

ENVEJECIMIENTO POR DEFORMACIÓN DURANTE EL CREEP EN ACEROS DE BAJO CARBONO

G. González^{*1}, A. Juan², A. Garófoli³, L. Moro^{1,2}, A. Picasso^{4,5}

^{1*} *Departamento de Mecánica y Centro de Investigaciones en Mecánica Teórica y Aplicada -
Facultad Regional Bahía Blanca - Universidad Tecnológica Nacional
11 de Abril 456, (8000) Bahía Blanca, Argentina - e-mail: ggonzal@frbb.utn.edu.ar*

² *Departamento de Física – Universidad Nacional del Sur*

³ *Departamento de Ingeniería- Universidad Nacional del Sur
Av Alem 1253 Bahía Blanca, Argentina*

⁴ *Instituto de Física de Materiales Tandil (IFIMAT), UNCPBA
Pinto 399, Tandil, Argentina.*

⁵ *Comisión de Investigaciones Científicas de la Provincia de Bs. As. (CICPBA)*

RESUMEN

Se presentan datos experimentales de creep por torsión para el acero 2.25Cr-1Mo a las temperaturas de 843, 873, 893 y 923 K y tensiones 82, 131, 168 y 205 MPa. La relación entre la velocidad mínima por creep y la tensión aplicada sigue la Ley de Potencia $\dot{\epsilon} = \sigma^n$ con exponentes $n \approx 3$ y 9 a bajas y altas tensiones, respectivamente. Los valores de energía de activación por creep obtenidos, son representativos de un fenómeno de difusión en borde de grano. Este comportamiento conduce a pensar que el creep a bajas tensiones es controlado por el movimiento viscoso de dislocaciones.

Para chequear este comportamiento a bajas tensiones, característico para $n = 3$, se realizó un ensayo de creep por tracción a $T = 973$ K y $\sigma = 103$ MPa y se encontró un efecto de envejecimiento por deformación sobre la región del estado estacionario de la curva de creep. Este fenómeno, novedoso en un ensayo de creep, es analizado a partir de los mecanismos propuestos de interacción dislocación – atmósfera de soluto.

Nuestro análisis permite asegurar que en este proceso existe una superposición de dos mecanismos: a) movimiento viscoso de dislocaciones, b) interacción dislocación – atmósfera de soluto. Sin embargo, el mecanismo que controla el creep durante el estado estacionario es el movimiento viscoso de dislocaciones. El fenómeno de envejecimiento por deformación no contribuye a la deformación por creep, debido a la escasa densidad de dislocaciones que participan en su contribución.

Palabras Claves: *creep viscoso, aceros ferríticos, envejecimiento por deformación.*

1. INTRODUCCIÓN

En los aceros que operan a temperaturas elevadas y a esfuerzos mecánicos se produce un proceso de fluencia lenta o *creep*, provocando transformaciones en la estructura las cuales se evidencian en una pérdida progresiva de la resistencia mecánica.

El estudio de este fenómeno adquiere gran importancia en los materiales destinados a industrias petroquímicas, plantas generadoras de energía y refinerías de petróleo, ya que los componentes son utilizados durante largos períodos de exposición en las situaciones de servicio mencionadas.

El alto costo que representa para estas industrias la rotura por fluencia, podría evitarse conociendo la resistencia mecánica del material, lo cual debe tenerse en cuenta en el diseño industrial. Los aceros ferríticos de baja aleación son ampliamente usados para estos fines, por su alta resistencia mecánica asociada a la microestructura de la matriz y la presencia de carburos y nitruros estables [1,2].

Kimura y col, compararon la resistencia al *creep* de distintos aceros ferríticos y encontraron que, independientemente de las concentraciones de los elementos componentes, la resistencia al *creep* disminuye hasta alcanzar un valor mínimo. Este comportamiento se atribuye a la pérdida del efecto endurecedor provocado por los precipitados [3].

La velocidad de deformación durante la etapa de termofluencia secundaria, puede expresarse en función de la tensión y la temperatura, a través de una ley de potencia del tipo:

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

Siendo, $\dot{\epsilon}$ la velocidad de deformación mínima por termofluencia, σ la tensión mecánica aplicada, n un exponente que varía entre 3 y 9, dependiendo del material, Q la energía de activación por termofluencia, T la temperatura absoluta, R la constante universal de los gases y A una constante [4].

La ley de potencia fue propuesta inicialmente para metales puros, pero adaptada posteriormente por otros autores, para describir el comportamiento viscoso en aleaciones y metales puros de diferente naturaleza [5, 6],

En particular, Mohamed y Kitabjian et al. pudieron explicar el comportamiento al *creep* en aleaciones Al-Zn, Al-Ag y Ni-Fe [7, 8]. Estos autores, sugirieron que el mecanismo de interacción entre dislocaciones y atmósferas de soluto es una combinación de mecanismos propuestos por Suzuki y por Fischer [9], en forma independiente.

Debida a esta interacción, la velocidad de deformación mínima por termofluencia ($\dot{\epsilon}$) se relaciona a la tensión aplicada (σ), a través de la expresión, dada por Cottrell-Jaswon [10]:

$$\dot{\varepsilon} \cong \frac{\pi(1-\nu)kT\bar{D}}{6e^2Cb^5G} \left(\frac{\sigma}{G}\right)^3 \quad (2)$$

Siendo, ν la relación de Poisson, K la constante de Boltzmann, T la temperatura absoluta, D el coeficiente de difusión para átomos de soluto, e la diferencia en tamaño entre átomos de soluto y solvente, C la concentración de átomos de soluto, b el vector de Burgers y G el módulo de corte.

Así es posible obtener el exponente n en la Ec. (1), suponiendo que la energía de activación Q , no cambia con la tensión aplicada, entonces se grafica el $\log \dot{\varepsilon}$ vs. $\log \sigma$ a partir de ensayos de creep realizados a una misma temperatura.

Por otra parte, podemos determinar la energía de activación aparente Q_{ap} , realizando ensayos de creep a una misma tensión σ y diferentes temperaturas.

En este trabajo, se presenta un análisis del mecanismo de deformación operativo en el acero 2.25Cr-1Mo, para una temperatura en particular y diferentes tensiones aplicadas. Nuestros resultados, permiten asegurar que el comportamiento al creep es controlado por un mecanismo de tipo viscoso, siendo representado por una ley de potencia de exponente $n = 3$, en la relación clásica entre la velocidad de deformación mínima por creep y la tensión aplicada. Paralelamente, se obtuvo la energía de activación por termofluencia, cuyo valor es consistente con la energía de difusión en volumen de la ferrita. Los valores obtenidos, a partir de nuestros datos experimentales, presentan buena concordancia con el mecanismo viscoso, propuesto originalmente por Cottrell y Jaswon [10], basado en la interacción de dislocaciones móviles y atmósferas de soluto. Por último, se presenta una curva de termofluencia por tracción, para la misma temperatura de ensayo y tensión aplicada intermedia, donde se puede visualizar con mayor detalle, el comportamiento de este mecanismo.

FUNDAMENTO DEL METODO

Se realizaron ensayos de fluencia por torsión, donde se aplica un momento torsor que se obtiene aplicando una carga a la polea de torsión y que es la única causa de rotación del eje. Se mide la deformación a partir del desplazamiento angular de un punto del extremo móvil de la probeta, manteniendo el otro extremo fijo. La tensión de corte (τ), que actúa sobre la probeta cilíndrica de radio (r), se calcula a partir de la cupla aplicada C y que se relaciona con la carga aplicada según la expresión [11]:

$$\tau = \frac{3C}{2\pi r^3} \quad (3)$$

Para poder comparar los resultados obtenidos mediante los ensayos de fluencia por torsión con los, más comúnmente empleados, de fluencia por tracción uniaxial, se relaciona la

tensión de corte y la deformación angular con la tensión y deformación equivalente respectivamente. Para lo cual se aplica el criterio de fluencia de Von Mises y considerando un estado de tensión de corte puro [7].

$$\sigma = \sqrt{3} \tau \quad (4)$$

La relación entre la rotación angular (θ) de la probeta de radio (r) y la deformación angular (γ) en una longitud L en la zona calibrada está dada por la expresión:

$$\gamma L = \theta r \quad (5)$$

Se calcula entonces la deformación equivalente ($\bar{\epsilon}$) a partir de la deformación angular (θ) como:

$$\bar{\epsilon} = \frac{1}{\sqrt{3}} \frac{r}{L} \theta \quad (6)$$

PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

Los estudios se realizaron usando probetas cilíndricas de un acero ferrítico 2.25Cr-1 Mo, cuyas composición química del material 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

Se realizaron ensayos de creep por torsión a una misma temperatura $T = 873$ K y tensiones efectivas de 82, 131, 168 y 205 MPa.

En forma paralela se llevaron a cabo ensayos de creep por tracción a una misma tensión aplicada $\sigma = 131$ MPa y diferentes temperaturas; 843, 873, 893 y 923 K.

RESULTADOS Y DISCUSIÓN

En la Figura 1, se presentan los diagramas deformación específica en función del tiempo, a distintas tensiones aplicadas y una misma temperatura. En la Figura 2 se presenta la grafica de la velocidad de deformación en función de la deformación específica para el ensayo a 131 MPa y 923 K. Podemos observar que en ella se muestran dos regiones bien diferenciadas, de donde se pueden obtener dos velocidades mínimas por creep. Es probable que, este comportamiento esté asociado a la creación de sub-bordes de grano debido al deslizamiento de dislocaciones (éstas provocan un endurecimiento que da lugar a una segunda velocidad de deformación mínima).

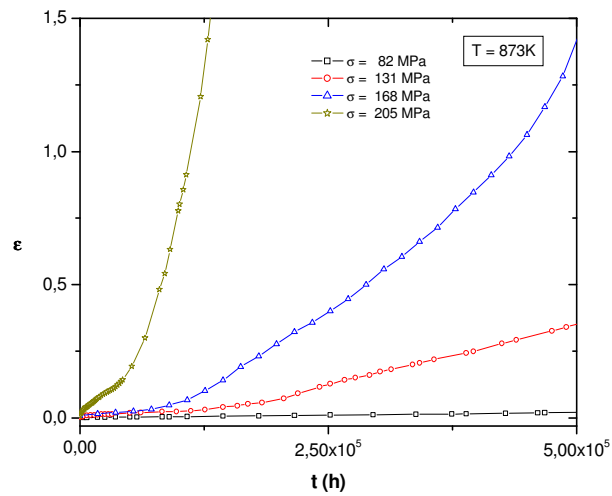


Figura 1. Gráfico, deformación por creep en función del tiempo para una tensión aplicada de 131 MPa y temperaturas de 843, 873, 893 y 923 K

En este trabajo en particular, nos concentraremos en comprender los posibles mecanismos de deformación por termofluencia que operan a bajas deformaciones y bajas tensiones aplicadas (esto es, considerando la primer velocidad de deformación mínima que aparece en el diagrama).

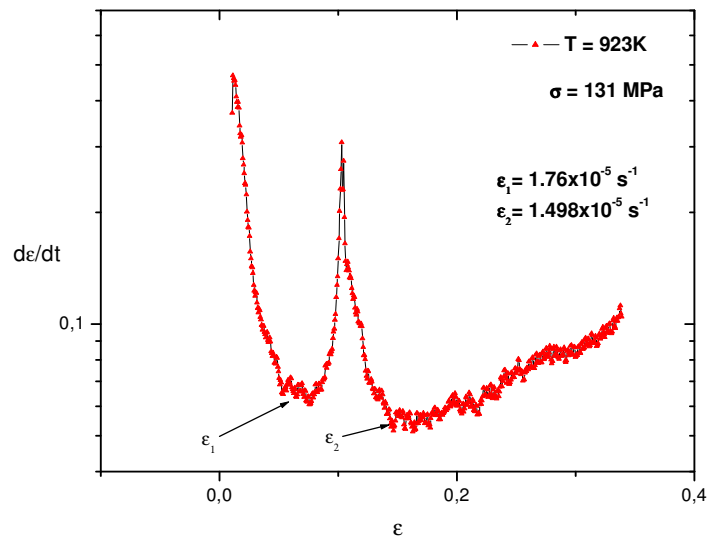


Figura 2. Gráfica de la velocidad de deformación en función de la deformación específica para el ensayo a 131 MPa y 923 K.

En la Figura 3, se ha graficado la velocidad de deformación mínima por creep, 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 $\nu = 0,33$; donde E (módulo de Young), puede expresarse en función de la temperatura como [12]:

$$E = 445.2 - 899.6 \left(\frac{T}{1000} \right) + 1098.8 \left(\frac{T}{1000} \right)^2 - 494.5 \left(\frac{T}{1000} \right)^3 \quad (7)$$

A partir de allí, a través de un ajuste lineal se obtiene una recta que permite obtener el valor de la tensión interna; siendo en este caso, $\sigma_0 = 0,9$ MPa.

Por otra parte, teniendo en cuenta la ec. (1) y los parámetros de este ajuste obtenemos un valor para A de $0,11 \pm 0,01$.

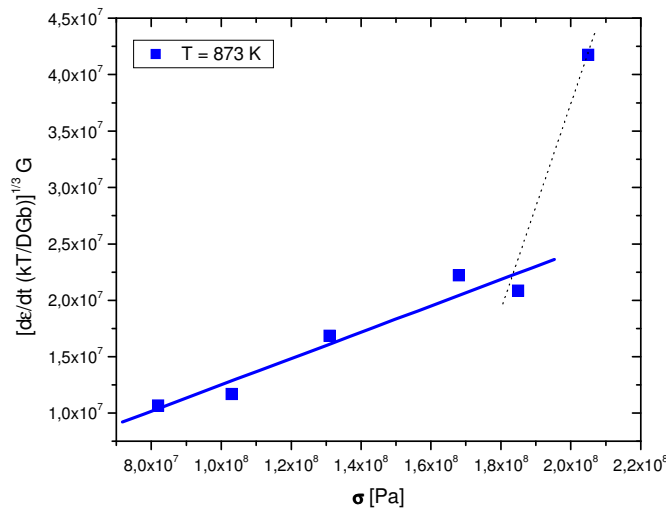


Figura 3.- Gráfica de la velocidad de deformación mínima por creep, normalizada con el coeficiente de difusión en la red en función de la tensión aplicada

A partir de la gráfica anterior pueden apreciarse 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 $n = 9.5$.

Un resultado coincidente en este sentido, es mostrado en la Fig. 4 donde se ha graficado la velocidad de deformación mínima por creep en función de la inversa de la temperatura a tensión aplicada constante, para obtener la energía de activación aparente por creep.

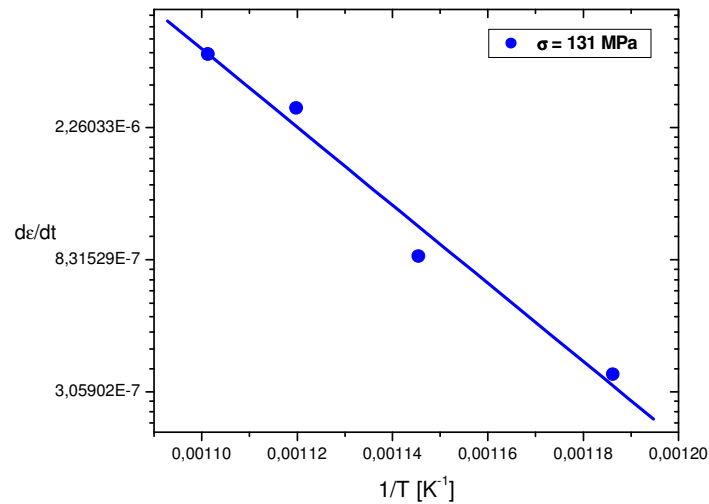


Figura 4.- Gráfica de la velocidad de deformación mínima por creep en función de la inversa de la temperatura a tensión aplicada constante

De la gráfica anterior, obtenemos $\Delta Q_{app} = 245$ kJ/mol, valor muy próximo a la energía de autodifusión en la red de la fase ferrita ($Q = 251$ kJ/mol).

Del análisis anterior podemos concluir que, el comportamiento al creep del acero 2¼ Cr-1Mo a la temperatura $T = 873$ K y tensiones entre 82 y 131 MPa, sigue la ley de potencia [Ec. (1)], con $\sigma_0 \cong 0$ y exponente $n = 3$. De esta forma, a estos niveles de deformación el mecanismo de deformación por creep que controla el proceso es el deslizamiento de dislocaciones, asistido por difusión en la red en la fase ferrita [13]. Cabe señalar que, este primer análisis es válido para la región donde $n = 3$.

A efecto de profundizar aún más sobre el mecanismo propuesto a bajas tensiones, se realizó un ensayo de termofluencia por tracción, a una tensión mecánica aplicada intermedia, $\sigma = 103$ MPa y $T = 873$ K.

En la figura 5, se presenta esta curva en forma completa; mientras que en la figura 6, puede apreciarse en detalle, el comportamiento superpuesto al estado estacionario de los ciclos de endurecimiento y ablandamiento, provocado por la interacción entre dislocaciones en movimiento y atmósferas de soluto; tal como fuera supuesto originalmente por Cottrell-Jaswon. Actualmente, se continúan con los ensayos a tensiones mayores y 873 K, con el objeto de interpretar qué ocurre en el intervalo, donde n se incrementa en un factor 3, aproximadamente.

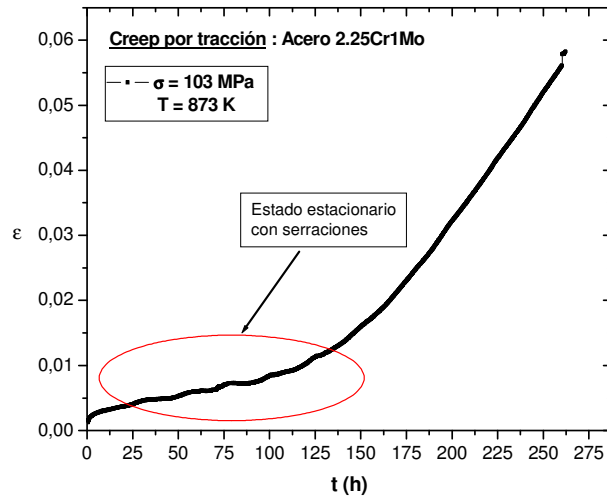


Figura 5. Curva de termofluencia a $\sigma = 103$ MPa y $T = 873$ K, para el acero 2.25Cr-1Mo

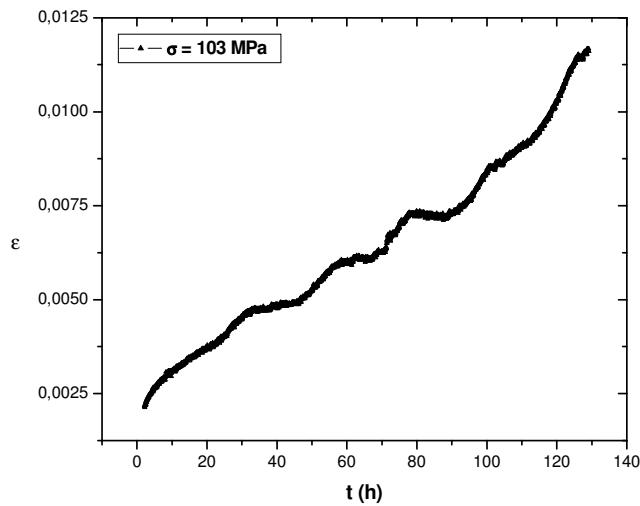


Figura 6. Región del estado estacionario (ampliada) idem anterior, donde pueden apreciarse los ciclos de endurecimiento y ablandamiento, durante el estado estacionario.

Por otra parte, es interesante destacar el comportamiento que presenta la curva de termofluencia en este tipo de acero, bajo las condiciones de temperatura y tensiones aplicadas; donde hemos podido apreciar en la mayoría de las curvas la presencia de dos velocidades mínimas de deformación. Tal como fuera señalado precedentemente, es probable que este comportamiento esté asociado a la formación de sub-bordes de grano en la fase ferrita; sin

embargo, es necesario profundizar aún más sobre este fenómeno, mediante otras técnicas, como por ejemplo, microscopia electrónica de transmisión.

CONCLUSIONES

De acuerdo, con el presente análisis llevado a cabo a partir de ensayos de termofluencia a diferentes temperaturas y tensiones aplicadas, en el acero ferrítico 2.25Cr - 1Mo, es posible arribar a las siguientes conclusiones:

- 1.- De los resultados obtenidos, a diferentes tensiones y una misma temperatura, la velocidad de deformación mínima por termofluencia se relaciona con la tensión aplicada mediante una relación de potencia, con exponente 3 a bajas tensiones y $n \cong 9.5$, a altas tensiones.
- 2.- A partir de la grafica, velocidad de deformación mínima por creep en función de la inversa de la temperatura a tensión aplicada constante obtenemos un $\Delta Q_{app} = 245$ kJ/mol, el cual es muy próximo a la energía de difusión en la red en la ferrita ($Q = 251$ kJ/mol).
- 3.- El comportamiento al creep del acero 2¼ Cr 1Mo a la temperatura $T = 873$ K y tensiones entre 82 y 131 MPa, sigue la ley de potencia [Ec. (1)], con $\sigma_0 \cong 0$ y exponente $n = 3$.
- 4.- A bajas tensiones y deformaciones, es probable que el mecanismo de deformación dominante por termofluencia sea el deslizamiento de dislocaciones, asistido por difusión en la red en la fase ferrita.

4. REFERENCIAS

1. R. Viswanathan, *Damage Mechanisms and Life Assessment of High Temperature Components*, ASTM International Metals, Park Ohio, USA, 1989.
2. B. E. Peddle and C. A. Pickles, *Canadian Metallurgical Quarterly*, Vol. 40, 1, pp. 105-126, (2001).
3. K. Kimura, A. Onodera, H. Kushima, *Effect of M-C (M = Mo, Mn and Cr) atomics pair on creep properties of Fe-M-C ternary alloys*. Key Engineering Materials, Vol. 171 – 174, pp. 461-468, (2000).
4. R. Evans and B. Wishire, *Creep of metals and alloys*. The Institute of Metals, London, England. (1985)
5. J. Weertaman, *Acta Metall.*, Vol. 25, pp. 1393 (1977).
6. A. H. Clauer and B. A. Wilcox, *Trans. Met. Soc. AIME*, Vol. 236, pp. 570 (1966).
7. F.A. Mohamed and T.G. Langdon, *Acta Metall.* 22 (1974) 779-88.
8. P.H. Kitabjian, A. Garg, R.D. Noebe and W.D. Nix: *Metal. Mater. Trans. A*, 30^a, pp. 587-600. (1999).
9. H. Suzuki, J., J. Wiley Fisher, *Dislocations and mechanical properties of crystals*, New York,

- pp. 361 (1957).
10. A.H. Cottrell and M.A. Jaswon, *Proc. R. SOC. Vol. A199*, 104-114, (1949)
 11. A.Saenz Lopez; E. Obiol; L. Moro; M. Saggio; D. Ziegler, *Revista CIT*, Vol. 9, pp.129-134 (1998)
 12. K. Maruyama, K. Sawada, J. Koike, H. Sato, K. Yagi, *Mat. Scien.*, Vol. 224, pp. 166 – 172 (1997)
 13. A. H. Clauer and B. A. Wilcox, *Trans. Met. Soc. AIME*, Vol. 236, pp. 570 (1966)