



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

EFECTO DEL TRATAMIENTO TÉRMICO DE SOLUBILIZADO Y REVENIDO SOBRE LAS PROPIEDADES MECÁNICAS DE UN DEPÓSITO DE SOLDADURA DE ACERO INOXIDABLE SUPERMARTENSÍTICO

S. Zappa ^{*1}; J. Carlón ¹; H. Svoboda ^{2,3} y E. Surian ¹

^{*1} 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: zappasebastian@hotmail.com

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

³ CONICET, Av. Rivadavia 1813, C.A.B.A., Argentina.

RESUMEN

Los aceros inoxidable supermartensíticos presentan una buena combinación de propiedades: soldabilidad, resistencia mecánica, tenacidad y resistencia a la corrosión. Estos aceros están siendo utilizados en diferentes aplicaciones, fundamentalmente en las industrias del gas y del petróleo. Las propiedades finales del depósito de soldadura de acero inoxidable supermartensítico dependen de la composición química y fundamentalmente de la microestructura: martensita, martensita revenida, ferrita y austenita retenida. En estos aceros, los tratamientos térmicos post-soldadura, habitualmente utilizados para ajustar las propiedades finales del depósito a través de la evolución microestructural, son de revenido. La variación en la temperatura de revenido genera cambios en el contenido de las fases presentes en la microestructura siendo el propósito de este tratamiento térmico, el de asegurar el completo revenido de la martensita y aumentar los contenidos de austenita retenida, disminuyendo la dureza y aumentando la tenacidad. El objetivo de este trabajo fue estudiar el efecto de tratamientos térmicos post-soldadura - solubilizado con barridos de simples revenidos - sobre la microestructura y las propiedades mecánicas de un depósito de acero inoxidable supermartensítico. Para cumplir con los objetivos, se soldó una probeta de metal de aporte puro según la norma AWS A5.22-95, mediante el proceso semiautomático de soldadura bajo protección gaseosa, utilizando un alambre tubular que deposita un acero inoxidable supermartensítico. De este cupón se extrajeron muestras sobre las que se realizaron tratamientos térmicos de solubilizado (a 1000 °C durante 60 minutos) con barridos de simples revenidos (de 580 a 680 °C durante 15 minutos). Se determinó la composición química, se llevó a cabo la caracterización microestructural (mediante microscopías óptica y electrónica de barrido y difracción de rayos X) y se midieron las propiedades mecánicas (dureza, tracción y tenacidad Charpy-V). Sobre las distintas muestras tratadas se obtuvieron diferentes fracciones de austenita que modificaron la dureza, la resistencia a la tracción y la tenacidad.

Palabras Claves: Acero Inoxidable Super Martensítico; GMAW; PWHT; Microestructura; Propiedades Mecánicas.



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

1. INTRODUCCIÓN

Los aceros inoxidable supermartensíticos (SMSS) fueron desarrollados en base a los aceros inoxidable martensíticos clásicos (11-14%Cr), reduciendo el contenido de C y aumentando los contenidos de Ni y Mo [1-2]. El bajo contenido de C mejora la soldabilidad, disminuye la dureza y aumenta la resistencia a la corrosión; la presencia de Ni provee una estructura completamente martensítica, libre de ferrita delta y el Mo aumenta la resistencia a la corrosión [1-4]. Los SMSS han sido desarrollados como una alternativa tecnológica, de menor costo, por sus buenas propiedades mecánicas y de resistencia a la corrosión [5-7] para ser aplicados en turbinas hidráulicas, cuerpos de válvulas, cañerías de alta presión, sobre todo en la industria petroquímica y en cañerías para transporte de gas y petróleo, tanto en tierra como en plataformas “off-shore” [5-7]. El proceso semiautomático de soldadura con protección gaseosa, utilizando consumibles tubulares con relleno metálico, es reconocido como una muy interesante alternativa tecnológica para la soldadura de estos materiales y su implementación industrial ha crecido en el último tiempo [2]. En los SMSS, los tratamientos térmicos post-soldadura (PWHT) son usualmente necesarios para ajustar las propiedades finales de los depósitos de soldadura, basados en la evolución microestructural (control de los contenidos de martensita, martensita revenida, austenita, carburos, etc.) [8]. Los PWHTs son diferentes para cada grado de acero, pero en general, los SMSS poseen altos valores de dureza y baja tenacidad, por la estructura prácticamente martensítica sin revenir, obtenida en los depósitos de soldadura en condición como soldado [4, 9]. En estos aceros se utilizan revenidos con tiempos menores de media hora [11] para asegurar el completo revenido de la martensita y maximizar el contenido de austenita retenida, generando una disminución de la dureza y un aumento de la tenacidad [2, 10]. Los solubilizados comprendidos entre los 950 y 1050 °C logran homogeneizar la composición química [12]. Con simples revenidos se logra disminuir la dureza de la martensita [13] y modificar los contenidos de austenita retenida, dependiendo de la temperatura y el tiempo [9, 11-12].

La austenita es la fase más importante en estos aceros ya que puede modificar la dureza, las propiedades mecánicas, la tenacidad y la resistencia a la corrosión y, por medio de apropiados ciclos de tratamientos térmicos, se pueden alcanzar grandes contenidos de esta fase en la microestructura [14].

El objetivo de este trabajo fue estudiar el efecto de tratamientos térmicos post-soldadura (solubilizado y revenido, variando la temperatura de revenido), sobre la dureza, las propiedades en



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

tracción y la energía de impacto Charpy-V en un depósito de soldadura, sin dilución con el metal base, de acero inoxidable supermartensítico.

2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

Se soldó un cupón de metal de aporte puro de acero inoxidable supermartensítico acorde con la norma ANSI/AWS A5.22-95 [15] usando un consumible tubular con relleno metálico de 1,2 mm de diámetro por el proceso semiautomático de soldadura con protección gaseosa (FCAW) en forma manual. Las chapas empleadas en las probetas de aporte puro fueron de acero al carbono, habiéndose enmantecado la junta con el consumible a estudiar, según lo indica la mencionada norma [15]. Los parámetros de soldadura del cupón se presentan en la Tabla 1. Dichos parámetros son el promedio de los valores monitoreados en el equipo durante la soldadura para cada cordón soldado. La velocidad de alimentación del alambre fue de 9 mm/s. Asimismo, el calor aportado es el promedio de los calores aportados en cada cordón.

Tabla 1 Parámetros de soldadura

Gas de protección	Tensión [V]	Corriente [A]	Velocidad de soldadura [mm/seg]	Calor aportado [kJ/mm]
Ar+2%CO ₂	29	295	6	1,4

La posición de soldadura fue bajo mano, el caudal de gas fue de 18 L/min y la longitud libre del alambre fue de 20 mm. Las temperaturas de precalentamiento y entre pasadas fueron de 100 °C y el cupón se confeccionó con cinco capas; un cordón en la primera capa, dos cordones en la segunda, tercera y cuarta capa y tres cordones en la última capa. Una vez soldado el cupón se evaluó radiográficamente según la norma ANSI B.31.3:1996 [16] con el fin de detectar defectos.

La composición química del metal de aporte puro se determinó por espectrometría de emisión óptica y los contenidos de C, O, N y S con equipos Leco™.

Del cupón soldado se realizaron cortes transversales para estudios de composición química, metalografía y dureza. Además, se mecanizaron probetas de tracción transversales, de acuerdo con la norma ASTM E8-2004 [17] y de Charpy-V según ASTM E23-2005 [18]. La particularidad de estos mecanizados es que tanto la longitud calibrada de la probeta de tracción como la entalla de la probeta de Charpy-V se ubican en la zona central del cupón de soldadura denominado metal de aporte puro sin efecto de dilución.

Una vez mecanizadas las probetas se realizaron los tratamientos térmicos post soldadura de acuerdo con la Tabla 2.



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

Tabla 2 Identificación de las probetas en función de los ciclos térmicos

Identificación	Solubilizado	Revenido
1000	1000 °C; 60 minutos	-
580	1000 °C; 60 minutos	580 °C; 15 minutos
600	1000 °C; 60 minutos	600 °C; 15 minutos
620	1000 °C; 60 minutos	620 °C; 15 minutos
640	1000 °C; 60 minutos	640 °C; 15 minutos
660	1000 °C; 60 minutos	660 °C; 15 minutos
680	1000 °C; 60 minutos	680 °C; 15 minutos

Los parámetros de los tratamientos térmicos utilizados en este trabajo fueron seleccionados acorde con lo reportado por la literatura [1, 9, 19], con el propósito de homogeneizar la microestructura, revenir la martensita y maximizar los contenidos de austenita [8]. Los solubilizados comprendidos entre los 950 y 1050 °C generan la homogenización de la composición química [12]. Con un simple revenido se logra disminuir la dureza de la martensita [13] y modificar los contenidos de austenita retenida, dependiendo de la temperatura y el tiempo [9, 12].

La caracterización microestructural se realizó mediante microscopía óptica (LM), microscopía electrónica de barrido (SEM) y difracción de rayos X (XRD). Por medio del método comparativo de picos [20] se determinó, en forma aproximada, el contenido de austenita retenida después de los ciclos térmicos.

Se determinó la dureza Vickers con 1 kg de carga [HV1] las propiedades en tracción (resistencia a la tracción, resistencia a la fluencia y elongación) y la energía de impacto Charpy-V a temperatura ambiente.

3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

La Tabla 3 muestra los valores de composición química obtenidos y los reportados por el fabricante. Los mismos se expresan en % en peso [wt%], a excepción de los contenidos de C, O y N que se expresan en partes por millón [ppm].

Tabla 3 Composición química del depósito de soldadura: primera fila: valores medidos; segunda fila: valores nominales informados por el fabricante

C	Mn	Si	S	P	Cr	Ni	Mo	Cu	V	O	N
150	1,70	0,44	0,015	0,015	11,9	6,11	2,69	0,46	0,09	490	110
<100	1,8	0,4	-	-	12,5	6,7	2,5	0,5	-	-	<100

En la Tabla 3 se puede observar que el contenido de C fue levemente superior a lo esperado para este consumible, según la hoja técnica del producto [21-22]. Los valores medidos de los demás



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

elementos se encontraron por debajo de los valores nominales a excepción del Si, Mo y N [22]. El contenido de O presente en el metal de soldadura superó las 300 ppm, límite a partir del cual, según la literatura [21], la energía absorbida cae bruscamente. Asimismo, para alcanzar buena tenacidad y valores apropiados de dureza en depósitos de soldadura de SMSS, se necesitan bajos contenidos de C, N, O y S [23-24]. El C controla la dureza de la martensita y su tenacidad y es el elemento más influyente sobre la temperatura M_s . Además, la presencia de N y Mo tiene una gran influencia en la secuencia de precipitación de carburos y carbo/nitruros [25].

Los resultados de los ensayos radiográficos evidenciaron un cupón de soldadura con bajo nivel de defectos. En la Figura 1 se puede observar el corte transversal del cupón soldado identificando las distintas partes del mismo: chapa base, enmantecado, metal de aporte puro.



Figura 1 Macrografía del cordón soldado [15]

La Figura 2 muestra imágenes de microscopía electrónica de barrido de las microestructuras obtenidas para las condiciones 1000, 580, 600, 620, 640, 660 y 680.

En estas imágenes se puede observar una segunda fase en el interior de los granos, conforme lo menciona la literatura para estos materiales en condiciones similares [26]. Según [26], la microestructura para las condiciones estudiadas en este trabajo consiste en una matriz martensítica con segundas fases alineadas con un ancho por debajo de los niveles submicroscópicos [26] y pequeños carburos en borde de grano, asociados al revenido de la martensita. De acuerdo con lo observado en la Figura 5 y en forma cuantitativa, el contenido de las segundas fases submicroscópicas creció conforme lo hizo la temperatura de revenido hasta los 620 °C y luego disminuyó hasta los 680 °C. Otros autores [27] indican que la microestructura consiste en martensita y austenita retenida con partículas similares a las encontradas en este trabajo y, de acuerdo con [28], el ancho de las partículas de austenita está en el orden de los 100 ó 200 nanómetros. Por lo planteado en la discusión anterior, las segundas fases alineadas submicroscópicas mostradas en las imágenes SEM (Figura 5) podrían ser austenita retenida.



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

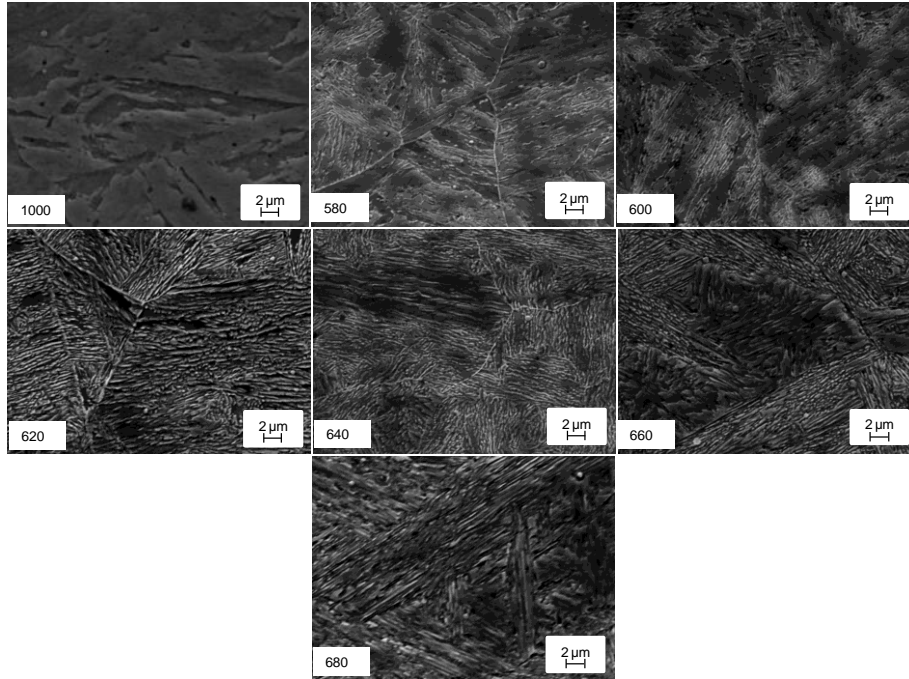


Figura 2 Microscopía electrónica de barrido de las muestras con los diferentes tratamientos empleados

La Figura 3 muestra los espectros de difracción de rayos X y la evolución del contenido de austenita en función a la condición del tratamiento térmico.

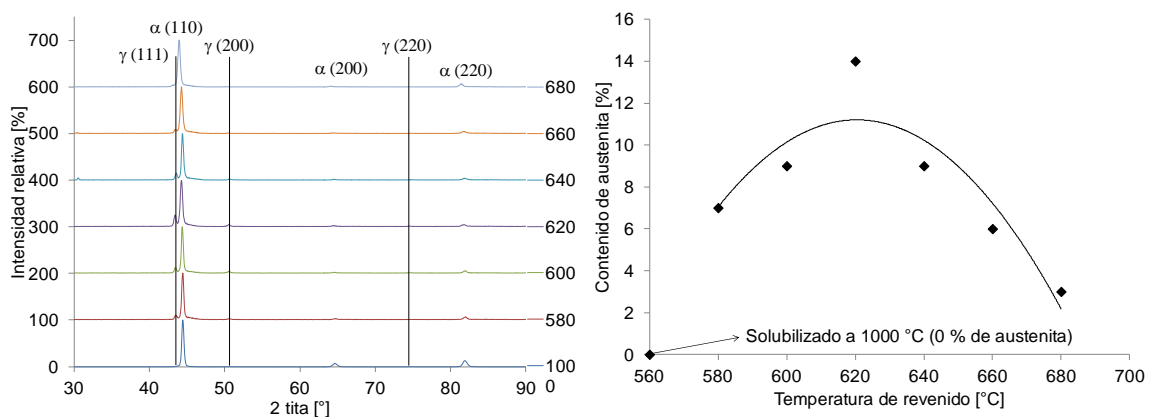


Figura 3 Espectros XRD y evolución de la austenita para los diferentes tratamientos térmicos

De acuerdo con lo mostrado en las Figuras 2 y 3, se puede observar que la microestructura obtenida después del solubilizado a 1000 °C x 60 minutos enfriado al agua fue completamente martensítica. Con el ciclo de tratamiento térmico efectuado (de 580 °C a 680 °C), el contenido 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

austenita retenida aumentó y luego disminuyó alcanzando un valor máximo a 620 °C. Según la literatura [29], en aleaciones con altos contenidos de Ni, la temperatura A_{C1} puede ser del orden de los 550 °C. A estas temperaturas la cinética de formación de carburos es muy lenta y es normal que, bajo estas condiciones de tratamiento térmico, precipite austenita. De este modo, a través de un mecanismo difusional, la austenita formada durante el revenido se enriquece en determinados elementos tales como N, C y Ni [29-30]. Este enriquecimiento determinará la estabilidad de la austenita formada durante el tratamiento. Si el revenido se realiza a temperaturas levemente por encima de A_{C1} , entonces, la austenita enriquecida será estable a temperatura ambiente [29-30]; si se lleva a cabo a temperaturas muy por encima o por debajo de A_{C1} , la austenita formada durante este ciclo pierde enriquecimiento químico y estabilidad y se transformará en martensita “fresca” durante el enfriamiento [29]. Según la literatura [29] se alcanzan los mayores contenidos de austenita retenida estable a temperatura ambiente con temperaturas de revenido entre 40 y 50 °C por encima de la temperatura A_{C1} . Acorde con otros autores [27, 31] la cantidad de austenita retenida aumenta conforme aumenta la temperatura de tratamiento térmico. Por lo tanto, para una alta temperatura de tratamiento térmico (por encima de A_{C1}) se genera un alto contenido de austenita (a esa temperatura). Sin embargo, la concentración de elementos que estabilizan la austenita, tales como el C y Ni, disminuye gradualmente, generando que la estabilidad de la austenita formada durante el PWHT disminuya [27, 31]. El comportamiento de la austenita retenida medido en este trabajo podría estar asociado a la estabilidad química generada durante los ciclos térmicos, tal como se acaba de describir.

La Tabla 4 muestra los contenidos de austenita y los valores de dureza, resistencia a la tracción, límite 0,2, elongación y tenacidad al impacto Charpy-V para las diferentes muestras en estudio.

Tabla 4 Contenido de austenita, resistencia a la tracción, resistencia 0,2, elongación y tenacidad

Muestra	Austenita	Dureza	S_{UTS}	$S_{0,2}$	e	Charpy -V
	[%]	[H_{V1}]	[MPa]	[MPa]	[%]	[J]
1000	0	322	1033	827	10,8	52
580	7	319	975	747	12,1	61
600	9	308	952	695	13,1	77
620	14	307	922	601	14,1	78
640	9	310	976	740	10,7	66
660	6	330	988	743	9,7	53
680	3	342	990	760	8,3	42



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

No se encontraron grandes variaciones de las propiedades mecánicas medidas en las diferentes muestras, sin embargo se encontraron tendencias definidas. La microestructura de la muestra 1000, con 100 % de martensita fresca, presentó una dureza de 322 HV₁, una resistencia a la tracción de 1033 MPa, un sigma 0,2 de 827 MPa, una elongación de 10,8 % y una tenacidad de 52J. Con los sucesivos revenidos tanto la dureza, la resistencia a la tracción y sigma 0,2 fueron disminuyendo hasta el tratamiento térmico de 1000°C + 620 °C. Temperaturas de revenido superiores a ésta generó un aumento de las propiedades mencionadas anteriormente. Por otro lado, desde el solubilizado a 1000 °C, con sucesivos revenidos la elongación y la tenacidad al impacto fueron aumentando conforme aumentaba la temperatura de revenido hasta alcanzar los máximos valores para la condición 1000 °C + 620 °C. Aumentando la temperatura de revenido por encima de los 620 °C ambas propiedades disminuyeron notablemente. Los menores valores de dureza y resistencia mecánica y los mayores valores de elongación y tenacidad fueron alcanzados con el tratamiento térmico de 1000 °C + 620 °C.

En la Figura 4 se observa el efecto de los diferentes tratamientos térmicos mencionados anteriormente y la relación entre el contenido de austenita y la dureza, la resistencia a la tracción y tenacidad.

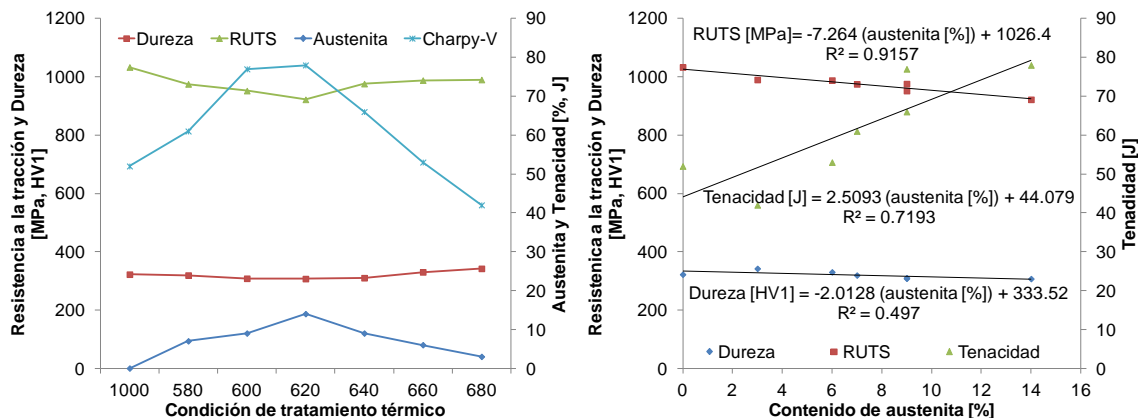


Figura 4 Efectos del tratamiento térmico y relación de la austenita con la dureza, la resistencia a la tracción y tenacidad

La justificación de estos fenómenos mencionados anteriormente está fuertemente relacionada con la microestructura generada en los diferentes tratamientos térmicos. Después del solubilizado a 1000 °C y enfriado al agua se obtuvo una estructura completamente martensítica con altos valores de dureza y resistencia mecánica, pero baja ductilidad y tenacidad. Con tratamientos térmicos de 1000 °C + 580 a 600 °C el grado de revenido de la martensita es mayor, como así también el contenido de austenita retenida a temperatura ambiente. Ambas condiciones microestructurales [1,



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

8] generan menores dureza y resistencia mecánica y mayores ductilidad y tenacidad. Con el tratamiento térmico de 1000 °C + 620 °C se obtiene la mayor fracción de austenita retenida (14 %) y un alto grado de revenido de la martensita [1, 8] generando las menores dureza y resistencia mecánica y las mayores ductilidad y tenacidad (14,1 % y 78 J, respectivamente). Con tratamientos térmicos de 1000 °C + 640 a 680 °C el contenido de austenita a la temperatura de tratamiento aumenta, pero no es lo suficientemente estable y parte de esta austenita transforma en martensita con el posterior enfriamiento, generando menores contenidos de austenita retenida a temperatura ambiente y mayores fracciones de martensita fresca. Estas condiciones microestructurales generan un aumento de la dureza y la resistencia mecánica y una disminución de la ductilidad y la tenacidad [27].

3. CONCLUSIONES

Los ciclos de tratamientos térmicos aplicados a un depósito de soldadura de SMSS generaron diferentes contenidos de austenita retenida con lo cual:

- La microestructura en todos los casos consistió en una matriz martensítica con distintos contenidos de austenita retenida
- Se alcanzó un contenido máximo de austenita retenida para un revenido de 620 °C + 15 min.
- La dureza y las resistencias a la tracción y a la fluencia disminuyeron a mayor contenido de austenita retenida.
- La ductilidad y la tenacidad de los materiales en estudio aumentaron al aumentar el contenido de austenita retenida.

Se obtuvieron expresiones que relacionan las propiedades medidas con los contenidos de austenita.

4. REFERENCIAS

- [1] P. D. Bilmes, Rol de la austenita en las propiedades mecánicas de metales de soldadura de aceros inoxidables soft martensíticos, Tesis de Doctor en Ingeniería, Universidad Nacional de La Plata, Facultad de Ingeniería, La Plata, Argentina, 147, 2000
- [2] J. C. Lippold and D. J. Kotecki, Welding metallurgy and weldability of stainless steels, John Wiley & Sons, Inc., 1 - 356, 2005
- [3] L. Karlsson, S. Rigdal, G. Sweden, W. Bruins and M. Goldschmitz, Development of matching composition supermartensitic stainless steel welding consumables, SVETSAREN, No 3, 3-7, 1999
- [4] P. E. Kvaale and S. Olsen, STAINLESS STEEL WORLD, Conference, Experience with supermartensitic stainless steels in flowline applications, The Hague, The Netherlands, 1999



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

- [5] A. W. Marshall and J. C. M. Farrar, Welding of ferritic and martensitic 13%Cr steels Preliminary Report (draft 2), IIW Doc IX-H-422-98, 1-18, 1998
- [6] J. C. Farrar and a. W. Marshall, Supermartensitic stainless steel - overview and weldability, IIW Doc N° IX-H 423-98, 1 - 3, 1998
- [7] A. W. Marshall and J. C. M. Farrar, Welding of ferritic and martensitic 11 - 14 % Cr steels, Welding in the World, Vol. 45 (5/6), 32 - 55, 2001
- [8] S. Zappa, H. Svoboda, M. Ramini, E. Surian and L. d. Vedia, Improving Supermartensitic Stainless Steel Weld Metal Toughness, WELDING JOURNAL, 91, March-12, 83-s to 90-s, 2012
- [9] S. Zappa, H. G. Svoboda, M. R. d. Rissone, E. S. Surian and L. A. d. Vedia, Efecto del tratamiento térmico post-soldadura en las propiedades de un acero inoxidable supermartensítico depositado con un alambre tubular metal-cored, Soldagem & Inspeção., Vol. 12, Nro 2, 115-123, 2007
- [10] P. D. Bilmes, C. L. Llorente and M. Solari, The 18th ASM Heat Treating Society Conference and Exposition, Effect of post weld heat treatment on the microstructure and mechanical behaviour of 13Cr-4NiMoL and 13Cr-6NiMoL weld metals, Chicago, USA, 1998
- [11] O. M. Akselsen, G. Rorvik, P. E. Kvaale and C. Van-der-Eijk, Microstructure-property relationships in HAZ of new 13 % Cr martensitic stainless steel, WELDING JOURNAL, WELDING RESEARCH SUPPLEMENT, 83(5), 160-167, 2004
- [12] P. D. Bilmes, C. Llorente, J. Desimone, R. Mercader and M. Solari, II Encuentro de Ingeniería de Materiales, Microestructuras y propiedades de metales de soldadura FCAW de aceros inoxidables martensíticos 13%Cr-4%NiMo, La Habana, Cuba, 1998
- [13] J. Lippold and B. Alexandrov, Stainless Steel World 2004, Phase transformation during welding and postweld heat treatment of a 12Cr-6.5Ni-2.5Mo supermartensitic stainless steel, Houston, USA, 2004
- [14] B. Akhavan, F. Ashrafizadeh and H. A. Morad, Influence of Retained Austenite on the Mechanical Properties of Low Carbon Martensitic Stainless Steel Castings, ISIJ International, 51, 3, 471-475, 2011
- [15] ANSI/AWSA5.22-95, Specification for stainless steel electrodes for flux cored arc welding and stainless steel flux cored rods for gas tungsten arc welding, American Welding Society, AWS, Miami, 1995
- [16] ANSIB31.3, Chemical plant and petroleum refinery piping, American National Standards Institute, 1996
- [17] ASTM E8-04, Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials, 2004
- [18] ASTM E23-05, Standard Test Methods for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials, 2005
- [19] P. D. Bilmes, C. Llorente, J. Desimoni and R. Mercader, 2do Congreso Internacional de Tecnología Metalúrgica e de Materiais, Microestructuras y propiedades de metales de soldadura de aceros inoxidables soft martensíticos, Sao Paulo, Brasil, 1997



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

- [20] B. D. Cullity and S. R. Stock, Elements of X Ray Diffraction, Prentice-Hall, 3rd Edition, New Jersey, 2001
- [21] L. Karlsson, W. Bruins, C. Gillenius, S. Rigdal and M. Goldschmitz, Supermartensitic Stainless Steels '99, Matching composition Supermartensitic stainless steel welding consumables, Brussels, Belgium, 1999
- [22] Technical Sheet OK Tubrod, 15-55 ESAB, 2004
- [23] L. Karlsson, S. Rigdal, J. V. d. Broek, M. Goldschmitz and R. Pedersen, Welding of supermartensitic stainless steels. Recent developments and application experience, SVETSAREN, No 2, 15-22, 2002
- [24] L. Karlsson, S. Rigdal, A. Dhooge, E. Deleu, M. Goldschmitz and J. V. d. Broek, STAINLESS STEEL WORLD, Conference, Mechanical properties and ageing response of supermartensitic weld metals, The Hague, The Netherlands, 2001
- [25] F. B. Pickering, Physical Metallurgy and the Design of Steels, London, 1978
- [26] M. Divya, C. R. Das, V. Ramasubbu, S. K. Albert and A. K. Bhaduri, Improving 410NiMo weld metal toughness by PWHT, Journal of Materials Processing Technology, 211, (2011), 2032-2038, 2011
- [27] D. Zou, Y. Han, W. Zhang and X. Fang, Influence of Tempering Process on Mechanical Properties of 00Cr13Ni4Mo Supermartensitic Stainless Steel, Journal of Iron and Steel Research, International, 17, (8), 50-54, 2010
- [28] D. Thibault, P. Bocher, M. Thomas, J. Lantaigne, P. Hovington and P. Robichaud, Reformed austenite transformation during fatigue crack propagation of 13%Cr-4%Ni stainless steel, Materials Science and Engineering A, 528, (2011), 6519-6526, 2011
- [29] T. G. Gooch, P. Wolling and A. G. Haynes, SUPERMARTENSITIC STAINLESS STEEL, Conference, Welding metallurgy of low carbon 13 % Chromium martensitic steels, Brussels, Belgium, 1999
- [30] H. Folkhard, Welding metallurgy of stainless steels, Springer-Verlag Wien, New York, 1 - 280, 1988
- [31] Y. Liu, D. Ye, Q. Yong, J. Su, K. Zhao and W. Jiang, Effect of Heat Treatment on Microstructure and Property of Cr13 Super Martensitic Stainless Steel Journal of Iron and Steel Research, International, 18, (11), 60-66, 2011

5. AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer a la FUNDACIÓN LATINOAMERICANA DE SOLDADURA por las facilidades para soldar, a ESAB (Suecia y Argentina) por la donación del consumible y los análisis químicos, a AIR LIQUIDE (Argentina) por la donación de los gases de soldadura, y al INTI MECÁNICA por la microscopía electrónica de barrido y la realización de los ensayos mecánicos. Además, quieren agradecer a APUEMFI y al ANPCyT por el apoyo financiero.