

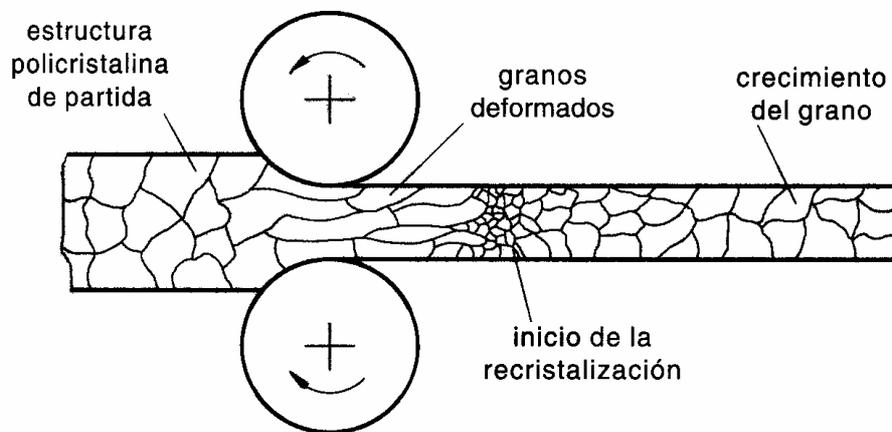
## *CAPÍTULO II*

### *La deformación en caliente*

En este capítulo se resume el conocimiento sobre el conformado en caliente explicando los mecanismos que intervienen durante este proceso, en donde los fenómenos protagonistas son el endurecimiento por deformación, la restauración dinámica y/o la recristalización dinámica.

## 2.1 Introducción

Para la obtención de piezas con formas y dimensiones determinadas, se necesita la elaboración del acero inoxidable como cualquier otro material metálico. Esta conformación plástica se puede realizar en caliente o en frío. La deformación plástica se consigue mediante una variedad de técnicas que, utilizando instalaciones y ciclos de fabricación apropiados, permiten diversas modalidades de deformación del material a escoger en función de la forma final deseada. Sin embargo, la deformación plástica en caliente o el conformado en caliente, se realiza llevando el material a elevadas temperaturas, a fin de obtener deformaciones importantes aplicando esfuerzos relativamente limitados. Además, los procesos de conformado en caliente permiten la modificación de la estructura metalográfica y el tamaño de grano. La figura (2.1) muestra esquemáticamente el caso del conformado en caliente obtenido por laminación, en la que se ponen en evidencia las modificaciones estructurales relacionadas con el ciclo térmico y la modalidad de la deformación.



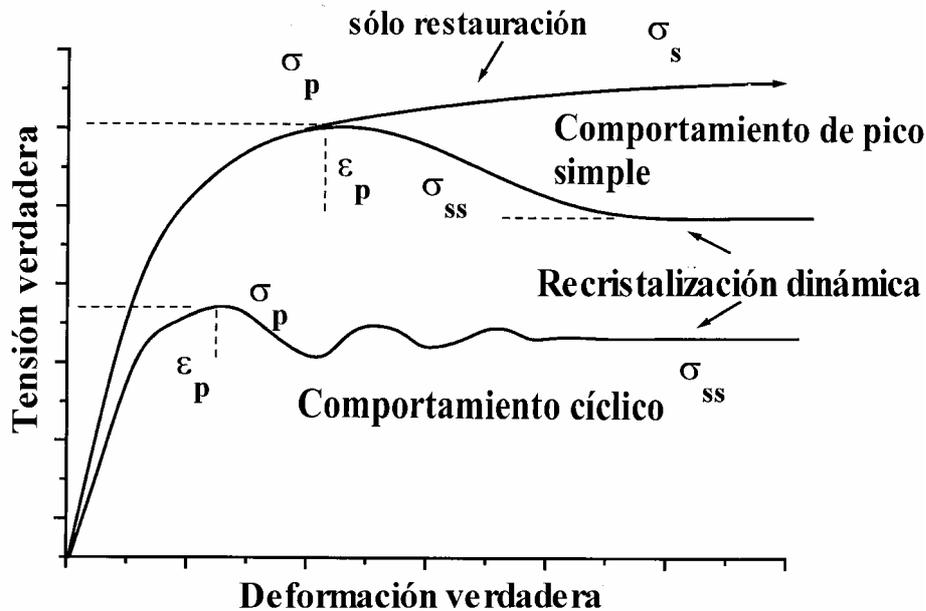
**Figura 2.1:** *Influencia de la laminación en caliente sobre la estructura cristalina.*

Durante el conformado en caliente, independientemente del proceso industrial realizado, los procesos que controlan el tamaño de grano resultante son la recristalización estática y dinámica, (Ahlblom [1982]), que dependen a su vez de la microestructura de partida del material y su composición química y de las condiciones de deformación (temperatura, velocidad de deformación y el grado de deformación solicitada). Esto permite mejorar las propiedades mecánicas del acero inoxidable aumentando su ductilidad e impidiendo la formación de microfisuras, (Decroix y col [1968]).

Para un mejor entendimiento de los fenómenos que se ponen en marcha durante los procesos de deformación plástica a nivel industrial, en donde la recristalización dinámica tiene lugar, (un fenómeno todavía mal entendido (McQueen [1992]) y en consecuencia difícil de controlar (Sakai y Jonas [1984] y Ponge y Gottstein [1998])), los ensayos mecánicos de laboratorio como compresión, tracción y torsión permiten simular procesos industriales complejos y de hecho facilitan el entendimiento de dichos fenómenos.

Los ensayos de compresión uniaxial en caliente, son ensayos mecánicos de laboratorio cuyo objetivo es simular procesos industriales como forja, laminación, extrusión..etc. A partir de él, se obtienen curvas de fluencia que son una representación gráfica de la tensión verdadera en función de la deformación verdadera y que reflejan el comportamiento de un

material conformado en caliente. Como muestra la figura (2.2), estas curvas se dividen en tres etapas: etapa de endurecimiento y restauración dinámica, etapa de transición, donde se observa una caída de tensión debida a la recristalización dinámica, y etapa de saturación o del estado estable. La caída de tensión observada durante la etapa de transición puede ser de forma continua, y en este caso se habla de una recristalización dinámica de pico simple, o en forma de oscilaciones, llamada recristalización dinámica de pico múltiple. Ambos dependen de las condiciones de deformación y las propiedades intrínsecas del material.



**Figura 2.2:** Representación esquemática de la recristalización dinámica discontinua en diferentes condiciones de deformación.

En algunos materiales no se observa la caída de tensión y la curva está compuesta solamente por dos etapas sin presentar transición. Se dice entonces que el material sólo presenta restauración dinámica. Esto es debido entre otras causas, a la energía de falla de apilamiento (E.F.A) que es un parámetro intrínseco del material y que se puede definir como la permeabilidad de un material al movimiento de dislocaciones en su red cristalina y al mismo tiempo su capacidad para generarlas. Así los metales se clasifican en dos categorías: materiales de alta E.F.A ( $> 90 \text{ mJ/m}^2$ ) y de baja E.F.A ( $< 10 \text{ mJ/m}^2$ ). En el caso de la primera categoría de materiales (aluminio, aceros calidad ARMCO, aceros inoxidables ferríticos,..) la restauración dinámica es muy eficaz porque la movilidad de las dislocaciones es muy alta. Las paredes de dislocaciones formadas en los primeros instantes de la etapa de endurecimiento se convierten en subordes de grano, y rápidamente, conforme la deformación progresa, en límites de grano. El tipo de recuperación dinámica que ocurre en esta categoría de materiales durante el conformado en caliente es la denominada recristalización dinámica continua (Perdrix y Montheillet [1982]). El término “dinámica” hace referencia a que la recristalización empieza y termina con el proceso de conformado todavía en marcha, al contrario del caso estático donde la recristalización ocurre durante el recocido después de pasar por un proceso (o varios) de conformado en frío. El término “continuo” se refiere a que el proceso de formación de nuevos granos se consigue de forma continua y progresiva con la deformación. En muchas referencias bibliográficas a este proceso lo consideran como restauración dinámica porque no se observa la caída de tensión en las curvas de fluencia. Pero los estudios sobre la

microestructura resultante de la deformación, de Gourdet y Montheillet [2000] sobre aluminio y Belyakov y Sakai [1998], sobre acero ferrítico, han mostrado que se trata de formación de nuevos granos, con mecanismos diferentes del caso convencional de la recristalización dinámica discontinua.

Los aceros inoxidable austeníticos, el níquel, el cobre y sus aleaciones, los aceros al carbono en estado austeníticos, son materiales de baja y moderada energía de falla de apilamiento y por lo tanto sus dislocaciones están fuertemente dissociadas y en consecuencia el proceso de restauración es poco eficaz. El conformado en caliente de estos materiales está caracterizado por la recristalización dinámica discontinua, ver figura (2.2), de pico simple (bajas temperaturas y/o altas velocidades de deformación) o cíclica (altas temperaturas y/o bajas velocidades de deformación). A nivel microestructural esto conduce a un afinamiento de grano en el primer caso y a un crecimiento en el segundo. El término discontinuo hace referencia al proceso de nucleación y crecimiento de nuevos granos libres de dislocaciones. Se trata de un proceso de ablandamiento compuesto que implica diferentes mecanismos elementales: endurecimiento, restauración dinámica, nucleación y crecimiento. El equilibrio entre los procesos de endurecimiento y ablandamiento conduce a un estado de fluencia estable.

## 2.2 Etapa de endurecimiento y de restauración dinámica

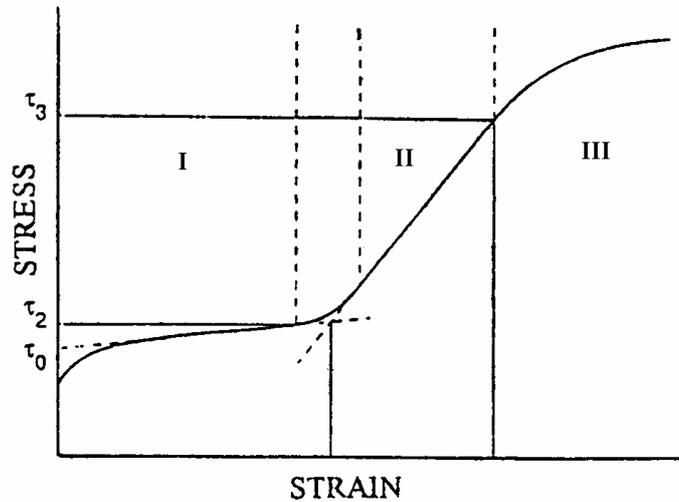
Las dos clases de materiales de baja y alta energía de falla de apilamiento tienen un comportamiento similar en la primera parte de la deformación. Esta etapa de endurecimiento por deformación se caracteriza por una multiplicación de dislocaciones (hasta un millón de veces) como consecuencia del acomodo de la red cristalina con la deformación plástica aplicada. Estas mismas dislocaciones se mueven en la red cristalina de dos formas dependiendo de la temperatura y los tipos de obstáculos que encuentran en su recorrido: por deslizamiento o por escalada. A señalar que cada estructura cristalográfica tiene unos planos privilegiados de deslizamiento que son generalmente los planos más densos de la red cristalina (FCC  $\{111\}$ , CC  $\{110\}$  y HC  $\{0001\}$ ). En valores bajos y intermedios de la temperatura el proceso de deformación está controlado por el deslizamiento. Mientras en el caso contrario (altas temperaturas) lo que domina es la escalada de dislocaciones, y en consecuencia el proceso de deformación está controlado por difusión.

A medida que se deforma el material aumenta la resistencia de éste a la deformación, fenómeno conocido como endurecimiento por deformación. El endurecimiento de un material, se pone de manifiesto tanto mecánica como microestructuralmente. Desde el punto de vista mecánico ocurre un aumento en la resistencia del metal durante la deformación irreversible cuando la tensión aplicada supera su límite elástico y tiene como consecuencia el aumento de la dureza. A nivel microestructural se manifiesta un aumento de la densidad de dislocaciones, activando las fuentes que generan dislocaciones (Frank–Red) y la formación de celdas de subgranos. En un monocristal durante el endurecimiento se caracterizan tres etapas diferentes según el valor de la tensión aplicada (ver la curva de la figura (2.3)):

Etapa I: Un sólo sistema de deslizamiento es activado y pocos obstáculos se oponen al movimiento de las dislocaciones. El endurecimiento es lento.

Etapa II: Se produce una rotación del cristal y dos sistemas de deslizamiento son activados simultáneamente. De la curva se ve que el endurecimiento sigue una línea recta, más conocido como “Endurecimiento lineal”.

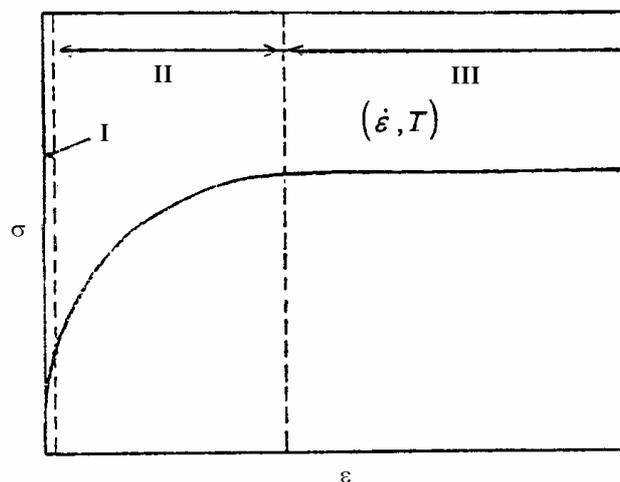
Etapa III: En general más de dos sistemas de deslizamiento están activados; se forma celdas seguidas de una restauración dinámica que es un mecanismo de reordenación y eliminación de dislocaciones formando subceldas o aniquilándose entre ellas, figura (2.4).



**Figura 2.3:** Representación esquemática de las etapas de endurecimiento de un monocristal [Hertzberg 1995].

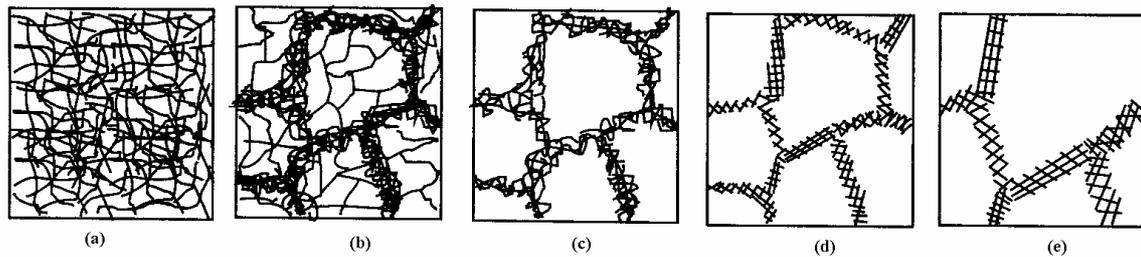
En las dos últimas etapas se aprecia un aumento rápido en la densidad de dislocaciones, de  $10^6 \text{ cm/cm}^3$  hasta  $10^{12} \text{ cm/cm}^3$  (en el caso de un metal recocido).

En los materiales de baja energía de falla de apilamiento, como el caso de los aceros inoxidable austeníticos, el deslizamiento cruzado está restringido y los obstáculos que se oponen al movimiento de dislocaciones son más difíciles de superar comparándolo con el caso de los materiales de alta energía de falla de apilamiento.



**Figura 2.4:** Curva de fluencia en el caso de la restauración dinámica de un policristal donde la etapa I es la deformación elástica, etapa II de endurecimiento y restauración dinámica y la etapa III el estado de saturación.

La evolución de estas últimas subestructuras con la deformación es lo que controla el proceso de recristalización dinámica. La restauración de dislocaciones no es un sólo proceso microestructural sino una serie de micromecanismos que son representados de forma esquemática en la figura (2.5).



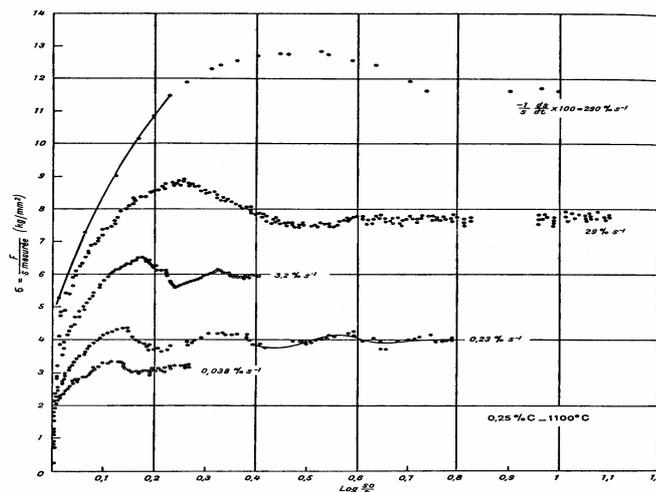
**Figura 2.5:** *Diferentes etapas de la restauración dinámica para un material deformado: (a) generación de dislocaciones (b) formación de celdas (c) aniquilación de dislocaciones dentro de las celdas (d) formación de subgranos (e) y su crecimiento [Humphreys y Hatherly, 1995].*

### 2.3 Etapa de transición

La recristalización dinámica también tiene una manifestación tanto mecánica como microestructural. Consiste en la nucleación y el crecimiento de nuevos granos que permite eliminar una parte de las dislocaciones generadas durante la etapa de endurecimiento y restauración dinámica. Su inicio necesita un tiempo de incubación antes de que su efecto ablandador marque la caída de tensión observada en las curvas de fluencia.

#### 2.3.1 El comportamiento mecánico durante la recristalización dinámica

La etapa de transición está asociada a una caída clara en la tensión de fluencia, figura (2.6), donde la recristalización dinámica, que modifica fuertemente la microestructura, es el mecanismo responsable del ablandamiento producido. Rossard y Blain [1959] fueron los primeros en describir el fenómeno en los aceros al carbono. Esta caída de tensión está acompañada de una disminución de la densidad de dislocaciones.



**Figura 2.6:** *Curvas de fluencia para un acero al carbono donde se ve el cambio de comportamiento de pico simple a pico múltiple al bajar la velocidad de deformación [Rossard y Blain, 1959].*

La formación de nuevos granos esencialmente en los bordes de granos deformados y su crecimiento mediante la migración de sus bordes bajo la fuerza motriz consecuencia de la diferencia en densidad de dislocaciones, es el mecanismo que disminuye la densidad de dislocaciones de una forma más eficaz que la restauración dinámica. Este fenómeno no se pone de manifiesto hasta pasar una cierta deformación llamada deformación crítica  $\epsilon_c$  en la que aparecen los primeros núcleos, (McQueen y J.J Jonas [1975]).

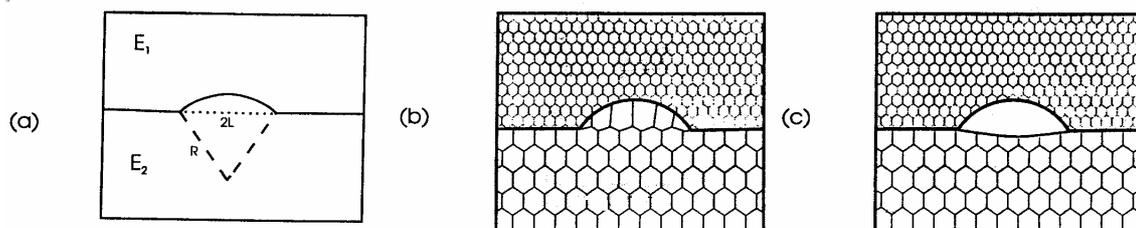
### 2.3.2 Evolución de la microestructura durante la recristalización dinámica

La recristalización dinámica asegura su continuidad hasta el estado de saturación dado que los primeros núcleos formados son susceptibles de endurecer dando lugar a nuevos núcleos, permitiendo el comienzo de otra ola de recristalización. Es claro que la recristalización dinámica como todo proceso de transformación está compuesta de dos procesos fundamentales: nucleación y crecimiento.

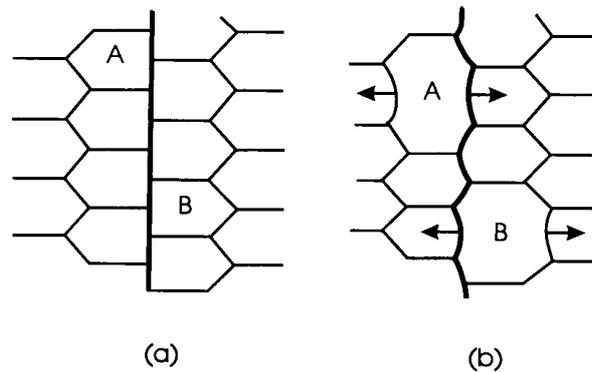
#### 2.3.2.1 Los procesos de nucleación

El proceso de nucleación sigue siendo la parte más ambigua de la totalidad del proceso de recristalización. No se trata de un proceso de nucleación en el sentido clásico (como la transformación de fase). Las teorías clásicas de nucleación heterogénea no se pueden aplicar en este caso porque las fuerzas motrices son bastantes bajas y la energía interfacial entre dos granos fuertemente desorientados es grande (Gavard, [2000]). La importancia del proceso de nucleación viene dada porque es un factor crítico en la determinación del tamaño y la orientación de los granos resultantes. El mecanismo de migración del límite de grano inducido por deformación (Beck y Sperry [1950]) es uno de los mecanismos reconocidos para la explicación del proceso de nucleación y consiste en una migración de una parte del borde de grano de alto ángulo de desorientación. En esta migración genera detrás de él un área libre de dislocaciones como muestra la figura (2.7). Después, ocurre la coalescencia de subgranos como muestra de forma detallada la figura (2.8). La orientación de los nuevos granos es similar a la orientación de los granos de donde proceden, sobre todo en bajos valores de deformación. Bellier y Doherty [1977], que han sido capaces de determinar la orientación de los nuevos granos formados, han confirmado que cuando la reducción es menos de 20%, en el caso de aluminio puro, la migración del límite de grano inducido por deformación es el mecanismo dominante. Luton y Sellars [1969] proponen un mecanismo similar basado en el concepto de abombamiento, "Bulging", de los bordes de grano iniciales, motivado por la coalescencia de subgranos vecinos y que ha sido observado en níquel y aleaciones hierro-níquel.

Roberts [1979], en un estudio sobre aceros inoxidable observa que la nucleación tiene lugar en el borde de los granos preexistentes, mediante el mecanismo de migración de límite de grano inducido por deformación.

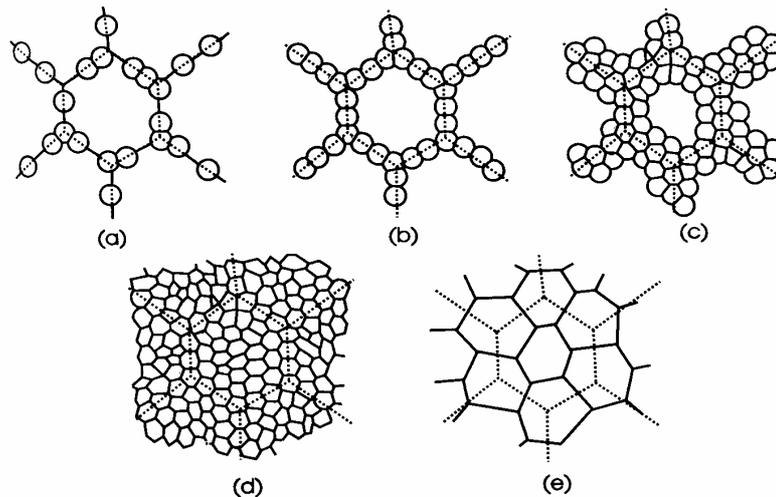


**Figura 2.7:** *Diferentes mecanismos para la nucleación de nuevos granos durante la recristalización dinámica mediante el mecanismo de migración del límite de grano inducido por deformación [Humphreys y Hatherly, 1995].*



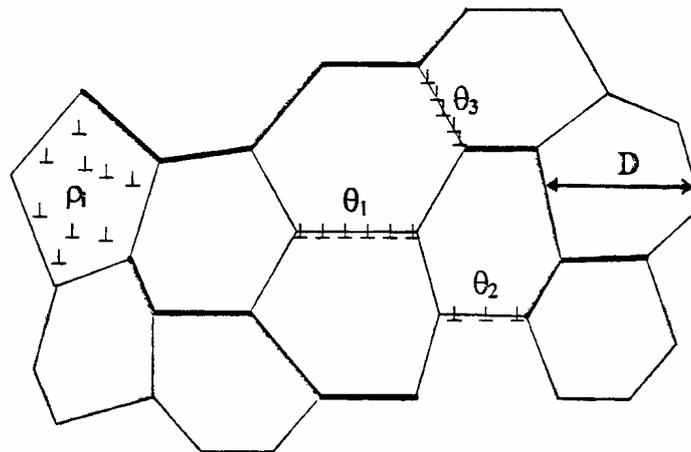
**Figura 2.8:** Representación esquemática de coalescencia de dos subgranos al lado de un borde de alto grado de desorientación. (a) Subestructura de partida. (b) Coalescencia de dos subgranos y su alargamiento con el proceso de deformación [Doherty y Cahn, 1972].

El proceso de recrystalización dinámica es consecuencia directa de la heterogeneidad de deformación en la microestructura. Las zonas de alto grado de heterogeneidad pueden generarse durante el proceso de deformación como en el caso de presencia de partículas de segunda fase, o bien ser el resultado del propio proceso de deformación como la migración del límite de grano inducido por deformación. La orientación de los nuevos granos recrystalizados está relacionada con los sitios de nucleación donde la recrystalización dinámica tiene lugar, lo cual afectará la textura resultante. Los bordes de granos iniciales se consideran un sitio de nucleación preferencial (figura (2.9)) porque separan regiones de clara diferencia de orientación. Otros lugares de nucleación son los denominados bordes de transición, zonas que separan bandas dentro del mismo grano con diferencias de orientaciones de bajo ángulo. Hu y Goodman [1963] y Walter y Koch [1963] han sido los primeros en observar la recrystalización en bordes de transición en el hierro. Las bandas de cizalladura, que se forman como consecuencia de la heterogeneidad de deformación debida a la inestabilidad durante el proceso de deformación, también son un sitio de nucleación para muchos materiales, (cobre y su aleaciones (Adcock[1922])), aluminio (Hjelen y col [1991]) y acero (Ushioda y col [1981]). Los mecanismos de nucleación en las bandas de cizalladura no parecen ser claros y la orientación de nuevos granos depende de cada material (Humphreys y Hatherly [1995]).



**Figura 2.9:** Representación esquemática de la nucleación por collar durante el proceso de recristalización dinámica de pico simple [Humphreys y Hatherly, 1995].

El mecanismo de nucleación en los materiales de alta E.F.A, consiste en la evolución de subgranos hacia granos mediante un cambio de naturaleza de bordes de subgranos de bordes de bajo grado de desorientación, hacia bordes de alto grado de desorientación”, lo que conduce a una rotación entre los diferentes subgranos, figura (2.10).



**Figura 2.10:** Representación esquemática de la formación de nuevos granos durante la recristalización dinámica continua. Las líneas finas corresponden a bordes de bajo ángulo de desorientación (subbordes) mientras las líneas gruesas, corresponden a bordes de altos ángulos de desorientación (bordes de granos), [Montheillet, 2000].

### 2.3.2.2 El proceso de crecimiento

Con independencia del sitio y los mecanismos de nucleación, una vez que el núcleo está formado, sus bordes empiezan a migrar bajo la fuerza motriz como consecuencia de la diferencia del grado de endurecimiento en ambos lados. El borde de grano migra hacia la zona de alta densidad de dislocaciones barriendo en su paso la distorsión producida en la etapa de endurecimiento y restauración dinámica. Dos mecanismos frenan este crecimiento:

- Los granos crecidos se encuentran y se bloquean mutuamente.

- Los nuevos granos se endurecen con la deformación, disminuyendo la fuerza motriz de crecimiento, que por fin le paran.

Prasad y Ravichandran [1991], en sus estudios sobre la recristalización dinámica para materiales C.C.C, y basándose en mapas de disipación de energía, consideran que la competencia entre la formación de intercaras (nucleación) y su migración (crecimiento) es el factor clave para determinar la naturaleza del proceso de la recristalización dinámica. Estos autores definen la intercaras como un borde formado por la restauración y el reordenamiento de dislocaciones generadas y que empieza a migrar al tener la configuración de un borde de alto grado de desorientación. Sus conclusiones se resumen en que el proceso de restauración dinámica ocurre mediante restauración mecánica en el caso de materiales de alta E.F.A, mientras es un proceso térmicamente activado en el caso de materiales de baja E.F.A. En lo que se refiere al proceso de recristalización dinámica estaría controlado por la migración de intercaras en el caso de los materiales de baja E.F.A, mientras que en los materiales de alta E.F.A la etapa que controla la recristalización es la formación de nuevas intercaras.

La recristalización dinámica es diferente de la recristalización estática, en el sentido de que en el segundo caso, los nuevos granos crecen hasta ocupar toda la estructura deformada. Además, la estructura resultante está totalmente recristalizada y con una tensión interna prácticamente nula. Mientras en el caso de la recristalización dinámica, los nuevos granos formados endurecen y crecen simultáneamente, afectando tanto al comportamiento mecánico como a la microestructura. La microestructura resultante de la recristalización dinámica de pico simple es mucho más fina que la obtenida en la recristalización estática, porque la nucleación es más intensa y continua, mientras el crecimiento está frenado por el endurecimiento.

### 2.3.2.3 El inicio de la recristalización dinámica

La recristalización dinámica empieza antes de alcanzar la deformación correspondiente a la tensión de pico, que se nota deformación de pico  $\epsilon_p$ , a un valor de deformación crítica  $\epsilon_c$ . Sin embargo, el ablandamiento que se produce justo después de la deformación crítica es local y el ablandamiento a una escala mayor, y mecánicamente observable, se produce al sobrepasar la deformación de pico. Algunos autores relacionan la deformación crítica con la de pico  $\epsilon_p$ , a valores que oscilan entre 0,61 y 0,72 dependiendo del material y los tipos de ensayos (torsión o compresión) ver tabla 2.I.

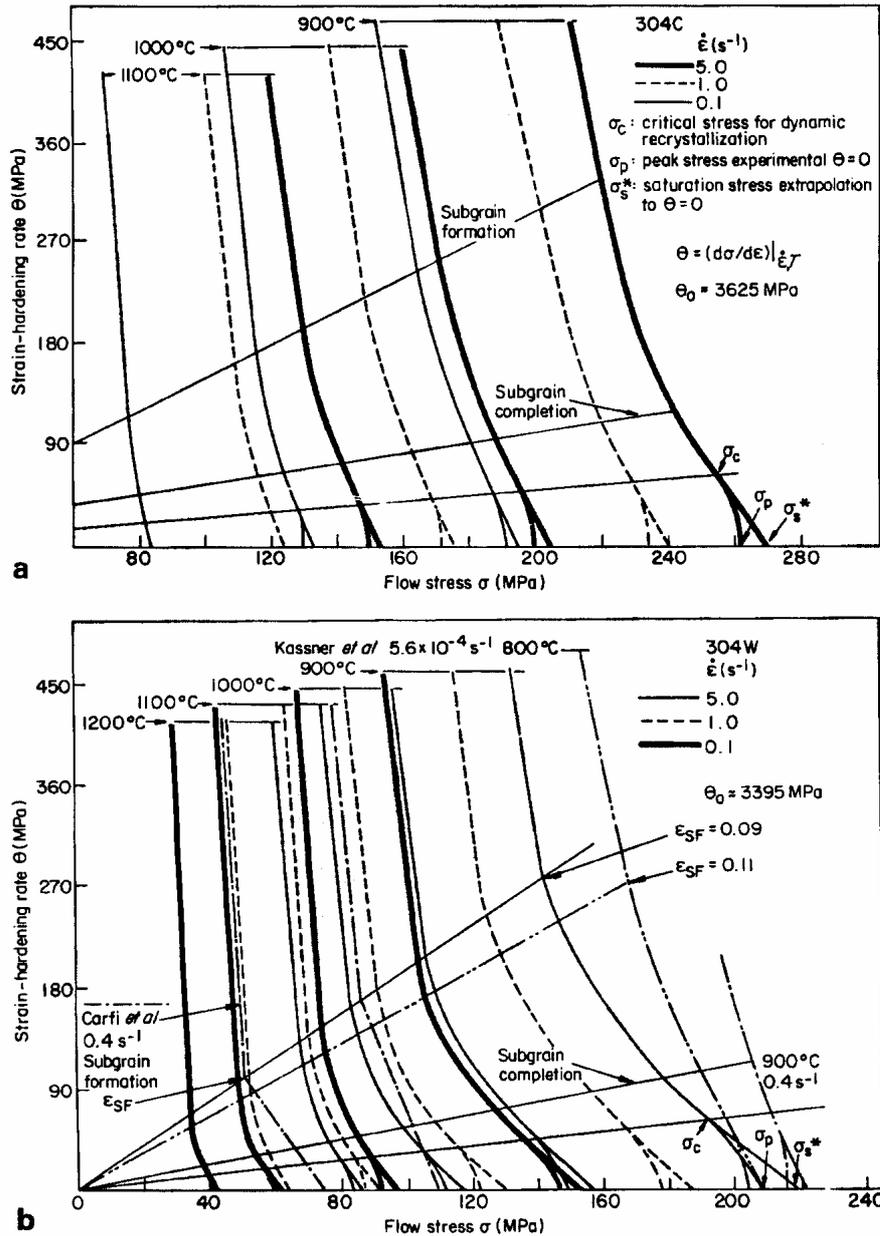
Aceros	301W	304C	304W	316C	316W	317C	317W
$\epsilon_c/\epsilon_p$	0.66	0.71	0.61	0.66	0.64	0.72	0.65

**Tabla 2.I:** Relación entre la deformación de pico y crítica para unas series de aceros inoxidables [Ryan y McQueen, 1990].

La determinación de la deformación crítica se puede realizar por detección del punto de inflexión en las curvas de la velocidad de endurecimiento vs tensión de fluencia. Dicha velocidad de endurecimiento por deformación está dada por:

$$\Theta = \left. \frac{\partial \sigma}{\partial \epsilon} \right|_{\epsilon, T} \quad (2.1)$$

Cuando  $\Theta$  es igual a cero es cuando el proceso de ablandamiento está compensando totalmente al endurecimiento, y se corresponde a la deformación crítica  $\epsilon_p$ . La figura (2.11) presenta la curva de tensión verdadera en función de la velocidad de endurecimiento para algunos aceros inoxidables. Dicha curva está compuesta de tres partes: una lineal debida al endurecimiento por deformación, una segunda parte de forma parabólica debida a la formación de subgranos y la tercera que comienza directamente después del punto de inflexión que marca el ablandamiento debido al inicio de la recrystalización dinámica.



**Figura 2.11:** Curvas de velocidad de endurecimiento frente a la tensión de fluencia para aceros inoxidables (a) AISI 304 trabajados en frío (b) AISI 304 colados [Ryan y McQueen, 1990].

#### 2.4 El estado estable o de saturación

En materiales de alta energía de falla de apilamiento la restauración dinámica es muy eficaz y ocurre con cierta rapidez evitando la recristalización dinámica por lo que las tensiones de fluencia aumentan rápidamente a valores relativamente bajos de deformación (Gourdet y Montheillet [2000]). Sin embargo en materiales de baja energía de falla de apilamiento la restauración dinámica es poco eficaz, la densidad de dislocaciones  $\rho$  se mantiene alta, lo que permite el inicio de la recristalización dinámica. En los dos casos, la tensión del estado estable o la de saturación marca el estado en donde la microestructura evoluciona a nivel local (escala de granos) de una forma permanente y la mantiene globalmente (escala del material) constante, con todos los valores promedios de los parámetros microestructurales asimismo constantes (densidad de dislocaciones, tensión de estado estable, tamaño promedio de grano recristalizado). Dicha situación se debe según Derby y Ashby [1987] a un estado de equilibrio dinámico entre las cinéticas de nucleación y crecimiento de nuevos granos por una parte y las cinéticas de endurecimiento y restauración de otra.

#### 2.5 La relación entre el tamaño de grano recristalizado y la tensión de estado estable

En la etapa del estado estable, aunque la tensión se mantiene constante la microestructura se sigue desarrollando pero de tal forma que el promedio de los otros parámetros mecánicos permanece constante. El parámetro más importante asociado a esta etapa es el tamaño promedio del grano recristalizado  $D_s$  el cual depende de la tensión del estado estable. McQueen y Jonas [1975] han propuesto una fórmula empírica que relaciona la tensión de estado estable  $\sigma_{ss}$  con el tamaño promedio de grano recristalizado  $D_s$  de la forma siguiente:

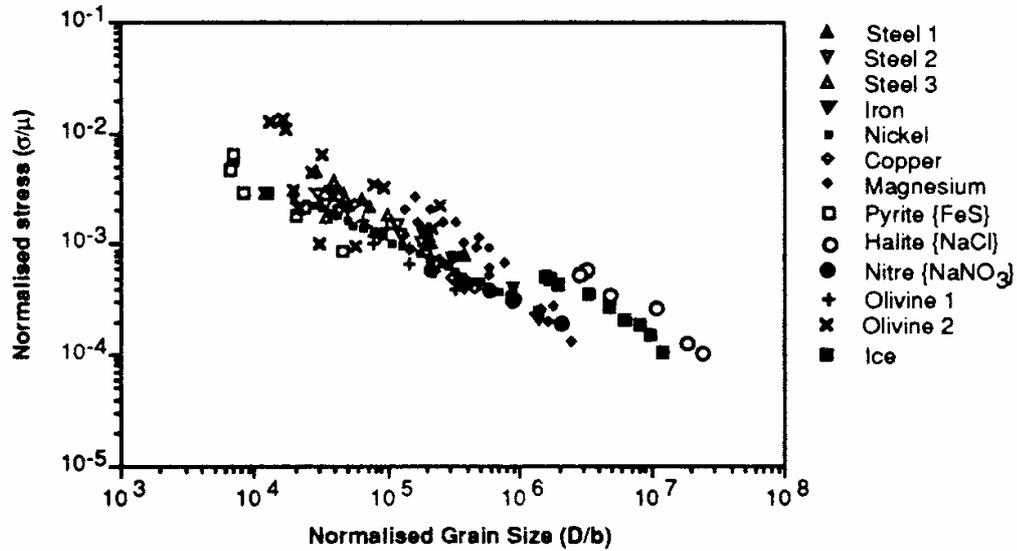
$$\sigma_{ss} = K D_s^{-m} \quad (2.2)$$

donde  $m < 1$  y  $K$  son constantes. Twiss [1977] aplicando esta fórmula a varios materiales propone una relación universal normalizando la tensión por el módulo de cizalladura  $\left(\frac{\sigma}{\mu}\right)$  y el tamaño de grano por el vector de Burger  $\left(\frac{D}{b}\right)$  de la forma siguiente:

$$\left(\frac{\sigma}{\mu}\right)\left(\frac{D}{b}\right)^{0.8} \approx 15 \quad (2.3)$$

Derby [1992] ha aplicado la aproximación para un gran variedad de materiales como muestra la figura (2.12) en un rango de temperatura de 260 K hasta 1300 K, proponiendo la siguiente corrección:

$$1 \leq \left(\frac{\sigma}{\mu}\right)\left(\frac{D}{b}\right)^{\frac{2}{3}} \leq 10 \quad (2.4)$$



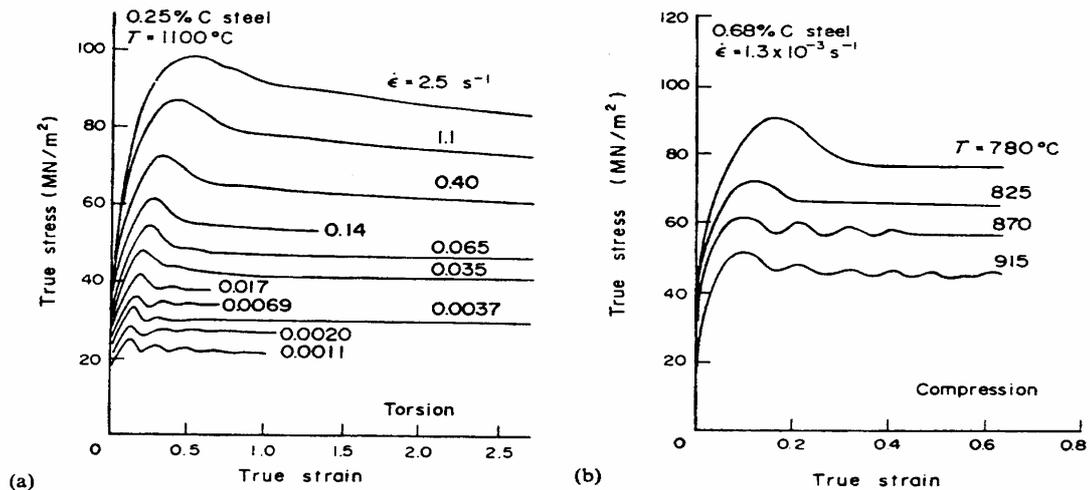
**Figura 2.12:** Relación entre la tensión de estado estable normalizada por el módulo de cizalladura y el tamaño de grano recristalizado normalizado por el vector de Burger para varios materiales, [Derby, 1992].

### 2.6 La transición entre la recristalización dinámica de pico simple y múltiple

Según las condiciones de deformación, temperatura y velocidad de deformación, las curvas de fluencia en el caso de la recristalización dinámica muestran dos comportamientos diferentes: curva de pico único que se convierte a pico múltiple al aumentar la temperatura. El mismo cambio de comportamiento se observa al disminuir la velocidad de deformación, como muestra la figura (2.13). El efecto equivalente entre el aumento de temperatura y la disminución de la velocidad de deformación está asociado a la actuación de los procesos activados térmicamente. Montheillet y Jonas [1996], interpretan dicho efecto de la forma siguiente: al aumentar la temperatura disminuye el tiempo necesario para la actuación térmica, mientras bajar la temperatura disminuye la amplitud de las fluctuaciones térmicas. Para la combinación de los dos efectos se usa a menudo un término conocido como el parámetro de Zener-Hollomon [1944]:

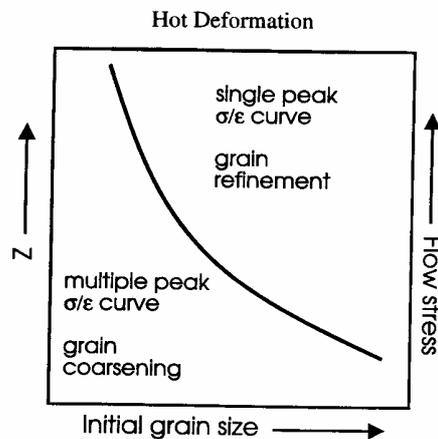
$$Z = \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \quad (2.5)$$

donde  $Q$  es una energía de activación,  $R$  la constante universal de los gases y  $T$  la temperatura.



**Figura 2.13:** Efecto de la velocidad de deformación (a) y la temperatura (b) sobre la recrystalización dinámica en aceros al carbono [Sakai y Jonas, 1984].

La figura (2.14) presenta un esquema de las condiciones de deformación, Z y la influencia de la microestructura de partida sobre las curvas de fluencia en el caso de recrystalización dinámica de pico simple y múltiple. Al aumentar Z, aumenta la tensión de fluencia, y cuanto más grande es el tamaño de grano inicial más se favorece la recrystalización dinámica de pico simple. Para tamaños de grano inicial pequeños, para obtener un afinamiento de grano es necesario conseguir Z muy altos y en consecuencia altísimos valores de tensión. Así para un tamaño de grano inicial grande se puede conseguir afino de grano a bajos valores de Z.

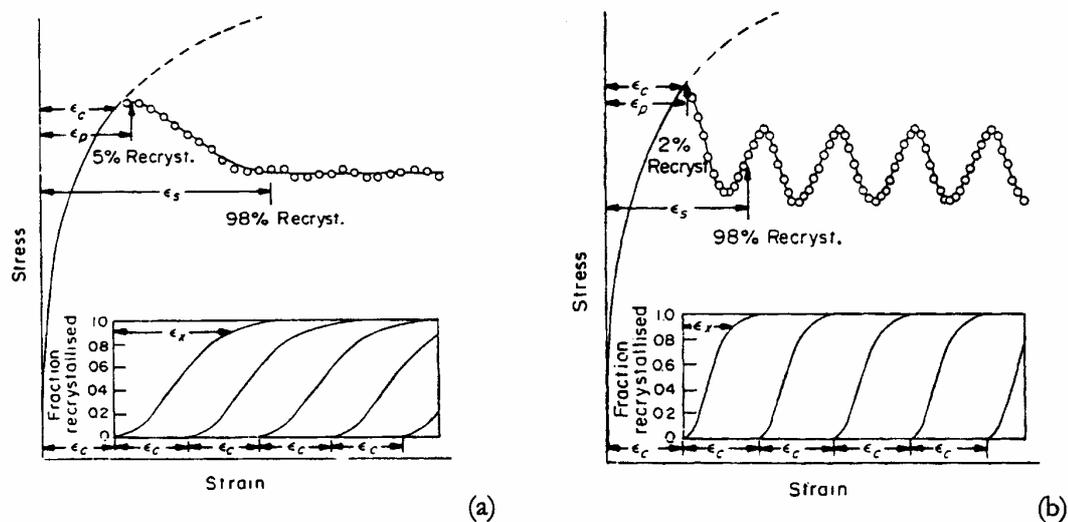


**Figura 2.14:** Representación esquemática de los factores que influyen en la naturaleza de la recrystalización dinámica [Sakai y col, 1983].

### 2.7 Modelo de Luton y Sellars

Luton y Sellars [1969] intentaron explicar la transición de la recrystalización de pico simple a pico múltiple, con las diferentes dependencias de la deformación de pico, y la deformación  $\epsilon_x$  para alcanzar el estado estable de fluencia con la velocidad de deformación y con la temperatura. Así, la microestructura del material está dividida en material recrystalizado y no recrystalizado. A altas velocidades de deformación,  $\epsilon_x$  es inferior a  $\epsilon_p$ , y

en consecuencia, las primeras zonas recrystalizadas recrystalizan de nuevo al alcanzar la deformación crítica antes que el resto de la matriz termine de recrystalizar. Estas zonas a su vez empiezan nuevos ciclos de recrystalización. De esta forma ocurren varios ciclos simultáneamente de forma desincronizada, lo que conduce a un ablandamiento progresivo hasta alcanzar un estado de equilibrio, que es el estado estable. En el caso contrario, cuando  $\epsilon_c$  es superior a  $\epsilon_x$ , no hay nuevos sucesos de nucleación durante  $\epsilon_x$  y el crecimiento para antes del inicio de un nuevo ciclo de recrystalización. En este caso se puede decir que la cinética de crecimiento es más rápida que la cinética de nucleación. Cuando la microestructura está totalmente recrystalizada, comienza un nuevo ciclo de la recrystalización dinámica, que se manifiesta en la curva de fluencia como un nuevo pico, como se muestra en la figura (2.15).



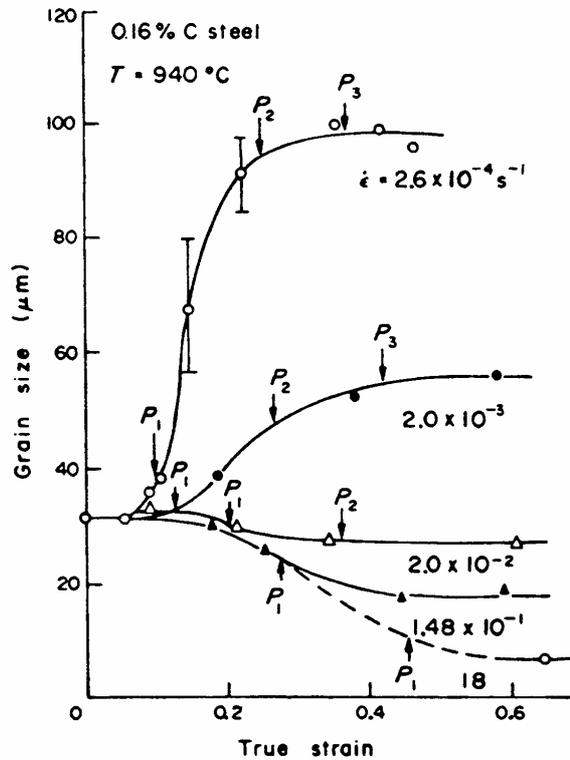
**Figura 2.15:** Modelo de Luton y Sellars, [1969] para describir el cambio de deformación de pico simple a cíclica (a)  $\epsilon_x < \epsilon_c$  y (b)  $\epsilon_x > \epsilon_c$ .

La determinación de un valor crítico del parámetro de Zener-Hollomon,  $Z_c$  se usa como punto que marca el cambio de comportamiento de pico simple a pico múltiple. En el caso de pico simple, cuando  $Z > Z_c$  el endurecimiento por deformación y el ablandamiento se ponen de manifiesto en todas partes de la probeta donde hay desincronización, al contrario del comportamiento cíclico, cuando  $Z < Z_c$  el ablandamiento por la recrystalización dinámica y el endurecimiento por deformación ocurre de forma sincronizado.

### 2.8 Relación entre tamaño de grano inicial y recrystalizado

Las condiciones críticas para la transición de pico simple a pico múltiple mencionada anteriormente se han basado en el aspecto mecánico o microscópico de la recrystalización dinámica. Sakui y col [1977] y Sakai y Jonas [1984] han llevado a cabo un estudio relacionando el tamaño de grano recrystalizado  $D_s$  con el tamaño de grano inicial  $D_0$ . Los resultados obtenidos en un acero de 0.16% C a 940°C y un intervalo de velocidades de deformación se presentan en la figura (2.16). Según los mismos autores la deformación correspondiente a la tensión máxima en el comportamiento de pico simple se define como  $P_1$  y  $P_2$ . A bajos valores de velocidades de deformación ( $2,6 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  y  $2 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ ) ocurre un

crecimiento de grano, mientras se observa el afinamiento de grano a altos valores de deformación ( $1,48 \cdot 10^{-1} \text{ s}^{-1}$  y  $18 \text{ s}^{-1}$ ).



**Figura 2.16:** Evolución del tamaño de grano recrystalizado en función de las condiciones del conformado en caliente para un acero de 0.016% de carbono [Sakui y col 1977].

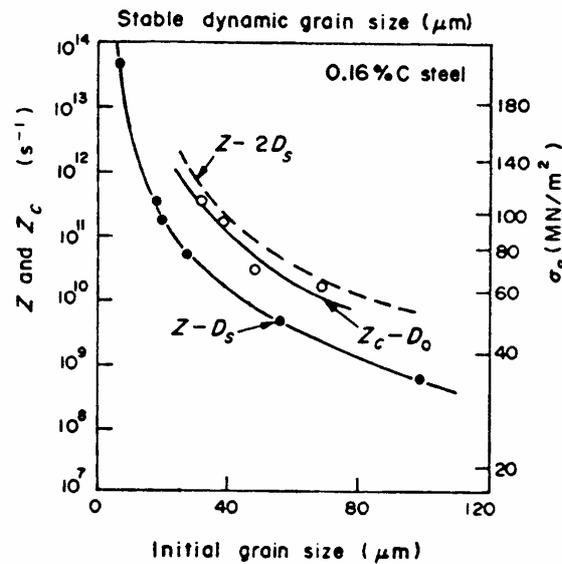
En el caso de afinamiento de grano la estimación del radio  $D_0/D_s$  es dos, (Sakai y Jonas [1984]). Analíticamente, se puede demostrar esta relación entre  $D_0$  y  $D_s$  usando la ecuación (2.2) y la relación potencial entre la tensión del estado estable y el parámetro de Zener-Hollomon  $Z$ :

$$\sigma_s = k' Z^m \quad (2.6)$$

De la combinación de las ecuaciones (2.2) y (2.6),  $Z$  está dada por:

$$Z_c = \frac{k}{D_s^{\alpha/m}} \quad (2.7)$$

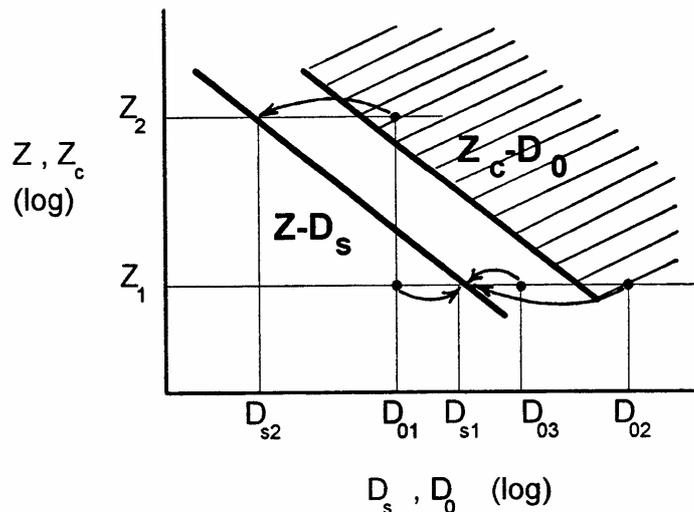
donde  $k$  es una constante, y  $m \approx 0.1$  a  $0.2$  y  $\alpha/m \approx 4$  a  $8$ . La figura (2.17) muestra una representación semi-logarítmica de la ecuación (2.7) en un acero de 0.16% C. En esta figura se ve que la dependencia del valor crítico de Zener-Hollomon  $Z_c$  con el tamaño de grano inicial  $D_0$  es aproximadamente paralela a  $Z - D_s$ . Los mismos autores muestran que la relación  $Z_c$  vs  $2D_s$  coincide con  $Z_c$  vs  $D_0$ . Al final, se tiene  $D_0 = 2D_s$  cuando  $Z = Z_c$  lo que está asociado con la condición crítica de transición de pico múltiple a pico simple.



**Figura 2.17:** Diagrama de modos de recristalización en función del parámetro  $Z$  y el tamaño de grano inicial [Sakui y col, 1977].

De las observaciones descritas anteriormente se puede concluir un modelo relativo al tamaño de grano (Montheillet y Jonas [1996]), como describe la figura (2.18). En esta representación doble –logarítmica, la relación entre  $Z_c - D_0$  y  $Z - D_s$  se traza como dos líneas de pendiente  $-\alpha/m$ . La primera divide el diagrama en dos partes, una asociada al comportamiento de pico simple y la otra a pico múltiple. Por otro lado la línea  $Z - D_s$  separa la zona de crecimiento y afinamiento de grano. También se puede ver este diagrama de otra forma. Verticalmente los ensayos se llevan a cabo con un tamaño de grano inicial constante y a diferentes valores de  $Z$ . Según la figura (2.18), para un tamaño de grano dado  $D_{01}$ , el comportamiento cíclico ocurre a bajas velocidades de deformación y altas temperaturas, es decir, cuando  $Z_1 < Z_{c1}$ . Este comportamiento de la recristalización dinámica conduce a un crecimiento de grano.

Horizontalmente los ensayos se llevan a cabo con un valor de  $Z$  constante y a diferentes tamaños de grano inicial. En la figura (2.18) y para  $Z = Z_1$ , cuando el tamaño de grano inicial  $D_{01}$  es inferior a  $D_{s1}$  se predice recristalización dinámica de pico múltiple que conduce a un crecimiento de grano, mientras que para tamaños de grano inicial  $D_{02}$  o  $D_{03}$  más grandes que  $D_{s1}$  se predice afinamiento de grano, asociado en cada caso a curvas de fluencia de pico simple ( $D_{02} > 2D_{s1}$ ) o pico múltiple ( $D_{s1} < D_{03} < 2D_{s1}$ ).



**Figura 2.18:** Diagrama de modos de recristalización en función del parámetro  $Z$  y el tamaño de grano inicial [Montheillet y Jonas, 1996].

## 2.9 Efecto de la composición química sobre el conformado en caliente

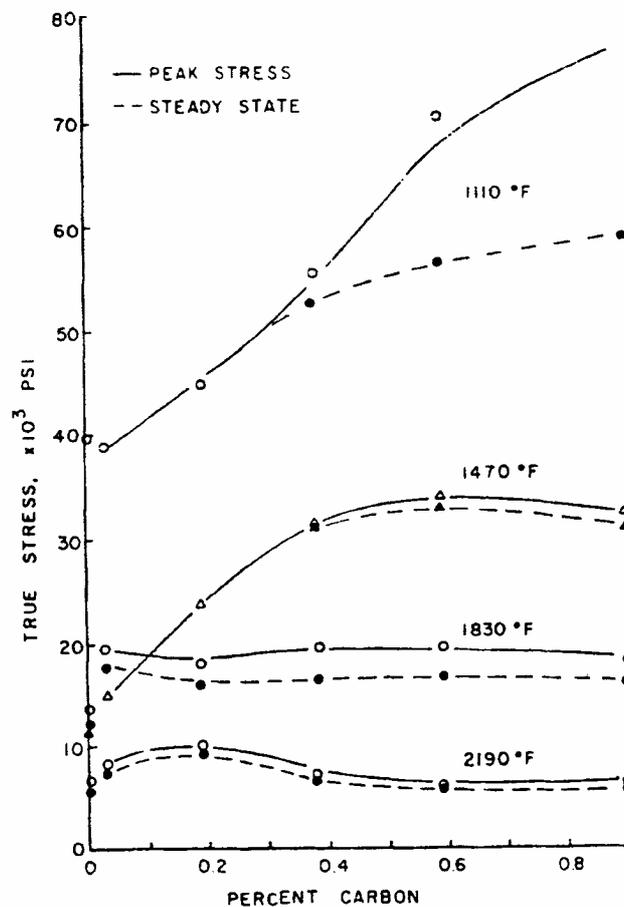
### 2.9.1 Efecto de los elementos intersticiales

#### \* Efecto del carbono

El carbono afecta el comportamiento en caliente de los aceros dependiendo de su facilidad de difusión en la red cristalina y su interacción con otros átomos (elementos intersticiales y/o sustitucionales) y/o dislocaciones. La presencia del nitrógeno retrasa la formación de los carburos al disminuir la difusión del carbono. En los aceros inoxidable austeníticos se presenta el carbono en la matriz como solución sólida y/o en forma de precipitados. Martin y col [1998] han estudiado el efecto del carbono en dos aceros inoxidable austeníticos AISI 304 con dos grados de carbono (0,021 y 0,065 %C) durante el conformado en frío y han observado que el acero de alto grado de carbono presenta un mayor endurecimiento y al mismo tiempo que el proceso de la recristalización estática es más lento.

El efecto de dicho elemento durante el conformado en caliente es más complicado que en el conformado en frío. Esta diferencia viene dada por los procesos que se ponen en marcha a la hora del conformado en caliente y su interacción con la presencia del carbono. Stewart [1977] en un acero al carbono mostró que el aumento del porcentaje de carbono aumenta la tensión máxima, mientras que no afecta al estado estable, (ver figura 2.19). Según este autor esto se debe a que el carbono disminuye la movilidad de dislocaciones y aumenta la fricción de la red cristalina. Otros autores han encontrado un comportamiento opuesto. Por ejemplo Robbin [1967] observó este comportamiento que atribuyó al aumento del coeficiente de autodifusión del hierro en la fase austenita. Medina [1996], en un estudio más reciente con aceros al carbono con y sin microaleantes, observó que tanto la tensión máxima como la de estado estable disminuyen al aumentar el porcentaje de carbono. Limitar el estudio del efecto del carbono a los cambios en valores de la tensión máxima y del estado estable no es suficiente porque su efecto puede afectar asimismo a los mecanismos de endurecimiento y ablandamiento que se ponen en juego al deformar en caliente. En el capítulo V de este trabajo se estudia el efecto del carbono en aceros

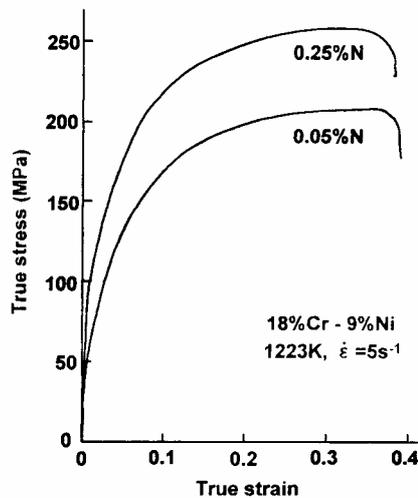
inoxidables auténticos tipo *AISI 304* en las diferentes etapas de una curva de fluencia en función del parámetro de Zener-Hollomon.



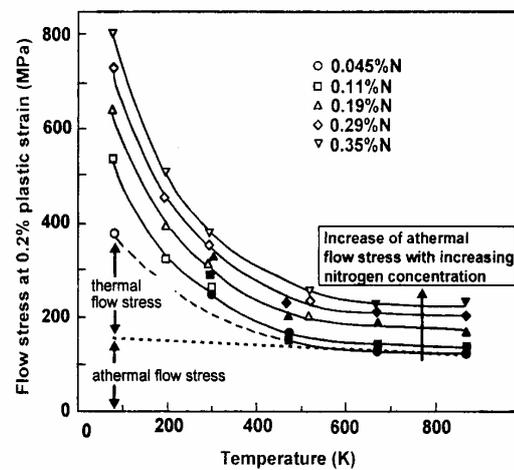
**Figura 2.19:** Influencia del carbono sobre la tensión máxima y de estado estable [Stewart, 1977].

*\*Efecto del nitrógeno*

Aunque los aceros inoxidables austeníticos, presentan excelentes propiedades mecánicas y una alta resistencia a la corrosión, tienen relativamente bajos esfuerzos de cedencia. Uno de los métodos que permiten aumentar este parámetro es la adición del nitrógeno. Tendo y col [2001], en su trabajo sobre una serie de aceros AISI 304 con diferentes porcentajes de nitrógeno han mostrado que el aumento del contenido en nitrógeno, aumenta la tensión de fluencia durante ensayos de compresión en caliente, como ilustra la figura (2.20). La dureza (Vickers) de las probetas deformadas en caliente aumenta de una forma lineal con el aumento del contenido en nitrógeno. Dicho aumento de dureza, es más importante que en el caso de probetas solamente tratadas térmicamente (recristalización estática). Ésta comparación permite concluir que en el caso dinámico la adición del nitrógeno favorece el endurecimiento durante la compresión en caliente.

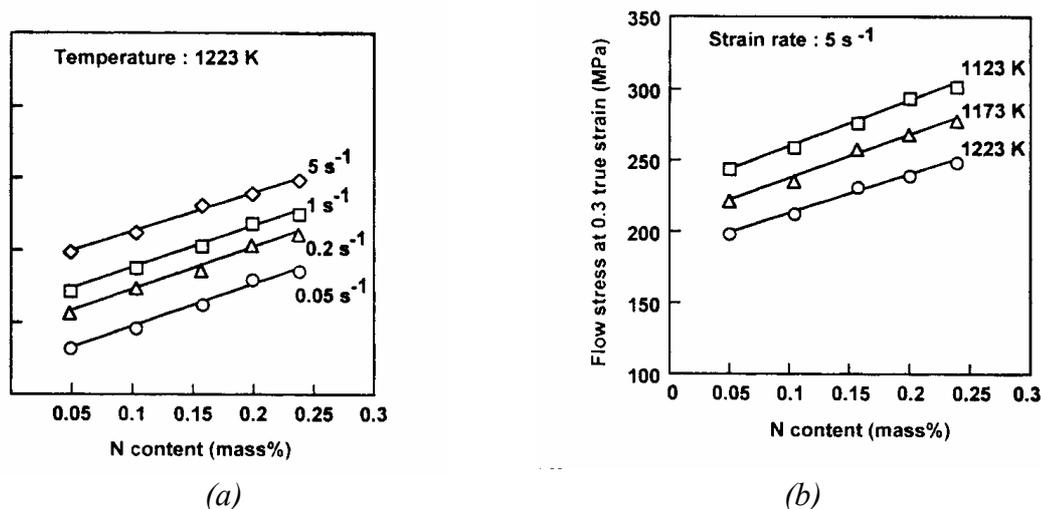


**Figura 2.20:** Efecto del contenido en nitrógeno en las curvas de fluencia durante un ensayo de compresión [Tendo y col, 2001].



**Figura 2.21:** Efecto del nitrógeno sobre el esfuerzo de cedencia a diferentes temperaturas. Símbolos sólidos [Nilson y col, 1985] y símbolos huecos [Byrnes y col, 1987].

La figura (2.21), muestra el efecto del aumento del contenido en nitrógeno con la tensión correspondiente a 0.3 de deformación verdadera, a varias temperaturas y velocidades de deformación (Nilson y col, [1985] y Byrnes y col [1987]). La relación lineal entre el aumento de la tensión con el aumento del contenido en nitrógeno se mantiene en todas las temperaturas y velocidades de deformación, figura (2.22). Según los resultados experimentales obtenidos por Tendo y col [2001] en altas temperaturas de deformación, condiciones similares al proceso industrial de laminación en caliente, el incremento de tensión de fluencia es debido al efecto del nitrógeno sobre el deslizamiento de dislocaciones y el endurecimiento por deformación. Byrnes y col [1987] consideran que el orden de corto alcance debido a la inhabitual diferencia de afinidad entre los átomos de cromo y nitrógeno, es el primer efecto responsable del aumento de la tensión de fluencia a temperaturas de 500 K. Por eso, el deslizamiento de dislocaciones requiere un mayor esfuerzo. La distribución homogénea de dislocaciones, llamada estructura planar observada por TEM favorece también el aumento de tensión de fluencia. La explicación aportada por Owen [1991] y otros consiste en que el orden de corto alcance conduce a que domina el deslizamiento planar porque el nitrógeno tiene un efecto muy limitado sobre la energía de falla de apilamiento. En altas temperaturas, donde la difusión de átomos es más considerable, el efecto de la restauración dinámica tiene que ser tenido en cuenta, sabiendo que ablanda el acero y disminuye la tensión de fluencia. Como conclusión, se puede explicar el efecto del nitrógeno en el aumento de tensión de fluencia, porque favorece el endurecimiento mediante el deslizamiento planar de dislocaciones, y porque limita el efecto de la restauración dinámica a causa del orden de corto alcance.

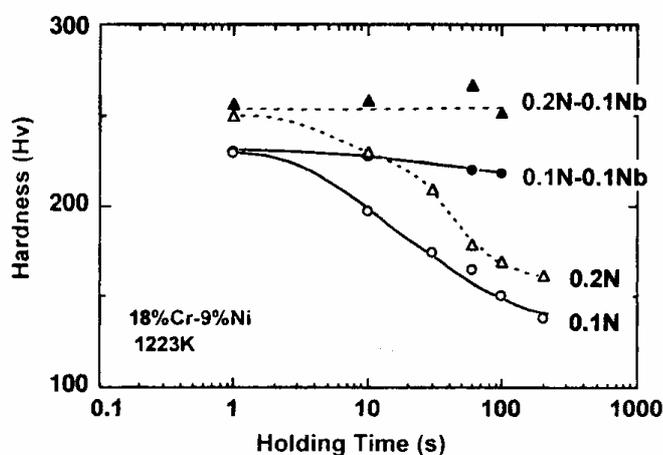


**Figura 2.22:** Efecto del nitrógeno sobre la tensión a 0.3 de deformación a (a) velocidad constante y diferentes temperatura (b) temperatura constante y diferentes velocidad de deformación [Tendo y col, 2001].

### 2.9.2 Efecto de otros elementos

#### \* Efecto del niobio

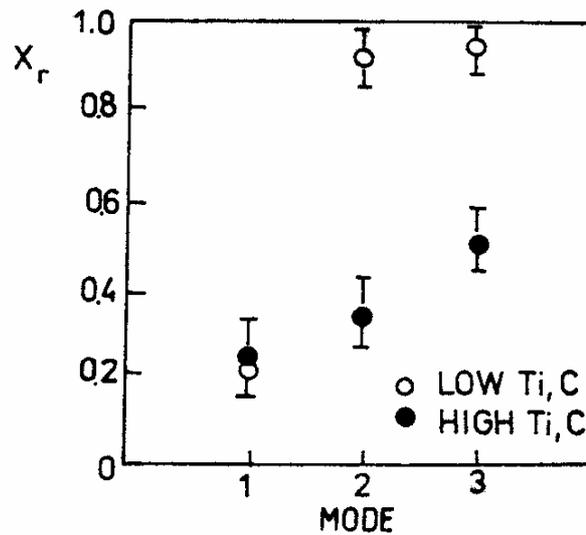
Bywater y Gladman [1976] basados en un estudio de ensayos de tracción de dos aceros inoxidable austeníticos 304(18Cr-10Ni) y 347(18Cr-10Ni-1Nb) estudiaron el efecto del niobio con adición de 0,1 %. Mostraron que la ductilidad de los dos aceros es similar en un intervalo de temperatura desde 900 hasta 1100°C con una clara diferencia en tamaño de grano. Los mismos autores resumen el efecto de niobio en endurecer los aceros inoxidable austeníticos e impedir la recrystalización, y promover la fisuración intergranular. Tendo y col [2001] han mostrado que al añadir niobio se retrasa fuertemente la recrystalización estática (figura (2.24)), debido a la formación de finos precipitados de nitruros de niobio (NbN) en las dislocaciones. Así, la adición del niobio se considera una forma eficaz para el control del ablandamiento durante la laminación de chapas después de un enfriamiento acelerado.



**Figura 2.24:** Efecto del niobio sobre el ablandamiento después de compresión seguido por un calentamiento a 950°C [Tendo y col, 2001].

*\*Efecto del titanio*

Como muestra la figura (2.25), la reducción del titanio y el carbono aumenta la fracción recrystalizada durante los procesos de la recrystalización post-dinámica según Kratochvíl y col [1991], mientras en el ablandamiento durante los procesos dinámicos la presencia de los precipitados Ti(C, N) bloquea el movimiento de las dislocaciones, obligándoles a moverse en escalada para alcanzar los bordes de granos.



**Figura 2.25:** Fracción en volumen recrystalizada  $X_r$  en función de tratamientos post-dinámicos para un acero AISI 321, (1) sin recocido (2) recocido después de un enfriamiento a temperatura ambiente (3) recocido directamente después de la deformación [Kratochvíl y col, 1991].