

# *Conclusiones*

Las principales conclusiones que se deducen en el presente trabajo son:

\* La deformación en caliente, mediante ensayos de compresión uniaxial, ha permitido caracterizar el comportamiento termomecánico de los aceros inoxidable austeníticos *AISI 304* y de los aceros puros libres de elementos residuales *HP* y *UHP*. La recrystalización dinámica ocurre en los cuatro aceros en temperaturas entre 950°C y 1150°C, y velocidades de deformación que varían entre 0,0001 s<sup>-1</sup> y 1 s<sup>-1</sup>.

\* Para el acero *AISI 304H* deformado en bajas temperaturas 850°C-950°C y bajas velocidades de deformación (0.0001- 0.01 s<sup>-1</sup>) se deduce la presencia de precipitados, carburos de cromo, por aumento de la resistencia mecánica debido al endurecimiento adicional causado por los precipitados. La dureza del material aumenta pero la presencia de precipitados perjudica la resistencia del material a la corrosión.

\* La deformación de pico que caracteriza el comienzo de la recrystalización dinámica se ve afectada por las condiciones de deformación, la pureza del material y el estado de partida. Cuando baja la temperatura y aumenta la velocidad de deformación se retrasa el comienzo de la recrystalización dinámica. Para los cuatro aceros deformados en las mismas condiciones y con el mismo tamaño de grano inicial,  $\epsilon_p$  disminuye cuando aumenta el grado de pureza del material. Esto debido a la presencia de elementos de soluto en los aceros de grado comercial que retrasa el comienzo de la recrystalización dinámica. No obstante, el valor de la deformación de pico aumenta cuando aumenta el tamaño de grano inicial como muestra el comportamiento de los aceros puros *HP* y *UHP*. El inicio de la recrystalización depende, en otras cosas, de la densidad de sitios de nucleación disponibles que son más altas en el caso de tamaño de grano pequeño.

\* La cinética de la recrystalización dinámica, expresada mediante la ecuación clásica de Avrami, muestra un comportamiento similar en los cuatro aceros. Sin embargo, el exponente de Avrami de la cinética de la recrystalización dinámica depende del parámetro de Zener-Hollomon. Dicha dependencia refleja el cambio de sitios de nucleación por una parte, y la transición de recrystalización de pico simple a pico múltiple por otra. Cuando el valor de dicho exponente es alrededor de 1 la recrystalización dinámica es de pico simple y la nucleación ocurre al nivel de la superficie de los bordes de grano, mientras si es alrededor de 2 la recrystalización es de pico múltiple y la nucleación tiene lugar en las aristas de los bordes de granos. Se ha mostrado que la pureza no tiene efecto sobre los mecanismos de nucleación en este tipo de materiales.

\* Las tensiones de pico y de estado estable son más altas en los aceros comerciales *AISI 304*. Estas tensiones aumentan cuando aumenta el tamaño de grano inicial. Dicho comportamiento ha sido ilustrado en el acero de alta pureza *HP* y de ultra alta pureza *UHP*.

\* Los valores de los parámetros que caracterizan el tiempo para la recristalización de 50% de fracción recristalizada que para los aceros *HP* y *AISI 304H* son muy similares, y tienden a diferir de los obtenidos para el *AISI 304L*. Sin embargo, la morfología de las curvas de fluencia fue similar (idéntica cinética de ablandamiento). La discrepancia puede explicarse por un efecto de compensación. Una menor energía de activación, como la del acero *AISI 304L* debe promover tiempos  $t_{50\%}$  más cortos, siempre y cuando la constante  $K_2$  en este caso se mantenga invariable. En la situación presente  $K_2$  aumentó en el acero *AISI 304L* respecto a los otros dos aceros y compensó la disminución de la energía de activación y del exponente  $n_t$ . Es aparente que no parece poder deducirse un claro efecto del contenido de aleantes sobre  $t_{50\%}$  ya que influye de forma diferente sobre  $K_2$  y sobre  $n_t$  y  $Q_t$ .

\* Para el término de endurecimiento  $U$  se puede distinguir entre los aceros comerciales que tienen altos valores de  $U$  y los aceros puros con bajos valores de este término. La presencia de elementos de soluto en caso de aceros comerciales impide el movimiento de dislocaciones y se endurecen más. En los aceros puros el endurecimiento es más independiente de  $Z$  que en los comerciales. Cuando aumenta el tamaño de grano inicial disminuye el valor del término  $U$  porque disminuyen los obstáculos, en este caso los bordes de granos, al movimiento de dislocaciones.

\* El término de ablandamiento  $\Omega$  por restauración dinámica es menos sensible a la pureza que el término de endurecimiento  $U$  y está más afectado por la temperatura, porque la restauración dinámica es un proceso térmicamente activado. En altos valores de  $Z$ , donde los mecanismos de difusión son menos importantes, las velocidades de ablandamiento tienden a ser similar en los cuatro aceros. Mientras a bajos valores de  $Z$  se nota más el efecto de la impureza de los aceros estudiados porque controla el proceso el deslizamiento de dislocaciones y los procesos de difusión menos eficaces.

\* La modelización de la primera parte de las curvas de fluencia, la etapa de endurecimiento por deformación y restauración dinámica, por medio de las ecuaciones propuestas por Estrin, Mecking y Bergström muestra un buen acuerdo con las curvas obtenidas experimentalmente para los cuatro aceros en diferentes intervalos de temperatura y a diferentes valores de velocidad de deformación. Las ecuaciones cinéticas clásicas también predicen bastante bien las tensiones máximas y de estado estable lo que permite una modelización completa de las curvas de fluencia las cuáles se ajustan bien con las curvas experimentales.

\* A nivel microestructural, durante el afinamiento de grano disminuye el porcentaje de bordes de maclas que aparecen fundamentalmente en los nuevos granos libres de dislocaciones. Al mismo tiempo las microestructuras muestran la presencia de altos porcentajes de subestructuras que están definidas en este trabajo como orientaciones inferiores a  $15^\circ$ . El estado estable se caracteriza por un grano fino, un bajo porcentaje de maclas y la presencia de una fuerte subestructura. Las microtexturas resultantes no muestran ninguna textura asociada a la recristalización dinámica.

\* En el caso de la recristalización dinámica de pico múltiple se observa un comportamiento más complejo y una oscilación en el porcentaje de bordes de maclas al pasar del primer pico al segundo. En el estado estable el porcentaje de bordes de maclas se estabiliza en valores iguales que los del estado de partida, mientras que la subestructura tiene una presencia muy limitada en todos los grados de deformación. La textura es absolutamente aleatoria.

\* Comparando los resultados obtenidos experimentalmente mediante *EBSD* encuentran indicios que confirman los mecanismos de serración y abombamiento de los bordes de granos responsables de la nucleación por collar en el caso de la recristalización dinámica de pico simple. En el caso de crecimiento de grano (recristalización dinámica de pico múltiple) el mecanismo de nucleación es ambiguo y difícil de detectar porque ocurre en las aristas de bordes de granos. Se ha mostrado la importancia de bordes de maclas en el crecimiento de granos.

\* La presencia de maclas en los aceros inoxidable austeníticos es muy dinámica y varía de aspecto y de función durante el proceso de deformación. Las maclas aparecen en los nuevos granos recristalizados segmentando más las orientaciones de los nuevos granos respecto a los granos iniciales. Se convierten en segundo lugar de nucleación cuando pierden la coherencia bajo la deformación y se transforman a bordes convencionales de granos. Durante la migración de los bordes de granos la formación de nuevas maclas frena dicha migración.

\* El tamaño de grano recristalizado, resultante de la deformación, disminuye cuando baja la temperatura y aumenta la velocidad de deformación para los cuatro aceros. El exponente de la relación de Derby tiene el mismo valor para los aceros comerciales (0.7), mientras en los aceros puros dicho valor disminuye y es igual a 0.6. Cuando aumenta la pureza del material baja el tamaño de grano recristalizado lo que se refleja también en el valor de la tensión de estado estable. Se supone que el tamaño de grano recristalizado es independiente del estado de partida, pero esto no se cumple siempre en los ensayos realizados en ese trabajo.