



# IV CAIM 2014

Cuarto Congreso Argentino de Ingeniería Mecánica



UNIVERSIDAD NACIONAL DEL NORDESTE  
FACULTAD DE INGENIERÍA  
Resistencia Chaco - Rep. Argentina

FORO  
DOCENTE  
DEL ÁREA  
MECÁNICA  
DE LAS  
INGENIERÍAS

FoDAMI

## EFFECTO DEL TRATAMIENTO TÉRMICO POST-SOLDADURA SOBRE LA MICROESTRUCTURA DE RECARGUES NANOESTRUCTURADOS BASE HIERRO

A. Gualco <sup>\*1</sup>, J. Gramajo <sup>1</sup>, E. Surian <sup>1</sup> y H. Svoboda <sup>2</sup>

<sup>\*1</sup> Secretaría de Investigación – Facultad de Ingeniería - Universidad Nacional de Lomas de Zamora. Camino de Cintura y Juan XXIII, (1832) Lomas de Zamora, Argentina.  
correo-e: agustingualco@yahoo.com.ar.

<sup>2</sup> Laboratorio de Materiales y Estructuras – INTECIN, Facultad de Ingeniería - Universidad de Buenos Aires. Av. Las Heras 2214 (1427), Ciudad de Buenos Aires, Argentina.  
CONICET, Av. Rivadavia 1813, C.A.B.A., Argentina.

### RESUMEN

En los últimos años se han desarrollado consumibles de soldadura que depositan recubrimientos duros de aleaciones base hierro nanoestructuradas de gran resistencia al desgaste abrasivo y erosivo. Las resistencias al desgaste erosivo y abrasivo están controladas principalmente por la microestructura. A su vez, la microestructura del metal depositado puede presentar variaciones con los parámetros de soldadura empleados o el tratamiento térmico posterior. La información disponible sobre los nuevos sistemas multicomponentes base Fe es escasa, por lo que resulta relevante conocer cómo diferentes tratamientos térmicos modifican la microestructura y otros aspectos del metal depositado. El propósito de este trabajo es estudiar el efecto de la temperatura de tratamiento térmico post-soldadura sobre la microestructura de una aleación nanoestructurada base hierro, depositada por el proceso semiautomático de soldadura bajo protección gaseosa de Ar-20%CO<sub>2</sub>, con un aporte térmico de 3,5 kJ/mm. Del cupón soldado se extrajeron muestras que fueron tratadas térmicamente a 500, 600, 700, 800 y 900 °C durante 3 horas. Se analizó la composición química y se caracterizó la microestructura usando microscopías óptica y electrónica de barrido y difracción de rayos X. También se midieron las microdurezas del depósito y de las fases presentes. Se encontró un aumento de la fracción de precipitados en la zona eutéctica, en las probetas tratadas a temperaturas de entre 800 y 900 °C. La microdureza del depósito varió de 910 HV para la probeta sin tratamiento térmico a 800 HV para las tratadas entre 700 y 800 °C y 1100 HV para la 900°C.

**Palabras Claves:** *desgaste abrasivo, tratamiento térmico, nanoestructurados, FCAW.*



# IV CAIM 2014

Cuarto Congreso Argentino de Ingeniería Mecánica



UNIVERSIDAD NACIONAL DEL NORDESTE  
FACULTAD DE INGENIERÍA  
Resistencia Chaco - Rep. Argentina

FORO  
DOCENTE  
DEL ÁREA  
MECÁNICA  
DE LAS  
INGENIERÍAS

FoDAMI

## 1. INTRODUCCIÓN

La tecnología de los materiales para recubrimientos superficiales ha experimentado un significativo progreso en los últimos años, desarrollándose continuamente revestimientos específicos para demandas particulares. En este aspecto, el estudio sistemático de los consumibles y los procedimientos de soldadura para aplicación de revestimientos duros, es de gran interés para la optimización del diseño de dichos consumibles y para la evaluación y puesta a punto de los mencionados procedimientos de soldadura. Dentro de este contexto, el calor aportado, la composición del gas de protección, la temperatura de pre-calentamiento y de entre pasadas y el tratamiento térmico post-soldadura son algunas de las variables más relevantes del procedimiento de soldadura [1, 2].

Recientemente se han desarrollado alambres tubulares que permiten depositar aleaciones de hierro con una matriz de  $\alpha$ -ferrita nanoestructurada con carburos y boruros precipitados [3]. Estos materiales poseen una elevada dureza asociada al extremadamente pequeño tamaño de cristallita de la matriz, del orden de 30 a 50 nm. Además, estos materiales presentan en general precipitados ultra duros, como carburos de niobio, boro (o carboboburos de cromo) o tungsteno que mejoran la resistencia al desgaste abrasivo. Se aplican sobre superficies nuevas o sobre piezas desgastadas de equipos, proporcionando propiedades específicas como pueden ser resistencias al desgaste abrasivo y adhesivo, a la erosión, a la corrosión, al calor y sus combinaciones [1]. En base a recientes estadísticas se estima que el 50-60% de los elementos de equipos se desgastan debido a erosión y/o abrasión (de baja presión, alta presión, en seco o húmedo) [1, 2, 4] por lo que su aplicación presenta un fuerte impacto en la vida de componentes.

La resistencia al desgaste abrasivo de depósitos obtenidos por FCAW depende de muchos factores, pero principalmente la microestructura define sus propiedades [2, 4-6]. Además estos materiales pueden estar sometidos a ambientes con elevadas temperaturas, lo que genera transformaciones microestructurales que cambian su resistencia al desgaste. En la actualidad, la información disponible sobre el efecto de la temperatura de trabajo sobre los nuevos sistemas multicomponentes base Fe es escasa, por lo que resulta relevante conocer cómo diferentes temperaturas modifican la microestructura y otros aspectos del metal depositado. El propósito del siguiente trabajo fue estudiar la influencia de la temperatura de tratamiento térmico sobre la microestructura, el tamaño de cristallita y la microdureza de depósitos de aleaciones base Fe nanoestructuradas.

## 2. MATERIALES Y MÉTODOS.



# IV CAIM 2014

Cuarto Congreso Argentino de Ingeniería Mecánica



UNIVERSIDAD NACIONAL DEL NORDESTE  
FACULTAD DE INGENIERÍA  
Resistencia Chaco - Rep. Argentina

FORO  
DOCENTE  
DEL ÁREA  
MECÁNICA  
DE LAS  
INGENIERÍAS

FoDAMI

El consumible empleado fue un alambre tubular de diámetro 1,6 mm, depositado mediante el proceso semiautomático de soldadura bajo protección gaseosa, con una longitud libre del alambre de 20 mm, en forma mecanizada, empleando un dispositivo Miggytrac. En la tabla 1 se muestra la composición química nominal del metal depositado según el fabricante.

Tabla 1. Composición química del metal de aporte puro (% en peso).

C	Mn	Si	Cr	Nb	B	Fe
<2	<2	<2	<18	<6	<6	resto

A fin de poder evaluar el efecto del tratamiento térmico sobre las propiedades del depósito se soldó un cupón en posición plana, sobre chapa base de 150x75x12,5 mm de acero al carbono tipo SAE 1010. La secuencia de soldadura fue de 4 cordones para la primera capa y de 3 cordones para la segunda capa, como se muestra esquemáticamente en la figura 1. El gas de protección utilizado fue Ar-20CO<sub>2</sub>. Los parámetros de soldadura empleados, seleccionados en base a trabajos previos [7] se pueden ver en la tabla 2.

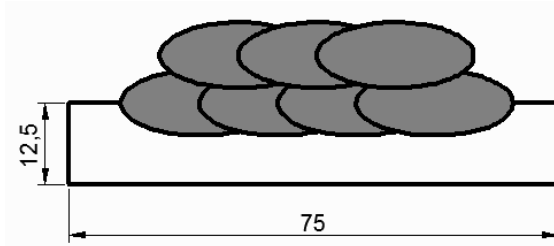


Figura 1 Esquema de los cupones; unidades en mm.

Tabla 2. Parámetros de soldadura.

Gas de protección	Tensión [V]	Corriente [A]	Velocidad avance [mm/s]	Calor aportado [kJ/mm]
Ar-20%CO <sub>2</sub>	35	300	3	3,5

De la probeta soldada se extrajeron cortes transversales, sobre los cuales se realizaron tratamientos térmicos post-soldadura a 500, 600, 700, 800 y 900 °C, durante 3 horas. Las probetas se identificaron en función de la temperatura de revenido y AW para la que no fue tratada térmicamente.



# IV CAIM 2014

Cuarto Congreso Argentino de Ingeniería Mecánica



UNIVERSIDAD NACIONAL DEL NORDESTE  
FACULTAD DE INGENIERÍA  
Resistencia Chaco - Rep. Argentina

FORO  
DOCENTE  
DEL ÁREA  
MECÁNICA  
DE LAS  
INGENIERÍAS

FoDAMI

Se determinó la composición química mediante espectrometría de emisión por chispa (ES). El boro fue medido mediante la técnica de vía húmeda. La composición local se determinó usando espectrometría de energías dispersivas de rayos X (EDS). Para las distintas condiciones analizadas se caracterizó la microestructura mediante microscopía electrónica de barrido (SEM). A partir de los cortes tratados térmicamente y en condición como soldado (as welded-AW), se mecanizaron probetas para la realización de mediciones de dureza  $HV_2$ . Para la medición de la microdureza de las fases se estudiaron varias cargas y diferentes tiempos de ataque metalográfico seleccionándose finalmente  $HV_{0,025}$  y 3-4 segundos de ataque. Sobre la superficie de los cupones se realizó difracción de rayos X (DRX), zona rayada de la figura 2. El equipo empleado fue un RIGAKU, con tubo de Cu y radiación  $K-\alpha$ . Los barridos se realizaron de  $35^\circ$  a  $95^\circ$  con una velocidad de  $1^\circ$  por minuto.

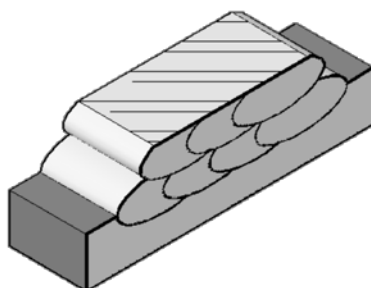


Figura 2 Esquema de la zona donde se realizó DRX.

### 3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN.

#### 3.1 Inspección visual

En la figura 3 se puede ver el aspecto superficial de la segunda capa de los cordones depositados.

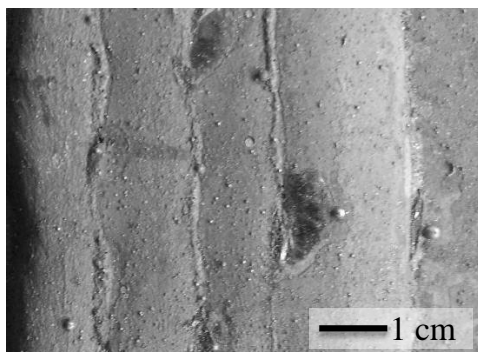


Figura 3 Vista superior de los cordones soldados.



# IV CAIM 2014

Cuarto Congreso Argentino de Ingeniería Mecánica



UNIVERSIDAD NACIONAL DEL NORDESTE  
FACULTAD DE INGENIERÍA  
Resistencia Chaco - Rep. Argentina

FORO  
DOCENTE  
DEL ÁREA  
MECÁNICA  
DE LAS  
INGENIERÍAS

FoDAMI

Se observó que en la probeta soldada los niveles de salpicaduras y de generación de escoria fueron bajos. Además, los cordones presentaron una buena terminación superficial.

## 3.2 Macrografía

En la figura 4 se muestran las fotomacrografías del corte transversal del cupón. Se puede ver tanto el metal base como el depósito, observándose la ausencia de defectos macroscópicos, como poros e inclusiones. Se encontraron fisuras transversales que se produjeron durante el enfriamiento del cordón soldado.

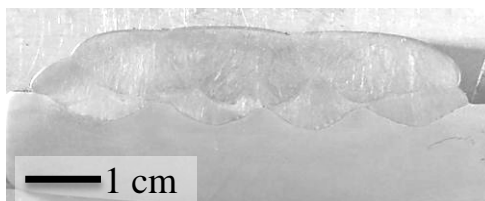


Figura 4 Macrografía de la probeta soldada.

En base a la geometría de los cordones se calculó la dilución [2] de cada muestra mediante un software de análisis de imágenes. La segunda capa presentó una dilución del 16%.

## 3.3 Composición química

En la tabla 3 se muestra el resultado del análisis químico medido sobre la superficie del último cordón, mediante espectrometría de emisión por chispa (ES): los valores se encuentran dentro de las especificaciones del fabricante.

Tabla 3. Composición química del metal de aporte puro (% en peso)

C	Mn	Si	Cr	Nb	B	Fe
1,19	0,26	1,11	18,4	4,7	4,9	resto

El material depositado presentó una alta concentración de elementos de aleación, dentro del sistema Fe-(Nb,Cr)-(C,B). La composición química cumple con las reglas para la formación de nanoestructuras las cuales son: una diferencia de radio atómico mayor al 12%, que el sistema sea multicomponente, con al menos tres elementos de aleación y que el calor de mezcla entre sus elementos sea negativo [8-10].



### 3.4. Caracterización microestructural

En la figura 5a se muestra una micrografía de la probeta AW. Se pueden distinguir los carburos de niobio de tamaño de 2 a 4  $\mu\text{m}$ , también se pueden ver los carboboruros  $\text{M}_{23}\text{X}_6$  de 10 a 15  $\mu\text{m}$  y el eutéctico formado de láminas planas y globulares de espesor 1 a 3  $\mu\text{m}$  de precipitados del tipo  $\text{M}_7\text{X}_3$  en una matriz  $\alpha\text{-Fe}$ . Según lo reportado en la literatura [11,12], los primeros carburos en aparecer durante el proceso de solidificación son los CNb. Posteriormente, con la disminución de la temperatura, nuclean sobre dichos carburos los carboboruros complejos  $\text{M}_{23}\text{X}_6$ , como se indica en la figura. Finalmente, a partir del líquido remanente se forma el eutéctico,  $\alpha\text{-Fe}$  y  $\text{M}_7\text{X}_3$  [11-13]. En las figuras 5 b, c, d y e se observan los EDS correspondientes con las diferentes fases.

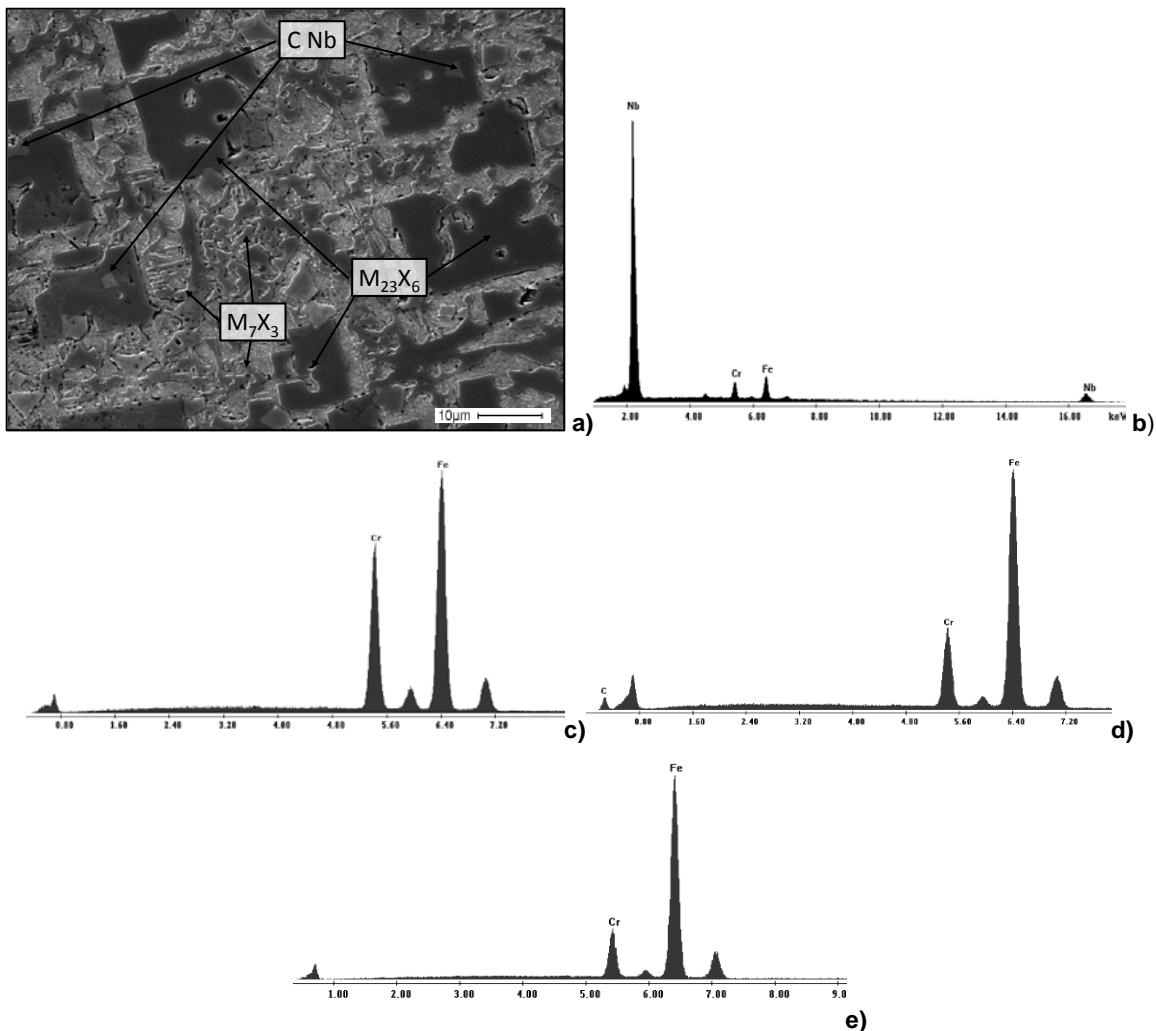


Figura 5 a) Imagen SEM de la probeta AW, b) EDS del carburo de niobio, c) EDS del carboboruro  $\text{M}_{23}\text{X}_6$ , d) y e) EDS del carboboruro  $\text{M}_7\text{X}_3$  y la fase  $\alpha\text{-Fe}$  del eutéctico.



# IV CAIM 2014

Cuarto Congreso Argentino de Ingeniería Mecánica

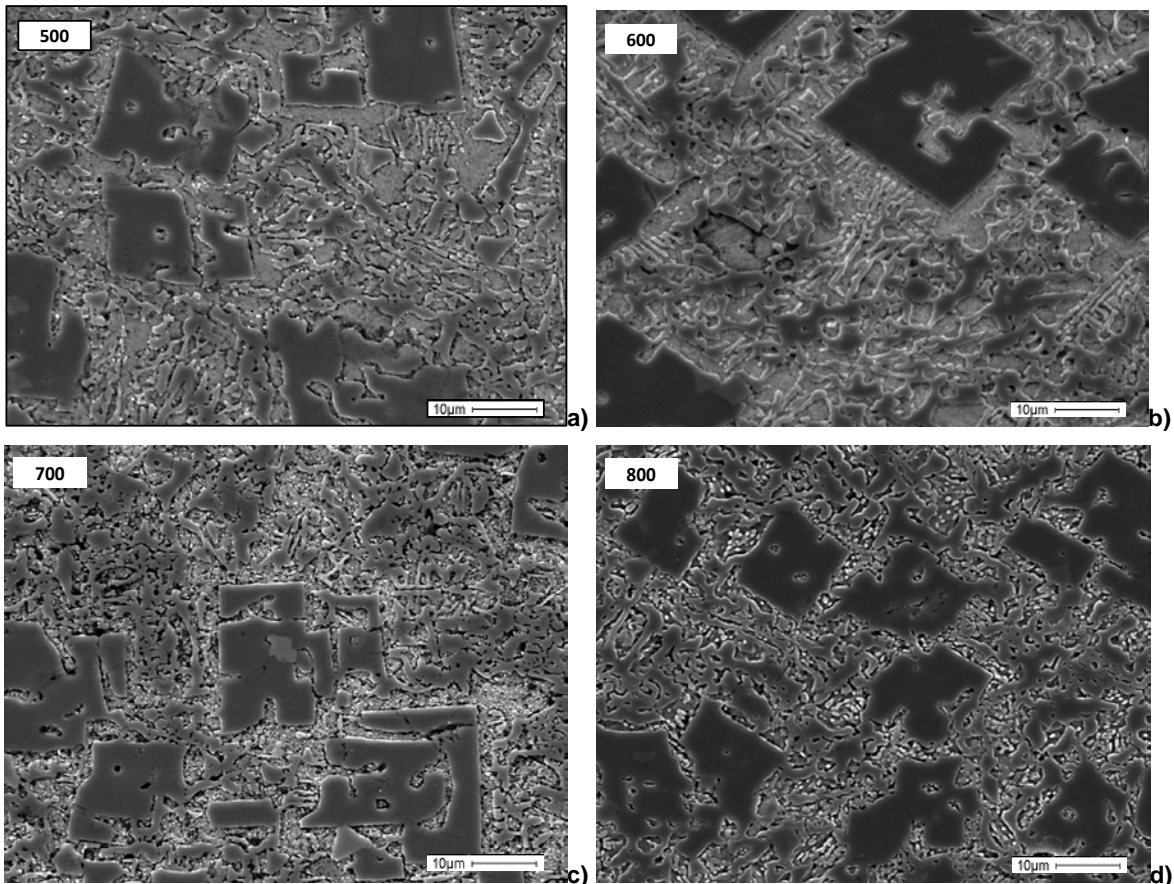


UNIVERSIDAD NACIONAL DEL NORDESTE  
FACULTAD DE INGENIERÍA  
Resistencia Chaco - Rep. Argentina

FORO  
DOCENTE  
DEL AREA  
MECANICA  
DE LAS  
INGENIERIAS

FoDAMI

En las figuras 6 se muestran las imágenes SEM de las probetas tratadas térmicamente entre 500 y 900 °C. Se encontró un engrosamiento del carburo eutéctico para las probetas tratadas desde los 500 a los 800 °C. Esto estaría relacionado con la redistribución de C y B y la transformación del carboboruro  $M_7X_3$  al  $M_{23}X_6$  [13]. Esto es consistente con lo observado en los espectros de difracción. Además se observó la precipitación de pequeños carburos  $MX$  y  $M_2X$  ( $M=Cr,Fe$ ;  $X=C,B$ ) sobre la matriz  $\alpha$ -Fe. Esto estaría asociado con la pérdida de solutos de la matriz nanoestructura. En la probeta tratada a 900 °C se puede ver una disolución parcial de los carburos eutécticos y la coalescencia de los carburos secundarios del tipo  $M_7X_3$  [13-15]. En la figura 6f se muestra el EDS de dichos precipitados.





# IV CAIM 2014

Cuarto Congreso Argentino de Ingeniería Mecánica



UNIVERSIDAD NACIONAL DEL NORDESTE  
FACULTAD DE INGENIERÍA  
Resistencia Chaco - Rep. Argentina

FORO  
DOCENTE  
DEL AREA  
MECANICA  
DE LAS  
INGENIERIAS

## FoDAMI

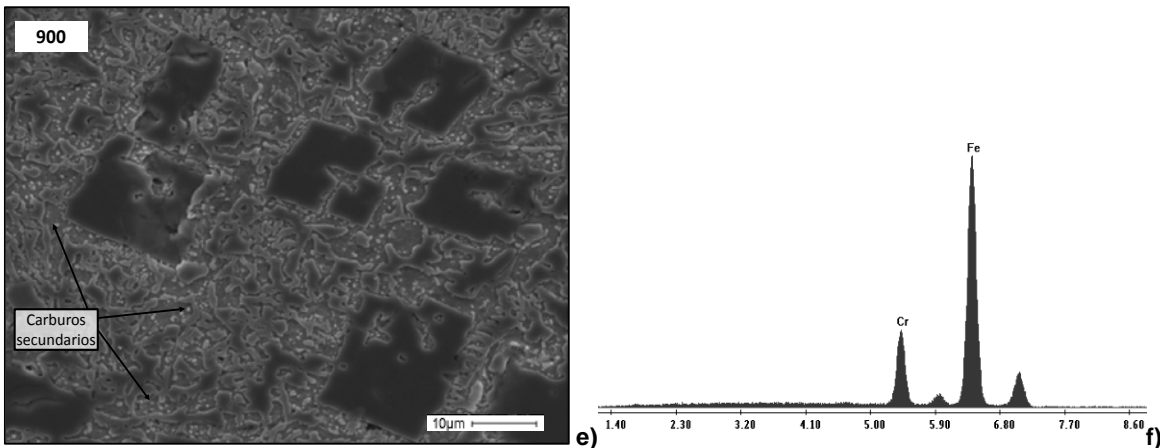


Figura 6 Imagen SEM de la probetas tratadas a a) 500, b) 600, c) 700, d) 800 y e) 900 °C. EDS de los carburos secundarios.

En la figura 7 se muestran los espectros de DRX obtenidos para todas las condiciones.

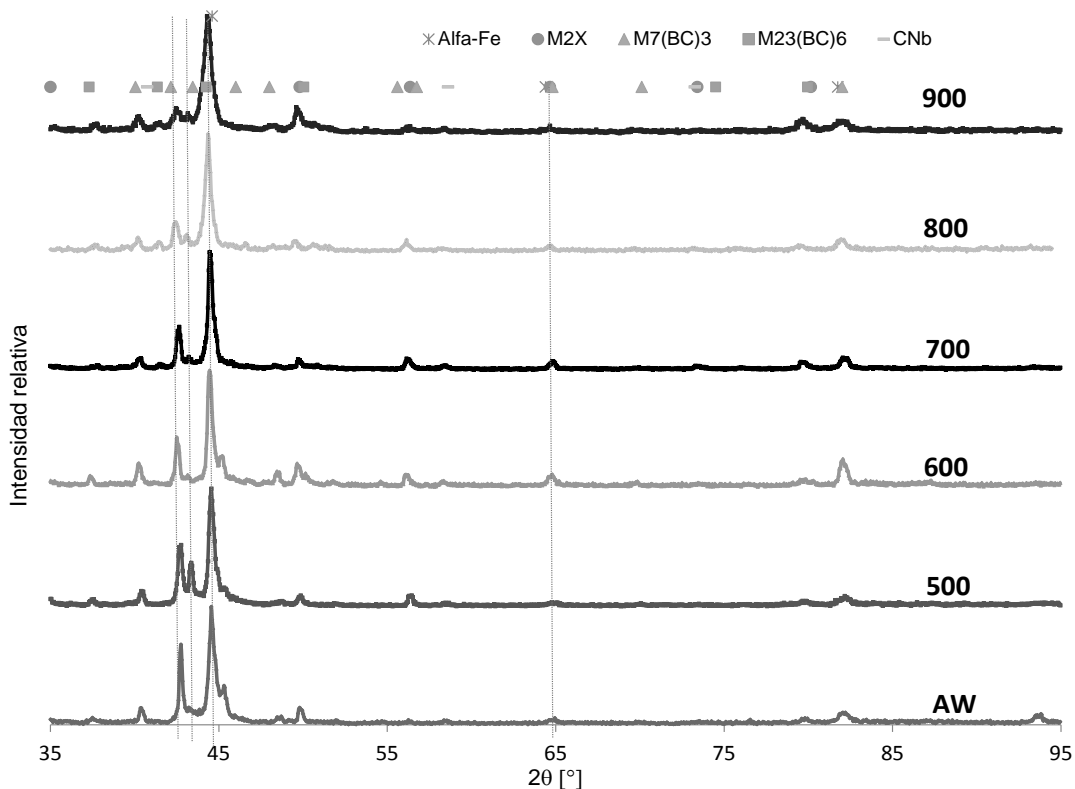


Figura 7 Espectros de DRX de todas las condiciones.

En la figura 7 puede verse que la microestructura estuvo formada por  $\alpha$ -Fe, detectándose también la presencia de carboboruros metálicos  $((Cr,Fe)_7(B,C)_3)$ ,  $((Cr,Fe)_{23}(B,C)_6)$  [9-11]. Se observó una



# IV CAIM 2014

Cuarto Congreso Argentino de Ingeniería Mecánica



UNIVERSIDAD NACIONAL DEL NORDESTE  
FACULTAD DE INGENIERÍA  
Resistencia Chaco - Rep. Argentina

FORO  
DOCENTE  
DEL AREA  
MECANICA  
DE LAS  
INGENIERIAS

FoDAMI

disminución monótona del carboboruro  $M_7X_3$  desde la probeta AW hasta los  $800^\circ\text{C}$ . Además se puede ver un crecimiento de la fracción de carburos  $M_{23}X_6$ . Se detectó la presencia de carburos de Nb y precipitados  $(\text{Cr,Fe})_2(\text{C,B})$  para todas las probetas.

### 3.4. Microdureza.

En la figura 8 se presentan los resultados de microdureza, promedio de cinco mediciones, de las diferentes fases. La microdureza de las fases se midió con  $\text{HV}_{0,025}$ .

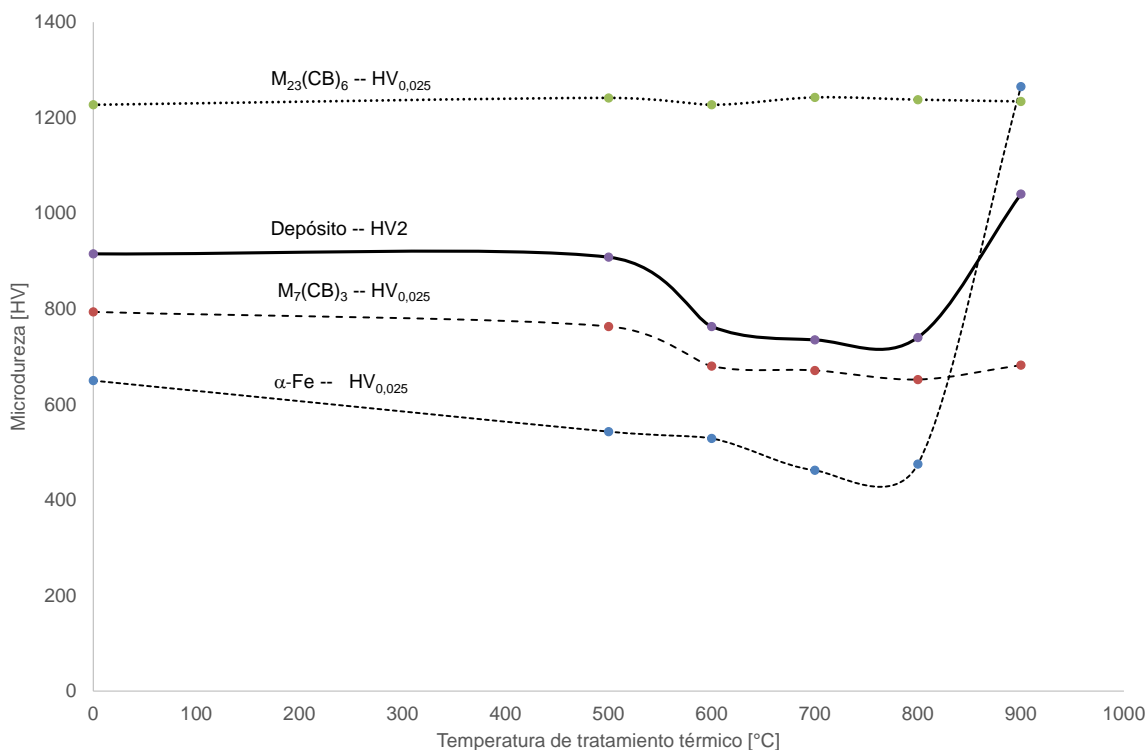


Figura 8 Gráfica de la microdureza de las fases en función de la temperatura de tratamiento térmico.

Se observó que la dureza  $\text{HV}_2$ , dureza del depósito, presentó una disminución hasta los  $800^\circ\text{C}$  y un endurecimiento para la probeta tratada a los  $900^\circ\text{C}$ . Esto estaría asociado con las variaciones de las microdurezas de las fases, como se observa en la figura 8. Se puede ver que la microdureza del carboboruro  $M_{23}X_6$  no presentó significativas modificaciones para todas las probetas siendo los valores obtenidos consistentes con lo esperado para este tipo de materiales [15]. Además, que el tratamiento térmico de la fase  $\alpha\text{-Fe}$  hasta los  $800^\circ\text{C}$  produjo una disminución de la microdureza. Esto estaría asociado con la pérdida de elementos solubilizados y el aumento del tamaño de



# IV CAIM 2014

Cuarto Congreso Argentino de Ingeniería Mecánica



UNIVERSIDAD NACIONAL DEL NORDESTE  
FACULTAD DE INGENIERÍA  
Resistencia Chaco - Rep. Argentina

FORO  
DOCENTE  
DEL ÁREA  
MECÁNICA  
DE LAS  
INGENIERÍAS

FoDAMI

cristalita [16-18]. Por último, para la probeta tratada a 900 °C se observó un fuerte aumento de la dureza debido a la presencia de carburos  $M_2X$  y  $M_7X_3$  (M:Cr,Fe; X:C,B) de endurecimiento secundario [13-15].

#### 4. CONCLUSIONES.

- La probeta soldada presentó una buena terminación superficial, bajos niveles de salpicaduras y de escorias. La mayoría de los cordones fisuraron durante el enfriamiento.
- El material depositado presentó una alta concentración de elementos de aleación, dentro del sistema Fe-(Nb,Cr)-(C,B).
- La microestructura estuvo formada por una matriz de  $\alpha$ -Fe, carboboruros metálicos ( $M_7(BC)_3$ ,  $M_{23}(BC)_6$ ) y NbC.
- En las probetas tratadas térmicamente entre 500 y 800 °C se observó un engrosamiento del carburo eutéctico. Además se encontró la precipitación de pequeños carburos MX y  $M_2X$  (M:Cr,Fe; X:C) sobre la matriz  $\alpha$ -Fe. En la probeta tratada a 900 °C se observó una disolución parcial de los carburos eutécticos y el engrosamiento de los carburos secundarios del tipo  $M_7X_3$ .
- Se observó que la dureza del depósito, presentó una disminución hasta los 800 °C y un endurecimiento para la probeta tratada a los 900 °C. Esto estaría asociado con las variaciones de las microdurezas de las fases. Se puede ver que en la fase  $\alpha$ -Fe hasta los 800 °C se produjo una disminución de la microdureza lo que estaría asociado a la pérdida de elementos solubilizados y el aumento del tamaño de cristalita. A 900 °C se observó un fuerte aumento de la dureza producto de la presencia de carburos  $M_2X$  y  $M_7X_3$  (M:Cr,Fe; X:C,B) de endurecimiento secundario.

#### Agradecimientos

Los autores agradecen a EUTECTIC-CONARCO Argentina por la provisión del consumible utilizado, a AIR LIQUIDE Argentina por la donación de los gases de soldadura, a EUTECTIC-USA por la realización de los análisis químicos, al LABORATORIO DE MICROSCOPIA ELECTRÓNICA DE INTI - MECÁNICA por la realización de la microscopía electrónica de barrido y a APUEMFI (Asociación de Profesores Empresarios Área Mecánica de la Facultad de Ingeniería-Universidad Nacional de Lomas de Zamora) por el apoyo económico al presente proyecto.

#### REFERENCIAS.

- [1] G.E Linnert, "Welding metallurgy carbon and alloy steels"; 4 ed. AWS: Miami, Florida, p. 474, 1994.
- [2] S. Merrick, D. Kotecki and J. Wu, "Materials and applications - Part 2": Welding Handbook, American Welding Society, 1998.



# IV CAIM 2014

Cuarto Congreso Argentino de Ingeniería Mecánica



UNIVERSIDAD NACIONAL DEL NORDESTE  
FACULTAD DE INGENIERÍA  
Resistencia Chaco - Rep. Argentina

FORO  
DOCENTE  
DEL ÁREA  
MECÁNICA  
DE LAS  
INGENIERÍAS

FoDAMI

- [3] G. Heath, "Nanotechnology and Welding – Actual and possible future applications"; Proceedings of the CASTOLIN-EUTECTIC SEMINAR, Brussels: Belgium, p. 25-35, 2006.
- [4] A. Klimpel, "Robotized PTA surfacing of nanomaterial layers", Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering; Vol. 37 (2), p.644-651, 2009.
- [5] A. Klimpel and D. Janicki, "A study of worn wear plates of fan blades of steel mill fumes suction system"; Proceedings of the 13th Scientific International Conference, Achievements in Mechanical and Materials Engineering AMME'2005, Polonia: Gliwice, p. 307-310, 2005.
- [6] D.Koteki; J. Ogborn, "Abrasion resistance of iron-based hardfacing alloys". Welding Journal. Vol. 74, 8, 269s-278s, 1995.
- [7] A. Gualco, H.G. Svoboda and E.S. Surian, "WEAR RESISTANCE OF Fe-BASED NANOSTRUCTURED HARDFACING"; Procedia Material Science, 2013.
- [8] Datasheet: TeroMatec 395NOA, Eutectic Castolin-ESAB, USA, 2008.
- [9] H. Gleiter, "Nanostructured materials: basic concepts and microstructure"; Acta Materialia, Vol. 48, n.1, p. 1-29, 2000.
- [10] A. Inoe, "Amorphous and nanocrystalline materials: Preparation, properties, and applications"; Springer, p.206, 2010.
- [11] D.J. Branagan, M.C. Marshall and B.E. Meacham, "High toughness high hardness iron based PTAW weld materials"; Materials Science and Engineering A 428, p. 116–123, 2006.
- [12] X. Zhi, J. Xing, H. Fu and B. Xiao, "Effect of niobium on the as-cast microstructure of hypereutectic high chromium cast iron"; Materials Letters 62, p 857–860, 2008.
- [13] S. Maa, Jiandong Xinga, G. Liua, D. Yia, H. Fub, J. Zhanga and Y. Li, "Effect of chromium concentration on microstructure and properties of Fe–3.5B alloy"; Materials Science and Engineering A, A 527, p. 6800–6808, 2010.
- [14] X. Zhi, J Xing, Y. Gao, H. Fu, J. Peng and B. Xiao, "Effect of heat treatment on microstructure and mechanical properties of a Ti-bearing hypereutectic high chromium white cast iron"; Materials Science and Engineering A 487, p. 171–179, 2008.
- [15] N. Yüksel and S. Suahin, "Wear behavior–hardness–microstructure relation of Fe–Cr–C and Fe–Cr–C–B based hardfacing alloys"; Materials and Design 58, p. 491–498, 2014.
- [16] J. Weissmiüller, "Some basic notions on nanostructured solids"; Materials Science and Engineering, A Vol.179-180, p. 102-107, 1994.
- [17] D.G. Morris, "The origins of strengthening in nanostructured metals and alloys"; Revista de metalurgia, Vol.46, n.2, p. 173-186, 2010.
- [18] G.R. Fougere, J.R. Weertman and R.W. Siegel, "On the hardening and softening of nanocrystalline materials"; Nanostructured Materials Journal, Vol. 3 (1-6), p. 379-384, 1993.