



II CAIM 2010
Segundo Congreso Argentino
de Ingeniería Mecánica
San Juan - Noviembre 2010

Influencia de la tensión y la temperatura en aceros sometidos a termofluencia por torsión

González R.G.^{(1)*}, Alessio D.⁽²⁾, Robles S.⁽²⁾, Iurman L.^(1,2), Moro L.^(1,3)

¹ Departamento de Mecánica, Facultad Regional Bahía Blanca
Universidad Tecnológica Nacional, 11 de abril N° 461, 8000,
Pcia. De Buenos Aires, Bahía Blanca, Argentina.

² Departamento de Ingeniería, Universidad Nacional del Sur.

³ Departamento de Física, Universidad Nacional del Sur.
Av. Alem 1253. Bahía Blanca, Provincia de Buenos Aires, Argentina.
e-mail: lmoro@frbb.utn.edu.ar

RESUMEN

Los aceros comerciales resistentes a la temperatura, presentan distintas estructuras de precipitados, que se van transformando con el tiempo cuando son sometidos en servicio a estados de tensión y alta temperatura. Los cambios en las propiedades, se deben principalmente a los siguientes procesos microestructurales: precipitación y transformación de carburos, descomposición de áreas de perlita/bainita, variación de la morfología de los carburos y de la composición química de la matriz. La caracterización microestructural de un acero sometido a las condiciones de servicio permite evaluar la estructura de las fases presentes, las transformaciones producidas y la presencia de daño a nivel microestructural.

Se presenta un estudio experimental de creep por torsión para el acero 2.25 Cr -1 Mo, donde se mide la deformación de la probeta en función del tiempo a temperatura y carga constante. Se realizan ensayos para un rango de temperaturas entre 843 y 923K, y tensiones aplicadas entre 82 y 205 MPa. La deformación se mide determinando el desplazamiento angular de un punto sobre el extremo móvil de la probeta, que tiene su otro extremo empotrado.

Para estudiar la microestructura se caracterizan las muestras por medio de microscopía óptica y microscopía electrónica de barrido (SEM) a efectos de interpretar las transformaciones cinéticas que ocurren en las fases precipitadas, la nucleación y evolución de las microcavidades responsables del daño.

Se observa que la evolución microestructural del material ubicado en radios diferentes no será la misma y que este hecho se pone de manifiesto aún más cuando las condiciones se aproximan a las críticas.

Palabras Claves: Termofluencia, Caracterización Microestructural, Microscopía óptica y electrónica.

1. INTRODUCCIÓN

Los componentes mecánicos que operan bajo condiciones críticas de temperatura y tensión generalmente son utilizados por un tiempo mayor al estimado por el fabricante. Esta extensión de vida, implica la utilización de un componente durante el mayor tiempo posible pero manteniendo las condiciones de seguridad óptimas. Para asegurar esto, se debe contar con un amplio y estricto conocimiento de los diferentes mecanismos de degradación que pueden conducir al daño del material. Uno de ellos, lo constituye la termofluencia (*creep*) donde el material sufre una deformación plástica dependiente del tiempo que provoca cambios en la estructura del material. Es importante el conocimiento de la resistencia del material al *creep* durante el diseño industrial, porque permite evitar pérdidas económicas provocadas por la rotura de sus estructuras [1].

En centrales de generación de energía eléctrica sus componentes trabajan a temperaturas del orden de los 600°C y estados de tensión constantes; para la fabricación de los recalentadores de las calderas se utilizan aceros ferríticos de baja aleación que poseen un bajo coeficiente de expansión y alta conductividad térmica. Con el fin de garantizar que la operación del equipo sea la correcta durante todo el periodo de trabajo es preciso que el material presente una microestructura estable a lo largo del mismo. Esta meta se alcanza de forma relativamente simple cuando el tiempo de operación es de aproximadamente 100 horas pero es difícil cuando la vida en servicio de los equipos supera las 200000 horas, cifra habitual en las instalaciones productoras de energía eléctrica [2].

Los aceros ferríticos poseen una microestructura estable con finos carburos aleados que impiden el movimiento de las dislocaciones; sin embargo es inevitable, que durante largos períodos de servicio o condiciones muy críticas, se produzcan cambios microestructurales que son los responsables de la pérdida de resistencia del material. Entre las modificaciones de la estructura se puede mencionar: precipitación y transformación de carburos, descomposición de áreas de perlita/bainita, cambios en la morfología de los carburos y variación en la composición química de la matriz. Las características de estos cambios dependen esencialmente de la composición química del acero, su historia previa y sus condiciones de trabajo (temperatura y tensión).

El predominio de alguna de estas transformaciones dependerá de la microestructura del material original. Badeshia y Thompson estudiaron la morfología de los aceros ferríticos, luego de haber sido sometidos a distintos tratamientos térmicos y encontraron que los carburos precipitados, cuando la muestra inicial tenía estructura bainítica, diferían de los obtenidos a partir de un material con una estructura inicial compuesta por bainita y ferrita alotromórfica [3].

En nuestro caso, realizamos la caracterización microestructural de un acero ferrítico, 2 ¼ Cr - 1 Mo que fue sometido a ensayos de *creep* por torsión a distintas tensiones y temperaturas; esto nos va a permitir evaluar los cambios morfológicos en las fases presentes, las transformaciones producidas y la presencia de daño a nivel microestructural; tales como, la nucleación, crecimiento y coalescencia de microcavidades.

2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

Los estudios se realizaron usando probetas cilíndricas de un acero ferrítico 2 ¼ Cr-1 Mo, que proviene de caños sin costura de 70 mm de diámetro y 12.5 mm de espesor usados en recalentadores de una central

generadora de energía. Es un acero de baja aleación, con propiedades termorresistentes, cuyas composición química se indica en la Tabla 1.

Tabla 1. Composición nominal (% en peso) del acero 2 ¼ Cr 1 Mo.

| C | Cr | Mo | Ni | Mn | Si | Cu | Otros | Fe |
|------|------|------|------|------|------|------|---------------|---------|
| 0.16 | 2.23 | 0.98 | 0.07 | 0.40 | 0.03 | 0.09 | S,Sn <0.01 | Balance |

La microestructura del acero en su forma de partida se presenta en la Figura 1, donde se puede observar una matriz de granos ferríticos y colonias de bainita.

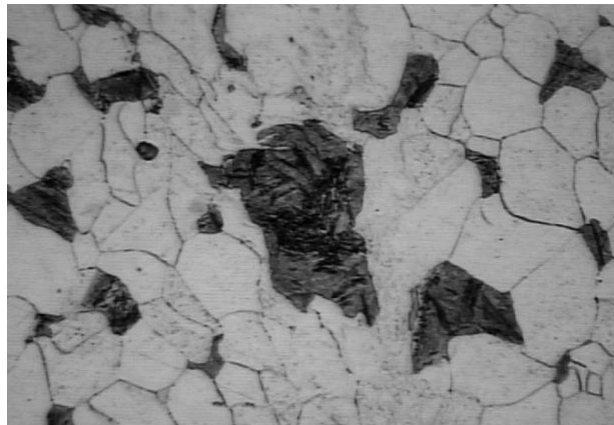


Figura 1: Acero 2.25 Cr – 1 Mo, en su estado original (800x).

En la figura 2 se presenta el diagramas TTT correspondiente a este acero. Se evidencia una separación de las curvas de transformación perlítica y bainítica, como consecuencia de la presencia de los elementos aleantes (Figura 2) [4].

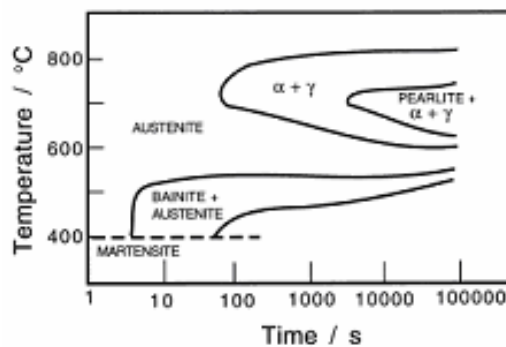


Figura 2: Diagrama TTT correspondientes al acero 2,25Cr 1Mo.

Los ensayos de termofluencia se realizaron con una máquina de torsión donde se consigue la tensión constante sobre el radio exterior de la probeta con sólo aplicar un momento torsor constante. El equipo tiene anexado un horno eléctrico donde el control de la temperatura se efectúa por medio de una termocupla

cromel-alumel cuyo extremo caliente se ubica sobre la superficie de la zona central calibrada de la probeta. El momento torsor se logra por medio de una carga aplicada sobre una polea, siendo esta la única causa de rotación del eje. La deformación se mide determinando el desplazamiento angular de un punto sobre el extremo móvil de la misma. Se realizaron ensayos de creep hasta la rotura, trabajando en un rango de temperaturas entre 813 y 923 K y tensiones efectivas entre 82 y 275 MPa, manteniendo ambas variables constantes durante cada ensayo [5].

Luego se realizaron observaciones microestructurales de las muestras sometidas a los ensayos de creep. Estas fueron previamente pulidas en forma mecánica y atacadas químicamente con una solución de alcohol con ácido nítrico al 2% (Nital) y se observaron mediante microscopía óptica y electrónica de barrido (SEM). Para esto último, se utilizó un microscopio de barrido marca JEOL 35 CF, el cual tiene adosado un sistema de microanálisis del tipo EDX. El estudio de la microestructura permite interpretar las transformaciones cinéticas que ocurren en las fases precipitadas, la nucleación y evolución de microcavidades responsables del daño.

En forma simultánea se realizan tratamientos térmicos de recocido al material, en los mismos rangos de tiempo y temperatura que los de los ensayos de termofluencia, para diferenciar los cambios estructurales que se deben a la temperatura de los provocados por el efecto de la tensión.

3. FUNDAMENTO TEÓRICO

Se supone que en los ensayos de torsión el material es isótropo y homogéneo, que el ángulo de torsión es constante a lo largo de la barra y que las secciones planas se mantienen en iguales condiciones.

La tensión de corte en la barra prismática de sección circular esta dada por:

$$\tau_{z\theta} = \frac{Gr\theta}{L} \quad (1)$$

Como se observa el valor de la tensión máxima varía con el radio, siendo máxima en la superficie externa y cero en el centro. Donde: (G) es el modulo de corte que está relacionado con el módulo de Young (E) y con el módulo de Poisson (ν) por:

$$G = \frac{E}{2(1+\nu)} \quad (2)$$

A partir del $\tau_{z\theta}$ se puede calcular la cupla que se expresa como:

$$C = \frac{\pi a^4 G \theta}{2L} \quad (3)$$

De acuerdo a lo mencionado obtenemos la tensión crítica de corte en el borde de la superficie de la barra como:

$$\tau_{\max} = \frac{2C}{\pi a^3} \quad (4)$$

Como la deformación de la barra es γ para todos los regímenes resulta que:

$$\gamma = \frac{a\theta}{L} \quad (5)$$

En particular, en materiales endurecibles, se demuestra que:

$$C = C_0 \theta_1^n \quad (6)$$

Donde: C_0 es el torque por unidad de ángulo de torsión, n es el exponente que considera el endurecimiento. Si además se tiene en cuenta la sensibilidad a la velocidad de deformación m , se obtiene la fórmula clásica

$$\tau = \frac{C}{2\pi a^3} (3 + m + n) \quad (7)$$

Como en las condiciones de temperaturas de los ensayos de creep analizados, estamos en el rango de deformación en caliente, se puede suponer que el material no endurece pero sí es sensible a la velocidad de deformación [6].

Se presenta un análisis simplificado del problema aunque se puede utilizar un método más acorde con la realidad, donde se tenga en cuenta que la tensión de corte en cualquier radio genérico (r) está afectada por la historia de esa ubicación particular y que la deformación dependerá de la misma y de las restricciones que le imponen las partículas adyacentes. Además, las velocidades con que se está deformando el material situado en diferentes radios serán distintas y por ende su resistencia mecánica.

Por las consideraciones anteriores, la evolución microestructural de porciones de material ubicado en radios diferentes no será la misma y este hecho se pondrá de manifiesto con mayor intensidad cuando las condiciones se aproximen a las críticas.

4. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

Cuando el material se expone a condiciones de termofluencia en servicio, evidencia cambios microestructurales que dependerán del tiempo de trabajo.

Para evaluar estos daños se realizaron ensayos a distintas tensiones aplicadas y una misma temperatura.

En la Figura 3, se presentan los diagramas deformación específica en función del tiempo.

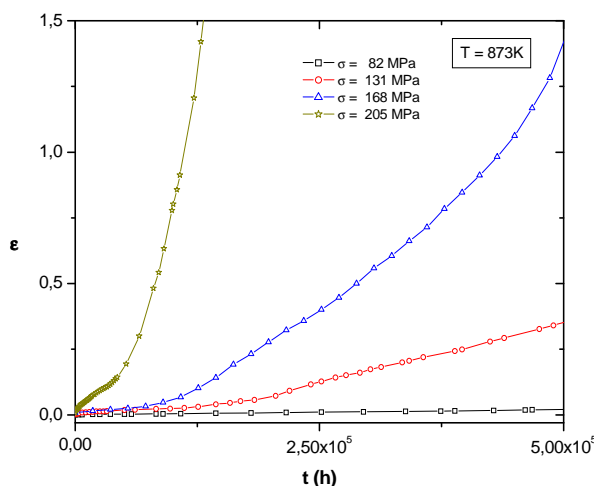


Figura 3.- Gráfica de la deformación específica por creep, en función del tiempo

De acuerdo con la ley de potencia (ecuación 8) se puede calcular el exponente de tensión (n) a partir de ensayos de creep realizados a la misma temperatura y distintas tensiones.

$$\dot{\epsilon} = A \sigma^n e^{-Q/RT} \quad (8)$$

siendo: A una constante función de la estructura, R la constante de los gases. n el exponente de tensión y Q la energía de activación

En la Figura 4, se ha graficado la velocidad de deformación por creep de la etapa secundaria, normalizada con el módulo de corte en función de la tensión aplicada, utilizando $G = 6,33 \times 10^{10}$ Pa, valor obtenido de la expresión, $G = E / 2(1+\nu)$ con $\nu = 0,33$ [7].

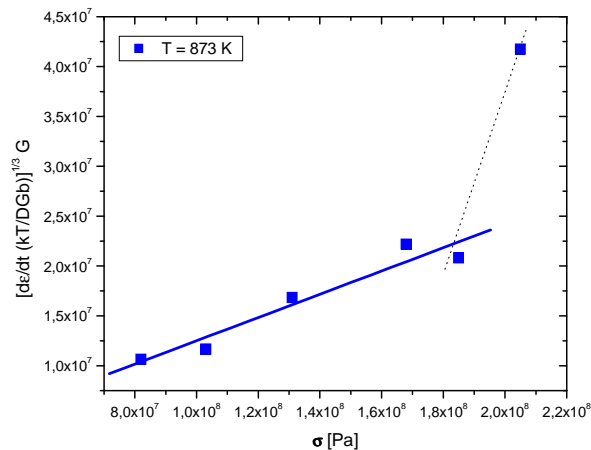


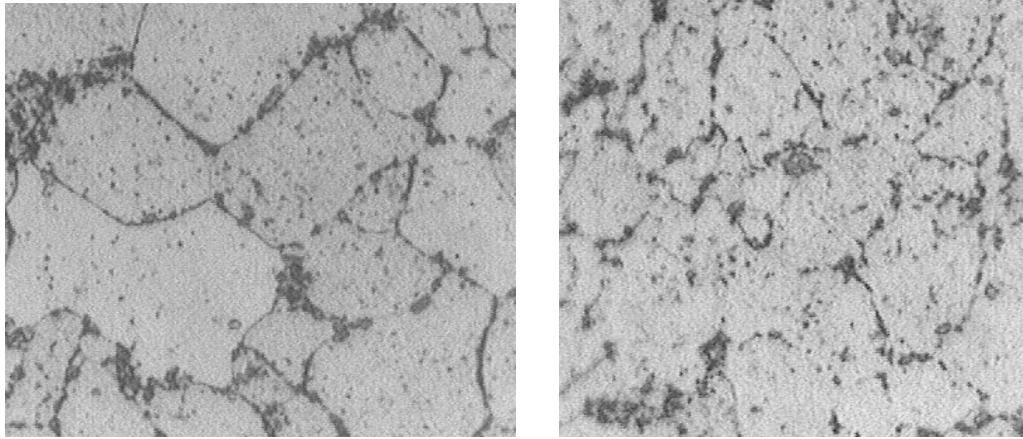
Figura 4.- Gráfica de la velocidad de deformación por creep, normalizada con el coeficiente de difusión en la red en función de la tensión aplicada

A partir de la gráfica anterior se pueden apreciar dos regiones bien diferenciadas; a) región de bajas tensiones, donde el exponente n es igual a 3, siendo la tensión interna, prácticamente despreciable y b) una región de altas tensiones, con $n = 9.5$.

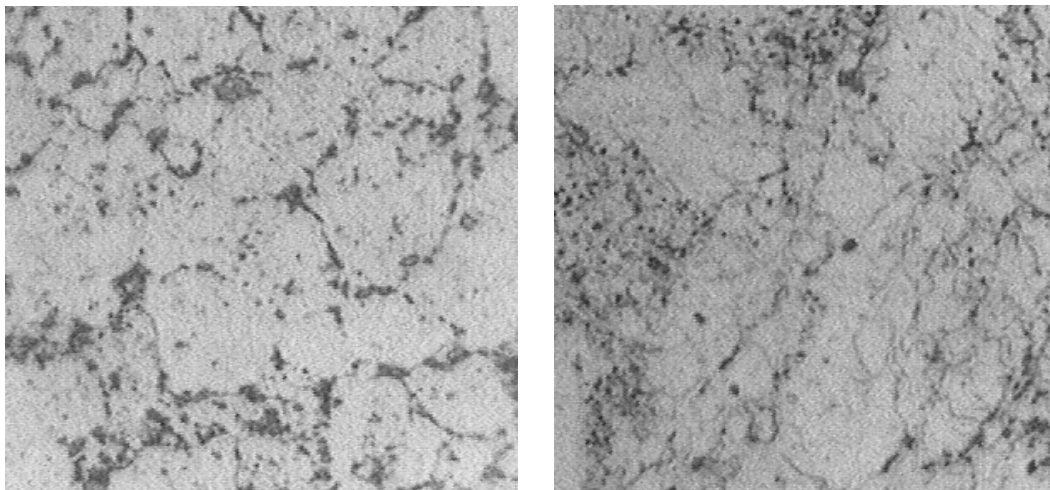
Luego se estudió la transformación de la microestructura del material ensayado, comparando el borde exterior con la parte central de la probeta. En la Figura 5 se observa la micrografía de la parte central (a) y del borde (b) de la probeta luego de haber sido ensayada a creep a una temperatura de 893K y una tensión de 205 MPa..

En la Figura 6 se observa la micrografía de la probeta ensayada a 873K y 131 MPa (a) y 873K y 205 MPa (b) hasta rotura. Se puede observar que a medida que vamos aumentando la tensión se produce un aumento en la deformación de la microestructura del material ya que a medida que se aumenta la temperatura los granos tienden a aumentar su tamaño y a perder equiaxialidad.

El efecto del aumento de la tensión se evidencia en la periferia de la probeta donde se encuentran granos recrystalizados, descomposición de la bainita y se pierde la diferencia entre zonas ferrítica y perlíticas – bainíticas. Si bien el aumento de la temperatura modifica la microestructura, es mayor el efecto de la tensión. La mayor deformación provoca el aumento de núcleos formados por recrystalización, pero de menor tamaño y a menor temperatura que la requerida para una recrystalización primaria



(a) (b)
Figura 5: Acero 2.25 Cr – 1 Mo, ensayado por creep: 893K y 205 MPa.
a) Parte central b) borde exterior. (650X)



(a) (b)
Figura 6: Acero 2.25 Cr -1 Mo, luego de haber sido ensayado por creep a:
873K y 131 MPa (a) y 205 MPa (b). (650X)

Pero Sanz explica este fenómeno con el gráfico mostrado en la figura 7 donde se relaciona la deformación, la temperatura y el tamaño de grano [8].

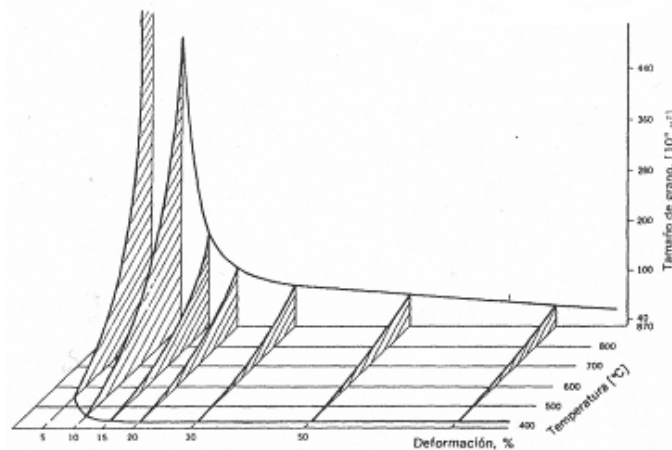
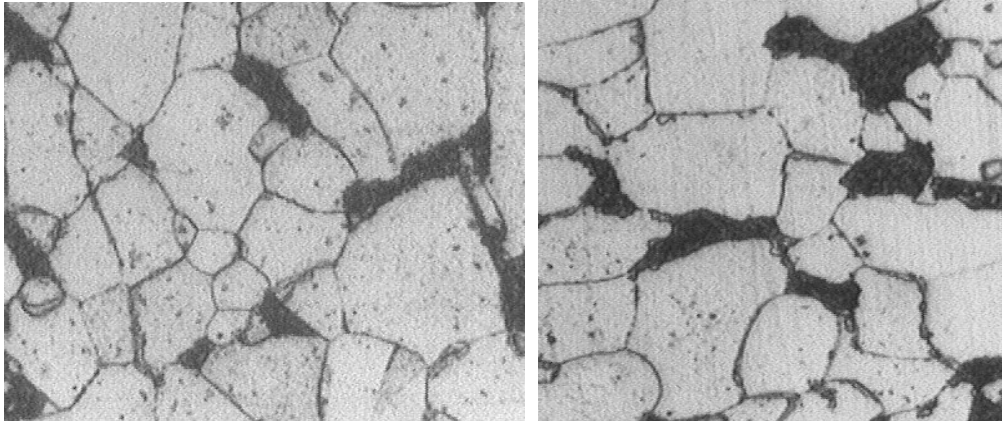


Figura 7: Curva que relaciona Deformación – Temperatura – Tamaño de grano

Para diferenciar la influencia de la temperatura de la producida por la tensión se realizaron tratamientos térmicos al material a la misma temperatura y durante el mismo tiempo en que se realizaron los ensayos de creep (Figura 8).



(a) (b)
Figura 8: Acero 2.25 Cr – 1 Mo con tratamiento térmico. A temperaturas de
a) 843K b) 893K. (650X)

3. CONCLUSIONES

A partir de la caracterización microestructural del acero 21/4Cr 1 Mo sometido a ensayos de termofluencia por torsión, se ha observado que en condiciones de temperatura y/o carga no críticas, no se perciben diferencias apreciables en las estructuras de borde y centro de probetas ensayadas a torsión, a pesar de las diferencias de esfuerzos y deformaciones a que son sometidas las diferentes regiones.

Si embargo cuando las condiciones son críticas, se evidencia una mayor diferencia de las evoluciones microestructurales, que aparecen en el borde con respecto a las zonas más cercanas al centro. Estas variaciones observadas se suponen debidas a una función compleja de efectos combinados de temperatura y cantidad de deformación que provocan recristalización y por lo tanto un mayor ablandamiento.

Se obtuvieron dos exponentes de tensión bien diferenciados; a) región de bajas tensiones, donde el exponente n es igual a 3, siendo la tensión interna, prácticamente despreciable y b) una región de altas tensiones, con $n = 9.5$.

Se estima que estos análisis permitirán obtener un mayor conocimiento de la influencia de los efectos combinados de tensiones, deformaciones y temperatura, en las evoluciones microestructurales, al tener en una misma probeta todos estos efectos en forma simultánea.

4. REFERENCIAS

- [1] Viswanathan R. "Damage Mechanisms and Life Assessment of High Temperature Components" (1989). ASM International Metals, Park Ohio, USA
- [2] Bhadeshia H.K.D.H., "Bainite in steels, transformations, microstructure and properties", 2nd Ed.(2001).
- [3] Thomson, R.C.; Bhadeshia, H.K.D.H.; "Carbide precipitation in 12Cr1MoV Power Plant Steel", Metallurgical Transactions A, v.23A, (1992), p.1171-1179.
- [4] Evans R. and Wishire B. "Creep of metals and alloys". The Institute of Metals, (1985), England.

- [5] G. González, A. Garófoli, L. Moro, A. Picasso, “Análisis de Mecanismos de deformación por termofluencia en el acero 2.25Cr-1Mo”, Anales SAM/CONAMET, (2007).
- [6] Bailey J., Sheikh-Ahmad J. “Fundamental Aspects of Torsional Loading”, ASM Metals Handbook, Vol. 8, (2001)
- [7] K. Maruyama, K. Sawada, J. Koike, H. Sato, K. Yagi, *Mat. Scien.*, Vol. 224, pp. 166 – 172 (1997)
- [8] Pero Sanz J., “Ciencia e ingeniería de materiales” Editorial CIE, España (2000)