



MECANISMOS DE ENDURECIMIENTO POR IRRADIACIÓN NEUTRÓNICA EN CIRCONIO RECOCIDO

Carolina Vázquez

Unidad de Actividad Materiales, Centro Atómico Constituyentes, Comisión Nacional de Energía Atómica.

Director: Dra. Ana M. Fortis

Trabajo de tesis para obtener el título de Licenciada en Física, de la FCE y N-UBA

Fecha de defensa: 25 de Marzo de 2004 – FCE y N-UBA

El objetivo de este trabajo fue medir la dependencia del endurecimiento por irradiación con la dosis o fluencia neutrónica, en circonio policristalino.

El circonio es ampliamente utilizado en la tecnología de los reactores nucleares de fisión y constituye el metal base de las aleaciones con las que se fabrican componentes estructurales, debido a sus buenas propiedades mecánicas y, especialmente, a su baja absorción de neutrones.

El daño provocado por la radiación en sus diversas manifestaciones de degradación de propiedades, representa un serio problema tecnológico y por lo tanto económico, ya que altera el comportamiento en servicio de dichos componentes.

La radiación neutrónica introduce una gran cantidad de aglomerados de defectos distribuidos homogéneamente en el material que actúan como obstáculos o barreras para el movimiento de las dislocaciones. Esto provoca un notable endurecimiento. En las primeras etapas de la constitución del daño el endurecimiento sigue leyes sencillas en función de la densidad de barreras, enmarcadas dentro de la conocida como teoría de Seeger [1].

El hecho de que esta teoría no ha sido comprobada fehacientemente en policristales, reside en la multiplicidad de mecanismos de endurecimiento que ocurren en estos materiales, dada la compleja interacción de las dislocaciones con los defectos creados por la irradiación y con los defectos preexistentes. Nuevas teorías cuestionan la homogeneidad del daño para explicar ciertos comportamientos anómalos y el apartamiento de la teoría de Seeger [2]. Una medida de la naturaleza de las barreras y su efecto en el endurecimiento puede obtenerse por medio de ensayos de tracción.

En monocristales, se observa una clara dependencia de la tensión resuelta de corte (la tensión sobre un único sistema de planos de deslizamiento) con la raíz cuadrada de la fluencia neutrónica. Esto no se ha comprobado en circonio, dado lo complejo de la obtención de monocristales y la presencia casi inevitable de hidruros en su composición.

En policristales de circonio se obtienen endurecimientos, que varían notablemente con el tamaño de grano, y que no cumplen con la teoría de Seeger simplemente porque a grandes fluencias, como son los datos conocidos, la superposición de las cascadas de colisiones, hace que haya un comportamiento de saturación del daño por radiación [3]. Además otros fenómenos como la inestabilidad de defectos frente a las sollicitaciones mecánicas que ocurre a altas fluencias, hacen que las tensiones medidas no guarden relación con la teoría de Seeger [4].

Como primer paso para estudiar la dependencia con la fluencia neutrónica se

construyó un conjunto de probetas policristalinas de circonio para analizarlas a través de ensayos de tracción luego de ser irradiadas a diferentes fluencias neutrónicas.

Las probetas de circonio de pureza 99,99% se obtuvieron por torneado, luego fueron recocidas en vacío (10^{-6} mm Hg) durante 50 h a 750°C , para eliminar tensiones residuales y, a su vez, producir un crecimiento de grano; si bien se quiere trabajar con policristales, la idea es que el borde de grano no sea un defecto tan importante en el sistema.

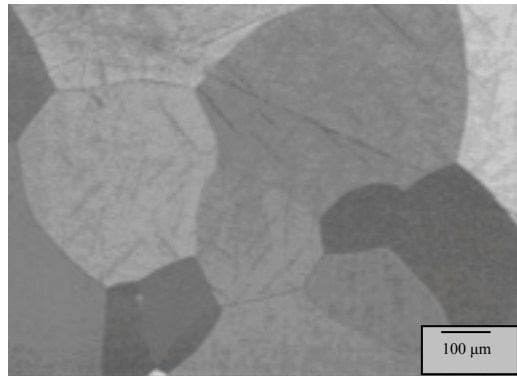


Figura 1: Imagen óptica tomada con luz polarizada

A través de patrones se estableció un tamaño promedio de los granos de $450\ \mu\text{m}$, siendo levemente más largos en la dirección de extrudado de la varilla original, esto es, en la dirección del eje de las probetas. La tensión de fluencia promedio inicial, con $450\ \mu\text{m}$ de tamaño de grano, fue de 20 MPa, mientras que en un policristal de $40\ \mu\text{m}$ de tamaño de grano, la tensión de fluencia inicial a temperatura ambiente es de ~ 125 MPa y con $20\ \mu\text{m}$ de ~ 230 MPa. Esto indica que es factible medir en estos cristales los incrementos de la tensión producidos por los defectos que introduce la irradiación.

Se analizó el estado metalúrgico de las probetas después de los tratamientos termomecánicos a las que fueron sometidas y se detectó la presencia de fases que podrían interferir en el mecanismo estudiado. A través de diagramas de difracción de RX se estableció la presencia de una gran cantidad (13% en volumen) de hidruros del tipo γ metaestable.

Las irradiaciones se efectuaron en el canal central del reactor RA1, bajo un flujo neutrónico promedio de $1 \times 10^{12}\ \text{n cm}^{-2}\ \text{s}^{-1}$. Se prepararon cuatro juegos de probetas, tres de ellos se irradiaron 1h, 15h y 50 h respectivamente. Se trabajó a fluencias por debajo de $5 \times 10^{17}\ \text{n cm}^{-2}$, pues por encima de la misma otros materiales muestran saturación del endurecimiento [3]. Con 50 h de irradiación se llegó a una fluencia de $1,8 \times 10^{17}\ \text{n cm}^{-2}$. Luego de cada irradiación se esperó el tiempo necesario para su decaimiento radiactivo.

En la Figura 2 se han representado las tensiones medidas en función de la raíz cuadrada de la fluencia, obteniéndose, a pesar de la dispersión, el comportamiento lineal esperado de acuerdo a la teoría de Seeger.

Para completar el estudio del endurecimiento se realizaron recocidos isócronos de 15 minutos de duración entre 100°C y 400°C . Por encima de 400°C la mayoría del daño en Zr es eliminado por activación térmica produciéndose la disolución de los aglomerados de defectos. Los recocidos se efectuaron en un equipo que permite la obtención de pulsos cuadrados con un error en la determinación de la temperatura menor a 1°C .

Las tracciones luego de cada pulso de recocido se realizaron de modo de obtener

una buena definición de la tensión de fluencia, sin producir un excesivo endurecimiento por trabajado. Un conjunto de probetas irradiadas 50 h fueron recocidas directamente a 400 °C, sin pasar por las temperaturas intermedias. En todos los casos no se observó la recuperación del endurecimiento. Indudablemente, algún tipo de interacción entre los hidruros presentes y los aglomerados de defectos, hace que éstos se fijen en la matriz, o, la absorción de defectos puntuales por borde de grano sea influenciada por los hidruros, de modo que los aglomerados adquieren una estabilidad superior y no son recuperables a la temperatura ensayada. La presencia de hidruros es, necesariamente, un factor a tener en cuenta en futuros análisis.

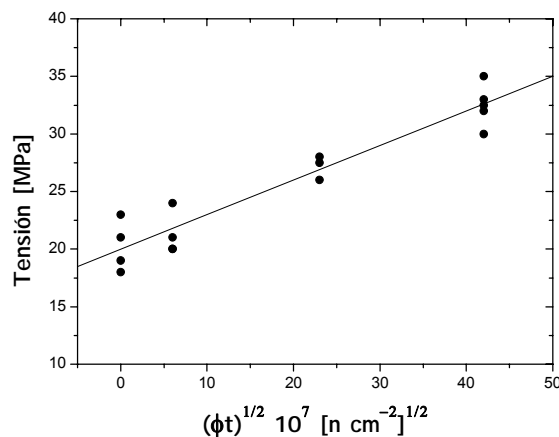


Figura 2. Tensión de fluencia vs. la raíz cuadrada de la dosis neutrónica.

En este trabajo se comprobó que a fluencias hasta $1,8 \times 10^{17} \text{ n cm}^{-2}$ el endurecimiento es proporcional a la potencia $\frac{1}{2}$ de la fluencia neutrónica, cumpliendo con la teoría de Seeger y con las hipótesis de homogeneidad del daño.

La presencia de hidruros provoca la estabilidad de los aglomerados de defectos, haciendo que no sean recuperables a temperaturas correspondientes a la etapa V de recuperación total del daño. Esto implica que a la temperatura de trabajo de los reactores los mecanismos naturales de recuperación no se producen si es importante la presencia de hidruros: el material fragiliza aún a bajas fluencias.

Futuros trabajos deben comprender la extensión de los tiempos de irradiación para determinar el rango de validez de la teoría de Seeger y la obtención de puntos con mayor incremento de la tensión para minimizar los errores propios de la medida de la tensión de fluencia. También se prevé realizar tratamientos para eliminar hidruros y realizar las mismas mediciones de este trabajo para confirmar o descartar su influencia.

Bibliografía

1. A. Seeger, "Proceeding 2nd International Conference on Peaceful Uses of Atomic Energy", Ginebra, Sept. 1958, **6**, pp. 250-273.
2. B. N. Singh, N. M. Ghoniem y H. Trinkaus, Journal of Nuclear Materials, **307-311**, 2002, pp. 159-170
3. H. C. González, Physica Status Solidi (a), **86**, 1984, pp. 169-188
4. C. Iriart, A. M. Fortis y H. C. González, Acta Metallurgica, **32**, 1984, pp. 389-395
5. A.M.Fortis y C. Vázquez, Anales Congreso CONAMET/SAM 2004, 3-5 Nov. 2004, pp. 765-768.