

EVOLUCIÓN MICROESTRUCTURAL DEL ACERO AUSTENÍTICO AL MANGANESO SOMETIDO A TRATAMIENTO TÉRMICO DE TEMPLE Y REVENIDO

Óscar Fabián Higuera Cobos*
Carlos Mauricio Moreno Téllez**
Betsy Adriana Suárez Tovar***

Recibido: 31/03/2009

Aceptado: 08/10/2010

RESUMEN

En el presente trabajo de investigación se evaluaron los cambios microestructurales en aceros austeníticos al manganeso con 9 y 13% Mn en presencia de cromo (1.4 - 2.0%). Se evaluó el ciclo térmico de temple y revenido sobre la estabilidad de la fase austenita y la presencia de compuestos de segunda fase como carburos de hierro y cromo del tipo $(Fe, Mn)_3C$ y $(Fe, Cr)_7C_3$. La temperatura de austenización fue de 1050 °C, con un tiempo de sostenimiento de 1 hora y el medio de enfriamiento agua. Los tratamientos de revenido se efectuaron en un rango de 200 a 800 °C con intervalos de 200 °C y tiempo de permanencia 2 horas. Para este análisis el material se sometió a pruebas de caracterización tales como: microscopía electrónica de barrido (SEM-EDS), espectrometría de emisión óptica y difracción de rayos X, en estado de suministro y bonificado.

Palabras clave: acero austenítico, hadfield, manganeso, revenido, temple.

* Ingeniero metalúrgico, M. Sc. Grupo de Investigaciones en Materiales Avanzados (GIMAV-UTP), Profesor Asistente, Universidad Tecnológica de Pereira. Facultad de Ingeniería Mecánica, vereda La Julita. Dirección electrónica: www.utp.edu.co. Correo electrónico: osfahico@utp.edu.co

** Ingeniero Metalúrgico, Ph. D. Docente - Universidad Pedagógica y Tecnológica de Colombia. Grupo de Integridad y Evaluación de Materiales - UPTC. Dirección electrónica: www.utp.edu.co. Correo electrónico: carlosmauricio.moreno@uptc.edu.co.

*** Ingeniera Industrial, Universidad Industrial de Santander, Profesora- Universidad Tecnológica de Pereira. Dirección electrónica: www.utp.edu.co. Correo electrónico: adriana.suarez.t@gmail.com.

MICROSTRUCTURAL EVOLUTION OF MANGANESE AUSTENITIC STEEL SUBMITTED TO THERMAL TREATMENTS OF QUENCHING AND TEMPERING

ABSTRACT

In this study the microstructural changes in manganese austenitic steel with 9 and 13%Mn in presence of chromium with (1,4-2,0%) was evaluated, thermal cycles of quenching and tempering in order to evaluate the influence of kinetic of cooling on the stability of the phase austenite and the presence of composed of second phase like iron and chromium carbides of type $(Fe, Mn)_3C$ and $(Fe, Cr)_7C_3$. were also evaluated. The temperature of austenitizing was of 1050 °C, with a time of support of 1 hour and means of cooling water. The tempering treatments took place in a rank of 200 to 800 °C with intervals of 200 °C and dwell time 2 hours. The material was evaluated by electronic microscopy of sweeping (SEM-EDS), spectrometry of optical emission and X-ray diffraction, in state as cast and heat treating.

Key words: austenitic steel, hard field, manganese, quenching, tempering.

INTRODUCCIÓN

Los aceros austeníticos al manganeso son muy importantes en la ciencia de materiales y en la ingeniería mecánica por sus grandes aplicaciones ingenieriles. Estos aceros han sido sometidos a diversos tratamientos térmicos con el fin de obtener estructuras que cumplan con las características y propiedades establecidas. Estos aceros proporcionan una buena ductilidad combinada con una alta dureza, además de su alta resistencia al desgaste.

El acero austenítico al manganeso es un acero aleado que al momento de su descubrimiento (Sir Robert Hadfield - 1882) presentó una composición de manganeso 12% y carbono 1.2% y combinó buenas propiedades como alta dureza y ductilidad con alta capacidad de resistir trabajo pesado y gran resistencia al desgaste [1]. Con un contenido de carbono de 1,2% a 1,5% y de manganeso de 12% a 15% posee, después de temple en agua, una estructura completamente austenítica. Bajo acción de fuertes presiones en frío, su superficie experimenta un gran aumento de dureza por formación de martensita y segregación de carburos a lo largo de las líneas de deslizamiento, lo cual explica su elevada resistencia a desgaste [2]. Los aceros austeníticos al manganeso tienen microestructuras que son extremadamente

sensibles al tamaño de la sección. Estos aceros son metaestables con solución sólida de carbono, manganeso y silicio en hierro gamma (γ). Por lo tanto, el desarrollo de una microestructura simple de austenita depende de la rapidez y efectividad del temple en agua durante el tratamiento térmico. Muchas variaciones de los aceros al manganeso originales han sido propuestas, pero solo unas pocas han sido adoptadas como mejoras significativas. Éstas usualmente incluyen variaciones en el contenido de carbono y manganeso, con o sin elementos aleantes adicionales tales como cromo, níquel, molibdeno, vanadio, titanio y bismuto. Las composiciones más comunes establecidas por la norma ASTM A128 son resumidas en la tabla 1.

La microestructura está compuesta por una matriz austenítica con carburos precipitados y pequeñas colonias de perlita resultado del rechazo del carbono por parte de la austenita durante el enfriamiento, tal y como se observa en la figura 1. Estos carburos se nuclean en los límites de grano y en áreas interdendríticas dentro de los granos de austenita. Los carburos interdendríticos pueden ser masivos, especialmente en los puntos triples, y algunas veces son rodeados por zonas de carburos laminares.

Tabla 1. Tipos de acero austenítico al manganeso.

Grado A	Composición %						
	Carbón	Manganeso	Cromo	Molibdeno	Níquel	Silicio	Fósforo
A ^B	1,05-1,35	11,0 min.	-	-	-	1,00 máx.	0,07 máx.
B-1	0,9-1,05	-	-	-	-	1,00 máx.	0,07 máx.
B-2	1,05-1,2	-	-	-	-	1,00 máx.	0,07 máx.
B-3	1,12-1,28	-	-	-	-	1,00 máx.	0,07 máx.
B-4	1,2-1,35	-	-	-	-	1,00 máx.	0,07 máx.
C	1,05-1,35	-	1,5-2,5	-	-	1,00 máx.	0,07 máx.
D	0,7-1,3	-	-	-	3,0-4,0	1,00 máx.	0,07 máx.
E-1	1,7-1,3	-	-	0,9-1,2	-	1,00 máx.	0,07 máx.
E-2	1,05-1,45	-	-	1,8-2,1	-	1,00 máx.	0,07 máx.
F(J91340)	1,05-1,35	6,0-8,0	-	0,9-1,2	-	1,00 máx.	0,07 máx.

Fuente: [3]

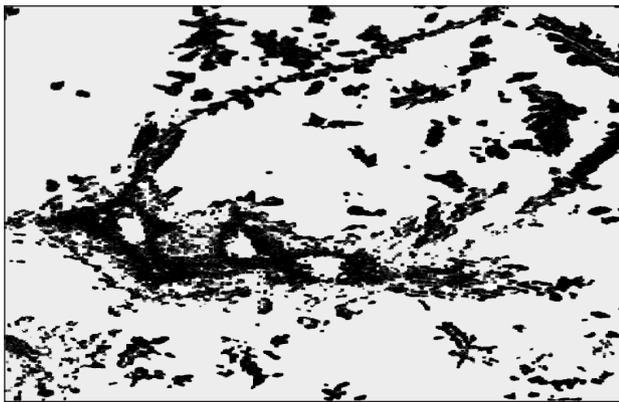


Figura 1. Microestructura acero Hadfield grado A, atacado con picral 4% 100X.

Fuente: [1]

1. MATERIALES Y MÉTODOS

1.1 Caracterización fisicoquímica del acero

El material se caracterizó mediante las técnicas de espectrometría de emisión óptica por medio del espectrómetro de emisión óptica ARL ASSURE, microscopía electrónica de barrido y difracción de rayos X, utilizando un difractor de rayos-X PW1700 de Philips, equipado con un generador PW1825 y con monocromador de grafito con un ángulo de 26°, con radiación de cobre.

1.2 Tratamiento térmico

Los tratamientos térmicos fueron realizados en Aceros Böhler de Colombia S. A. El equipo utilizado fue un horno de baño de sales Brasimet, y la sal utilizada en el proceso fue una sal neutra TEC1100. La temperatura de austenización fue de 1050 °C, con un tiempo de sostenimiento de una hora y el medio de enfriamiento agua. Los tratamientos de revenido se efectuaron a temperaturas de entre 200 y 800 °C con tiempo de permanencia

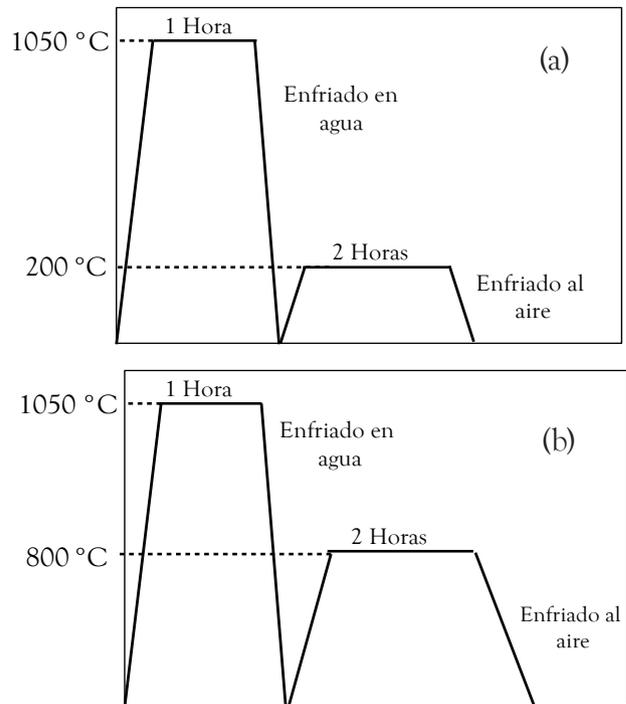


Figura 2. Tratamiento térmico de bonificado a diferentes temperaturas de revenido. (a) Revenido 200 °C, (b) Revenido 800 °C.

Fuente: elaboración propia.

de 2 horas. Los tratamientos térmicos empleados se esquematizan en la figura 2. El material previo a la caracterización se preparó metalográficamente según la norma ASTM E-3 y posteriormente se atacó con nital al 5%.

2. RESULTADOS Y ANÁLISIS

2.1 Caracterización

2.1.1 Espectrometría de emisión óptica. La composición del material obtenida por medio del espectrómetro de emisión óptica se presenta en la tabla 2.

Tabla 2. Composición química de los aceros austeníticos al manganeso

Elemento	Fe	C	Si	Mn	Cr	Al	Cu	Mo	Ni	S
Aleación 1	82.88	1.024	0.55	13.61	1.49	0.0061	0.119	0.023	0.088	0.07
Aleación 2	86.03	1.062	0.791	9.437	1.42	0.034	0.104	0.022	0.009	0.07

Fuente: elaboración propia.

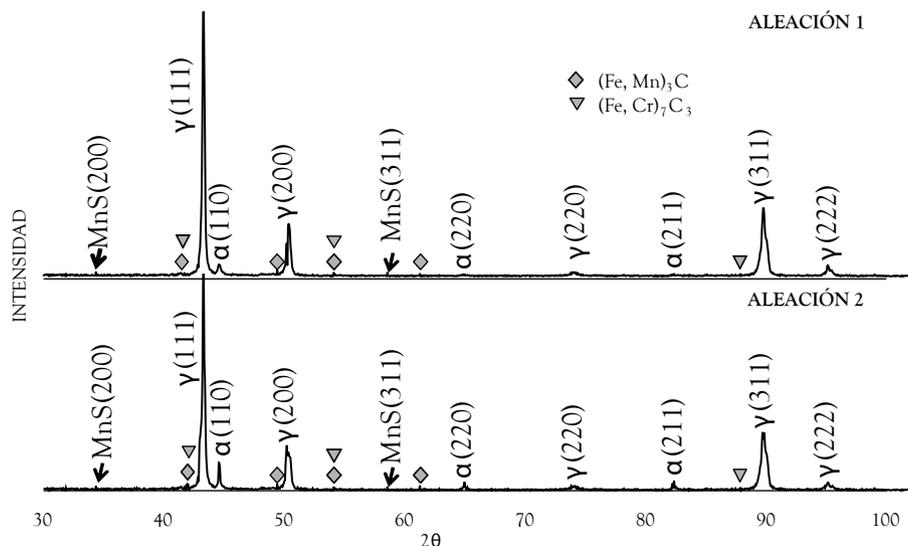


Figura 3. DRX aceros austeníticos al manganeso en estado de suministro.

Fuente: elaboración propia.

2.1.2 Difracción de rayos X.

En la figura 3 se observa el espectro del acero austenítico al manganeso en estado de suministro. Se presenta un comportamiento austenítico en mayor proporción con presencia de fase ferrita y carburos, producto del efecto de los elementos aleantes, principalmente Cr. La presencia de la fase ferrita y los carburos es indeseable, por lo tanto, debe eliminarse o, en su defecto, reducirse mediante tratamiento térmico. El difractograma muestra los picos típicos de reflexión de la fase austenítica en los planos (111), (200), (220), (311) y (222).

En la aleación 2 se observa una mayor proporción de fase ferrita y carburos debido a su menor porcentaje de manganeso (9% Mn), lo que permite una menor sobresaturación de manganeso en la fase austenítica que produce una transformación eutectoide parcial. El difractograma muestra los picos típicos de reflexión de la fase ferrita en los planos (110), (220), (211). Además, se observa la presencia de sulfuros de manganeso (MnS).

2.1.3. Microscopía electrónica de barrido

En las figuras 4 y 5 se observa la microestructura y el espectro de composición para las aleaciones

en estado de suministro. Se observa una estructura austenítica con presencia de carburos presumiblemente del tipo $(\text{Fe, Cr, Mn})_3\text{C}$ y $(\text{Fe, Cr})_7\text{C}_3$ en los límites de grano.

Lo anterior se corrobora mediante análisis EDS en los límites de grano. En la figura 4 se observa cómo en la aleación 1 el porcentaje de cromo y manganeso se incrementa en el límite de grano pasando de 3.05% a 4.19% Cr y de ~13% a 18% Mn, lo que indica posiblemente la presencia de un compuesto $(\text{Fe, Cr, Mn})_3\text{C}$. En el caso de la aleación 2 (figura 5), se presenta un decrecimiento en el porcentaje de manganeso en el límite de grano austenítico y un incremento en el porcentaje de cromo en algunas zonas del material pasando de ~2 a ~9% Cr, lo cual favorece la formación de carburos del tipo $(\text{Fe, Cr})_7\text{C}_3$. Estos fenómenos de segregación de manganeso y cromo hacia el límite de grano favorecen la transformación $\gamma \rightarrow \alpha$, fenómeno indeseable en este tipo de materiales.

El comportamiento del sistema Fe-C-Mn se puede observar en la figura 6 en donde la variación en el diagrama debido al efecto del Mn como aleante ocurre según lo planteado por Weber. El Mn es un elemento que expande la

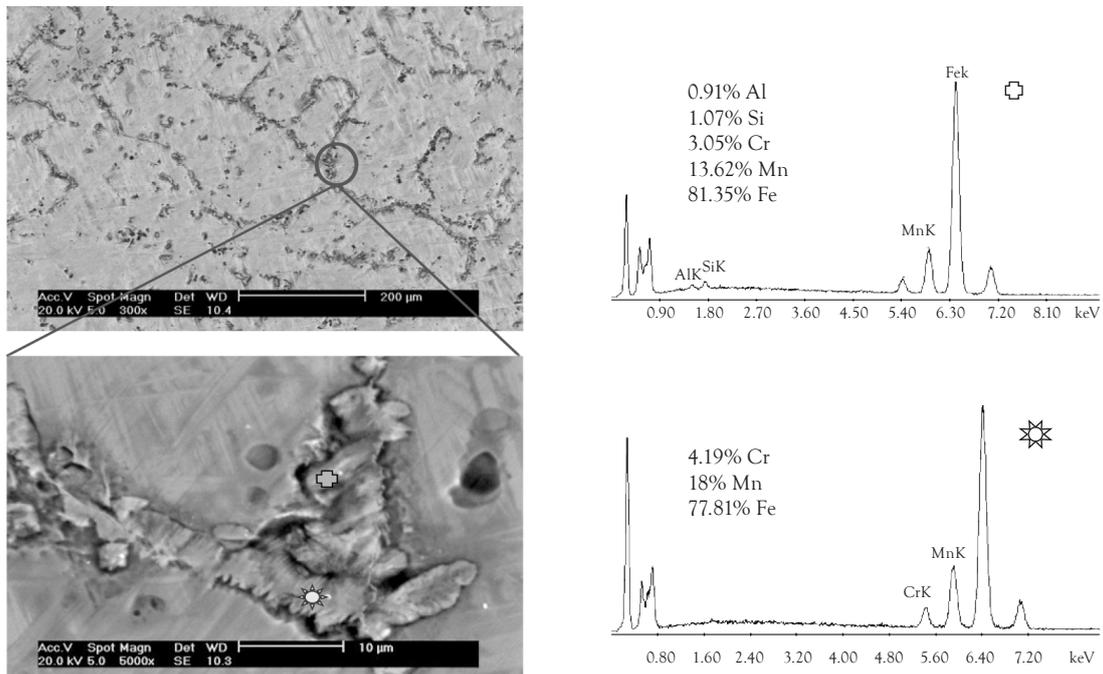


Figura 4. Microscopía electrónica de barrido aleación 1 en estado de suministro

Fuente: elaboración propia.

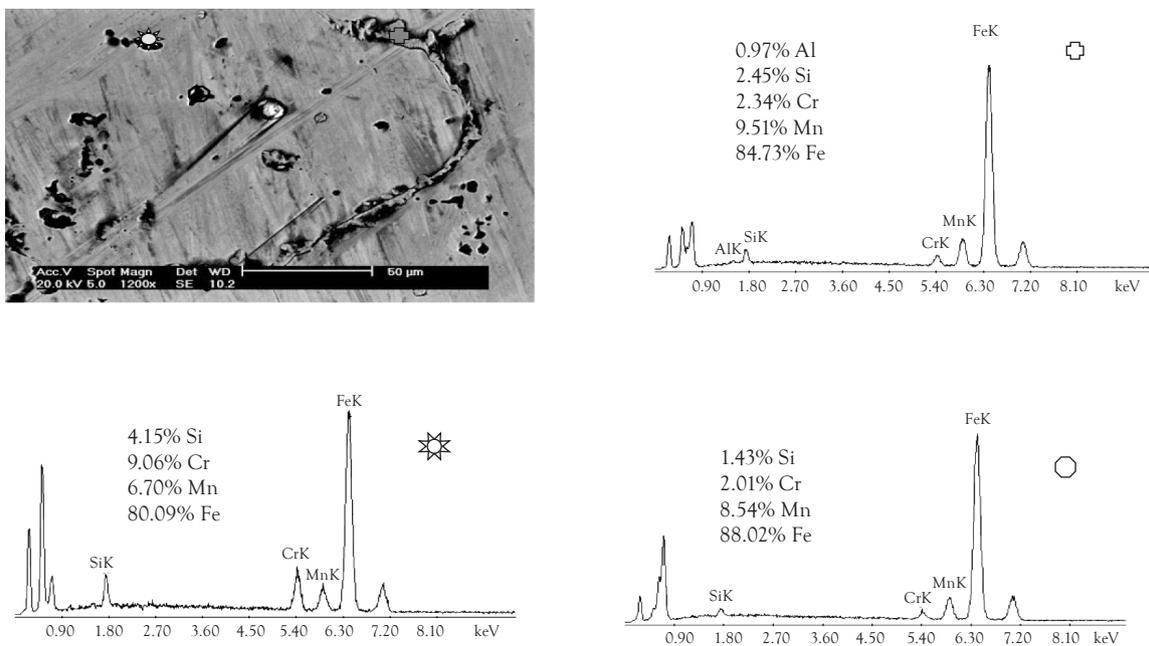


Figura 5. Microscopía electrónica de barrido aleación 2 en estado de suministro.

Fuente: elaboración propia.

zona austenita (γ) hasta temperatura ambiente, por lo que en la figura 6(a) se puede ver que a bajos contenidos de Mn (2,5%) la temperatura eutectoide se mantiene a 727 °C pero el punto eutectoide cambia pasando de 0,77 a 0,62% C, produciendo una zona metaestable ($\alpha + \gamma + \text{Fe}_3\text{C}$), producto de la baja velocidad de difusión del carbono de la austenita hacia la cementita inhibiendo parcialmente el cambio alotrópico a ferrita. Con un contenido de manganeso (4.5%), figura 6(b), la temperatura eutectoide presenta una disminución leve, de 727 °C a

709 °C, produciendo una disminución en el contenido de carbono de 0,77% a 0,55%, aproximadamente. La zona metaestable aumenta (709-650 °C) [6-9].

En la figura 6 (c), con un contenido de manganeso del 13%, se puede observar que la reacción eutectoide ha sido inhibida, y se ha producido una zona metaestable en el intervalo de composición 0.08-1.08% C a 400 °C. La reacción eutectoide ha sido desplazada a altas concentraciones de carbono (>1.08% C). Se observa un punto de transformación eutectoide incompleta a 0,3% C a 588 °C.

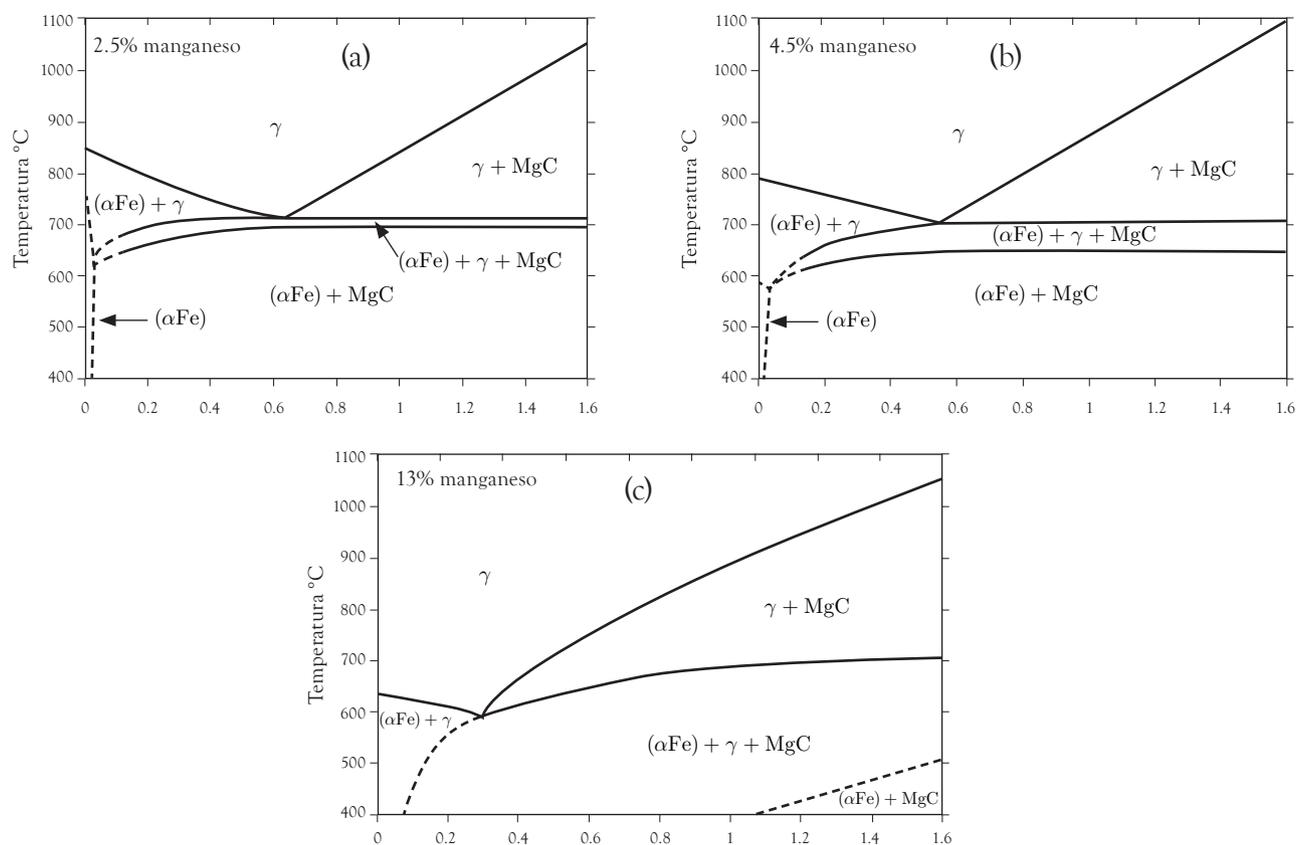


Figura 6. Diagrama C - Fe -Mn con contenido (a) 2.5% de Manganeso, (b) 4.5% de Manganeso y (c) 13% de Manganeso.

Fuente: [1].

2.2 Tratamientos térmicos

En las figuras 7 y 8 se observan las imágenes SEM para las dos aleaciones templadas y revenidas a 200 y 800 °C.

Para la aleación 1, se observa un grano austenítico uniforme con límites de grano libre de carburos en las probetas templadas y revenidas a 200 °C. En la aleación 2 se observa una estructura austenítica con carburos en los límites de grano. En las dos aleaciones sometidas a temple y revenido a 800 °C se observa un incremento en la cantidad de carburos del tipo $(Fe, Cr, Mn)_3C$ y $(Fe, Cr)_7C$ y fase ferrita en los límites de grano de la austenita.

En la figura 7 se observa cómo la presencia de constituyentes de segunda fase es muy variable en los límites de grano. Las composiciones varían marcadamente pasando de 13% Cr a 2.87% Cr y 25% Mn a 16.60% Mn para la aleación 1. Estos valores tan elevados de cromo y manganeso indican la posible presencia de un compuesto intermetálico presumiblemente del tipo $(Mn, Cr)_x C_y$ o $(Fe, Mn, Cr)_x C_y$. Ya que el manganeso disminuye la tempera-

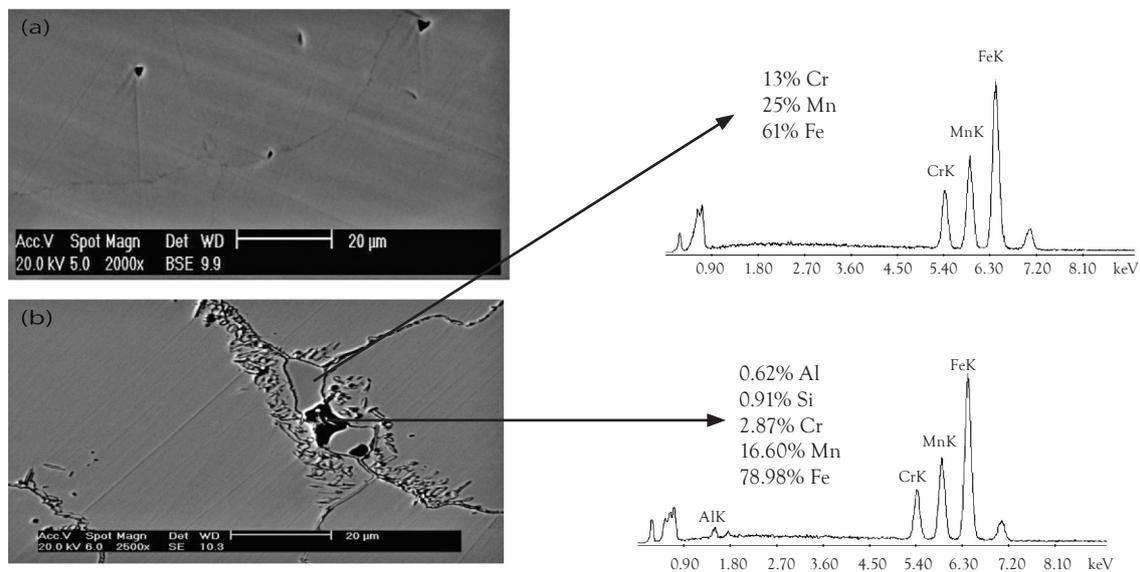


Figura 7. Microscopía electrónica de barrido (SEM-EDAX) aleación 1 templada en agua y revenida (a) 200 °C, (b) 800 °C.

Fuente: elaboración propia.

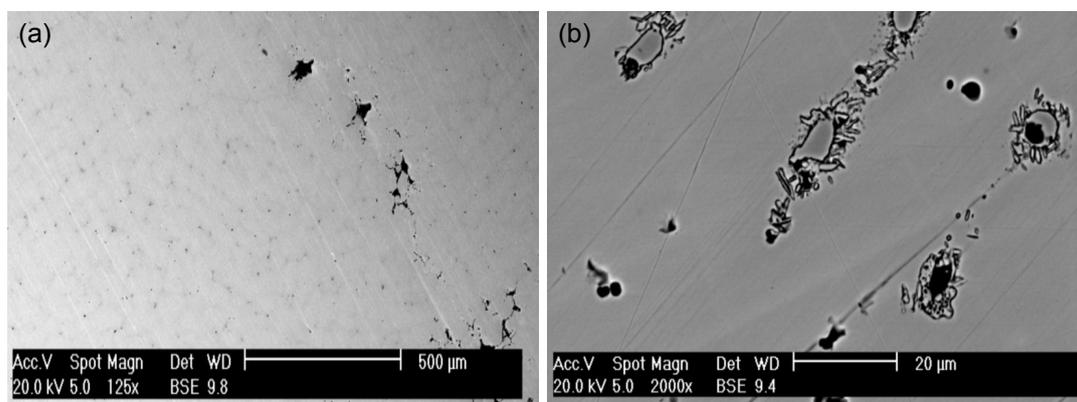


Figura 8. Microscopía electrónica de barrido (SEM-EDAX) aleación 2 templada en agua y revenida (a) 200 °C, (b) 800 °C.

Fuente: elaboración propia.

tura de formación de la perlita y también su contenido de carbono, éste incrementa la solubilidad del carbono en la austenita, favorece la formación de carburos y refuerza la ferrita, reduciendo levemente su plasticidad. La solubilidad en la austenita es limitada, y en la ferrita se disuelve hasta un 17%. La estabilidad de los carburos depende de la presencia de otros elementos en el acero y de cómo se divida el elemento entre la cementita y la matriz. El coeficiente de partición " $K = X_{\theta}/X_{\alpha}$ " para el cromo y el manganeso es 28 y 11,4 respectivamente. Así, el manganeso es un formador débil de carburos pero es un potente estabilizador de ellos. Aunque, en la práctica, el estabilizador de carburos más usado es el cromo. En resumen, los principales carburos presentes en el acero corresponden a las fórmulas M_3C , M_7C_3 , $M_{23}C_6$, M_6C , MC y M_2C .

A mayor contenido de aleante en los carburos, y al disolverlos se tendrá mayor contenido de aleante en la austenita que se forma rápidamente con una cinética controlada por difusión de C. Esta austenita recibe el contenido de aleante del carburo, el cual produce una disminución de la actividad

del C en la interfase austenita/carburo, y la etapa de disolución rápida finalizará en menor tiempo. La disolución que prosigue estará controlada por la difusión del aleante. En la figura 9 se presentan los espectros de difracción de rayos X para el material templado en agua y revenido a 200 °C durante 2 horas. Se observa la presencia de fase α en menor proporción respecto al material en estado de suministro (figura 3).

La austenita se está descomponiendo parcialmente a fase $\alpha + Fe_3C$. Cuando el material es sometido a revenido entre 200 °C por 2 horas, este comportamiento es coherente con lo observado en la figura 6.

En la figura 10, con el incremento en la temperatura de revenido se presenta un comportamiento austenítico con presencia de algunos carburos del tipo $(Fe, Mn)_3C$ y $(Fe, Cr)_7C_3$, debido al ciclo de revenido utilizado 800 °C y 2 horas de tiempo de sostenimiento. En la aleación 2 se alcanzan a detectar algunos picos de fase α , en muy baja proporción lo cual refleja la poca efectividad del cromo y el manganeso en evitar la transformación

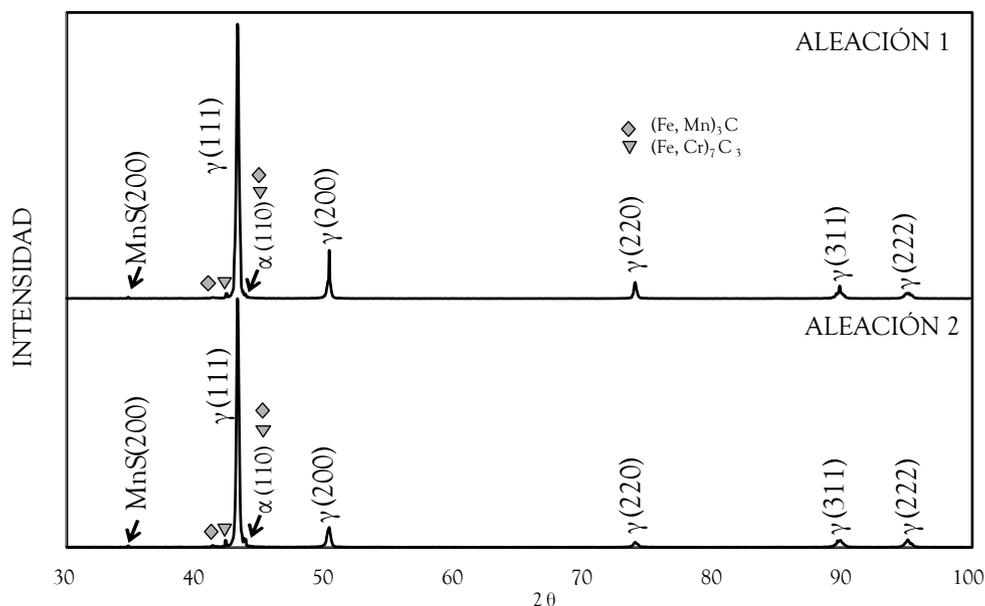


Figura 9. Difracción de rayos X aleación 1 Y 2 con revenido a 200 °C

Fuente: elaboración propia.

de fase $\gamma \rightarrow \alpha$ la cual es favorecida por los procesos difusivos activados al incrementar la temperatura y el tiempo.

Según [4, 5] los átomos de carbono se localizan en la celda FCC de la austenita en la posición $(1/2, 1/2, 1/2)$ mientras los átomos de manganeso en las posiciones $(1/2, 0, 1/2)$ y $(1/2, 1, 1/2)$ en el acero

austenítico al manganeso [4]. Este comportamiento se resume en la figura 11.

Los átomos de carbono y manganeso se unen formando un par ordenado C-Mn, el cual juega un importante papel en el endurecimiento por trabajo del acero austenítico al manganeso. En promedio, hay aproximadamente un átomo de manganeso

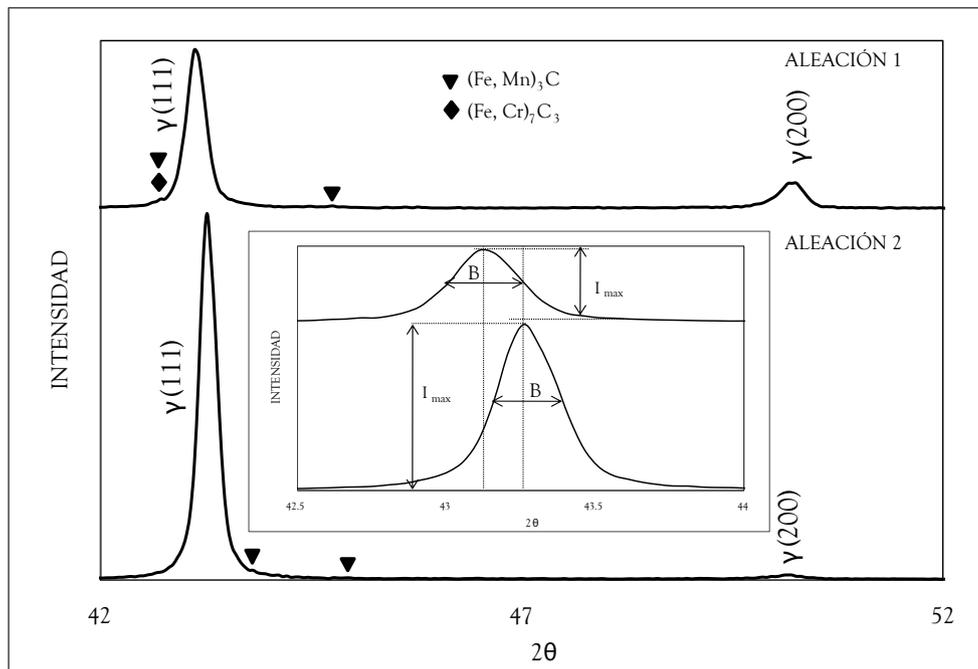


Figura 10. Difracción de rayos X aleación 1 y con revenido a 800 °C.

Fuente: elaboración propia.

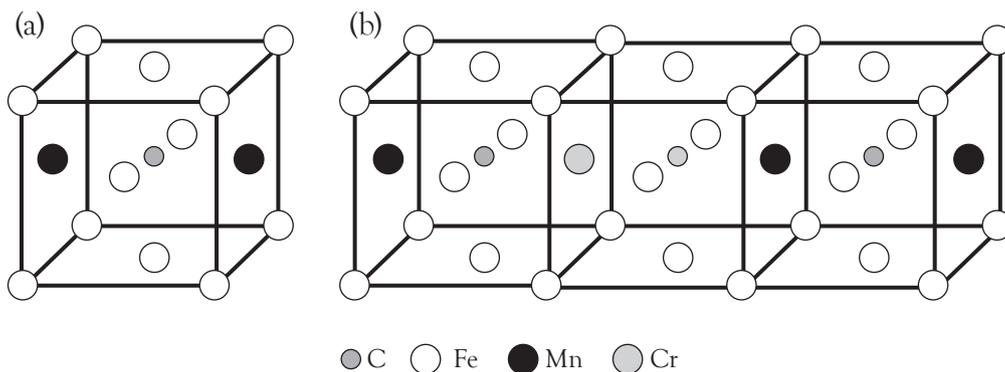


Figura 11. Modelos estructurales (a) Par C-Mn, (b) Par C-Mn reforzado con cromo.

Fuente: [4].

en dos celdas FCC y un átomo de carbono en tres celdas FCC para estas composiciones. Con el fin de asegurar los pares ordenados de Mn-C debido a las fluctuaciones en composición de las aleaciones, se sugiere que debe existir por lo menos un átomo de carbono y manganeso en la celda FCC. Debido a esto, se debe mantener un alto contenido de carbono. La unión entre el manganeso y carbono no es muy fuerte y tiende a romperse fácilmente debido a cambios de temperatura, favoreciendo transformaciones estables en el acero (eutectoides). Una forma de reforzar dicha unión es agregar un elemento que tenga una fuerza de atracción relativamente alta con el carbono (por ejemplo el cromo), por lo tanto los átomos de cromo se convierten en el centro de unión de los pares más débiles del Mn-C próximos, formando una estructura austenítica mucho más estable [10].

Además, en la figura 10, se observa un desplazamiento ($\Delta\theta = 0.15^\circ$) y reducción en la intensidad en el pico austenítico en el plano (111) de la aleación 1 ($I_{\max} = 4277$; $B = 0.29$); esto puede ser debido a la mayor disolución de elementos de aleación en la fase austenítica lo que produce una estructura con mayores tensiones en comparación con la aleación 2 ($I_{\max} = 9841$; $B = 0.19$).

3 CONCLUSIONES

Durante el revenido a 200 °C del acero austenítico se observa la descomposición parcial de la fase austenítica en fase ferrita y carburos de hierro y aleados que nuclean en los límites de grano de la fase austenítica original. Este comportamiento no es favorable debido que se presenta la fase más blanda de los aceros y, por ende, se obtendrán bajas durezas y bajas propiedades mecánicas.

Durante el revenido a 800 °C se observa un comportamiento austenítico con alguna presencia de carburos de hierro y aleados lo cual es coherente con la termodinámica del sistema que se resume en la figura 6. Además, se presenta un desplazamiento y reducción en el pico de difracción del plano (111) después del ciclo térmico de la aleación

1 (13% Mn) en comparación con la aleación 2 (9% Mn). Este comportamiento es debido a la mayor disolución de elementos de aleación favorecidos por procesos difusivos activados por la temperatura y el tiempo, los cuales generan tensiones en la estructura cristalina de la austenita. Esta austenita recibe el contenido de aleante de los carburos, el cual produce una disminución de la actividad del carbono en la interfase austenita/carburo, y la etapa de disolución rápida finalizará en menor tiempo. La disolución que prosigue estará controlada por la difusión del aleante.

REFERENCIAS

- [1] G. Aggen *et al.*, *ASM Handbook: Properties and Selection: Irons, Steels, and High Performance Alloys*. 10th ed. Vol. 1. USA: ASM International Handbook Committee 1993
- [2] K. Roesch y K. Zimmerman, "Acero Moldeado". Madrid: Editecnica - Revista Fundación: 1969.
- [3] ASTM international. Standard Specification For Steel Castings, Austenitic Manganese. USA: American Society For Testing And Materials Designation: A 128/A 128M - 93 (Reapproved 1998).
- [4] H. Li, *et al.*, "Modulated structures of Fe-10Mn-2Cr-1.5C alloy". *Materials and Design* 23, 2002, pp. 717-720.
- [5] B. Hutchinson y N. Ridley. "On dislocation accumulation and work hardening in Hadfield steel". *Scripta Materialia* 55, 2006, pp 299-302.
- [6] G. Saller, *et al.*, "Microstructural evolution of Cr-Mn-N austenitic steels during cold work hardening". *Materials Science and Engineering A* 427, 2006, pp. 246-254.
- [7] P. Sahu *et al.*, "Microstructural characterization of Fe-Mn-C martensites thermally transformed at low temperature by Rietveld method". *Materials Science and Engineering A* 333, 2002, pp. 10-23.
- [8] J. Xie, *et al.*, "Microstructural investigation of cast medium-manganese austenitic steel with composite surface". *Materials Science and Engineering A* 483-484, 2008, pp. 743-746.
- [9] T. S. Wang, *et al.*, "Microstructure evolution and deformation mechanism change in 0.98C-8.3Mn-0.04N steel during compressive deformation". *Materials Science and Engineering A* 465, 2007, pp. 68-71.
- [10] G.E. Totten, Ed., *Steel Heat Treatment, Metallurgy and technologies*. 2ª ed. Boca Ratón: Taylor & Francis Group, 2007.

