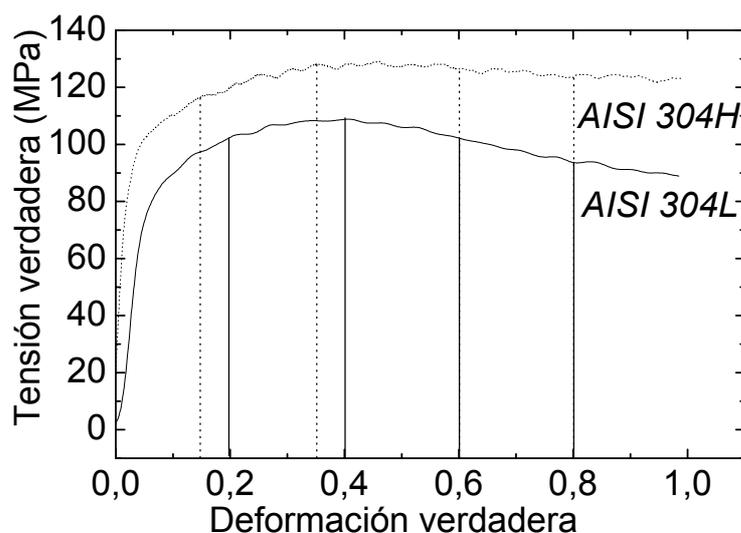


## 6.2 Evolución de la microestructura en el caso de afinamiento de grano

Esta parte del trabajo tiene como objetivo estudiar la evolución de la microestructura durante un proceso de conformación en caliente mediante ensayos de compresión interrumpidos a valores crecientes de deformación y al mismo tiempo determinar el posible efecto de la pureza sobre dicho proceso. Para la observación microestructural se ha escogido como material los aceros inoxidables austeníticos de grado comercial tipo *AISI 304*. La curva de fluencia obtenida en las condiciones de temperatura de 950°C y la velocidad de deformación de  $0.001\text{s}^{-1}$  en el acero *AISI 304L* como en el *AISI 304H* es la típica de recristalización dinámica de pico simple, la cual como ya se ha comentado está compuesta de tres etapas: endurecimiento y restauración dinámica a valores de deformación inferiores a la correspondiente a la tensión de pico  $\epsilon_p$ , una etapa de ablandamiento donde ocurre la RDX y finalmente un estado de saturación o de equilibrio entre los procesos de ablandamiento y endurecimiento, conocido como estado estable (que en los presentes ensayos no se llegó a alcanzar).

### 6.2.1 Evolución de la microestructura en función de la deformación

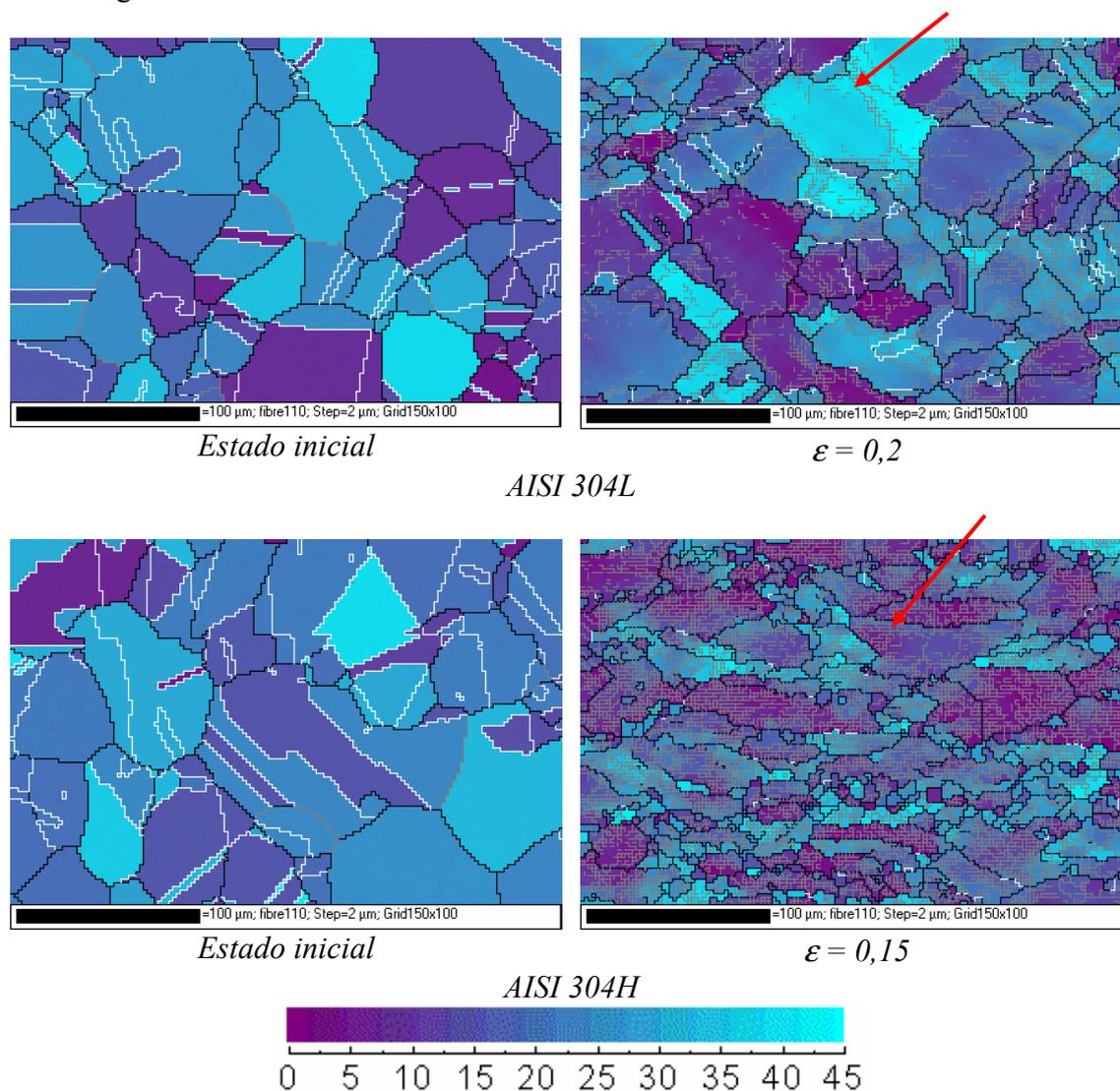


**Figura 6.43:** Curvas de fluencia para los aceros *AISI 304L* y *304H* deformados a 950°C con una velocidad de deformación de  $0.001\text{ s}^{-1}$ .

#### 6.2.1.1 Etapa de endurecimiento y restauración dinámica

La microestructura inicial, figura (6.44) está caracterizada por granos libres de distorsión a nivel de su red cristalina y un porcentaje muy alto de maclas. A un valor de deformación de 0.2, la curva de fluencia que refleja el comportamiento mecánico, figura 6.43, muestra que el acero *AISI 304L* está en la etapa de endurecimiento y restauración dinámica. Más adelante en el histograma de distribución de desorientación, figura (6.48), se observa un repentino aumento de desorientaciones inferiores a  $15^\circ$ , especialmente al compararlo con el estado inicial. Este hecho se pone de manifiesto por la formación de subgranos, líneas grises en los mapas de la figura (6.44), que son en

realidad resultado de la formación de paredes de dislocaciones que provocan una ligera desorientación local. Al aumentar el grado de deformación aumenta la densidad de dislocaciones, observándose un aumento de la densidad de subordes dentro del grano deformado. Asimismo se nota también que el endurecimiento no está repartido de una forma uniforme dentro del grano y que hay una presencia preferente de dislocaciones en la vecindad de los bordes de grano (ver las flechas de la figura (6.44)). La desaparición de los bordes de maclas se debe a la desorientación causada por la deformación que ocurre en los dos lados del borde de maclas que en consecuencia pierden su coherencia y se convierten en bordes de granos convencionales representados por líneas negras en las cartografías del *EBS*.

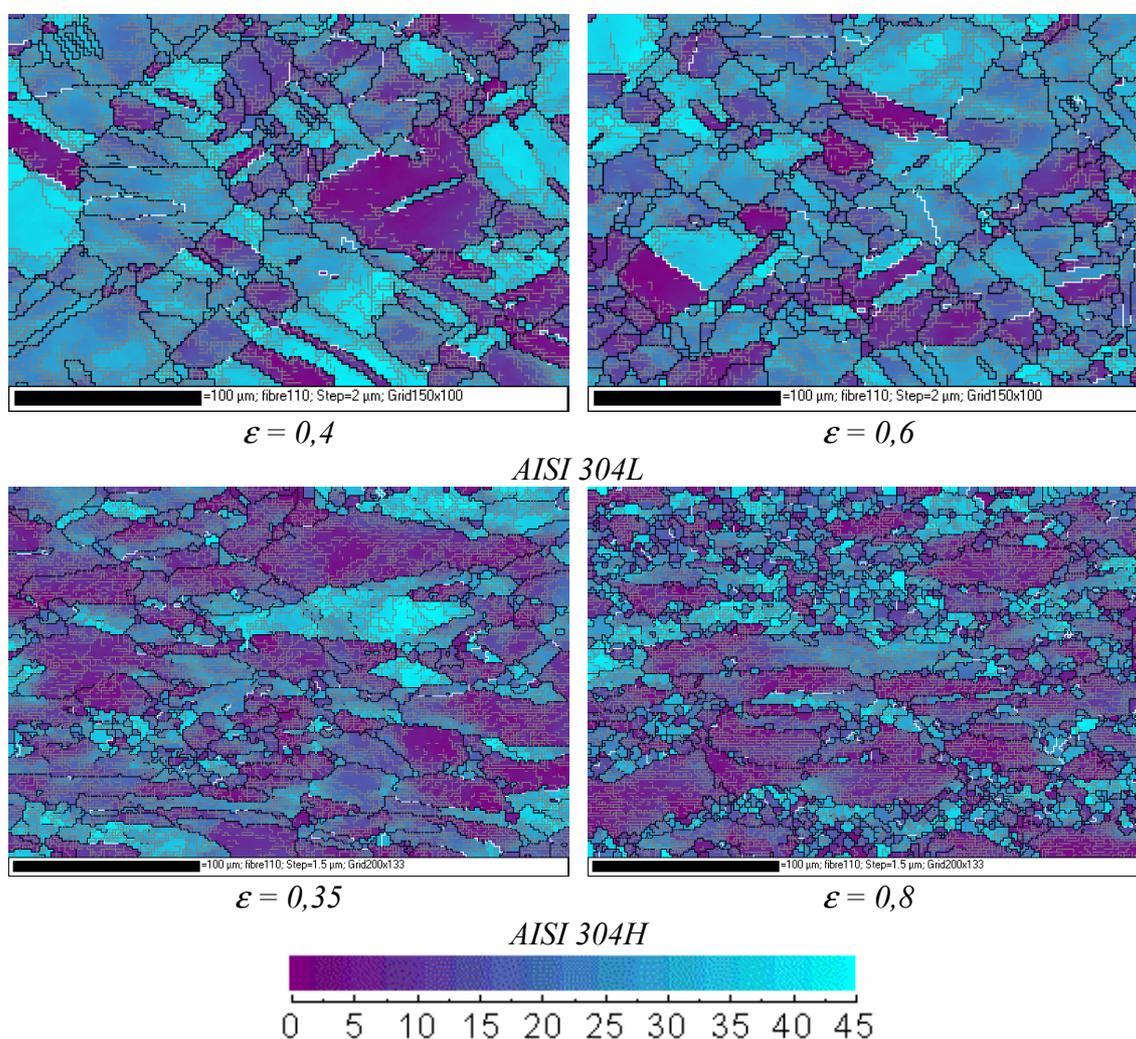


**Figura 6.44:** Microestructuras de partida y en los primeros grados de deformación para los aceros *AISI 304H* y *AISI 304L*.

#### 6.2.1.2 Etapa de transición

Para la deformación 0.4 donde ya se ha iniciado el ablandamiento por RDX aumentan más las desorientaciones por debajo de  $15^\circ$  y llegan a su máximo. Esto puede ser explicado, para este grado de deformación, por la presencia de los subgranos y al mismo tiempo de los núcleos de los nuevos granos recristalizados en el borde del grano

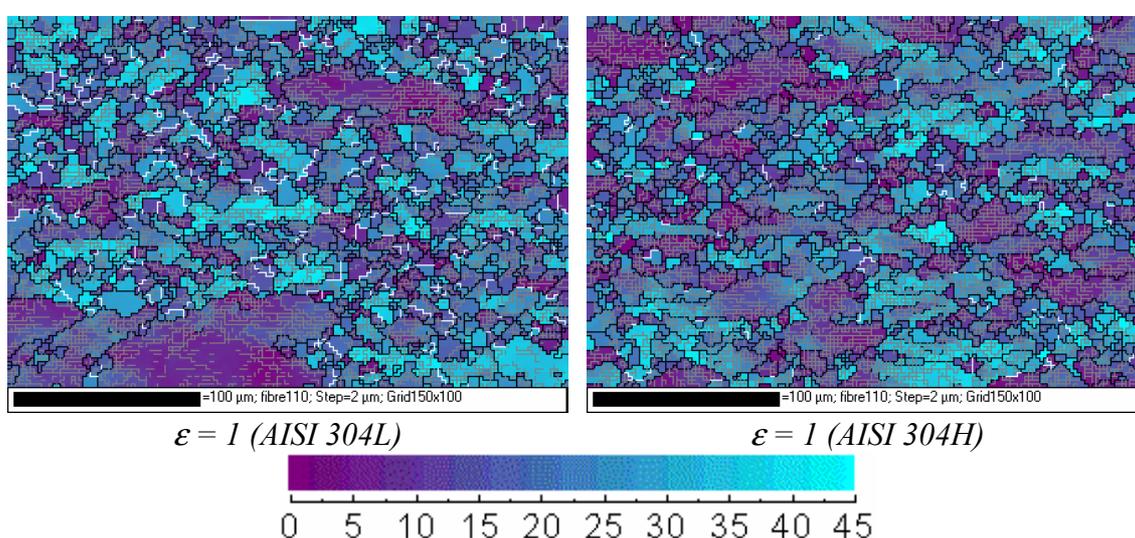
original, según el mecanismo clásico de nucleación por collar. No obstante la disminución de bordes de maclas observada en los dos materiales es debida a su consumo en el proceso de nucleación porque actúan como sitios de nucleación. A  $\varepsilon = 0.6$  se observa una disminución de las orientaciones inferiores a  $15^\circ$ , es decir una red cristalina menos distorsionada, figura (6.46) mientras la cantidad de bordes de maclas siguen siendo similares a los de  $\varepsilon = 0.4$ . Se puede ver que los granos originales están relativamente alargados en la dirección perpendicular a la dirección de compresión y los granos más endurecidos están orientados según la dirección de fibra  $\langle 110 \rangle$ . Además, los nuevos granos son equiáxicos, orientados de una forma aleatoria, con una notable presencia de bordes de maclas en los nuevos granos. Los nuevos granos recrystalizados van aumentando de fracción en volumen con la deformación en los dos aceros, y por esto se puede concluir que el ablandamiento observado en las curvas de fluencias es proporcional a la fracción recrystalizada. La comparación entre los dos aceros *AISI 304H* y *AISI 304L* no muestra diferencias claras excepto el alto porcentaje de maclas para el acero menos aleado en todos los valores de deformación.



**Figura 6.45:** Microestructuras correspondientes a los grados de deformación de 0,4-0,6 y 0,35-0,8 para los aceros *AISI 304L* y *304H* respectivamente.

### 6.2.1.3 Etapa de estado estable

Finalmente al valor de deformación más alto que permite la máquina de ensayo, las microestructuras resultantes se caracterizan por un bajo nivel de desorientaciones menores de  $15^\circ$  aunque son bastante elevadas en comparación al estado inicial en el caso de los dos aceros. Los bordes de macla aparecen en los nuevos granos que se caracterizan por muy poca distorsión en su red cristalina, figura (6.46), mientras el porcentaje de los bordes de macla en el estado estable se mantiene claramente por debajo del estado inicial. La microestructura es heterogénea y formada por una amplia distribución de tamaños de grano repartido de una manera bastante uniforme a lo largo del material. Los granos se pueden clasificar en dos: una población casi libre de distorsión de su red cristalina (acaban de formarse) y otra fuertemente distorsionada. La presencia de las dos poblaciones confirma que el estado estable es el balance del equilibrio entre los procesos de ablandamiento y endurecimiento.

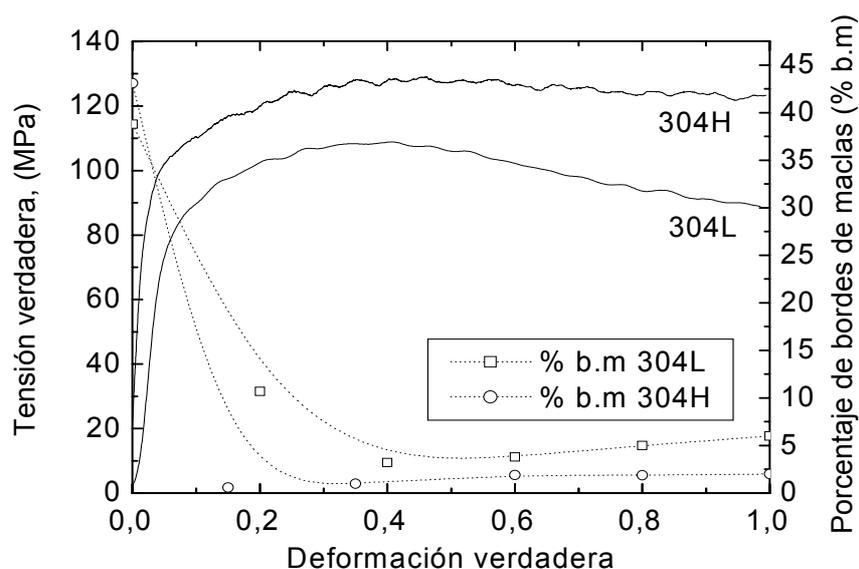


**Figura 6.46:** Microestructuras correspondientes a una deformación de 1 para los aceros AISI 304L y 304H.

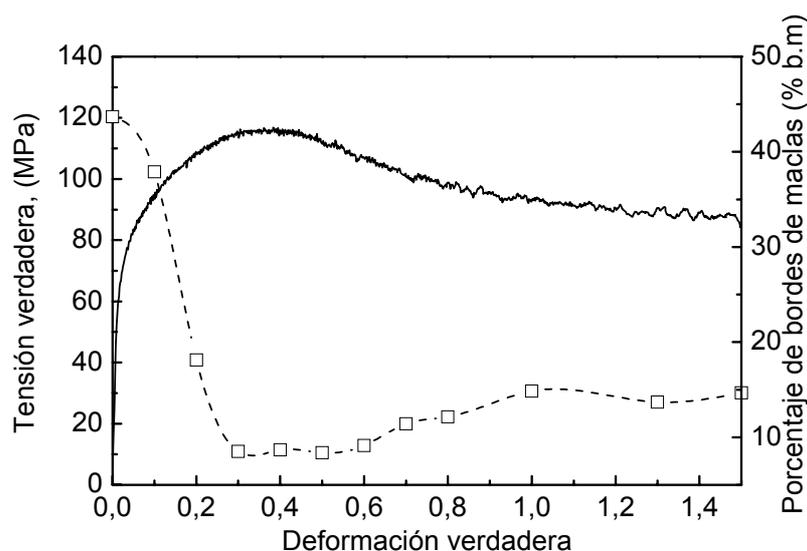
### 6.2.3 Parámetros microestructurales

#### \* Evolución de los bordes de maclas

De los análisis por EBSD, se ha determinado la evolución del porcentaje de bordes de maclas para cada grado de deformación, en los dos aceros AISI 304L y AISI 304H. Dicho porcentaje representa la relación entre la longitud de los bordes especiales de orientación  $60^\circ$  según el eje  $\langle 111 \rangle$  y la longitud total de los bordes de grano de desorientación superior a  $15^\circ$  en la superficie barrida. Para los dos aceros el porcentaje de bordes de maclas está directamente relacionado con la cinética de la RDX. Como muestra la figura (6.47), durante la etapa de endurecimiento y restauración dinámica el porcentaje de borde de maclas disminuye fuertemente hasta la deformación de pico, es decir, al comienzo de la etapa de transición donde aumenta ligeramente, y se estabiliza en la etapa de saturación. Este comportamiento de porcentaje de bordes de maclas está perfectamente de acuerdo con las observaciones aportadas sobre la microestructura del párrafo anterior. Gavard y Montheillet [2000] han observado el mismo comportamiento de porcentaje de bordes de maclas en el acero modelo de alta pureza HP.



(a)

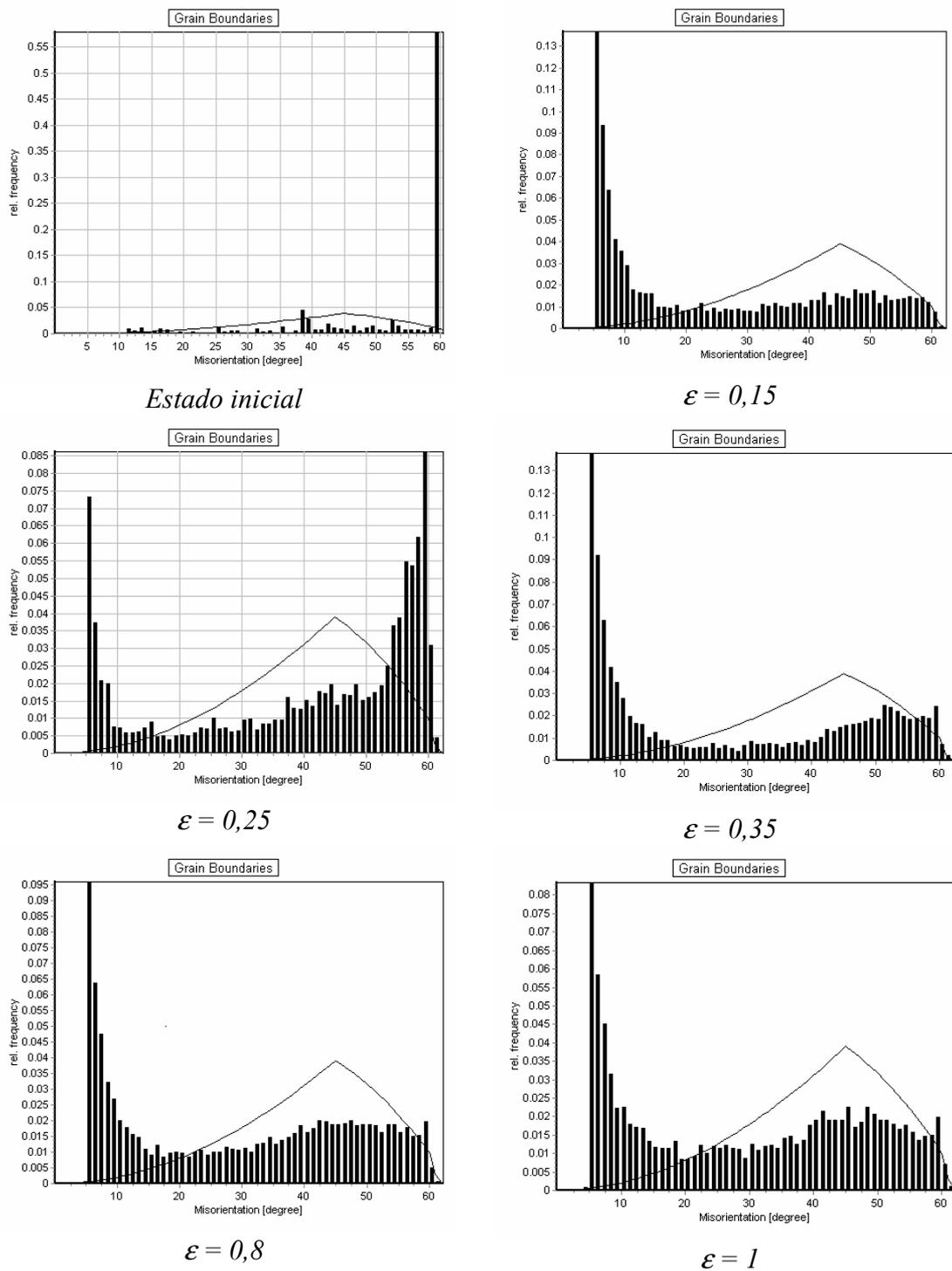


(b)

**Figura 6.47:** (a) Evolución del porcentaje de bordes de maclas en los aceros comerciales AISI 304L y AISI 304H deformados a  $T=950^{\circ}\text{C}$  y  $\dot{\epsilon}=0.001\text{ s}^{-1}$  y (b) en el acero de alta pureza HP deformado a  $T=850^{\circ}\text{C}$  y  $\dot{\epsilon}=0.001\text{ s}^{-1}$  (Gavard y Montheillet, [2000]).

\* Diagramas de desorientación

Los diagramas de desorientación están de acuerdo con los mapas de orientación de la figuras (6.44), (6.45) y (6.46), y muestra la fuerte presencia de subestructuras simultáneamente con la caída del porcentaje de bordes de maclas, a bajos valores de deformación. Para altos valores de deformación se mantiene un alto porcentaje de subestructuras y se estabiliza el porcentaje de borde de maclas a valores claramente inferiores a los encontrados en el estado estable.

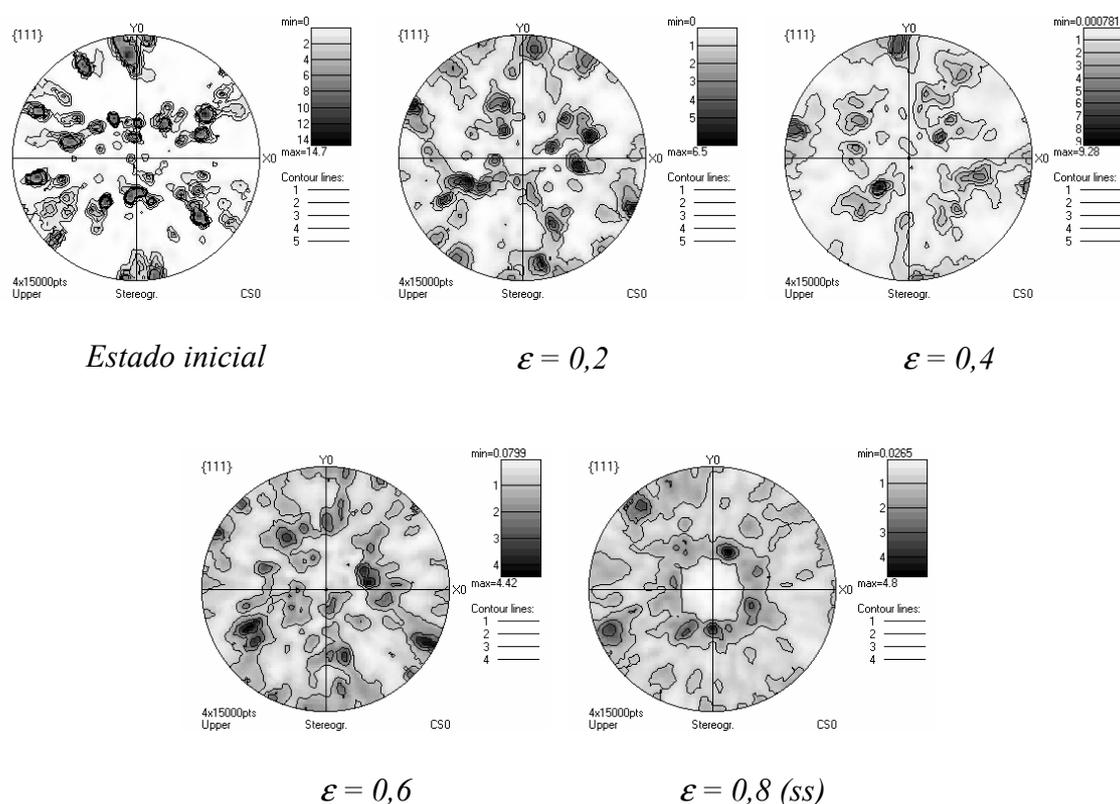


**Figura 6.48:** Cambios de desorientaciones durante la recrystalización dinámica de pico simple en el acero AISI 304H deformado a  $T=950^{\circ}\text{C}$  y  $\dot{\epsilon} = 0.001 \text{ s}^{-1}$ .

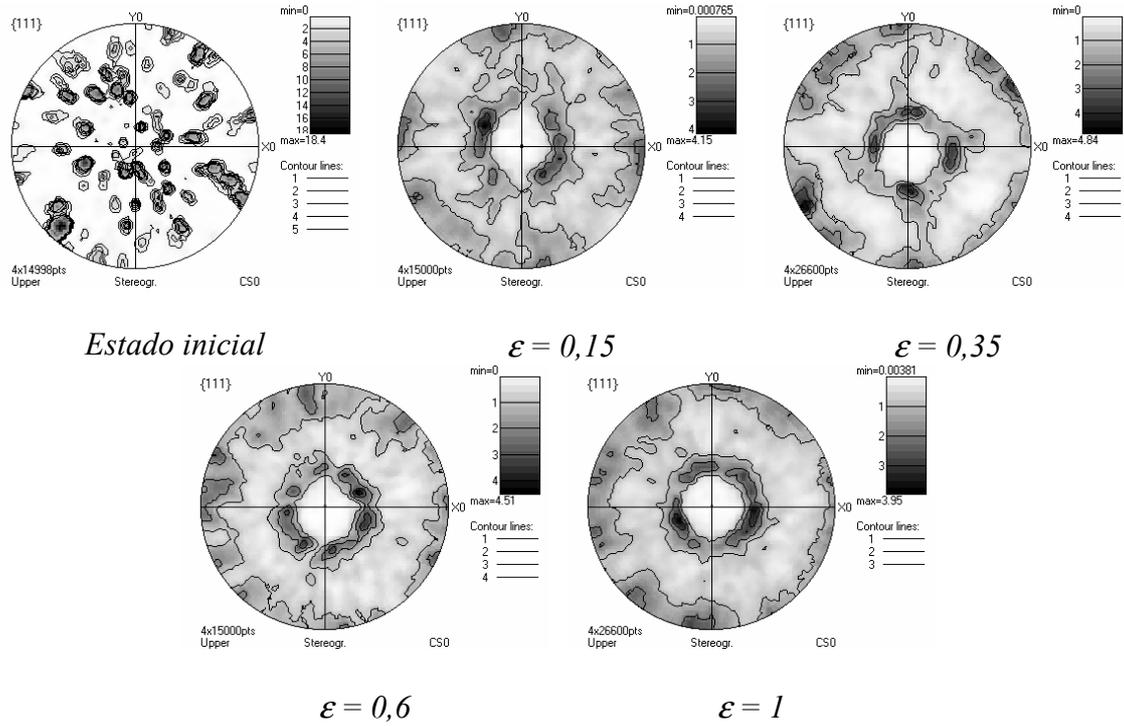
## \* La microtextura

Las figuras de polo realizadas a partir de las cartografías del EBSD muestra la existencia de una textura de fibra  $\langle 110 \rangle$  de baja intensidad, que se ilustra como forma de corona en el estado estable (figura (6.49) y (6.50)). Dicha textura se forma de manera progresiva con el aumento de la deformación. Sin embargo, el número de granos analizados aumenta cada vez que aumenta la deformación debido al afinamiento de grano que se pone en manifiesto durante a la RDX de pico simple. Como la nucleación y el crecimiento de granos no modifican la textura global del material después de la etapa de endurecimiento y restauración dinámica, se puede concluir que no hay textura de recristalización asociada de forma directa a la RDX. Gavard y Montheillet [2000] han observado un comportamiento similar en el acero de alta pureza como muestra la figura (6.51).

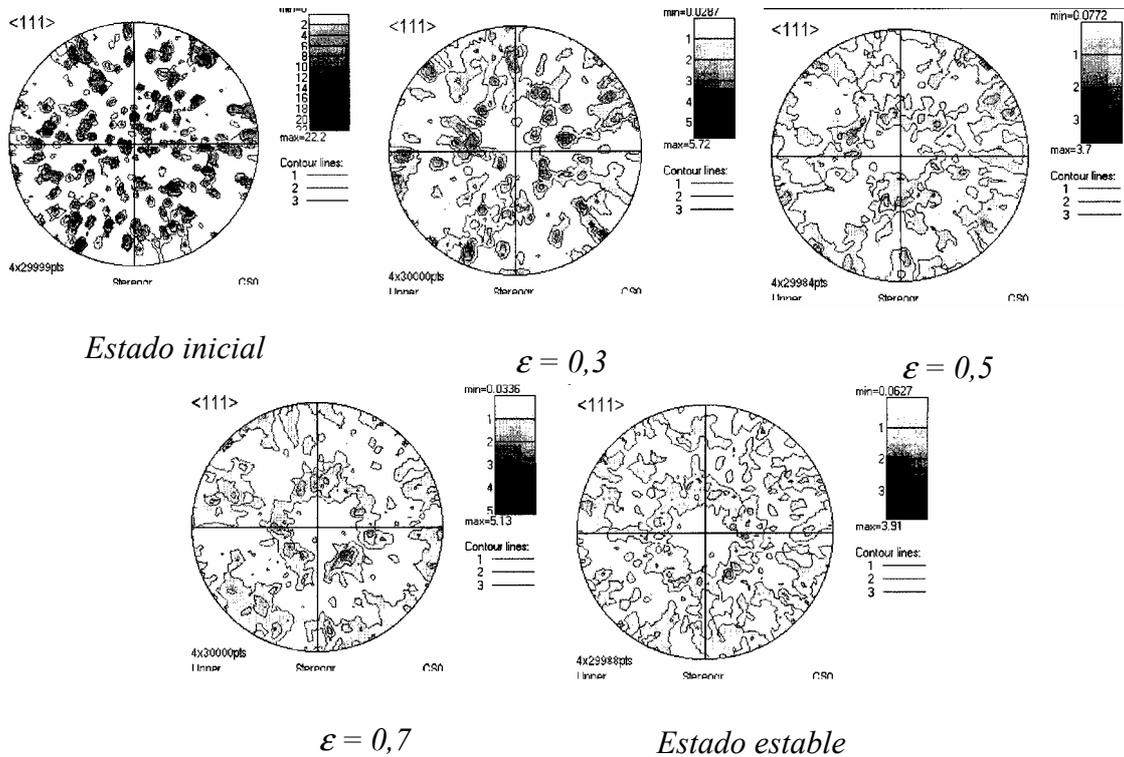
Comparando las figuras de polo de los tres materiales *AISI 304H*, *AISI 304L* y el acero de alta pureza *HP* se puede ver que en el acero más aleado la formación de corona se consigue a deformaciones más bajas que en el aceros de bajo aleación y de alta pureza. Además, la textura asociada a la fibra  $\langle 110 \rangle$  es menos intensa en el acero *AISI 304H*.



**Figure 6.49:** Evolución de la microtextura en función de la deformación para un el acero AISI-304L deformado a  $T=950^{\circ}\text{C}$  y  $\dot{\epsilon} = 0,001 \text{ s}^{-1}$ .



**Figure 6.50:** Evolución de la microtextura en función de la deformación para el acero AISI-304H deformado a  $T=950^{\circ}\text{C}$  y  $\dot{\epsilon} = 0,001 \text{ s}^{-1}$ .



**Figure 6.51:** Evolución de la microtextura en función de la deformación para el acero HP deformado a  $T=850^{\circ}\text{C}$  y  $\dot{\epsilon} = 0,001 \text{ s}^{-1}$  [Gavard, 2000].