

6.3 Evolución de la microestructura en el caso de crecimiento de grano

El acero *AISI 304H* ha sido deformado a 1150°C con una velocidad de deformación constante de 0.001 s^{-1} , mientras el acero *AISI 304L* fue deformado a una temperatura de 1100°C a una velocidad de deformación de 0.0001 s^{-1} . Las curva de fluencia de la figura (6.52) es la típica de la recrystalización dinámica de pico múltiple o cíclica. Las deformaciones en los cuales se interrumpieron los ensayos de compresión han sido elegidas marcando las etapas principales donde se supone un cambio en los mecanismos y/o naturaleza y porcentajes de subestructura que afectan al endurecimiento y la restauración dinámica y/o la recrystalización dinámica. Las deformaciones en el acero *AISI 304L* fueron 0.1, etapa donde la RDX no se ha iniciado, 0.15 después del primer pico, 0.2 en el primer valle e inicio del segundo ciclo de recrystalización, 0.25 entre el inicio del segundo pico y su máximo, 0.3 inmediatamente después de la tensión máxima del segundo pico, 0.4 al terminar este último y finalmente el estado estable. En el acero *AISI 304H* se concentraron los ensayos en el cambio entre el primer y el segundo ciclo.

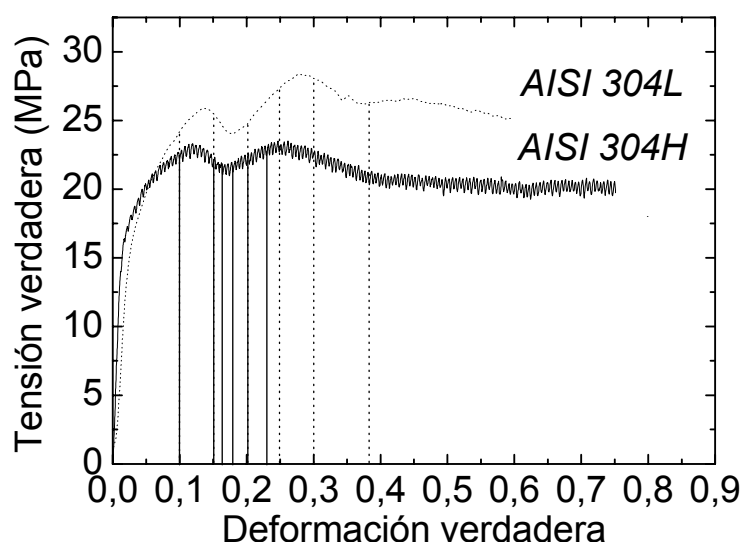


Figura 6.52: Curvas de fluencia para los aceros *AISI 304L* y *AISI 304H* deformados a 1100°C y 1150°C con una velocidad de deformación de 0.0001 s^{-1} y 0.001 s^{-1} respectivamente.

6.3.1 Evolución de la microestructura en función de la deformación

6.3.1.1 Etapa de endurecimiento y restauración dinámica

Empezando a $\epsilon = 0.1$, para el acero *AISI 304L*, se observa un pequeño aumento en las orientaciones inferiores a 15° al igual que una disminución en el porcentaje de bordes de maclas en comparación con el estado inicial. Sin embargo, no se observa ningún alargamiento de grano como en la RDX de pico simple. Se observa un comportamiento similar para el acero *AISI 304H*.

6.3.1.2 Etapa de transición

Aumentando la deformación en el acero *AISI 304L* a $\epsilon = 0.15$, después de la tensión máxima del primer ciclo aumentan considerablemente las orientaciones inferiores a 15° al mismo tiempo que bajan los porcentajes de bordes de maclas y alcanza su mínimo para toda la curva de deformación.

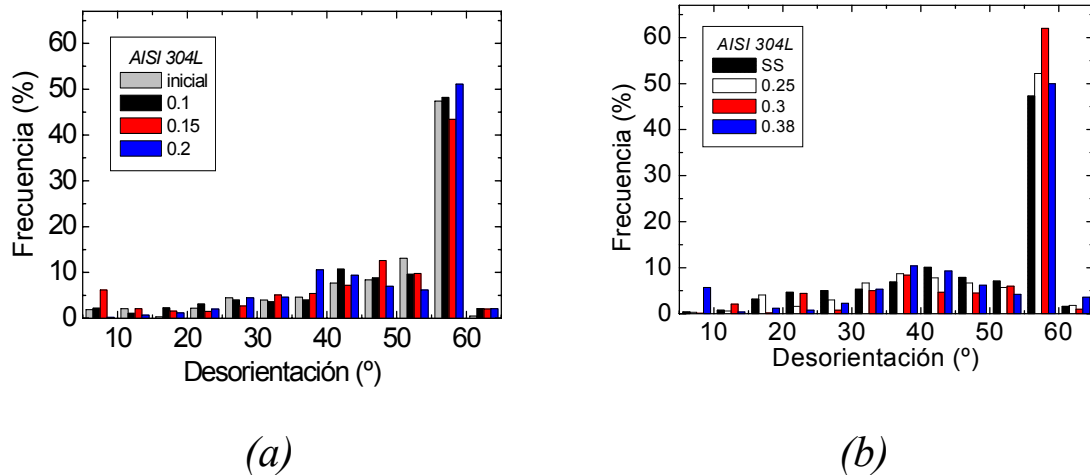


Figura 6.53: Histograma de desorientación para la RDX de pico múltiple del acero *AISI 304L* (a) primer pico (b) segundo pico.

Al comienzo del segundo ciclo ($\epsilon = 0.25$) en el acero *AISI 304L*, disminuyen brutalmente las orientaciones menores de 15° mientras que aumentan los porcentajes de bordes de maclas. Esto indica que los subgranos no son los responsables del endurecimiento observado en la curva de fluencia en el segundo ciclo. En este segundo ciclo coinciden el máximo de porcentajes de maclas con la tensión máxima, esto para el acero *AISI 304L*. Dicho porcentaje de maclas, al acabar la RDX y empezar el estado estable, disminuye a un valor aproximadamente igual al del estado inicial. De esta forma el resultado final, en el caso de los dos aceros *AISI 304H* y *AISI 304L*, después de un proceso de compresión en caliente en estas condiciones es un aumento del tamaño de grano (como muestra la figura (6.54)), mientras que los porcentajes de bordes de maclas se quedan prácticamente igual que en el estado de partida. En este caso es importante comentar la evolución del tamaño de grano que crece de una forma notable hasta la deformación 0.3 y después disminuye en el estado estable, al contrario del caso de afinamiento de grano donde este último disminuye de forma progresiva hasta llegar a un mínimo en el estado estable.

6.3.1.3 Etapa de Estado estable

La etapa de estado estable en el caso de crecimiento de grano se caracteriza por una ausencia de subestructuras de tal forma que no se puede distinguir entre los granos nuevos y los del estado de partida. Todo lo que se puede ver en dicha etapa según las figuras (6.54) para *AISI 304L* y (6.55) para *AISI 304H* son grano grandes con maclas. Sin embargo el porcentaje de maclas en el estado estable para los dos aceros comerciales es igual al del estado de partida. Similares resultados para el acero *HP* han sido encontrados por Gavard [2000].

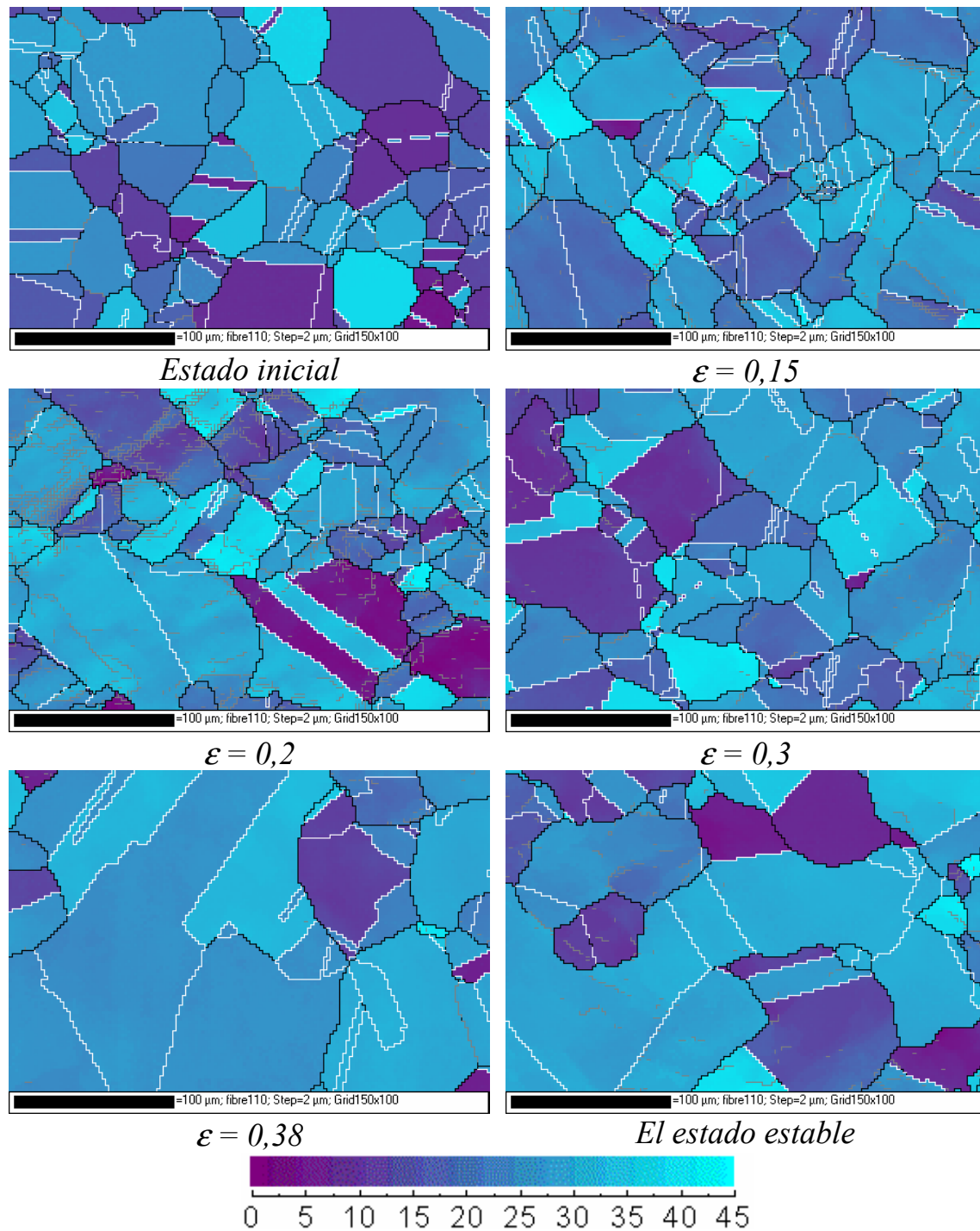


Figura 6.54: Microestructuras a diferentes grados de deformación, (0,1- 0,15 -0,2 - 0,25 -0,3 -0,38) del acero AISI 304L deformado a 1100°C con una velocidad de deformación constante de 0.0001 s^{-1} .

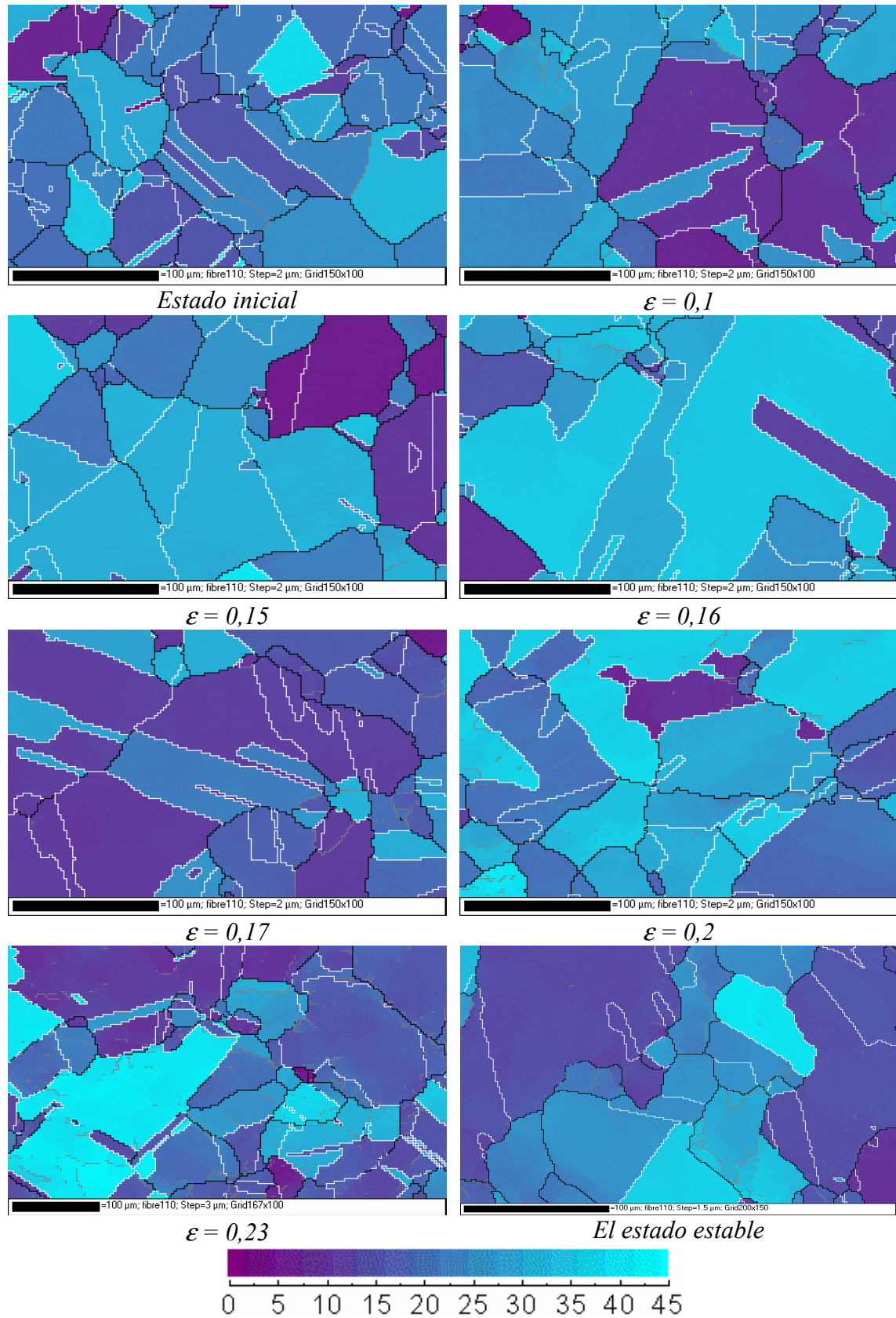
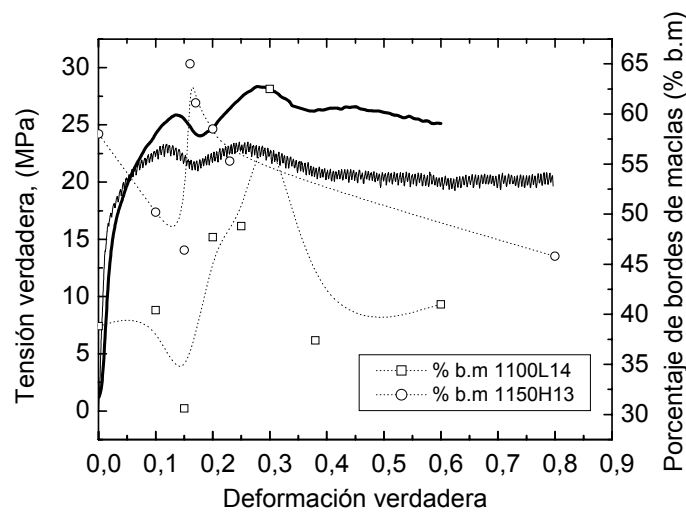


Figura 6.55: Microestructuras a diferentes grados de deformación (0,1-0,15-0,16-0,17-0,2-0,23-1) del acero AISI 304H deformado a 1150°C con una velocidad de deformación constante de $0,001 \text{ s}^{-1}$.

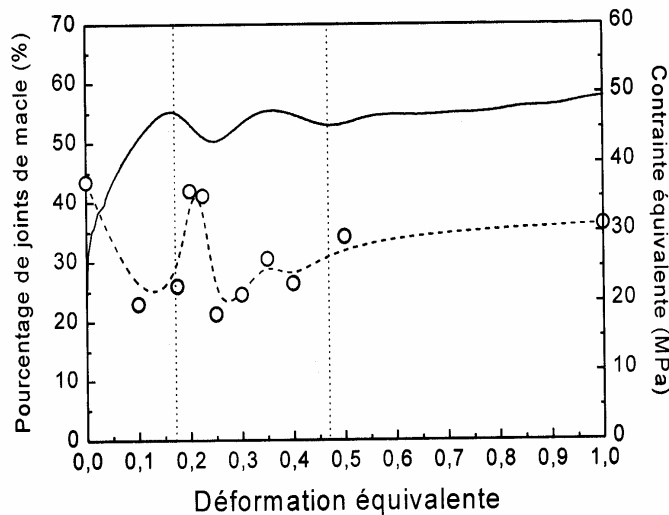
6.3.2 Parámetros microestructurales

* Evolución de bordes de maclas

Siguiendo el mismo análisis que en el caso del afinamiento de grano y mediante los análisis por EBSD se ha podido seguir la evolución del porcentaje de bordes de maclas en el caso de la RDX de pico múltiple. A bajos valores de deformación ($\epsilon < \epsilon_p$), el porcentaje de bordes de maclas disminuye notablemente. Una vez sobrepasado el primer máximo de la curva de fluencia vuelve a aumentar a valores cercanos al estado de partida. Otra caída del porcentaje de bordes de maclas se observa al comienzo y en las cercanías del segundo ciclo y después aumenta ligeramente para que se estabilice durante el estado estable. Es importante comentar que el porcentaje de bordes de maclas del estado estable es prácticamente igual o ligeramente inferior al del estado de partida durante la RDX de pico múltiple para los dos aceros comerciales.



(a)



(b)

Figura 6.56: Curvas de fluencia en el caso de RDX cíclica con el cambio de porcentaje de bordes de maclas (a) los aceros comerciales AISI 304 H y AISI 304L (b) acero de alta pureza HP [Gavard, 2000].

* Histogramas de desorientación

Los histogramas de desorientación confirman las observaciones sobre las microestructuras y cuantifican los datos presentados.

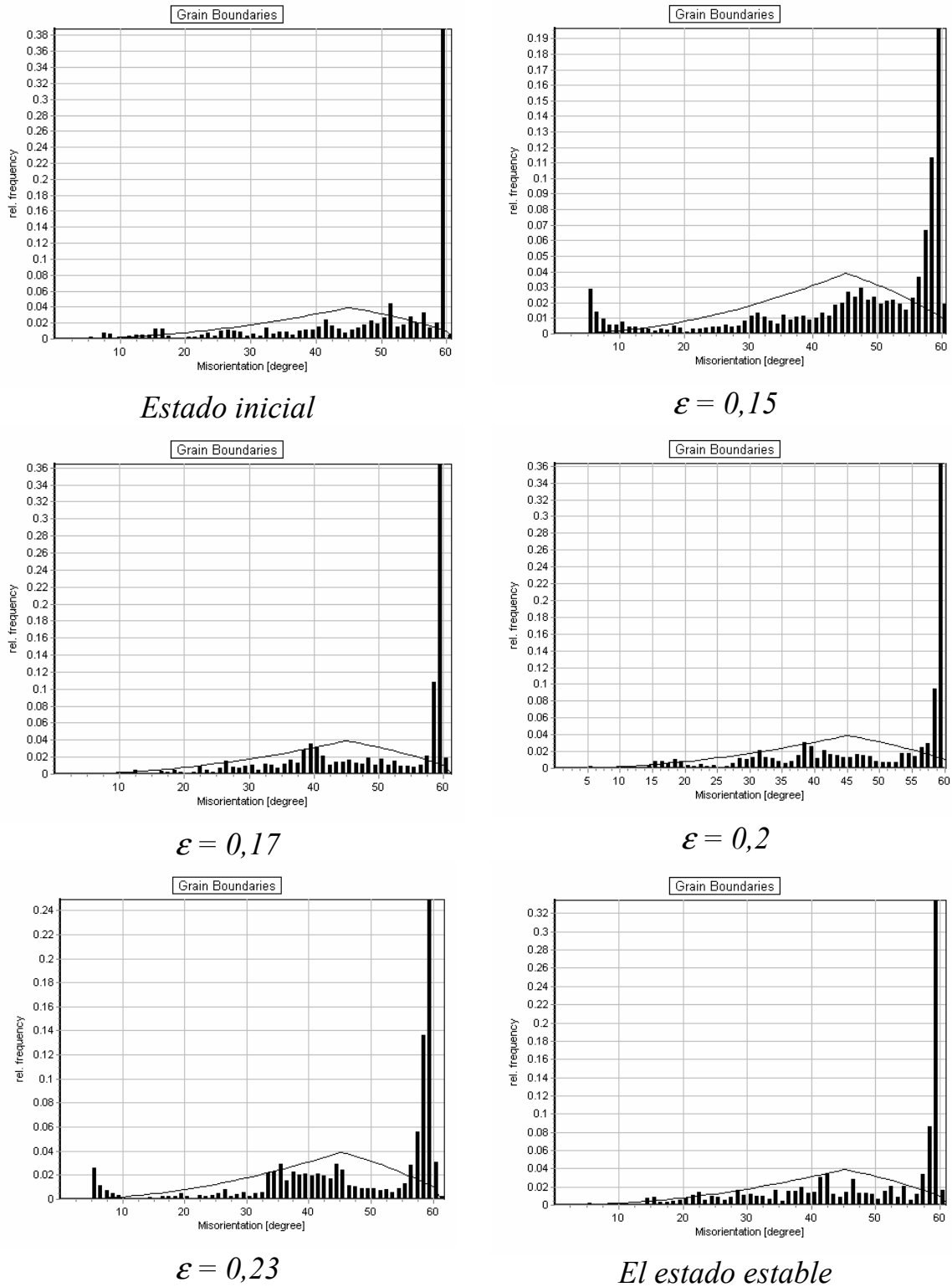


Figura 6.57: Cambios de desorientaciones durante la RDX de pico múltiple en el acero AISI 304L deformado a $T=1100^{\circ}\text{C}$ y $\dot{\varepsilon} = 0.0001 \text{ s}^{-1}$.

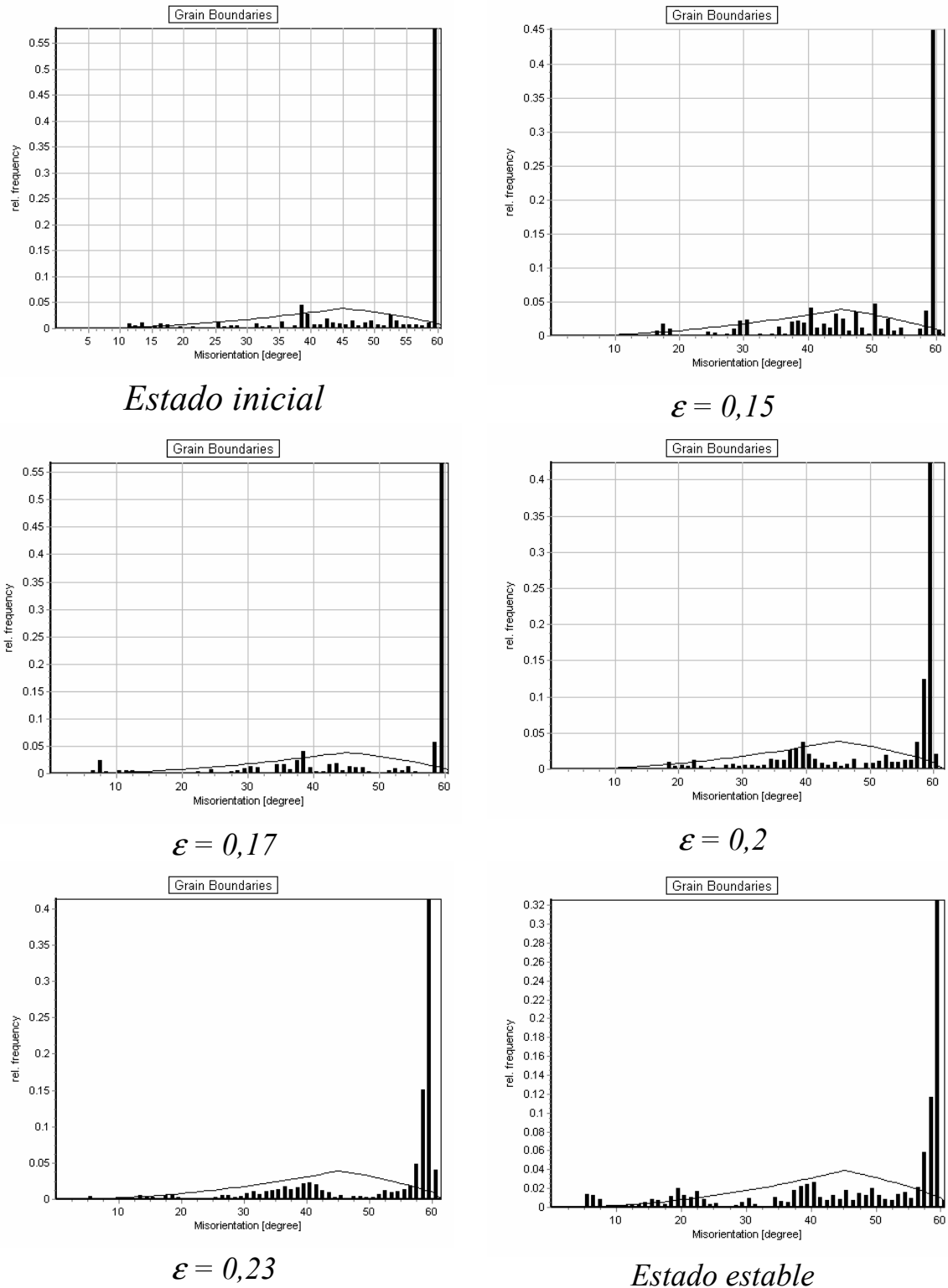
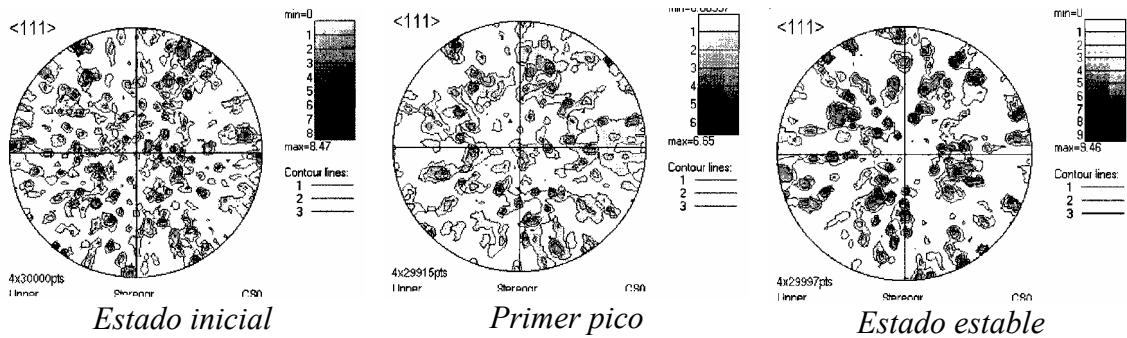


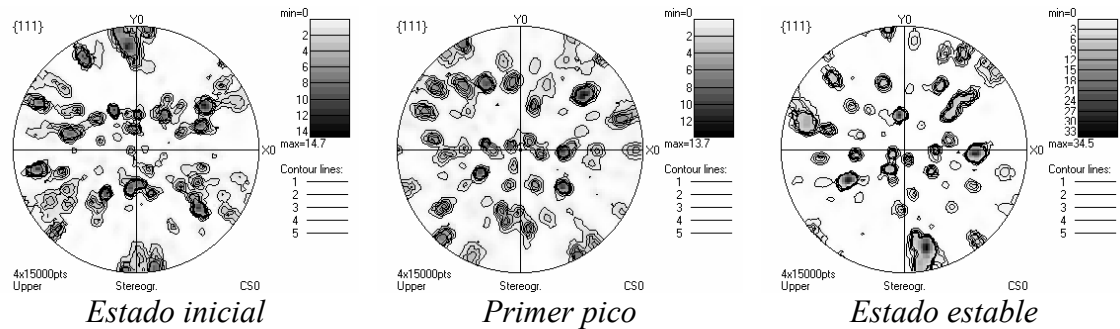
Figura 6.58: Cambios de desorientaciones durante la RDX de pico múltiple en el acero AISI 304H deformado a $T=1150^{\circ}\text{C}$ y $\dot{\epsilon} = 0.001 \text{ s}^{-1}$.

* Microtextura

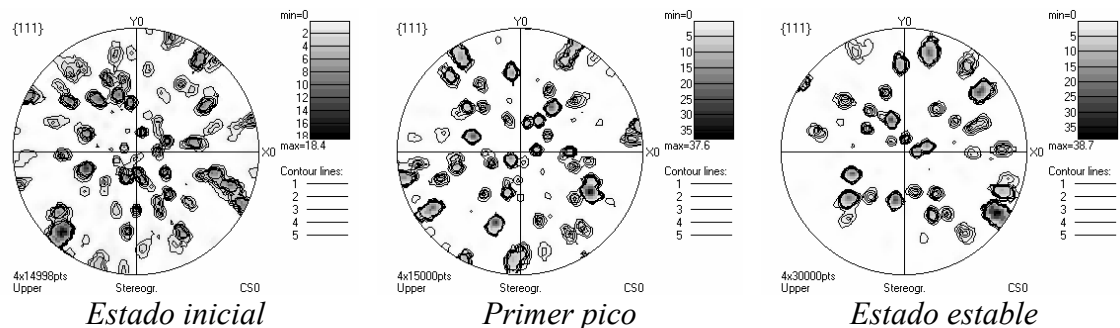
Las figuras de polo, figura (6.59) obtenidas en el caso de la RDX de pico múltiple muestran anisotropía para los aceros de grado comercial *AISI 304H* y *AISI 304L*, al igual que ha observado Gavard [2000] en el acero de alta pureza *HP*. El mismo autor atribuye este comportamiento a que la RDX atenúa la textura de deformación. Es importante saber que durante este tipo de RDX ocurre un crecimiento de grano, por lo que cada vez que se deforman se pierden granos y las figuras de polo son cada vez menos representativas, al menos estadísticamente, de la microtextura real y todo lo que se puede ver, es un reflejo de las desorientaciones entre granos vecinos fuertemente maclados.



El acero de alta pureza *HP* deformado a $T = 1050^{\circ}\text{C}$ y $\dot{\epsilon} = 0,001 \text{ s}^{-1}$ [Gavard, 2000].



El acero *AISI 304L* deformado a $T = 950^{\circ}\text{C}$ y $\dot{\epsilon} = 0,001 \text{ s}^{-1}$



El acero *AISI 304H* deformado a $T = 950^{\circ}\text{C}$ y $\dot{\epsilon} = 0,001 \text{ s}^{-1}$

Figura 6.59: Evolución de textura durante el proceso de RDX de pico múltiple para tres acero tipo *AISI 304H*, *AISI 304L* y de alta pureza *HP*.