

ENDURECIMIENTO CICLICO ANÓMALO EN EL ACERO FERRÍTICO-MARTENSÍTICO 1.4923.

M. Avalos, I. Alvarez-Armas, A.F. Armas

I.F.I.R, Instituto de Física Rosario. Conicet. 27 de Febrero 210 bis.
martina@ifir.ifir.edu.ar

The X22CrMoV121 steel has been investigated with regard to their stress-strain response in low cycle fatigue tests at the temperature range $413\text{ K} \leq T \leq 773\text{ K}$. The cyclic deformation behaviour is characterised by a pronounced cyclic hardening all over the range. Increasing temperatures lead to an increase in cyclic work hardening degree. The corresponding microstructure is analysed by optical and transmission electron microscopy. For comparison, the different mechanical behaviour of the quenched and tempered material under similar test conditions were also examined.

El acero X22CrMoV121 es investigado a fin de caracterizar su respuesta tensión - deformación en ensayos de fatiga a temperaturas de $413\text{ K} \leq T \leq 773\text{ K}$. Un pronunciado endurecimiento cíclico se observa en todo el rango de temperaturas. Al incrementar la temperatura se observa un aumento en la magnitud del endurecimiento por deformación cíclico. La microestructura es analizada mediante microscopía óptica y de transmisión. Se examinan muestras del material revenido bajo similares condiciones de ensayo a fin de establecer una comparación respecto al comportamiento mecánico del material bajo condición ferrítico - perlítica.

I. INTRODUCCION:

La fatiga de bajo número de ciclos a elevadas temperaturas es un problema importante en aquellos materiales utilizados en plantas generadoras de potencia. Los aceros considerados para este tipo de aplicaciones son de alto contenido en Cr (12%) y su porcentaje de C oscila entre 0.1% y 0.2%.

En la literatura, se mencionan el endurecimiento cíclico anómalo y el aumento de las tensiones cíclicas máximas como las dos manifestaciones más importantes observadas durante ciclado en el rango de temperaturas donde tiene lugar el fenómeno conocido como "Envejecimiento por Deformación Dinámico" (DSA). Estas manifestaciones han sido observadas en aceros austeníticos⁽¹⁾ y ferríticos⁽²⁾⁽³⁾. Sin embargo, no se ha observado endurecimiento cíclico en aceros transformables en condición martensítica a temperaturas entre RT y 773K. En estos casos, el comportamiento cíclico ha sido caracterizado por una tendencia al ablandamiento desde las primeras etapas del proceso de fatiga y puede ser explicado por el rearreglo y la mutua aniquilación de las dislocaciones introducidas por templado. Petersmeier et al⁽⁴⁾, reportaron un máximo relativo en la vida en fatiga en el acero X22CrMoV121. Armas et al⁽⁵⁾ (1997) observaron en el acero MANET II una dependencia negativa con la velocidad de deformación en el rango de temperaturas intermedias. Estos hechos constituyen las únicas manifestaciones de DSA observadas en aceros transformables en condición martensítica - revenida.

La presente investigación está centrada en el estudio del comportamiento mecánico en fatiga del acero X22CrMoV121 en condición ferrítico-perlítica. El propósito es analizar las manifestaciones de DSA que podrían ser ocultadas por la estructura martensítica.

II. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL.

Material.

El material investigado es el acero martensítico X22CrMoV121. La composición química se consigna en la Tabla 1. Se llevaron a cabo dos tratamientos térmicos diferentes. Uno de ellos consistió en un austenitizado a 1323 K por una hora en vacío, enfriado a 993 K y recocido por 14 horas a esta temperatura. Las muestras fueron finalmente enfriadas en aire. Este tratamiento térmico dio como resultado en una material ferrítico con cementita esferoidal y una considerable cantidad de perlita lamellar. El otro tratamiento térmico, que consistió en un austenitizado a 1323 K por 30 minutos seguido por un templado en aire, y luego de 2 horas a 983 K templado en aire nuevamente, fue aplicado a otras muestras a fin de obtener martensita revenida.

Test de Fatiga.

Se llevaron a cabo ensayos de fatiga de bajo número de ciclos en probetas cuya microestructura se denominó ferrítico-perlítica y en probetas revenidas. Los ensayos se realizaron bajo control total de deformación, en un intervalo de temperaturas 413-773 K en aire, utilizando una onda triangular completamente revertida. El rango total de deformación fue $\Delta\epsilon_t=0.57\%$ y la velocidad de deformación total fue $1.1 \times 10^{-3}\text{ s}^{-1}$.

Microscopía Óptica y Electrónica de transmisión.

La microestructura del material ha sido estudiada mediante microscopía óptica a fin de analizar tanto la distribución de carburos y la microestructura general, como el tipo de precipitación. Por otra parte, se observaron láminas delgadas en un microscopio de transmisión operado a 100 KV a fin de caracterizar la estructura de dislocaciones. Dado que las muestras de este material son fuertemente ferromagnéticas, fue necesario minimizar su masa llevando la muestra a discos de 1 mm de \varnothing utilizando un dispositivo adecuado. Para su posterior observación, las muestras resultantes fueron colocadas en grillas de cobre.

III. RESULTADOS Y DISCUSIÓN.

Respuesta de tensión durante deformación en fatiga.

En la figura 1 se observa un resumen de la respuesta cíclica bajo deformación controlada en el rango de 413K-773K para una amplitud de deformación $\Delta\epsilon_f=0.57\%$. La aleación muestra un pronunciado endurecimiento cíclico para todas las temperaturas durante los primeros diez ciclos. Este endurecimiento cíclico es mas pronunciado al aumentar las temperaturas y alcanza su valor máximo a 673K. Mas allá de este comportamiento en las primeras etapas de la vida en fatiga, un endurecimiento cíclico moderado tiene lugar en todo el rango de temperaturas.

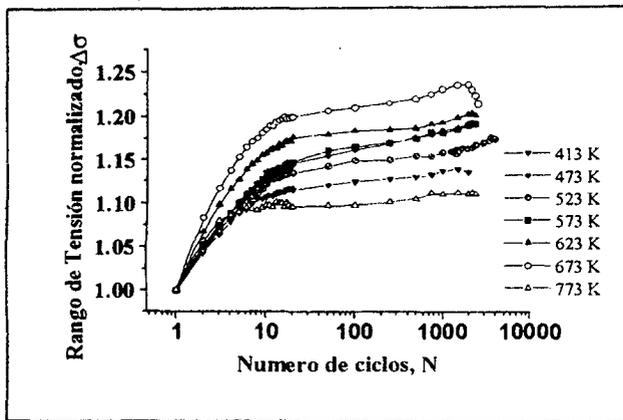


Figura 1. Efecto de la temperatura sobre la tensión cíclica. Velocidad de deformación: $1.1 \times 10^{-3} s^{-1}$

Durante ensayos de tracción, el envejecimiento por deformación dinámico ha sido caracterizado por un prominente "endurecimiento por deformación" (work hardening). En las figuras 2a y 2b, se observa el grado de endurecimiento por deformación cíclico en fatiga como función de la temperatura. Para ello se grafica la diferencia en el rango total de tensión entre dos ciclos diferentes de la vida en fatiga, en dos etapas diferentes de la misma. Estos resultados muestran que en un acero ferrítico perlítico el endurecimiento por deformación cíclico tiene lugar en la primera etapa de la vida en fatiga. Mas aún, debe notarse que el grado de endurecimiento por deformación muestra un pico a 673K durante los primeros diez ciclos de los ensayos de fatiga.

Finalmente, en la figura 3 se reporta la evolución del rango de tensión con el número de ciclos en el mismo material bajo diferentes condiciones de tratamiento térmico. Se observa una notable diferencia en el comportamiento mecánico cíclico de muestras martensíticas y ferrítica-perlíticas para idénticas temperaturas. Mientras las primeras muestran el bien conocido ablandamiento, las segundas muestran el máximo endurecimiento, como fue mencionado anteriormente.

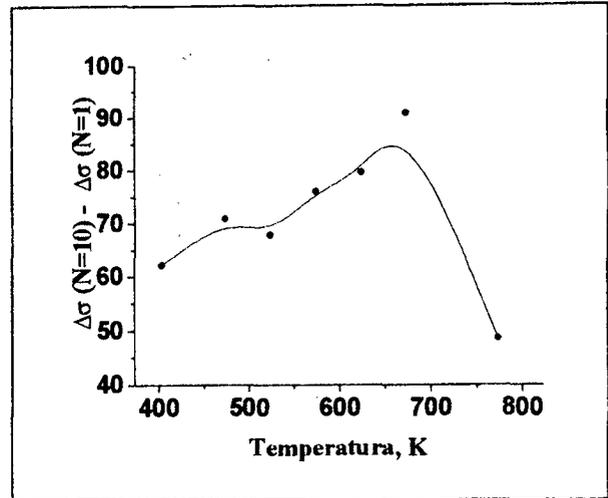


Figura 2a. Efecto de la temperatura en el endurecimiento por deformación en los primeros 10 ciclos.

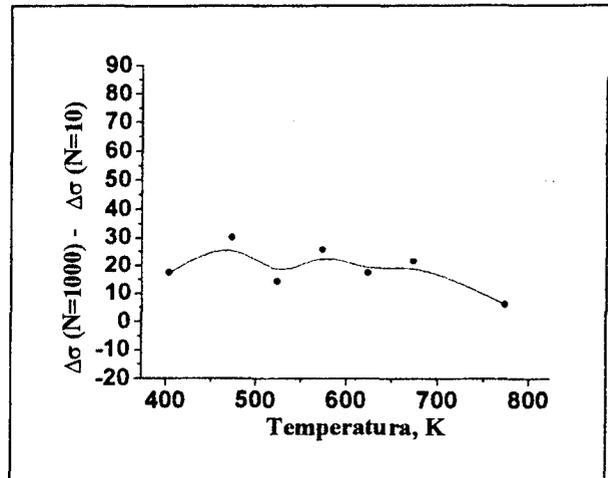


Figura 2b. Efecto de la temperatura en el endurecimiento por deformación desde el ciclo 10 al ciclo 1000.

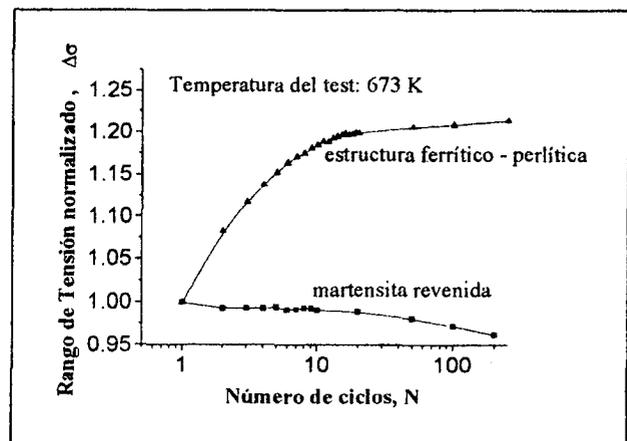


Figura 3. Diferentes microestructuras en el mismo material. Comportamiento cíclico a 673K.

Microestructura.

La microscopía óptica revela en las muestras ferrítico-perlíticas una estructura mixta de aproximadamente 20% de perlita y 80% de ferrita. Se observan además carburos de forma esferoidal en la matriz ferrítica (fig. 4a). Por otra parte, las muestras de martensita revenida exhiben su aspecto usual, como se observa en la figura 4b.

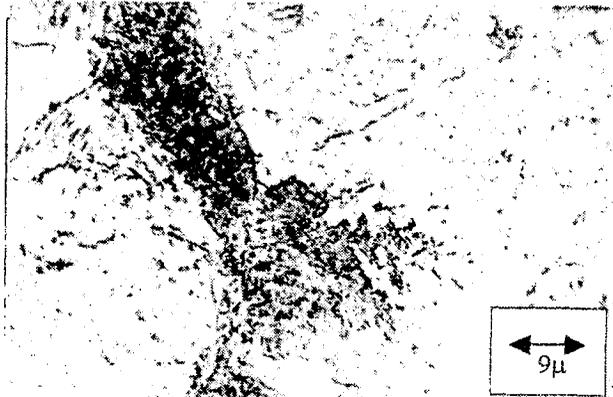


Figura 4a. Microestructura general de muestras ferrítico-perlíticas.

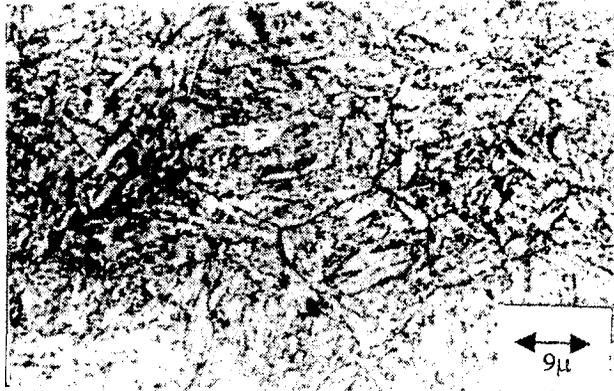


Figura 4b. Microestructura General de muestras revenidas.

La distribución de dislocaciones en perlita y ferrita es muy diferente. A pesar que ambas áreas muestran actividad de dislocaciones, es la ferrita quien exhibe mayor actividad. La figura 5 muestra la microestructura de la matriz ferrítica luego de ser ciclada a 673 K. La microestructura consiste principalmente en una estructura de celdas. Fuera del régimen de DSA, a 773K, la matriz ferrítica exhibe evidencias de un proceso de recrystalización. El incremento anómalo de la velocidad de endurecimiento observado en la figura 2a puede ser correlacionado con el incremento en la velocidad de multiplicación de dislocaciones debida al anclado de las mismas durante el ensayo. Dado que no hay evidencia importante de precipitación en las dislocaciones, los átomos de soluto serían los responsables por el anclado de las dislocaciones durante los primeros ciclos.

La densidad de dislocaciones es baja entre las lamellas de cementita en temperaturas por debajo de 573K. En el intervalo de 573K-673K, la subestructura consiste en madejas de dislocaciones. Hacia el final de régimen, a 773K, la ocurrencia de recuperación dinámica es evidente a partir de la formación de subgranos, como lo muestra la

figura 6. Esta estructura perlítica no tendría fuerte influencia en el comportamiento del material.

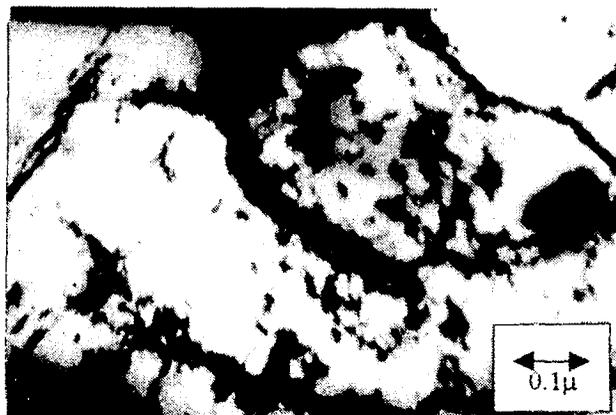


Figura 5. Estructura de celdas a 673K.



Figura 6. Evidencia de recuperación en la matriz perlítica a 773K.

IV. CONCLUSIONES.

X22CrMoV121 exhibe manifestaciones de DSA en el rango de 413-673K durante fatiga de bajo número de ciclos. La aleación muestra un marcado endurecimiento cíclico en el dominio de temperaturas donde DSA tiene lugar. Mas aún, el material muestra una dependencia inversa del endurecimiento cíclico con la temperatura.

La microestructura por su parte, muestra una estructura de celdas bien definidas en el rango de temperaturas donde el endurecimiento cíclico es máximo. Esto pone de manifiesto un aumento en la velocidad de multiplicación de dislocaciones. Dado que no se observan signos de precipitación dinámica en las dislocaciones, se sugiere que los átomos de soluto, cuya velocidad de difusión es favorecida por la temperatura, serían los responsables de inmovilizar las dislocaciones y favorecer así, el incremento en la velocidad de multiplicación de las mismas.

V. REFERENCIAS.

- 1- Srinivasan, R. Sandhya, M. Valsan, K. Bhanu Sankara Rao, S.L. Mannan and D.H. Sastry. Scripta Materialia, No 10. 1593-1598. (1997)

- 2- K. Tsuzaki, Y. Matsuzaki, T. Maki and I. Tamura Materials Science and Engineering, A142, 63-70 (1991).
- 3- A.F. Armas, M. Avalos, J. Malarria, I. Alvarez-Armas, C. Petersen. Low Cycle Fatigue and Elasto-Plastic Behaviour of Materials. Eds. K-T. Rie and P.D. Portella. Elsevier Science Ltd. (1998).
- 4- Th. Petersmeier, U. Martin, D. Eifler, H. Oettel. Int. J. Fatigue, Vol. 20, 251-255. (1998).
- 5- A.F. Armas, M. Avalos, I. Alvarez-Armas, C. Petersen, R. Schmitt. Journal of Nuclear Materials 258-263, 1204-1208. (1997).

Tabla 1. Composición química de X22CrMoV121.

Elementos % peso									
C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Mo	V	Nb
0.21	0.37	0.50	0.085	0.02	11.2	0.42	0.83	0.21	--