

Influencia del tiempo de revenido a 780°C sobre la resistencia al creep del acero ASTM A335 P91

Influence of tempering time at 780°C on the creep resistance of ASTM A335 P91 steel

Nilthon Emerson Zavaleta-Gutierrez¹, Hernán De Cicco²,
Claudio Ariel Danón²

¹ Departamento de Minas y Metalurgia- Facultad de Ingeniería-Universidad Nacional de Trujillo- Av. Juan Pablo II, Trujillo, Trujillo, Perú

e-mail: nilthon_z@yahoo.com

² Gerencia Materiales- Comisión Nacional de Energía Atómica- Av. General Paz 1499 B1650KNA, San Martín, Buenos Aires, Argentina

e-mail: decicco@cnea.gov.ar; danon@cnea.gov.ar

RESUMEN

Se investigó el efecto del tiempo de revenido a la temperatura de 780 °C sobre la resistencia al creep del acero ASTM A335 grado P91. La temperatura de revenido correspondió a la temperatura de revenido industrial y los tiempos evaluados se eligieron de tal manera de acumular, entre el revenido previo del material de suministro (40 minutos) y el tratamiento realizado en el laboratorio, tiempos de 3; 4; 5; 5,5; 5,7; 6 y 7 horas, por lo que en la práctica se aplicó un doble revenido. Posteriormente, las muestras fueron ensayadas a 600 °C y 190 MPa hasta rotura. Los resultados muestran que el tiempo de revenido a 780 °C, tiene un efecto muy importante en la resistencia al creep del acero P91. Hasta 3 horas de revenido, el acero P91 mostró una buena resistencia al creep con una velocidad mínima de creep de $7 \times 10^{-9} \text{ s}^{-1}$. Una marcada caída en la resistencia al creep se observó para un tiempo de revenido de 5 horas ($1.5 \times 10^{-7} \text{ s}^{-1}$), con una posterior recuperación a las 5.5 horas ($3 \times 10^{-8} \text{ s}^{-1}$). Este comportamiento al creep probablemente esté relacionado a la evolución de las partículas MX durante el revenido. El tamaño promedio de las partículas de segunda fase en las probetas revenidas a 780° C con diferentes tiempos y sometidas a creep a 600° C, indicarían de manera indirecta un estado de disolución y re-precipitación de las partículas MX que ocurre durante el revenido. La rotura por creep ocurre por la nucleación, crecimiento y coalescencia de cavidades en regiones próximas a los límites de grano de austenita previa, resultando en una fisura y propagación de la fisura hasta su rotura.

Palabras clave: Acero 9% Cr, Comportamiento a creep, Resistencia a creep, Precipitación.

ABSTRACT

It has been investigated the effect of tempering time at 780°C on the creep strength of ASTM A335 grade P91 steel. The tempering temperature corresponded to the industrial tempering temperature and the times evaluated were chosen in such a way to accumulate, between the tempering prior as received (40 min) and the treatment carried out in the laboratory, times of 3; 4; 5; 5,5; 5,7; 6 and 7 hours, so that in practice a double tempering was applied. Subsequently, the samples were creep tested at 600 °C and 190 MPa up to rupture. The results show that a tempering time to 780 °C has a very significant impact on the creep strength of the P91 steel. Up to 3 hours of tempering, the P91 steel retains its creep strength, with a minimum creep rate of $7 \times 10^{-9} \text{ s}^{-1}$. This creep strength falls off sharply to the 5 hours of tempering ($1.5 \times 10^{-7} \text{ s}^{-1}$), and retrieved to the 5.5 hours ($3 \times 10^{-8} \text{ s}^{-1}$). This creep behavior is probably related to the evolution of the MX particles during tempering. The average size of the particles of the second phase in the samples tempered to 780 °C during different times and subjected to creep to 600 °C, would indirectly indicate a state of dissolution and re-precipitation of MX particles, which occurs during the tempering. Creep rupture occurs by the nucleation,

growth and coalescence of cavities, in regions close to the prior austenite grain boundaries, resulting in a crack and propagation up to fracture.

Keywords: 9Cr Steel, Creep behaviour, Creep strength, precipitation.

1. INTRODUCCIÓN

Los aceros resistentes al calor 9% Cr 1% Mo han sido largamente empleados en la fabricación de componentes de centrales térmicas, calderas, intercambiadores de calor, cañerías y tuberías, etc., debido a que poseen una excelente combinación de propiedades como resistencia al creep, tenacidad y resistencia a la oxidación a alta temperatura. El progresivo mejoramiento de las propiedades de los aceros 9% Cr en las últimas tres décadas ha permitido un incremento sustancial en sus prestaciones: aumento de las temperaturas de servicio - con el consiguiente aumento de la eficiencia- y obtención de valores cada vez más importantes de resistencia al creep. Desde el punto de vista ambiental, el aumento de la eficiencia implica también una reducción de las emisiones de CO₂.

Entre los aceros más estudiados dentro de esta familia de materiales se destacan los grados P91 (norma ASTM A335 para cañerías y cabezales) y T91 (norma ASTM A213 para tubos de sobrecalentadores). Estos grados contienen 9% Cr, 1% Mo y cantidades menores de Nb, V y N; sus propiedades y aplicaciones han sido objeto de numerosas revisiones [1].

El tratamiento térmico comercial típico aplicado a estos aceros involucra una austenitización seguida de un normalizado y subsecuente revenido. El normalizado produce una estructura de finos listones de martensita con una alta densidad de dislocaciones (en el orden de 10^{14} a 10^{15} m⁻²) [2]. Asimismo, la martensita en listones presenta diferentes niveles estructurales los cuales han sido clasificados según su morfología y su cristalografía en paquetes, bloques y listones [3]. La alta densidad de dislocaciones le confiere al acero normalizado una dureza relativamente alta, la cual disminuye con el posterior revenido. La temperatura de revenido está en función al tipo de acero y al componente a ser fabricado [4]. Ha sido referida una apreciable disminución de la dureza en las etapas iniciales del revenido, para posteriormente decaer de manera gradual; en esta etapa se produce una reducción en la densidad de dislocaciones con la formación de subgranos y redes (networks) de dislocaciones dentro de los subgranos [5].

Junto con los cambios microestructurales que ocurren durante el normalizado y revenido, se produce la precipitación de partículas de segunda fase, las cuales nuclean de manera heterogénea. Dos tipos de precipitados: M₂₃C₆ y MX, fueron identificados después de los tratamientos térmicos de normalizado y revenido aplicados a los aceros 9% Cr. El M₂₃C₆ es un carburo rico en Cr, que puede también contener Mo y V [6]. Este precipitado tiene una estructura fcc y precipita durante el revenido principalmente en los límites de grano de austenita previa, en los límites de listones y en los subgranos de ferrita [7]. El MX es un carbonitruro (Nb,V:C,N), con una estructura fcc del tipo-NaCl [6]. Se ha observado que precipitan tanto en los límites de los subgranos como dentro de ellos. De acuerdo a su morfología y composición química, los MX son clasificados en tres tipos [8,9]: (a) El MX tipo I corresponde a precipitados esféricos ricos en niobio; estos precipitados son muy estables y permanecen en la microestructura en condiciones normales de austenitización, previniendo el crecimiento de grano [8]. (b) El MX tipo II designa a los precipitados ricos en vanadio, cuya morfología es de tipo placa.

Estos precipitados son principalmente nitruros y se forman durante el revenido [10]. (c) El MX tipo III muestra una morfología específica conocida en la literatura como “wing”. Se forma por precipitación secundaria de placas de VN adheridas a los precipitados esféricos de NbC [11].

Un aspecto importante referido a los precipitados MX es su inestabilidad durante el revenido. TAMURA *et al.* [12,13] reportaron la disolución parcial temporaria de los precipitados de NbC o VN durante el revenido a alta temperatura en aceros experimentales 9% Cr que contienen alternativamente Nb, V y C [12] o V y N [13]. En el caso del NbC fue observado a las 2,5 horas de revenido a 800 °C y en el caso del VN el pico de disolución ocurrió a las 100 horas de revenido a 780 °C. En ambos casos un incremento posterior en el tiempo de revenido produjo la re-precipitación de las partículas NbC y VN, respectivamente. La aparición de este fenómeno fue corroborada en un estudio previo realizado en la aleación comercial T91 con presencia de los 4 elementos aleantes V, Nb, C y N [14].

La pérdida de la resistencia al creep en servicio de los aceros 9% Cr, está íntimamente ligada a los mecanismos de degradación microestructural que pueden ser clasificados en [15]: (a) la recuperación preferencial de la microestructura en la vecindad de los límites de grano de austenita previa, (b) la precipitación de la fase de Laves, (Fe, Cr)₂(Mo, W), con la consiguiente reducción del endurecimiento por solución sólida debido al consumo de W y Mo, y (c) la precipitación de la fase Z, Cr(V, Nb)N, con una reducción del endurecimiento por precipitación por la disolución de los precipitados MX. Estos mecanismos pueden actuar de

manera conjunta dependiendo del tipo de acero.

Los aceros 9% Cr siguen siendo investigados -a pesar del gran avance en su desarrollo- con la finalidad de determinar nuevos mecanismos de degradación de sus propiedades, ya sea durante los procesos involucrados en la manufactura de los componentes o durante su vida en servicio. Una reciente publicación [16] da cuenta de fallas prematuras de componentes fabricados con estos tipos de aceros, siendo las causas principales: (a) el sobre-revenido aplicado al material de suministro y (b) un excesivo tiempo de relevamiento de tensiones aplicado a componentes soldados, lo cual influyó en su comportamiento en servicio.

El objetivo del presente estudio es informar sobre el efecto del tiempo de revenido a la temperatura de 780°C sobre la resistencia al creep del acero ASTM A335 grado P91.

2. MATERIALES Y MÉTODOS

El acero P91 con el cual se fabricaron las probetas de creep fue suministrado por la acería Dalmine del grupo Tenaris, en forma de tubo sin costura con un diámetro exterior de 219,1 mm y un espesor de 31,75 mm; la composición química se muestra en la Tabla 1. El material fue recibido en su condición estándar, esto es, normalizado a 1040 °C por 20 min y revenido 40 min a 780 °C.

Tabla 1: Composición química del acero ASTM A335 – P91 (% peso).

| C | P | S | Cr | Mo | Nb | V | N |
|-----|-------|------|------|------|-------|-------|--------|
| 0,1 | 0,014 | 0,01 | 8,37 | 0,88 | 0,075 | 0,211 | 0,0605 |

Probetas cilíndricas de 8 mm de diámetro fueron maquinadas a partir del tubo suministrado y fueron primero sometidas a diferentes tiempos de revenido a 780 °C y posteriormente, a partir de ellas, fueron maquinadas probetas de creep. Los tiempos de tratamiento se eligieron de tal manera de acumular, entre el revenido previo del material de suministro (40 min.) y el tratamiento realizado en el laboratorio, tiempos iguales a 3; 4; 5; 5,5; 5,7; 6 y 7 horas respectivamente, por lo que en la práctica se aplicó un doble revenido. Estos tratamientos térmicos se realizaron en un horno de tubo y bajo atmósfera de aire. Las probetas de creep fueron cilíndricas de 3 mm de diámetro por 30 mm de longitud calibrada, roscadas en los extremos. Los ensayos de creep se realizaron bajo atmósfera de aire y las condiciones fueron 600 °C y 190 MPa, todos ellos hasta la rotura. Se empleó una máquina a tensión constante y la temperatura fue regulada en la zona calibrada de la probeta en +/- 2 K durante todo el tiempo de ensayo.

La caracterización de las muestras provenientes de los ensayos de creep se realizó mediante microscopía, con un microscopio óptico Karl Zeiss Axio Observer Z1m, y microscopía electrónica de barrido, con un microscopio electrónico de barrido de emisión de campo (FEG-SEM) Carl Zeiss modelo Supra-40. En ambos casos, las muestras fueron sometidas al procedimiento habitual de preparación metalográfica y atacadas con el reactivo Vilella por 45 s. Este reactivo ataca la matriz y deja en relieve los precipitados para ser observados mediante el FEG-SEM. Para analizar el estado de precipitación en las muestras, se utilizó el programa Image-Pro Plus.

3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

La figura 1 muestra las curvas de creep y las velocidades de creep de los ensayos a rotura realizados en muestras del acero P91, previamente tratadas térmicamente como se indicó previamente. Este comportamiento en creep es propio de los aceros de alta resistencia, donde la etapa de creep secundario está ausente y por lo tanto, inmediatamente después de la etapa de creep primario comienza la etapa de creep terciario [17]. Así, en la evaluación de su resistencia en estos tipos de aceros, se considera la velocidad mínima de deformación, en lugar de la velocidad en el estado estacionario el cual nunca llega a realizarse.

Es muy significativo el efecto que tiene el tiempo de tratamiento térmico de revenido a 780°C sobre la resistencia al creep. La resistencia se mantiene hasta las 3 h de revenido, donde para ese tiempo se obtiene una velocidad mínima igual a $7.5 \times 10^{-9} \text{ s}^{-1}$ y un tiempo de rotura de 614 h.

A partir de este tiempo de revenido, la resistencia al creep comienza a disminuir obteniéndose una fuerte caída a las 5 h de tratamiento con una velocidad mínima de $1.5 \times 10^{-7} \text{ s}^{-1}$ y un tiempo de rotura igual a 114 h. Posteriormente, con un incremento del tiempo de revenido a 5,5 h, se observa un incremento en la resistencia con una velocidad de creep mínima igual a $3 \times 10^{-8} \text{ s}^{-1}$ y un tiempo de rotura de 260 h, como se indica en la tabla 2.

Tabla 2: Velocidad mínima de creep y tiempo de rotura del acero P91 con diferentes tiempos de revenido.

| Tiempo de revenido a 780° C (h) | Velocidad mínima de creep (s ⁻¹) | Tiempo de rotura (h) |
|---------------------------------|----------------------------------------------|----------------------|
| 0,67 | 2,0 x 10 ⁻⁸ | 466 |
| 3,00 | 7,5 x 10 ⁻⁹ | 614 |
| 4,00 | 7,0 x 10 ⁻⁸ | 245 |
| 5,00 | 1,5 x 10 ⁻⁷ | 114 |
| 5,50 | 3,0 x 10 ⁻⁸ | 260 |
| 5,70 | 5,0 x 10 ⁻⁸ | 213 |
| 6,00 | 5,0 x 10 ⁻⁸ | 224 |
| 7,00 | 6,0 x 10 ⁻⁸ | 232 |

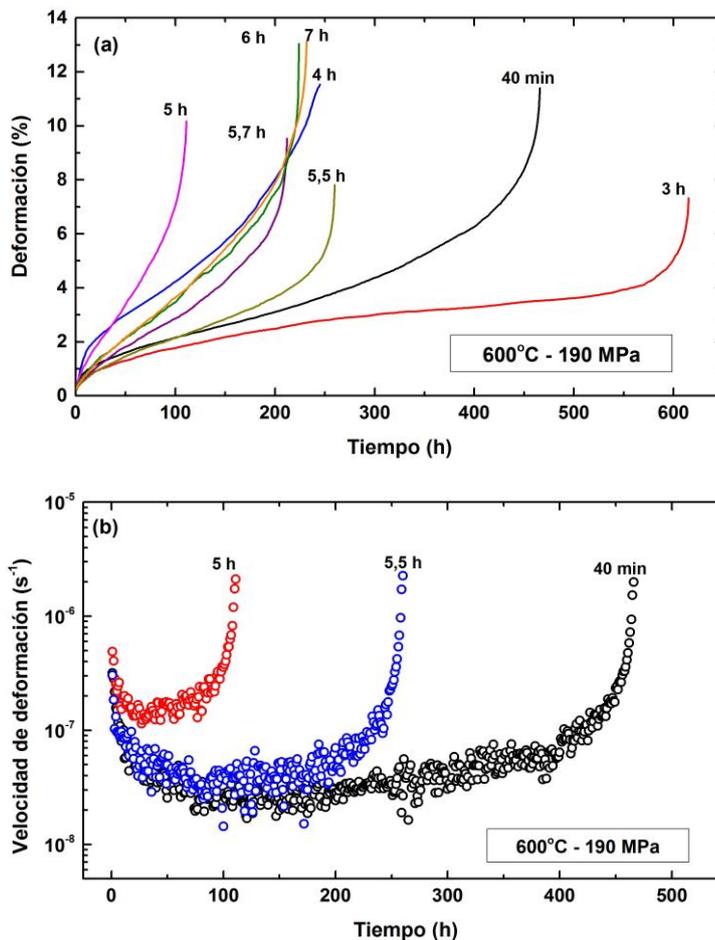


Figura 1: (a) Curvas de creep del acero P91 con diferentes tiempos de revenido a 780° C. (b) Curvas de velocidad de deformación para los tiempos de revenido de 40 min, 5 h y 5,5 h.

Dos características importantes ocurren durante el revenido de estos aceros: (a) la recuperación de la martensita revenida y (b) la precipitación de partículas de segunda fase ($M_{23}C_6$ y MX).

Si consideramos a la recuperación de la martensita como el efecto que influye en la caída de la resistencia al creep de este acero, esto indicaría que conforme aumenta el tiempo de revenido la resistencia debería disminuir producto de una disminución en la densidad de dislocaciones y un incremento en el ancho de

los listones. Sin embargo, a tiempos mayores que 5 horas, cuando la densidad de dislocaciones debería ser aún menor, se observa una recuperación de la resistencia. Así, el parámetro microestructural que afecta la resistencia al creep no estaría relacionado a la recuperación de la martensita, sino al estado de precipitación que ocurre durante el revenido.

En la última década, se ha realizado una amplia investigación tendiente a clarificar los mecanismos de pérdida de resistencia en aceros 9% Cr sobre-revenidos durante las exposiciones al creep. Los mecanismos propuestos apuntan principalmente a una pérdida del endurecimiento por precipitación y también a la disminución de la densidad de dislocaciones [15, 17].

Si bien no se realizó un estudio de caracterización de los precipitados de manera individual, sí se evaluó el estado de precipitación en las muestras ensayadas con tiempos de revenido de 40 min, 5 h, 5,5 h, y 5,7 h, que corresponden a los tiempos de suministro donde se observó la caída y recuperación de la resistencia al creep. La figura 2 muestra un ejemplo del cálculo realizado, el cual se resume en la tabla 3. Si consideramos que todas las muestras fueron sometidas a las mismas condiciones de creep (600° C y 190 MPa), el efecto de pérdida y posterior recuperación de resistencia está relacionado directamente al tiempo de revenido. Conforme incrementa el tiempo de revenido los precipitados MX deberían incrementar su tamaño por el mecanismo de maduración de Ostwald (Ostwald ripening), es decir el crecimiento competitivo de los precipitados en una matriz con una concentración próxima al equilibrio. Si a ello añadimos el tiempo que permanecen en creep, los precipitados deberían crecer aún más. Como se observa en la tabla 3, todas estas aseveraciones no se cumplen en nuestro caso. Según estudios previos [14], esto indicaría que durante el revenido ha ocurrido un proceso de disolución y re-precipitación de los precipitados MX. Para un tiempo de revenido de 5 h, donde se obtiene una drástica caída en la resistencia al creep, es probable que haya ocurrido una disolución de los precipitados, mientras que para 5,5 h, donde se observa una recuperación en la resistencia y un menor tamaño de precipitados (49,3 nm) es muy probable que haya ocurrido una re-precipitación de los mismos. Como se mencionó anteriormente, este comportamiento durante el revenido ha sido observado en otros aceros 9% Cr [12, 13].

Tabla 3: Tamaño promedio de los precipitados obtenidos mediante un ajuste a una distribución Log-normal en las muestras revenidas con diferentes tiempos y sometidas a creep.

| Tiempo de revenido a 780° C (h) | Tamaño promedio de los precipitados (nm) |
|---------------------------------|------------------------------------------|
| 0,67 | 50,5 |
| 5,00 | 53,6 |
| 5,50 | 49,3 |
| 5,70 | 55,7 |

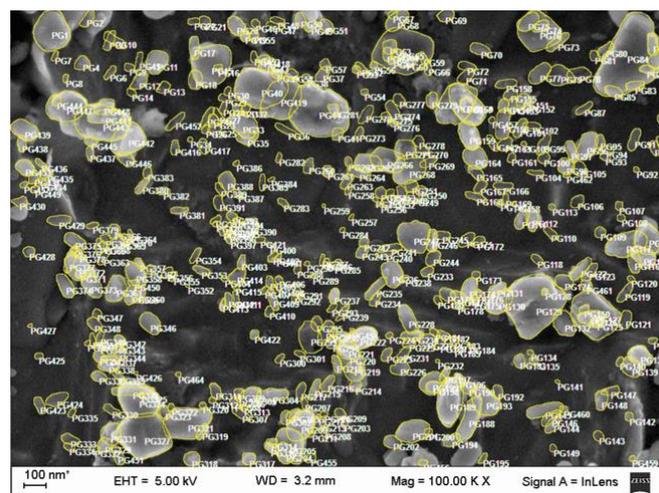


Figura 2: Evaluación del tamaño de los precipitados mediante el software Image-Pro Plus en una micrografía FEG-SEM. Acero P91 revenido 780° C por 40 min y ensayado a creep.

La figura 3 muestra una micrografía FEG-SEM, de la muestra que fue revenida por 3 horas y ensayada a creep, donde se obtuvo la máxima resistencia. En ella se pueden observar precipitados de unos pocos nanómetros decorando los límites de listones. Esos precipitados no se observaron en las muestras sometidas a creep con tiempos mayores de revenido, como se puede observar en la figura 4 para un revenido de 5 h, por lo que probablemente la disolución de estos precipitados generó la caída de la resistencia en las muestras revenidas a 4 y 5 horas.

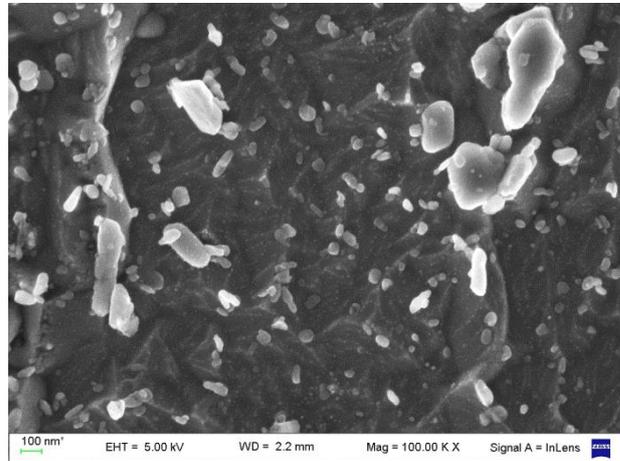


Figura 3: Micrografía FEG-SEM de la muestra revenida a 780° C por 3 horas y ensayada a creep.

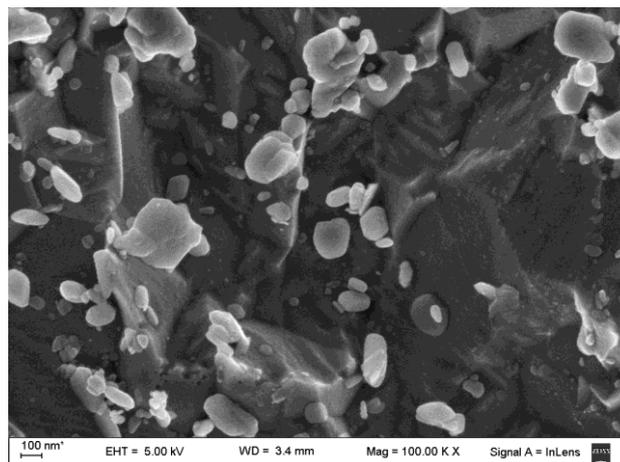


Figura 4: Micrografía FEG-SEM de la muestra revenida a 780° C por 5 horas y ensayada a creep.

La figura 5 muestra la zona de estricción en las muestras sometidas a creep con tiempos de revenido de 40 min., 5 h y 5,5 h.

Es notoria la alta fluencia en la zona de estricción en la probeta revenida por 5 h a 780° C, coincidiendo con la caída de la resistencia observada.

Durante el revenido de los aceros 9% Cr, la recuperación de la martensita es heterogénea, es decir, existirán sub-granos con alta densidad de dislocaciones y otros con baja densidad [2]. Si consideramos esta heterogeneidad en la recuperación de la martensita, y adicionamos algún proceso de disolución de precipitados, se generarán zonas debilitadas con baja densidad de precipitados en la microestructura, las cuales durante su comportamiento en creep promoverán una deformación localizada. Esto explicaría la alta fluencia en la zona de estricción en la probeta revenida por 5 horas a 780° C, como se muestra en la figura 5. ABE [15] observó que durante el creep de los aceros 9% Cr ocurre una recrystalización cerca de los límites de grano de austenita previa. Él atribuyó este fenómeno al inicio del creep terciario en este tipo de material. Esta recuperación preferencial de la microestructura de listones en la vecindad de los límites de grano de austenita previa produce la pérdida de la resistencia a la rotura por creep.

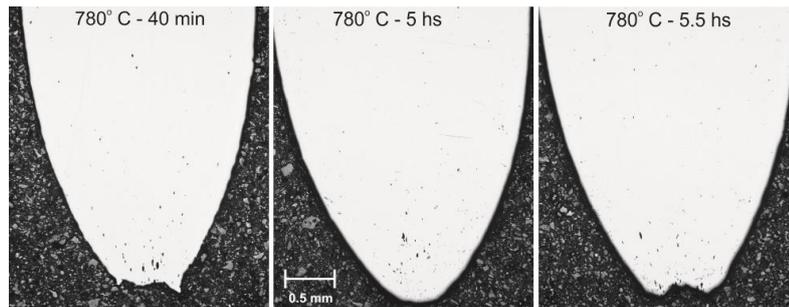


Figura. 5: Micrografía de la zona de estricción de las muestras revenida a 780° C por diferentes tiempos.

La figura 6 muestra cavidades que se formaron probablemente cerca de los límites de grano.

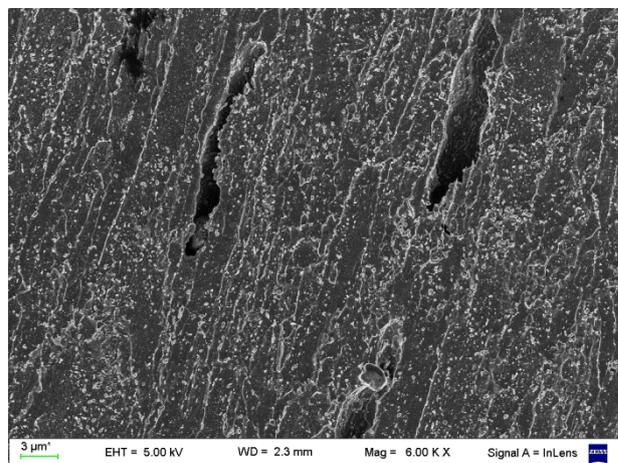


Figura 6: Micrografía FEG-SEM post mortem en la zona de estricción de la muestra revenida a 780° C por 40 min.

4. CONCLUSIONES

El estudio del efecto del tiempo de revenido a 780° C en un acero ASTM 335 grado P91 sobre su resistencia al creep a 600° C produjo los siguientes resultados.

Las propiedades mecánicas a 600°C fueron claramente afectados por el tratamiento térmico de revenido a 780 °C. Hasta 3 horas de revenido, el acero P91 mostró una buena resistencia al creep con una velocidad mínima igual a $7,5 \times 10^{-9} \text{ s}^{-1}$. Una marcada caída en la resistencia se observó para un tiempo de revenido de 5 horas, con una posterior recuperación a las 5,5 horas. Este comportamiento probablemente esté relacionado a la evolución de las partículas MX durante el revenido.

El tamaño promedio de las partículas de segunda fase en las probetas revenidas a 780° C, con diferentes tiempos y sometidas a creep a 600° C, indicarían de manera indirecta un estado de disolución y reprecipitación de las partículas MX durante el revenido.

La rotura ocurre por la formación de cavidades, orientadas en la dirección de deformación, su coalescencia y fluencia por sobrecarga del material. Probablemente la disolución de los precipitados contribuyó a la mayor fluencia observada en la probeta revenida a 5 horas.

5. AGRADECIMIENTOS

Este trabajo fue realizado en el marco del convenio de cooperación MINCYT de Argentina y CONCYTEC de Perú.

6. BIBLIOGRAFÍA

- [1] FOLDYNA, V., KUBON, Z. "Creep resistant metallic materials", In: Proceedings of the 9th International Symposium Hradecnad Moravici, pp. 203-216, Vitkovice, September 1996.
- [2] PESICKA, J., KUZEL, R., DRONHOFER, A., *et al.*, "The evolution of dislocation density during heat treatment and creep of tempered martensitic ferritic steels", *Acta Materialia*, v. 51, n. 16, pp. 4847-4862, September 2003.
- [3] MORITO, S., TANAKA, H., KONISHI, R., *et al.*, "The morphology and crystallography of lath martensite in Fe-C alloys", *Acta Materialia*, v. 51, n. 6, pp. 1789-1799, April 2003.
- [4] MARUYAMA, K., SAWADA, K., KOIKE, J. "Strengthening mechanical of creep resistant tempered martensitic steel", *ISIJ Internatrional*, v. 41, n 6, pp. 641-653, 2001.
- [5] EGGELER, G., NILSVANG, N., ILSCHNE, B. "Microstructural changes in a 12% chromium steel during creep", *Steel Research International*, v. 58, n. 2, pp. 97-103, 1987.
- [6] HALD, J. "Metallurgy and creep properties of new 9-12% Cr Steels", *Steel Research International*, v. 67, n. 9, pp. 369-374, 1996.
- [7] KANEKO, K., MATSUMURA, S., SADAKATA, A., *et al.*, "Characterization of carbides at different boundaries of 9Cr-steel", *Material Science and Engineering A*, v. 374, n. 1-2, pp. 82-89, August 2004.
- [8] ZIELINSKA-LIPIEC, A., CZYRSKA-FILEMONOWICZ, A., ENNIS, P. J., "The influence of heat treatments on the microstructure of 9% chromium steels containing tungsten", *Journal of Materials Processing Tecnology*, v. 64, n.1-3, pp. 397-405, 1997.
- [9] YAMADA, K., IGARASHI, M., MUNEKI, S., "Creep properties affected by morphology of MX in high-Cr ferritic steels", *ISIJ Intitute*, v. 41, pp. S116-S120, 2001.
- [10] KUBON, Z., FOLDYNA, V. "The effect of Nb, V, N and Al on the creep rupture strength of 9-12% Cr steel", In :*17th colloquium on long-time behaviour of heat-resistant steels and high-temperature materials*, , Verein Deutscher Eisenheittenleute pp.44-52, Düsseldorf, November 1994.
- [11] TOKUNO, K., HAMADA, K., UEMORI, R., *et al.*, "A complex carbonitride of niobium and vanadium in 9%Cr ferritic steels", *Scripta Metalurgica et Materials*, v. 25, n. 4, pp. 871-876, April 1991.
- [12] TAMURA, M., IKEDA, K., ESAKA, H., "Precipitation behavior of NbC in 9%Cr1%Mo0.2%VNb steel", *ISIJ Iternational*, v. 41, n. 8, pp. 908-914, 2001.
- [13] TAMURA, M., IIDA, T., KUSUYAMA, H. "Re-dissolution of VN during tempering in high chromium heat resistant martensitic steel, *ISIJ International*, v. 44, n. 1, pp. 153-161, 2004.
- [14] ZVALETA GUTIÉRREZ, N., CICCO, H., MARRERO, J. "Evolution of precipitated phases during prolonged tempering in a 9%Cr1%MoVNb ferritic-martensitic steel: influence on creep performance", *Material Science and Engineering A*, v. 528, n. 12, pp. 4019-4029, May 2011.
- [15] ABE, F. "Bainitic and martensitic creep-resistant steels". *Current Opinion Solid ST M.* 2004:8 (3-4) 305-311.
- [16] SHIBLI, A., STARR, F. "Some aspects of plant and research experience in the use of new high strength martensitic steel P91", *Internatinal Journal of Pressure Vessels and Piping*, v. 84, n. 1-2, pp. 114-122, January-February, 2007.
- [17] ABE, F., KERN, T., VISWANATHAN, R. "*Creep-resistant steels*", Woodhead Publishing Limited, Cambridge, England, 2008.