

CAPÍTULO VI

Estudio de la microestructura

Algunas de las microestructuras obtenidas en los ensayos de compresión han sido analizadas mediante EBSD. Los resultados son representados como cartografías EBSD y la discusión de dichos mapas se realiza junto con los diagramas de desorientación. El estudio de los microtexturas se basa asimismo en el análisis de figuras de polo.

Además de las microestructuras que corresponden al estado estable, se presentan los resultados de los ensayos interrumpidos para los aceros comerciales, en dos casos: afinamiento y crecimiento de grano.

La tercera parte de este capítulo trata de los mecanismos de nucleación durante la recristalización dinámica así como de su influencia sobre las microtexturas formadas.

Finalmente se llevó a cabo un estudio sobre el tamaño de grano recristalizado para los cuatro aceros calculado de una forma convencional y mediante EBSD, evaluando la influencia del grado de pureza sobre dicho tamaño.

6.1 Evolución de la microestructura en función de las condiciones de deformación

El efecto de las condiciones de deformación sobre las curvas de fluencia se ha comentado en el capítulo V analizando los parámetros de las ecuaciones constitutivas, que caracterizan el comportamiento mecánico de cada etapa, en función del parámetro de Zener-Hollomon Z . Dicho comportamiento mecánico es consecuencia directa de los cambios microestructurales: generación de dislocaciones, su aniquilación mutua o con bordes de granos, su reordenación (restauración dinámica), la nucleación y crecimiento de nuevos granos (recristalización dinámica) y su relación con el estado de partida. En este apartado se comentarán los análisis con patrones de difracción de Kikuchi consiguiendo cartografías de *EBSD* y diagramas de desorientación así como una idea sobre las microtexturas (figuras de polo).

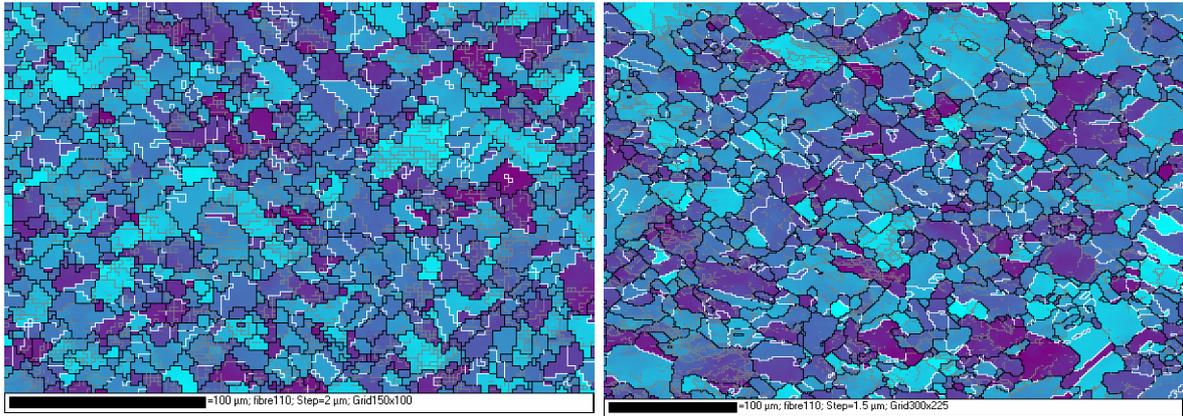
6.1.1 Efecto de pureza

El grado de pureza de un material afecta a su comportamiento durante el proceso de deformación en caliente de diferentes formas como ya se ha visto en el capítulo V. En el caso de la recristalización dinámica, la presencia de impurezas se considera como obstáculo de la migración a los bordes de grano. Para estudiar la interacción del efecto de pureza con las condiciones de deformación aquí se comparan las microestructuras resultantes de la deformación en diferentes valores de Z , de los cuatro aceros inoxidables austeníticos.

6.1.1.1 Altos valores de Z ($Z=9,23 \cdot 10^8 s^{-1}$, $T=950^{\circ}C$ y $\dot{\epsilon}=0.001 s^{-1}$)

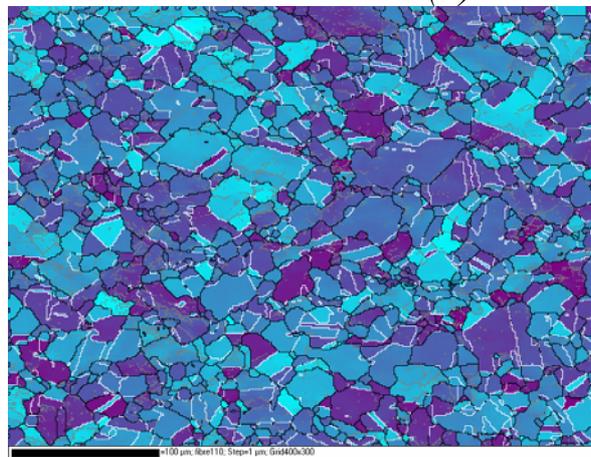
A altos valores de Z (altas velocidades de deformación y bajas temperaturas) se ha estudiado el comportamiento de tres aceros de un tamaño de grano de partida similar, de aproximadamente $20 \mu m$. La figura (6.1 (d)) muestra las curvas de fluencia de los tres aceros *AISI 304L*, *HP* y *UHP* que son las típicas de la recristalización de pico simple. No obstante, se nota el aumento de la tensión de pico y de estado estable cuanto más disminuye la pureza del material. También se ve un ligero retraso en el inicio de la recristalización dinámica pasando del acero de ultra alta pureza *UHP* al de grado comercial *AISI 304L*. Las microestructuras presentadas en la figura (6.1) muestran una estructura de granos equiáxica que caracteriza el estado estable de fluencia. El tamaño de grano recristalizado en estas condiciones es inferior al de partida. Se observa la presencia de maclas sobre todo en los granos con menor distorsión de red cristalina, granos recién formados. Las microestructuras de los dos aceros *HP* y *UHP* (figura (6.1)), en el estado estacionario no muestran diferencias significativas. El tamaño de grano recristalizado es igual a $16 \mu m$ en el acero *HP* y $8,3 \mu m$ en el *UHP* mientras en el acero de grado comercial *AISI 304L* el tamaño de grano recristalizado es del orden de $6,5 \mu m$. En estas condiciones las impurezas controla el crecimiento de grano recristalizado y en consecuencia el acero comercial *AISI 304L* se consigue el mayor afinamiento de grano.

* Cartografía de EBSD

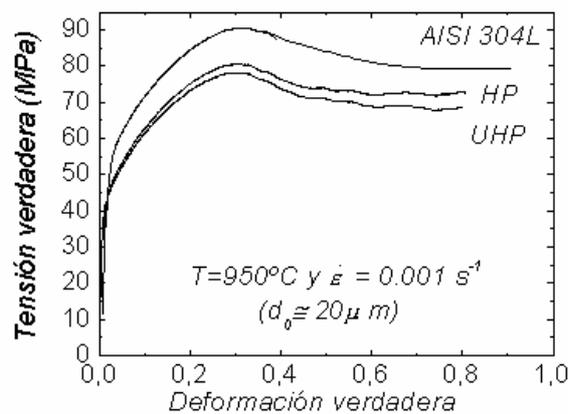
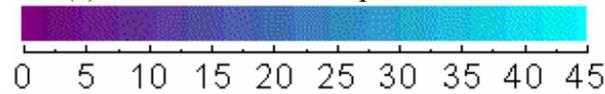


(a) AISI 304L

(b) Acero de alta pureza HP



(c) Acero de ultra alta pureza UHP



(d)

Figura 6.1: El estado estable para los aceros AISI 304L (a), acero de alta pureza HP (b) y el acero ultra alta pureza UHP (c), deformados a 950°C con una velocidad de deformación de $0,001 \text{ s}^{-1}$. (d) Curvas de fluencia correspondiente a los tres aceros AISI 304L, HP y UHP deformados a $T=950^\circ\text{C}$ y $\dot{\epsilon}=0,001 \text{ s}^{-1}$ con un tamaño de grano de partida similar ($d_0 \cong 20 \mu\text{m}$).

* Diagramas de desorientación

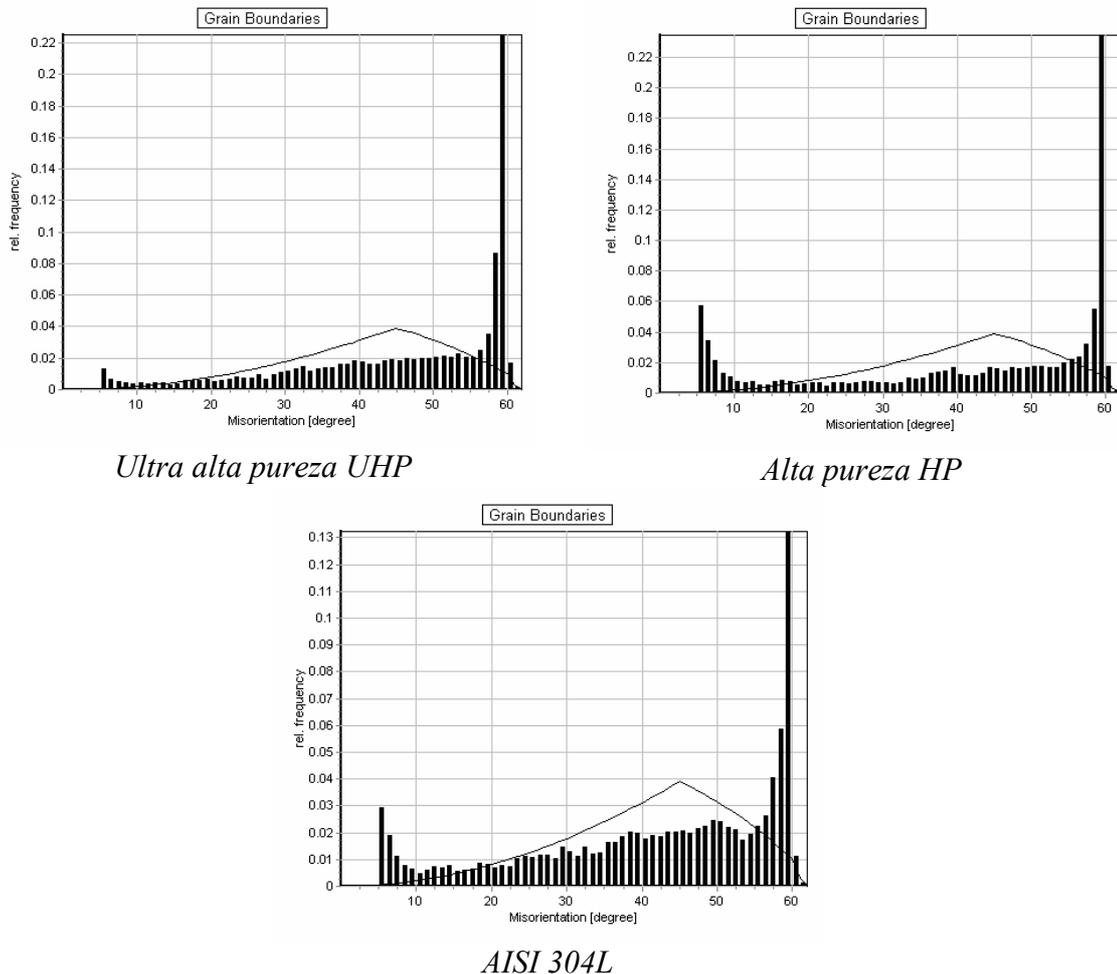


Figura 6.2: Diagramas de desorientación del estado estable de los aceros de alta y ultra alta pureza HP y UHP y el acero AISI 304L deformados a 950°C con una velocidad de deformación de $0,001 \text{ s}^{-1}$.

Para un mejor análisis de la microestructura se cuantificó la desorientación entre los diferentes granos la cual se presenta en forma de diagramas de desorientación. En la figura (6.2), donde figuran los diagramas de desorientación para los tres aceros, se muestra la presencia de una notable subestructura definida como desorientación debajo de 10° en el acero de alta pureza HP y AISI 304L. Dicha subestructura es menos intensa en el material de ultra alta pureza UHP. El porcentaje de bordes de maclas es similar en los aceros HP (26.5 %) y UHP (30 %), y claramente inferior en el acero comercial AISI 304L (18 %). En estas condiciones de deformación la formación de maclas es más notable en los aceros puros que en el acero comercial AISI 304L en donde se consiguió el tamaño de grano más fino.

* Microtexturas

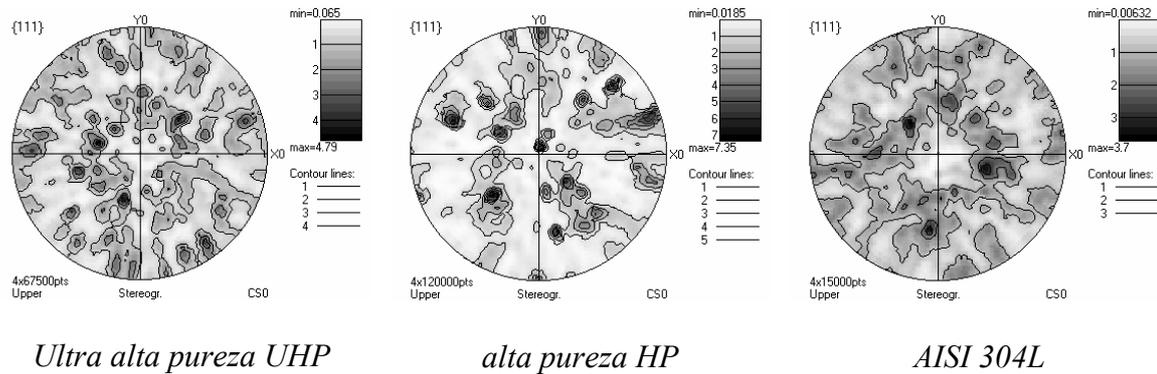


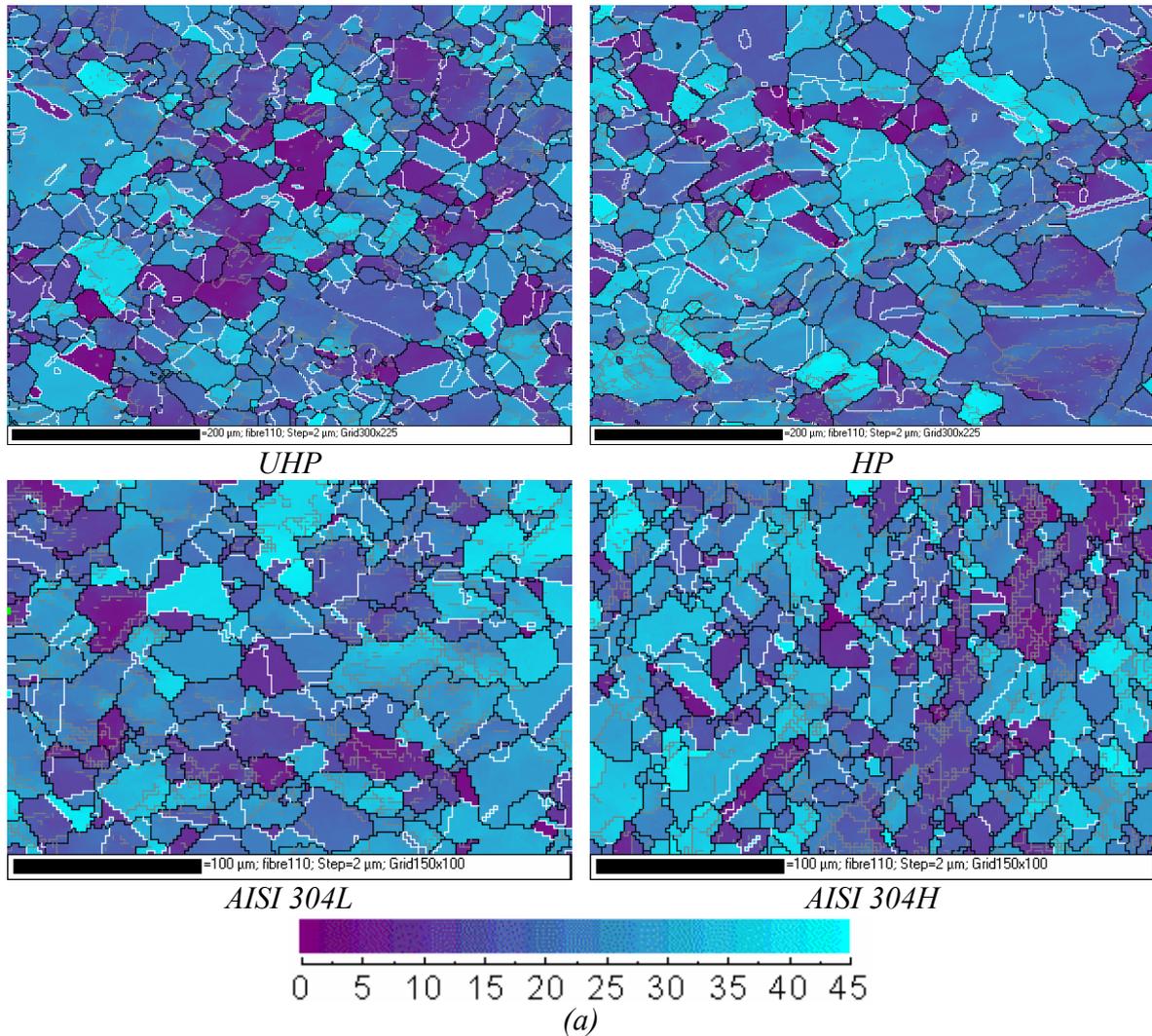
Figura 6.3: *Microtexturas del estado estable de los tres aceros UHP y HP y AISI 304L deformados a 950°C con una velocidad de deformación constante de 0,001 s⁻¹.*

Las microtexturas se presentan en forma de figuras de polo para los tres materiales. La figura (6.3) no muestra diferencias en las texturas resultantes de la recrystalización dinámica de pico simple para los tres aceros. La actuación de dicho fenómeno ha atenuado la textura resultante de la deformación favoreciendo la formación de una textura más aleatoria.

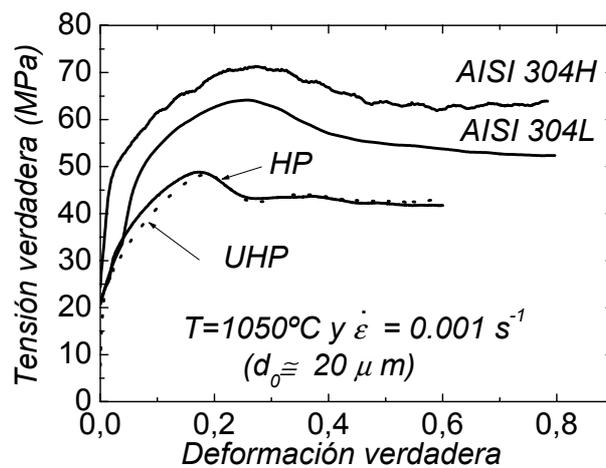
6.1.1.2 *Valores de Z intermedias ($Z=1,15 \cdot 10^8 \text{ s}^{-1}$, $T=1050^\circ\text{C}$ y $\dot{\epsilon}=0.001 \text{ s}^{-1}$)*

En estas condiciones de deformación se compara el comportamiento de los aceros puros *HP* y *UHP* (Gavard [2000]) con los aceros de categoría comercial *AISI 304L* y *AISI 304H* con un tamaño de grano inicial similar, igual a 20 μm . La figura (6.4 (b)) ilustra las curvas de fluencia de los cuatro aceros deformados a 1050°C y velocidad de deformación constante de 0.001 s⁻¹. Al disminuir la pureza aumenta la tensión de pico y de estado estable pasando del acero menos aleado *AISI 304L* a *AISI 304H*. En los aceros puros *HP* y *UHP* no se detectan diferencias significativas en su comportamiento y los valores de tensión de pico y de estado estable encontrados son claramente inferiores a los encontrados en los aceros comerciales.

* Cartografía de EBSD



(a)



(b)

Figura 6.4: (a) Microestructuras del estado estable para los cuatro aceros, deformados a 1050°C con una velocidad de deformación constante de $0,001 \text{ s}^{-1}$ y (b) curvas de fluencia correspondientes.

A nivel microestructural, disminuyendo el valor del parámetro de Zener-Hollomon Z , se observa un crecimiento de grano para los cuatro aceros y una disminución de las desorientaciones debajo de 10° (subestructuras). En los histogramas de la figura (6.5), disminuyen las desorientaciones inferiores a 10° prácticamente en los tres aceros *UHP*, *HP* y *AISI 304L* con la excepción del acero *AISI 304H* en donde la presencia de subestructuras es todavía evidente. No obstante el porcentaje de bordes de maclas aumenta ligeramente en los aceros puros comparándolos con el caso de altos valores de Z (31% para *UHP*). Para el acero *HP* y *AISI 304L* los aumentos en los porcentajes de bordes de maclas son aún más fuertes 27.2% (*AISI 304L*) y 37% (*HP*). Para el acero *AISI 304H* el valor de porcentaje de bordes de maclas es de 17.7%. Se ve por lo tanto una clara dependencia de los porcentajes de bordes de maclas con la pureza, disminuyendo aquel cuando disminuye ésta.

** Diagramas de desorientación*

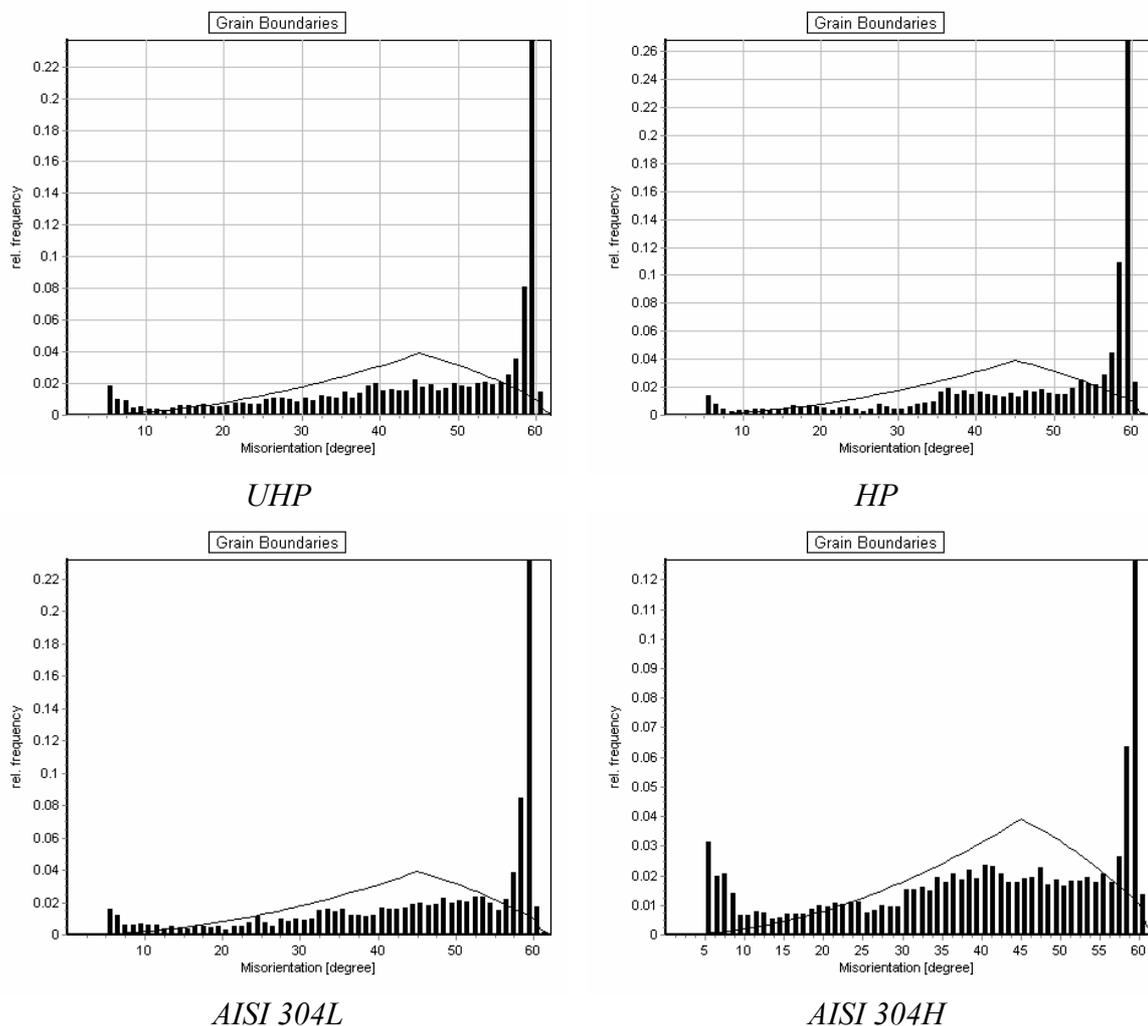


Figura 6.5: Histogramas de desorientación para el estado estable de los cuatro aceros, deformados a 1050°C y $\dot{\epsilon} = 0.001 \text{ s}^{-1}$.

En relación a los tamaños de granos recristalizados, éstos son $17.4 \mu\text{m}$ (*UHP*), $22 \mu\text{m}$ (*HP*), $12 \mu\text{m}$ (*AISI 304L*) y $10.4 \mu\text{m}$ (*AISI 304H*). Se mostró de una forma clara, que en las mismas condiciones de deformación el tamaño de grano recristalizado tiende a ser mayor cuando más puro es la aleación, mientras disminuye el porcentaje de bordes de maclas.

* *Microtexturas*

Las figuras de polos, figura (6.6) de los cuatro aceros muestran una microtextura isotrópica sin claras diferencias entre los aceros de alta pureza y comerciales. El efecto de pureza sobre la textura recristalizada para este tipo de materiales, en valores intermedias de Z , es despreciable.

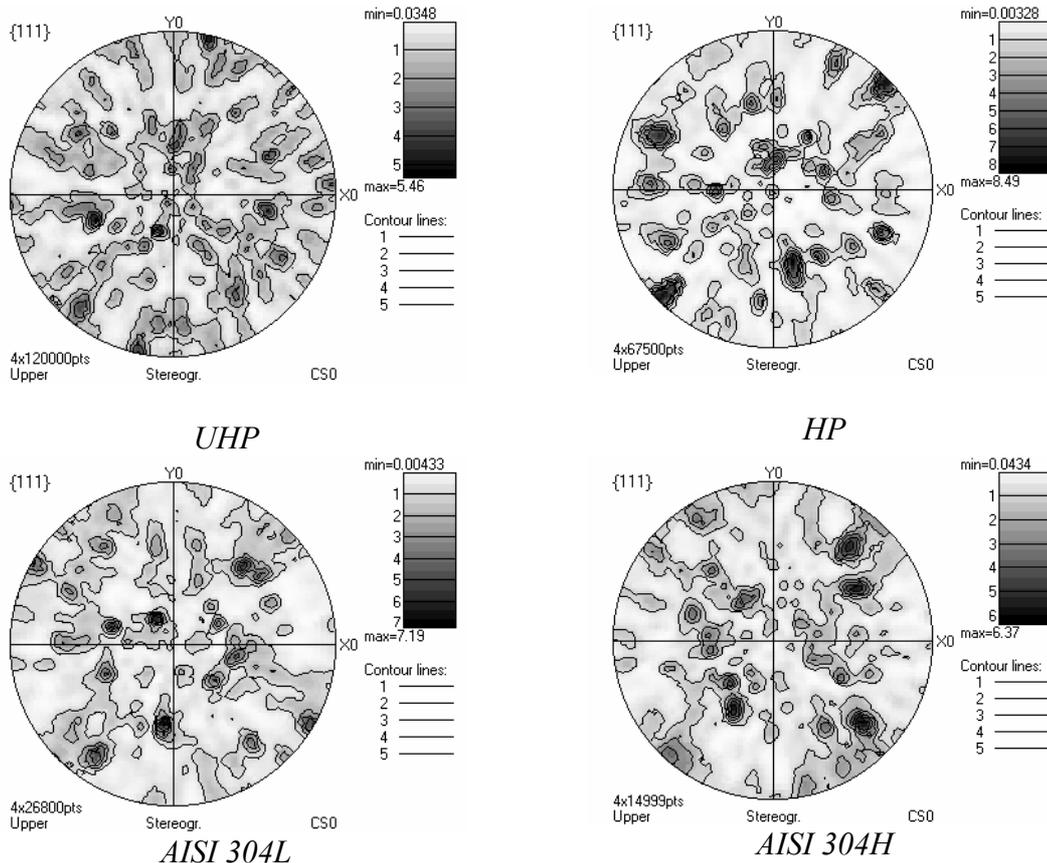


Figura 6.6: Microtexturas del estado estable para los cuatro acero, deformados a 1050°C con una velocidad de deformación constante de $0,001\text{ s}^{-1}$.

6.1.1.3 Bajos valores de Z ($Z=4,55 \cdot 10^7\text{ s}^{-1}$, $T=1100^{\circ}\text{C}$ y $\dot{\epsilon}=0.001\text{ s}^{-1}$)

* *Cartografía de EBSD*

Cuando baja aún más el valor de Z las desorientaciones debajo de 15° tienden a desaparecer para el acero de alta pureza *HP* y el *AISI 304L*, mientras para el acero más aleado el *AISI 304H*, se mantiene la presencia de subestructuras en altas temperatura, figura (6.8), lo cual puede deberse a su alto porcentaje de carbono el cual actúa como obstáculo al movimiento de las dislocaciones favoreciendo la formación de subestructuras. Sin embargo, los porcentajes de bordes de maclas se comportan de una forma contraria a las subestructuras. Los análisis mediante el *EBSD* dan los siguientes porcentajes de bordes de maclas: 36.8% (*HP*), 38.4% (*AISI 304L*) y 24.6% (*AISI 304H*) las cuales son iguales a las obtenidas en las condiciones anteriores para el acero *HP* y aumentan en los aceros comerciales. Por otro lado, al aumentar la temperatura aumenta el tamaño de grano recristalizado: $21.2\ \mu\text{m}$ (*HP*), $14.5\ \mu\text{m}$ (*AISI 304L*) y $15.6\ \mu\text{m}$ (*AISI 304H*), igual al

comportamiento observado para valores intermedios de Z . Asimismo con el aumento del tamaño de grano recrystalizado aumenta el porcentaje de bordes de maclas y disminuye la presencia de subestructuras. Los materiales puros son menos sensibles al aumento de temperatura en lo que se refiere al cambio en el porcentaje de bordes de maclas.

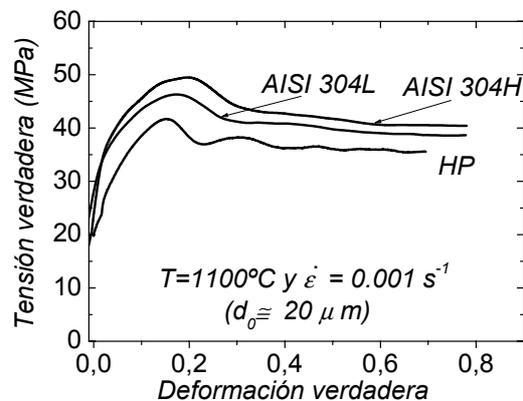
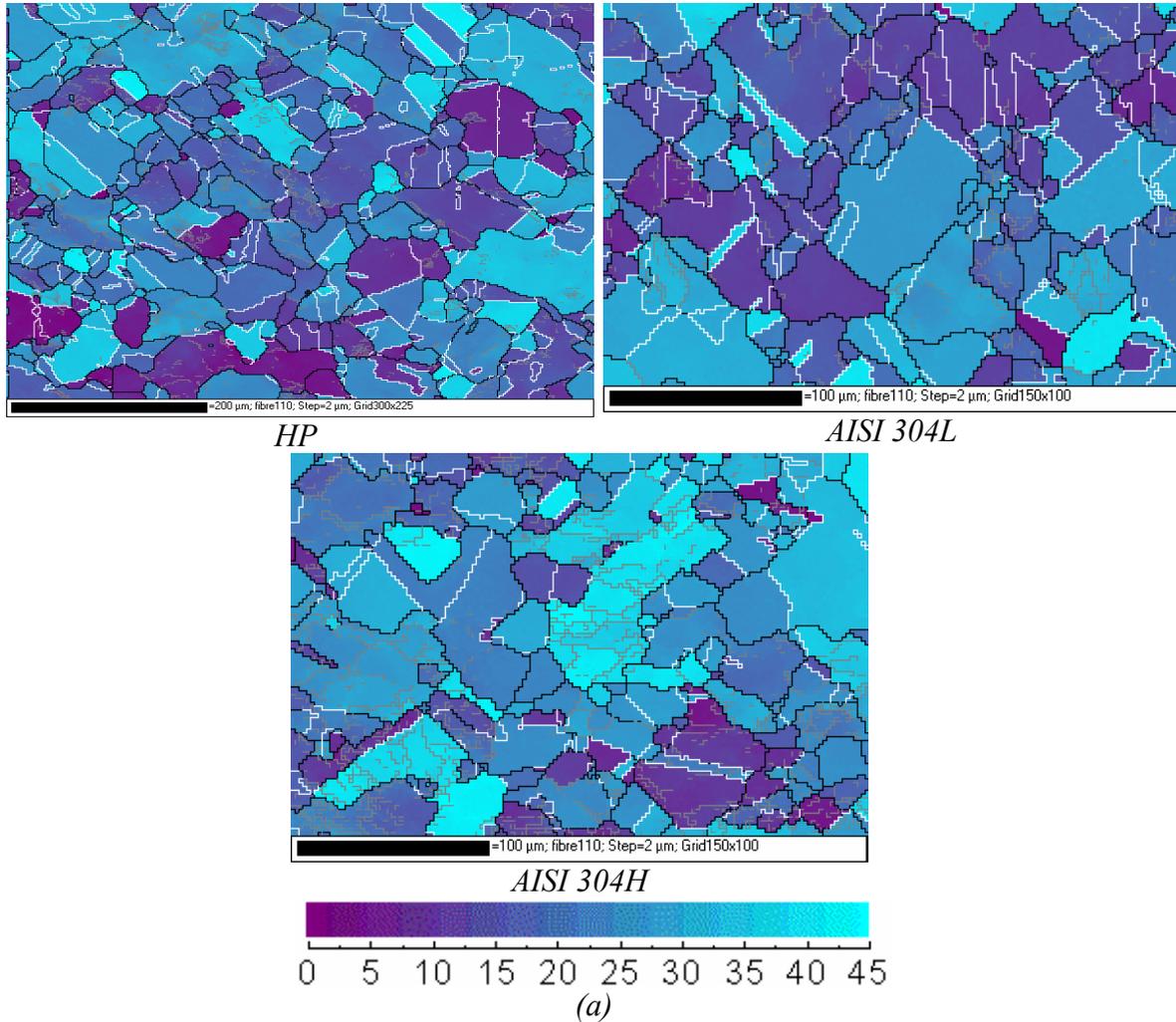


Figura 6.7: (a) Microestructuras del estado estable para los cuatro aceros, deformados a 1100°C con una velocidad de deformación constante de $0,001\text{ s}^{-1}$ (b) curvas de fluencia correspondientes.

* Histogramas de desorientación

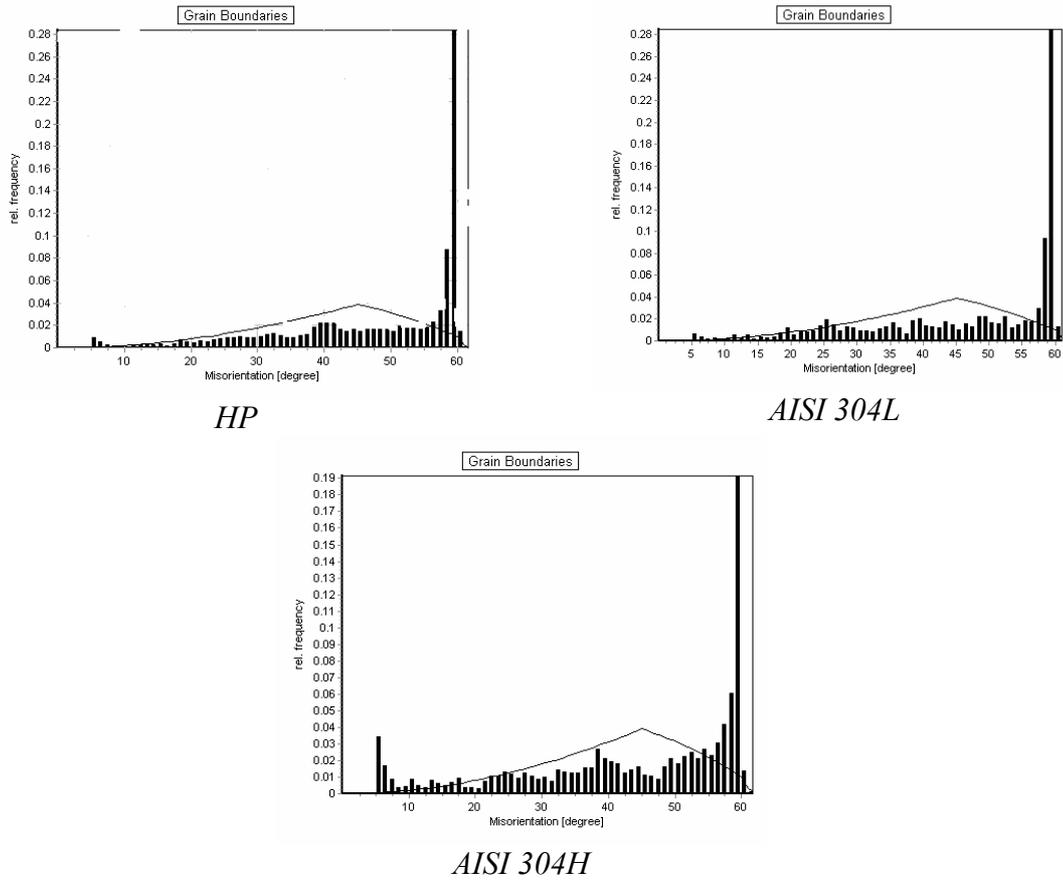


Figura 6.8: Histogramas de desorientación del estado estable para los cuatro aceros deformados a 1100°C y $\dot{\epsilon} = 0,001 \text{ s}^{-1}$.

Según los histogramas de desorientación de la figura (6.8) las subestructuras desaparecen en los aceros de alta pureza *HP* y *AISI 304L*, y se presentan de forma limitada en el acero de grado comercial *AISI 304H*. Sin embargo, los porcentajes de bordes de maclas aumentan a valores de 38 % en el acero de alta pureza *HP* y *AISI 304L* y se estabiliza a 24 % para el acero comercial *AISI 304H*. En el caso de alta temperatura disminuye la presencia de subestructuras en todos los aceros lo que caracteriza la recrystalización dinámica de pico múltiple como se estudiara con más detalle más adelante.

* Microtexturas

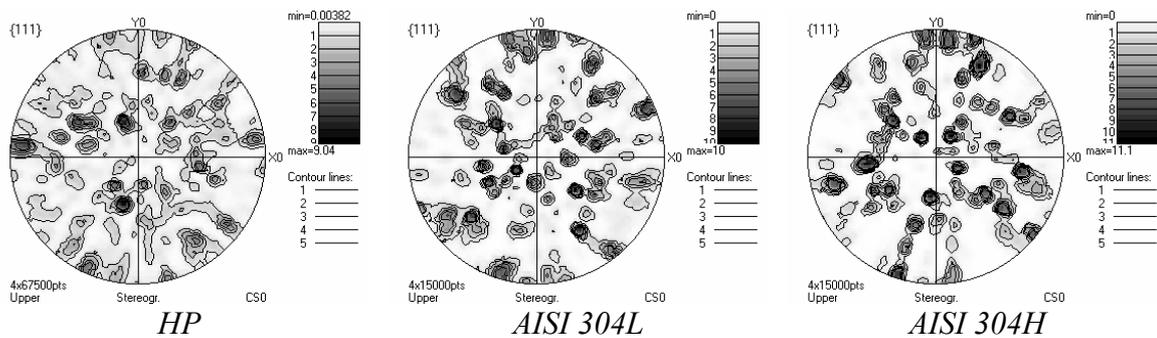
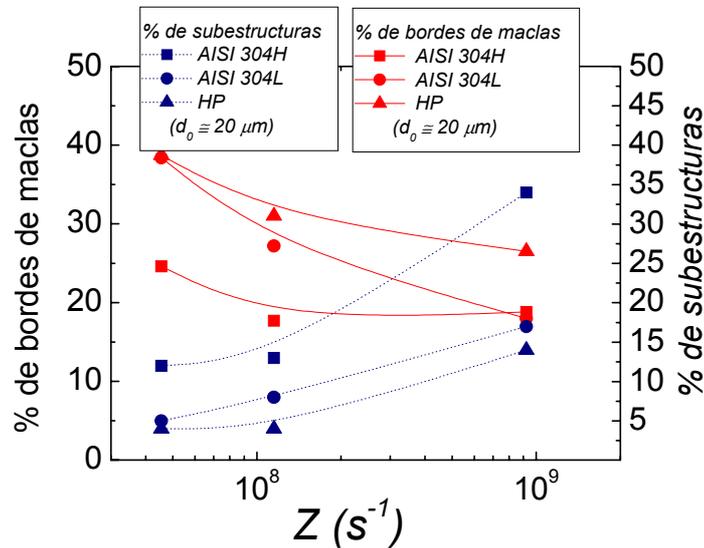
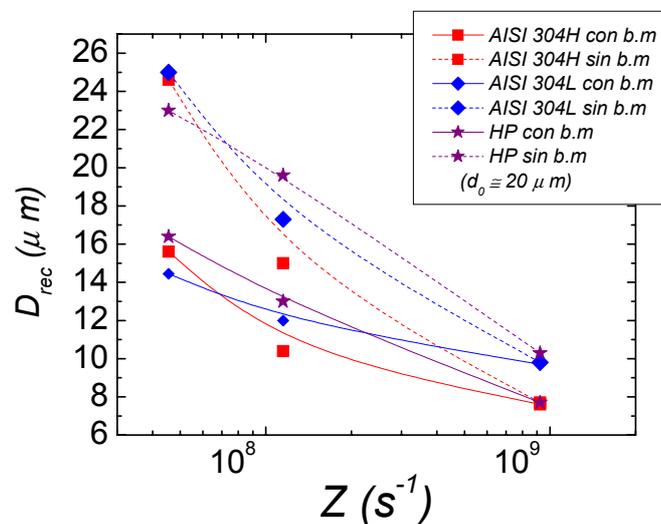


Figura 6.9: Microtexturas del estado estable para los tres aceros, deformados a 1100°C con una velocidad de deformación constante de 0,001 s⁻¹.

En altos valores de Z las figuras de polos, figura (6.9), muestran isotropía y la textura de deformación es todavía casi nula para los tres aceros. No obstante el aumento de tamaño de grano en estas condiciones pone en duda la fiabilidad de la microtextura obtenida. El grado de pureza tiene un efecto despreciable sobre la microtextura para los aceros tanto comerciales como de alta pureza.



(a)



(b)

Figura 6.10: (a) Evolución de las subestructuras y los porcentajes de bordes de maclas para los tres aceros en diferentes valores de Z (b) evolución del tamaño de grano recrystallizado para los mismos aceros en tres valores de Z .

La figura (6.10 (a)) resume la evolución de los porcentajes de bordes de maclas y el porcentaje de subestructura definida a partir de los histogramas de desorientación para los tres aceros HP, AISI 304L y AISI 304H, a diferentes valores de Z . Se constata que en general cuando aumenta el valor de Z tiende a aumentar el porcentaje de las subestructuras y disminuye el porcentaje de bordes de maclas. La presencia de subestructuras refleja una

red distorsionada. Dentro del grano existen zonas con diferencias de desorientaciones locales que hace perder a los bordes de maclas su coherencia y se convierten en bordes de granos ordinarios y en consecuencia disminuye su porcentaje. El acero puro *HP* muestra una baja presencia de subestructuras y al mismo tiempo un alto porcentaje de maclas en todos los valores de *Z*. El acero comercial más aleado el *AISI 304H*, tiene un bajo porcentaje de bordes de maclas y una fuerte presencia de subestructuras como consecuencia de su alto porcentaje de carbono. El acero comercial de menos carbono, *AISI 304L*, tiene un porcentaje de subestructura intermedio y un valor de porcentaje de maclas muy cercano al de *HP* en bajos valores de *Z* e idéntico al acero comercial *AISI 304H* en altos valores de *Z*. Por eso el efecto del carbono se nota más en altos valores de *Z*, en donde los mecanismos de difusión son menos importantes. En la figura (6.10 (b)) se presenta la evolución de los tamaños de grano recristalizado calculados incluyendo los bordes de maclas y sin incluirlos. En primer lugar se constata que el tamaño de grano recristalizado calculado de las dos formas es casi igual a altos valores de *Z* debido a la baja presencia de bordes de maclas en estas condiciones. En segundo lugar el acero *HP* muestra un tamaño de grano recristalizado ligeramente superior a los obtenidos en los aceros comerciales. Se puede concluir que el efecto de pureza sobre el tamaño de grano es despreciable para esta categoría de materiales.

6.1.2 Efecto de las condiciones de deformación sobre los cuatro aceros

6.1.2.1 Aceros comerciales *AISI 304H* y *AISI 304L*

Las microestructuras de los aceros *AISI 304H* y *AISI 304L* obtenidas mediante los recocidos que figuran en la tabla 5.V se presentan en las figuras (6.11(a) y (b)) respectivamente. El tamaño de grano inicial obtenido es igual a 21 μm para *AISI 304H* y 18 μm para *AISI 304L* y un porcentaje de maclas de 58 % para el acero más aleado y el de 40% para acero menos aleado. Los porcentajes de desorientaciones debajo de 15° son casi idénticos y los diagramas de desorientación de las figuras (6.12 (a) y (b)) no muestran diferencias entre los dos aceros. Lo mismo puede decirse para las microtexturas de partida mostradas en las figuras (6.13 (a) y (b)). La comparación de los dos aceros refleja más que nada el efecto de la composición química y precisamente el efecto del carbono.

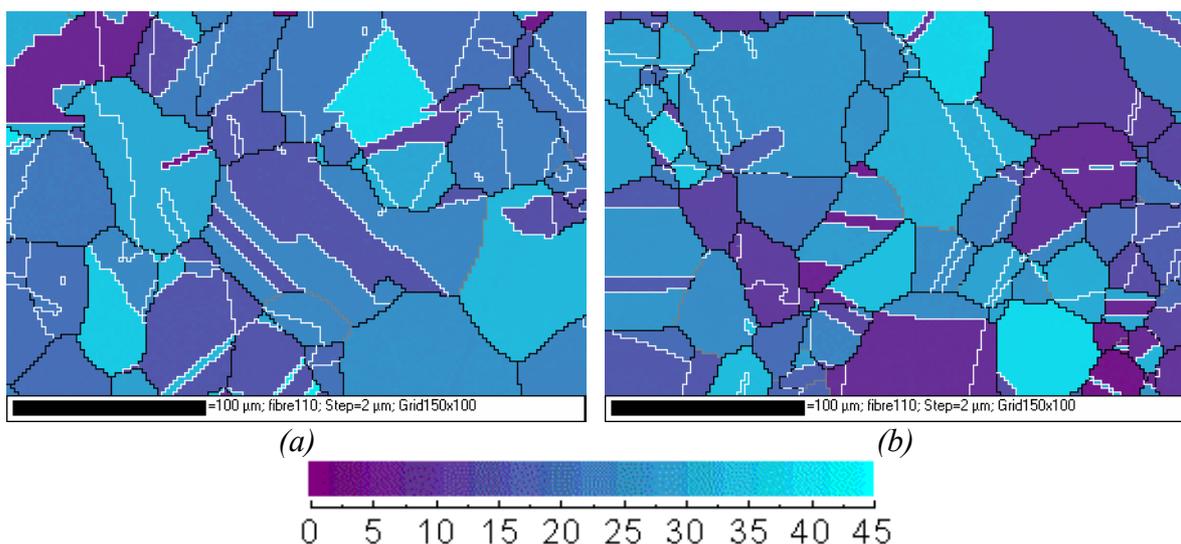


Figura 6.11: Microestructuras de partida para el acero *AISI 304H* (a) y el acero *AISI 304L* (b).

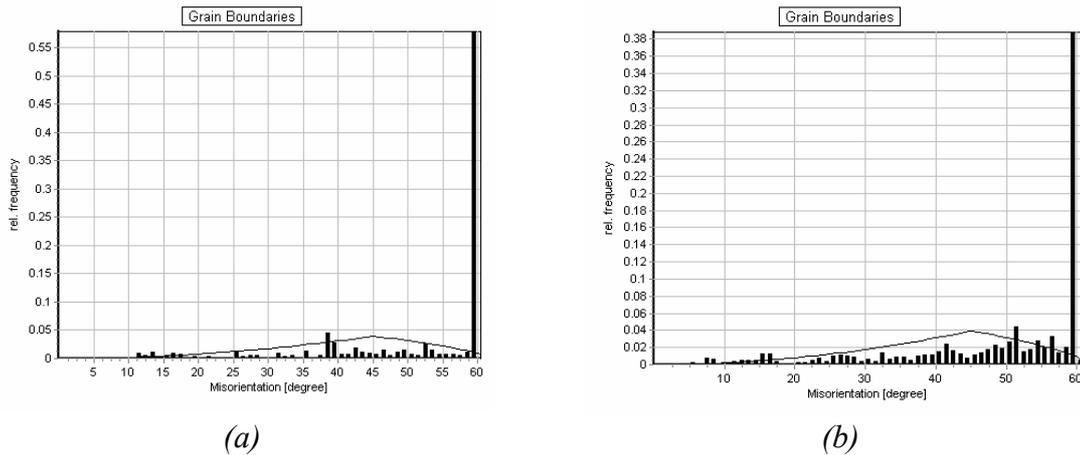


Figura 6.12: Histogramas de desorientación que corresponden al estado de partida para el acero AISI 304H (a) y el acero AISI 304L (b).

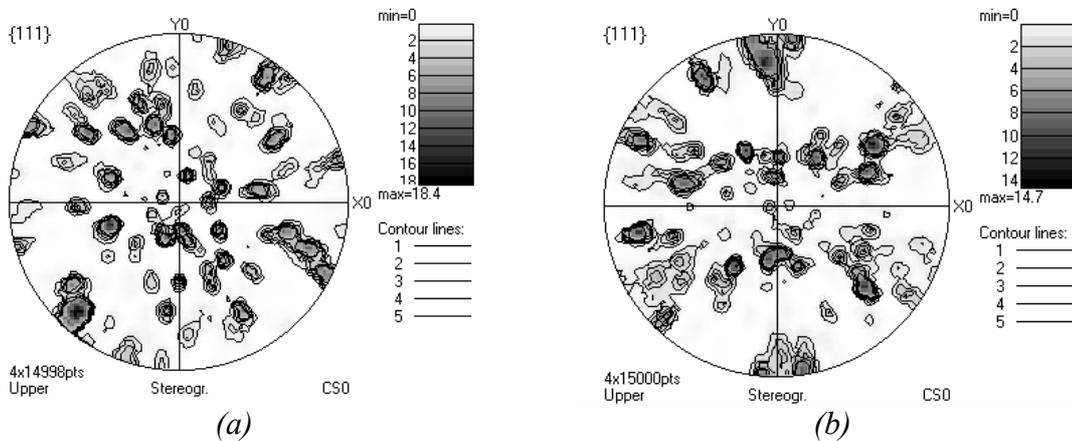
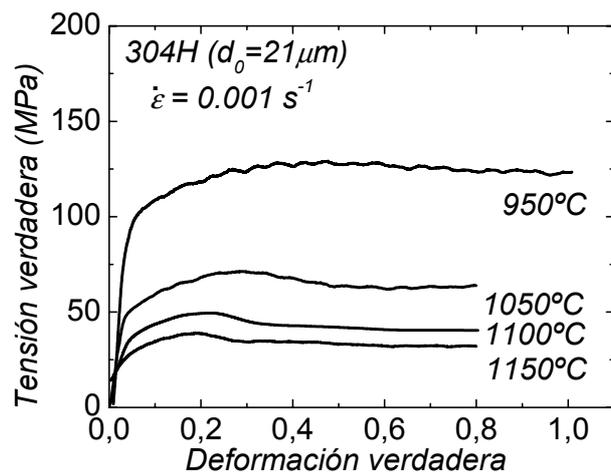
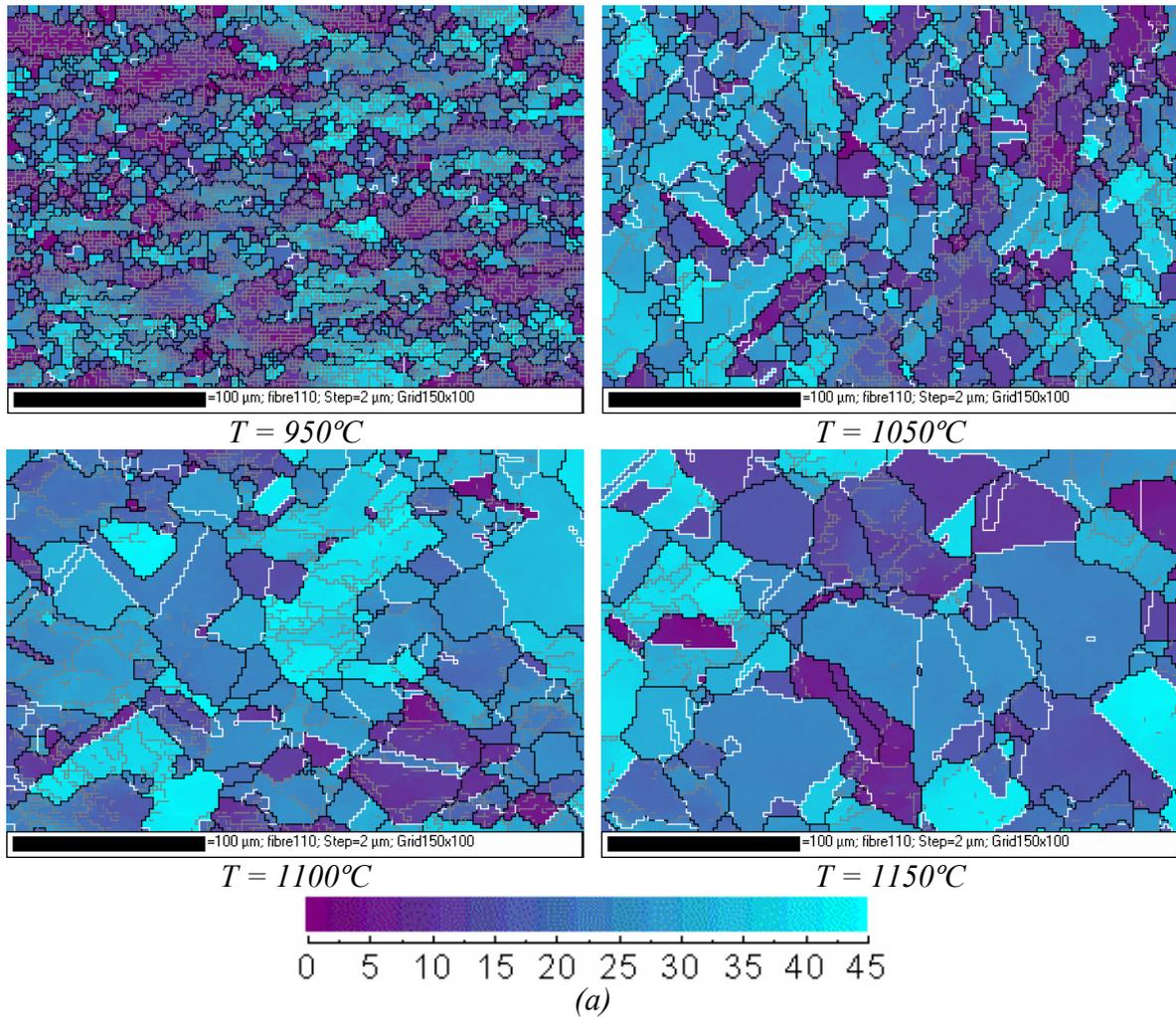


Figura 6.13: Figuras de polo que corresponden al estado de partida para el acero AISI 304H (a) y el acero AISI 304L (b).

1) – El acero comercial AISI 304H

Se estudia en este apartado el comportamiento de los aceros comerciales AISI 304H y AISI 304L a una velocidad de deformación constante de 0.001 s^{-1} y diferentes temperaturas. En la figura (6.14) se ve claramente el aumento del tamaño de grano recrystalizado para el acero de alto carbono cuando aumenta la temperatura variando de $7.6 \mu\text{m}$ a 950°C a $30 \mu\text{m}$ a 1150°C . A baja temperatura se ve la formación de nuevos granos alrededor de granos alargados en una dirección perpendicular a la dirección de compresión en forma de collar. Dichos nuevos granos recrystalizados están libres de dislocaciones y en la mayoría aparecen maclas. Aumentando la temperatura los nuevos granos crecen ocupando más área deformada pero los nuevos granos sufren un grado de deformación más alto que en bajas temperaturas. Los diagramas de desorientación de la figura (6.15) muestran una fuerte subestructura a baja temperatura, la cual va disminuyendo al aumentar la temperatura. Se observa una disminución del porcentaje de bordes de maclas de 40.5% hasta 18% cuando baja la temperatura de 1150°C a 950°C . En lo que se refiere a la microtextura determinada mediante las figuras de polo (figura 6.16) se constata una clara atenuación de la textura de deformación aumentando las temperaturas y las figuras de polo cambian de aspecto de una corona para 950°C indicación de presencia de textura de deformación, hacia una dispersión isotropa en 1150°C .

* Cartografía de EBSD



(b)

Figura 6.14: (a) Microestructuras del estado estable para el acero AISI 304H ($d_0 = 21 \mu\text{m}$) deformado a velocidad de deformación constante de $0,001 \text{ s}^{-1}$ y diferentes temperaturas y (b) curvas de fluencia correspondientes.

* Diagramas de desorientación

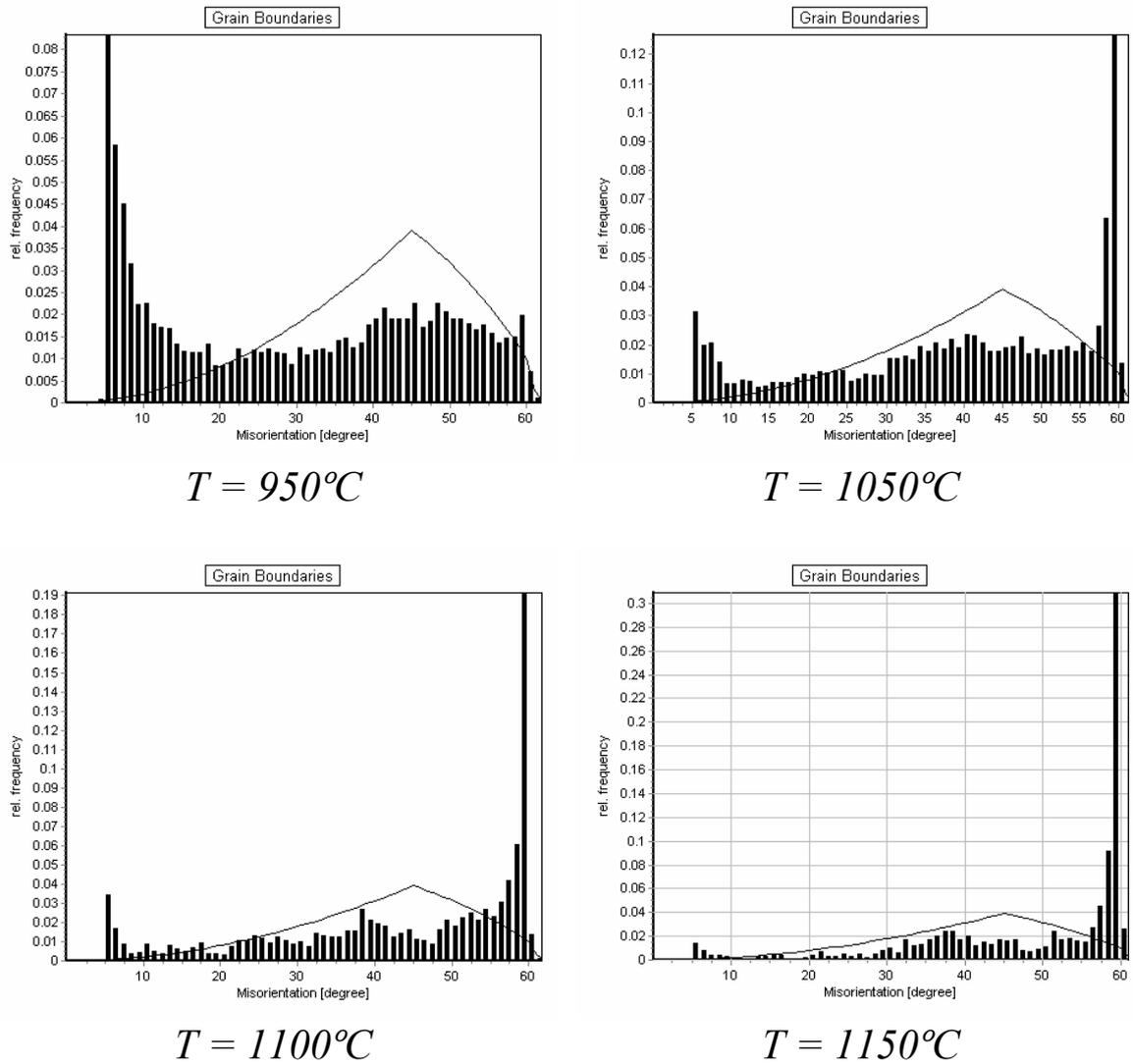


Figura 6.15: Histogramas de desorientación para el acero AISI 304H ($d_0 = 21\mu\text{m}$) deformado a velocidad de deformación constante de $0,001\text{ s}^{-1}$ y diferentes temperaturas.

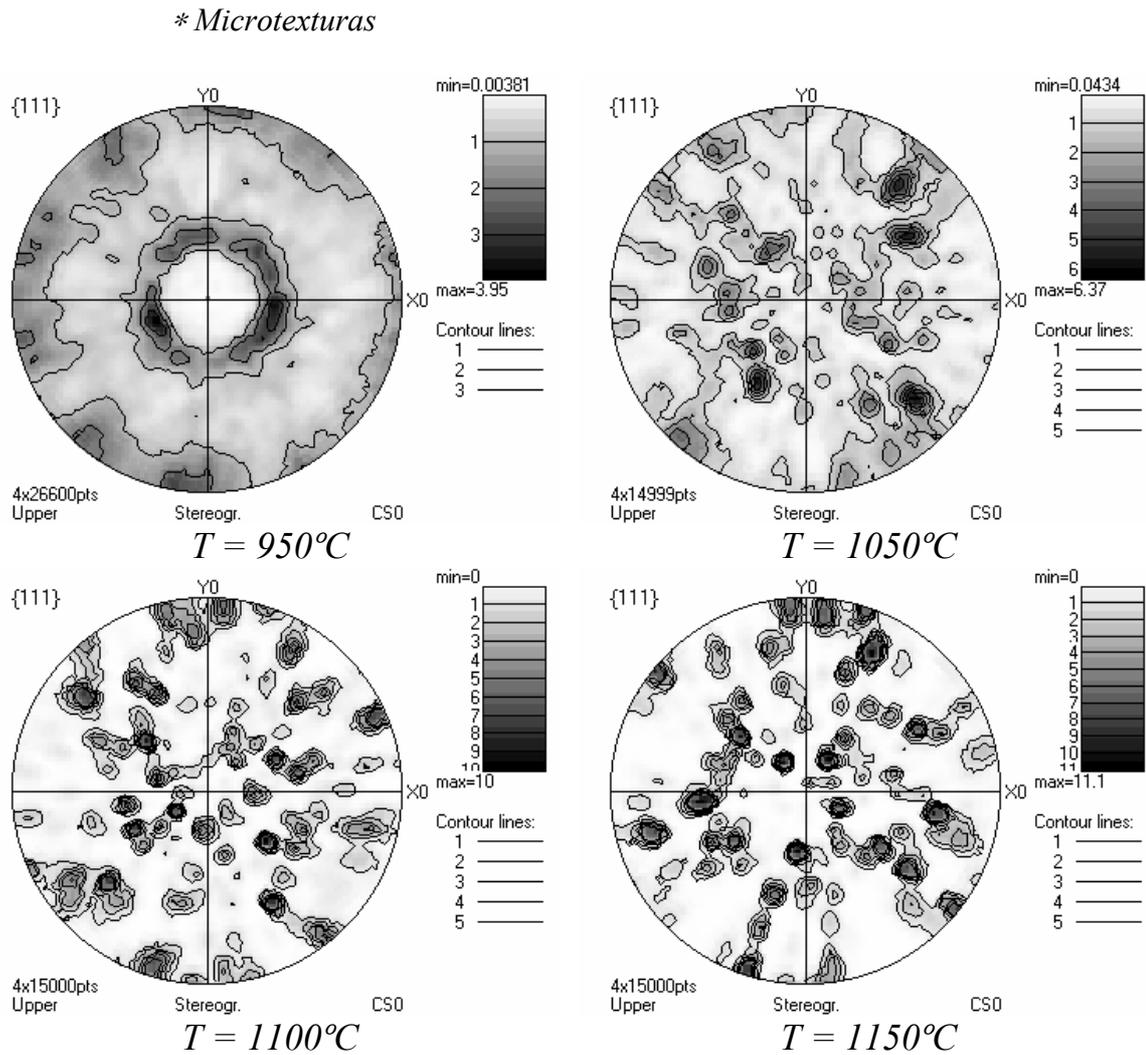


Figura 6.16: Evolución de la microtextura del estado estable para el acero AISI 304H ($d_0=21\mu\text{m}$) deformado a velocidad de deformación constante de $0,001\text{ s}^{-1}$ y diferentes temperaturas.

2) – El acero comercial AISI 304L

Para el acero comercial AISI 304L se estudia su comportamiento a la misma velocidad de deformación que el AISI 304H y a diferentes temperaturas. En general dicho acero tiene un comportamiento bastante similar al de alto carbono, consistente en un aumento del tamaño de grano recristalizado a bajas temperaturas desde $7.3\mu\text{m}$ hasta $36\mu\text{m}$ a 1150°C . A baja temperatura, 850°C , los granos son alargados en la dirección perpendicular a la dirección de compresión y muy pocos nuevos granos aparecen en los bordes de los granos iniciales. Se puede notar la ausencia de maclas que han sido transformadas a bordes de granos ordinarios bajo la fuerte distorsión de la matriz. Esto indica que la recristalización dinámica está en su etapa inicial si comparamos esta microestructura con la obtenida en 950°C . Los diagramas de desorientación, figura (6.18), así como las figuras de polo de la figura (6.19) confirman que la textura de deformación es más fuerte en la presencia de fuertes subestructuras y que evoluciona hacia una microtextura más isotrópica al disminuir la proporción de subestructura en el material deformado. Las maclas aparecen en los nuevos granos recristalizados, pero con una porción notablemente inferior comparándola con altas

temperaturas donde se alcanzan 40% de la totalidad en longitud de los bordes existentes en la microestructura analizada mediante el EBSD.

** Cartografía de EBSD*

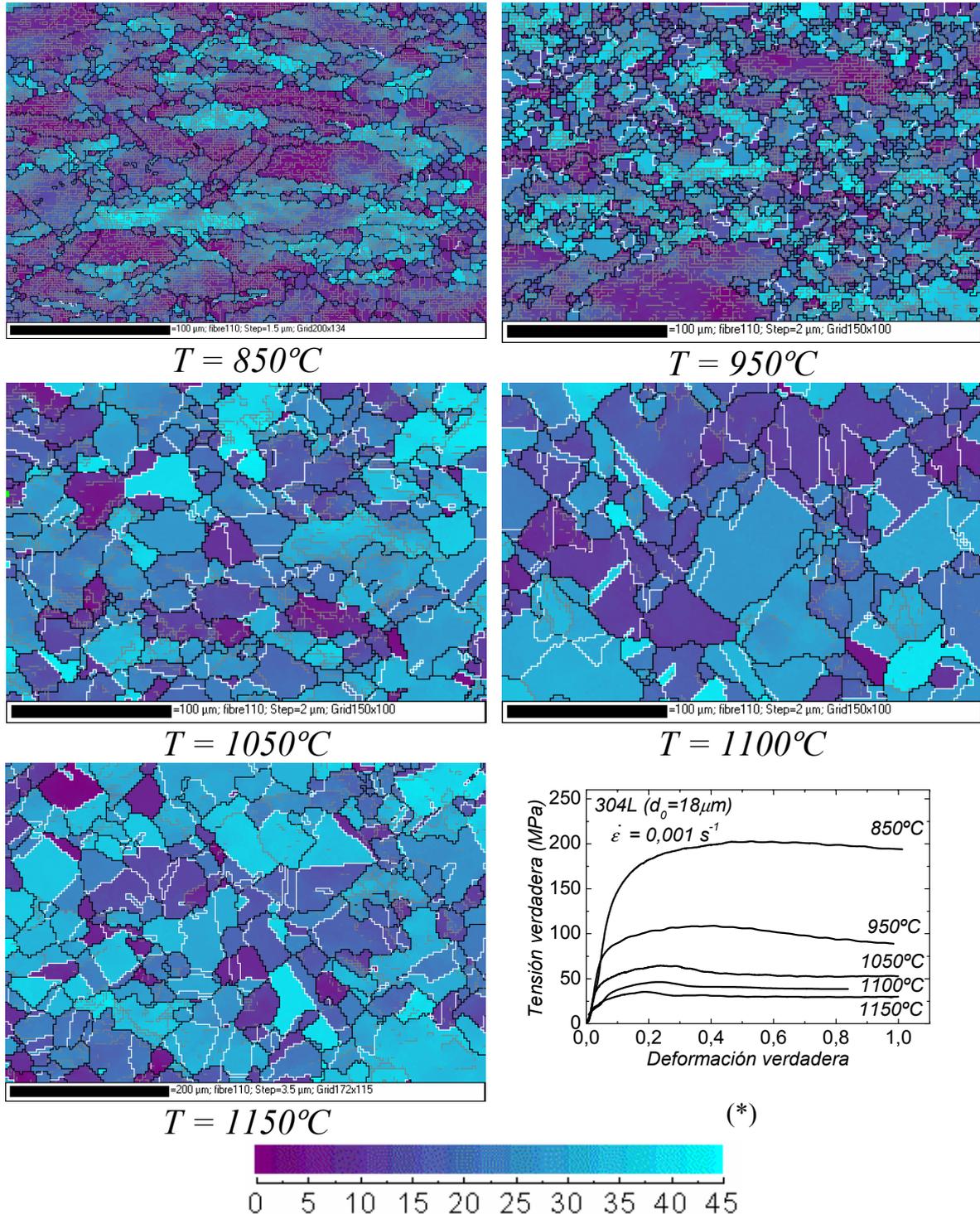


Figura 6.17: Evolución de la microestructura para el acero AISI 304L ($d_0 = 18\mu\text{m}$) deformado a velocidad de deformación constante de $0,001 \text{ s}^{-1}$ y diferentes temperaturas con (*) curvas de fluencia correspondientes.

* Diagramas de desorientación

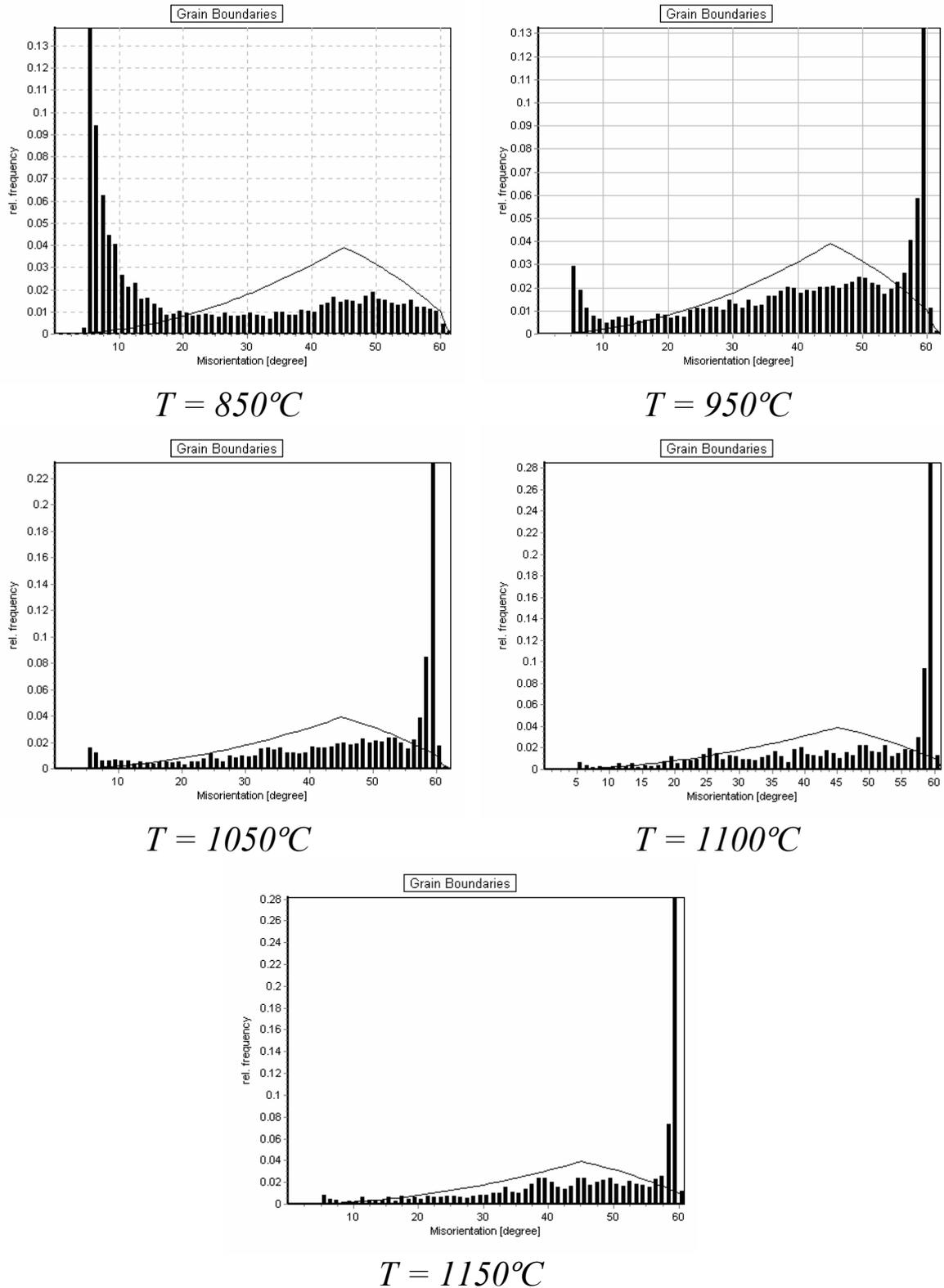


Figura 6.18: Histogramas de desorientación para el acero AISI 304L ($d_0 = 18\mu\text{m}$) deformado a velocidad de deformación constante de $0,001\text{ s}^{-1}$ y diferentes temperaturas.

* Microtexturas

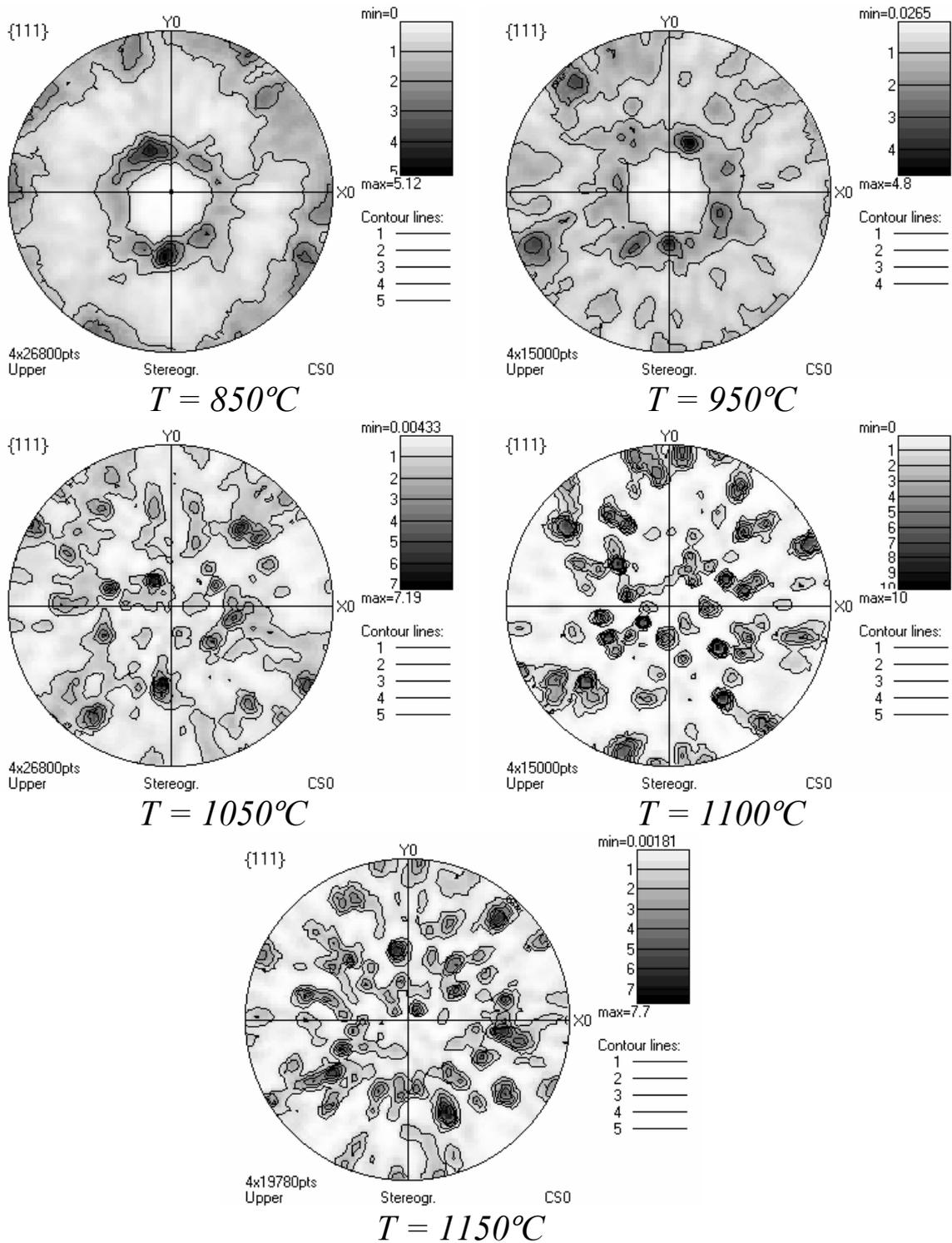
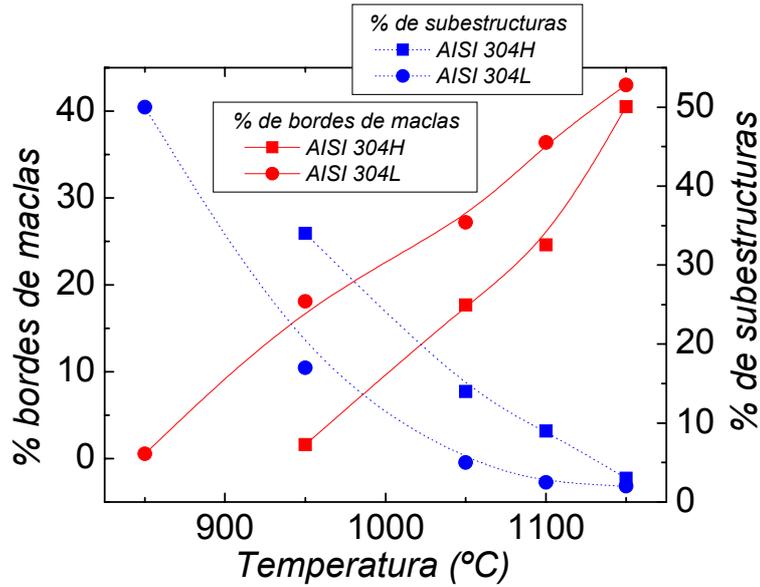
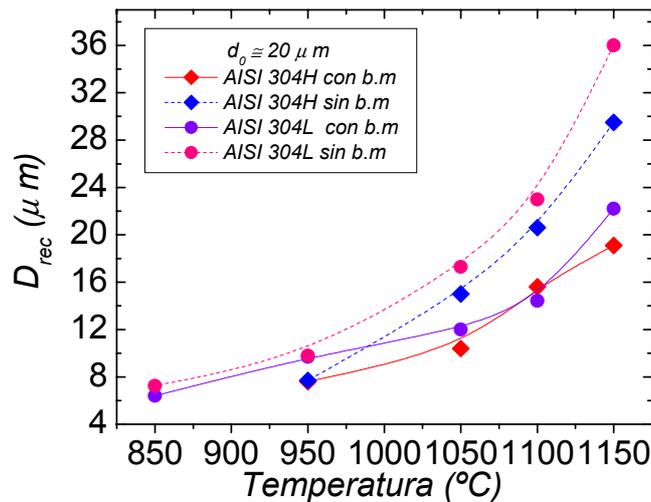


Figura 6.19: Evolución de la microtextura del estado estable para el acero AISI 304L ($d_0=18\mu\text{m}$) deformado a velocidad de deformación constante de $0,001\text{ s}^{-1}$ y diferentes temperaturas.



(a)



(b)

Figura 6.20: (a) Evolución de las subestructuras y los porcentajes de bordes de maclas para los dos aceros comerciales AISI 304H y 304L en diferentes valores de temperatura y a velocidad de deformación constante 0.001 s^{-1} (b) evolución del tamaño de grano recrystallizado para los mismos aceros y en las mismas condiciones.

La figura (6.20 (a)) resume la evolución del porcentaje de bordes de maclas y de subestructuras obtenidas de las cartografías del EBSD para los aceros AISI 304L y AISI 304H en función de la temperatura a una velocidad de deformación constante de 0.001 s^{-1} . Aumentando la temperatura aumenta el porcentaje de bordes de maclas en ambos aceros y al mismo tiempo baja el porcentaje de subestructuras. El crecimiento de grano debido a la recrystalización dinámica de pico múltiple a altas temperaturas se acompaña de un aumento en el porcentaje de bordes de maclas. Dicho crecimiento de grano es debido a la escasez en

los sitios disponibles para la nucleación como se ha comentado el capítulo V. El grano crece en diferentes orientaciones y para cuando su orientación coincide con la orientación de un borde de macla. De hecho como la recrystalización de pico múltiple está controlada por el proceso de crecimiento, el porcentaje de maclas es más alto que en la recrystalización de pico simple.

A bajas temperaturas, la fuerte presencia de la subestructura, que muestran los dos aceros, es consecuencia de la fuerte distorsión de la red cristalina lo que convierte una parte de los bordes de maclas del estado inicial en bordes de granos ordinarios. Además, los nuevos granos formados, debido a la alta densidad de sitios disponibles para la nucleación no crecen lo suficiente como para que se formen varios bordes de maclas como en el caso de la recrystalización de pico múltiple.

Los dos aceros comerciales *AISI 304H* y *AISI 304L* tienden a tener el mismo comportamiento a altas temperaturas (1150°C), mientras en bajas temperaturas el acero menos aleado presenta mayor porcentaje de bordes de maclas y menor porcentaje de subestructuras. Como el aumento en porcentaje de carbono incrementa la difusión del hierro este elemento tiene mayor efecto a bajas temperaturas y va disminuyendo cuando aumenta la temperatura, en donde los mecanismos de difusión son menos importantes. Finalmente, respecto al tamaño de grano recrystalizado calculado incluyendo los bordes de maclas, el acero menos aleado tiene valores ligeramente superiores al acero *AISI 304H*, mientras que en el tamaño de grano calculado sin incluir los bordes de maclas no se observa diferencias entre los dos aceros.

6.1.2.2 Aceros de alta pureza y ultra alta pureza HP y UHP

1) – El acero de alta pureza HP

* Microestructura de partida

Una de las ventajas del acero de alta pureza, material libre de intersticiales, es la posibilidad de obtener tamaños de grano de partida muy grandes con un simple tratamiento térmico. El tamaño de grano conseguido con este material ha sido $92 \mu\text{m}$ (figura (6.21)) y de la bibliografía se puede obtener el comportamiento en caliente de otros tamaños de grano para el mismo acero de alta pureza *HP* deformado en condiciones parecidas al presente, en un trabajo realizado por Gavard [2000], y que permite, más adelante, analizar el efecto del tamaño de grano inicial sobre el comportamiento de dicho material.

El histograma de desorientación de la figura (6.22) muestra una alta presencia de porcentaje de bordes de maclas el cual está directamente relacionado con el proceso de crecimiento de grano. Al mismo tiempo la distribución de desorientación no muestra orientaciones preferenciales y queda bastante lejos de la distribución aleatoria (distribución teórica de Mackenzie) al igual que para otros tamaños de grano iniciales para el mismo acero *HP* ($10 \mu\text{m}$, $24 \mu\text{m}$).

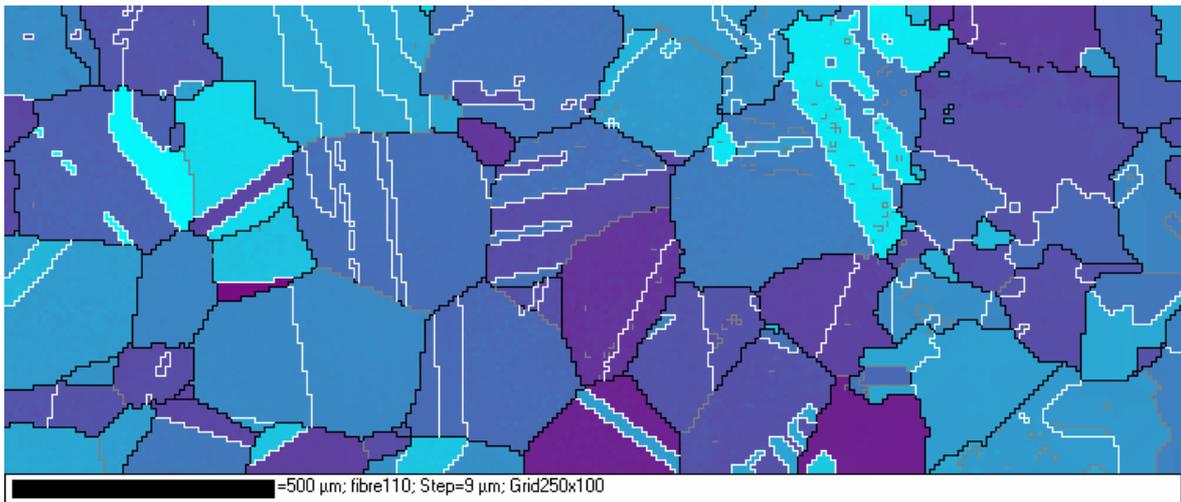


Figura 6.21: *Microestructura de partida del acero de alta pureza HP recocido a 1300°C durante 20 minutos, (el tamaño de grano promedio es de 92 μm).*

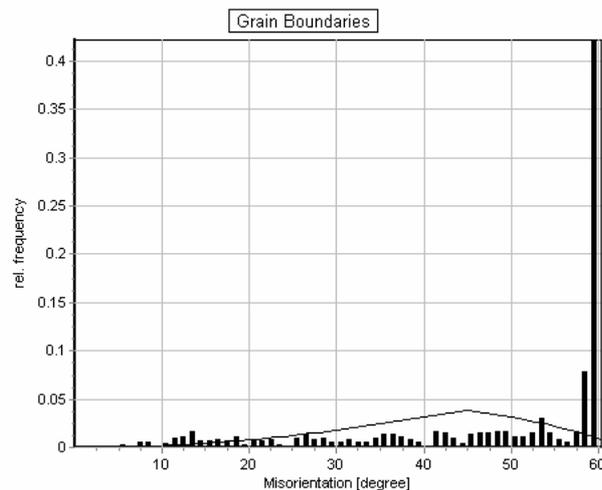
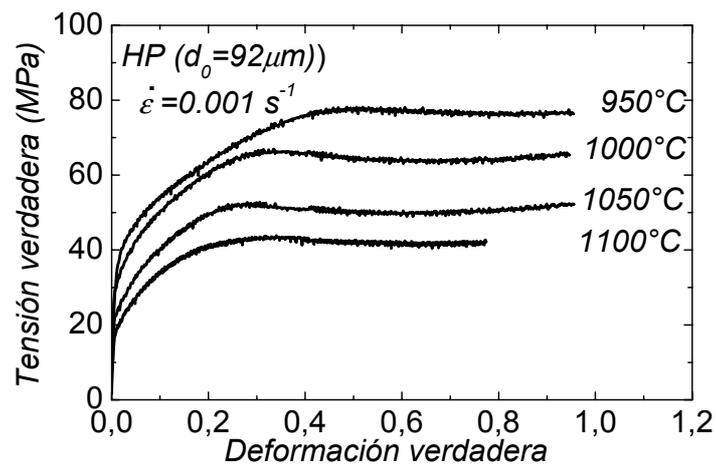
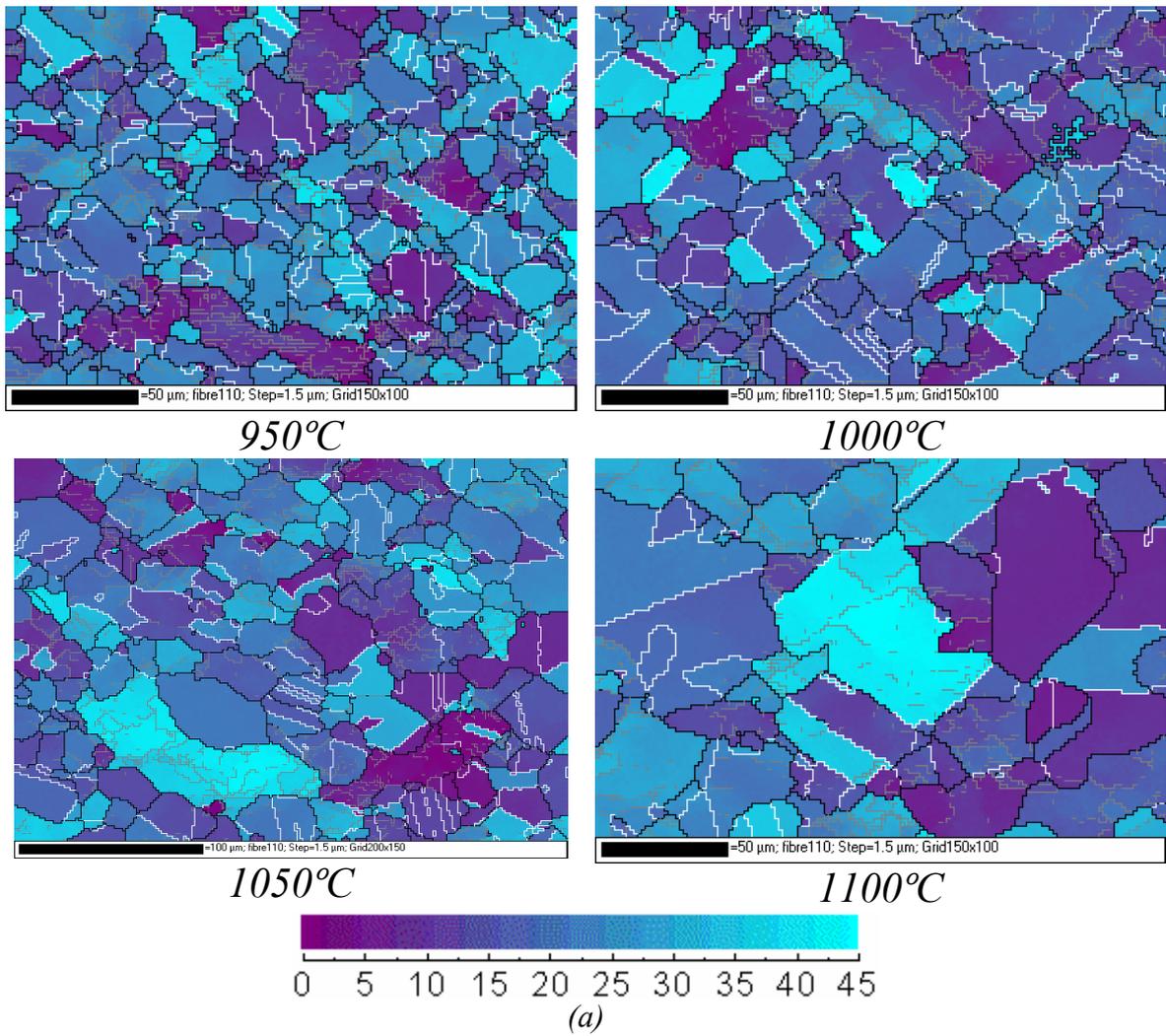


Figura 6.22: *Histograma de desorientación del acero de alta pureza HP recocido a 1300°C durante 20 minutos con un tamaño de grano promedio de 92 μm.*

Después de analizar la microestructura de partida se deformó el material en diferentes condiciones. Primero con una velocidad de deformación constante de 0.001 s^{-1} y diferentes temperaturas y segundo fijando la temperatura a 1050°C y a diferentes velocidades de deformación. En el primer caso se observa una disminución del tamaño de grano recristalizado conforme baja la temperatura, figura (6.23). Además el tamaño de grano resultante de la deformación siempre es inferior al tamaño de grano de partida. Sin embargo el porcentaje de bordes de maclas disminuye muy ligeramente de altas temperaturas a bajos valores de temperatura, (32% a 1100°C , 30.8% a 1050°C , 30% a 1000°C y 24.5% a 950°C). Por lo tanto las subestructuras mantienen una porción bastante similar en todas las temperaturas, figura (6.24). Las figuras de polo (figura (6.25)) muestran la poca influencia del cambio de temperatura sobre las texturas resultantes en estas condiciones de deformación, estando la microtextura de deformación muy atenuada.

* Cartografía de EBSD



(b)

Figura 6.23: (a) Evolución de la microtextura del estado estable en el acero HP ($d_0 = 92 \mu\text{m}$) deformado a velocidad de deformación constante de $0,001 \text{ s}^{-1}$ y diferentes temperaturas (b) curvas de fluencia correspondiente.

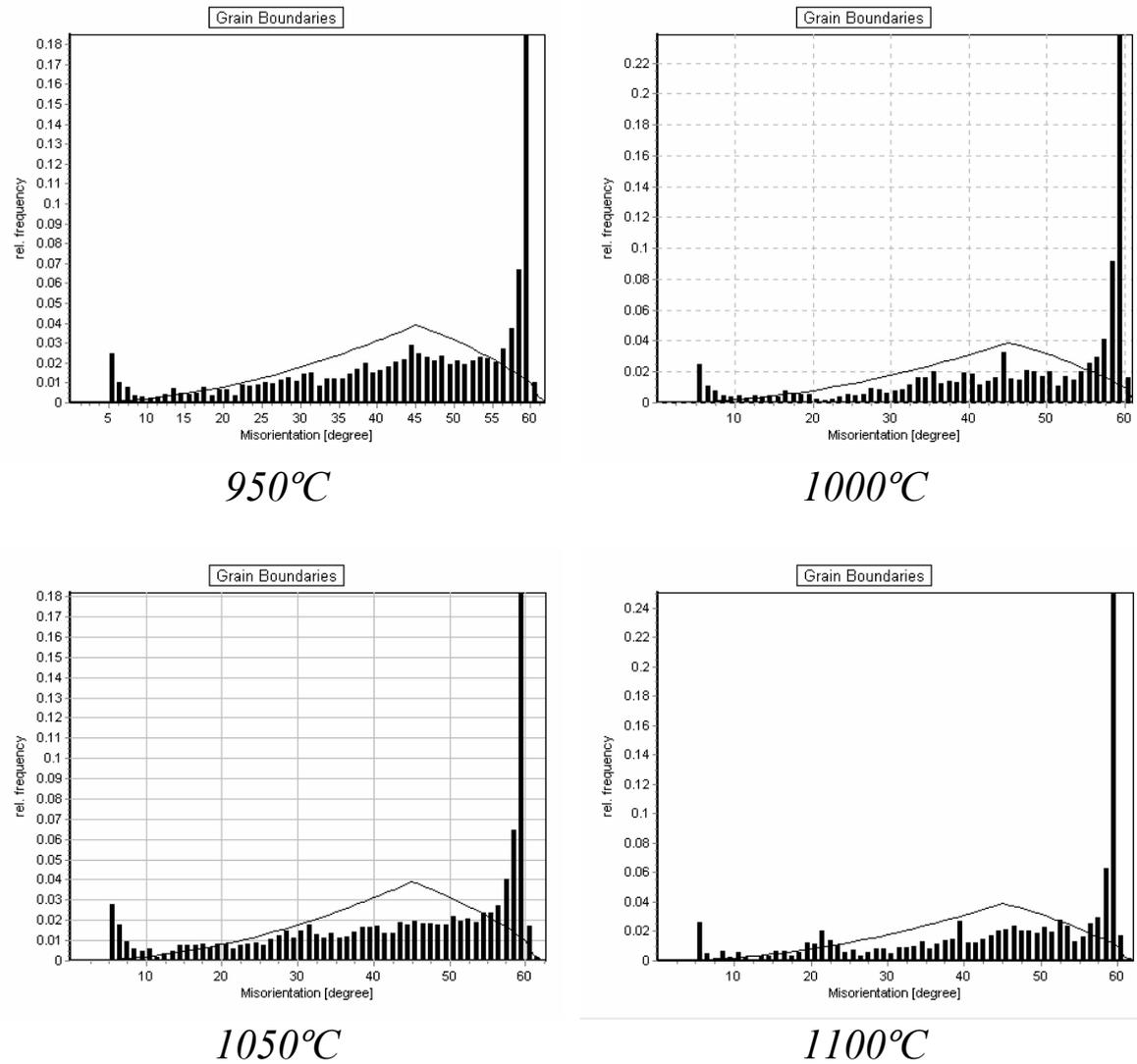
** Diagramas de desorientación*

Figura 6.24: Histogramas de desorientación del acero HP ($d_0=92\mu\text{m}$) deformado a velocidad de deformación constante de $0,001\text{ s}^{-1}$ y diferentes temperaturas.

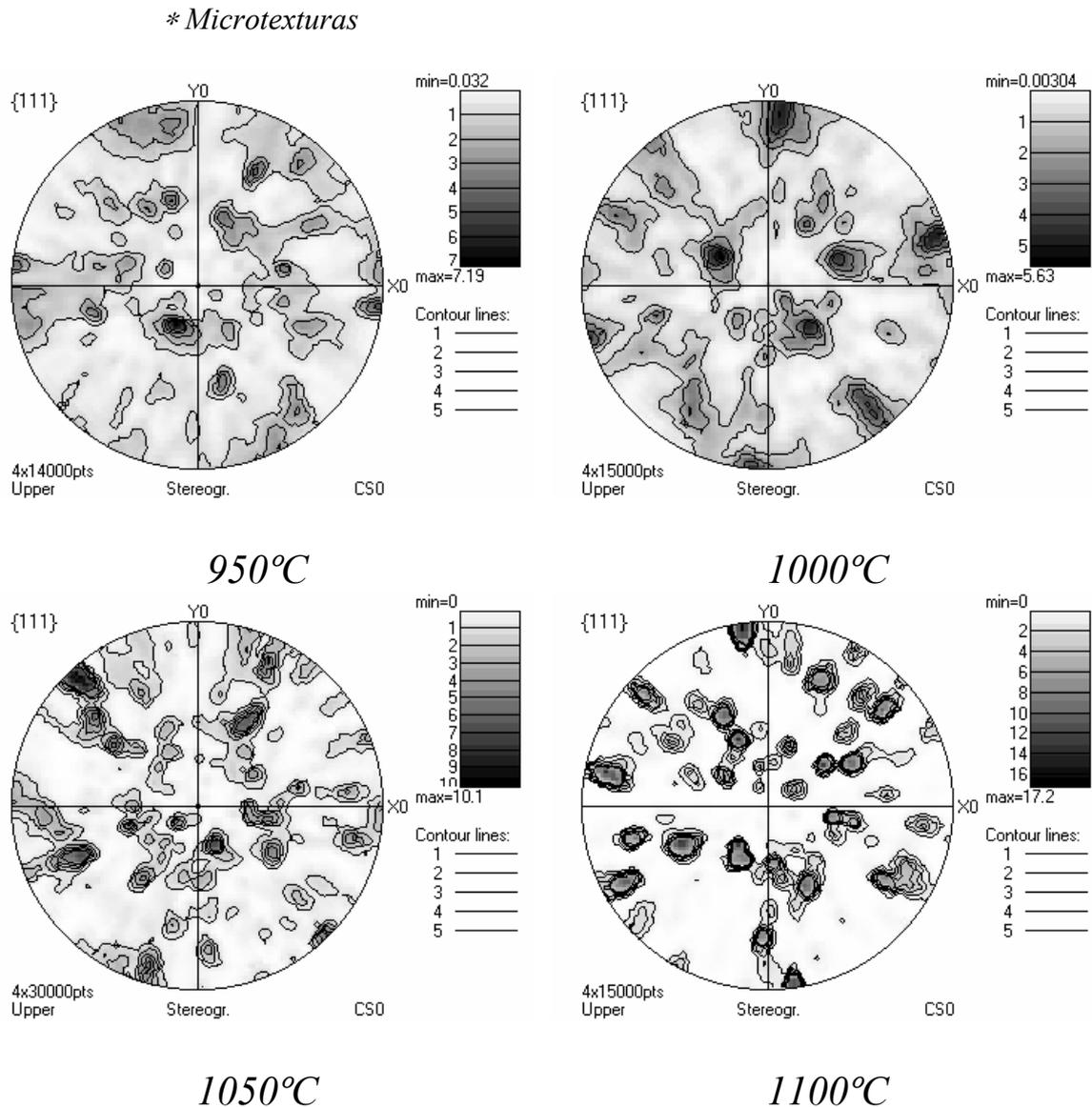
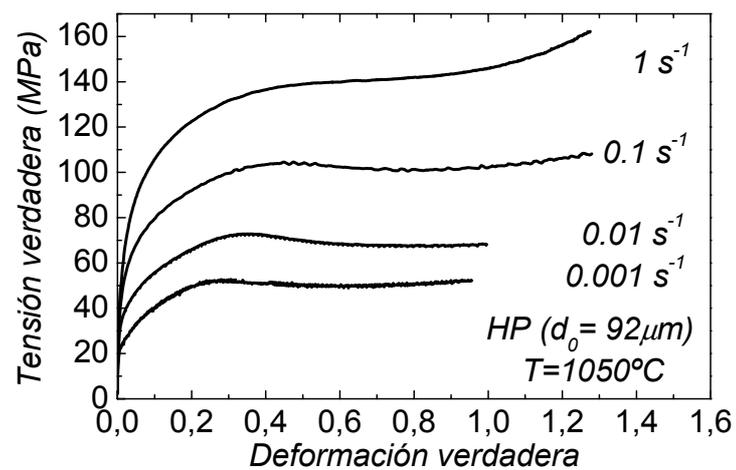
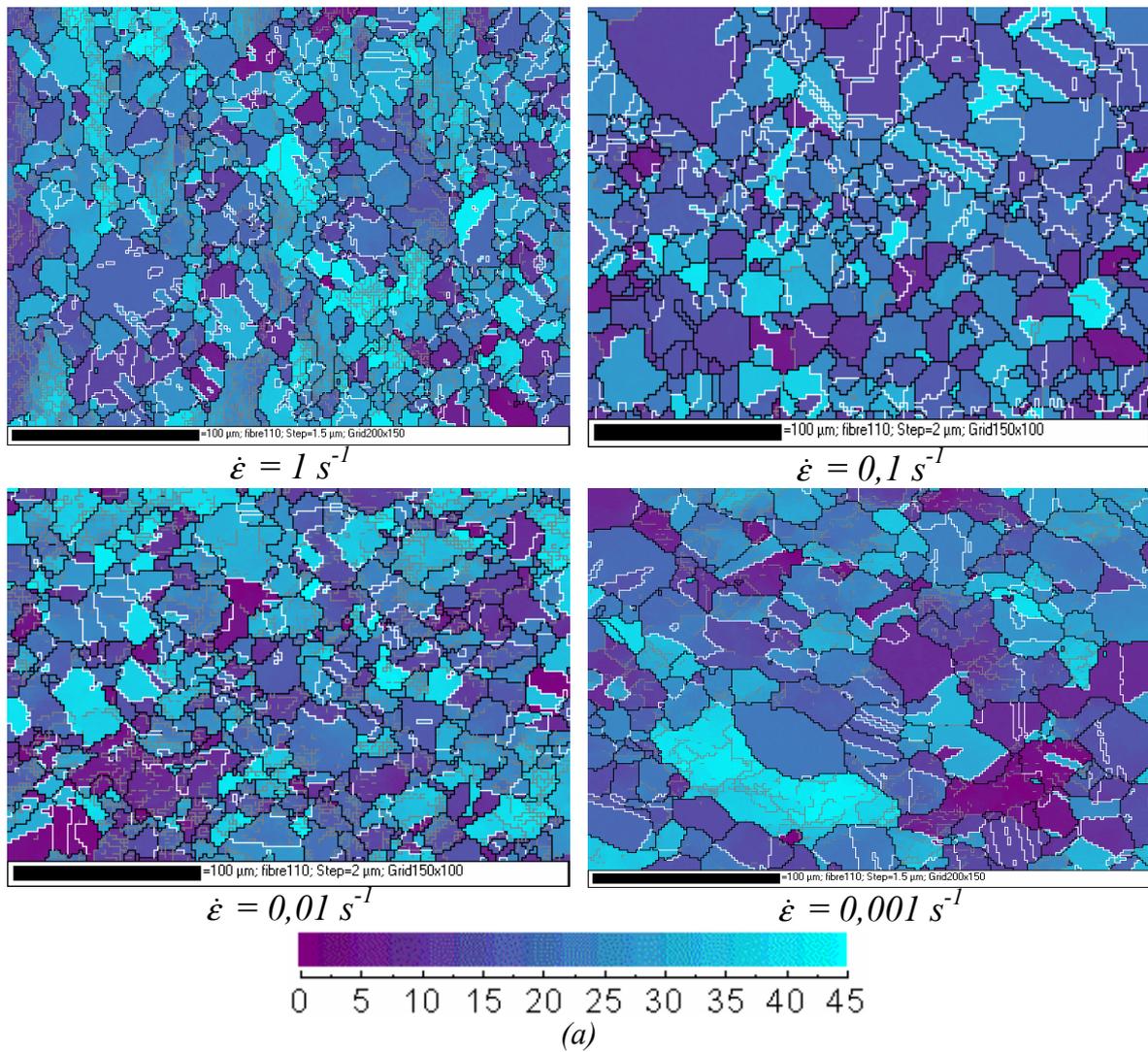


Figura 6.25: Evolución de la microtextura del estado estable para el acero HP ($d_0=92\mu\text{m}$) deformado a velocidad de deformación constante de $0,001\text{ s}^{-1}$ y diferentes temperaturas.

A temperatura constante (1050°C), cuando aumenta la velocidad de deformación disminuye el tamaño de grano recrystalizado, figura (6.26) de $19.6\ \mu\text{m}$ a $0,001\text{ s}^{-1}$ hasta $11\ \mu\text{m}$ a 1 s^{-1} . Comparando los histogramas de desorientación a los diferentes velocidades de deformación la diferencia más notable está en el porcentaje de bordes de maclas que es de 47% en el estado de partida y disminuye a 23.6 a $0,001\text{ s}^{-1}$ y aumenta después a 36.6 % cuando aumenta la velocidad de deformación a $\dot{\epsilon} = 1\text{ s}^{-1}$, figura (6.27). Las figuras de polos del acero HP con tamaño de grano inicial $92\ \mu\text{m}$, figura (6.28), reflejan la poca sensibilidad al cambio de la velocidad de deformación en este grado de temperatura. De una forma general las microtexturas obtenidas para los tamaños de grano para el acero HP no ponen de manifiesto un efecto claro entre el cambio de velocidad de deformación y las temperaturas.

* Cartografía de EBSD



(b)

Figura 6.26: (a) Evolución de la microestructura en el acero de alta pureza por el tamaño de grano inicial de $92 \mu\text{m}$ (b) curvas de fluencia correspondientes a $T=1050^\circ\text{C}$.

* Diagramas de desorientación

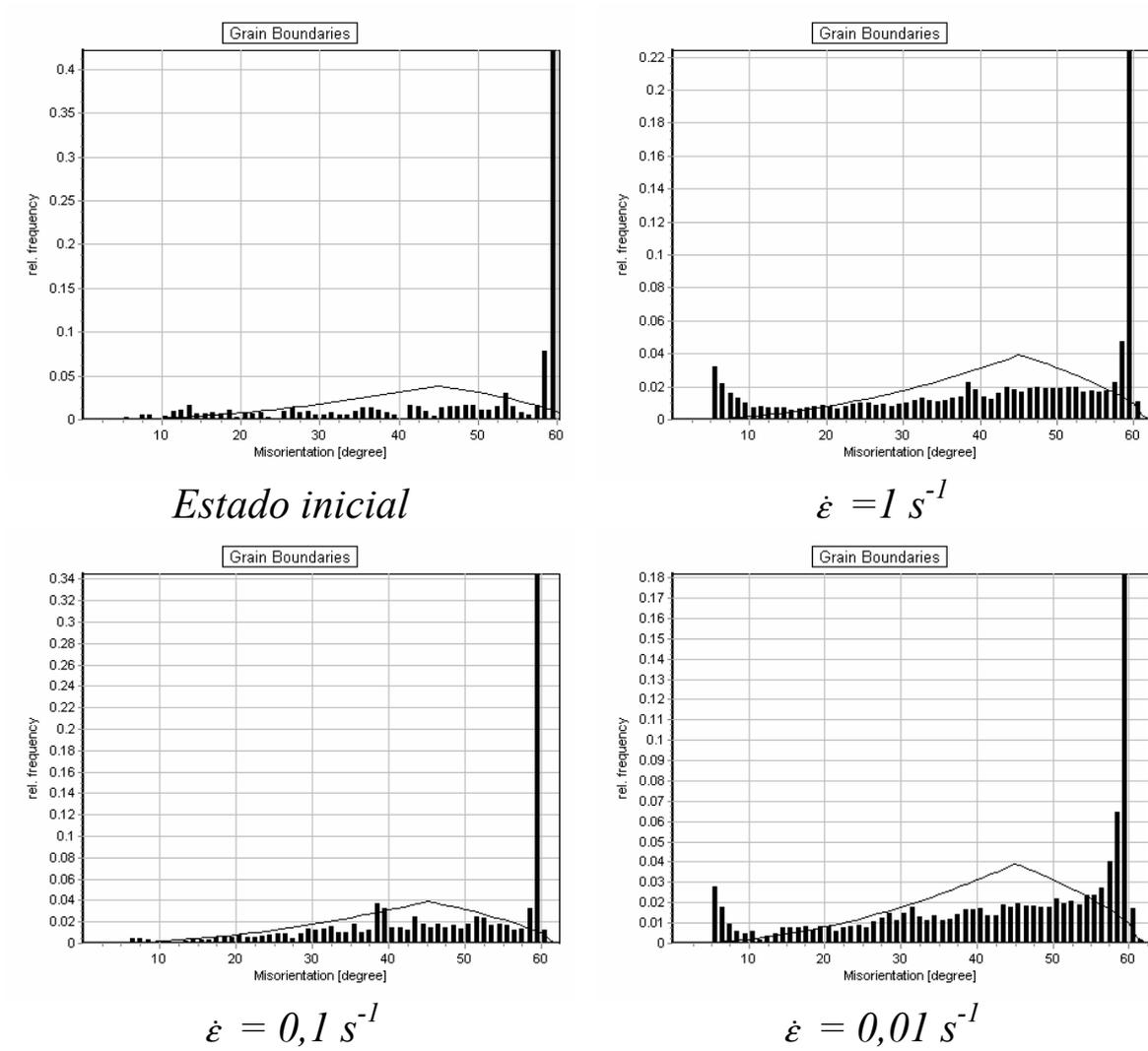


Figura 6.27: Evolución de la desorientación en el acero de alta pureza por el tamaño de grano inicial de $92 \mu\text{m}$ a $T=1050^\circ\text{C}$.

* Microtexturas

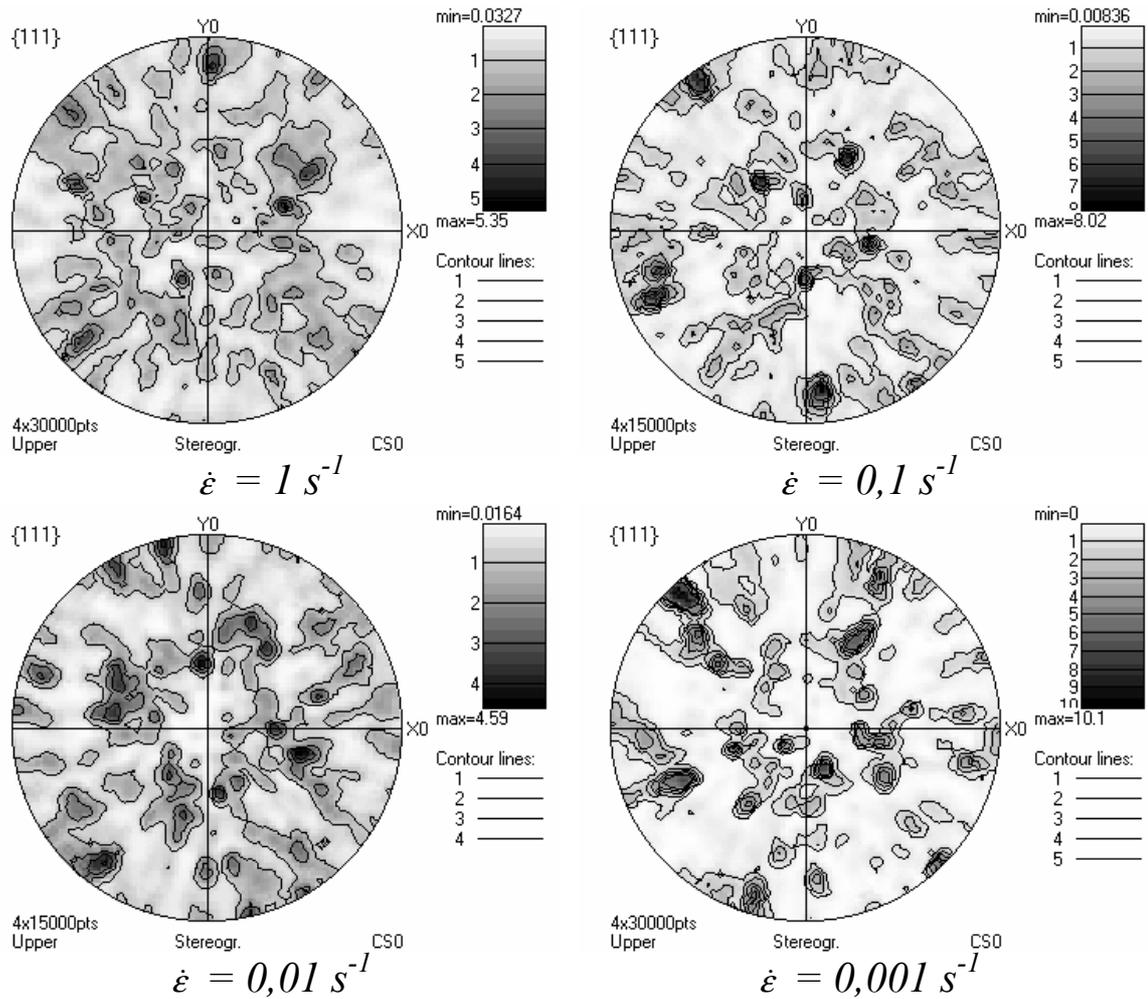


Figura 6.28: Evolución de la microtextura en el acero de alta pureza con un tamaño de grano de partida de $92 \mu\text{m}$ a $T=1050^\circ\text{C}$.

2) – El acero de ultra alta pureza UHP

* La microestructura de partida

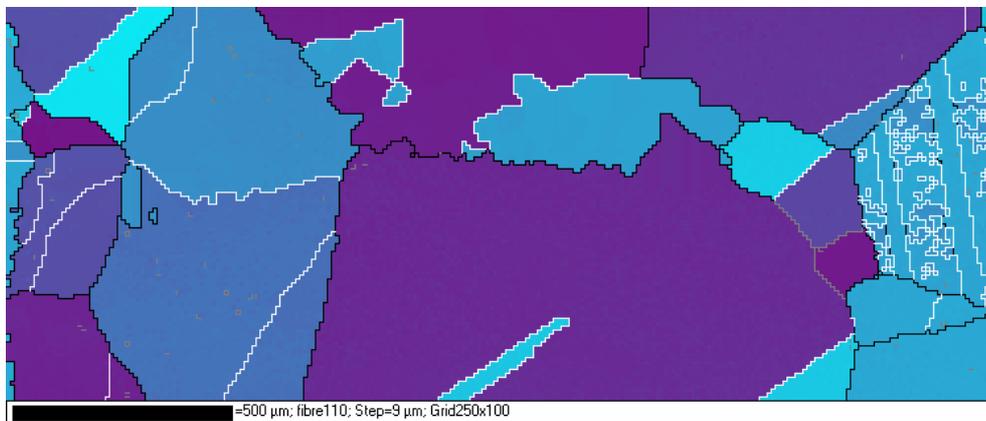


Figura 6.29: Estado inicial para el acero de ultra alta pureza UHP, recocido a 1300°C durante 20 minutos con un tamaño de grano promedio de $135 \mu\text{m}$.

El acero de ultra alta pureza *UHP* permite alcanzar un tamaño de grano de partida de 135 μm , figura (6.29), mediante un recocido a 1300°C durante 20 minutos. Dicho tamaño de grano es mayor que el obtenido para el acero *HP* con el mismo recocido, lo que confirma el efecto de las impurezas durante la migración de bordes de grano a la hora del crecimiento de este último en condiciones estáticas. La figura (6.30) muestra el histograma de desorientación para el acero *UHP*, donde se ve el alto porcentaje de bordes de maclas.

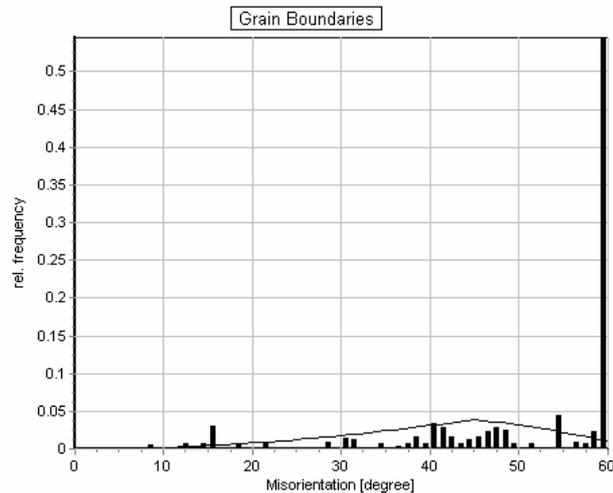
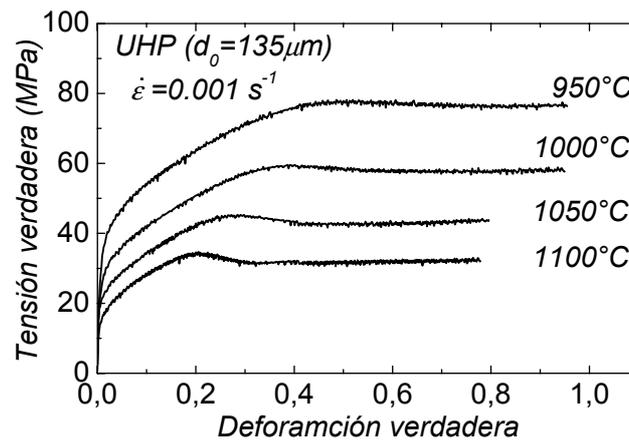
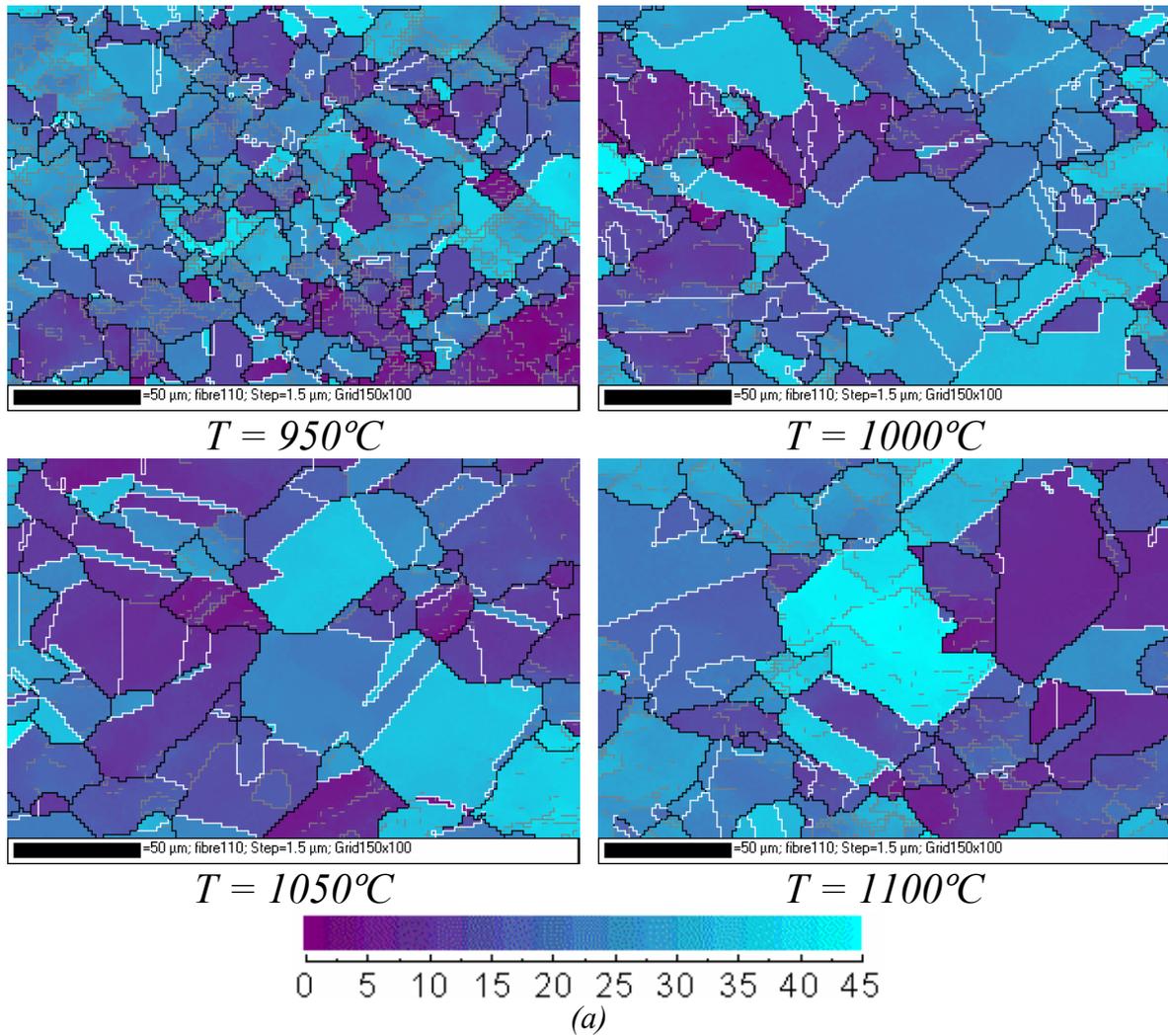


Figura 6.30: Histograma de desorientación para el acero de ultra alta pureza *UHP* en estado inicial (recocido a 1300°C durante 20 minutos con un tamaño de grano promedio de 135 μm).

** Efecto de las condiciones de deformación*

La figura (6.31 (b)) ilustra las curvas de fluencia del acero *UHP* deformado a velocidad de deformación constante de 0.001 s^{-1} y diferentes valores de temperatura donde se ve claramente el ablandamiento causado por la recristalización dinámica en todas las temperaturas ensayadas. No obstante, a nivel microestructural (ver figura (6.31 (a))), el aumento de la temperatura conduce a un aumento del tamaño de grano recristalizado que pasa de ser 9.6 μm a 950°C a 15.3 μm a 1050°C. Sin embargo, no se observa un crecimiento de grano a altas temperaturas, y en todas las condiciones ensayadas el promedio del tamaño de grano recristalizado está por debajo del de partida. Como muestran los histogramas de la figura (6.32) el estado estable de bajas temperaturas se caracteriza por una fuerte presencia de subestructuras que van disminuyendo al aumentar la temperatura, mientras para el porcentaje de bordes de maclas ocurre lo contrario, al aumentar la temperatura aumenta dicho porcentaje 20.6% (950°C), 42% (1000°C) y 45.8% (1050°C). Se puede concluir que en el caso de crecimiento estático de grano como en el caso dinámico el crecimiento de grano va asociado con el aumento de porcentaje de bordes de maclas para los cuatro aceros.



(b)

Figura 6.31: (a) Evolución de la microestructura para el acero UHP ($d_0 = 135 \mu\text{m}$) deformado a velocidad de deformación constante de $0,001 \text{ s}^{-1}$ y diferentes temperaturas. (b) Curvas de fluencia correspondientes.

* Diagramas de desorientación

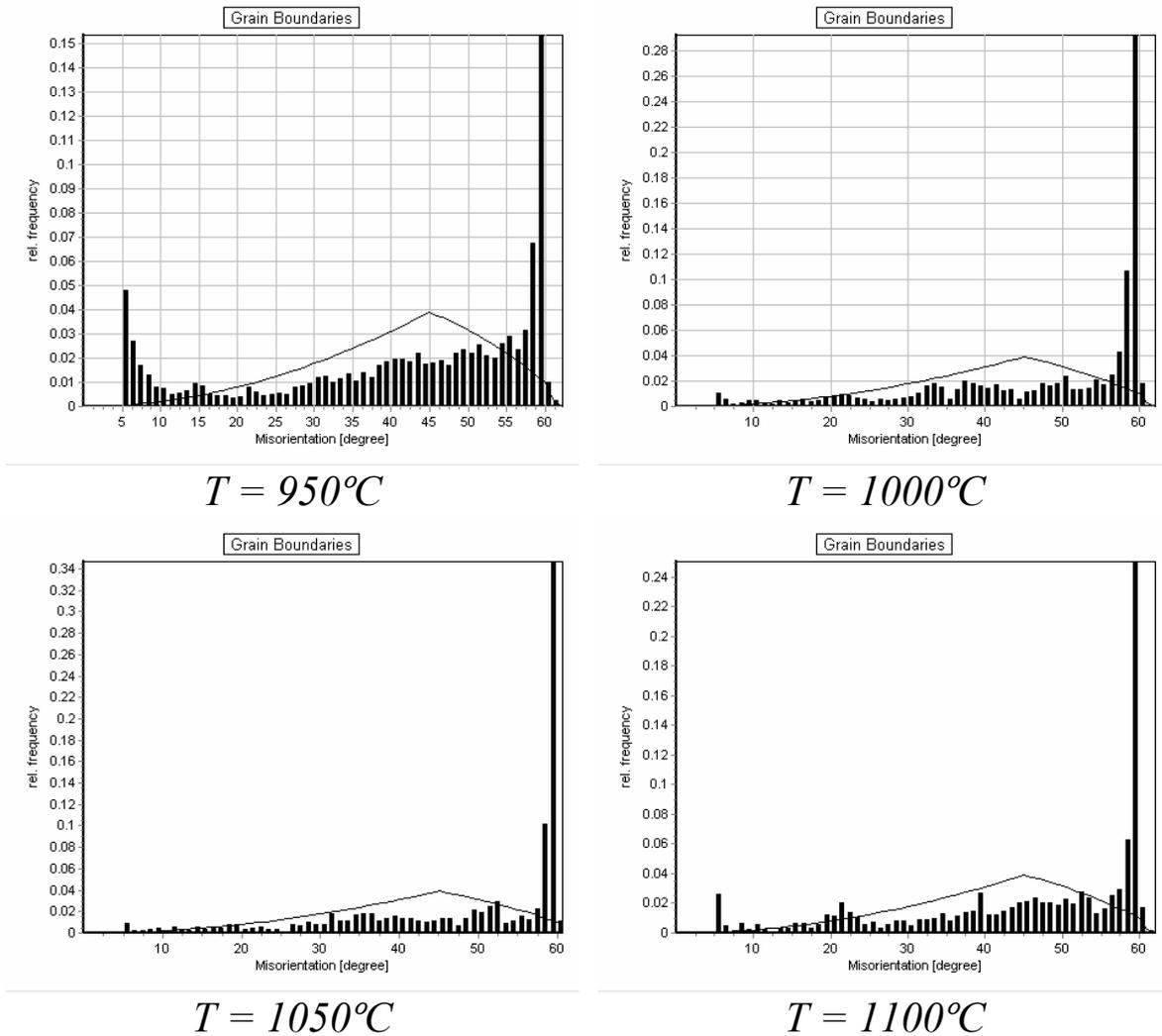


Figura 6.32: Histogramas de desorientación para el acero UHP ($d_0 = 135\mu\text{m}$) deformado a velocidad de deformación constante de $0,001\text{ s}^{-1}$ y diferentes temperaturas.

* Microtexturas

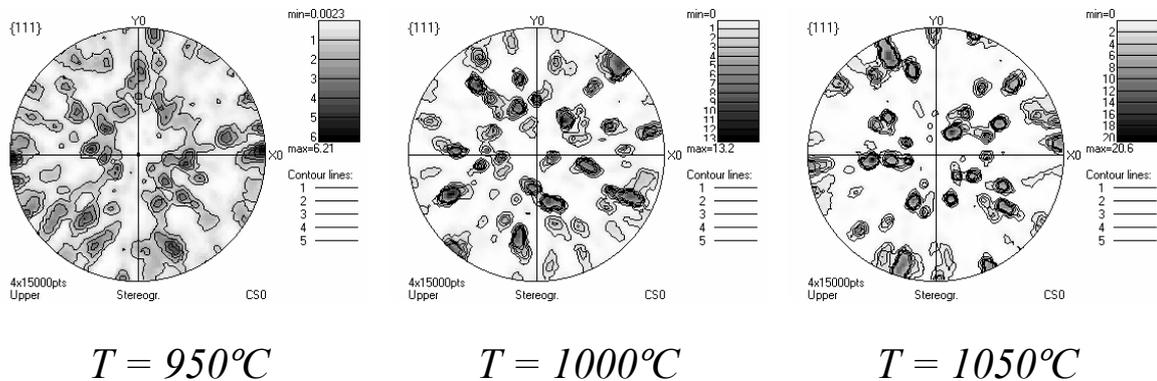


Figura 6.33: Evolución de la microtextura del estado estable para el acero UHP ($d_0 = 135\mu\text{m}$) deformado a velocidad de deformación constante de $0,001\text{ s}^{-1}$ y diferentes temperaturas.

Las figuras de polo, figura (6.33), muestran una textura claramente isotrópica a altas temperaturas, mientras a baja temperatura la textura de deformación comienza a estar presente aunque con una baja intensidad.

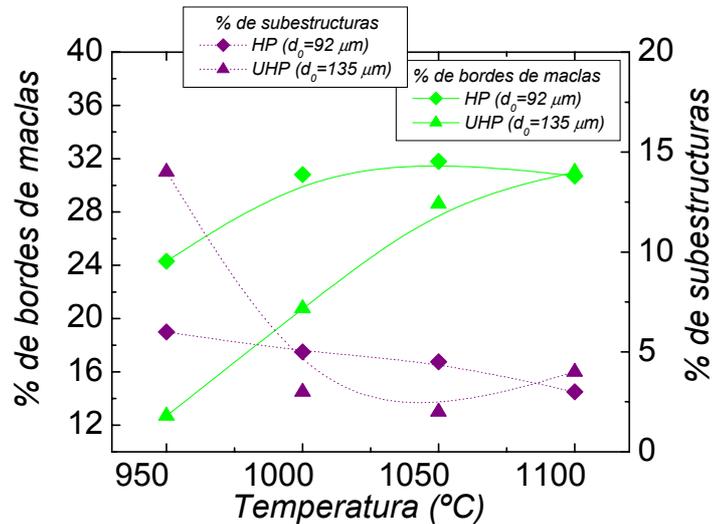


Figura 6.34: Evolución de la subestructura y el porcentaje de bordes de maclas en función de la temperatura a $\dot{\epsilon}=0.001\ \text{s}^{-1}$ para los aceros HP y UHP.

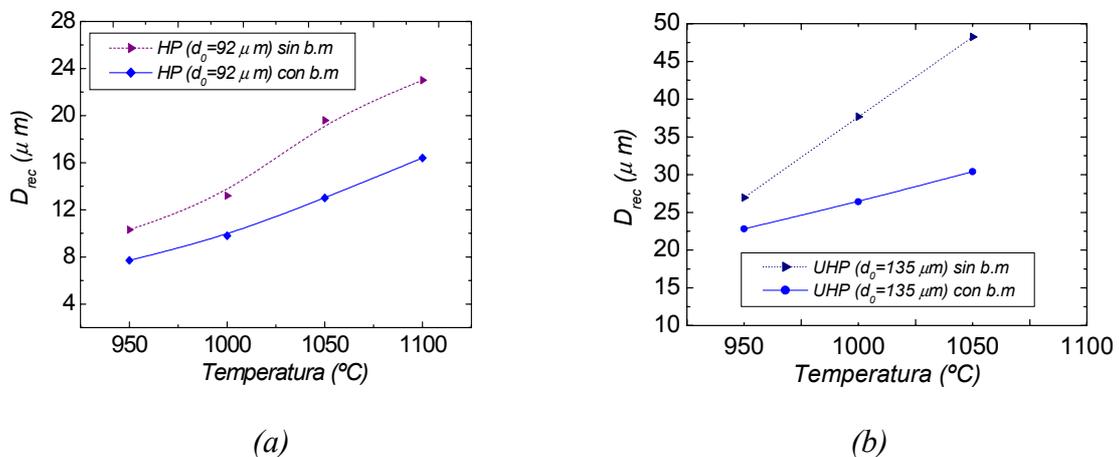


Figura 6.35: Evolución del tamaño de grano recristalizado en función de la temperatura a $0.001\ \text{s}^{-1}$ para el acero HP (a) y UHP (b).

La figura (6.34) resume la evolución del porcentaje de bordes de maclas y de subestructuras obtenidas de las cartografías del EBSD para el acero de alta pureza HP y ultra alta pureza UHP en función de la temperatura. Aumentando la temperatura aumenta el porcentaje de bordes de maclas en ambos aceros y al mismo tiempo baja el porcentaje de subestructuras. Los dos aceros tienden a tener el mismo comportamiento a altas temperaturas (1100°C), mientras en bajas temperaturas el acero menos aleado presenta mayor porcentaje de bordes de maclas y menor porcentaje de subestructuras. En referencia a los tamaños de grano recristalizados mostrados en las figuras (6.35 (a)) y (6.35 (b)) aumentan cuando aumenta la temperatura para ambos aceros aunque sin sobrepasar el tamaño de grano de partida que es $92\ \mu\text{m}$ para HP y $135\ \mu\text{m}$ para UHP.

6.1.3 Efecto del tamaño de grano inicial

Para estudiar el efecto del tamaño de grano inicial sobre la microestructura recrystalizada en los aceros puros *HP* y *UHP* se deformó en las mismas condiciones que hizo Gavard [2000] (tamaño de grano inicial de $10\ \mu\text{m}$ y $24\ \mu\text{m}$ para el *HP* y $20\ \mu\text{m}$ para el *UHP*) pero con un tamaño de grano inicial más grande ($92\ \mu\text{m}$ para el *HP* y $135\ \mu\text{m}$ para el *UHP*) y se ha comparado el estado estable obtenido en las mismas condiciones.

6.1.3.1 Para el acero de alta pureza *HP*

* Cartografía EBSD

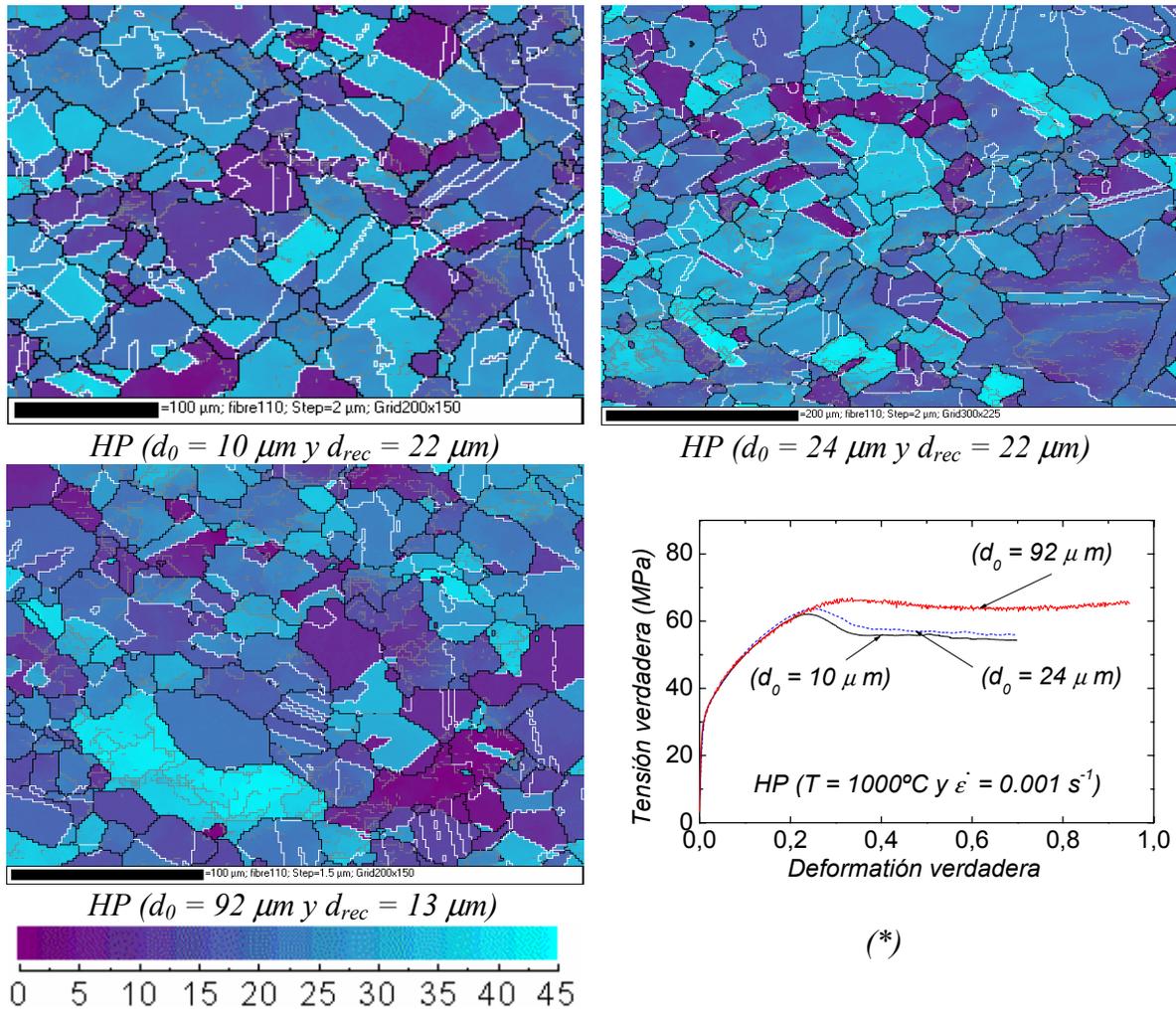


Figura 6.36: Microestructuras del estado estable para el acero *HP* para dos tamaños de grano inicial ($d_0=24\ \mu\text{m}$ y $d_0=92\ \mu\text{m}$) deformados a $T= 1050^\circ\text{C}$ y $\dot{\epsilon} = 0,001\ \text{s}^{-1}$ y (*) curvas de fluencia correspondientes.

Para el acero de alta pureza el estado estable para los dos tamaños de grano pequeños se caracterizan por una ligera presencia de subestructuras que es casi nula para el tamaño de grano grande. El porcentaje de bordes de maclas es igual a 31.8% para el acero de gran tamaño de grano de partida y 36.8% por los tamaños de grano pequeños. No se detectan diferencias notables entre las dos microtexturas resultantes de la deformación de la figura

(6.38), que muestra una isotropía clara para los tres tamaños de grano de partida ($10 \mu\text{m}$, $24 \mu\text{m}$ y $92 \mu\text{m}$).

* Diagramas de desorientación

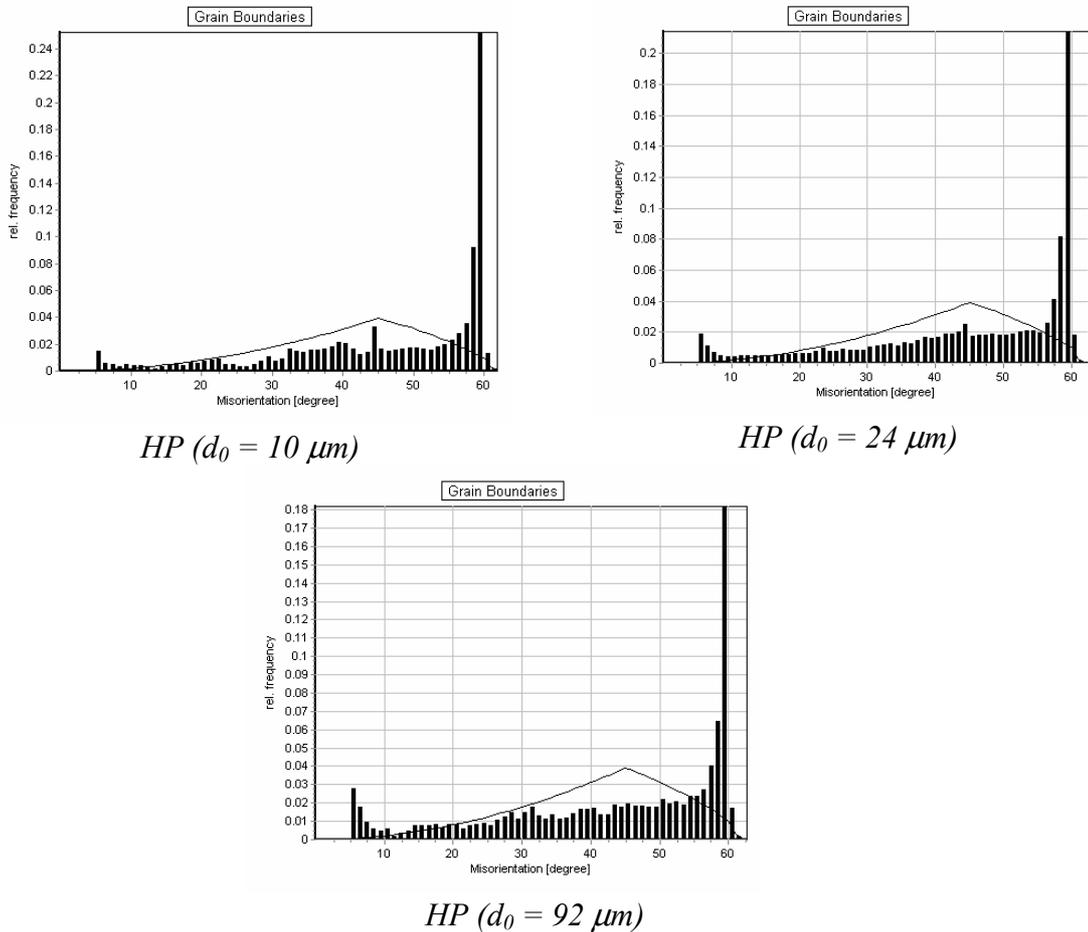


Figura 6.37: Histogramas de desorientación del estado estable para el acero HP para tres tamaños de grano inicial ($d_0 = 10 \mu\text{m}$, $d_0=24\mu\text{m}$ y $d_0=92\mu\text{m}$) deformado a una velocidad de deformación constante de $0,001 \text{ s}^{-1}$ y 1050°C .

* Microtexturas

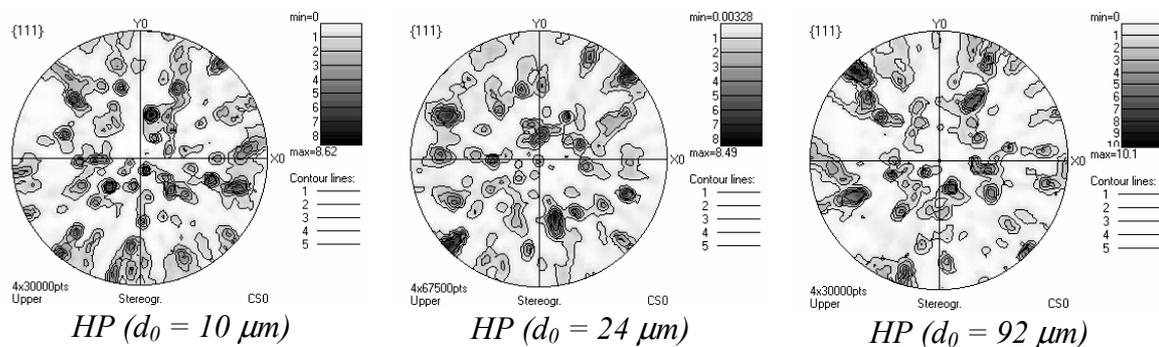


Figura 7.38: Microtexturas del estado estable para el acero HP para dos tamaños de grano inicial ($d_0=24\mu\text{m}$ y $d_0=92\mu\text{m}$) deformado a velocidad de deformación constante de $0,001 \text{ s}^{-1}$ y 1050°C .

6.1.3.2 Para el acero de ultra alta pureza UHP

Para estudiar el efecto del tamaño de grano inicial sobre la microestructura recristalizada para el acero de ultra alta pureza, UHP, se deformó en las mismas condiciones que hizo Gavard [2000] con un tamaño de grano inicial de $20\mu\text{m}$, el mismo material pero con un tamaño de grano inicial más grande ($135\mu\text{m}$), en una velocidad de deformación constante de 0.001 s^{-1} y dos grados de temperatura (1000°C y 1050°C).

* Cartografía EBSD

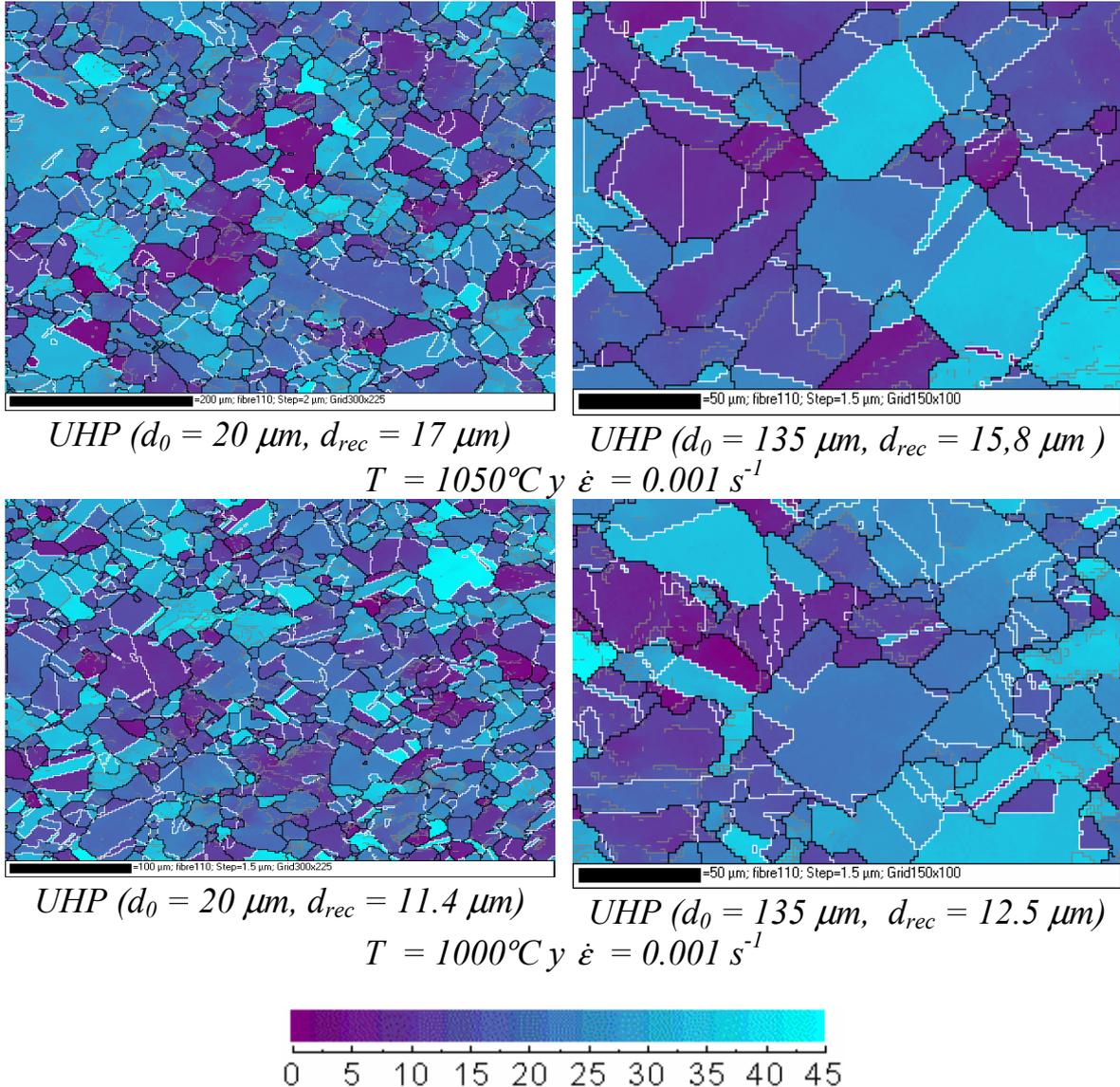


Figura 6.39: Microestructuras del estado estable para el acero UHP a dos tamaños de grano inicial ($d_0=20\mu\text{m}$ y $d_0=135\mu\text{m}$) deformado $\dot{\epsilon}=0,001\text{ s}^{-1}$ y dos temperaturas (1050°C y 1000°C).

Las cartografías de la figura (6.39) ilustran las microestructuras del acero *UHP* deformado a una velocidad de deformación constante de 0.001 s^{-1} y dos grados de temperatura. Las curvas de fluencia de la figura (6.40) muestran que en altas temperaturas 1050°C el estado estable es similar y de hecho no existe ninguna influencia de la diferencia en el tamaño de grano de partida. No obstante cuando baja la temperatura a 1000°C la tensión de estado estable que corresponde al tamaño de grano de partida grande es ligeramente superior al de tamaño de grano de partida pequeño. Un estudio sobre los valores del tamaño de grano recritalizado se comentara más adelante.

El estado estable para el tamaño de grano pequeño ($20 \mu\text{m}$) se caracteriza por una ligera presencia de subestructuras que es casi nula en el de tamaño de grano grande, para los dos grados de temperatura. El porcentaje de bordes de maclas es igual a 45.8% para el acero de gran tamaño de grano de partida y 31% para el tamaño de grano pequeño para 1050°C , mientras para 1000°C son respectivamente 30.8% y 24.3%.

La aparente diferencia entre las cuatro figuras de polo de la figura (6.42) se debe a que para el acero *UHP* con el tamaño de grano de partida de $135 \mu\text{m}$, el área estudiada mediante el EBSD es pequeña y contiene poco granos, mientras para el tamaño de grano de partida pequeño ($24 \mu\text{m}$) hay suficientes granos y la figura de polo es bastante representativa. En ambos casos la microtextura muestran una clara isotropía, aunque para el tamaño de grano de $24 \mu\text{m}$ deformado a 1000°C se detecta una textura de deformación de baja intensidad (figura de polo en forma de corona).

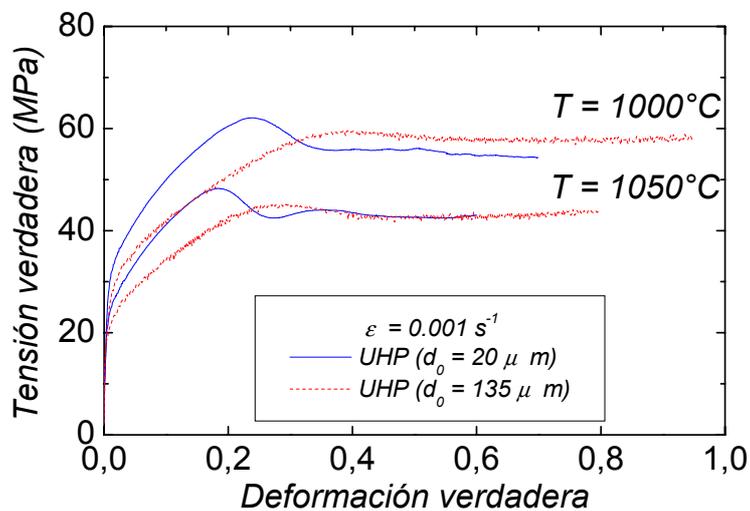
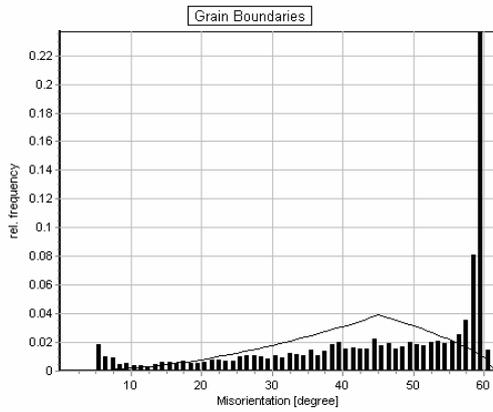
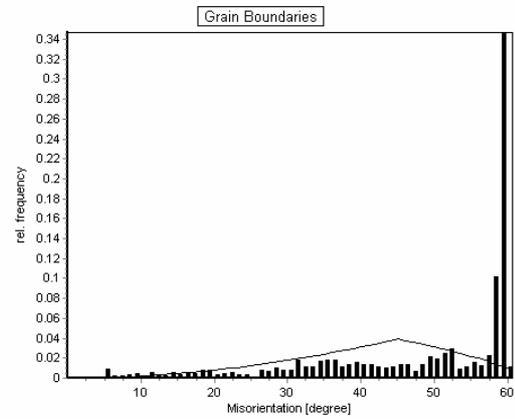


Figura 6.40: Curvas de fluencia de acero *UHP* con dos tamaños de grano inicial ($d_0=20\mu\text{m}$ y $d_0=135\mu\text{m}$) deformado $\dot{\epsilon}=0,001 \text{ s}^{-1}$ y dos temperaturas (1050°C y 1000°C).

* Diagramas de desorientación

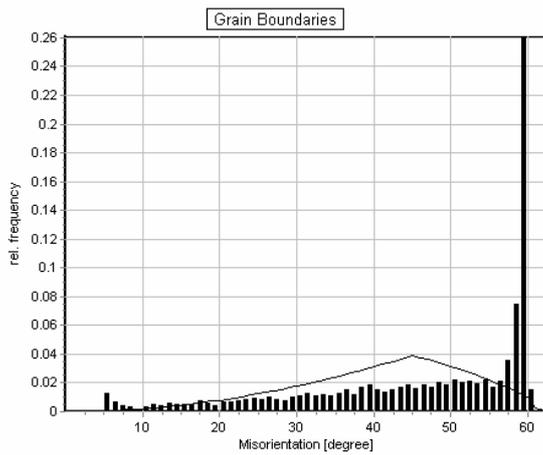


UHP ($d_0 = 20 \mu\text{m}$)

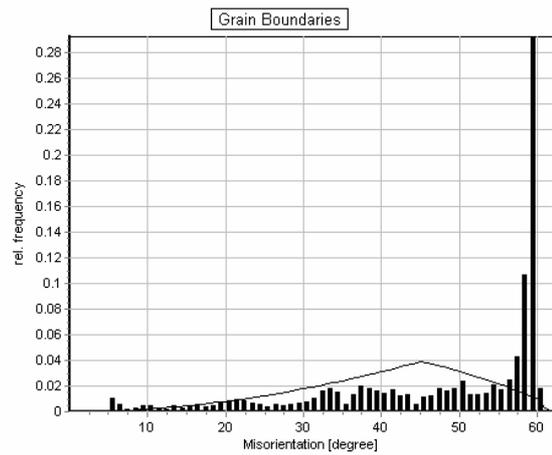


UHP ($d_0 = 135 \mu\text{m}$)

$$T = 1050^\circ\text{C} \text{ y } \dot{\epsilon} = 0.001 \text{ s}^{-1}$$



UHP ($d_0 = 20 \mu\text{m}$)

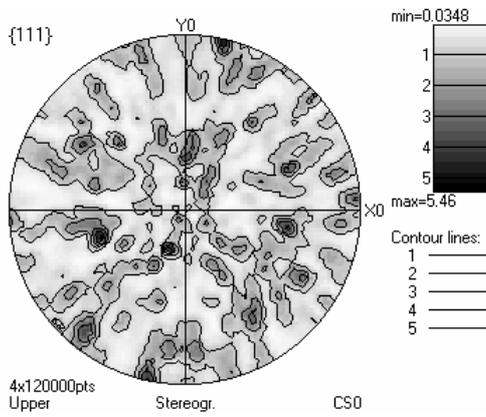


UHP ($d_0 = 135 \mu\text{m}$)

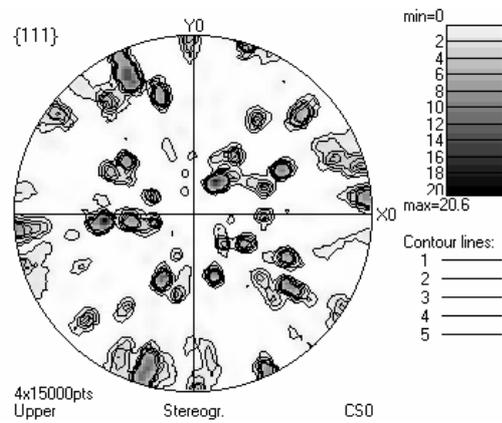
$$T = 1000^\circ\text{C} \text{ y } \dot{\epsilon} = 0.001 \text{ s}^{-1}$$

Figura 6.41: Histogramas de desorientación del estado estable para el acero UHP a dos tamaños de grano inicial ($d_0=25\mu\text{m}$ y $d_0=135\mu\text{m}$) deformado a velocidad de deformación constante de $0,001 \text{ s}^{-1}$ y dos temperaturas (1000°C y 1050°C).

* Microtexturas

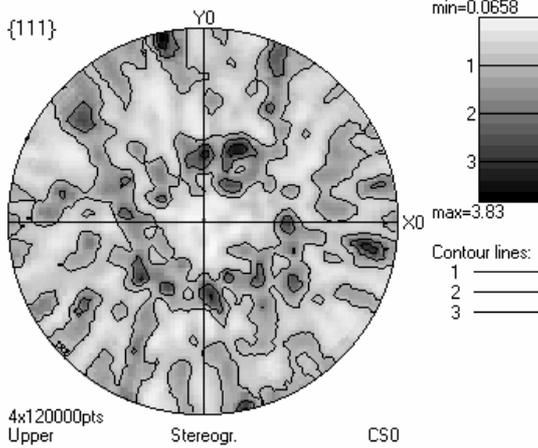


$UHP (d_0 = 20 \mu m)$

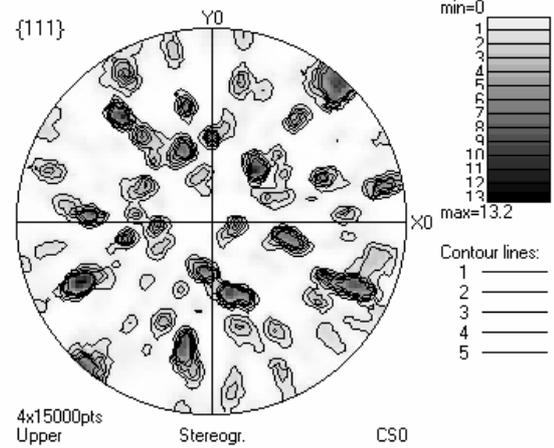


$UHP (d_0 = 135 \mu m)$

$T = 1050^\circ C$ y $\dot{\epsilon} = 0.001 s^{-1}$



$UHP (d_0 = 20 \mu m)$



$UHP (d_0 = 135 \mu m)$

$T = 1000^\circ C$ y $\dot{\epsilon} = 0.001 s^{-1}$

Figura 6.42: Microtexturas del estado estable para el acero UHP para dos tamaños de grano inicial ($d_0=20\mu m$ y $d_0=135\mu m$) deformado a velocidad de deformación constante de $0,001 s^{-1}$ y dos temperaturas ($1000^\circ C$ y $1050^\circ C$).