

Efecto del procedimiento de soldadura sobre la resistencia al desgaste severo de depósitos de soldadura martensíticos

A. Gualco ⁽¹⁾, 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, CIC, Provincia de Buenos Aires, Argentina.*

RESUMEN

En este trabajo se analizó el efecto del procedimiento de soldadura sobre la resistencia al desgaste a alta carga de depósitos de soldadura para recargues duros. El metal depositado fue un acero martensítico, obtenido a partir de un alambre tubular con relleno metálico (*metal-cored*), por soldadura semiautomática y protección gaseosa. Se evaluaron dos gases de protección: 2%CO₂-98%Ar y de 20%CO₂-80%Ar, dos niveles nominales de aporte térmico: 3 kJ/mm y 2 kJ/mm y en dos condiciones: como soldado (AW) y con tratamiento térmico post-soldadura (PWHT) de 120 minutos a 550°C.

Se soldaron 4 cupones, de los cuales se extrajeron cortes para determinación de composición química, caracterización microestructural, medición de microdureza y ensayos de desgaste metal-metal en condición de deslizamiento puro a elevada carga aplicada.

Se observó que la composición química fue más rica en elementos de aleación en la probeta soldada con menor contenido de CO₂. La microestructura estuvo compuesta por martensita y austenita retenida. La condición soldada con menor contenido de CO₂ y menor calor aportado fue la que presentó el mayor contenido de austenita retenida. En las probetas soldadas con menor aporte térmico se observó una disminución de la dureza. Esto estaría relacionado con el incremento de la fracción de austenita retenida. Las muestras con PWHT mostraron endurecimiento secundario asociado a fenómenos de precipitación.

Sobre la superficie de desgaste se observaron deformación plástica, óxidos, abrasión y adhesión. La resistencia al desgaste de las probetas tratadas térmicamente mejoró respecto de la condición AW, principalmente en las condiciones de bajo calor aportado. La mayor dureza y la precipitación de carburos coherentes favorecieron la resistencia a los desgastes adhesivo y abrasivo. Además la temperatura y la deformación plástica sobre la superficie produjeron una capa de óxido protectora. La mayor resistencia al desgaste coincidió con la máxima dureza.

Palabras claves: soldadura de recargue, acero martensítico, tratamiento térmico posterior a la soldadura (PWHT), desgaste.

1. INTRODUCCIÓN

La soldadura de recargue es un método muy utilizado para funcionalizar superficies sometidas a desgaste severo, corrosión u oxidación, que en los últimos tiempos se transformó en un campo de gran aplicación y desarrollo tecnológico tanto para la fabricación de nuevos componentes como para su reparación y la extensión de su vida útil dentro de diversas industrias [1]. En este sentido, el estudio sistemático de consumibles y procesos de soldadura aplicados a recargues duros es de gran interés para la optimización del diseño de dichos consumibles y para la evaluación y puesta a punto de procedimientos de soldadura. Así, el aporte térmico, la protección gaseosa utilizada, la temperatura de precalentamiento y el tratamiento térmico post-soldadura son algunas de las variables de estudio de mayor relevancia.

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 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 los parámetros de soldadura y el PWHT sobre el comportamiento frente al desgaste 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 soldaron 4 probetas de recargue sobre chapas 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.

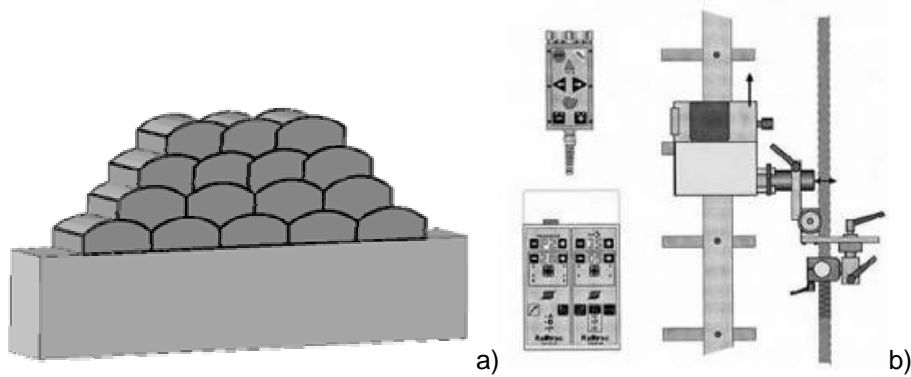


Figura 1.a). Secuencia de soldadura, b) Equipo Railtrac FW1000

El consumible empleado fue un alambre tubular de diámetro 1,2 mm del tipo metal-cored, que deposita un acero martensítico para herramientas. El proceso empleado fue Gas Metal Arc Welding (GMAW), con un equipo automático Railtrac FW1000 Flexi Weaver, como indica la figura 1b. Las variables del procedimiento analizadas fueron: gas de protección, calor aportado y tratamiento térmico post soldadura (PWHT). Los parámetros de soldadura empleados en los distintos casos se pueden ver en la tabla 1.

Tabla 1. Parámetros de soldadura.

Identificación	Gas de protección	Tensión (V)	Corriente (A)	Velocidad avance (mm/s)	Calor aportado (kJ/mm)
RC	Ar-2%CO ₂	28	180	2,6	1,9
RH	Ar-2%CO ₂	31	250	2,7	2,9
TC	Ar-20%CO ₂	28	190	2,6	2,1
TH	Ar-20%CO ₂	31	260	2,8	2,9

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

De cada probeta soldada se extrajeron 6 cortes transversales de 10 mm de espesor; sobre 3 de los cuales se realizaron los tratamientos térmicos post-soldadura a 550 °C, durante un período de 2 horas.

Se determinó la composición química sobre la superficie del último cordón por espectrometría de emisión (ES) y la composición local con energía dispersiva 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 (as welded-AW), se mecanizaron probetas para ensayos de desgaste con una máquina AMSLER en condición de deslizamiento puro, con una carga aplicada de 2000 N. La geometría de la probeta se observa en la figura 2a.

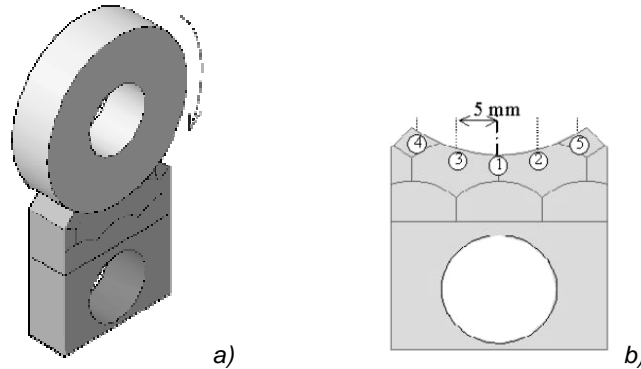


Figura 2.a) Esquema del par de desgaste (placa-rueda). b) Esquema de barrido de dureza superficial.

Como material de referencia se empleó un acero SAE 1020. La rugosidad superficial para ambas probetas (placa y rueda) fue de $R_a = 0,8 \mu\text{m}$. Pevio al ensayo las probetas se limpiaron con ultrasonido y se pesaron con una balanza analítica. Para cada condición se midió sobre la superficie de desgaste la microdureza (HV), según lo indicado en la figura 2b.

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. Se ensayaron 3 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 observaron la superficie desgastada y el *debris* recolectado 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 3 se muestra 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 en las radiografías.

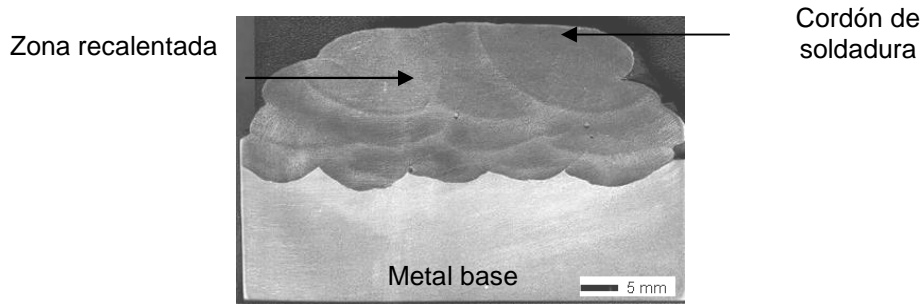


Figura 3. Corte transversal de la probeta RH.

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).

Tabla 2. Composición química (% en peso).

Condición	C	Mn	Si	Cr	Mo	V	W	Gas de protección	Calor aportado (kJ/mm)
RC	0,48	1,30	0,67	5,5	2,6	0,40	1,9	Ar-2%CO ₂	1,9
RH	0,44	1,20	0,60	5,3	2,4	0,34	1,8	Ar-2%CO ₂	2,9
TC	0,40	1,20	0,49	5,5	2,4	0,34	1,9	Ar-20%CO ₂	2,1
TH	0,47	1,10	0,49	5,3	2,3	0,36	1,8	Ar-20%CO ₂	2,9

Comparando las probetas soldadas con el mismo gas de protección, se obtuvieron valores levemente menores de Mn y Si en aquellas con mayor aporte térmico, como comportamiento general. Por otro lado, la composición química fue más rica en elementos de aleación para las probetas soldadas con menor contenido de CO₂. En este sentido, al existir una menor concentración de oxígeno en la atmósfera del arco, se consumió menor proporción de los elementos desoxidantes, por lo que en el metal de soldadura aumentó la concentración de dichos elementos [1].

3.3.- Caracterización microestructural

En la figura 4 se muestra la microestructura del metal depositado, obtenida de un corte transversal a una distancia de 100 micrones de la superficie de desgaste sobre la línea central del depósito de la probeta, correspondiente a la zona identificada como 1 en la figura 2b.

La microestructura para la condición AW estuvo compuesta por martensita y austenita retenida, observándose un patrón de segregación dendrítico más fino para las condiciones soldadas con menor calor aportado; 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 produjo una precipitación de

pequeños carburos, que podrían ser del tipo M_7C_3 , M_2C y MC , según lo reportado previamente [9, 10].

En los espectros de difracción de rayos X (XRD) obtenidos para las probetas tratadas térmicamente, se detectaron también martensita y austenita, pero esta última en menor cantidad, como lo indica la disminución de los picos correspondientes a la austenita, consistentemente con lo observado metalográficamente [11].

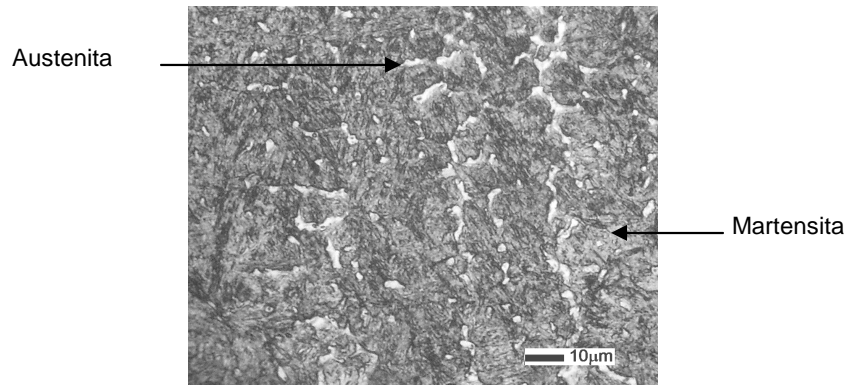


Figura 4. Microestructura de la condición RH.

Según el análisis realizado aplicando el método comparativo para cuantificar fases sobre los espectros de DRX, la condición RC es la que presentó el mayor contenido de austenita retenida (aprox. 16%), mientras que las demás condiciones presentaron valores del orden del 10%. Con el tratamiento térmico la austenita retenida tendió a transformarse totalmente en martensita.

3.4.- Propiedades Mecánicas

3.4.1.- Microdureza

En la figura 5 se observa que en las condiciones soldadas con menor aporte térmico se produjo una disminución de la dureza. Esto estaría relacionado al incremento de la fracción de austenita retenida en RC y la disminución del porcentaje de carbono en la martensita para TC [10].

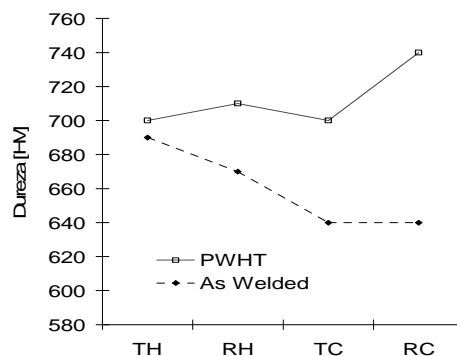


Figura 5. Dureza para todas las condiciones.

Para todas las condiciones tratadas térmicamente se observó un efecto de endurecimiento secundario acompañado de la transformación de la austenita retenida a martensita, que fue

mayor para la condición RC, lo que le confirió al material un incremento de dureza respecto de la condición AW. Principalmente para las condiciones TH, RH y TC la dureza alcanzada después del tratamiento térmico no presentó diferencias significativas debido a que tienen similar cantidad de elementos de aleación, los cuales son responsables de formar carburos coherentes de efecto endurecedor [10].

3.4.2.- 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.

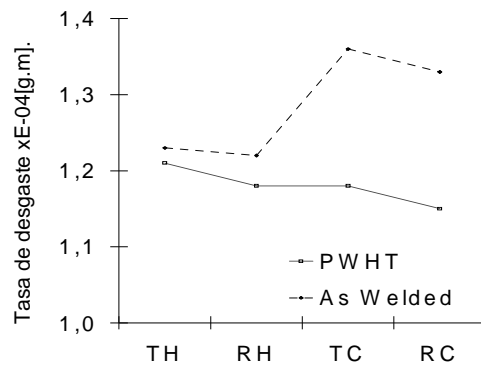


Figura 6. Pérdida de peso en función de la distancia recorrida.

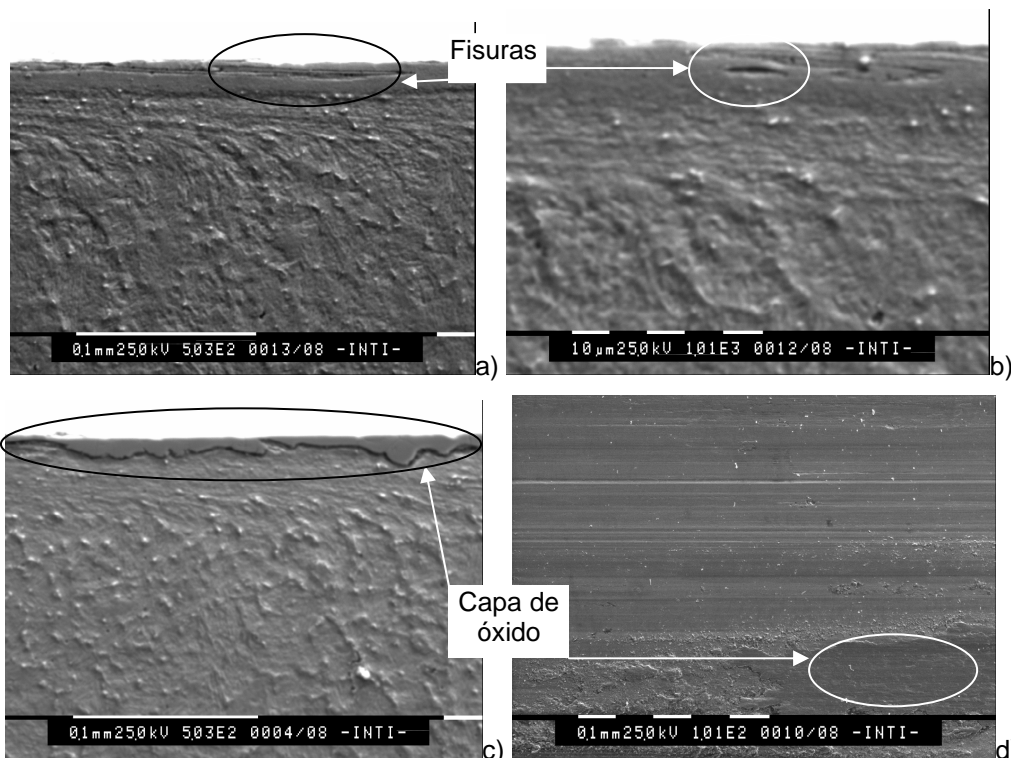


Figura 7. a y b) Corte transversal de RCA. c) Corte transversal de RCP. d) Vista superior de la superficie de desgaste RCP.

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 y 7b), que se propagan con el tiempo hasta alcanzar la longitud crítica, desprendiéndose luego del material en forma de debris [13-16]. A su vez, el material con sustrato más duro permitió generar una capa de óxido que le confirió mejor resistencia al desgaste, ver figuras 7c y 7d [16]. Sobre la superficie de desgaste se identificó como mecanismo principal el de abrasión, para todas las condiciones, como puede verse en la figura 7 d. También se observaron sobre la superficie desgastada zonas de desgaste adhesivo [16]. Durante el ensayo de desgaste, la temperatura de equilibrio alcanzada fue de alrededor de 510 °C. En cuanto a la dureza, se encontró una relación lineal entre ésta y la tasa de desgaste, como se observa en la figura 8.

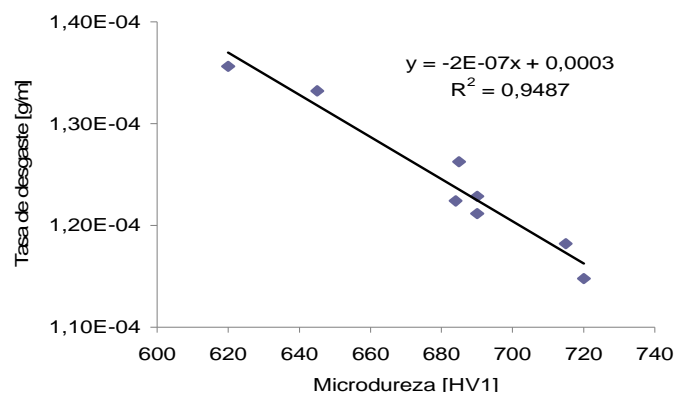


Figura 8. Relación entre la microdureza y la tasa de desgaste.

En la figura 9a se muestra una imagen SEM del debris recolectado para 3320m de distancia recorrida, correspondiente a la probeta RCP, que se presenta en dos grupos según su tamaño: partículas pequeñas (decenas de micrones) y partículas de mayor tamaño (cien micrones) con una morfología plana, correspondientes al material de recargue, según lo determinado con Espectrometría de Energías Dispersivas (EDS). En la figura 9b, con mayor magnificación, sobre la superficie del debris se observan desgaste adhesivo y líneas de abrasión (material de recargue) y en las partículas provenientes del material SAE1020, gran deformación plástica.

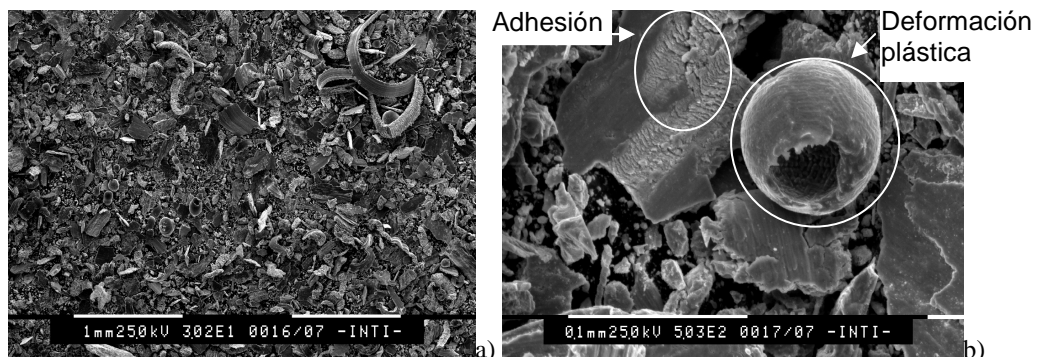


Figura 9.a y b) - Imágenes SEM del debris recolectado correspondiente a las probetas RCP.

Sobre la superficie desgastada de la probeta RC se realizó DRX (figura 10) 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 [17].

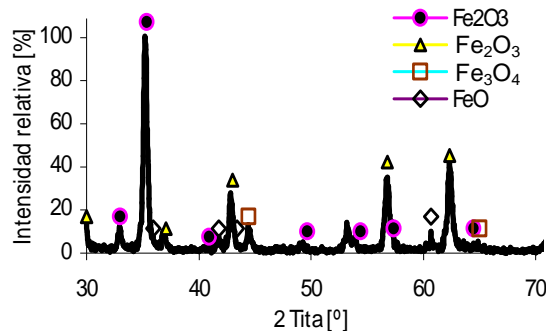


Figura 10. DRX realizado sobre la superficie desgastada de la placa (RC).

4. CONCLUSIONES

- La composición química fue más rica en elementos de aleación para las probetas soldadas con menor contenido de CO_2 . El aumento del calor aportado no afectó significativamente el contenido de elementos de aleación.
- La microestructura, en la zona de contacto de la probeta de desgaste del material de recargue, para todas las condiciones, estuvo compuesta principalmente de martensita y austenita retenida. Se detectó que para la condición soldada con menor aporte térmico y menor contenido de CO_2 la fracción de austenita fue mayor.
- La dureza fue menor para las condiciones soldadas con menor aporte térmico.
- Las muestras tratadas a 550 °C mostraron endurecimiento secundario y precipitación de carburos.
- El desgaste de las probetas de recargue en condición de deslizamiento puro en un ensayo AMSLER con una carga de 2000 N, mostró una variación lineal entre la pérdida de peso y la distancia recorrida, obteniéndose la expresión que relaciona estas magnitudes para todas las condiciones. Se obtuvo a su vez la tasa de desgaste para las distintas condiciones soldadas.
- Sobre los cortes transversales de las probetas ensayadas se pudo observar oxidación, deformación plástica, abrasión y adhesión.
- Las probetas con tratamiento térmico presentaron mejor resistencia al desgaste que las AW.
- El debris estuvo constituido por partículas blandas del material de referencia, partículas duras del material de recargue y óxidos.

6. REFERENCIAS

- [1] WELDING HANDBOOK, "Materials and Applications - Part 2"; Vol. 4, 8º ed. American Welding Society, Miami, pp 1-621, 1998.
- [2] M. D. HUISMAN, "Flux- and metal-cored wires, a productive alternative to stick electrodes and solid wires", *Svetsaren*, 1-2, pp. 6-14, 1996.
- [3] K. A. LYTTLE. "Metal Cored Wires: Where Do They Fit in Your Future?" *Welding Journal* 75(10), pp 35-38, 1996.

- [4] D. MYERS, "Metal Cored Wires: Advantages and Disadvantages", *Welding Journal* 81(9), pp. 39-42, 2002.
- [5] W. WU, L. HWU, D. LIN AND J. LEE: "The relationship between alloying elements and retained austenite in martensitic stainless steel welds"; *Scripta Materialia* 42, pp 1071-1076, 2000.
- [6] D. KOTEKI AND J. OGBORN: "Abrasión resistance of iron-based hardfacing alloys"; *Welding Journal* 74 (8), pp 269s-278s, 1995.
- [7] O. E. BORTONI, J.J. PATRONE, P. S. MARINO, "Recargues por soldadura de superficies sometidas a desgaste", *Siderurgia* 49, pp 114-139, Buenos Aires, Abril 1989.
- [8] A. GUALCO, H. G. SVOBODA, E. SURIAN, M. RAMINI, L. A. DE VEDIA., "Estudio de dilución en depósitos de soldadura para recargues duros", *Anales del Congreso SAM-CONAMET*, Mar del Plata, Argentina, 2005.
- [9] L.K. LESHCHINSKIY, S. S. SAMOTUGIN, "Mechanical properties of plasma-hardened 5% chromium tool steel deposited by arc welding", *Welding Research*, vol 1, pp 25-30, 2001.
- [10] J. D. VERHOEVEN, "Fundamentos de Metalurgia Física"; Editorial Limusa, 1ed., México, 1987.
- [11] A. GUALCO, H. G. SVOBODA, E. SURIAN, M. RAMINI, L. A. DE VEDIA., "Estudio del comportamiento al desgaste oxidativo de depósitos de soldadura martensíticos para recargue", a presentarse en el XXXIV CONSOLDA-National Welding Congress, Sao Paulo, Brasil, 2008.
- [12] EYRE, T.S.; MAYNARD, D., "Surface aspects of unlubricated metal-to-metal", *Wear*, 18, pp 301-310, 1971.
- [13] VARDAVOULIAS, M., "The role of hard second phases in the mild oxidational wear mechanism of high-speed steel-based materials", *Wear* 173, pp. 105-114, 1994.
- [14] P. L. HURRICKS, "Some aspects of the metallurgy and wear resistance of surface coating", *Wear* 22, pp 291-320, 1972.
- [15] S. HODMARK, O. VINGSBO AND S. FRIDSTRÖM, "Mechanisms of dry wear of some martensitic steel", *Wear* 31, pp 39-61, 1975.
- [16] S. HODMARK, O. VINGSBO, "Adhesive mechanisms in the wear of some tool steels", *Wear* 38, pp 341-359, 1976.
- [17] G. A. FONTALVO, C. MITTERER, "The effect of oxide-forming alloying elements on the high temperature wear of a hot work steel", *Wear* 25, pp 1491-1499, 2005.

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 APUENFI (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.