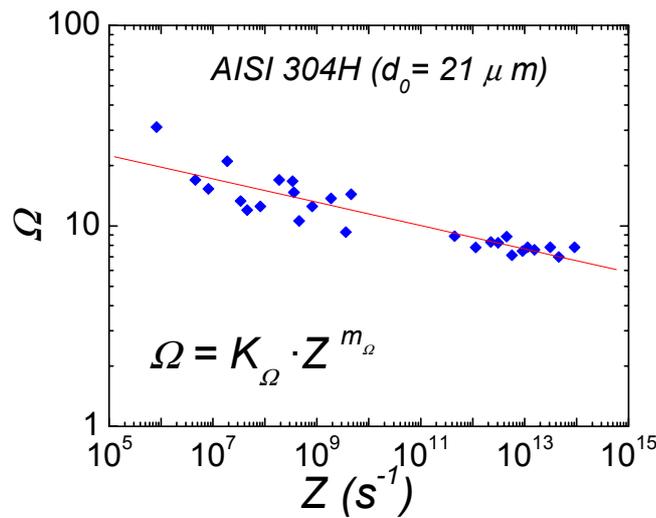


Figura 5.51: Dependencia del ablandamiento por restauración dinámica con el parámetro Z para un amplio rango de velocidades de deformación (10^4 s^{-1} hasta 160 s^{-1}) para el acero comercial AISI 304H.

Tipo de acero	K_U	n_U	K'_U	m_U	K_Ω	n_Ω	K'_Ω	m_Ω
AISI 304H (21 μm)	$2.5 \cdot 10^{-7}$	-	-	0.174	54	-	-	-0.073
AISI 304L (18 μm)	$3.1 \cdot 10^{-8}$	-	-	0.412	45	-	-	-0.066
HP (10 μm)	-	-0.56	$3.5 \cdot 10^{-7}$	0.221	-	0.64	35	-0.132
HP (24 μm)	-	-0.56	$3.5 \cdot 10^{-7}$	0.221	-	0.64	35	-0.132
HP (92 μm)	-	-0.56	$3.5 \cdot 10^{-7}$	0.221	-	0.64	35	-0.132
UHP (21 μm)	-	-0.54	$7.2 \cdot 10^{-8}$	0.222	-	0.62	7.8	-0.121
UHP (92 μm)	-	-0.54	$7.2 \cdot 10^{-8}$	0.222	-	0.62	7.8	-0.121
UHP (135 μm)	-	-0.54	$7.2 \cdot 10^{-8}$	0.222	-	0.62	7.8	-0.121

Tabla 5.V: Valores de los coeficientes que afectan a los términos de endurecimiento por deformación U y restauración dinámica, la energía de activación de este trabajo es de 280 kJ/mol.

5.7.2.1 Efecto del grado de pureza sobre Ω

La figura (5.52) ilustra los valores del término de la restauración dinámica para los aceros de alta pureza y ultra alta pureza con un tamaño de grano inicial idéntico ($d_0=92 \mu\text{m}$). Los dos ajustes son paralelos y los valores de n_Ω son iguales para los dos aceros lo que significa la similar sensibilidad a las condiciones de deformación. El grado de pureza se refleja en el término K'_Ω que es más grande en el acero HP. Por eso, el término de ablandamiento por restauración dinámica Ω es más alto en el acero menos puro. Probablemente las impurezas dentro de la red cristalina ayuda a la formación de las subestructuras y por consecuencia ablanda el material. La tensión de pico es el resultado de un balance final del endurecimiento por deformación y del ablandamiento debido a la restauración dinámica, por esto se observa que el material que se endurece rápidamente tiene una cinética de ablandamiento más rápida.

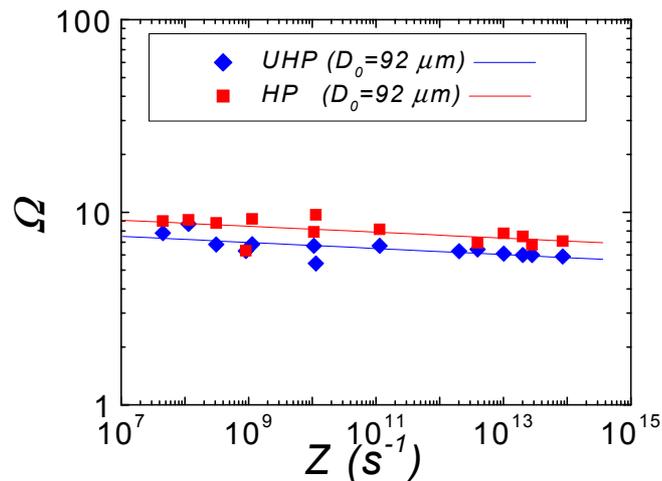


Figura 5.52: Dependencia del ablandamiento por restauración dinámica con Z para los aceros HP y UHP con un tamaño de grano de partida igual a $92 \mu\text{m}$.

La figura (5.53) ilustra la dependencia del término Ω del parámetro de Zener-Hollomon Z para los cuatro aceros con un tamaño de grano de partida idéntico. Para todos los aceros el valor de Ω disminuye cuando aumenta el valor de Z . Se nota claramente la menor velocidad del proceso de restauración dinámica del acero AISI 304L y UHP, especialmente a Z pequeñas. El acero de alta pureza tiene un comportamiento muy parecido al AISI 304H. En altos valores de Z , donde los mecanismos de difusión son menos importantes, las velocidades de ablandamiento tienden a ser las mismas en los cuatro aceros, y el término Ω tiende a tener menor independencia del contenido de aleantes.

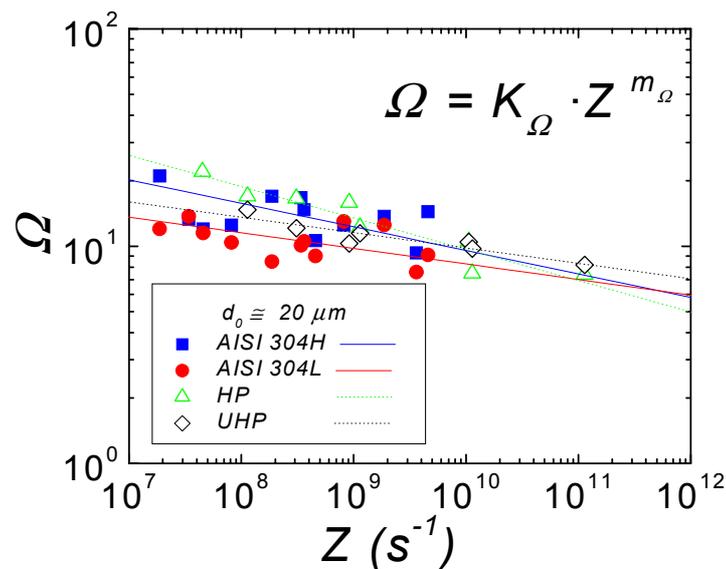


Figura 5.53: Dependencia del ablandamiento por restauración dinámica con el parámetro Z para los cuatro aceros con similar tamaño de grano inicial.

(*) Los valores de los aceros HP (Δ) y UHP (\diamond) están basados en datos obtenidos por Gavard [2000].

5.7.2.2 Efecto del tamaño de grano inicial sobre Ω

La restauración dinámica es un proceso de reordenación de dislocaciones generadas durante el endurecimiento y conduce a la formación de subestructuras. Por eso el término asociado al ablandamiento Ω depende a su vez del proceso de endurecimiento y los obstáculos que se oponen al recorrido de las dislocaciones. En la figura (5.54 (a)) se ve claramente que las tres líneas son paralelas, es decir el mismo valor de n_Ω porque se trata del mismo material deformado en condiciones de deformación idéntica. No obstante, el valor del término Ω depende del tamaño de grano inicial de tal forma que cuando aumenta este último disminuye el valor de Ω para los dos aceros de alta pureza y lo mismo ocurre para el acero ultra alta pureza, ver figura (5.54 (b)). Cuando el tamaño de grano inicial es grande el material tardará más en recuperarse y los valores de Ω son pequeñas porque la formación de subestructuras es muy lenta.

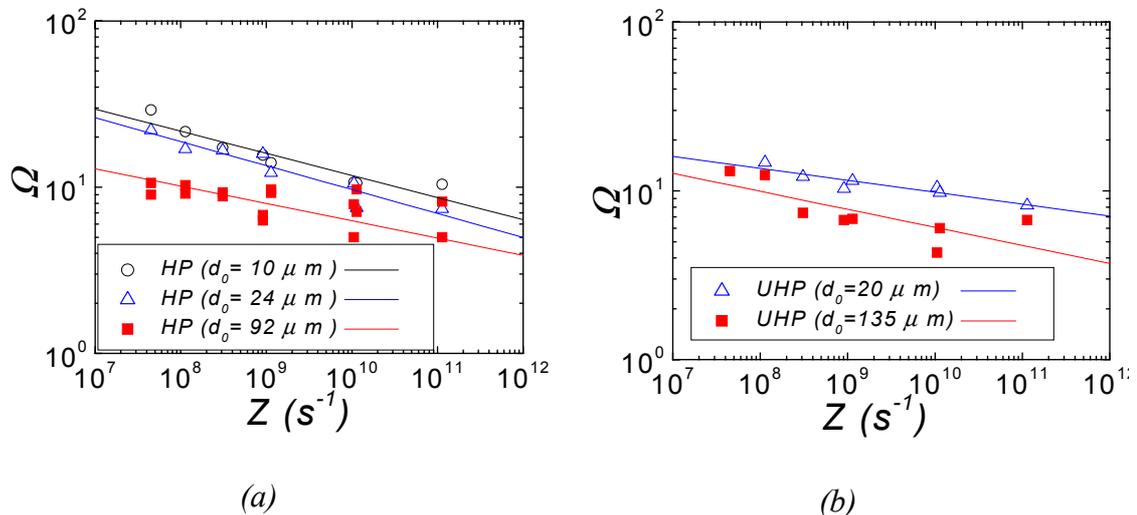


Figura 5.54: Dependencia del ablandamiento por restauración dinámica con el parámetro Z en función del tamaño de grano inicial (a) por el acero de alta pureza HP, (b) por el acero de ultra alta pureza UHP.

(*) Los valores del acero HP para los tamaños de grano inicial de 10 μm (Δ) y 24 μm (\circ) y del acero UHP para el tamaño de grano inicial de 20 μm (\diamond) están basados en datos obtenidos por Gavard [2000].

5.8 Comparación entre las curvas teóricas y las experimentales:

La modelización definitiva de las curvas de fluencia obtenidas experimentalmente se consigue sumando las ecuaciones constitutivas que para cada parámetro le dan un valor teórico según la temperatura y la velocidad de deformación que al final permite calcular la tensión de fluencia para cada valor de deformación. No obstante la deformación de pico marca la diferencia en la parte de la curva en donde interviene la recristalización dinámica y la parte de endurecimiento y restauración dinámica. La primera de los unos está modelizada mediante la ecuación clásica de Avrami, mientras la segunda se aplica el modelo de Estrin y Mecking [1984] con todos los cálculos detallados en los párrafos anteriores de este capítulo.

En temperaturas entre 950°C y 1150°C las curvas teóricas se ajustan bien con las experimentales para los aceros comerciales *AISI 304H* y *AISI 304L*. Mientras para temperaturas de 850°C y 950°C, en el caso del acero *AISI 304H* (figuras (5.59) y (5.60)) y del acero *AISI 304L* (figuras (5.64) y (5.65)), probablemente la formación de carburos de cromo requiere añadir una tensión adicional a las ecuaciones constitutivas. Las curvas teóricas para los ensayos de altas velocidades de deformación muestran un perfecto acuerdo entre las curvas experimentales y las teóricas aunque se limite en la etapa de endurecimiento y restauración dinámica. En el caso de los materiales puros deformados a altas velocidades (10 s^{-1} , 50 s^{-1} y 100 s^{-1}) para el acero *UHP* se muestra el poco efecto que tiene el cambio de velocidad sobre las curvas de fluencia, ver figura (5.77), cuando se pasa de 50 s^{-1} a 100 s^{-1} la tensión máxima cambia de 182 MPa a 210 MPa. La figura (5.55) ilustra la diferencia en valores de tensión experimental y teórica para deformaciones de 0.2 y 0.6 en los cuatro aceros, y se ve la aceptable concordancia entre los valores calculados y los obtenidos experimentalmente.

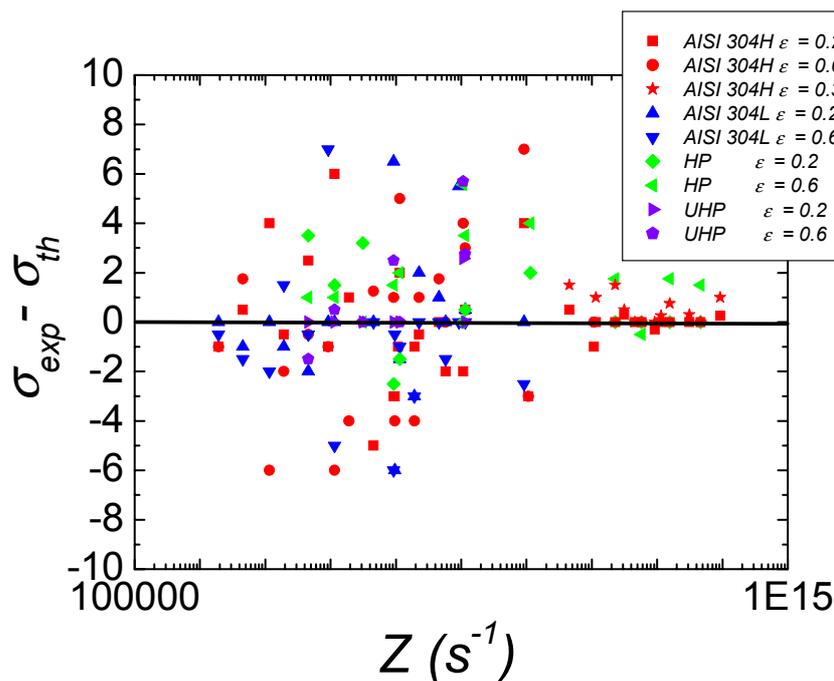


Figura 5.55: Diferencia entre las tensiones experimentales y teóricas para deformaciones de 0.2-0.3-0.6 para los cuatro aceros en todas las condiciones ensayadas.

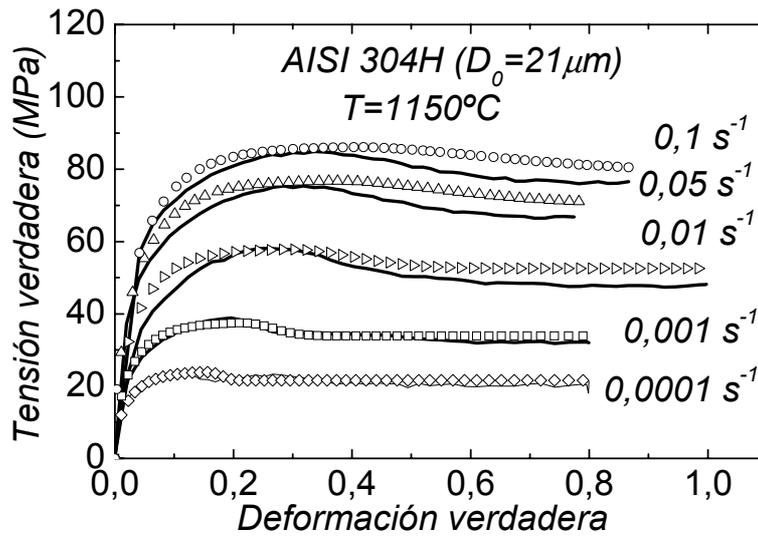


Figura 5.56: Comparación de las curvas de fluencia experimentales y teóricas del acero AISI 304H ($d_0 = 21 \mu\text{m}$) deformado a 1150°C y diferentes velocidades de deformación.

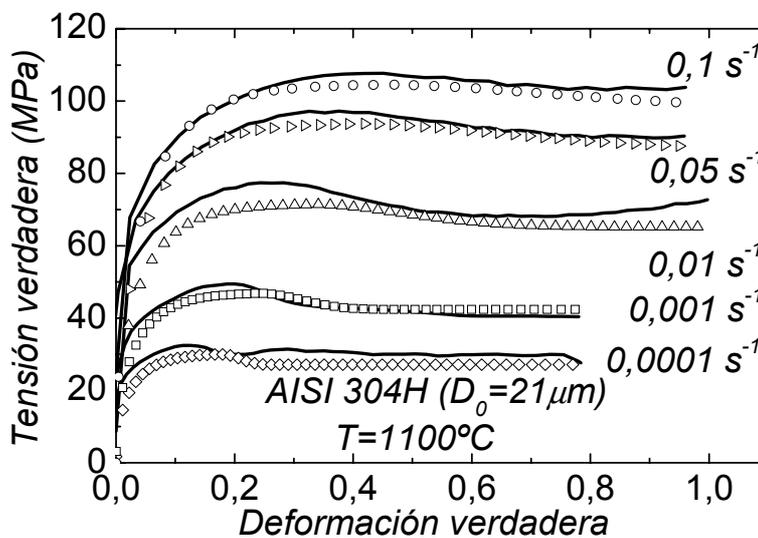


Figura 5.57: Comparación de las curvas de fluencia experimentales y teóricas del acero AISI 304H ($d_0 = 21 \mu\text{m}$) deformado a 1100°C y diferentes velocidades de deformación.

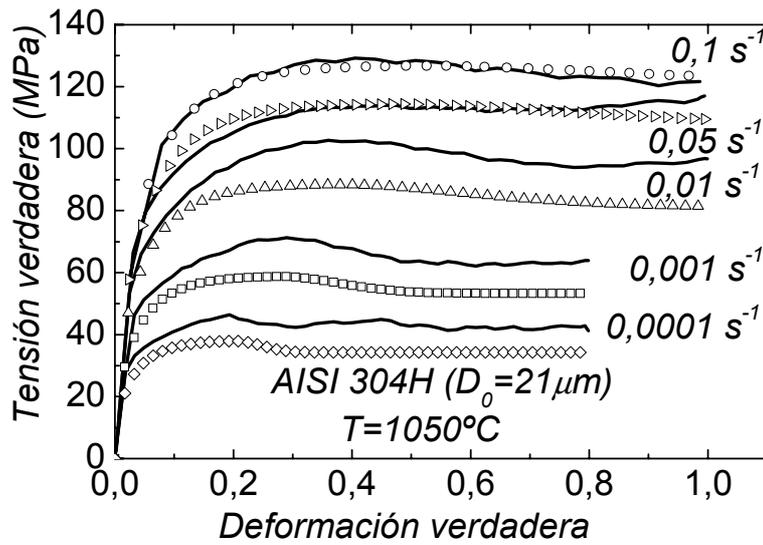


Figura 5.58: Comparación de las curvas de fluencia experimentales y teóricas del acero AISI 304H ($d_0 = 21 \mu\text{m}$) deformado a 1050°C y diferentes velocidades de deformación.

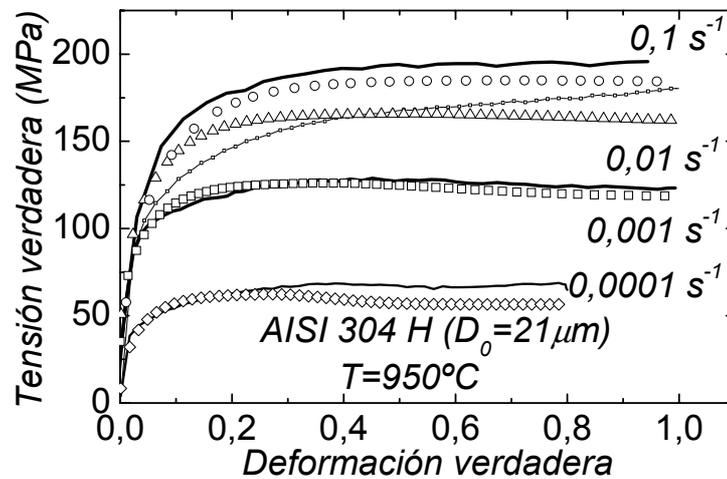


Figura 5.59: Comparación de las curvas de fluencia experimentales y teóricas del acero AISI 304H ($d_0 = 21 \mu\text{m}$) deformado a 950°C y diferentes velocidades de deformación.

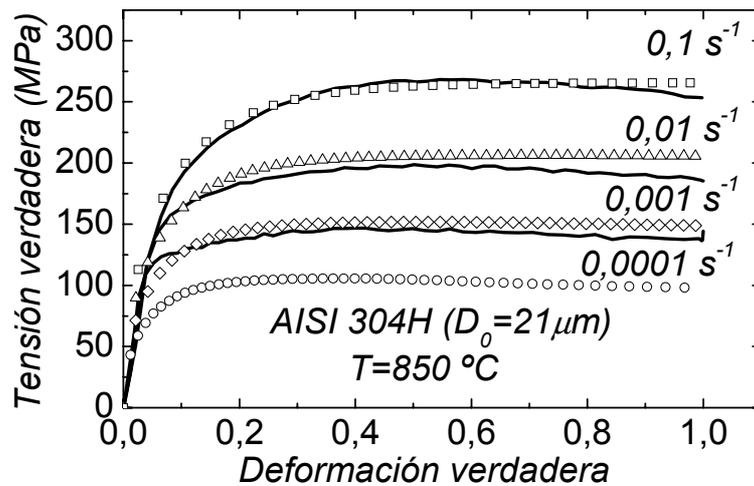


Figura 5.60: Comparación de las curvas de fluencia experimentales y teóricas del acero AISI 304H ($d_0 = 21 \mu\text{m}$) deformado a 850°C y diferentes velocidades de deformación.

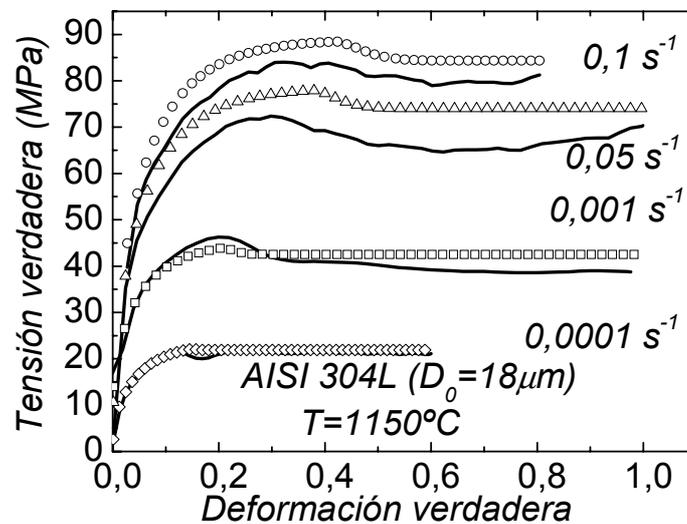


Figura 5.61: Comparación de las curvas de fluencia experimentales y teóricas del acero AISI 304L ($d_0 = 18 \mu\text{m}$) deformado a 1150°C y diferentes velocidades de deformación.

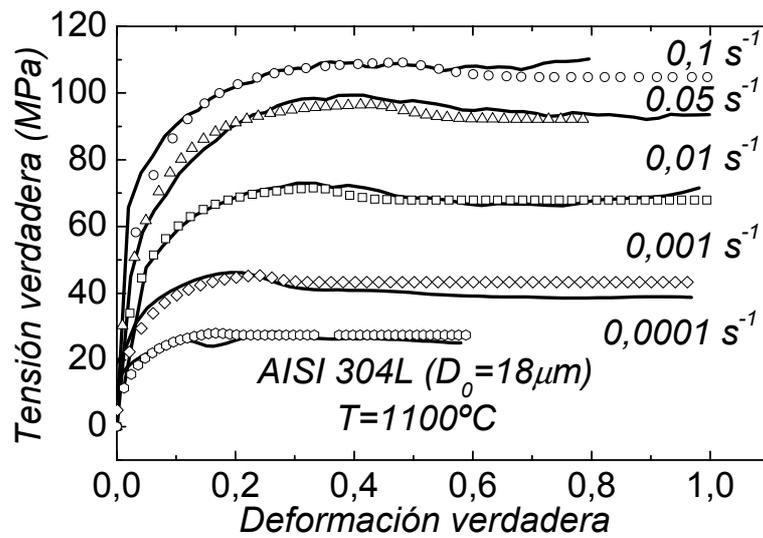


Figura 5.62: Comparación de las curvas de fluencia experimentales y teóricas del acero AISI 304L ($d_0 = 18 \mu\text{m}$) deformado a 1100°C y diferentes velocidades de deformación.

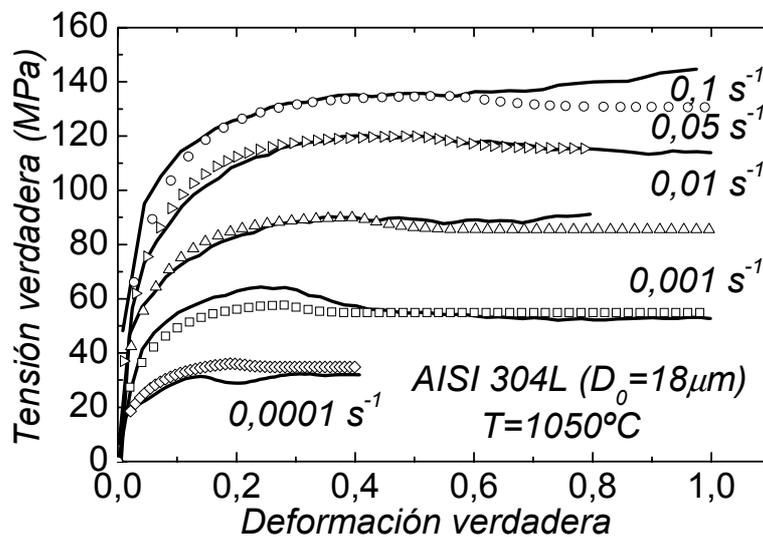


Figura 5.63: Comparación de las curvas de fluencia experimentales y teóricas del acero AISI 304L ($d_0 = 18 \mu\text{m}$) deformado a 1050°C y diferentes velocidades de deformación.

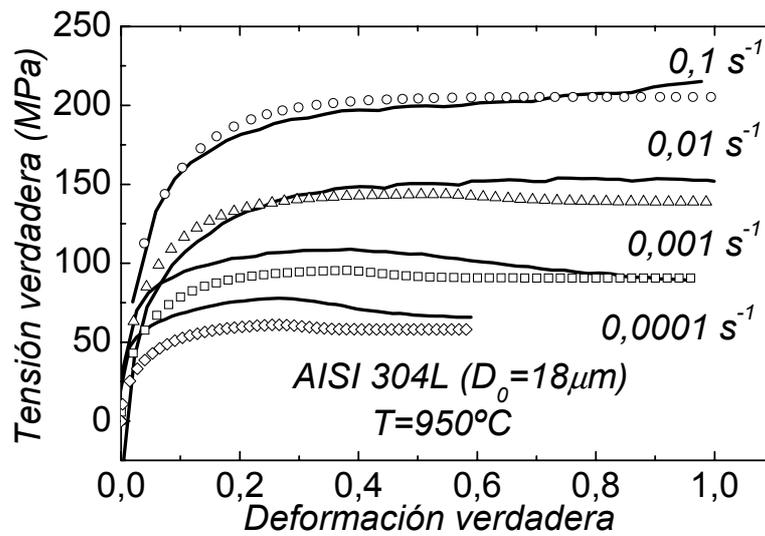


Figura 5.64: Comparación de las curvas de fluencia experimentales y teóricas del acero AISI 304L ($d_0 = 18 \mu\text{m}$) deformado a 950°C y diferentes velocidades de deformación.

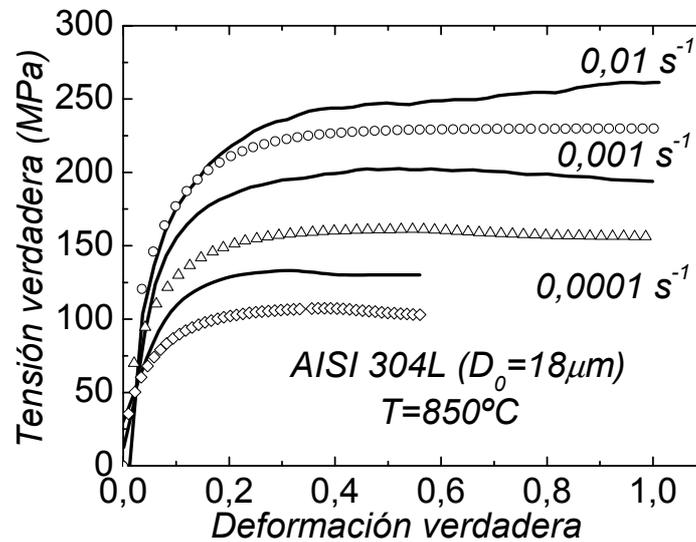


Figura 5.65: Comparación de las curvas de fluencia experimentales y teóricas del acero AISI 304L ($d_0 = 18 \mu\text{m}$) deformado a 850°C y diferentes velocidades de deformación.

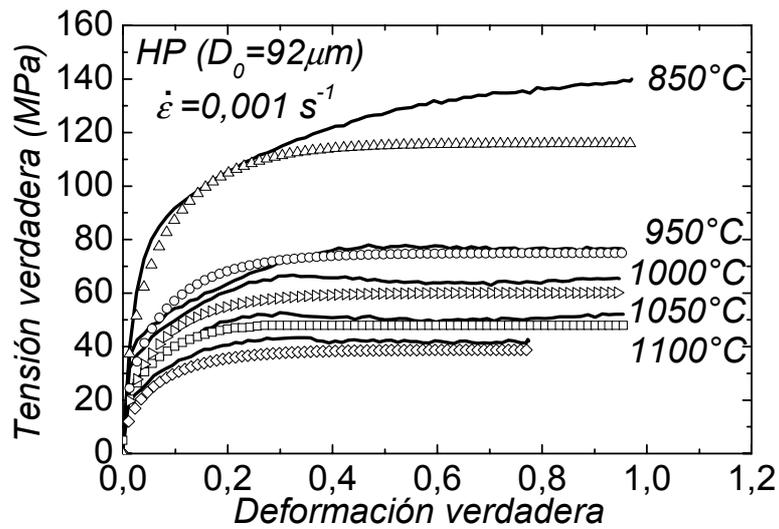


Figura 5.66: Comparación de las curvas de fluencia experimentales y teóricas del acero de alta pureza HP ($d_0 = 92 \mu\text{m}$) deformado a $\dot{\epsilon} = 0,001 \text{ s}^{-1}$ y diferentes temperaturas.

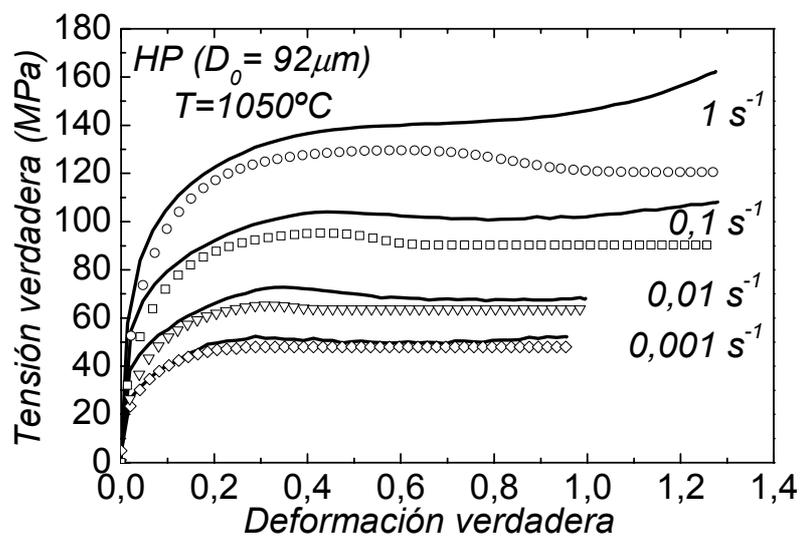


Figura 5.67: Comparación de las curvas de fluencia experimentales y teóricas del acero de alta pureza HP ($d_0 = 92 \mu\text{m}$) deformado a 1050°C y diferentes velocidades de deformación.

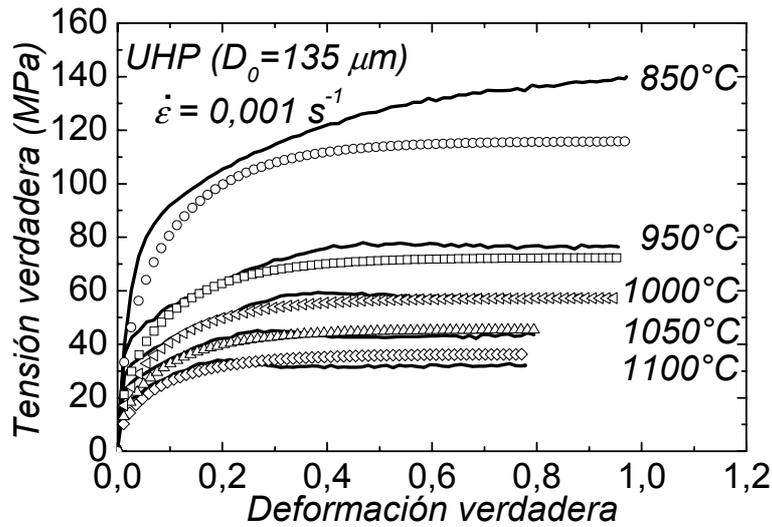


Figura 5.68: Comparación de las curvas de fluencia experimentales y teóricas del acero de ultra alta pureza UHP ($d_0 = 135 \mu\text{m}$) deformado a $\dot{\epsilon} = 0,001 \text{ s}^{-1}$ y diferentes temperaturas.

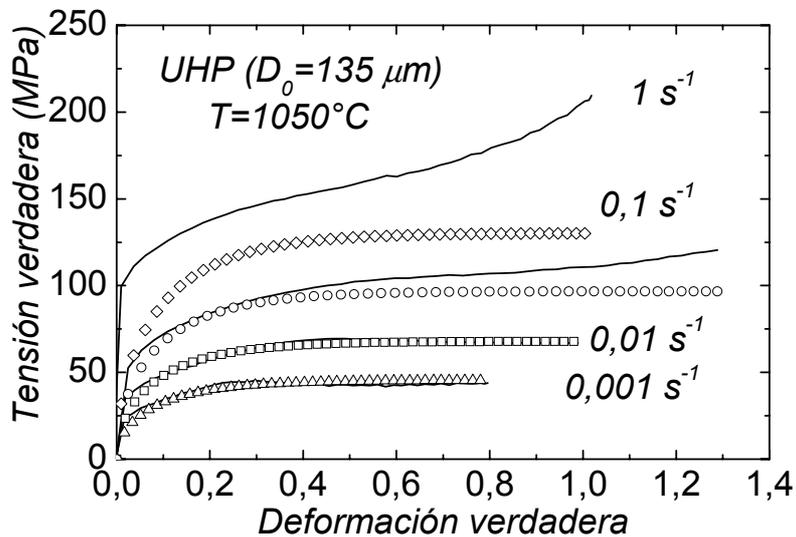


Figura 5.69: Comparación de las curvas de fluencia experimentales y teóricas del acero de ultra alta pureza UHP ($d_0 = 135 \mu\text{m}$) deformado a 1050°C y diferentes velocidades de deformación.

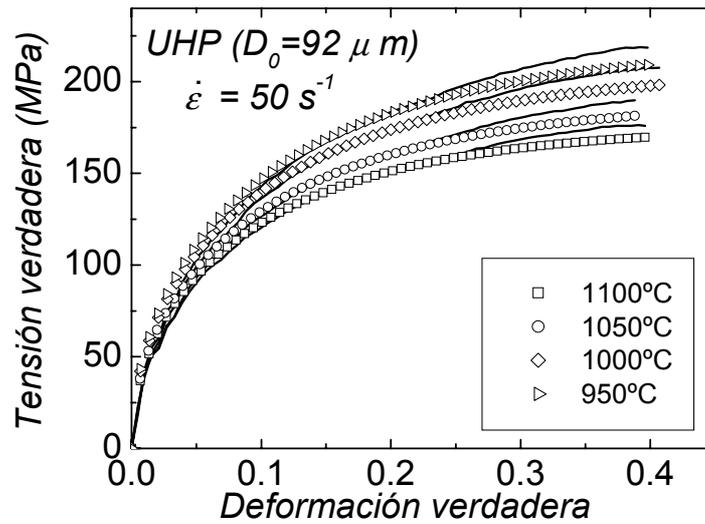


Figura 5.70: Comparación de las curvas de fluencia experimentales y teóricas del acero de ultra alta pureza UHP ($d_0 = 92 \mu m$) deformado a $\dot{\epsilon} = 50 s^{-1}$ y diferentes temperaturas.

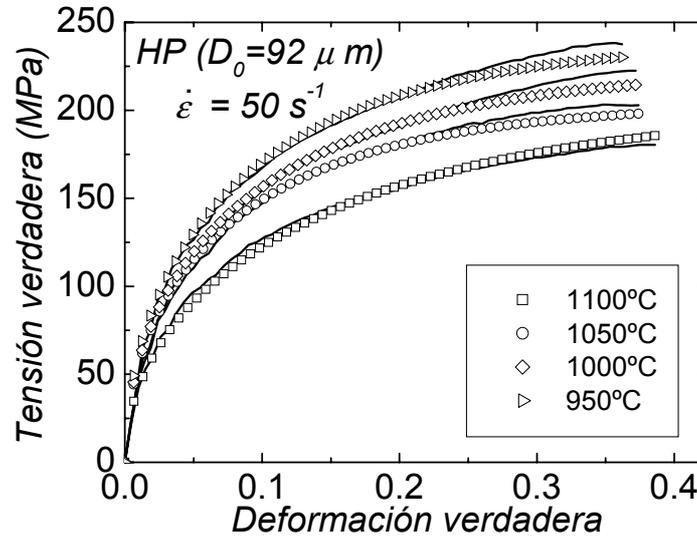


Figura 5.71: Comparación de las curvas de fluencia experimentales y teóricas del acero de ultra alta pureza HP ($d_0 = 92 \mu m$) deformado a $\dot{\epsilon} = 50 s^{-1}$ y diferentes temperaturas.

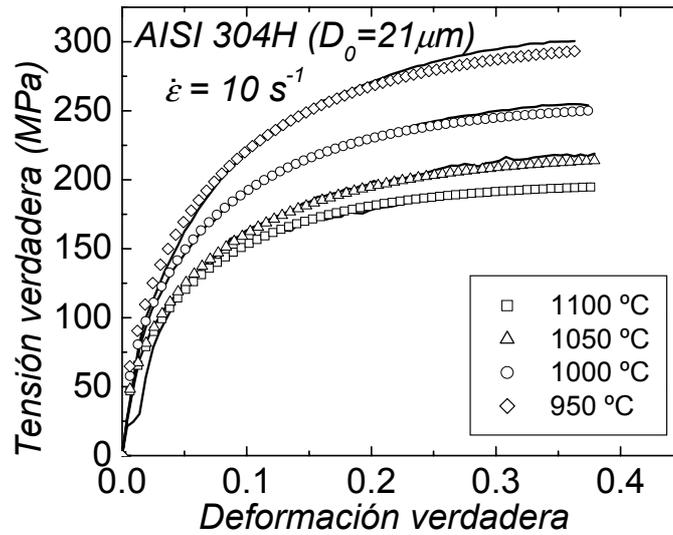


Figura 5.72: Comparación de las curvas de fluencia experimentales y teóricas del acero de ultra alta pureza AISI 304H ($d_0 = 21 \mu\text{m}$) deformado a $\dot{\epsilon} = 10 \text{ s}^{-1}$ y diferentes temperaturas.

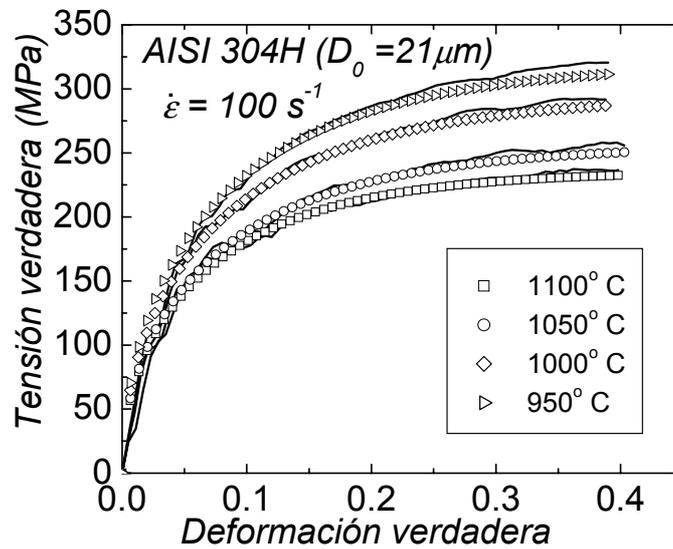


Figura 5.73: Comparación de las curvas de fluencia experimentales y teóricas del acero de ultra alta pureza AISI 304H ($d_0 = 21 \mu\text{m}$) deformado a $\dot{\epsilon} = 100 \text{ s}^{-1}$ y diferentes temperaturas.

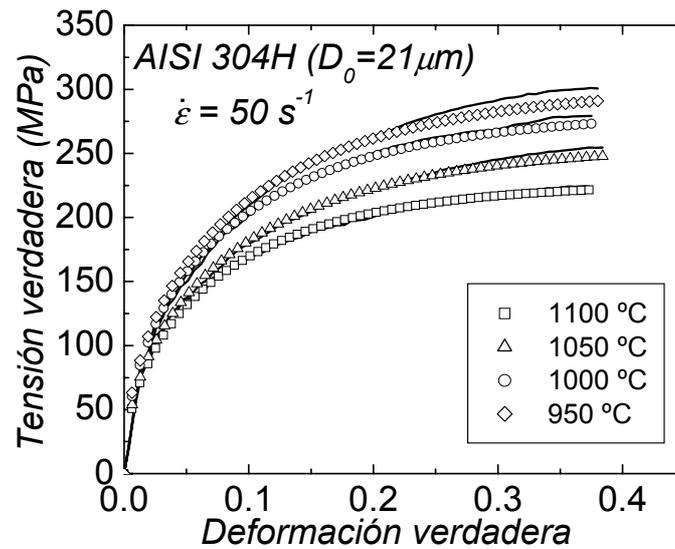


Figura 5.74: Comparación de las curvas de fluencia experimentales y teóricas del acero de ultra alta pureza AISI 304H ($d_0 = 21 \mu\text{m}$) deformado a $\dot{\epsilon} = 50 \text{ s}^{-1}$ y diferentes temperaturas.

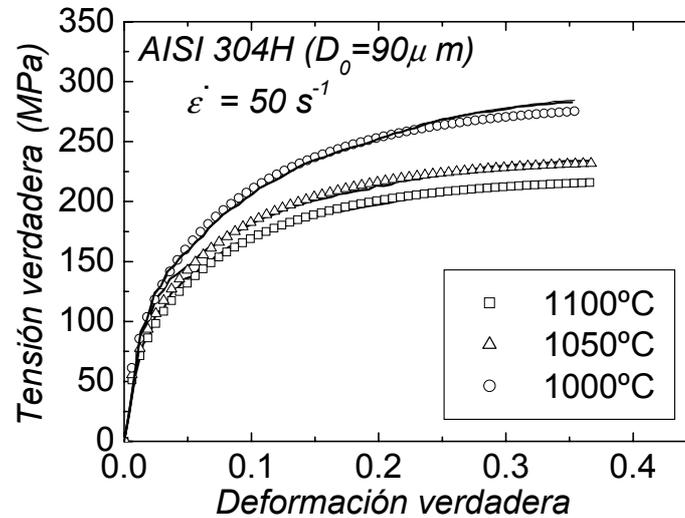


Figura 5.75: Comparación de las curvas de fluencia experimentales y teóricas del acero de ultra alta pureza AISI 304H ($d_0 = 90 \mu\text{m}$) deformado a $\dot{\epsilon} = 50 \text{ s}^{-1}$ y diferentes temperaturas.

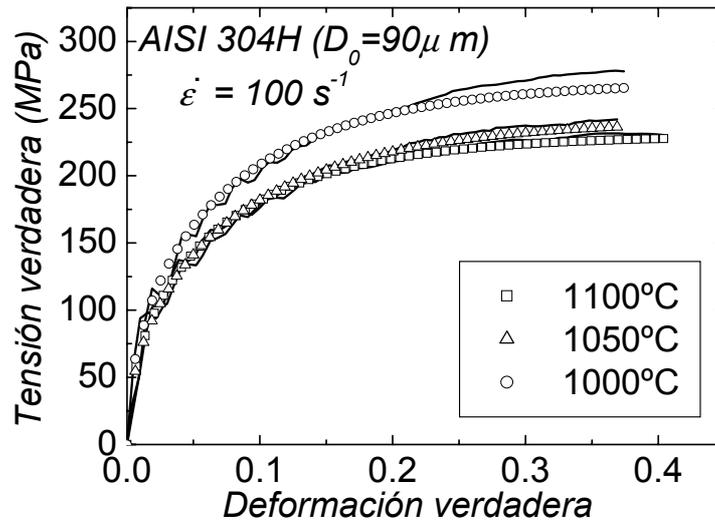


Figura 5.76: Comparación de las curvas de fluencia experimentales y teóricas del acero de ultra alta pureza AISI 304H ($d_0 = 90 \mu\text{m}$) deformado a $\dot{\epsilon} = 100 \text{ s}^{-1}$ y diferentes temperaturas.

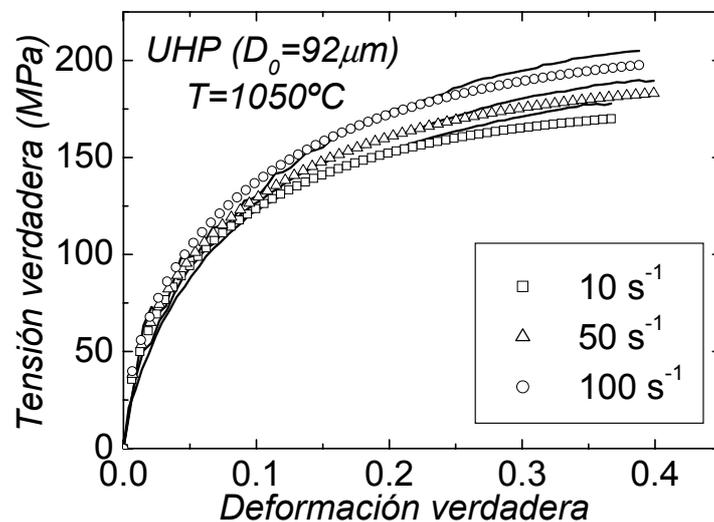


Figura 5.77: Comparación de las curvas de fluencia experimentales y teóricas del acero de ultra alta pureza UHP ($d_0 = 92 \mu\text{m}$) deformado a $T = 1050^\circ\text{C}$ y diferentes velocidades de deformación.

