

# EFFECTO DEL TRATAMIENTO TÉRMICO Y DE LA VELOCIDAD SOBRE LA RESISTENCIA AL DESGASTE DE DEPÓSITOS DE ACEROS MODERNOS MARTENSÍTICOS

A. Gualco<sup>1,2,3</sup>, E. Surian<sup>4</sup> y H. Svoboda<sup>2,5</sup>

[agustingualco@yahoo.com.ar](mailto:agustingualco@yahoo.com.ar)

<sup>1</sup> Universidad Nacional de Lomas de Zamora, Facultad de Ingeniería, Secretaría de Investigación, Buenos Aires, Argentina.

<sup>2</sup> Consejo Nacional de Investigaciones Científicas y Técnicas, Argentina.

<sup>3</sup> Comisión de Investigaciones Científicas, La Plata, Argentina.

<sup>4</sup> Investigador independiente, Blanco Encalada 4580, 12A, Buenos Aires, Argentina.

<sup>5</sup> Universidad de Buenos Aires, Facultad de Ingeniería, INTECIN, Argentina.

Recibido 07/03/2017; Aceptado: 15/09/2017

## Resumen:

En este trabajo se estudió el efecto del tratamiento térmico y la velocidad de ensayo sobre el comportamiento al desgaste del metal de soldadura correspondiente a un acero martensítico para herramientas (aleado al Cr, Mn, Mo, V y W), depositado por soldadura semiautomática con un calor aportado de 2 kJ/mm y bajo protección gaseosa de Ar-2%CO<sub>2</sub>. Del cupón soldado se extrajo un corte transversal al que se le realizó un tratamiento térmico a 550 °C durante 2 horas; esta muestra y una no tratada térmicamente, “como soldada”, constituyeron las dos condiciones analizadas. Sobre las muestras extraídas se efectuaron la determinación de la composición química, la caracterización microestructural, la medición de dureza y los ensayos de desgaste en condición de deslizamiento puro bajo una carga aplicada de 2000 N y con dos velocidades: 190 y 380 rpm. La microestructura estuvo constituida principalmente por martensita y una fracción de austenita retenida para ambas condiciones. La muestra como soldada presentó 16 % de austenita retenida mientras que la tratada térmicamente 8%; esta última mostró endurecimiento secundario. La dureza en la superficie de desgaste promedió los 900 HV. Los mecanismos de desgaste observados fueron oxidación y extrusión, con elevada deformación plástica.

**Palabras clave:** soldadura de recargue, acero martensítico, desgaste metal-metal, tratamiento térmico.

## Abstract

*This paper analyzes the effects of both the post welding heat treatment and the speed of wear tests on the tribological behavior of hard weld surfacing martensitic tool steel deposits (alloyed with Cr, Mn, Mo, V and W) obtained with a FCAW metal-cored wire welded under gas shielding of Ar-2%CO<sub>2</sub> and with 2 kJ/mm of heat input. A cross section was obtained from the welded coupon and subjected at 550°C during 2 hours. This sample, together with the as welded specimen, constituted the system under study. Cross sections*

*were also extracted for both conditions to determine chemical composition and carry out microstructure characterization, micro-hardness measurements and metal-metal wear tests in pure sliding at 2000 N of applied load at 190 and 380 rpm. A microstructure composed of martensite and retained austenite was observed for both conditions. The as welded sample presented 16% of retained austenite and the heat treated one 8%. Heat treated coupons showed secondary hardening associated with precipitation phenomena. The hardness of worn surface averaged 900 HV. The wear mechanisms observed were oxidation and extrusion, with high plastic deformation.*

**Key word:** surfacing, martensitic steel, metal-metal wear, heat treatment.

## 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 y/o, fatiga. Estas circunstancias han impulsado el desarrollo de nuevos materiales y/o procesos para recuperación de superficies y/o funcionalización de nuevas.

La tecnología de materiales ha experimentado sensibles avances en los últimos años, disponiéndose en la actualidad de recubrimientos con propiedades específicas adecuados a aplicaciones concretas, resistentes a diversos tipos de solicitaciones. En este sentido, el estudio sistemático de diversos consumibles y procesos de soldadura para aplicar 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 mayor velocidad 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 contra 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 inoxidables martensíticos [1, 6]. Estos depósitos de soldadura a menudo requieren de tratamientos térmicos post-soldadura (PWHT) que 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 del tratamiento térmico post-soldadura y la velocidad de ensayo 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 semiautomático, buscando una mejor comprensión de la relación 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.

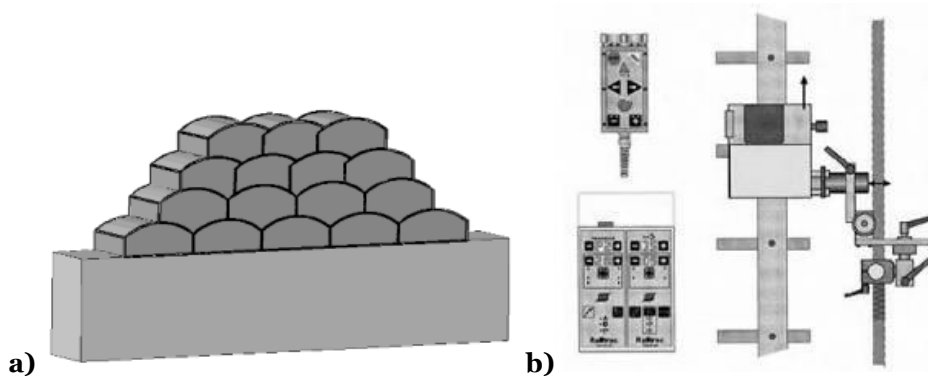


Figura 1. a) Secuencia de soldadura, b) Equipo Railtrac FW1000

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 <sub>2</sub>	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 2 horas.

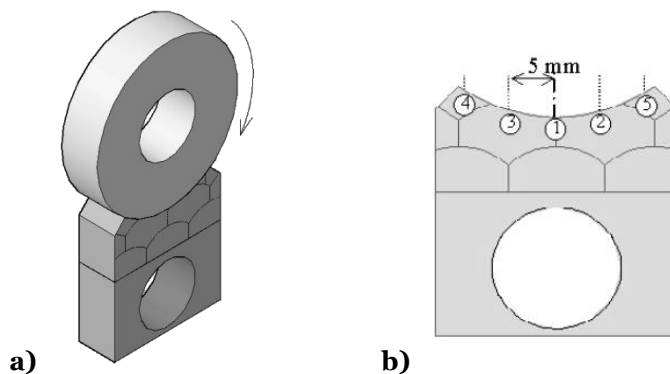


Figura 2. a) Esquema del par de desgaste (placa–rueda), b) Esquema de barrido de dureza superficial.

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 las probetas para ensayos tribológicos a realizar en una máquina AMSLER en condición de deslizamiento puro, con carga aplicada de 2000 N y velocidades de 190 y 380 rpm. La geometría de la probeta se observa en la figura 2a. La identificación de las probetas se realizó como se indica en la tabla 2.

Tabla 2. Identificación de las probetas.

Identificación	Velocidad de ensayo [rpm]	Tratamiento térmico
190A	190	-
190P	190	550 °C
380A	380	-
380P	380	550 °C

Como material de referencia se empleó un acero AISI 1020. Previo al ensayo, las probetas se limpiaron con ultrasonido y se pesaron en una balanza analítica. Para cada condición sobre la superficie de desgaste se midió la dureza (HV<sub>1</sub>), según lo indicado en la figura 2b. Además, en dicha zona de las probetas ensayadas se realizó un perfil de dureza (HV<sub>0,1</sub>) desde la superficie hasta unos 1200  $\mu$ m de profundidad.

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 1650, 3300 y 4950 m recorridos. Se ensayaron 3 conjuntos (placa-rueda) para cada condición, promediándose los resultados obtenidos. 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 y transversales a fin de determinar los mecanismos de desgaste involucrados.

### 3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

#### 3.1 Caracterización macroestructural

En las figuras 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.

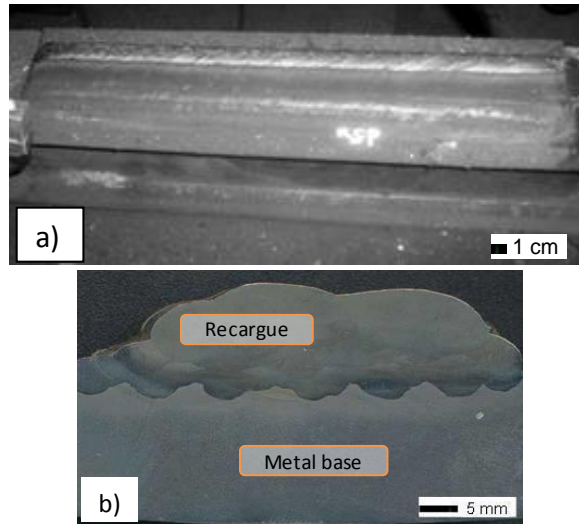


Figura 3. a) Probeta soldada, b) Corte transversal de la probeta soldada.

### 3.2 Composición química

En la tabla 3 se muestra el resultado de la composición química medida sobre la superficie del último cordón.

Tabla 3. 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 como soldado (AW) (figura 4a) estuvo compuesta por martensita (M) y austenita retenida ( $\square$ ), observándose un patrón de segregación dendrítico; estas observaciones son consistentes con lo esperado

para este tipo de materiales [7-9]. Además, dado el aumento del 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 produjo precipitación de pequeños carburos [9].

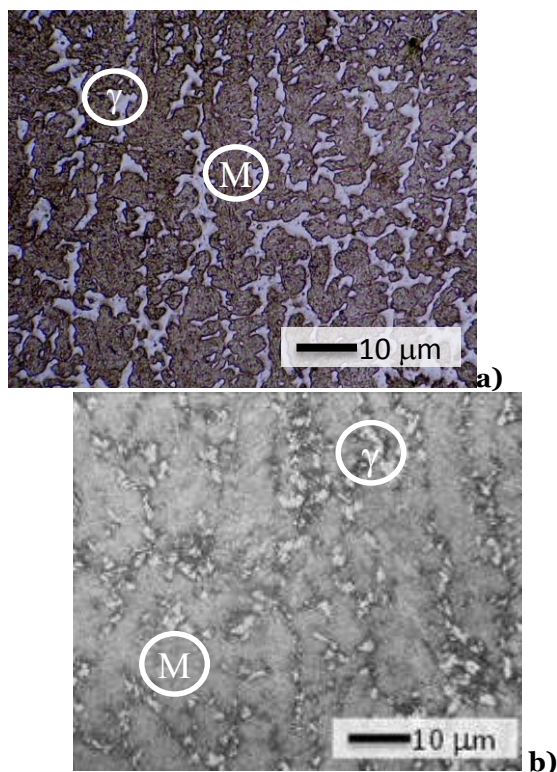


Figura 4. Microestructuras de las probetas a) como soldado b) revenida a 550 °C.

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 ha identificado la presencia de carburos de los tipos  $M_{23}C_7$ ,  $M_7C_3$ ,  $M_2C$  y  $MC$  [10].

### 3.4 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 5 se grafican los valores obtenidos para cada condición.

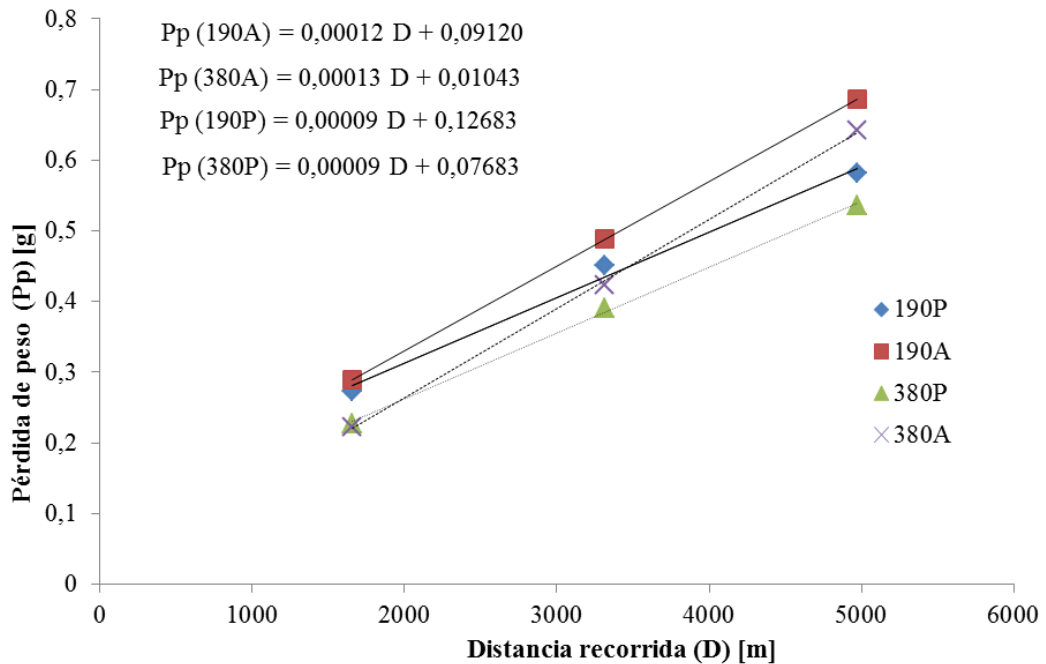


Figura 5. Tasa de desgaste para todas las probetas ensayadas.

A 190 rpm 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 la condición AW, debido a su menor dureza inicial, produciendo una mayor cantidad de fisuras subsuperficiales paralelas a la dirección de deslizamiento (figuras 6a), que se propagaron con el tiempo hasta alcanzar la longitud crítica, desprendiéndose luego del material en forma de debris [11-13]. A su vez, el material con sustrato más duro permitió generar una capa de óxido que le confirió mejor resistencia al desgaste debido a su mayor dureza (900 HV), ver figura 6b [11]. 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 de los tipos  $Fe_2O_3$  y  $Fe_3O_4$  cubrieron parcialmente la superficie de desgaste mejorando ambos factores la resistencia al desgaste [14].



Para las probetas ensayadas a 380 rpm la deformación plástica del sustrato fue elevada. Los mecanismos de desgaste actuantes fueron oxidativo severo y extrusión [15-17]. La temperatura alcanzada en la superficie de desgaste fue de 860 °C, lo que favoreció la oxidación y la deformación plástica. El desgaste inicial fue menor respecto de las probetas ensayadas a 190 rpm, debido a que se llegó a la temperatura estacionaria en un corto tiempo, favoreciendo la formación de óxidos superficiales que mejoraron la resistencia al desgaste (figuras 7a y b). Las probetas tratadas térmicamente presentaron una resistencia al desgaste levemente mayor que las no tratadas debido a la formación de una capa continua de óxido, ver figuras 8a y b. Esta capa de óxido produjo una mejora del coeficiente del fricción respecto de la condición de contacto metálico y una mayor dureza y estabilidad térmica que el metal base [11].

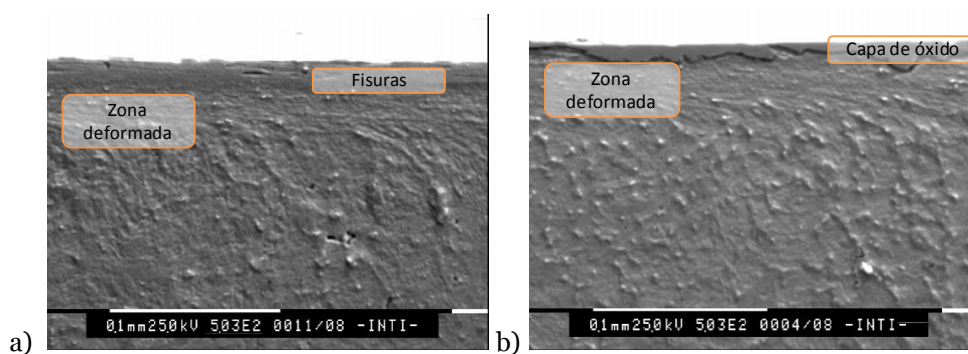


Figura 6. Imágenes SEM de cortes longitudinales de las probetas ensayadas a 190 rpm. a) Como soldada; b) Revenida a 550 °C.

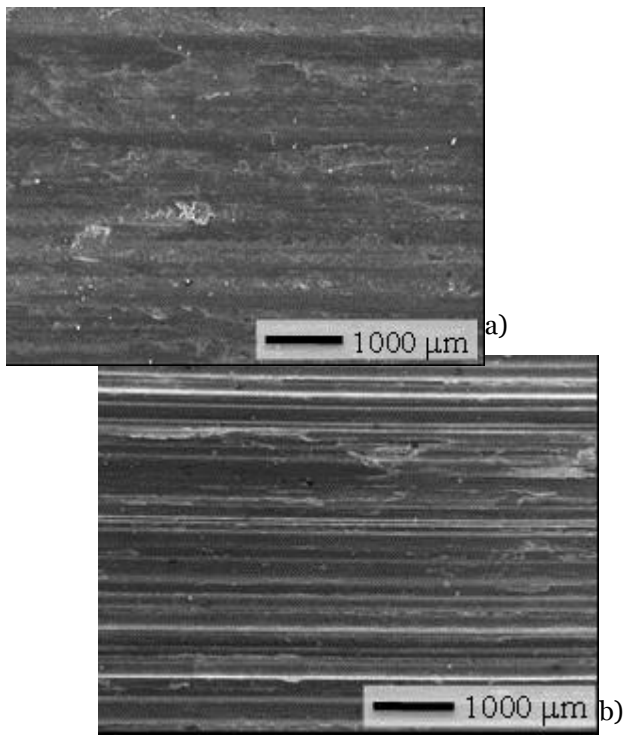


Figura 7. Imágenes SEM de las superficies de las probetas ensayadas. a) 190 rpm b) 380 rpm.

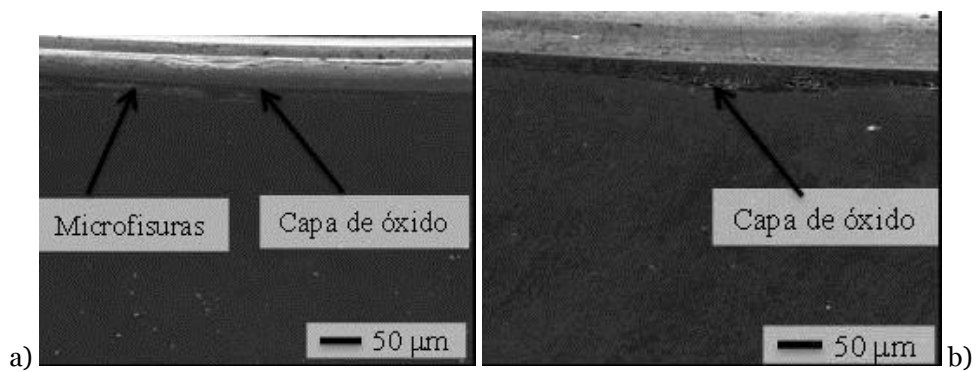


Figura 8. Imágenes SEM de cortes longitudinales de las probetas ensayadas a 380 rpm. a) Como soldada; b) Revenida 550°C.

Respecto de la terminación superficial de las probetas ensayadas, se puede observar en las figuras 9a y b, que las muestras ensayadas a mayor velocidad presentaron una gran pérdida de forma debido a la gran deformación plástica sufrida durante el ensayo. Es interesante remarcar que la tasa de desgaste fue similar para ambas condiciones. Por lo tanto desde el punto de vista tecnológico no sería recomendable utilizar este material a elevadas velocidades (380 rpm) debido a que el mismo presentó un gran aumento en su rugosidad.

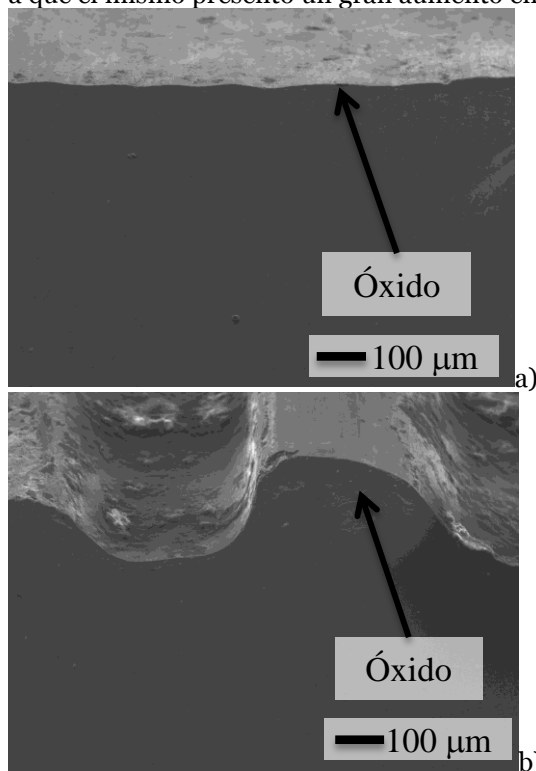


Figura 9. Imágenes SEM de cortes transversales de las probetas ensayadas a a) 190 rpm b) 380 rpm.

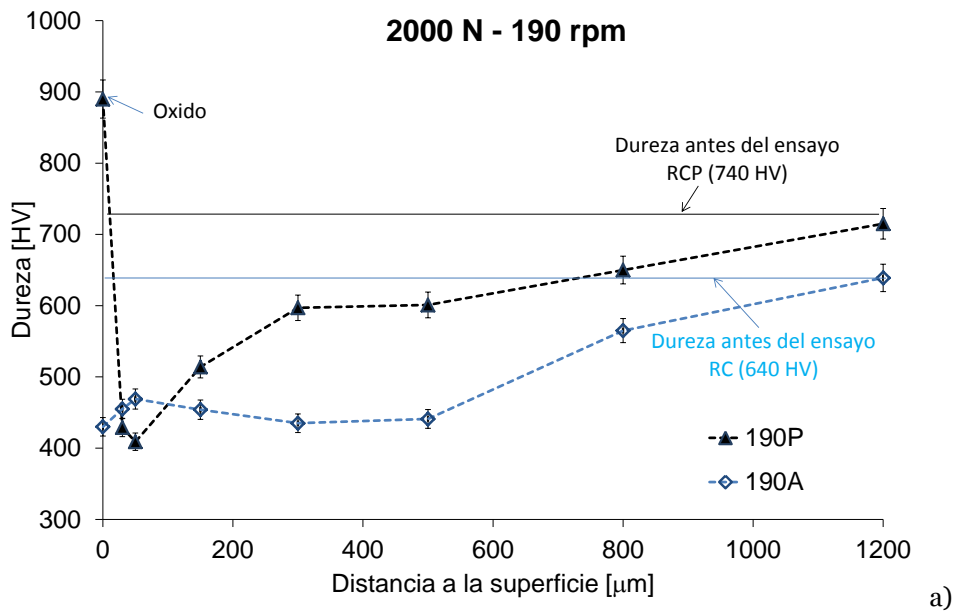
### 3.5 Dureza

La dureza medida en la probeta como soldada fue de 640 HV y en la tratada térmicamente de 740 HV. Este incremento se debió a la precipitación de carburos coherentes que generaron endurecimiento secundario. En las figuras 10a y b 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 velocidades empleadas.

En la figura 10a se puede ver que en la zona cercana a la superficie de desgaste se produjo un ablandamiento de la microestructura hasta valores cercanos a los 400 HV. Las temperaturas alcanzadas, entre los 520 y 540 °C, favorecieron el revenido de la martensita [18]. Los valores alcanzados en la superficie fueron similares para ambas condiciones. Asimismo se observa que la zona afectada por el ensayo de desgaste fue de alrededor de 1200 micrones. Sobre la superficie se formó una capa de óxido que presentó una dureza de 900 HV.

En la figura 10b se observa que en la zona cercana a la superficie de desgaste se produjo endurecimiento de la martensita, producto de la deformación plástica. La temperatura alcanzada durante el ensayo fue de 860 °C lo que ayudó a la deformación y en consecuencia el endurecimiento [19-21]. Además este endurecimiento actuó como un soporte o base disminuyendo la deformación superficial y favoreciendo la generación de la capa de óxido. Los valores medidos en la superficie fueron de 900 HV.



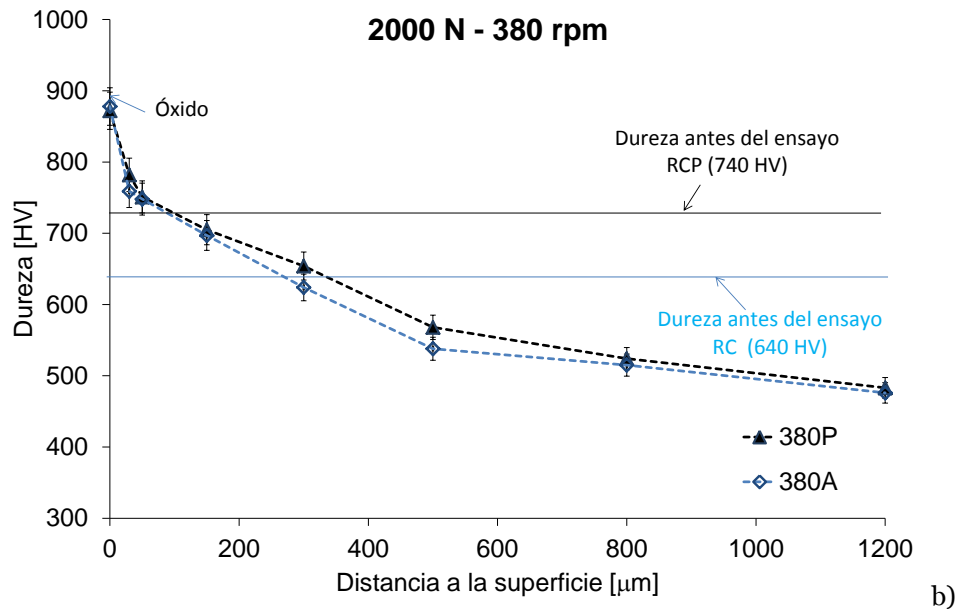


Figura 10. Perfiles de microdureza de las probetas ensayadas, a) 190 rpm y b) 380 rpm.

#### 4. CONCLUSIONES

- La microestructura del depósito estuvo formada por martensita y austenita retenida. 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%.
- El desgaste de las probetas de recargue en condición de deslizamiento puro en un ensayo AMSLER a 2000 N y con dos velocidades, 190 y 380 rpm, mostró una variación lineal entre la pérdida de peso y la distancia recorrida.
- El mecanismo de desgaste fue oxidativo severo para las probetas ensayadas a 190 rpm. Las muestras ensayadas a 390 rpm presentaron una fuerte deformación plástica y los mecanismos de desgaste fueron oxidativo severo y extrusión. En ambos casos, las muestras tratadas térmicamente presentaron mejor resistencia al desgaste que las no tratadas.
- Sobre los cortes transversales de las probetas ensayadas se pudo observar oxidación y deformación plástica.
- Las muestras tratadas a 550 °C mostraron endurecimiento secundario y precipitación de carburos.

- Las probetas ensayadas a 380 rpm mostraron endurecimiento en la zona cercana a la superficie. En las ensayadas a 190 rpm se encontró un ablandamiento en dicha zona debido al revenido de la microestructura. La probeta tratada térmicamente logró formar una capa continua de óxido con una dureza de 900 HV.
- La terminación superficial fue mejor en las probetas ensayadas a 190 rpm debido a su menor deformación plástica.

### **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 financiero al presente proyecto. Reconocen además a la ANPCyT, por el soporte financiero.

### **5. 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. Kotecki, 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, H.G. Svoboda, E.S. Surian, L. de Vedia, Dilution study in hardfacing deposits (in Spanish). 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, H.G. Svoboda, E.S. Surian, L. de Vedia, Effect of welding procedure on wear behaviour of a modified martensitic tool steel hardfacing deposit materials and design, 11, 2010.
- [11] X.H. Cui, et al., Research on oxidation wear mechanism of the cast steels. Wear, 265: p. 468-476.2008.
- [12] P.L. Hurricks, Some aspects of the metallurgy and wear resistance of surface coatings. Wear, 22(3): p. 291-320.1972.
- [13] N.P. Suh, The Delamination Theory of wear. Wear, 25: p. 111-124.1973.
- [14] 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.
- [15] M.X. Wei, F. Wang, S.Q. Wang, X.H. Cui, Comparative research on the elevated-temperature wear resistance of a cast hot-working die steel, Wear, 30 (9): p.3608-3614. 2009.
- [16] H. So, D.S. Yu, C.Y. Chuang, Formation and wear mechanism of tribo-oxides and the regime of oxidational wear of steel. Wear, 253: p. 1004-1015.2002.
- [17] H. So, H.M. Chen, L.W. Chen, Extrusion wear and transition of wear mechanisms of steel. Wear 265: p. 1142-1148. 2008.
- [18] Y. Wang, T. Lei, J. Liu, Tribo-metallographic behavior of high carbon steels in dry sliding. Wear, 231: p. 20-37.1999.
- [19] W. Tuckart, L. Iurman, E. Forlerer, Influencia de la microestructura sobre las capas tribológicamente mezcladas, SAM/CONAMET 2009: Argentina.
- [20] T.S. Eyre, D. Maynakd, Surface aspects of unlubricated metal-to-metal wear. Wear, 18: p. 301-310.1971
- [21] O. Barrau, C. Boher, R. Gras. Analysis of the friction and wear behaviour of hot work tool steel for forging, Wear, 255, p.1444-1454, 2003.