



II CAIM 2010
Segundo Congreso Argentino
de Ingeniería Mecánica
San Juan - Noviembre 2010

Efecto del tratamiento térmico y la carga aplicada sobre el comportamiento tribológico de depósitos de soldadura para recargues duros

A. Gualco ⁽¹⁾, J. E. Riveros ⁽²⁾, H. Svoboda ⁽²⁾, E. Surian ^(1,3), L. de Vedia ⁽⁴⁾

⁽¹⁾ Secretaría de Investigación – Facultad de Ingeniería - Universidad Nacional de Lomas de Zamora.
Camino de Cintura y Juan XXIII, (1832) Lomas de Zamora, Argentina.

e-mail: agustingualco@yahoo.com.ar

⁽²⁾ Laboratorio de Materiales y Estructuras – Facultad de Ingeniería - Universidad de Buenos Aires. Av. Las Heras 2214 (1427), Ciudad de Buenos Aires, Argentina.

⁽³⁾ DEYTEMA-Centro de Desarrollo y Tecnología de Materiales- Facultad Regional San Nicolás, Universidad Tecnológica Nacional, Colón 332 (B2900LWH) San Nicolás, Argentina.

⁽⁴⁾ Instituto de Tecnología Prof. Jorge A. Sabato - Universidad Nacional de San Martín-Comisión Nacional de Energía Atómica, Provincia de Buenos Aires, Argentina.

RESUMEN

La soldadura de recargue es un método utilizado para funcionalizar superficies sometidas a desgaste severo, corrosión u oxidación, que se ha transformado en un campo de gran aplicación y desarrollo tecnológico. La respuesta al desgaste de los depósitos de soldadura bajo diversas condiciones de servicio es un área de interés tecnológico en la que es escasa la información sistemática disponible. En este trabajo se analizó el efecto del tratamiento térmico posterior a la soldadura y la carga aplicada en el ensayo de desgaste sobre el comportamiento tribológico de depósitos de soldadura para recargues duros. El metal depositado fue un acero martensítico, obtenido a partir de un alambre tubular con relleno metálico, mediante soldadura semiautomática bajo protección gaseosa de Ar-2%CO₂ y 2 kJ/mm de calor aportado. De la probeta soldada, se extrajeron cortes transversales que fueron sometidos a tratamiento térmico post-soldadura a 550 °C durante 2 horas. Junto con la muestra “como soldada” (sin tratamiento térmico) constituyeron las condiciones analizadas. Para ambas condiciones se extrajeron cortes para determinación de la composición química, la caracterización microestructural, mediciones de microdureza y ensayos de fricción y desgaste metal-metal en condición de deslizamiento puro a 500, 1250 y 2000 N de carga aplicada. Se observó que la microestructura estuvo compuesta por martensita y austenita retenida. La condición como soldada presentó un contenido de austenita retenida del 16%, mientras que la tratada térmicamente del 8%. Las muestras con tratamiento térmico mostraron endurecimiento secundario asociado a fenómenos de precipitación. Se encontró que para las probetas ensayadas entre 500 y 1250 N el mecanismo de desgaste fue oxidativo y que las probetas sin tratamiento térmico presentaron la mejor resistencia al desgaste y mayor coeficiente de fricción. Pero para las condiciones ensayadas a 2000 N, el mecanismo de desgaste fue delaminación y las probetas tratadas tuvieron mejor resistencia al desgaste y mayor coeficiente de fricción.

Palabras Claves: tratamiento térmico, fricción, desgaste, aceros martensíticos.

1. INTRODUCCIÓN

Debido a las crecientes exigencias productivas, los materiales deben trabajar en condiciones cada vez más severas, lo que conduce a la degradación de los mismos por desgaste, corrosión, fatiga. Estas circunstancias han impulsado el desarrollo de nuevos materiales y/o procesos para recuperación de superficies y/o funcionalización de nuevas superficies.

La tecnología de materiales ha experimentado sensibles avances en los últimos años, especialmente en lo que se refiere a recubrimientos superficiales, disponiéndose en la actualidad de recubrimientos con propiedades específicas adecuadas a aplicaciones concretas, resistentes a diversos tipos de solicitaciones. En este sentido, el estudio sistemático de diversos consumibles y procesos de soldadura aplicados a recargues duros es de gran interés para la optimización del diseño de los consumibles y para la evaluación y puesta a punto de procedimientos de soldadura. En este contexto, el aporte térmico, la protección gaseosa utilizada, la temperatura de precalentamiento o el tratamiento térmico post-soldadura son algunas de las variables del procedimiento de soldadura de mayor relevancia [1].

En el último tiempo, entre los consumibles de soldadura por arco eléctrico, los alambres tubulares se han constituido en una de las opciones más empleadas. Dichos consumibles presentan altas productividad y flexibilidad de fabricación para grados aleados, constituyéndose en una alternativa económica para producciones importantes [2]. Los alambres tubulares con relleno metálico (*metal-cored*), son consumibles de última tecnología que suman la ventaja de una muy baja generación de escoria, menor tasa de formación de humos y mayores velocidades de deposición [3-4]. Sin embargo es escasa la información disponible relacionada con estudios sistemáticos sobre este tipo de consumibles, en particular para materiales de recargue.

En general, el material recargado para aplicaciones relacionadas con el desgaste posee una estructura de alta dureza o endurecible por trabajado mecánico o tratamiento térmico, como martensita o una matriz blanda con partículas duras (carburos o boruros) de acuerdo con el tipo de aplicación buscada [5]. En particular para deslizamiento o rodadura metal-metal, donde el desgaste se debe fundamentalmente a fatiga sub-superficial y adhesión, usualmente se emplean materiales con contenidos de carbono de entre 0,1 a 0,7 % y hasta un 20 % de aleación (Cr, Mn, Mo, W y/o V) como aceros martensíticos para herramientas o aceros inoxidable martensíticos [1, 6]; estos depósitos de soldadura a menudo requieren de un tratamiento térmico post-soldadura (PWHT). Estos tratamientos ajustan las propiedades mecánicas finales y permiten un alivio de tensiones, siendo de gran importancia para la vida útil del componente [7].

El objetivo del presente trabajo fue estudiar sistemáticamente el efecto de la carga aplicada en el ensayo de desgaste y el PWHT sobre el comportamiento tribológico y la evolución microestructural del metal de soldadura de un acero martensítico para herramientas, depositado con alambre tubular *metal-cored*, bajo protección gaseosa, por el proceso de soldadura semiautomática, buscando una mejor comprensión de las relaciones *variables de proceso-evolución microestructural-propiedades*.

2. MATERIALES Y MÉTODOS

Se soldó una probeta de recargue sobre una chapa de 375x75 mm, de acero al carbono tipo AISI 1010, de 19 mm de espesor. Se depositaron cuatro capas con 5, 4, 4 y 3 cordones en cada una, según la secuencia mostrada en la figura 1a.

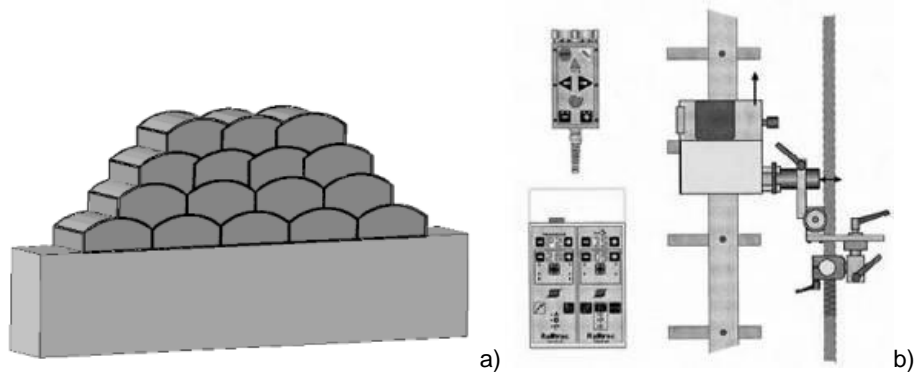


Figura 1. a) Secuencia de soldadura, b) Equipo Railtrac FW1000

El consumible empleado fue un alambre tubular de diámetro 1,2 mm del tipo *metal-cored*, que deposita un acero martensítico para herramientas. Se empleó una fuente para soldadura semiautomática de arco pulsado modelo Esab LAI 400P con un equipo automático Railtrac FW1000 Flexi Weaver, como indica la figura 1b. Los parámetros de soldadura empleados se pueden ver en la tabla 1.

Tabla 1. Parámetros de soldadura.

Gas de protección	Tensión [V]	Corriente [A]	Velocidad avance [mm/s]	Calor aportado [kJ/mm]
Ar-2%CO ₂	28	180	2,6	1,9

La longitud libre del alambre (stickout) fue de 20 mm y el caudal de gas de 20 L/min. Se soldó en posición plana con temperaturas de precalentamiento y de entre pasadas de 150 °C. La probeta soldada se radiografió para evaluar la calidad del depósito.

De la probeta soldada se extrajeron 12 cortes transversales de 10 mm de espesor; sobre 6 de los cuales se realizaron tratamientos térmicos post-soldadura a 550 °C, durante un período de 2 horas.

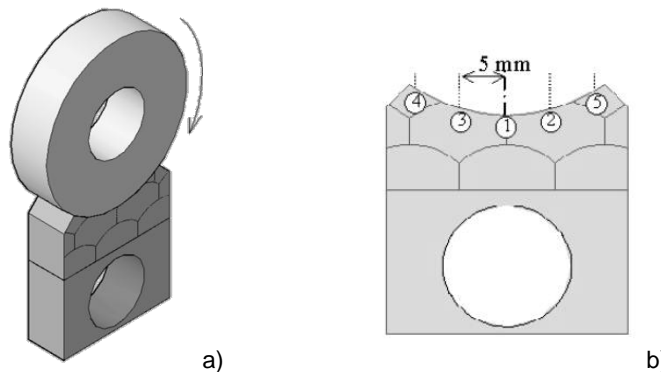


Figura 2. a) Esquema del par de desgaste (placa–rueda), b) Esquema de barrido de dureza superficial.

Se determinó la composición química sobre la superficie del último cordón por espectrometría de emisión óptica (OES) y la composición local con espectrometría de energías dispersivas de rayos X (EDS) para distintas distancias a la superficie libre sobre un corte transversal del depósito, ya que dicha composición se modifica debido al efecto de la dilución con el metal base (AISI 1010). Para las distintas condiciones analizadas se caracterizó la microestructura mediante microscopía óptica (LM) y difracción de Rayos X (XRD). A partir de los cortes tratados térmicamente y en condición como soldado (AW), se mecanizaron probetas para ensayos tribológicos con una máquina AMSLER en condición de deslizamiento puro, con cargas aplicadas de 500, 1250 y 2000 N. La geometría de la probeta se observa en la figura 2a.

Como material de referencia se empleó un acero AISI 1020. Previo al ensayo las probetas se limpiaron con ultrasonido y se pesaron con una balanza analítica. Para cada condición sobre la superficie de desgaste se midió la dureza (HV1), según lo indicado en la figura 2b. Además, en dicha zona de las probetas ensayadas se realizó un perfil de dureza desde la superficie hasta unos 1200 μm .

Se midió la rugosidad superficial utilizando un rugosímetro Hommelwerke T-1000. Las mediciones se realizaron sobre la superficie de las probetas desgastadas a las distintas condiciones de carga aplicada (500, 1250 y 2000 N). Los valores obtenidos de la medición fueron de rugosidad media (Ra) y la longitud medida fue de 4,8 mm.

Se estudió el comportamiento al desgaste en función de la distancia recorrida durante el deslizamiento de la rueda sobre la placa, determinándose la pérdida en peso para 275, 550, 825, 1100, 1375, 1650, 3300 y 4950 m recorridos. También se midió el coeficiente de fricción para todas las condiciones de carga. Se ensayaron 2 conjuntos (placa-rueda) para cada condición, promediándose los resultados obtenidos. Se recolectó el *debris* producido durante cada uno de los intervalos. Se midió la temperatura al cabo de 1 hora de ensayo continuo con una termocupla ubicada cercana a la zona de contacto entre ambas superficies. Finalmente se observó la superficie desgastada mediante microscopías óptica y electrónica, así como cortes longitudinales a fin de determinar los mecanismos de desgaste involucrados.

3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

3.1.- Caracterización macroestructural

En la figura 3a y 3b se muestra el cupón soldado y un corte transversal de la probeta soldada observándose el metal base, el material recargado y la ausencia de defectos macroscópicos (poros, inclusiones de escoria, fisuras, etc). Esto fue confirmado por la radiografía.

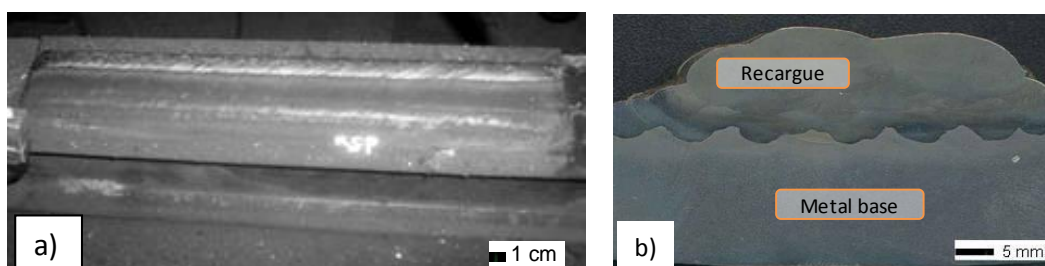


Figura 3. a) Probeta soldada, b) Corte transversal de la probeta soldada.

3.2. Composición química

En la tabla 2 se muestra el resultado de la composición química medida sobre la superficie del último cordón, mediante espectrometría de emisión por chispa (ES). La misma se encuentra dentro de las especificaciones del fabricante.

Tabla 2. Composición química (% en peso).

C	Mn	Si	Cr	Mo	V	W
0,48	1,30	0,67	5,5	2,5	0,4	1,9

Como puede verse dicho depósito corresponde a un acero de medio carbono aleado al Cr-Mo-V-W, similar al AISI H13.

3.3.- Caracterización microestructural

La microestructura para la condición AW (figura 4a) estuvo compuesta por martensita (M) y austenita retenida (γ), observándose un patrón de segregación dendrítico; estas observaciones son consistentes con lo esperado para este tipo de materiales [7-9]. Además, dado el aumento en el contenido de aleación detectado en la zona interdendrítica [8], se tuvo una disminución local de la temperatura de inicio de la transformación martensítica, por lo que se presentó austenita retenida en dicha zona [5]. Por otro lado, debido a que el depósito fue en multipasadas, se produce una precipitación de pequeños carburos [9].

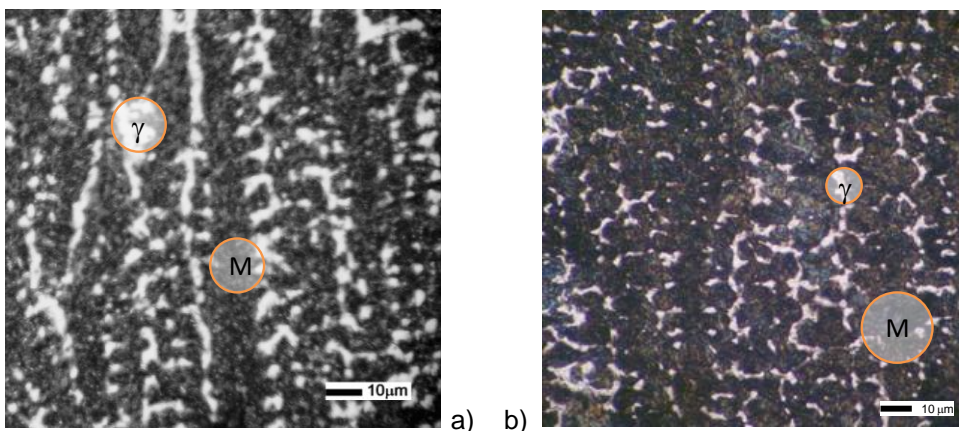


Figura 4. Microestructuras de las probetas a) como soldado b) revenida a 550 °C.

El tratamiento térmico produjo la precipitación de carburos y la transformación de la austenita retenida a martensita revenida. El contenido de austenita retenida se redujo de un 16% a un 8%. Esto puede ser corroborado en las figuras 4a y 4b. En trabajos previos de los autores se han identificado la presencia de carburos del tipo $M_{23}C_7$, M_7C_3 , M_2C y MC [10].

3.4.- Dureza

La dureza medida en la probeta soldada fue de 640 HV y 740 HV para la tratada térmicamente. Este incremento se debe a la precipitación de carburos coherentes que generaron endurecimiento secundario. En las figuras 5a a 5c se observa la variación de la dureza en función de la distancia a la superficie de desgaste, para las muestras AW y PWHT, luego del ensayo de desgaste, para las distintas cargas empleadas.

Se observa en las figuras 5a y 5b que en la zona cercana a la superficie de desgaste se produjo endurecimiento de la martensita, producto de la deformación plástica. Las temperaturas alcanzadas, inferiores a los 400 °C, favorecieron la deformación y el endurecimiento [11]. El endurecimiento observado aumenta con la carga empleada durante el ensayo. Los valores alcanzados en la superficie fueron similares para ambas condiciones (AW y PWHT). Además este endurecimiento actuó como un soporte o base para la

generación de la capa de óxido. Asimismo se observa que la zona afectada por el ensayo de desgaste es de alrededor de 50 micrones.

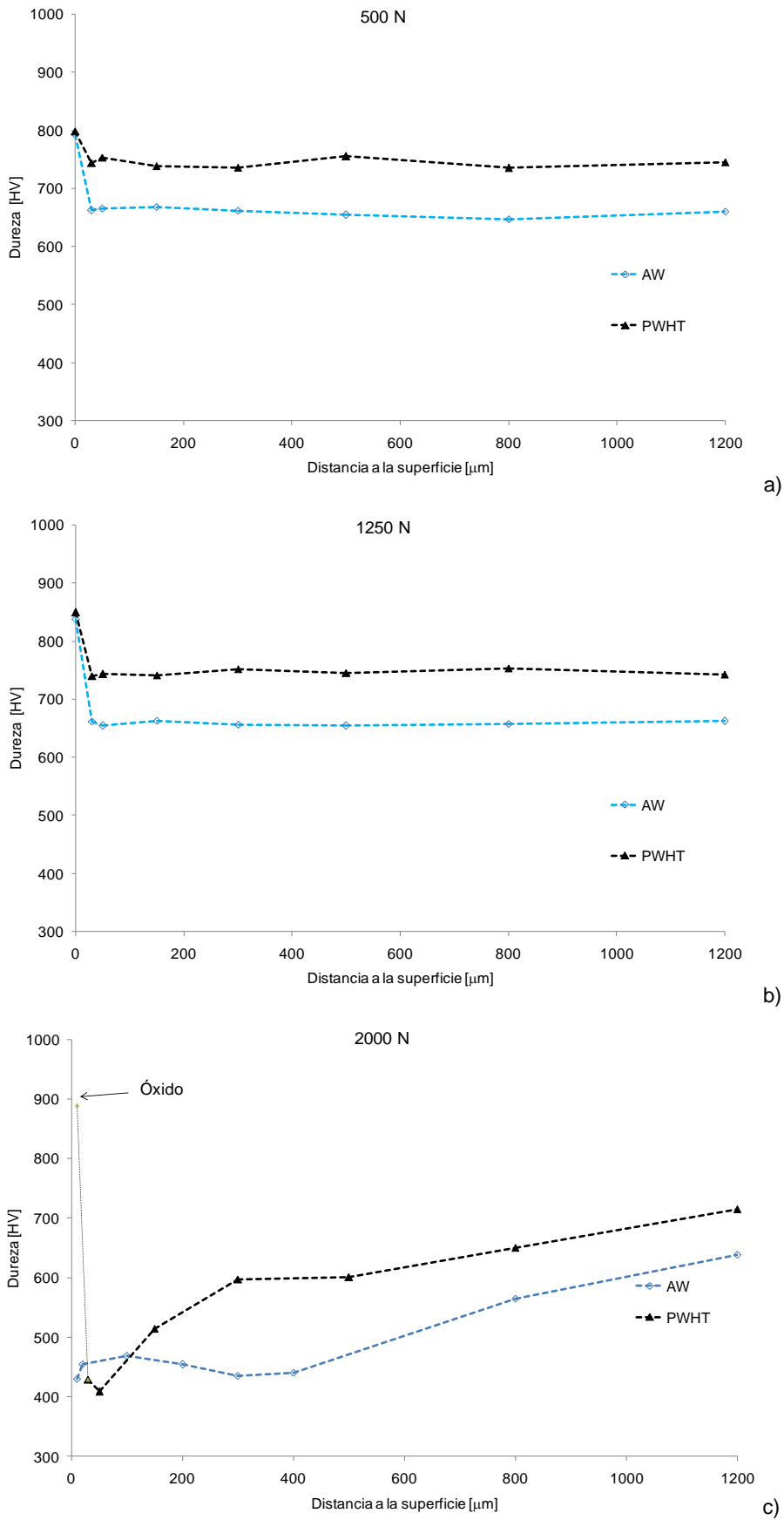


Figura 5. Dureza para probetas ensayadas a a) 500 N b) 1250 N y c) 2000 N.

Para las probetas ensayadas a 2000 N, figura 5c, se produjo el revenido de la microestructura producto de la temperatura alcanzada en dicha zona, que fue superior a 520 °C. También se puede ver que sobre la superficie de las probetas tratadas térmicamente, la dureza alcanzó los 900 HV, la cual corresponde al óxido formado sobre la superficie. La formación de la capa de óxido se debió a la gran dureza inicial, que le sirvió de base o soporte y a la temperatura alcanzada por fricción [12]. Asimismo se observa que la zona de material modificado por el ensayo de desgaste es de alrededor de 1200 micrones.

3.5.- Desgaste

A partir de los resultados experimentales de los ensayos de desgaste (pérdida de peso en función de la distancia) se calculó la tasa de desgaste. En la figura 6 se grafican los valores obtenidos para cada condición.

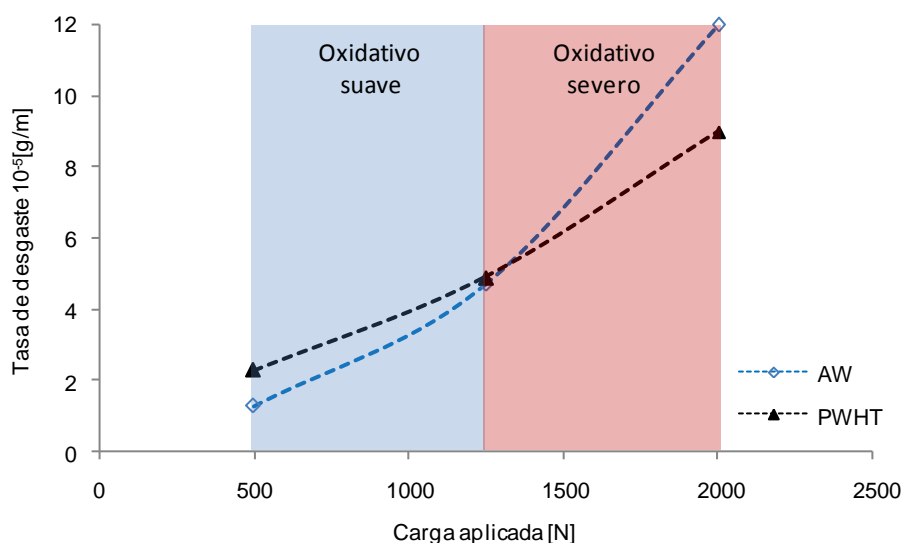


Figura 6. Tasa de desgaste para todas las probetas ensayadas.

Las probetas ensayadas a 500 N presentaron desgaste oxidativo suave. Las muestras AW presentaron mejor resistencia al desgaste que las PWHT. Esto estaría asociado a que durante el tratamiento térmico el cromo en solución precipitó formando carburos, disminuyendo la resistencia a la oxidación de la matriz [13-14].

A 2000 N de carga aplicada la deformación plástica del sustrato fue elevada. El mecanismo de desgaste asociado fue oxidativo severo. Las probetas PWHT presentaron mejor resistencia al desgaste que las AW. Esto estaría asociado a que la deformación plástica fue mayor en las condiciones AW, produciendo una mayor cantidad de fisuras subsuperficiales paralelas a la dirección de deslizamiento (figuras 7a), que se propagan con el tiempo hasta alcanzar la longitud crítica, desprendiéndose luego del material en forma de debris [15-17]. A su vez, el material con sustrato más duro permitió generar una capa de óxido que le confirió mejor resistencia al desgaste, ver figura 7b [15]. Sobre la superficie desgastada se realizó XRD a fin de identificar los óxidos formados durante el proceso de desgaste. Se encontró que la austenita retenida sobre la superficie se transformó totalmente y que, además, óxidos del tipo Fe_2O_3 y Fe_3O_4 cubren parcialmente la superficie de desgaste mejorando ambos factores la resistencia al desgaste [18].

Las muestras ensayadas a 1250 N se encontraron en una zona de transición en donde ambos mecanismos de desgaste tuvieron influencia.

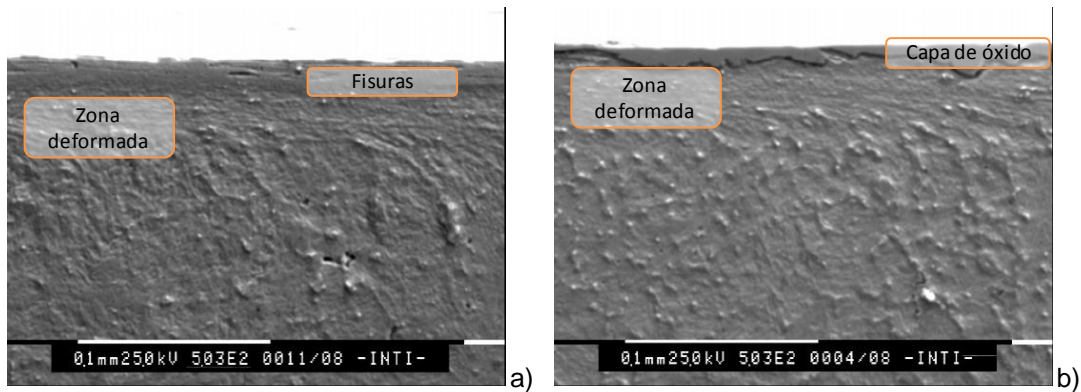


Figura 7. Imágenes SEM de las probetas ensayadas a 2000 N y a) AW b) PWHT.

3.6.- Fricción

Se encontró que para todas las probetas y condiciones estudiadas el coeficiente de fricción varió entre 0,3 y 0,4. En la figura 8 se muestra que en las muestras ensayadas a 500 N y 1250 N, donde el mecanismo de desgaste fue oxidativo, las probetas que tuvieron mayor oxidación fueron las que presentaron menor coeficiente de fricción y, como ya fue visto, fueron las que más se desgastaron. Esto estaría relacionado con el hecho de que al tener una mayor superficie cubierta por óxidos, sería menor el contacto metálico por lo que el esfuerzo de roce sería menor y en consecuencia menor la fricción.

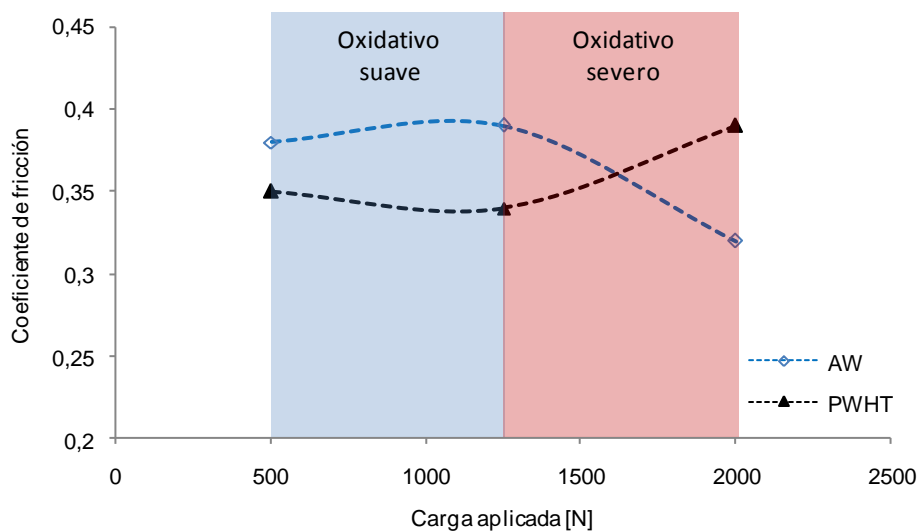


Figura 8. Coeficiente de fricción para todas las probetas.

Al aumentar la carga aplicada a 2000 N, el desgaste cambió a delaminación u oxidativo severo y el coeficiente de fricción fue menor para la condición como soldado. Esto estaría asociado con el tipo de óxido formado en la superficie y el espesor del mismo [19], el cual podría actuar como lubricante y disminuir el coeficiente de fricción. Además, analizando las superficies de todas la muestras desgastadas se observó que ambas se encontraban cubiertas de óxido, pero que, como previamente mostraron So y Munther [19-20], el desprendimiento de la capa de óxido podría contribuir al efecto mencionado de lubricación.

En la figura 9 se puede ver el óxido acumulado antes de entrar en la superficie de desgaste. Bajo ciertas condiciones, de tamaño y dureza, parte del mismo ingresa entre ambas superficies y produce abrasión, aumentando puntualmente el coeficiente de fricción [21].

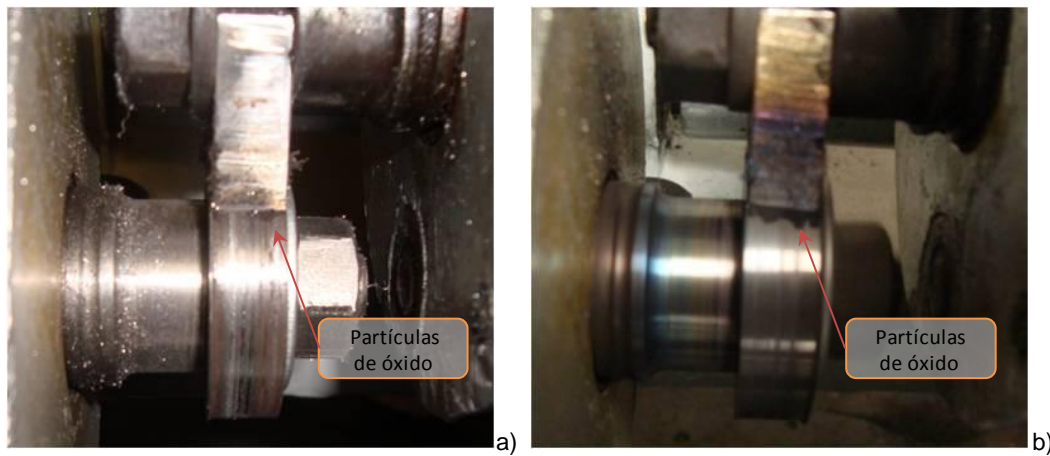


Figura 9. Fotos tomadas durante el ensayo de fricción a a) 500 y b) 2000 N.

3.7.- Rugosidad

La rugosidad de las probetas mecanizadas fue de $0,8 \mu\text{m}$. Después del ensayo de desgaste la rugosidad evolucionó en función de la carga aplicada como se muestra en la figura 10.

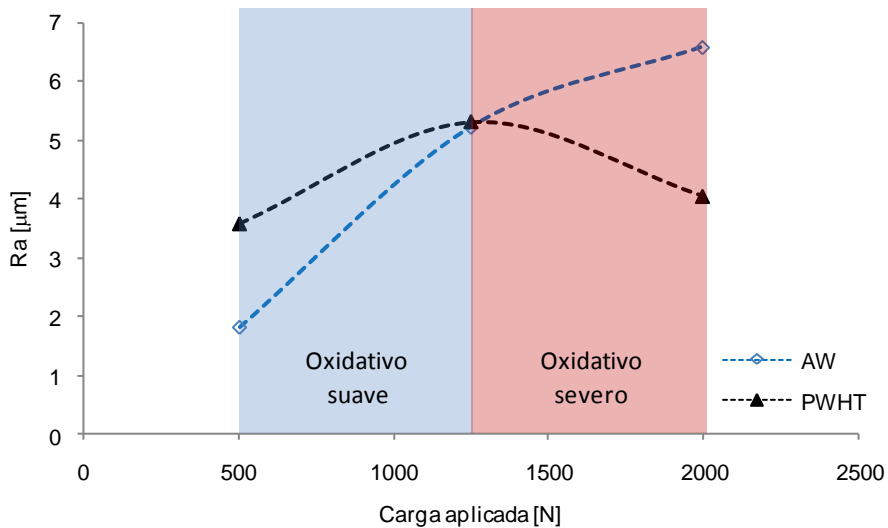


Figura 10. Rugosidad de las superficies de las muestras ensayadas.

Se observa que a bajas cargas, entre 500 N y 1250 N, las probetas AW presentaron una menor rugosidad. Esto estaría asociado a que fueron las que menos se desgastaron debido a su mayor resistencia a la oxidación, por lo tanto menor fue el daño producido. Pero, para las probetas desgastadas entre 1250 N y 2000 N se encontró que el tratamiento térmico favoreció la formación de una capa continua de óxido que ayudó a obtener una mejor resistencia al desgaste y una menor rugosidad [22].

4. CONCLUSIONES

- Las muestras tratadas a 550 °C mostraron endurecimiento secundario y precipitación de carburos.
- Las probetas ensayadas entre 500 N y 1250 N de carga aplicada mostraron endurecimiento en la zona cercana a la superficie. Para las muestras ensayadas a 2000 N se encontró un ablandamiento en dicha zona debido al revenido de la microestructura, por la mayor temperatura alcanzada. La condición tratada térmicamente logró formar una capa de óxido con una dureza de 900 HV.
- El desgaste de las probetas de recargue en condición de deslizamiento puro en un ensayo AMSLER con una carga de 500N, 1250 N y 2000 N, mostraron una variación lineal entre la pérdida de peso y la distancia recorrida.
- Sobre los cortes transversales de las probetas ensayadas se pudo observar oxidación y deformación plástica.
- El mecanismo de desgaste fue oxidativo suave para las probetas ensayadas a bajas cargas. Las muestras AW presentaron mejor resistencia al desgaste y mayor fricción.
- A elevadas cargas la resistencia del sustrato fue preponderante para el desgaste. El mecanismo fue oxidativo severo. Las probetas con tratamiento térmico presentaron mejor resistencia al desgaste y mayor coeficiente de fricción.
- La rugosidad en función de la carga aplicada fue siempre menor en las probetas que menos se desgastaron.

5. AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer a Eutectic-Conarco por la provisión del consumible utilizado, a ESAB Brasil por la fabricación del mismo, especialmente elaborado para este trabajo, a Air Liquide Argentina por la donación de los gases de soldadura, al Taller de Aplicaciones Industriales de Conarco-Esab por las facilidades para soldar, a Conarco-Esab por la realización de los análisis químicos, al Laboratorio de Microscopía Electrónica de INTI-Mecánica por la realización de la microscopía electrónica de barrido y a APUEMFI (Asociación de Profesores Empresarios Área Mecánica de la FI-Universidad Nacional de Lomas de Zamora) por el apoyo económico al presente proyecto. Reconocen además a la ANPCyT, por el soporte financiero.

REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] S. Merrick, D. Kotecki, J. Wu, *Materials and Applications - Part 2*. 8 ed. Welding Handbook: American Welding Society. 422. 1998
- [2] M.D. Huisman, *Flux- and Metal-Cored Wires, a Productive Alternative to Stick Electrodes and Solid Wires* Svetsaren, **1-2**: p. 6-14.1996.
- [3] K.A. Lyttle, *Metal Cored Wires: Where Do They Fit in Your Future?* Welding Journal, **75**(10): p. 35-38.1996.
- [4] D. Myres, *Metal Cored Wires: Advantages and Disadvantages*. Welding Journal, **81**(9): p. 39-42.2002.
- [5] W. Wu, et al., *The Relationship between Alloying Elements and Retained Austenite in Martensitic Stainless Steel Welds*. Scripta Materialia, **42**: p. 1071-1076.2000.

- [6] D. Koteki, J. Ogborn, *Abrasion Resistance of Iron-Based Hardfacing Alloys*. Welding Journal, **74 (8)**: p. 269s-278s.1995.
- [7] O.E. Bortoni, J.J. Patrone, P. S. Marino, *Recargue Por Soldadura De Superficies Sometidas a Desgaste*. Siderurgia, **49**: p. 114-139.1989.
- [8] A. Gualco, et al. *Dilution Study in Hardfacing Deposits (in Spanish)*. in Sam-Conamet. Mar del Plata. 2005.
- [9] L.K. Leshchinskiy, S.S. Samotugin, *Mechanical Properties of Plasma-Hardened 5% Chromium Tool Steel Deposited by Arc Welding*. Welding Journal, **80(1)**: p. 25-30.2001.
- [10] A. Gualco, et al., *Effect of Welding Procedure on Wear Behaviour of a Modified Martensitic Tool Steel Hardfacing Deposit* Materials and Design, **In Press**.2010.
- [11] Y. Wang, T. Lei, J. Liu, *Tribo-Metallographic Behavior of High Carbon Steels in Dry Sliding Iii. Dynamic Microstructural Changes and Wear*. Wear, **231**: p. 20-37.1999.
- [12] W. Tuckart, L. Iurman, E. Forlerer, *Influencia De La Microestructura Sobre Las Capas Tribologicamente Mezcladas Protectoras*, in SAM/CONAMET 2009: Argentina.
- [13] T.S. Eyre, D. Maynard, *Surface Aspects of Unlubricated Metal-to-Metal Wear*. Wear, **18**: p. 301-310.1971
- [14] M. Vardavoulias, *The Role of Hard Second Phases in the Mild Oxidational Wear Mechanism of High-Speed Steel-Based Materials*. Wear, **173**: p. 105-114.1994.
- [15] X.H. Cui, et al., *Research on Oxidation Wear Mechanism of the Cast Steels*. Wear, **265**: p. 468-476.2008.
- [16] P.L. Hurricks, *Some Aspects of the Metallurgy and Wear Resistance of Surface Coatings*. Wear, **22(3)**: p. 291-320.1972.
- [17] N.P. Suh, *The Delamination Theory of Wear*. Wear, **25**: p. 111-124.1973.
- [18] G.A. Fontalvo, C. Mitterer, *The Effect of Oxide-Forming Alloying Elements on the High Temperature Wear of a Hot Work Steel*. Wear, **258**: p. 1491-1499.2005.
- [19] H. So, D.S. Yu, C.Y. Chuang, *Formation and Wear Mechanism of Tribo-Oxides and the Regime of Oxidational Wear of Steel*. **253**: p. 1004-1015.2002.
- [20] A. Munther, J.G. Lenard, *The Effect of Scaling on Interfacial Friction in Hot Rolling of Steels*. Materials Processing Technology, **88**: p. 105-113.1998.
- [21] B. Bhushan, B.K. Gupta, *Handbook of Tribology: Materials, Coatings and Surface Treatments* Florida: Krieger Publishing Company. 1997.
- [22] P.L. Menezes, K. Satish, V. Kailas, *Effect of Surface Roughness Parameters and Surface Texture on Friction and Transfer Layer Formation in Tin-Steel Tribo-System*. Journal of materials processing technology **208**: p. 372-382.2008.