

Estudio del engrosamiento de precipitados en un acero HK40 envejecido a 800 y 900 °C

ORTIZ-MARISCAL, Arturo*†, SAUCEDO-MUÑOZ, Maribel, LÓPEZ-HIRATA, Víctor, MARTINEZ-SANDOVAL, Uriel y ÁVILA-DÁVILA, Erika

Recibido 5 de Abril, 2015; Aceptado 24 de Junio, 2015

Resumen

El acero HK40 es una aleación que trabaja hasta 1100 °C [1]. Si este acero es expuesto a altas temperaturas, el proceso de disolución de los carburos primarios propicia la precipitación [2]. Con lo anterior, sus propiedades mecánicas cambian y el acero tiende a fallar [3]. La motivación de este trabajo es explicar la precipitación y el engrosamiento de los precipitados, así como el efecto sobre las propiedades mecánicas del acero HK40 envejecido a 800 y 900 °C. La microestructura del acero HK40 se caracterizó usando Microscopía Electrónica de Barrido y Difracción de Rayos X. Las propiedades mecánicas de las muestras se caracterizaron por pruebas de dureza Rockwell C (HRC), microdureza Vickers y curvas de nanoindentación. El engrosamiento de precipitados reduce las propiedades mecánicas del material. Después de 300 h el engrosamiento de los precipitados reduce la dureza HRC y Vickers. Las curvas de nanoindentación muestran un endurecimiento de la matriz y los precipitados se suavizan por efecto del tiempo de envejecido.

Acero HK40, Nanoindentación, Precipitación, Engrosamiento.

Abstract

The HK40 steel is an alloy that works up to 1100 °C [1]. If this steel is exposed at high temperatures, the dissolution process in primary carbides promotes diffusion in matrix [2]. Therefore, its mechanical properties change and the steel fail [3]. The motivation of this research is assesses the precipitation and coarsening processes, as well as their effect on the mechanical properties of HK40 steel aged at 800 and 900 °C. The microstructure of the HK40 was characterized using Scanning Electron Microscopy and X-Ray Diffraction. The mechanical properties were characterized by Rockwell C Hardness tests, Vickers Microhardness and nanoindentation curves. The coarsening process reduces the mechanical properties in the material, after 300 h, the coarsening of the precipitates reduces the hardness of the material. Nanoindentation curves show matrix hardening and precipitates with less toughness by effect of aging time.

HK40 steel, Nanoindentation, Precipitation, Coarsening.

Citación: ORTIZ-MARISCAL, Arturo, SAUCEDO-MUÑOZ, Maribel, LÓPEZ-HIRATA, Víctor, MARTINEZ-SANDOVAL, Uriel y ÁVILA-DÁVILA, Erika. Estudio del engrosamiento de precipitados en un acero HK40 envejecido a 800 y 900 °C. Revista de Aplicaciones de la Ingeniería 2015, 2-3: 209-214

* Correspondencia al Autor (Correo Electrónico: arturoortizm@live.com.mx)

† Investigador contribuyendo como primer autor.

Introducción

En la actualidad existen componentes que operan a altas temperaturas dentro de las industrias: química, petrolera, cementera y automotriz. Además de las altas temperaturas, el periodo de exposición a esas condiciones determina la vida útil del material en servicio. Una aleación convencional (aceros al carbono), no podría operar a altas temperaturas debido a que su microestructura no es la ideal para operar y el acero tiende a oxidarse. Por ello, a partir de los años 30's, se desarrollaron aleaciones de acero con el grado de inoxidable, siendo los aceros inoxidables ferríticos los primeros en descubrirse. Los aceros inoxidables austeníticos se descubrieron después de otras aleaciones y los investigadores prefirieron a esta clase de aceros por su alta pasividad y resistencia mecánica. Este tipo de aceros son austeníticos por su alto contenido de Ni; arriba de 15 % peso, y su pasividad es dotada por su contenido mayor a 13 % peso de Cr.

El acero HK40 es una aleación que recibe su nombre de la AISI. La H denota su resistencia a las temperaturas; Heat Resistant, la K el contenido de Cr con base en el diagrama ternario Fe-C-Cr y el 40 se refiere a la cantidad de carbono presente en la aleación, 0.40 % peso. Este acero trabaja en temperaturas de hasta 1100 °C y su resistencia mecánica le permite ser parte de componentes en hornos reformadores de gases, hornos cementeros, rodillos de transporte en procesos de colada continua y ser elementos refractarios para tratamientos térmicos.

La microestructura del acero HK40 es dendrítica; una matriz de austenita, rodeada con zonas interdendríticas de carburos primarios de la forma M₂₃C₆.

Cuando este acero es expuesto a altas temperaturas se presenta precipitación en la matriz lo cual le confiere mayor resistencia mecánica. Si esta exposición ocurre por largos periodos de tiempo, el acero se fragiliza y el componente en servicio falla.

El objetivo de este artículo es describir el proceso de engrosamiento de los precipitados en un acero HK40 expuesto a 800 y 900 °C y evaluar su efecto sobre las propiedades mecánicas.

Metodología a desarrollar

Materiales

El material utilizado para la evaluación del engrosamiento de precipitados son muestras de acero HK40 en estado de colada. La tabla 1 presenta la composición química de este material. Este acero fue seccionado en especímenes con dimensiones de 10 X 10 X 10 mm.

Material	C	Cr	Ni	Si	Mn
HK40	0.40	25	20	1.6	1.5

Tabla 1 Composición química (% peso) del acero HK40.

Las probetas se envejecieron térmicamente a 800 y 900 °C por tiempos que van desde 50 a 1500 h. La microestructura se analizó por medio de Microscopía Electrónica de Barrido (MEB) y Difracción de Rayos X (DRX). Las propiedades mecánicas se caracterizaron usando dureza HRC, microdureza Vickers y curvas de nanoindentación para conocer la tenacidad de microconstituyentes.

Resultados

Microestructura de colada y de envejecido.

La microestructura de colada; ver figura 1, consiste en una matriz austenítica (dendritas) rodeada de islas de carburos primarios de la forma M23C6.

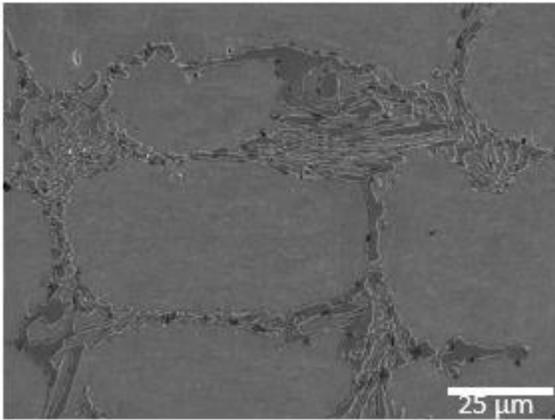


Figura 1 Microestructura de colada del acero HK40 a 1000X por MEB.

Al exponerse al tratamiento térmico de envejecido a ambas temperaturas, la matriz presenta precipitación en formas de cubos y placas; ver figura 2a y 2b.

La precipitación en el acero HK40 se debe a la disolución de los carburos primarios. Esta disolución ocurre al desestabilizarse el C y el Cr contenido en estos microconstituyentes. El primer elemento en difundir hacia la matriz es el C, al sobresaturarse esa región el Cr viaja de la zona interdendrítica hacia el centro de la matriz para buscar zonas ricas en C y formar precipitados de la forma M23C6. Los precipitados formados tienen una estructura cristalina cúbica centrada en las caras, lo que hace de ellos coherentes con la matriz. Esta coherencia explica el por qué los precipitados presentan las formas antes descritas [6-7].

A 800 °C; figura 2a, se observan zonas sin precipitados en la región central de la matriz. A 900 °C; estas zonas se reducen.

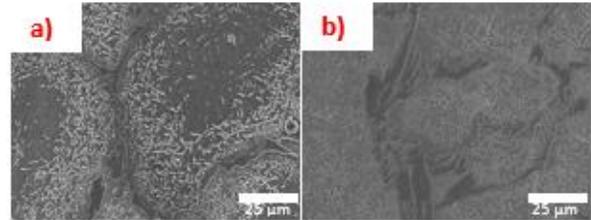


Figura 2 Microestructura del acero HK40 envejecida: a) 800 °C y b) 900 °C por 50 h a 1000X de MEB.

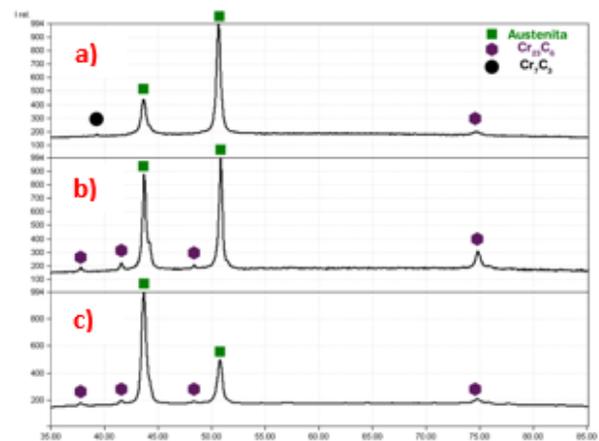


Figura 3 Patrón de difracción para las muestras de: a) Colada, b) 800°C a 1500 h y c) 900 °C a 1500 h.

Difracción de Rayos X

Se realizó difracción de Rayos X con longitud de onda Cr K α para identificar las fases presentes en el material. La figura 3 muestra los patrones de difracción obtenidos por esta técnica. En la figura 3a se muestra la presencia de Austenita, carburos M23C6 y carburos M7C3 en la microestructura de colada. La fase M7C3 presente es producto del enfriamiento en la colada, lo cual provocó esta fase metaestable. A 800 °C la fase M7C3 ya no está presente y solamente encontramos austenita y carburos M23C6, ver figura 3b.

Se observa en el primer pico característico de la austenita un incremento de intensidad, causa de la difusión de elementos y formación de precipitados sobre la matriz que la deforman. A 900 °C, figura 3c, la presencia de precipitados es mayor y por ende la matriz presenta un incremento mayor de intensidad en el primer pico característico de la austenita.

Engrosamiento de precipitados

En este trabajo se midieron los radios de los precipitados en todas las muestras envejecidas y los resultados se presentan en la figura 4.

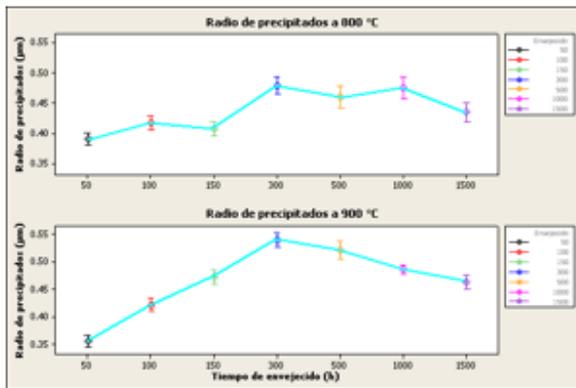


Figura 4 Radio de precipitados de muestras envejecidas: a) 800 y b) 900 °C de 50-1500 h.

En las muestras a 800 °C se observa un ligero incremento en el radio de los precipitados hasta 300 h; después de este tiempo de envejecido se reduce su radio; el rango del radio para esta temperatura es de 0.39-0.48 µm. A 900 °C el incremento del radio es más notorio, presentando variaciones mayores de radio que las muestras a 800 °C; de 0.36-0.52 µm. Después de 300 h se presenta también una caída del radio de los precipitados, pero a esta temperatura el cambio es más notorio. En ambos casos, el incremento del tamaño de los precipitados es un efecto del proceso de engrosamiento de los precipitados.

Por medio de la Teoría LSW (Lifshitz-Slyozov-Wagner) se calculó la densidad de los precipitados y la cinética de precipitación.

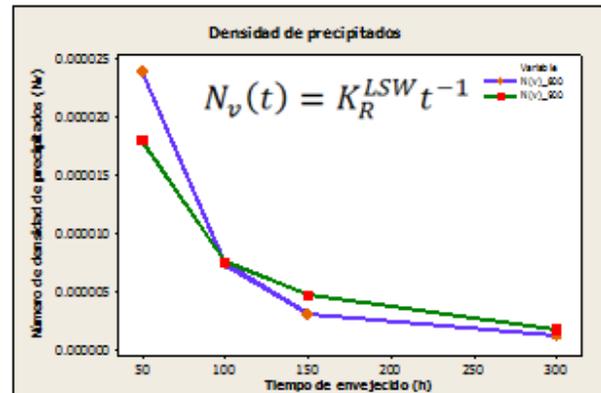


Figura 5 Densidad de precipitados a 800 y 900 °C.

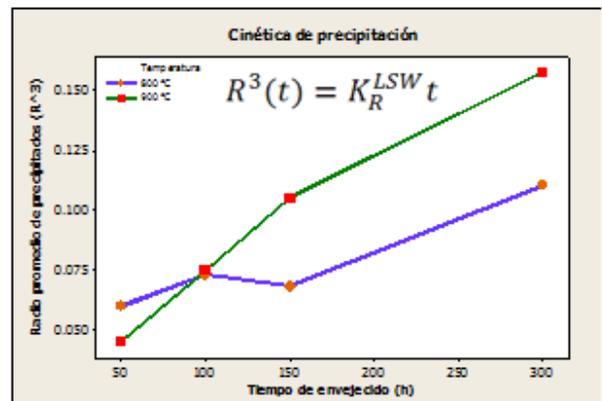


Figura 6 Cinética de precipitación a 800 y 900 °C.

En la figura 5 se muestra el cambio de densidad de precipitación en las muestras a 800 °C y 900 °C. A 50 h, a 800 °C se presenta la mayor densidad de precipitados y a 100 h la densidad en ambas temperaturas es la misma.

En las muestras a 900 °C, a 150 h se presenta una mayor densidad; lo cual es producto de la temperatura que permite mayor velocidad de difusión y mayor presencia de lugares ideales para la precipitación. A 300 h esta velocidad hace que algunos precipitados se disuelvan y engrosen a otros lo cual disminuye la densidad y la iguala con la densidad de las muestras a 800 °C.

La cinética de precipitación; figura 6, indica que a 900 °C se da la mayor velocidad de engrosamiento.

Lo cual confirma el por qué a 900 °C se observan tantos cambios en la densidad de los precipitados. Por ser menor temperatura, se observa una menor pendiente a 800 °C, lo cual sugiere que el engrosamiento se da a menor velocidad.

Lo anterior explica el por qué a 800 °C se observa ligeros cambios en el radio de los precipitados.

Pruebas mecánicas

En la figura 7 se presenta la Dureza HRC obtenida en las muestras de 800 °C y 900 °C. Se observa que a 800 °C la dureza alcanza un máximo y se mantiene constante debido al poco cambio en el radio de los precipitados y su distribución casi constante. A 900 °C la dureza presenta un máximo a 300 h, lo cual coincide con los cambios presentes en la cinética de precipitación.

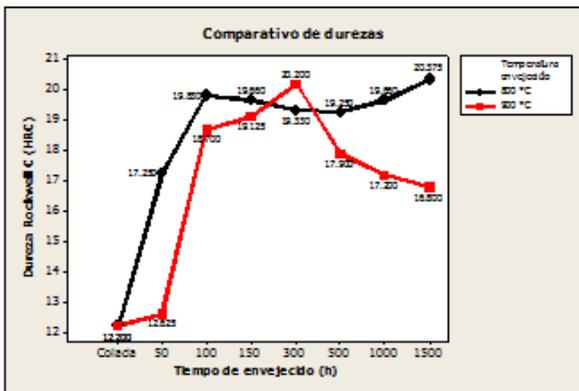


Figura 7 Dureza HRC de las muestras envejecidas a 800 °C y 900 °C.

La figura 8 muestra los resultados de la microdureza Vickers obtenida sobre la matriz.

La matriz presenta el mismo comportamiento por efecto de la distribución y la cinética de los precipitados.

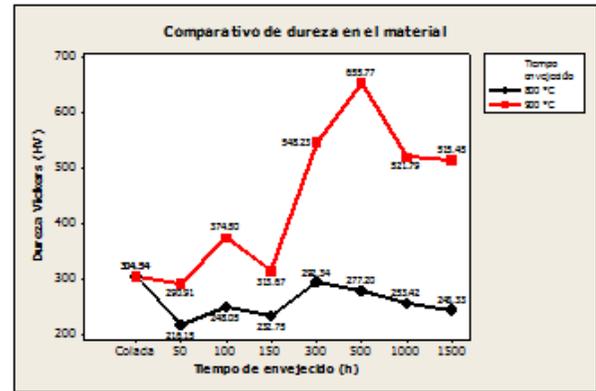


Figura 8 Microdureza Vickers en la matriz de las muestras envejecidas.

Las curvas de nanoindentación se obtuvieron analizando los carburos para observar su evolución dentro del proceso de engrosamiento. En la figura 9a, los carburos analizados a 800 °C presentan un ligero cambio en su tenacidad (área bajo la curva) hasta 150 h de envejecido y a 1500 h los carburos regresan a su tenacidad inicial.

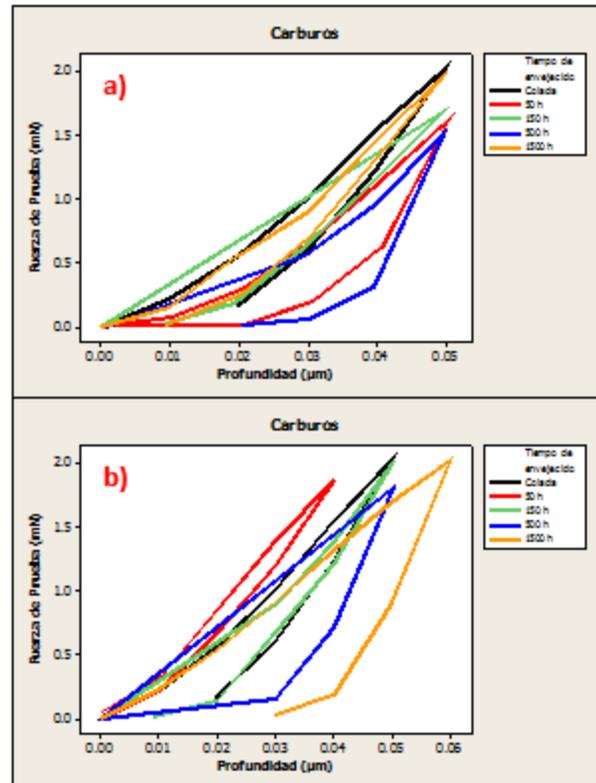


Figura 9 Curvas de tenacidad en carburos presentes en muestras envejecidas a: a) 800 y b) 900 °C.

Las curvas en la figura 9b muestran un claro aumento de tenacidad de 50 h a 1500 h, lo cual se atribuye al cambio de composición química debido al engrosamiento de precipitados.

Conclusiones

El proceso de engrosamiento de precipitados ocurrió entre 50 y 300 h. Siendo 900 °C la temperatura en la cual el proceso se dio más rápidamente.

La densidad de precipitación a 50 h es mayor a 800 °C debido a que su velocidad de engrosamiento es menor y esto permite mayor presencia de precipitados en la matriz.

Debido a que la velocidad de engrosamiento es mayor a 900 °C, el proceso de engrosamiento se revierte a 300 h de envejecido igualando la densidad de precipitación de las muestras a 800 °C.

La dureza del material; HRC y Vickers, incrementa a la presencia de precipitados y disminuye por efecto del proceso de engrosamiento.

La tenacidad de los carburos varía por efecto de la cinética de precipitación, haciendo a los precipitados más tenaces y por ello, después de 300 h la dureza del material cae.

Agradecimientos

El autor agradece el apoyo recibido de SIP-IPN y Conacyt 220929.

Referencias

Farrar, J. (2004). *The alloy tree: A guide to low-alloy steels, stainless steels and nickel-base alloys*. New York: CRC.

Beckitt, F., & Clark, B. (1967). The shape and mechanism of formation of M23C6 carbides in austenite. *Acta Metallurgica*, 15, 113-129.

Haro, S., López, D., & Velasco, A. (2000). Microstructural factors that determine the weldability of a high Cr- high Si HK40 alloy. *Materials Chemistry and Physics*, 66, 90-96.

ASM Handbook: Properties and Selection of iron steels and high performance alloys (Vol. 1). (1990). New York: ASM International.

Whittaker, M., Wilshire, B., & Brear, J. (2013). Creep fracture of the centrifugally-cast superaustenitic steels, HK40 and HP40. *Materials Science and Engineering, A(580)*, 391-396.

Kostorz, G. (2001). *Phase Transformations in materials* (Vol. 1). Berlin: Wiley.

Kegg, G., & Silcock, J. (1972). The shape of M23C6 particles. *Scripta Metallurgica*, 6, 1083-1086.

Hong, H., Rho, B., & Nam, W. (2001). Correlation of the M23C6 precipitation morphology with boundary characteristics in stainless steel. *Materials Science and Engineering, A(318)*, 285-295.