

## MÉTODOS PARAMÉTRICOS DE EVALUACIÓN DE LA VIDA REMANENTE EN COMPONENTES DE PLANTAS INDUSTRIALES

L. Moro <sup>\*1,2</sup>, G. Gonzalez <sup>1</sup>, G. Pender <sup>1</sup>, A. Picasso <sup>3,4</sup>

<sup>1</sup> Departamento de Ingeniería Mecánica – FRBB. Universidad Tecnológica Nacional  
11 de Abril 456, (8000) Bahía Blanca, Argentina - e-mail: [lmoro@frbb.utn.edu.ar](mailto:lmoro@frbb.utn.edu.ar)

<sup>2</sup> Departamento de Física Universidad Nacional del Sur. Av. Alem 1253 (8000) Bahía Blanca,  
Argentina

<sup>3</sup> Instituto de Física de Materiales Tandil (IFIMAT), UNCPBA  
Pinto 399, Tandil, Argentina.

<sup>4</sup> Comisión de Investigaciones Científicas de la Provincia de Bs. As. (CICPBA)

### RESUMEN

Comúnmente, los componentes mecánicos que operan bajo condiciones críticas de temperatura y tensión, en plantas generadoras de energía, petroquímicas etc. son utilizados por un tiempo, generalmente mayor a aquel estimado por el fabricante. La expresión utilizada habitualmente, *extensión de vida*, es referida a la utilización de un componente durante el mayor tiempo posible manteniendo las condiciones de seguridad óptimas.

La *extensión de vida* de un componente, implica 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*) a través de la deformación plástica dependiente del tiempo que sufre el material.

El objetivo de este trabajo es estudiar la variación microestructural que se produce en aceros de baja aleación al Cr Mo, sometidos a termofluencia a distintas tensiones y temperaturas. Las muestras se caracterizaron mediante microscopía óptica y microscopía electrónica de barrido (SEM) a efecto de interpretar las transformaciones cinéticas que ocurren en las fases precipitadas, la nucleación y evolución de microcavidades responsables del daño.

Se realizaron ensayos de creep por torsión, a carga y temperatura constantes y se analizaron las muestras correspondientes a probetas de creep ensayadas a diferentes tiempos de las distintas etapas del ensayo y se obtuvieron las curvas deformación versus tiempo, que permitirán obtener parámetros relacionados al creep.

Además se presenta un estudio comparativo de diferentes parámetros obtenidos de métodos de extrapolación, que relacionan tensión y temperatura de trabajo con el tiempo de rotura al creep tales como: Larson – Miller y Orr- Sherby- Dorn , ampliamente utilizados para estimar el comportamiento al creep de un acero, bajo determinadas condiciones de trabajo y se analizaron las ventajas y desventajas que presentan cada uno de ellos.

**Palabras Claves:** Variación Microestructural, Termofluencia, Microscopias.

## 1. INTRODUCCIÓN

Las plantas generadoras de energía, petroquímicas y químicas operan durante extensos períodos de duración, con paradas programadas de mantenimiento, mínimas. Esto, conduce a que los especialistas cuenten con un conocimiento muy preciso en la vida útil de los componentes críticos que operan bajo condiciones extremas de temperatura y tensión aplicada. Por lo general, esta información es dada por el fabricante; sin embargo, los componentes suelen ser utilizados un tiempo mayor a este. El término *extensión de vida* ha sido adoptado, en este sentido, como el tiempo en servicio de operación del componente posterior al tiempo de vida útil dado por el fabricante, bajo las mismas condiciones de seguridad en servicio.

La evaluación de la *extensión de vida*, implica contar con un conocimiento amplio y estricto de los diferentes mecanismos de degradación que pueden conducir al daño del componente. Uno de estos mecanismos, es la termofluencia (*creep*) donde el material sufre una deformación plástica remanente dependiente del tiempo y como consecuencia, provocando cambios dimensionales en los componentes. Simultáneamente, bajo condiciones de temperatura el material va a sufrir transformaciones en su microestructura, las cuales pueden ser anticipadas mediante un conocimiento previo del diagrama TTT [1].

Las características de estos cambios dependen esencialmente de la composición química del acero, su historia previa y sus condiciones de trabajo (temperatura y tensión).

En nuestro caso, la caracterización microestructural en los aceros ferríticos, 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.

Toft y Marsden estudiaron las transformaciones producidas en aceros ferríticos sometidos a creep y encontraron una evolución en la esferoidización de los carburos. Estos autores atribuyeron el daño estructural a este fenómeno [2].

Neubauer y Wedel analizaron la evolución de las microcavidades, en aceros sometidos a creep y encontraron que estos defectos se agrupan para luego orientarse en una determinada dirección y finalmente colapsar, conduciendo a la fractura del material [3].

Dobrzanski y Hernas analizaron la evolución de la microestructura y las transformaciones de fase en aceros del tipo 1Cr-0.5Mo expuestos a elevadas temperaturas y largos tiempos, en servicio. Estos autores pudieron determinar una relación entre la vida residual del material (resistencia al creep) y la evolución de la composición de los diferentes carburos [4].

Es importante relacionar la información anterior con los resultados obtenidos mediante métodos paramétricos de extrapolación. Estos métodos permiten estimar la vida residual, a partir de ensayos de creep de corta duración y con ellos, extrapolar el comportamiento del material a largo plazo [5].

En particular, los métodos de extrapolación de Larson-Miller y Orr-Sherby-Dorn, permiten relacionar la tensión, el tiempo y la temperatura de trabajo con el tiempo de rotura [6,7].

El objetivo de este trabajo fue relacionar la evolución microestructural producida en el acero 2.25 Cr – 1 Mo; luego de haber sido sometido a termofluencia, con la vida residual determinada experimentalmente mediante los métodos señalados precedentemente.

## 2. FUNDAMENTO TEÓRICO

La velocidad de deformación de la etapa de creep secundario se relaciona con la tensión, la temperatura y la microestructura, mediante una ley de potencia, de la forma [8]:

$$\dot{\epsilon} = A \sigma^n e^{-Q/RT} \quad (1)$$

Siendo; A una constante del material, R la constante universal de los gases, n el exponente de tensión y Q la energía de activación por creep.

La velocidad de creep al finalizar el estado estacionario, puede relacionarse al tiempo de rotura ( $t_{rot}$ ) del material, por medio de la ecuación [7]:

$$\dot{\epsilon} = \frac{\epsilon_R}{t_R} \quad (2)$$

siendo  $\epsilon_R$  la deformación al finalizar la etapa secundaria, que se supone aproximadamente igual a la deformación en el instante de rotura.

Aplicando logaritmo a la ecuación (1) y utilizando la ecuación (2), se obtiene:

$$\log A - \log \epsilon_R - \log t_R = \frac{Q}{KT} \quad (3)$$

de esta forma, se puede predecir el tiempo de rotura de un material en servicio, para valores de tensión y temperatura, determinados.

A partir de la ec. (3), es posible encontrar una expresión para el parámetro de Larson-Miller [6]:

$$P_{LM} = T ( C + \log t_{rot} ) = Q/R \quad (4)$$

Siendo; T la temperatura de trabajo,  $t_{rot}$  el tiempo de rotura y C una constante que se obtiene como:

$$C = \log A - \log \epsilon_R \quad (5)$$

Orr-Sherby-Dorn propusieron una expresión similar, obtenida a partir de la integración de la ecuación (1) y se obtiene [7]:

$$B = t_{rot} \exp ( -Q/RT ) \quad (6)$$

Donde B es el parámetro de Orr – Sherby – Dorn.

### 3. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

Los estudios se realizaron usando probetas cilíndricas de un acero ferrítico 2 ¼ Cr-1 Mo, 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

El acero utilizado 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, cuya microestructura es mayoritariamente ferrítica, con colonias de bainitas.

Las muestras para las observaciones microestructurales, fueron previamente pulidas en forma mecánica y atacadas químicamente en una solución de ácido nítrico al 2% (nital), a temperatura ambiente. Luego se caracterizaron mediante microscopía óptica y electrónica de barrido (SEM). En este último caso, se utilizó un microscopio de barrido marca JEOL 35 CF, el cual tiene adosado un sistema de microanálisis del tipo EDX.

También, se realizaron ensayos de creep por torsión hasta la rotura, trabajado 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 [9,10].

### 4. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

#### 4.1 Análisis Microestructural del Material

Los aceros de baja aleación, resistentes creep, que se utilizan en las plantas generadoras de energía por lo general son puestos en servicio en condición normalizado, es decir austenizados a temperaturas por encima del punto crítico y luego enfriados al aire. La microestructura inicial de un acero depende del tratamiento térmico recibido durante su proceso de fabricación e influirá en las transformaciones que evidencie al ser sometido a condiciones de creep [1].

Observando los diagramas TTT y CCT, para el acero 2,25Cr - 1Mo, se evidencia una separación en las curvas de transformación perlítica y bainítica, como consecuencia de la presencia de los elementos aleantes (Figura 1) [11].

Por tal motivo un tratamiento térmico de normalizado producirá en estos aceros una estructura ferrítica-bainítica.

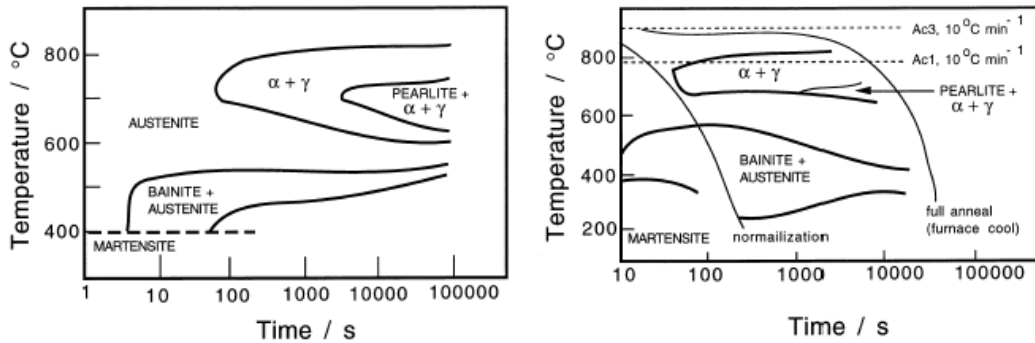


Figura 1: Grafico TTT y CCT correspondientes al acero 2.25 Cr – 1 Mo.

En la Figura 2, puede apreciarse la microestructura del acero de partida, donde puede observarse una matriz de granos ferríticos aleotomorfa, colonias de bainita y carburos. Los carburos son cementita ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ) y del tipo  $\text{M}_2\text{C}$ , donde M es principalmente molibdeno [1].

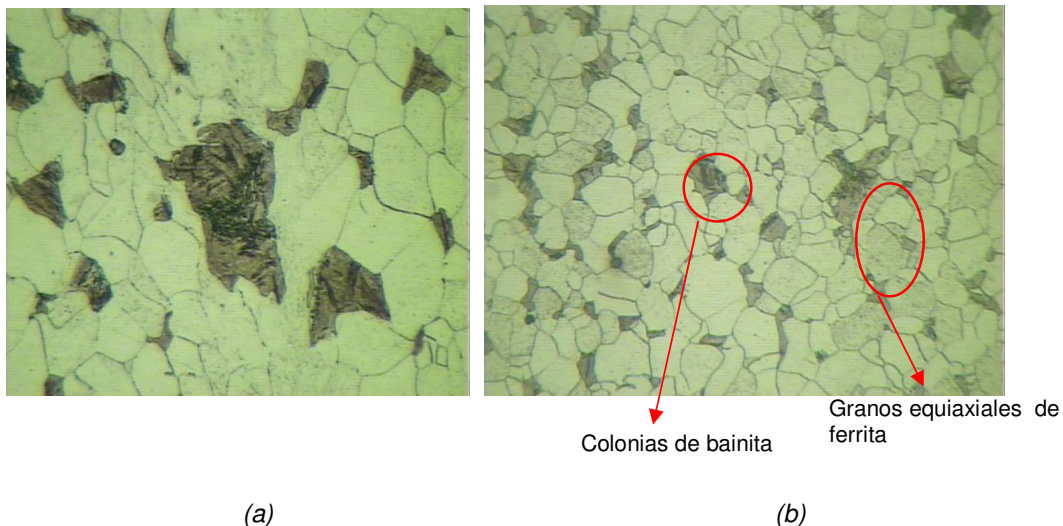


Figura 2 (a) y (b): Se observa la estructura del material en estado de partida con un aumento de 800x y 400x respectivamente.

Los carburos del tipo  $\text{Mo}_2\text{C}$ , son estables para las condiciones de temperatura de trabajo de ésta aleación y contribuyen a mejorar la resistencia la creep [1].

Luego, de ser ensayado el material al creep hasta la rotura, se realizaron observaciones sobre estas muestras. En la Fig. 3, se presenta la microestructura característica del material. Allí, podemos observar la presencia de granos equiaxiados de ferrita y carburos dispersos. También, se observa la presencia de microcavidades originadas durante el creep y coalescencia de las mismas.

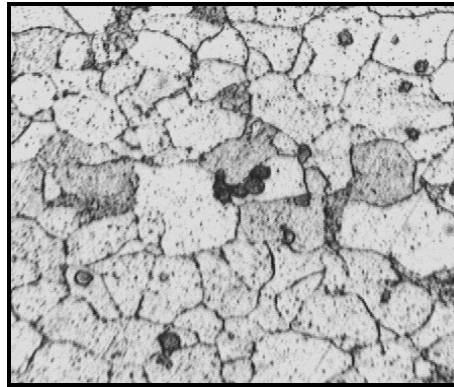
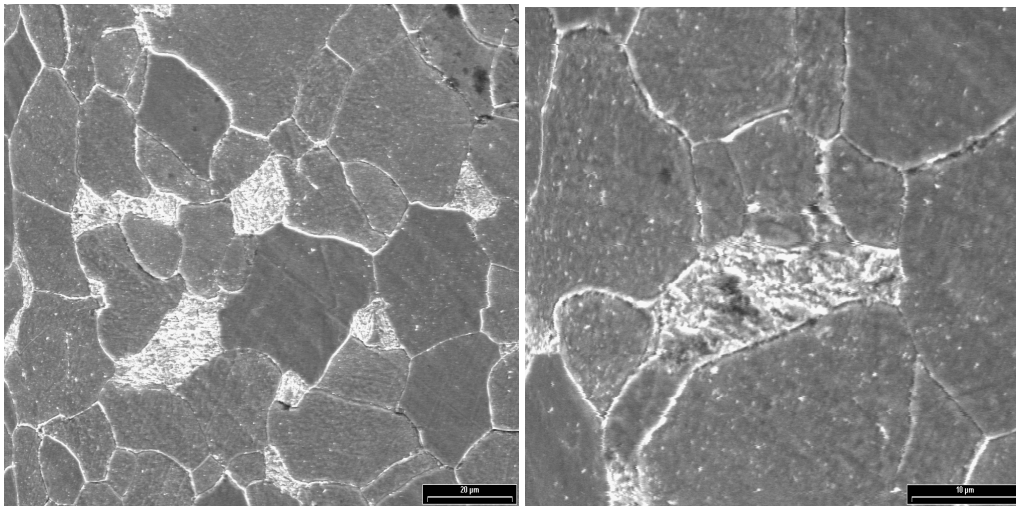


Figura 3: Microestructura correspondiente a una muestra ensayada a una temperatura de 873 K y una tensión de 168 MPa. (800x)

La Figura 4 (a) y (b), corresponden a imágenes SEM del material ensayado. Allí, se puede observar la presencia de carburos mayoritariamente en borde de grano (zonas claras).



(a)

(b)

Figura 4 (a) y (b).- Microestructura obtenida por SEM del material ensayado; (a) aumento 1000x y (b) aumento 2000x.

En la Figura 5 se indican las gráficas de los análisis por EDX de la matriz y las colonias de bainita. Este análisis verifica la existencia de carburos de Cr, tal cual cabría esperar de acuerdo a lo indicado en la (Figura 3).

#### 4.2 Métodos Paramétricos

En la Tabla 2 se presentan datos correspondientes a ensayos realizados hasta la rotura a distintas tensiones y temperaturas.

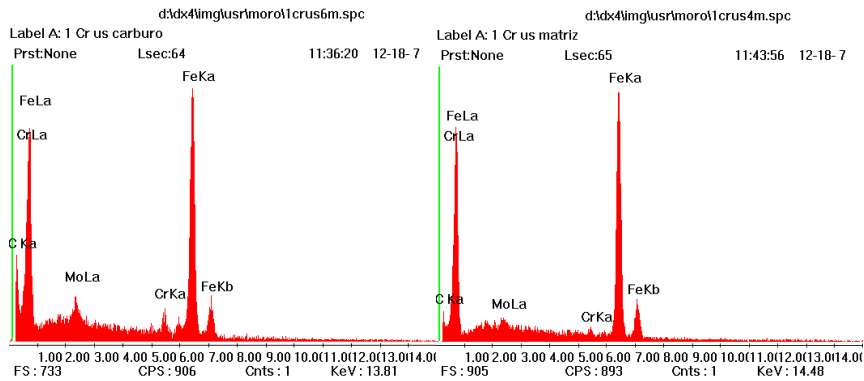
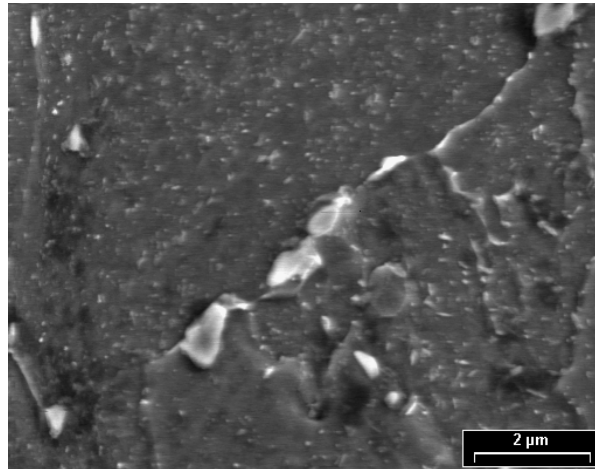


Figura 5: Microestructura de un carburo (4000x) y análisis EDAX de la matriz y un carburo.

Tabla 2: Datos correspondientes a ensayos de creep realizados sobre acero 21/4Cr 1 Mo .

T ( Kelvin)( °C )	$\sigma$ (M Pa)	$t_{rot}$ (h)	$\epsilon_{rot}$
813	275	960	3.6900
843	168	837	3.6624
843	205	477	3.0898
873	131	395	2.8900
873	168	190	3.3875
873	168	230	3.5115
873	168	170	4.1699
873	168	104	4.3783
873	205	68.9	4.4309
893	131	138	3.5268
893	168	38.8	4.1205
893	205	36	3.3948
893	205	22.4	4.2908
923	82	246	3.7011
923	131	32.5	4.2145

En la Figura 6 se muestran los gráficos  $\log t_{rot}$  en función de  $1000/T$  a distintas tensiones.

A partir de ésta gráfica, es posible obtener un grupo de rectas las cuales convergen hacia un valor de ordenada al origen. Este, nos permite calcular la constante C, cuyo valor fue  $C = 19.1$ , resultando un valor satisfactorio si se compara con aquel estimado por los autores para los aceros ( $C = 20$ ). De esta forma, el parámetro de Larson-Miller, puede ser expresado, como:

$$P_{LM} = T (\log t_{rot} + 19.1) \quad (7)$$

Paralelamente, a partir de estas rectas y se calculó la constante B definida por Orr-Sherby-Dorn y la energía de activación Q, correspondiente a cada ensayo, que se indican en la Tabla 3. Se calcula el valor promedio de B que resultata 18642, y el parámetro de Orr-Sherby-Dorn, queda expresado en nuestro caso, como:

$$P_{OSD} = B = \log t_{rot} - 18642/T \quad (8)$$

Teniendo en cuenta los resultados obtenidos, se grafica  $\log \sigma$  vs  $P_{LM}$  (Figura 7) y  $\log \sigma$  vs  $P_{OSD}$  (Figura 8) que permiten estimar tiempos de rotura a partir de ensayos de corta duración.

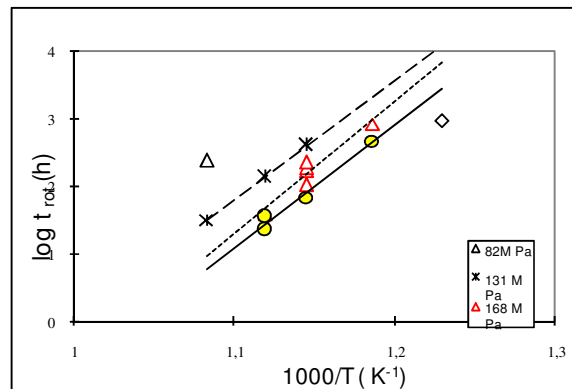


Figura 6: gráficos  $\log t_{rot}$  en función de  $1000/T$

Tabla 3: valores para la constante B definida por Orr-Sherby-Dorn y para la energía de activación, Q, correspondiente a cada nivel de tensión de los ensayos.

Tensión $\sigma$ ( M Pa)	T (K)	Energía activación Q (k J /mol)	Constante B ( $P_{OSD}$ )
131	873	336.527	17579
168	893	375.025	19590
205	873	359.097	18758

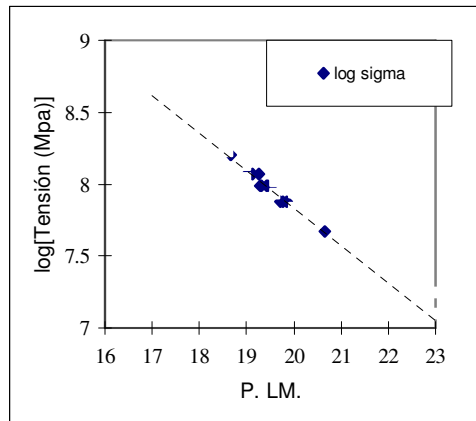


Figura 7: Muestra las curvas master (mínima y media) calculadas con una constante de Larson - Miller de 20 para un acero 2,25 Cr - 1 Mo

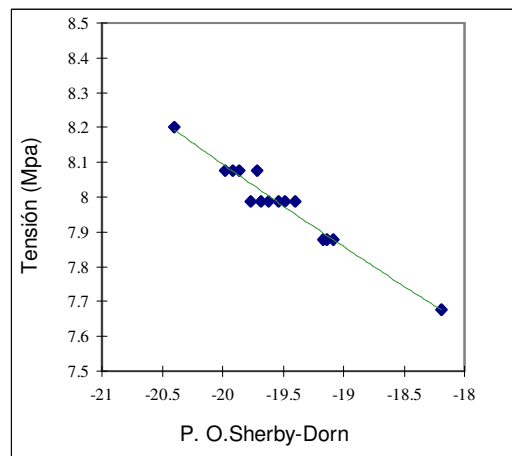


Figura 8: Muestra los puntos encontrados para la distintas tensiones en función del parámetro OSD.

### 3. CONCLUSIONES

El estudio realizado de la microestructura y de los parámetros de vida residual para el acero 2 ¼ Cr-1 Mo permitió arribar a las siguientes conclusiones:

- Se encontró que, en aquellas muestras sometidas al creep hasta la rotura, la microestructura se transformó mostrando la presencia de carburos del tipo  $CFe_3$ ,  $M_2C$  y  $M_7C_3$  sobre una matriz de granos ferríticos equiaxiados. Las colonias bainíticas tienden hacia una morfología más globular.
- El análisis por EDS comprueba la existencia de carburos de cromo, los cuales no estaban presentes en la estructura original.

- Se observa presencia de cavidades de creep y coalescencia de las mismas en los bordes de grano.
- Las constantes determinadas mediante los métodos paramétricos de vida residual acuerdan satisfactoriamente con aquellas dadas por otros autores para este tipo de aceros.

#### 4. REFERENCIAS

- [1] H.K.D.H. Bhadeshia, *Bainite in steels, transformations, microstructure and properties*, Second Edition. 2001.
- [2] L.H. Toft, L.I.M. Marsden, *The structure and properties of 1Cr-0.5Mo steel after service in CEGB power stations*, Iron and Steel Institute, N° 70, pp 276-294.
- [3] B. Neubauer, U. Wedel, *Restlife estimation of creeping components by means of replicas*, Ed. ASME, pp 307-314, 1983.
- [4] J. Dobrzanski, A. Hernas, *Correlation between phase composition and life-time of 1Cr-0.5Mo steels during long-term service at elevated temperatures*, Journal of Materials Processing Technology, 53, pp 101-108.
- [5] A. Benvenuti, P. Bontempi, S. Corti, N. Ricci, *Assessment of material thermal history in elevated temperature components*, Materials Characterizations, **Vol.** 36, pp 271-278.
- [6] F. R. Larson and J. Miller, *A time – Temperature Relationship for Rupture and Creep Stresses*, *Trans. ASME*, Vol 74, p. 765, 1952.
- [7] R.L. Orr, O.D. Shervy, and J.E. Dorn, *Correlations of Rupture Data for Metals at Elevated Temperatures*, *Trans. ASM*, Vol 46, p.113-118, 1954.
- [8] Evans R. and Wishire B., *Creep of metals and alloys*, The Institute of Metals, (1985) London, England,
- [9] G. González, A. Garófoli, L. Moro, A. Picasso, *Análisis de Mecanismos de deformación por termofluencia en el acero 2.25Cr-1Mo*, Congreso SAM/CONAMET, San Nicolás, 2007.
- [10] G. González, A. Garófoli, L. Moro, A. Picasso, *Estudio de Aceros sometidos a Creep*, Congreso SAM Juvenil, Buenos Aires, 2006.