



EVALUACIÓN DE LAS PROPIEDADES MECÁNICAS A ELEVADAS TEMPERATURAS DE DEPÓSITOS DE SOLDADURA 9Cr CON DIFERENTES NIVELES DE BORO

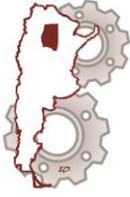
Ariel Burgos¹, Hernán Svoboda², Estela Surian³

- ¹Universidad Nacional de Lomas de Zamora, Facultad de Ingeniería, Camino de Cintura y Juan XXIII, Lomas de Zamora (1832), Buenos Aires, Argentina. arielburgo@gmail.com
²GTSyCM3, INTECIN, Facultad de Ingeniería - Universidad de Buenos Aires, Av. Las Heras 2214 CABA (1427), Argentina. CONICET, Av. Rivadavia 1917, C.A.B.A, Argentina.
³Consultor independiente. Blanco Encalada 4580, 12A, C.A.B.A. (1431), Argentina.

RESUMEN

La industria de generación termoeléctrica persigue incrementar el rendimiento de sus equipos desarrollando nuevas aleaciones para sus componentes y uniones soldadas. Para aumentar la resistencia al creep, se ha modificado el contenido de algunos microaleantes. En este sentido la optimización de los niveles de boro en aleaciones 9Cr busca estabilizar la martensita formando precipitados que mejoren la vida a creep [1]. Las propiedades mecánicas de estos aceros y sus soldaduras son alcanzadas luego de aplicar un tratamiento térmico de post soldadura. El ensayo de tracción en caliente puede ser considerado como una alternativa al ensayo de creep aprovechando la ventaja de obtener resultados en cortos períodos. Muchos estudios han propuesto equivalencias entre los datos de tracción en caliente y de rotura al creep en base a las relaciones de Norton y de Monkman-Grant, extrapolando sus resultados a tiempos más prologados por métodos paramétricos como el de Larson-Miller [2-3]. En concepto, esta relación sostiene que el comportamiento durante la deformación plástica es similar en ambos ensayos siempre que la microestructura no sufra cambios significativos durante los períodos considerados. En este trabajo se evaluaron las propiedades mecánicas a elevadas temperaturas de depósitos de metal de soldadura utilizado para soldar aceros de aleación 9Cr a través de una matriz de ensayos de tracción en caliente. Se soldaron cupones de metal de aporte puro según norma ANSI/AWS A5.29/A5.29M:2010 [4] empleando alambres flux-cored experimentales mediante el proceso de soldadura semiautomático bajo protección de Ar-20%CO₂, obteniéndose depósitos con niveles de 20 y 60 ppm de boro en su composición química. Muestras de ambas composiciones fueron tratadas térmicamente a 760°C durante 2 horas. De ellas se mecanizaron probetas planas para ensayos de tracción en caliente realizados a velocidades de desplazamiento de 5; 1; 0,1 y 0,02 mm/min y a temperaturas de 625 y 650°C. Se analizaron los resultados mediante las relaciones de Norton y de Monkman-Grant y se convirtieron datos de tracción en caliente a vida a creep utilizando la parametrización de Larson-Miller. Se encontró que el mayor contenido de boro mejoró las propiedades del metal de soldadura a elevadas temperaturas dado que para una misma tensión y temperatura de trabajo durante los períodos considerados en el ensayo de tracción en caliente se requirieron de tiempos más prolongados para alcanzar la rotura de acuerdo a la parametrización empleada.

Palabras Claves: acero 9Cr, FCAW, contenido de B, tracción en caliente, Larson-Miller.



1. INTRODUCCIÓN

El desafío de las nuevas plantas de generación termoeléctrica es elevar las temperaturas y las presiones del vapor dentro de su ciclo termodinámico para poder incrementar el rendimiento de las máquinas utilizadas, reduciendo por consiguiente el costo asociado al combustible y las emisiones de CO₂ al medioambiente. Para un rango de funcionamiento a temperaturas de entre los 625-650°C y presiones que rondan los 30-35 MPa o más, se requiere la utilización de aceros de mayor resistencia al creep. Variaciones en la composición química de los aceros 9Cr lograron mejorar su resistencia al creep mediante el agregado de W a expensas de una reducción en el contenido de Mo y pequeñas adiciones de B [5], disminuyendo con esto la tasa de pérdida de propiedades y prolongando la vida útil de los equipos.

Dado que se trata de construcciones soldadas, la soldabilidad de estos materiales es relevante y el desarrollo de metal de aporte para la unión soldada persigue los mismos desafíos que el metal base, no solamente en lo referente a su composición química sino también a su tratamiento térmico post soldadura (PWHT) ya que las propiedades requeridas se obtienen luego de su aplicación.

La necesidad de obtener las propiedades de resistencia al creep en tiempos cortos, ha generado la búsqueda de alternativas a este ensayo, siendo el de tracción en caliente (HTT) una buena opción. Basados en la premisa de que las deformaciones plásticas características son similares en ambos ensayos (HTT y Creep a la rotura), existen trabajos que correlacionan los resultados de ambos siendo éstos una aproximación satisfactoria con cierto grado de precisión [2-3, 6-8].

Actualmente, son pocos los consumibles de soldadura que ajustan la composición química del metal depositado, a la de los nuevos aceros de aleación 9Cr; la gran mayoría se encuentran en plena etapa de desarrollo. En la literatura no se reportan trabajos sistemáticos que analicen el efecto del contenido de B en el metal de soldadura. En este trabajo se estudió el efecto del contenido de B sobre las propiedades mecánicas a elevadas temperaturas de depósitos de metal de aporte puro 9Cr obtenidos mediante FCAW-G utilizando una matriz de ensayos de tracción en caliente como metodología de evaluación.

2. MATERIALES Y MÉTODOS

2.1. Soldaduras

Se soldaron dos cupones de metal de aporte puro sin dilución con el metal base (MAP) empleando dos alambres tubulares que depositan aceros 9Cr con contenidos de 20 y 60 ppm de B en su composición química, según norma ANSI/AWS A5.29/A5.29M:2010 [4]. Se depositaron cinco



capas con una secuencia de 2, 2, 2 y 3 cordones en cada capa, respectivamente. Para su confección se utilizaron chapas de acero al carbono biseladas de 19 mm de espesor, 475 mm de largo y 150 mm de ancho. Como respaldo se utilizó una planchuela de acero al carbono de 6x38x475 mm (ver Figura 1).

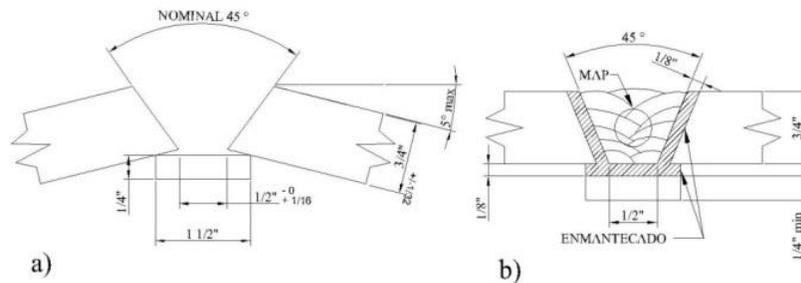


Figura 1. Plano del cupón de MAP según ANSI/AWS A5.29/A5.29M:2010: a) Ensamble previo a la carga del metal de soldadura – b) Junta soldada terminada.

Se soldó en la posición 1G (bajo mano), con protección gaseosa de Ar-20%CO₂, con un caudal de 20 l/min y una longitud libre de alambre de 12 a 15 mm, con corriente continua polo positivo al electrodo (DCEP). En la tabla 1 se muestran los parámetros de soldadura empleados.

Tabla 1. Parámetros de soldadura empleados.

Id	N° Capas	N° Pasadas	Temp. precalentamiento entrapasadas	Int.	DDP	Long.	Vel. de avance	Calor Aportado	
			[°C]					[A]	[V]
20	5	11	250	218	31,0	475	5,6	1,2	0,10
60	5	11	250	200	31,5	475	5,7	1,0	0,10

Las probetas de MAP fueron radiografiadas para evaluar la calidad de los depósitos. Se determinó la composición química de los depósitos por espectrometría de emisión óptica por plasma (OES) con un equipo Spectromaxx®.

Se aplicó a las soldaduras un tratamiento térmico de aplicación convencional a aceros del tipo ASTM A-213-T92 y A-335-P92 [9-10], consistente en un revenido simple a una temperatura 20°C por debajo de AC1 (760°C durante 2 horas).

2.3. Tracción en caliente (HTT)

A fin de evaluar el comportamiento mecánico del material a alta temperatura se realizaron ensayos de HTT y se parametrizaron sus resultados de corta duración a valores de rotura a creep (CRT). Se mecanizaron probetas en la dirección transversal al cordón de soldadura según la norma ASTM E



8M-01 [11] escalando su geometría de acuerdo con requerimientos específicos del equipo utilizado. Ver localización de las probetas y plano de dimensionamiento en la Figura 2a. Dichas probetas se ensayaron a 600 y 625 °C y a velocidades de deformación inicial de 1.39E-02, 2.78E-03, 2.78E-04, 5.56E-05 1/s. Los ensayos se llevaron a cabo en un equipo Gleeble® 3800. La medición de la temperatura se llevó a cabo a través de termocuplas soldadas en la zona calibrada de la probeta y la deformación se registró en base al desplazamiento de marcas en la longitud calibrada (extensómetro laser) o por la dilatación de la zona de mayor deformación (dilatómetro laser); ver Figura 2a.

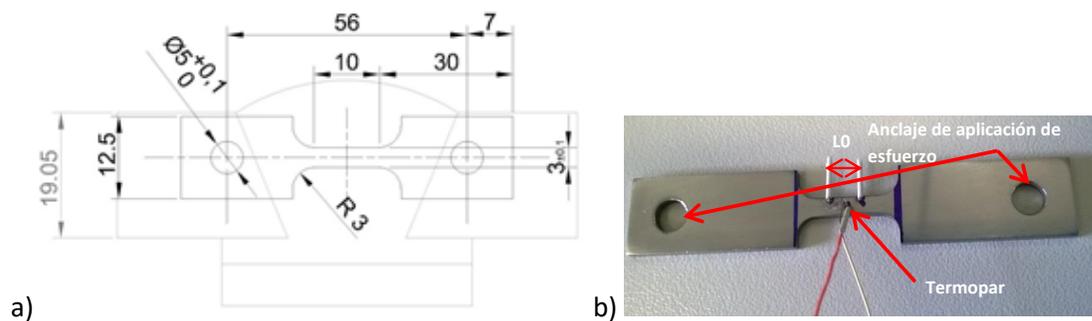


Figura 2. a) Plano de dimensiones y esquema de la posición de extracción de la probeta plana para ensayos de tracción en caliente. b) Probeta de ensayo HTT instrumentada.

3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

3.1. Soldaduras

En la Figura 5 se puede observar una macrografía de un corte transversal de una de las probetas soldadas. Se registró un bajo nivel de defectos macroscópicos (poros, inclusiones de escoria, fisuras, etc.) lo que se corroboró en la radiografía del cordón completo.



Figura 5. Macrografía del depósito multipasadas.

3.2. Composición química



En la Tabla 2 se muestran los resultados del análisis químico obtenido sobre la superficie de la última capa depositada (capa N° 5). La composición química registrada posee la base de un metal de soldadura tipo T/P92 comercial con modificaciones controladas en el contenido de boro. Las diferencias se encuentran en el Ti, que ingresa a la composición como residual producto del rutilo (óxido de titanio) utilizado para la formación de escoria de protección de la pileta líquida durante el proceso de soldadura FCAW y el Co que es agregado para mejorar las propiedades de impacto a temperatura ambiente. En cuanto a los requisitos máximos del contenido de Mn+Ni están estrechamente relacionados con la aplicación de tratamientos térmicos pos soldadura (PWHT) sub-críticos (por debajo de A_{C1}) que prevengan la formación de martensita fresca.

Tabla 3. Composición química del metal depositado (% en peso).

Id.	Fe	C	Mn	Si	S	P	Cr	Ni	Mo	Co
20	85,6	0,12	0,9	0,36	0,007	0,017	9,33	0,49	0,51	0,86
60	85,4	0,12	0,9	0,36	0,007	0,016	9,24	0,46	0,53	0,85

Id.	Nb	Cu	W	V	N	B	Al	Ti	Mn+Ni
20	0,05	0,08	1,89	0,21	0,052	0,002	0,001	0,03	1,39
60	0,05	0,08	1,83	0,21	0,059	0,006	0,001	0,03	1,36

3.3. Propiedades mecánicas

Con el objetivo de obtener una aproximación a parámetros de creep que caractericen el comportamiento de este material en servicio, se utilizó la teoría de correlación de HTT-Creep existente en la bibliografía [2-3, 6-8]. En ella se destaca que al igual que ocurre en la etapa secundaria de creep donde se registra una compensación de fenómenos de endurecimiento y recuperación que provocan una velocidad de deformación constante, en un ensayo de HTT fenómenos similares se verifican cuando se alcanza la tensión máxima en el material. En este punto la tensión, la velocidad de deformación y la temperatura son constantes (antes de comenzar la estricción).

Las hipótesis sobre las que se basa este planteo son las siguientes:

- La velocidad de deformación impuesta en el ensayo de HTT se correlaciona con la velocidad mínima de creep alcanzada en un ensayo convencional de creep (CRT) a la misma temperatura y tensión aplicada.
- La tensión máxima alcanzada en el ensayo de HTT se correlaciona con la tensión aplicada en un ensayo de CRT a la misma temperatura.
- El tiempo en que se alcanza la tensión máxima en HTT se correlaciona con el tiempo necesario para provocar la rotura de la muestra en un ensayo de CRT a igual tensión y temperatura.



A partir de estos conceptos se convirtieron los resultados de HHT en datos de fluencia lenta a alta temperatura validándolos con distintas relaciones como las de Monkman-Grant (Ecuación (1)) y Norton (Ecuación (2)).

$$\varepsilon_s \cdot (t_r)^m = C_{MG} \quad (1)$$

$$\varepsilon_s = k \cdot \sigma^n \quad (2)$$

donde ε_s es la velocidad de creep en el secundario [1/h], t_r es el tiempo de rotura [h], C_{MG} la constante de Monkman-Grant y m un exponente que determina la factibilidad de extrapolar resultados mediante esta relación. k es una constante, σ es la tensión de ensayo [MPa] y n es el exponente de la tensión (este exponente permite identificar los posibles mecanismos de creep involucrados) [12]. Posteriormente, se aplicó una parametrización de Larson–Miller para llevar a escenarios de creep los resultados de HTT validados empleando la Ecuación (3).

$$P_{LM} = T \cdot (C + \log t) \cdot 10^{-3} \quad (3)$$

donde P_{LM} es el parámetro de Larson-Miller, T es la temperatura [K], t es el tiempo [h] y C es una constante característica del material que se obtiene a partir de curvas de isotensión en ensayos de creep [13].

La Tabla 4 muestra los resultados de los ensayos de HTT y el tratamiento de los datos para la parametrización.

Tabla 4. Propiedades mecánicas a temperaturas elevadas de ambas composiciones químicas (HTT y parametrización)

ID	Temperatura	Velocidad de desplazamiento	Velocidad de deformación inicial	Tiempo de ruptura ($R_{m_{max}}$)	Tensión max.	Parámetro de Larson-Miller C=30
			ξ	t	Rm	
	[°C]	[mm/min]	[1/s]	[s]	[Mpa]	
20-5-625	625	5	1,39E-02	2,6	428	24,1
20-1-625	625	1	2,78E-03	12,6	398	24,7
20-0,1-625	625	0,1	2,78E-04	90,6	331	25,5
20-0,02-625	625	0,02	5,56E-05	540,4	292	26,2
20-5-650	650	5	1,39E-02	2,7	377	24,8
20-5-650	650	5	1,39E-02	3,6	379	24,9
20-1-650	650	1	2,78E-03	12,2	346	25,4
20-0,1-650	650	0,1	2,78E-04	85,5	268	26,2
20-0,02-650	650	0,02	5,56E-05	492,2	244	26,9
60-5-625	625	5	1,39E-02	3,2	419	24,2
60-1-625	625	1	2,78E-03	11,0	389	24,7
60-0,1-625	625	0,1	2,78E-04	109,7	354	25,6
60-0,02-625	625	0,02	5,56E-05	643,5	309	26,3
60-0,02-625	625	0,02	5,56E-05	576,3	304	26,2
60-5-650	650	5	1,39E-02	2,9	386	24,8
60-1-650	650	1	2,78E-03	10,4	347	25,3
60-0,1-650	650	0,1	2,78E-04	107,0	286	26,3
60-0,1-650	650	0,1	2,78E-04	127,4	285	26,4
60-0,02-650	650	0,02	5,56E-05	595,5	251	27,0



La Figura 6 presenta valores de velocidad de creep en el secundario en función de los tiempos de ruptura en escala logarítmica (ambos valores obtenidos de los datos de HTT convertidos a partir de la teoría de correlación de HTT-Creep). A su vez, esos valores fueron ajustados, obteniendo la relación de Monkman-Grant (Ecuación 1). La validez de esta relación para este material pudo ser comprobada dado el buen ajuste que presentaron los datos obtenidos. Esta relación es válida cuando el deslizamiento de bordes de grano no tiene una contribución significativa en la deformación total siendo la velocidad de deformación controlada por la deformación de la matriz [8]. El parámetro de Monkman-Grant (C_{MG}) para el caso, depende de los precipitados presentes en los contornos de grano que controlan la variación de la ductilidad mencionada [14-15]. El valor del exponente m del tiempo de rotura estuvo cercano a **1**, marcando la posibilidad de simplificación del análisis de los resultados y permitiendo extrapolar los datos a partir de esta expresión. El efecto del B sobre los tiempos de ruptura a igual velocidad de deformación es poco significativo y solo comienzan a observarse pequeñas diferencias a velocidades de deformación muy bajas. Mismos valores de C_{MG} fueron hallados para ensayos de CRT sobre metal base 9Cr (ASME grado 92) [16].

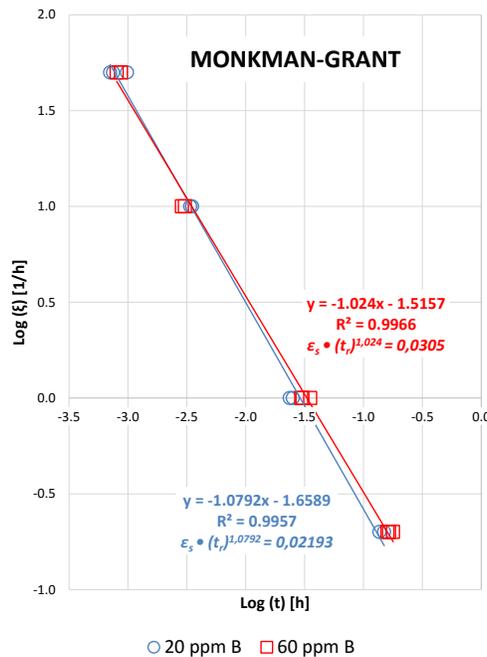


Figura 6. Relación de Mokman-Grant para los dos contenidos de boro analizados.

En la Figura 7 se representa la velocidad de creep en el secundario en función de la tensión de ensayo a escala logarítmica (ambos valores obtenidos a partir de los datos experimentales convertidos empleando la teoría de correlación de HTT-Creep). Del ajuste de los puntos se obtiene la relación de Norton (Ecuación 2).



Los datos de interés se focalizan en la etapa de creep secundario; la representación de los parámetros a partir de la relación de Norton permite determinar qué mecanismos pudieron presentarse a lo largo de la deformación. Sobre esta base, cuando se usan leyes potenciales para describir el comportamiento a creep es razonable esperar que los valores obtenidos para el exponente n de la tensión estén cercanos a los observados en materiales con matriz monofásica ($n \sim 5$); mecanismos de deslizamiento de dislocaciones controlado por trepado [12]. En cambio cuando el creep se rige por otros procesos (interacción dislocaciones-precipitados, formación de redes de dislocaciones, subestructuras de dislocaciones) se encuentran patrones de comportamiento muy complejos como los observados en aleaciones endurecidas por partículas (dispersión fina de carburos). La literatura describe que se puede producir una transición en el valor de n hacia valores mayores cuando la tensión aumenta [16].

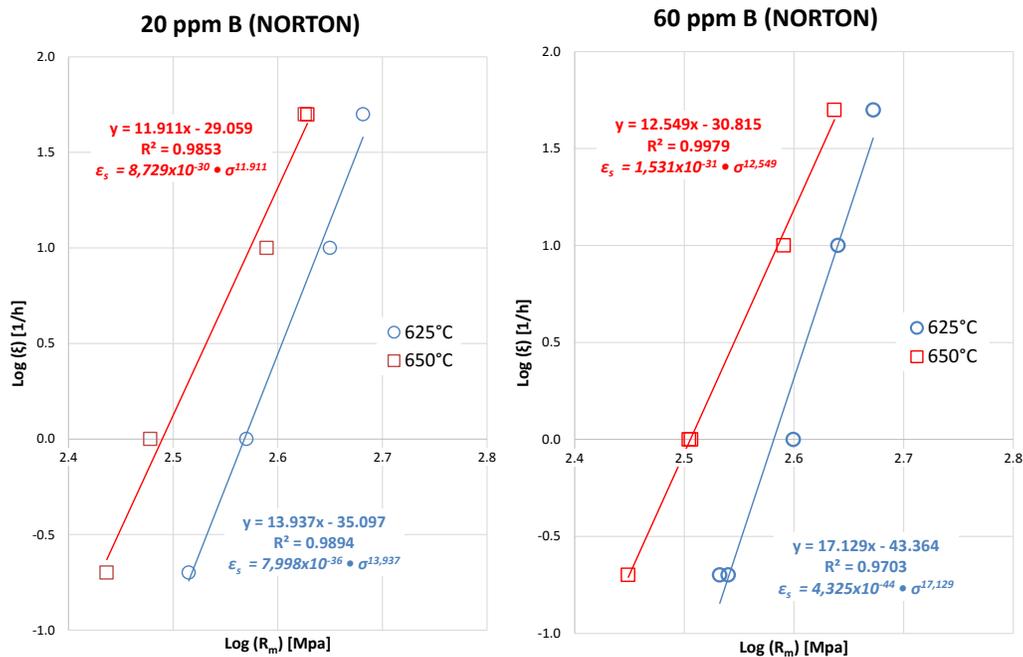


Figura 7. Relación de Norton para ambas temperaturas y contenidos de boro

En estos casos los valores de n estuvieron entre 13 y 18, descartando de esta manera la posibilidad de un proceso de movimiento de vacancias (ley potencial de creep) y asistiendo a un posible mecanismo de interacción entre dislocaciones y precipitados. Se puede observar para ambas composiciones la disminución de la tensión aplicada con el aumento la temperatura de ensayo para lograr misma velocidad de deformación y para una temperatura determinada la caída de la velocidad de deformación como consecuencia de la disminución de la tensión aplicada. Para la composición con mayor contenido de B este efecto es menos apreciable cuando se pretende alcanzar altas velocidades de deformación. Para una misma tensión y temperatura aplicada se



evidencia, según pendiente de recta de ajuste de los puntos experimentales, una menor velocidad de deformación para muestras con mayor contenido de B.

Para la realización de la parametrización Larson-Miller se utilizó el valor de la constante **C** mayormente aplicado en la bibliografía para metal de aporte puro de soldaduras P92, de similar composición a la aquí utilizada [13]. Existe una dependencia lineal del valor **C** con el tiempo de duración que se quiere estimar. Un valor de **C=30** fue utilizado en esta parametrización de valores de resistencia HTT a tensiones aplicadas en el ensayo de creep (CRT), valor normalmente empleado para duraciones de 10^5 h, logrando representar de esta forma las curvas de comportamiento mecánico a elevada temperatura de las dos composiciones. Las curvas son similares a las obtenidas en la literatura para ensayos de CRT de metal de soldadura P92 [13], en donde se observa para una tensión de aproximadamente 250 MPa un $P_{LM} = 27$ igual al aquí registrado. Considerando el P_{LM} a temperatura constante un indicador de los tiempos de rotura, para una dada tensión en las muestras con 60 ppm de B se alcanzan mayores tiempos de duración, en especial para tensiones menores a 380 MPa. Esto pone de manifiesto una mayor resistencia al creep para este material.

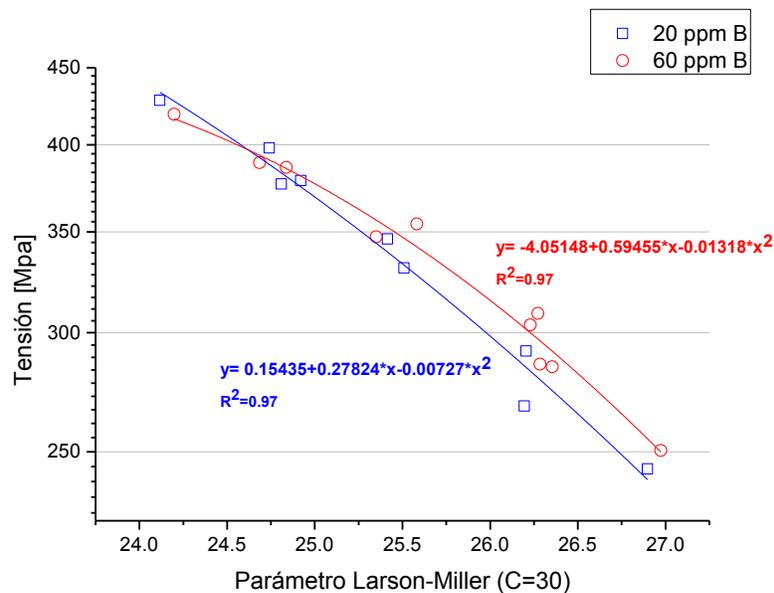


Figura 8. Parametrización de Larson-Miller para los dos contenidos de boro analizados

Esta situación estaría indicando que un aumento del contenido de B mejoró la resistencia al creep del metal de soldadura, lo que se traduce en una disminución de la velocidad mínima de creep y un aumento en los tiempos de rotura, conclusiones a las que se arriba en los tres análisis empleados. La literatura reporta que el aumento del contenido de B en la composición química de metal base 9Cr (ASME grado 92) estabiliza los carburos $M_{23}C_6$ bajando su velocidad de engrosamiento



durante el ensayo de CRT dado que disminuye la difusividad de W y el Mo presentes en la matriz martensítica y retardando por consiguiente su pérdida de propiedades de la aleación prolongando de esta forma los tiempos de rotura [17-19].

4 . Conclusiones

En este trabajo se encontró que el aumento del contenido de boro en la composición química del metal de soldadura de aceros 9Cr mejoró las propiedades mecánicas a elevadas temperaturas cuando se aplica un PWHT convencional a aceros del tipo ASTM A-213-T92 y A-335-P92.

- Se registró que para las condiciones analizadas (aplicación de un PWHT convencional para ambas composiciones), la velocidad de deformación fue controlada por la resistencia de la matriz. El parámetro de Monkman–Grant (C_{MG}) calculado se encontró dentro de un rango que avala la variación de ductilidad por esta causa. El efecto del B sobre los tiempos de ruptura comienzan a observarse a velocidades de deformación muy bajas
- El exponente de la tensión de la relación de Norton calculado para las condiciones analizadas (aplicación de un PWHT convencional para ambas composiciones) indicaría que posiblemente se está en presencia de un mecanismo de deformación con una fuerte interacción entre dislocaciones y precipitados. Para situaciones de misma tensión y temperatura aplicada se evidencia una menor velocidad de deformación para muestras con mayor contenido de B.
- La utilización de ensayos de HTT junto a metodologías de parametrización de creep se muestra como una matriz de ensayo robusta para aproximar en tiempos cortos datos de fluencia lenta.

REFERENCIAS

- [1] ABE, F. et al. *Stabilization of martensitic microstructure in advanced 9Cr steel during creep at high temperature*. Materials Science and Engineering, A378, 299–303, 2004.
- [2] BUENO, L. O. et al. *Correlation Between Creep and Hot Tensile Behaviour for 2.25Cr-1Mo Steel from 500°C to 700°C. Part 2: An Assessment According to Different Parameterization Methodologies*. Revista Matéria, V.10, N°3, 463–471, 2005.
- [3] SREENIVASAN, P. R. et al. *Hot Tensile data and creep properties derived there form for 316l (N) stainless steel with various nitrogen contents*. Procedia Engineering, V.55, 82–87, 2013.



V CAIM 2016

V Congreso Argentino de Ingeniería Mecánica

XXXIII Reunión Científica Académica Nacional FoDAMI

5 al 7 de Octubre de 2016

FORO
DOCENTE
DEL ÁREA
MECÁNICA
DE LAS
INGENIERÍAS

FoDAMI



Universidad Nacional de
Santiago del Estero
Facultad de Ciencias
Exactas y Tecnologías
Santiago del Estero - República Argentina

- [4] ANSI/AWS A5.29/A5.29M:2010. Specification for Low-Alloy Steel Electrodes for Flux Core Arc Welding. American Welding Society, 2010.
- [5] VISWANATHAN, R. et al. *U.S. Program on Materials Technology for Ultra-Supercritical Coal Power Plants*. JMEPEG, V.14, 281-292, 2005.
- [6] BUENO, L. O. et al. *Correlation between creep and hot tensile behaviour for 2.25Cr 1Mo steel from 500°C to 700°C Part 1: An Assessment According to usual Relations Involving stress, temperature, strain rate and Rupture Time*, Revista Matéria, V.7, N°3, 1098-1108, 2012.
- [7] BUENO, L. O. et al. *Equivalência entre dados de tração a quente e fluência para o cobre comercial puro. Parte 2: análise por diferentes metodologias de parametrização*. Tecnol. Metal. Mater. Miner., V.8, N°2, 80-85, 2011.
- [8] MORETO, J. A. et al. *Correlação de dados de tração a quente e fluência para a liga Kanthal A1*. Metallurgy and Materials. V.64, N°2, 181-186, 2011.
- [9] ASTM A213 / A213M-15c. Standard specification for seamless ferritic and austenitic alloy-steel boiler, superheater, and heat-exchanger tubes, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2015.
- [10] ASTM A335 / A335M-15a. Standard specification for seamless ferritic alloy-steel pipe for high-temperature service, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2015.
- [11] ASTM E8 / E8M-15a. Standard test methods for tension testing of metallic materials, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2015.
- [12] SAKTHIVEL, T. et al. *An assessment of creep deformation and rupture behaviour of 9Cr–1.8W–0.5Mo–VNb (ASME grade 92) steel*. Materials Science & Engineering A. 640, 61-71, 2015.
- [13] ZHANG, Z. et al. *Properties of T/P92 steel weld metals for ultra supercritical (USC) power plant*. Metrode Products Limited.
- [14] DUNAND, D. C. et al. *Monkman-Grant analysis of creep fracture in dispersion-strengthened and particulate-reinforced aluminium*. Metallurgical and Materials Transactions A, V.20A, 829-838, 1999.
- [15] EVANS, M. *A generalised Monkman-Grant relation for creep life prediction: An application to 1CrMoV rotor steel*, J MATER SCI, V.41, 3907–3915, 2006.
- [16] Sekthivel et al. *An assessment of creep deformation and rupture behavior of 9Cr–1.8W–0.5Mo–VNb (ASME grade 92) steel*. Materials Science & Engineering A, V. 640, 61–71, 2015.



V CAIM 2016

V Congreso Argentino de Ingeniería Mecánica

XXXIII Reunión Científica Académica Nacional FoDAMI

5 al 7 de Octubre de 2016

FORO
DOCENTE
DEL ÁREA
MECÁNICA
DE LAS
INGENIERÍAS

FoDAMI



Universidad Nacional de
Santiago del Estero
Facultad de Ciencias
Exactas y Tecnologías
Santiago del Estero - República Argentina

[17] ABE, F. et al. *Stabilization of martensitic microstructure in advanced 9Cr steel during creep at high temperature*. Materials Science & Engineering, A 378, 299–303, 2004.

[18] HÄTTESTRAND, M. et al. *Boron distribution in 9 – 12% chromium steels*. Materials Science & Engineering, A 270, 33–37, 1999.

[19] HORIUCHI, M. et al. *Improved Utilization of Added B in 9Cr Heat-Resistant Steels Containing W*. ISIJ International, V. 42, S67-S71, 2002.

AGRADECIMIENTOS

Los autores agradecen a METRODE PRODUCTS LTD – UK, por el diseño, la fabricación y la provisión de los consumibles utilizados, a AIR LIQUIDE Argentina por la donación de los gases de soldadura, a CONARCO-ESAB Argentina por la realización de los análisis químicos y a los laboratorios de procesamiento y caracterización de metales del LABORATORIO NACIONAL DE NANOTECNOLOGÍA (LNnano) integrante del CENTRO NACIONAL DE INVESTIGACIÓN EN ENERGÍA Y MATERIALES (CNPEM) de Brasil por la determinación de la composición química y la realización de los ensayos de tracción en caliente (HTT). Reconocen además a la ANPCyT por el soporte financiero, al programa BecAr 2013 “Estadías cortas en el exterior para Doctorandos en Ciencia, Tecnología e Innovación Productiva” de la PRESIDENCIA DE LA NACIÓN ARGENTINA por la beca otorgada para la realización de los estudios en Brasil y a la UNIVERSIDAD NACIONAL DE LOMAS DE ZAMORA por el financiamiento de los mecanizados de las probetas.