

EFFECTO DEL PRECALENTAMIENTO Y LA SEVERIDAD DE TEMPLE SOBRE LA RESISTENCIA AL DESGASTE ADHESIVO DEL ACERO AUSTENÍTICO AL MANGANESO

EFFECT OF THE PREHEATING AND THE QUENCHING SEVERITY ON THE RESISTANCE TO THE ADHESIVE WEAR OF THE MANGANESE AUSTENITIC STEEL

OSCAR FABIÁN HIGUERA COBOS

Profesor asistente, Universidad Tecnológica de Pereira, osfahico@utp.edu.co

CARLOS MAURICIO MORENO TELLEZ

*Docente - Universidad Pedagógica y Tecnológica de Colombia, grupo de Integridad y Evaluación de Materiales - UPTC
carlos.moreno@uptc.edu.co*

CAROLINA RAMIREZ MONTES

Ingeniera Mecánica, Universidad Tecnológica de Pereira, caroramirezmontes@gmail.com

Recibido para revisar Marzo 18 de 2009, aceptado Septiembre 10 de 2009, versión final Septiembre 21 de 2009

RESUMEN: En este trabajo de investigación se estudió el efecto del precalentamiento y la severidad de temple sobre la resistencia al desgaste adhesivo del acero austenítico al manganeso ASTM A 128 grado C. El material se sometió a ciclos térmicos de temple y revenido con y sin precalentamiento con el fin de evaluar su influencia sobre la resistencia al desgaste. Posteriormente el material fue sometido a prueba según norma ASTM G-83 y se determinó que el acero Austenítico al manganeso, es un material que presenta una microestructura metaestable en condiciones estables y no debe ser sometido a tratamiento térmico de revenido a altas temperaturas debido que favorece la descomposición de esta a ferrita (fase blanda de los aceros) y por ende disminuye su resistencia al desgaste.

PALABRAS CLAVE: Tribología, desgaste adhesivo, acero austenítico al manganeso, acero hadfield.

ABSTRACT: In this research we studied the effect of preheating and tempering the severity of the adhesive wear resistance of austenitic manganese steel ASTM A 128 degree C. The material was subjected to thermal cycles of quenching and tempering with and without preheating in order to assess their influence on the wear resistance. Subsequently the material was tested according to ASTM G-83 and found that the austenitic manganese steel, a material that presents a metastable microstructure in a stable condition and should not be subjected to heat treatment of high-tempered temperatures because it promotes a decomposition of the ferrite (soft phase of the steel) and therefore reduces its wear resistance.

KEYWORDS: Tribology, adhesive wear, manganese austenitic steel, hadfield steel

1. INTRODUCCIÓN

Los materiales de construcción utilizados en los diferentes diseños desarrollados por la ingeniería son de gran importancia en su aplicabilidad y rendimiento. Uno de los materiales aplicados, en especial en las solicitaciones en las que es necesario buena resistencia al desgaste, es el

acero austenítico al manganeso, el cual debido a su composición (0.7 – 1.45% de Carbono y 6 – 14% de Manganeso) presenta excelentes propiedades mecánicas (Alta dureza, ductilidad y resistencia al desgaste) para soportar el trabajo pesado. [1] Imai y colaboradores en 1962[1] estudiaron la formación de fase ϵ en aceros Hadfield tratados térmicamente y las

transformaciones de fase en aceros hadfield sometidos a tratamiento térmico en condiciones isotérmicas a 500°C. [2] Posteriormente en 1970 estudiaron el comportamiento de la precipitación de compuestos de segunda fase en aceros del tipo manganeso cromo con contenidos de Vanadio. [3]

Kato (1981) [4] estudió el efecto de la composición química sobre las propiedades de aceros austeníticos al manganeso para aplicaciones no magnéticas y Grassel (1997) [5] estudió las transformaciones de fase y las propiedades mecánicas de aceros Fe-Mn-Al-Si. El Bitar y El Banna (2000) [6], estudiaron como mejoran las propiedades mecánicas del acero Hadfield por procesamiento termomecánico. Khan, (2001) [7] estudió los cambios microestructurales en el acero Hadfield sometido a tratamientos térmicos.

Kopac (2001) [8] estudió el fenómeno de endurecimiento de aceros austeníticos al manganeso en procesos de corte. El Mahallawii (2001) [9] evaluó el efecto del cromo sobre el rendimiento del acero al alto manganeso y Zhenming (2002) [10] estudió el crecimiento eutéctico en aceros la medio manganeso en estado de colada. Además, Caraballo, et al, (2004) [11] evaluó el comportamiento físico del acero Hadfield sometido a cargas explosivas y las implicaciones industriales del endurecimiento por explosivos de piezas de acero Hadfield. Ese mismo año Iglesias [12] evaluó la influencia nitrógeno en la respuesta a la compresión en aceros hadfield. Posteriormente en el 2005 García y colaboradores [13] compraron el comportamiento tribológico de un acero austenítico sujeto a diversos tratamientos térmicos y Saller (2006) [14] estudió la evolución microestructural de aceros austeníticos.

Recientemente Subhi (2007) [15] estudió las transformaciones de fase de aceros hadfield al manganeso, Bracke (2007) [16] estudió la influencia del Cr y N sobre las propiedades mecánicas de aceros FeMnC, Sahu (2007) [17] estudió por difracción de rayos X la transformación martensítica $\gamma \rightarrow \epsilon$ inducida por la velocidad de enfriamiento en aceros austeníticos

al manganeso en aceros colados homogenizados Fe-26Mn-0.14C. En el 2008 Balogun [18] estudió el efecto de la temperatura de fusión sobre las características al desgaste de aceros austeníticos al manganeso; Dobrzański [19] estudió la influencia del trabajo en caliente sobre la estructura del acero austenítico al alto manganeso; Hamada[20] estudió la cinética de la transformación martensítica $\gamma \rightarrow \epsilon$ en aceros austeníticos de grano fino del tipo Fe-26Mn-0.14C y Chen [21] estudió las propiedades termodinámicas del carbono y el manganeso sobre sistemas Mn -C y Mn- Fe -C. Majid (2009) [22] estudió la fractura y la deformación plástica de aceros Hadfield aleados con aluminio.

A pesar de la cantidad de estudios referentes a esta clase de material a nivel mundial y el rango de aplicación que podría tener, en nuestro país no ha sido muy estudiado, con lo que surge la necesidad de investigarlo. Teniendo en cuenta las características del acero Hadfield, nace la inquietud de ¿cómo se modifica la resistencia al desgaste al aplicar un tratamiento térmico de bonificado variando el medio de enfriamiento, el tiempo de precalentamiento y la temperatura de revenido? En aras de responder esta pregunta, el presente trabajo tiene como objeto determinar el efecto del precalentamiento y la severidad de temple sobre la resistencia al desgaste de un acero Austenítico al manganeso

2. FUNDAMENTACIÓN TEÓRICA

2.1 Acero austenítico al manganeso

[23] El Acero Austenítico al Manganeso (Acero Hadfield) es un Acero aleado descubierto por Sir Robert Hadfield en 1882 [24] el cual combinó buenas propiedades como alta dureza y ductilidad con alta capacidad de resistir trabajo pesado y gran resistencia al desgaste. Con un contenido de carbono de 1,2% a 1,5% y de manganeso de 12% a 15% posee después de templado en agua una estructura completamente austenítica. Bajo acción de fuertes presiones en frío experimenta su superficie un gran aumento de dureza por formación de martensita y segregación de carburos a lo largo de las líneas

de deslizamiento, a lo que debe su elevada resistencia a desgaste.

Muchas variaciones de los aceros austeníticos al manganeso originales han sido propuestas, pero solo unas pocas han sido adoptadas como mejoras significativas. Estas 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. [24]

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. La microestructura es caracterizada 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.

Tabla 1. Composiciones estándar para el acero austenítico al manganeso [24]

Table 1. Compositions standard austenitic manganese steel [24]

Grado ^A	Composición %						
	Carbón	Manganeso	Cromo	Molibdeno	Níquel	Silicio	Fósforo
A ^B	1,05-1,35	11,0 mín.	-	-	-	1,00 máx.	0,07 máx.
B-1	0,9-1,05	11,5-14,0	-	-	-	1,00 máx.	0,07 máx.
B-2	1,05-1,2	11,5-14,0	-	-	-	1,00 máx.	0,07 máx.
B-3	1,12-1,28	11,5-14,0	-	-	-	1,00 máx.	0,07 máx.
B-4	1,2-1,35	11,5-14,0	-	-	-	1,00 máx.	0,07 máx.
C	1,05-1,35	11,5-14,0	1,5-2,5	-	-	1,00 máx.	0,07 máx.
D	0,7-1,3	11,5-14,0	-	-	3,0-4,0	1,00 máx.	0,07 máx.
E-1	0,7-1,3	11,5-14,0	-	0,9-1,2	-	1,00 máx.	0,07 máx.
E-2	1,05-1,45	11,5-14,0	-	1,8-2,1	-	1,00 máx.	0,07 máx.
F (91340)	1,05-1,35	6,0-8,0	-	0,9-1,2	-	1,00 máx.	0,07 máx.

En la Figura 1 se muestran los efectos del carbono y el manganeso en la temperatura Ms. Como se puede observar la combinación del porcentaje de manganeso y el carbono, hace que la temperatura de inicio de transformación martensítica descienda hasta temperaturas

inferiores a 0°C (aproximadamente -200°C), por lo cual no se espera la aparición de martensita en el sistema.

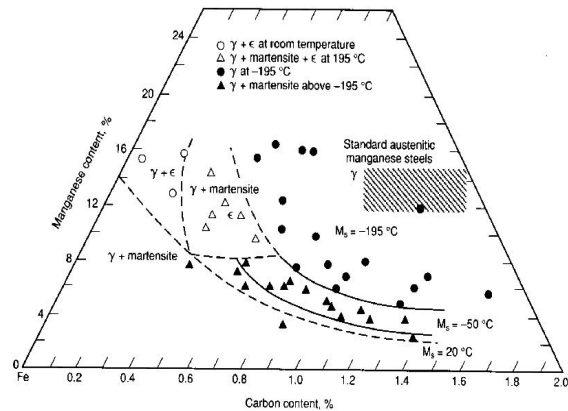


Figura 1. Variación de la temperatura Ms con contenidos de carbono y manganeso. [23]

Figure 1. Variation of the Ms temperature with contents of carbon and manganese. [23]

Además, el porcentaje de manganeso modifica el diagrama hierro – carbono según lo planteado por Weber, como se muestra en la Figura 2. El Mn y el C son elementos que expanden la zona austenita (γ) hasta temperatura ambiente. Con un Manganeso al 13%, se puede ver como la temperatura eutectoide pasa de 723 a 588°C y el contenido de carbono de 0,77 a 0,3% aproximadamente.

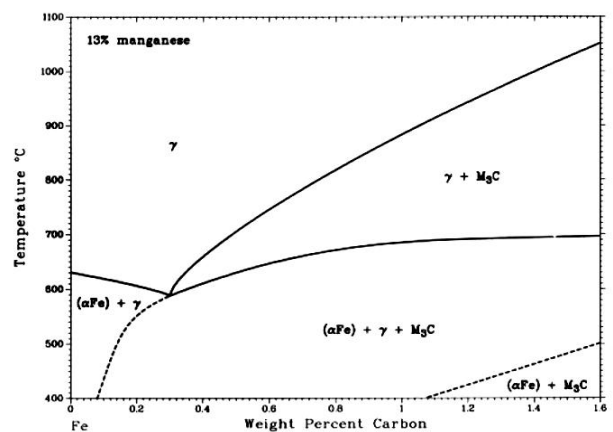


Figura 2. Diagrama C – Fe con 13% de Manganeso [25]

Figure 2. C- Fe Diagram with 13% Manganese [25]

Además, se crea una zona metaestable entre (698 – 500°C y 0,08 – 1,6% C), que presenta una combinación de ferrita, austenita y cementita ($\alpha + \gamma + \theta$), la cual, a medida que incrementa el

contenido de manganeso, aumenta y desplaza hacia la derecha la zona perlítica ($\alpha + \theta$), indeseable en el acero en cuestión, logrando así que sea más sencillo garantizar la fase austenítica en el material por medio de tratamiento térmico..

2.1.1 Tratamiento térmico

[23].El tratamiento térmico del acero austenítico al manganeso involucra un calentamiento lento hasta 1010°C - 1090°C manteniéndolo por 1 o 2h a la temperatura, por cada 25 mm (1 in) de espesor de la pieza para que los carburos se disuelvan completamente y luego enfriar en agua agitada. Hay alguna tendencia de los granos de austenita a crecer durante el sostenimiento, especialmente en acero al manganeso forjado, aunque el tamaño final del grano de austenita en la colada es principalmente determinado por la temperatura y la velocidad de solidificación.

La relativamente alta temperatura de austenización conduce a la descarburación superficial marcada por los gases del horno y a una cierta pérdida de manganeso. La superficie descarburada se puede extender 3,2mm (1/8 in) a lo largo de la superficie de la colada. Así, la estructura puede parecer martensítica algunas veces y usualmente mostrar propiedades menos deseables que otro metal subyacente. Esta característica no es significativa en partes sujetas a abrasión, como las usadas en la trituración, ya que en esta aplicación la superficie es removida por desgaste.

2.1.2 Resistencia al desgaste

[23,26]. El tipo de desgaste al cual esta sometido tiene una influencia importante en el funcionamiento de los aceros al manganeso. Tienen excelente resistencia al desgaste metal-metal, por lo que es usado en ruedas acanaladas para poleas, presenta buena resistencia a la abrasión en presencia de alta tensión como en trazadores de líneas del molino de bola y del molino de barra; y la resistencia a la abrasión en presencia de baja tensión, como en mezcladores de arena.

3. DESARROLLO EXPERIMENTAL

3.1 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, microscopia electrónica de barrido y difracción de rayos X. utilizando el difractor de rayos-X PW1700 de Philips, equipado con un generador PW1825 y con monocromador de grafito con un ángulo de 26°, utilizando radiación de Cu; y Microscopía Electrónica de Barrido (SEM).

3.2 Tratamientos térmicos

En la Tabla 2 se resumen los tratamientos térmicos realizados a las probetas. La temperatura y el tiempo de austenización fue de 1050°C y 15 minutos respectivamente. Algunas probetas fueron precalentadas a 700°C durante 30 minutos y los medios de enfriamiento utilizados fueron agua y aceite. Posteriormente el material fue sometido a revenido durante 2 horas variando la temperatura entre 200 y 800°C. Los tratamientos térmicos fueron realizados en un horno de baño de sales Brasimet, y la sal utilizada en el proceso es una sal neutra TEC1100.

Tabla 2. Ciclos de tratamientos térmicos

Table 2. heat treatments Cycles

TRATAMIENTO TÉRMICO	PRECALENTAMIENTO	ENFRIAMIENTO	REVENIDO (°C)
A	NO	AGUA	200
B	SI	AGUA	400
C	NO	ACEITE	600
D	SI	ACEITE	800
E	NO	AGUA	600
F	NO	ACEITE	800
G	SI	AGUA	200
H	NO	ACEITE	200
I	NO	AGUA	400
J	SI	ACEITE	200
K	SI	AGUA	400
L	NO	ACEITE	400
M	SI	AGUA	800
N	SI	AGUA	600
O	SI	ACEITE	600
P	NO	AGUA	800

3.3 Evaluación del coeficiente de desgaste

Las pruebas se realizaron bajo los lineamientos de la norma ASTM G-83. Las dimensiones de las probetas se resumen en la Figura 3.

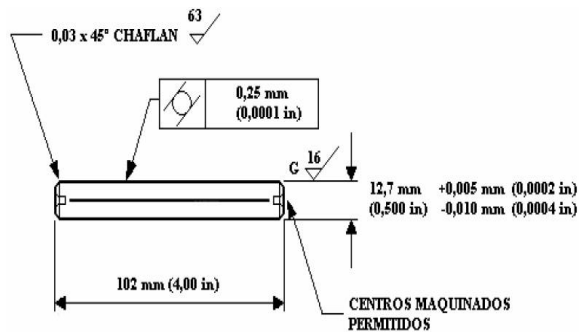


Figura 3. Especificaciones probeta ASTM G-83[27]
Figure 3. Specifications test probe ASTM G-83[27]

La rugosidad se midió con un rugosímetro Mitutoyo SJ 201. Posteriormente se tomaron durezas en los puntos de contacto tanto de la probeta móvil, como de la fija con el fin de observar el cambio de dureza en el material, debido al endurecimiento por trabajo. En la Tabla 3 se pueden observar los diferentes parámetros para realizar la prueba de cilindros cruzados según carga, revoluciones, velocidad, distancia deslizada y tiempo. El procedimiento seleccionado fue el B, debido a la dureza esperada.

Tabla 3. Parámetros de prueba para el equipo de cilindros cruzados [27]

Table 3. Parameters of test for crossed cylinder apparatus [27]

Procedimiento	Carga	Revoluciones	Velocidad	Distancia Deslizada	Tiempo
	(Kgf)		(RPM)	(mm)	(min)
A	7.119	80 000	442	3191865.6	181
B*	7.119	40 000	442	1595932.8	90.5
C	7.119	10 000	110	398983.2	91

4. RESULTADOS Y ANÁLISIS

4.1 Caracterización

4.1.1 Espectrometría de emisión óptica

La composición del material se presenta en la Tabla 4. Se compararon los principales aleantes (C, Mn, Cr, Si y P) con los presentados en la Tabla 1, garantizando así que el material suministrado cumple con los parámetros de la norma ASTM A-128, situándose en el grado C.

Tabla 4. Composición química del acero austenítico al manganeso

Table 4. Chemical composition of the manganese austenitic steel

ELEMENTO	PORCENTAJE EN PESO
Fe	82,88
C	1,0235
Si	0,55035
Mn	13,605
Cr	1,4895
Mo	0,0229
Ni	0,08805
Al	0,00605
Cu	0,1186
V	0,0
P	>0,125
S	0,00285

4.1.2 Difracción de rayos X

En la Figura 4 se observa un espectro típico de un acero austenítico en estado de colada, se presenta una fase austenítica en mayor proporción con alguna presencia de fase ferrita y carburos del tipo M_7C_3 , M_3C_2 y M_3C producto del efecto de los elementos aleantes como el cromo.

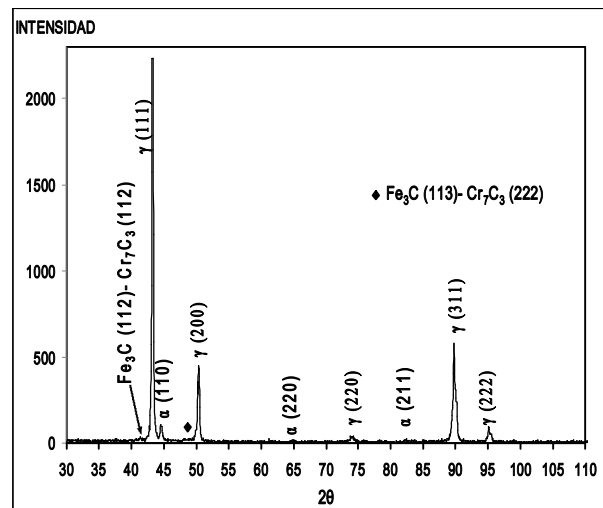


Figura 4. DRX para un Acero Austenítico al Manganeso en estado de suministro

Figure 4. XRD for Manganese Austenitic Steel in provision state

Se observan los picos típicos de reflexión de la fase austenítica en los planos (111), (200) y el de la fase ferrita (110), (220) y (211). La presencia de la fase ferrita y de los carburos es indeseable y debe ser eliminada totalmente o en su defecto

reducirla mediante tratamiento térmico con el fin de obtener una buena resistencia al desgaste.

4.1.3 Microscopía electrónica de barrido

El análisis se realizó en el límite de grano con el fin de evaluar la presencia de constituyentes de segunda fase que pudieran modificar las características del acero al ser sometido a pruebas de desgaste. En la Figura 5 se comprueba la presencia de cromo (3.05% en peso) en forma de carburos del tipo M_3C_2 y M_7C_3 , su forma mas estable. Estos carburos de cromo deben ser disueltos durante el tratamiento térmico de temple con el fin de obtener una fase homogénea de austenita.

4.2 Resistencia al desgaste

En la Tabla 5 se muestran los resultados gravimétricos obtenidos. El proceso de desgaste puede ser descrito gráficamente, mediante una relación de masa perdida con respecto al tiempo o de masa perdida con respecto a la distancia deslizada; para cualquiera de las dos relaciones que se establezcan, la proyección gráfica bajo condiciones normales describirá tres etapas, ver Figura 6. [26].

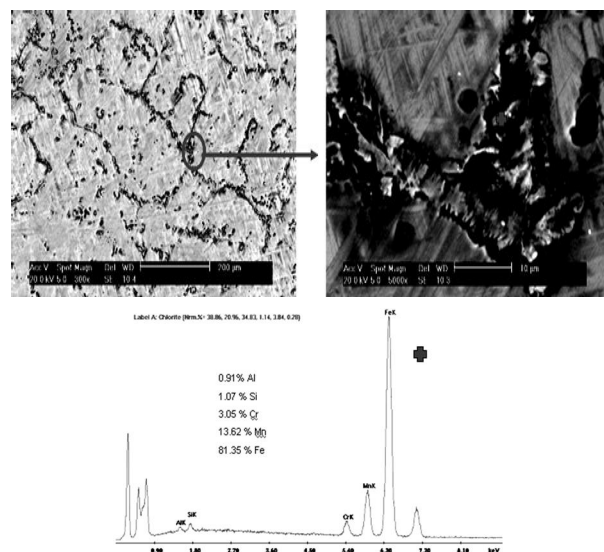


Figura 5. SEM-EDS Acero Austenítico al Manganeso en estado de colada
Figure 5. SEM-EDS) Manganese Austenitic Steel in casting state

Tabla 5. Resultados gravimétricos
Table 5. Gravimetric results

Tratamiento	Probeta fija (g)	Probeta móvil (g)	Promedio (g)		Masa perdida (g)
	P _{INICIAL}	P _{INICIAL}	P _{INICIAL}	P _{FINAL}	
A	97,8836	96,1737	96,02865	97,99315	0,0355
B	96,7259	96,8401	96,783	96,7575	0,0255
C	97,0167	96,6634	97,84006	97,80235	0,0377
D	97,8272	96,3943	97,11075	97,01335	0,0974
E	95,5288	96,9352	96,231	96,189	0,042
F	97,141	97,9705	97,55575	97,41905	0,1367
G	96,3783	96,6734	96,52585	96,27605	0,2498
H	98,6184	97,3018	97,9601	97,8876	0,0725
I	95,9636	96,172	96,0678	95,9475	0,1203
J	95,0744	95,7964	95,4364	95,3928	0,0436
K	96,3652	96,749	96,5571	96,4254	0,1317
L	97,7872	97,3948	97,591	97,3254	0,2656
M	94,8987	94,9614	94,93006	94,84566	0,0844
N	92,3465	97,1643	94,7654	94,4423	0,3131
O	97,191	97,3321	97,26155	97,02565	0,2359
P	97,1327	97,519	97,32585	97,22885	0,097
SUMINISTRO	97,1188	94,1665	95,63765	95,56745	0,0702

La primera etapa es de asentamiento, es una etapa de no equilibrio del proceso que sigue una función exponencial y representa solo una pequeña porción del tiempo total de operación del par deslizante. Un régimen específico de desgaste $\frac{dw}{dL_f}$, que disminuye con el tiempo durante el deslizamiento. La segunda etapa del proceso, la cual es más larga, se caracteriza por valores constantes del régimen de desgaste, por lo que sigue una función lineal $\frac{dw}{dL_f} = cte$. La tercera etapa, de desgaste catastrófico, se caracteriza por un régimen de desgaste e incremento constante y no es aplicable a las superficies en rozamiento. [26, 29]

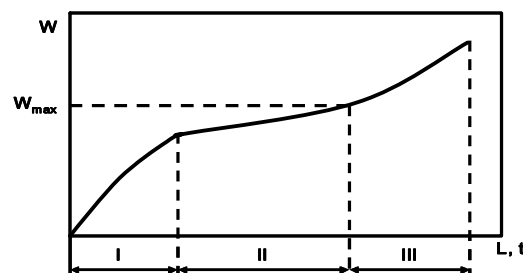


Figura 6. Desgaste Vs tiempo de operación[26]
Figure 6. Wear Vs. time of operation [26]

El Acero Austenítico al Manganeso se caracteriza por endurecer debido a deformación, por lo tanto, en el rango inicial de tiempo, donde no se presenta pérdida de peso, el material se está endureciendo debido a deformación del grano Austenítico. Se observa además en los límites de grano de austenita la presencia de carburos de hierro tipo M_3C y fase ferrita

formada durante el tratamiento térmico de revenido, se presume que el comportamiento al desgaste del material se verá afectado por el aumento o disminución en la proporción de fase ferrita ya que es la fase más blanda del Acero.

El primer paso para llevar a cabo el análisis, es calcular el volumen de material perdido, la velocidad de desgaste y el coeficiente de desgaste o también llamado coeficiente de fricción K. Las ecuaciones para calcular dichos parámetros son: [26]

$$\text{Volumen_perdido} [\text{mm}^3] = \frac{\text{Masa_perdida} [\text{g}]}{\text{Densidad} [\frac{\text{g}}{\text{cm}^3}]} \times 1000 \quad (1)$$

$$\text{Velocidad_de_desgaste} = \frac{\text{Cantidad_de_material_desgastado}(\text{g})}{\text{Tiempo}(\text{min})} \quad (2)$$

Coeficiente de desgaste: [28]

$$K_s = \frac{3 HV}{PL} \quad (3)$$

dónde: V → volumen de material perdido [mm³]

H → dureza del material [Brinell]

P → carga [kg]

L → distancia de deslizamiento [mm]

$$\text{Densidad} = \frac{\text{masa}_{\text{fija}} + \text{masa}_{\text{movil}}}{\text{volumen}_{\text{fijo}} + \text{volumen}_{\text{movil}}} \quad (4)$$

$$\text{Volumen} = \pi r^2 h \quad (5)$$

$$\text{Densidad} = \frac{\text{masa}_{\text{fija}} + \text{masa}_{\text{movil}}}{\pi r_{\text{fija}}^2 h_{\text{fija}} + \pi r_{\text{movil}}^2 h_{\text{movil}}} \quad (6)$$

Para el cálculo del coeficiente de desgaste se hace necesaria la toma de dureza de las probetas. En la Tabla 6 se pueden ver las durezas obtenidas para cada prueba.

Tabla 6. Durezas posteriores al desgaste
Table 6. Hardness after the wear

TRATAMIENTO	DUREZA BRINELL
A	242
B	247
C	256
D	226
E	300
F	240
G	253
H	225
I	249
J	253
K	226
L	230
M	250
N	321
O	282
P	229
SUMINISTRO	225

Comparando los resultados obtenidos durante las pruebas de desgaste (ver Tabla 7), se pueden descartar varios tratamientos térmicos según el volumen perdido (mm³), como se observa en la Figura 7. Los tratamientos térmicos que se descartan debido a que presentan un volumen perdido superior al material en estado de suministro (9.486 mm³) son: D, F, G, H, I, K, L, M, N, O, P. Los tratamientos térmicos que mejoran la resistencia al desgaste del material con respecto al estado de suministro son:

Temple en agua → (A), (B), (E)

Temple en aceite → (C), (J)

Para analizar el efecto de las diferentes variables independientes sobre el comportamiento al desgaste del acero en estudio, se compararon los comportamientos de las probetas que mostraron una menor pérdida de volumen durante las pruebas de desgaste adhesivo.

Tabla 7. Coeficientes de desgaste calculados
Table 7. Wear coefficients calculated

TRATAMIENTO TÉRMICO	DENSIDAD (g/cm ³)	VOLUMEN PERDIDO (mm ³)	VELOCIDAD DE DESGASTE (g/min)	COEFICIENTE DE DESGASTE (K)
A	7,59	4,677	0,000394	0,000299
B	7,49	3,404	0,00028	0,00022
C	7,57	4,98	0,00042	0,000337
D	7,52	12,95	0,001082	0,000728
E	7,45	5,638	0,00047	0,000466
F	7,55	18,105	0,00144	0,001147
G	7,47	33,44	0,00263	0,002234
H	7,58	9,565	0,00081	0,0005683
I	7,44	16,17	0,00127	0,001063
J	7,39	5,90	0,00046	0,000394
K	7,47	17,63	0,00147	0,001052
L	7,55	35,178	0,0028	0,0021364
M	7,35	11,48	0,0009	0,0007578
N	7,34	42,656	0,0033	0,003616
O	7,53	31,33	0,0026	0,00233
P	7,53	12,88	0,00102	0,0007788
SUMINISTRO	7,40	9,486	0,00074	0,000564

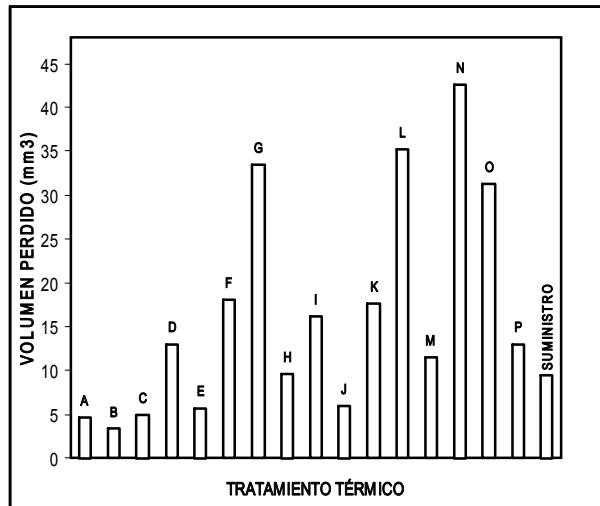


Figura 7. Efecto del tratamiento térmico sobre el volumen perdido

Figure 7. Effect of heat treatment on the volume lost

4.2.1 Efecto del precalentamiento

En la Figura 8 no se observa diferencia determinante entre las probetas precalentadas (Tratamientos B y J) y las no precalentadas (A, C y E), en ambos casos se obtienen buenos resultados respecto al endurecimiento por deformación, pero la probeta con el tratamiento C (sin precalentamiento, enfriada en aceite y revenida a 600°C) no se desgastó durante 40 minutos para posteriormente presentar un desgaste catastrófico. Esta probeta mostró el mejor comportamiento a cortos tiempos de prueba pero obtuvo la mayor pérdida de masa durante el tiempo total.

Otra probeta que mostró un buen comportamiento fue la del tratamiento J (con precalentamiento, enfriada en aceite y revenida a 200°C) no presentó pérdida de masa durante 35 minutos y posteriormente presentó las dos etapas características de este tipo de estudios; la etapa de asentamiento entre los 35 y 50 minutos y la de desgaste catastrófico. Esta probeta presentó una menor pérdida de masa que la del tratamiento C durante el tiempo total de la prueba.

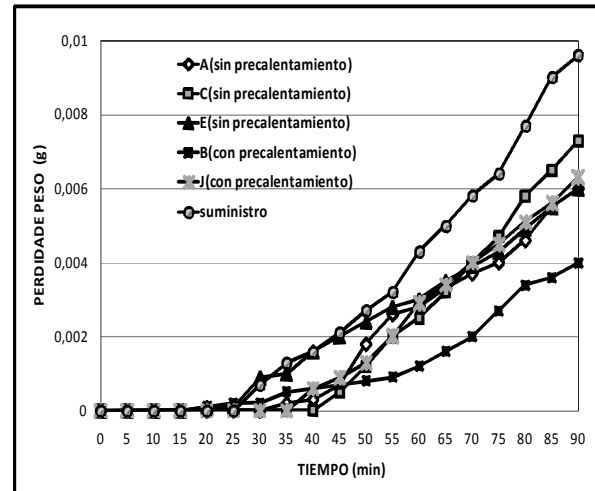


Figura 8. Efecto del precalentamiento sobre la resistencia al desgaste

Figure 8. Effect of preheating on the wear resistance

La probeta con el tratamiento A (sin precalentamiento, enfriada en agua y revenida a 200°C) no presentó pérdida de masa durante 30 minutos y posteriormente presentó la etapa de asentamiento entre 30-45 minutos, la etapa II entre 45-60 minutos y un daño catastrófico entre 60-90 minutos. Esta probeta mostró un comportamiento más estable que las anteriores obteniéndose una menor pérdida de masa durante la prueba. Las probetas con los tratamiento B (con precalentamiento, enfriada en agua y revenida a 400°C) y con el tratamiento E (sin precalentamiento, enfriada en agua y revenida a 600°C) presentaron los mejores comportamientos durante la prueba de desgaste, pero se obtuvieron los menores tiempos de endurecimiento por deformación (15 minutos). Para la probeta con tratamiento B se presentó la etapa de asentamiento entre 15-25 minutos; la etapa II entre 25-35 minutos y el daño catastrófico entre 35-90 minutos. Se observa que según los resultados obtenidos el comportamiento del material es independiente del precalentamiento ya que se obtuvieron buenos resultados tanto en probetas con y sin precalentamiento, aunque el mejor comportamiento desde el punto de vista global (90 minutos de prueba) se obtuvo en la probeta con el tratamiento B.

4.2.2 Efecto de la Temperatura de revenido. En la Figura 9 se muestra el comportamiento al desgaste del acero austenítico sometido a diferentes temperaturas de revenido, templado en agua sin precalentamiento

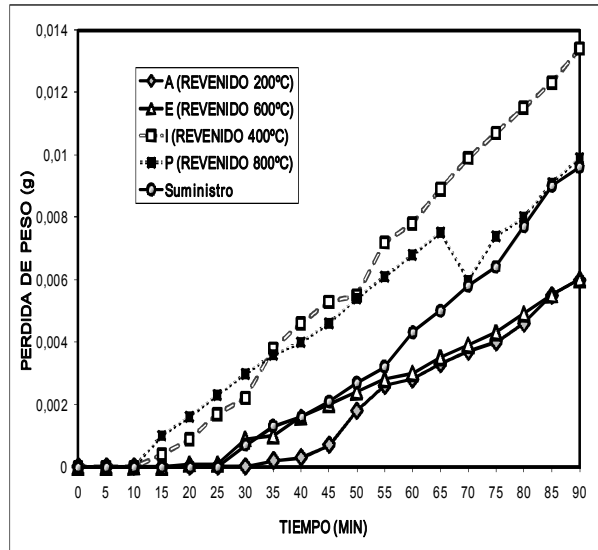


Figura 9. Efecto de la temperatura de revenido sobre la resistencia al desgaste

Figure 9. Effect of Tempering Temperature on Wear Resistance

Se observa como la temperatura de revenido presenta una influencia marcada en el comportamiento al desgaste del acero austenítico, se presenta el mejor comportamiento a 200°C, este resultado es coherente, ya que a esta temperatura se presentan procesos difusivos mas lentos por parte del carbono y de los elementos de aleación con el fin de formar compuestos estables (carburos) en los límites de grano de la fase austenítica. Los carburos de transición que se forman durante el revenido a 200°C son del tipo $Fe_{2.4}C$, Fe_2C y Fe_5C_2 .

Se observa también un buen comportamiento de la probeta sometida a revenido a 600°C este comportamiento es coherente, debido a que a esta temperatura se puede presentar en aceros aleados un endurecimiento secundario por la formación de carburos aleados estables del tipo $(Fe, Cr, Mn)_3C$, $(Fe, Cr)_7C$ y Cr_3C_2 en los límites de grano, además, se presenta la transformación alotrópica del hierro γ a hierro α en detrimento del comportamiento al desgaste. [29] A

temperatura de revenido 400°C se presenta una zona intermedia de transformación en donde la proporción de fase α es alta en comparación con los carburos formados por lo tanto se presenta un detrimento en las propiedades al desgaste. Algo muy similar ocurre en el caso del revenido a 800°C ya que los carburos formados principalmente del tipo M_3C se esferoidizan provocando una reducción en dureza del material acompañado de aumento en la proporción de fase alfa. Debido a este planteamiento se presume el detrimento en su resistencia al desgaste.

4.2.3 Efecto de la severidad del temple

La Figura 10 muestra el comportamiento al desgaste del acero austenítico sometido a diferentes velocidades de enfriamiento durante temple. Para este análisis se utilizaron las probetas enfriadas en agua y aceite sin precalentamiento y revenidas a 200°C con el fin de minimizar el efecto del recalentamiento sobre las transformaciones de fases presentes durante el revenido.

Se observa un mejor comportamiento en la probeta enfriada en agua, esto es coherente ya que hay menos probabilidad de presencia de compuestos blandos como el hierro α y pérdida de carbono por parte de la austenita hacia la formación de cementita. Además, se presenta una estructura austenítica más homogénea durante el enfriamiento en agua, ya que el tiempo de endurecimiento por deformación alcanza los 30 minutos mientras en aceite alcanza solo los 5 minutos.

Con el fin de buscar una explicación desde el punto de vista microestructural sobre el comportamiento al desgaste del acero sometido a ciclos térmicos, se caracterizaron las probetas que presentaron tanto el mejor comportamiento (tratamiento B), como el que presentó un comportamiento intermedio (tratamiento P) y el mas deficientes (tratamiento O), según la Figura 7. La Figura 11 muestra los DRX para los casos planteados.

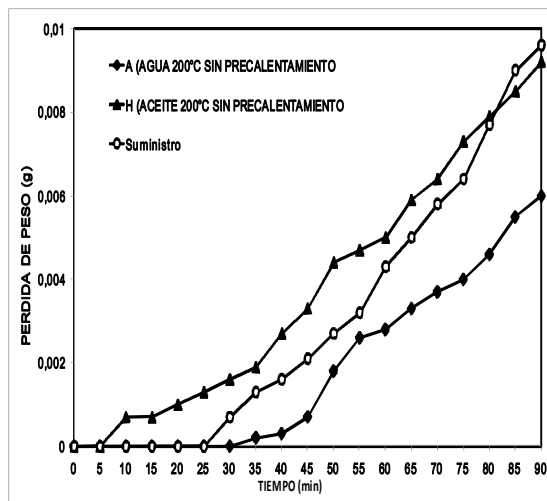


Figura 10. Efecto de la velocidad de enfriamiento sobre la resistencia al desgaste

Figure 10. Effect of cooling rate on the wear resistance

Con el fin de buscar una explicación desde el punto de vista microestructural sobre el comportamiento al desgaste del acero sometido a ciclos térmicos, se caracterizaron las probetas que presentaron tanto el mejor comportamiento (tratamiento B), como el que presentó un comportamiento intermedio (tratamiento P) y el mas deficientes (tratamiento O), según la Figura 7. La Figura 11 muestra los DRX para los casos planteados.

En la Figura 11 se observa un comportamiento coherente del acero austenítico sometido a temple y revenido, se presentan los picos de difracción típicos de la fase austenítica (111), (200), (220), (311) y (222). Además, se presenta en muy baja proporción la fase ferrítica (110), la presencia de sulfuro de manganeso (111) y carburos (Fe_3C (112), (113) y Cr_7C_3 (112) y (222)). Las Figuras 11(a) y 11(b) mejoran sustancialmente el comportamiento del material en estado de suministro inhibiendo mediante el tratamiento térmico de temple la presencia de fase ferrita en los planos de difracción (220) y (211), logrando con esto un comportamiento casi austenítico, mejorando significativamente el comportamiento al desgaste del material. Pero se nota la presencia en poca proporción de fase ferrita en el plano (110) producto del tratamiento térmico de revenido, la cual es indeseable en este tipo de material.

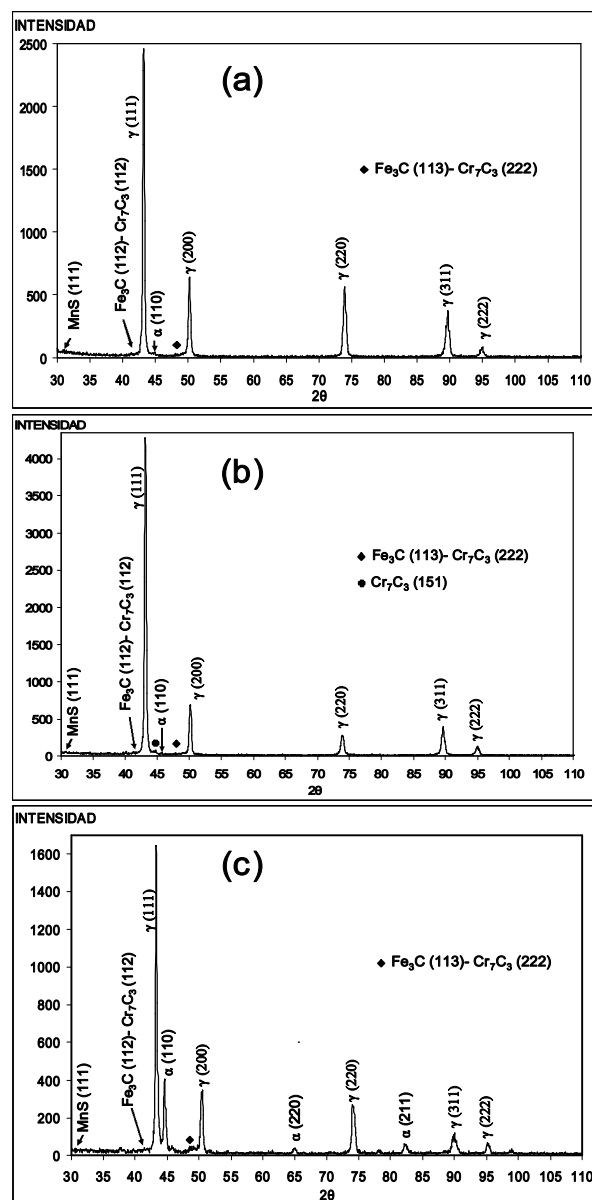


Figura 11. DRX Acero austenítico (a) Tratamiento B, (b) Tratamiento P y (c) Tratamiento O

Figure 11. XRD austenitic Steel (a) Treatment B, (b) Treatment P, (c) Treatment O

Dicho comportamiento es afectado por la temperatura de revenido produciendo un incremento en la proporción de fase ferrita como se observa en la Figura 11(c), lo cual va en detrimento de la resistencia al desgaste del material. En cuanto a la presencia de carburos no se observa un cambio significativo debido al aumento de la temperatura de revenido.

5. CONCLUSIONES

El acero Austenítico al manganeso, es un material que presenta una microestructura metaestable en condiciones estables y no debe ser sometido a tratamiento térmico de revenido a altas temperaturas debido que favorece la descomposición de ésta a ferrita (fase blanda de los aceros) y por ende disminuye su resistencia al desgaste.

La resistencia al desgaste de los aceros austeníticos al manganeso no esta directamente ligada a la dureza del material después de tratamiento térmico, ya que su microestructura es la fase más plástica de los aceros y esta sobresaturada en carbono, por lo tanto su endurecimiento se da por deformación del grano al someter el material a trabajo., o sea por generación de límites de grano que reducen el movimiento de las dislocaciones.

REFERENCIAS

- [1] IMAI Y. et al. Carbide precipitation by heating high manganese steel after solution treatment. The research institute from iron, steel and other metals 1962.
- [2] IMAI Y. et al. Phase translation in hadfield steel isothermally heated at 500°C after solution treatment. The research institute from iron, steel and other metals 1962.
- [3] IMAI Y. et al. Precipitation behaviours of austenitic steel of manganese chromium type containing vanadium. The research institute from iron, steel and other metals 1970.
- [4] KATO et al. Effects of Chemical Compositions on the Properties of Austenitic Manganese Steels for Nonmagnetic Applications. Transactions ISIJ, Vol. 21, 1981 (853).
- [5] GRASSEL O., et al. Phase Transformations and Mechanical Properties of Fe-Mn-Si-Al TRIP-Steels. *J. PHYS. IVFRANCE 7* (1997).
- [6] EL-BITAR T.A and EL-BANNA E.M. Improvement of austenitic hadfield mn-steel properties by thermomechanical processing. Canadian Metallurgical Quarterly, Vol 39, No 3, pp 361-368, 2000.
- [7] KHAN A., et al. Microstructural changes in Hadfield steel. Pakistan journal of applied sciences 1(3): 317-320, 2001.
- [8] KOPAC J. Hardening phenomena of Mn-austenite steels in the cutting process. Journal of Materials Processing Tech. 109 (2001) 96-104.
- [9] EL-MAHALLAWI I. Evaluation of effect of chromium on wear performance of high manganese steel Materials Science and Technology; Nov 2001; 17, 11; pg. 1385.
- [10] ZHENMING X. Eutectic growth in as-cast medium manganese steel. Materials Science and Engineering A335 (2002) 109–115.
- [11] CARABALLO M., et al. Evaluación del comportamiento físico del acero Hadfield sometido a cargas explosivas. *Minería y Geología*, ISSN 0258 5979, Nos. 1-2, 2004.
- [12] IGLESIAS C., et al. Influencia del nitrógeno en la respuesta a la compresión en aceros hadfield. CONGRESO CONAMET/SAM 2004.
- [13] GARCIA A., et al. Comparing the tribological behaviour of an austenitic steel subjected to diverse thermal treatments Wear 258 (2005) 203–207.
- [14] SALLER G., et al. Microstructural evolution of Cr–Mn–N austenitic steels during cold work hardening Materials Science and Engineering A 427 (2006) 246–254.
- [15] SUBHI A, et al. Phase Transformations of Hadfield Manganese Steels. Eng. & Technology, Vol. 25, No.6, 2007.
- [16] BRACKE L. et al. The Influence of Cr and N Additions on the Mechanical Properties of FeMnC Steels Metallurgical and Materials Transactions; Mar 2007; 38A, 3; pg. 520.

- [17] SAHU P. X-ray Diffraction Study on Cooling-Rate-Induced $\gamma \rightarrow \epsilon$ martensitic transformation in cast homogenized Fe-26Mn-0.14C austenitic steel. *Metallurgical and Materials Transactions*; Sep 2007; 38A, 9; 1991.
- [18] BALOGUN S.A. et al. Effect of Melting Temperature on the Wear Characteristics of Austenitic Manganese Steel. *Journal of Minerals & Materials Characterization & Engineering*, Vol. 7, No.3, pp 277-289, 2008.
- [19] DOBRZAŃSKI L.A. et al. Influence of hot-working conditions on a structure of high-manganese austenitic steels. *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*. Volume 29 ISSUE 2 August 2008.
- [20] HAMADA A.S. ET AL. Kinetics $\gamma \rightarrow \epsilon$ martensitic transformation in fine grained Fe 26 Mn 0.14C austenitic steel. *Metallurgical and Materials Transactions*; Feb 2008; 39A, 2; pg. 462.
- [21] CHEN E., WANG S.. Thermodynamic properties of carbon and manganese in Mn-C and Mn-Fe-C melts. . *Journal of iron and steel research*, international. 2008, 15(5): 1318.
- [22] MAJID A.. The fracture and plastic deformation of aluminum alloyed Hadfield steels. 2009 *Materials Science and Engineering A* (2009).
- [23] ASM Handbook, Properties and Selection: Irons, Steels, and High Performance Alloys. Volumen 1. ASM International.
- [24] AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. Standard Specification for Steel Castings, Austenitic Manganese. Designation: A 128/A 128M – 93 (Reapproved 1998).
- [25] ASM Handbook, Alloy Phase Diagrams. Volumen 3. ASM International.
- [26] VARELA, A. et al. Comportamiento Tribológico De Un Acero Austenítico Al Manganeso Usado En Revestimientos De Molinos De Carbón. Universidad de la Coruña. 2002. Páginas 375-383.
- [27] AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. Standard Test Method for Wear Testing with a Crossed-Cylinder Apparatus. Designation: ASTM G 83 – 96.
- [28] YAN, L. J. A Test Methodology for the Determination of Wear Coefficient, 2005.
- [29] YAN, W. et al. Effect of surface nanocrystallization on abrasive wear properties in Hadfield steel. *Tribology International*. 2008.