

Influencia de un tratamiento térmico en el comportamiento tribológico de aceros Fe-Mn-Al

L. Ipaz^a, W. Aperador^b, and A. Esguerra-Arce^a

^aTPMR, Escuela de Ingeniería de Materiales, Universidad del Valle,
Cali, Colombia, Ciudad Universitaria Meléndez Calle 13 No 100-00.

^bDepartamento de Ingeniería Mecatrónica, Universidad Militar Nueva Granada,
Carrera 11 No. 101-80, Bogotá, Colombia,
Fax: +57(1) 6343200
e-mail: g.ing.materiales@gmail.com

Received 24 July 2012; accepted 26 February 2013

En este trabajo se evalúa la resistencia al desgaste de dos tipos de aleaciones FeMnAl (AF1 y AF2) con y sin tratamiento térmico (TT) y se compara con el acero inoxidable ASTM A240 (AI), a través del ensayo pin-on-disk. El ensayo tribológico se llevó a cabo utilizando pin de alúmina de diámetro de 6 mm, a una carga normal de 10 N y 300 m de recorrido; la velocidad del ensayo fue de 120 rpm y se evaluaron dos temperaturas: temperatura ambiente y 300°C. Se observó que las aleaciones ferromnagánicas ricas en manganeso (AF2) presentan la mayor resistencia al desgaste a temperatura ambiente, y a altas temperaturas es más resistente el AI, seguido por AF1. Mediante Microscopía Electrónica de Barrido se identificaron micro-arado, adhesión y oxidación como los mecanismos de desgaste predominantes.

Descriptores: Acero inoxidable; ferromnagánico; coeficiente de fricción; desgaste.

In this paper, we evaluate the wear resistance of two types of alloys ferromnagánico (AF1 and AF2) with and without thermal treatment (TT) and compared with ASTM A240 stainless steel (AI) through the testing pin-on-disk. The tribological tests were carried out using a alumina pin diameter of 6 mm, a normal load of 10 N and 300 m of travel, the test speed was 120 rpm and were evaluated at two temperatures: room temperature and 300°C. It was observed that ferromnagánico alloys with high content of manganese (AF2) have the highest wear resistance at room temperature and at high temperatures is resistant the AI, followed by ferromnagánico AF1. Through Scanning electron microscopy is found micro-plowing, adhesion and oxidation as the dominant wear mechanisms.

Keywords: Stainless steel; ferromnagánico; coefficient of friction; wear.

PACS: 81.20.Wk; 81.40.Gh; 81.40.Pq; 46.55.+d; 92.60.Wc; 81.70.Ha.

1. Introducción

En los años 1977 a 1985 se llevó a cabo un estudio en Rusia que pretendía obtener aceros austeníticos y austenito-ferríticos de baja densidad y libres de níquel, donde el elemento estabilizador de austenita, el Níquel, fue reemplazado por manganeso, y la reducción de peso se logró añadiendo aluminio [1-4]. Estos son los denominados aceros Fermanal.

Mientras que los aceros fermanal son producidos con base a la aleación ternaria Fe-Mn-Al, los aceros inoxidables son producidos con base a la aleación ternaria Fe-Ni-Cr. Estos dos tipos de aleaciones presentan gran similitud, ya que tanto el cromo como el aluminio forman una capa de óxido muy fina que protege el material de futura oxidación. Además, tanto el níquel como el manganeso estabilizan la fase austenítica. Una ventaja de los aceros fermanal es el menor costo y la menor densidad con respecto a los aceros convencionales [5-8].

En 1987, Binczyk *et al* [1] llevó a cabo un estudio de la influencia de la microestructura en la dureza de los aceros Fermanal. La microestructura se modificó por medio de tratamientos térmicos. Los tratamientos consistían de tres etapas, solubilización, temple y envejecido. De este estudio se concluyó que la dureza de los aceros fermanal se incrementa con el contenido de aluminio y que disminuye con el tratamiento térmico, especialmente si el envejecido se lleva a cabo a altas

temperaturas (600°C y 750°C). El incremento de dureza con el contenido de Aluminio se debe a que, como explica Nava, el aluminio tiene un radio atómico mayor que el hierro y el manganeso, así que al entrar en la red cristalina de la aleación le origina distorsión. La distorsión será mayor, mientras mayor sea el contenido de aluminio [9-13].

La literatura muestra que el sistema Fe-Mn-Al tiene dos tipos de aplicaciones: una de ellas utiliza las excelentes propiedades mecánicas de la fase austenítica, tanto a temperatura ambiente como a altas temperaturas; la otra aplicación aprovecha que este sistema presenta una gran diversidad de comportamientos magnéticos [14-15]. En estudios relacionados con la resistencia a la corrosión de estos aceros, se encontró que el comportamiento frente a la corrosión depende fuertemente de los elementos aleantes en solución sólida. Se ha encontrado que la presencia del molibdeno afecta negativamente el desempeño de estos aceros frente a la corrosión [5,17]. Dichas características han hechos a los aceros Fermanal aptos para aplicaciones criogénicas [15].

Aunque se encuentran investigaciones sobre el comportamiento magnético, mecánico y corrosivo de los aceros Fermanal, en la literatura no hay evidencia de estudios relacionados con sus propiedades tribológicas, por lo que en este trabajo se evalúa la resistencia al desgaste de aceros fermanal

TABLA I. Composición química de las aleaciones a ensayar.

Aleación	% Al	% Mn	% C	% Cr	% Si	% Mo	% Fe	% Ni
AI	—	2.00	0.08	17.00	1.0	2.50	65.42	12.05
AF1	4.9	21.30	0.43	6.68	0.079	0.045	66.56	0.039
AF2	11.0	34.30	1.25	6.69	0.538	1.096	45.12	0.026

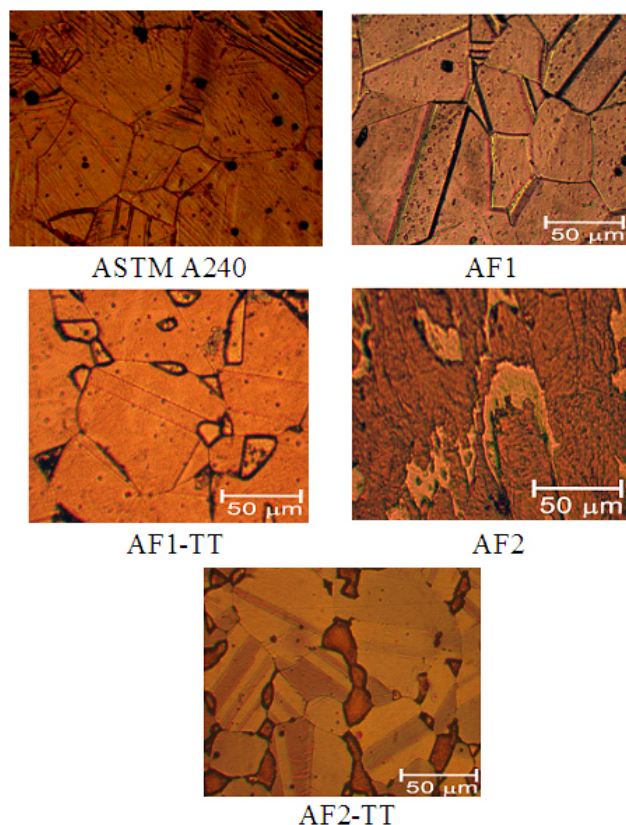


FIGURA 1. Microestructura de las aleaciones antes del ensayo de desgaste.

tratados térmicamente, y se comparan los resultados con el acero ASTM A240 [17], usando la técnica de pin-on-disk según la norma ASTM G99-05 [18].

2. Materiales y Métodos

2.1. Materiales

En la Tabla I se muestra la composición química del acero inoxidable ASTM A240 (AI) y las aleaciones Fermanal, que son denominadas AF1 y AF2.

La Fig. 1 muestra las microestructuras de las aleaciones utilizadas en la investigación. El AI presenta microestructura austenítica maclada. El AF1 presenta una microestructura totalmente austenítica, cuya dureza es de 201 HV. Esta aleación fue sometida a tratamiento térmico de solubilización a 1100°C y posteriormente a un proceso de temple en agua -sin presentar cambio de fase y presentando crecimiento de

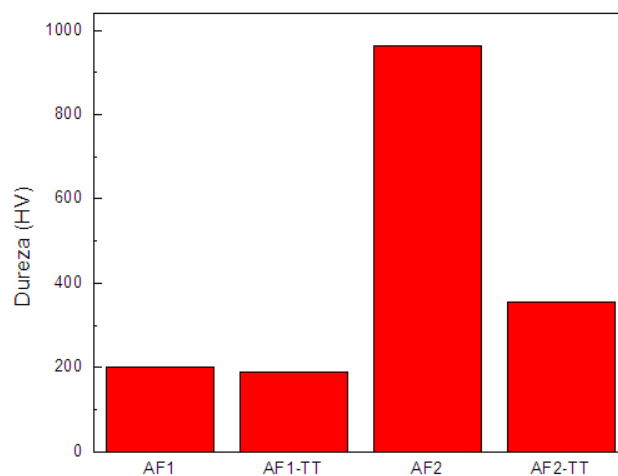


FIGURA 2. Dureza de las muestras.

grano. La dureza de esta microestructura es de 220 HV, aumentando un poco a pesar del crecimiento de grano, debido a que el temple deja esfuerzos térmicos al interior de la estructura. Posteriormente se llevó a cabo un tratamiento térmico de envejecido a 550°C por 16 horas y enfriamiento en aire, observándose precipitación de ferrita secundaria en los bordes de grano austenítico ($8.83 \pm 2.18\%$) (AF1-TT). La dureza de esta microestructura fue 188 HV. En la muestra AF2 se obtiene que la microestructura no revela bordes de granos asemejándose a una estructura martensítica obtenida por deformación en frío, por lo que se obtiene un alto valor de dureza (963HV). Al someter esta aleación al tratamiento térmico de solución se observa para el AF2, una microestructura austenito-ferrítica de dureza 354 HV ($14.51 \pm 4.17\%$) (AF2-TT). Lo que indica que al realizar el ciclo de tratamiento térmico se obtiene que las aleaciones AF1 y AF2 presentan una estructura con menor dureza a las microestructuras anteriores producto del alivio de tensiones generado en los anteriores pasos, constituida por un grano poligonal equiaxial de austenita con una precipitación de segunda fase en borde de grano [19]. En la Fig. 2 se muestra el comportamiento de la dureza de las diferentes aleaciones.

2.2. Procedimiento experimental

Se llevaron a cabo en sayos de *pin-on-disk*, según la norma ASTM G99-05, en un Tribómetro MT60 NANOVEA, a 25 y 300°C, con el fin de evaluar y comparar la resistencia al desgaste de las aleaciones en estudio. Los parámetros del ensayo

TABLE II. Parámetros del ensayo.

Patrón deslizante	Bola de alúmina
Diámetro de la bola	6 mm
Carga normal	10 N
Longitud total de recorrido	300 m
Velocidad	120 rpm

se muestran la Tabla II. El desgaste se midió con ayuda de un perfilómetro *Ambios Technology, XP-2 high performance*. Para evaluar la huella y los productos de desgaste se utilizó un Microscopio de Barrido Electrónico JEOL JSM-649 OLV.

3. Resultados y Discusión

3.1. Desgaste a 25°C

En la Fig. 3 se comparan las tasas de desgaste de las diferentes aleaciones correlacionándolas con la dureza. Se observa que las muestras más duras, AF2, son más resistentes al desgaste que las muestras con menores valores de dureza, AF1 y AI. La mayor dureza y resistencia al desgaste que presentan las aleaciones AF2 se debe a que presentan la mayor cantidad de elementos aleantes, lo cuales endurecen la aleación por solución sólida -sustitucional, en el caso del Al, Mn, Cr y Mo que, aunque presentan un tamaño atómico similar al del hierro, difiere en unos cuantos Angstroms de éste, provocando la presencia de esfuerzos residuales ya sean de tensión, como ocurre con el aluminio y el manganeso, o de compresión, como ocurre con el molibdeno; e intersticial, en el caso del carbono, 0.32 % más que AF1 y 9.02 % más que AI, que también provoca distorsión de la red formada, en este caso, por átomos de Fe y Mn, y en menor medida por Al, Cr y Mo [22]. Además de esto, como comenta C.J Wang *et al* [3], el mayor contenido de manganeso le provee a estos aceros una mayor capacidad de endurecer por acritud. La mayor resistencia de AF2 se asocia, además, a su microestructura martensítica [20], que como es bien sabido es la estructura que presenta todos los mecanismos de endurecimiento: la misma transformación martensítica es producto del desplazamiento cortante de los átomos, de manera similar al maclaje; endurecimiento por deformación, ya que el cambio de forma y tamaño del cristal que se produce ocasiona deformación plástica en el material al lado de la zona deformada, por lo que se eleva la densidad de dislocaciones; endurecimiento por precipitación de fase, ya que la fase austenítica FCC se transforma en TCC; y, finalmente, al interior de la martensita existen aglomerados de carbono en coherencia con la fase que los rodea, lo que produce un endurecimiento adicional, similar al producido por envejecimiento [21].

La menor resistencia al desgaste de AF1 en comparación con AI, a pesar de que AF1 contiene una mayor cantidad de elementos aleantes y mayor contenido de Mn, puede deberse a que quizá el efecto de esta cantidad de aleantes en la resis-

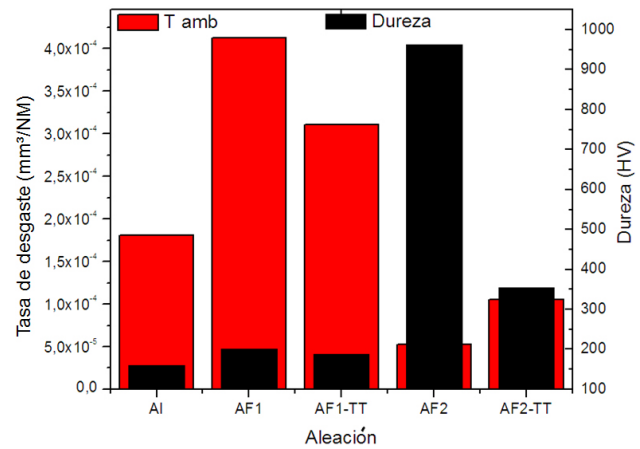


FIGURA 3. Rata de desgaste de las muestras ensayadas a temperatura ambiente.

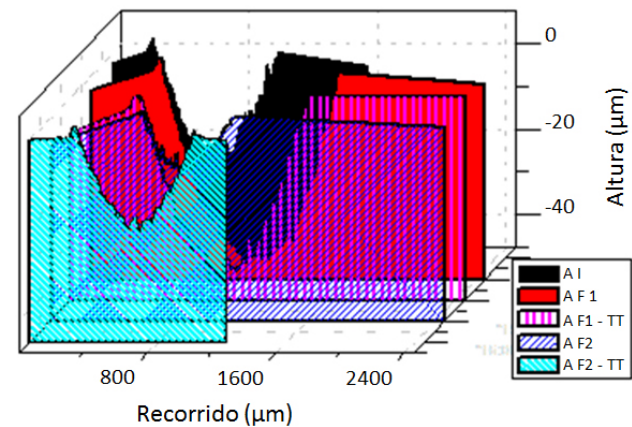


FIGURA 4. Perfiles de desgaste de las huellas de las muestras ensayadas a temperatura ambiente.

tencia al desgaste no es suficiente, como en el caso de AF2, para resistir más que AI.

Las tasas de desgaste fueron calculadas a partir del análisis de los perfiles de las huellas de desgaste (Fig. 4).

En la Fig. 5 se muestra la morfología de las huellas de desgaste de cada una de las aleaciones ensayadas. En general se observan líneas de micro-arado causadas por las partículas residuales del proceso de desgaste del disco (*debris*). Esto se corrobora con los perfiles de desgaste (Fig. 4), donde se observa evidencia de arado -causado por deformación plástica-, observándose material acumulado en los bordes de las huellas, excepto para la muestra martensítica, AF2. De igual manera se observa materia adherida a la superficie de las huellas de desgaste, siendo esta adherencia mayor en las muestras AF2.

En la Fig. 6 se muestra una partícula de *debris*, la cual se desprende por acumulación de material en el arado (multicapas) (1); posteriormente la partícula se oxida (2) y vuelve a adherirse al material del disco (3) (muestra AF2). Se observa un comportamiento similar en las muestras AISI-316 y

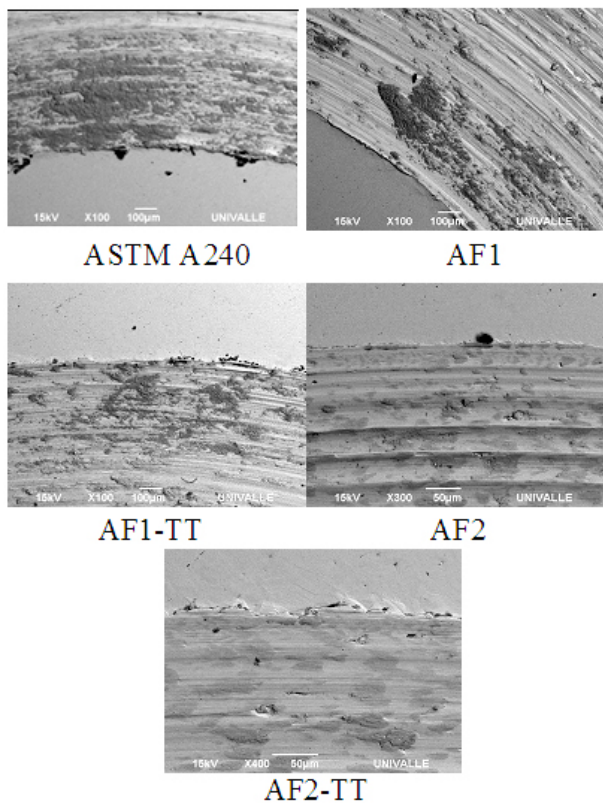


FIGURA 5. Morfología de las huellas de desgaste ensayadas a temperatura ambiente.

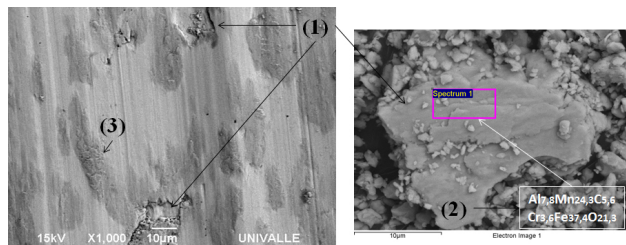


FIGURA 6. Formación de una partícula (debris) y su posterior adhesión al disco.

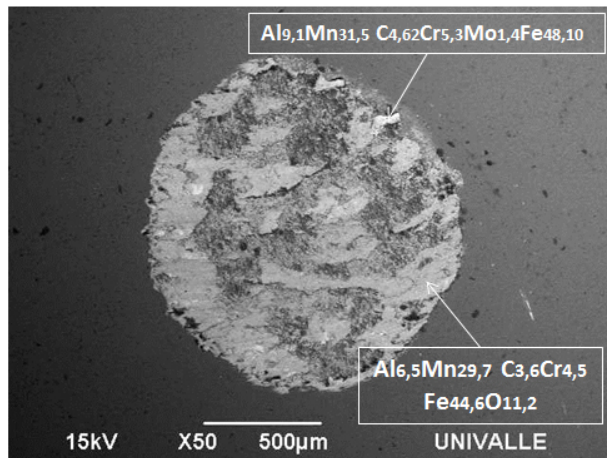


FIGURA 7. Adhesión y oxidación de partículas del disco al pin de alúmina.

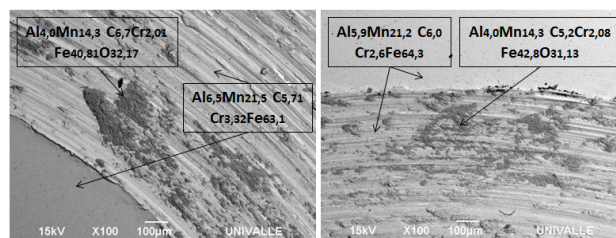


FIGURA 8. Adherencia de debris oxidados sobre las muestras de AF1 (Izq. F1; Der. F1-TT).

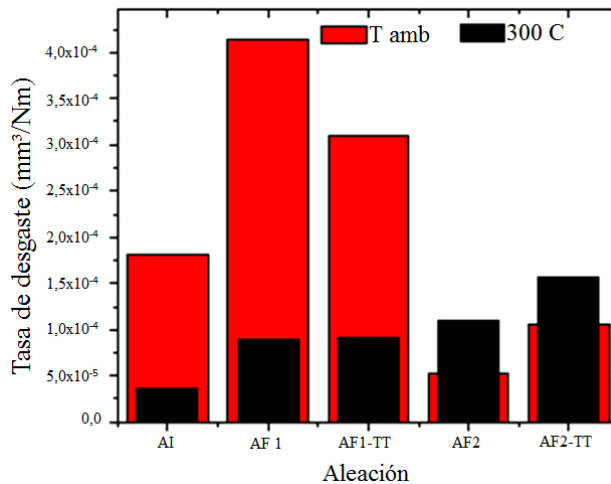


FIGURA 9. Tasa de desgaste de las muestras ensayadas a 300°C comparadas con las muestras ensayadas a temperatura ambiente.

F2-TT. Estas partículas también pueden tener un origen diferente, adheriéndose a la superficie del *pin*, como se observa en la Fig. 7, y posteriormente se oxidan y finalmente vuelven a adherirse al disco [9].

En las muestras AF1 se observa un comportamiento similar, pero la adherencia de los óxidos con el material del disco no es tan fuerte (Fig. 8).

3.2. Desgaste a 300°C

En la Fig. 9 se comparan las tasas de desgaste de las diferentes aleaciones llevando a cabo el ensayo a 300°C y 25°C. En general, el AI exhibe la mayor resistencia al desgaste a altas temperaturas, seguido por AF1 y finalmente AF2. También se observa que AI y AF1 presentan mayor resistencia al desgaste a altas temperaturas, caso que no ocurre con AF2 [21].

Debido a la mayor presencia de manganeso en las aleaciones ferromartensíticas, estas aleaciones adquieren mayor acritud por deformación que el AISI 316, requiriendo menor temperatura y tiempo para la recristalización y por ende ablandan más fácilmente su microestructura que el AISI 316. Así mismo las aleaciones AF2 se ablandan más fácilmente por recristalización cuando se lleva a cabo el ensayo a 300°C, además que la martensita se reviene y ablanda a altas temperaturas [21].

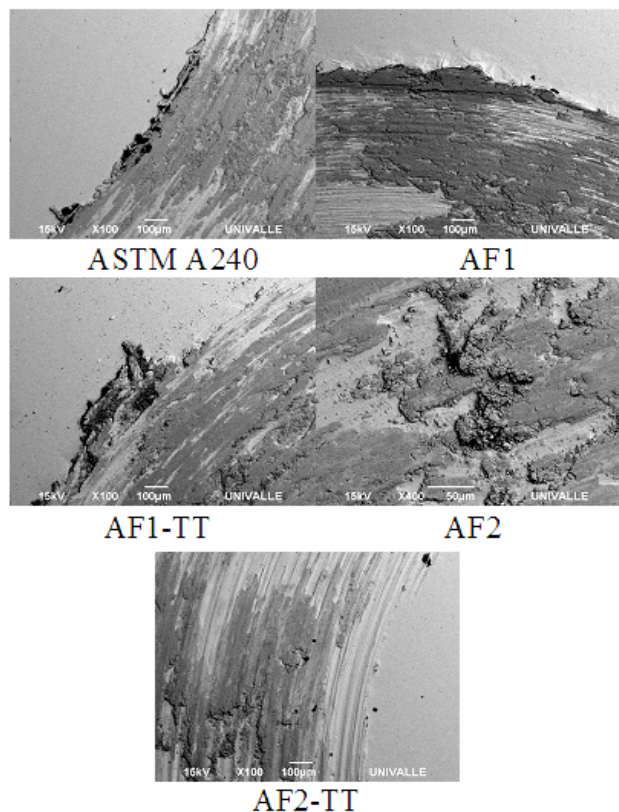


FIGURA 10. Morfología de las huellas de desgaste ensayadas a temperatura ambiente.

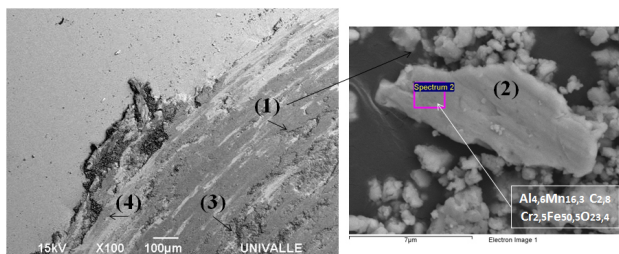


FIGURA 11. Formación de una partícula (*debris*) y su posterior adhesión al disco.

A altas temperaturas las propiedades mecánicas de la aleación dependen principalmente de la concentración de Al y muy poco de la concentración de Mn [22]. De esta manera estas aleaciones Fe-Mn-Al, con rangos de composición apropiados (4.9~11.0 wt. %)Al-(17.49~34.3 wt. %)Mn

y (0.43~1.25 wt. %)C, podrían proporcionar materiales austeníticos con adecuadas resistencia mecánica a altas temperaturas.

En la Fig. 10 se muestra la morfología de las huellas de desgaste de cada una de las aleaciones ensayadas. Igual que cuando se trabaja a temperatura ambiente, se observan líneas de micro-arado causadas por los *debris*. También se observa mayor cantidad de óxidos superficiales, debido a la mayor cinética de oxidación causada por la alta temperatura.

Las imágenes de SEM de las muestras evaluadas a 300°C muestran indicios de un origen diferente del óxido depositado en sus superficies (Fig. 11). Primero se lleva a cabo un desplazamiento del material en el sentido del movimiento del pin (1) y posteriormente se lleva a cabo la oxidación de ese material (2). Como este ensayo se realizó a alta temperatura, la plasticidad de las muestras se incrementa, aumentando su capacidad de deformación con la misma carga aplicada. Eventualmente se presenta el desprendimiento de una partícula (*debris*) (3) y quizá su posterior adhesión al disco (4). No se descarta el otro mecanismo de formación desprendimiento de la partícula, su posterior oxidación y finalmente adhesión. Se observa el mismo comportamiento en todas las muestras [9].

4. Conclusiones

A temperatura ambiente los aceros Fermanal-2 presentan mejor comportamiento frente al desgaste que el acero ASTM A240, presentando mejor comportamiento las aleaciones tratadas termo-mecánicamente que las envejecidas. El AI presenta mejor comportamiento frente al desgaste que los aceros Fermanal-1, ya sean totalmente austeníticos, o con precipitaciones ferríticas en borde de grano. A 300°C el ASTM A240 presenta mejor comportamiento frente al desgaste que los aceros Fermanal en general. Las aleaciones Fermanal-AF1 presentan mejor comportamiento al desgaste a 300°C que a temperatura ambiente. No ocurre lo mismo con los aceros Fermanal-AF2.

Agradecimientos

Los autores agradecen a la Vicerrectoría de Investigaciones de la Universidad Militar Nueva Granada, por la financiación para el desarrollo del proyecto.

1. F. Binczyk, A. Smolinski, and J. Szmyszal, *Archives of Foundry Engineering* **7** (2007) 9-12.
2. J. Biaoñ, D. Dudek, K. Kobylańska-Szkaradek, and A. Zastawny, *Materials Science and Engineering* **59** (1983) 217-222.
3. C.J Wang, J.W Lee, and T.H Twu, *Surface and Coatings Technology* **163-164** (2003) 37-43.
4. S. Ivanova, G. Litvak, V. Mokrinskii, L. Plyasova, V. Zaikovs-

kii, V. Kaichev, and A. Noskov, *Journal of Molecular Catalysis A: Chemical* **310** (2009) 101-112.

5. A. Vargas, W. Aperador, C. Ortiz, J. Betancur, and C. Wang, *Revista Latinoamericana de Metalurgia y Materiales* **S1** (2009) 149-155.
6. M. McGrath, D. Van Aken, and V. Richards, EPD Congreso 2010 - TMS 2010 Annual Meeting (Seattle., 14 de febrero 2010 al 18 de febrero de 2010) p. 437-445.

7. V.F. Lins, M.A Freitas, and E.M. Paula e Silva, *Applied Surface Science* **250** (2005) 124-134.
8. G.A. Pérez Alcázar, *Rev. Acad. Colomb. Cienc.* **28** (2004) 265-274.
9. G.W. Stachowiak, A.W. Batchelor and G.B. Stachowiak, *Experimental Methods in Tribology* (Elsevier, 2004). pp. 124-245.
10. S.L Lee, and S.T Wu, *Metallurgical transactions A, Physical metallurgy and materials science* **17** (1986) 833-841.
11. P. Ratchev, B. Verlinden, and P Van Houtte, *Acta Metallurgica Et Materialia* **43** (1995) 621-629.
12. T.H Sanders, *Metallorgraphy* **14** (1981) 177-189.
13. T. Sheppard, N. Raghunathan, *Mater. Sci. Technol.* **5** (1989) 268-280
14. J.D Betancur-Rios, K. Nomura, C.J Wang, G.A Pérez Alcázar, and J.A Tabares, *Hyperfine Interactions* **187** (2008) 43-48.
15. Y.S Zhang, X. Lu, X. Tian, and Z. Qin, *Materials Science and Engineering* **334** (2002) 19-27.
16. W. Aperador, A. Vargas, J. Betancur. *Revista Latinoamericana de Metalurgia y Materiales*, (to be published).
17. ASTM A240 / A240M - 11b Standard Specification for Chromium and Chromium-Nickel Stainless Steel Plate, Sheet, and Strip for Pressure Vessels and for General Applications, West Conshohocken, PA, (American Society for Testing and Materials, 2011).
18. ASTM G99 - 05 Standard Test Method for Wear Testing with a Pin-on-Disk Apparatus, West Conshohocken, PA, (American Society for Testing and Materials, 2010).
19. O.Ascelrad, A. R. De Souza, I. S. Kalashnikov, and S. S. Camargo, *Wear* **257** (2004) 999-1005.
20. Kuo-Hsing Hwang, Chi-Meen Wan, and J.G. Byrne, *Materials Science and Engineering: A* **132** (1991) 161-169.
21. I.S Kalashnikov, O Acselrad, A Shalkevich, L.D Chumakova, and L.C Pereira, *Journal of Materials Processing Technology* **136** (2003) 72-79.
22. Y.S Zhang, X.M Zhu, and S.H Zhong, *Corrosion Science* **46** (2004) 853-876.
23. J. L. Gonzales, *Metalurgia mecánica* (Limusa Noriega Editores, 2003).
24. D. R. Askeland, *Ciencia e Ingeniería de los Materiales* (International Thomson Editores, tercera edición, 1998).