

Tópico: 02. Fundición, solidificación y soldadura.

Influencia del PWHT de solubilizado sobre las propiedades mecánicas a elevadas temperaturas de depósitos de soldadura de aceros 9Cr.

A. Burgos^a, J. Hoyos Quintero^b, E. Surian^c, H. Svoboda^d

^aSecretaría de Investigación – Facultad de Ingeniería - UNLZ. Camino de Cintura y Juan XXIII, (1832) Lomas de Zamora, Argentina.

^bLaboratorio Nacional de Nanotecnología (LNNano) Centro Nacional de Investigación en Energía y Materiales (CNPEM), Campinas, Brasil

^cConsultor Independiente

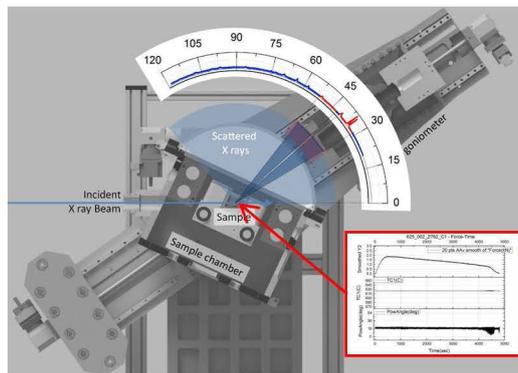
^dGTSyCM3, INTECIN, Facultad de Ingeniería - UBA. Av. Las Heras 2214 (1427), CABA, Argentina. CONICET, Av. Rivadavia 1917, C.A.B.A., Argentina.

Email: arielburgo@gmail.com, john.hoyos@lnnano.cnpem.br, esurianster@gmail.com, hsvobod@fi.uba.ar

Preferencia de presentación (oral o póster): oral

Palabras Claves: Depósito de acero 9Cr, FCAW, PWHT, Ensayo de tracción en caliente.

Resumen Grafico:



Se analizaron las propiedades mecánicas a altas temperaturas de muestras de metal de aporte puro de acero 9Cr experimental con agregado de B en su composición química y dos condiciones PWHT, mediante ensayos de tracción en caliente con seguimiento de difracción de rayos-X in-situ utilizando una fuente de luz sincrotrón. Asimismo se evaluaron las propiedades mecánicas de ambas condiciones PWHT a distintas temperaturas y velocidades de deformación, realizándose una parametrización de Larson-Miller para su extrapolación a condiciones de largo plazo. La aplicación de un tratamiento de solubilizado previo al de revenido mostró una disminución de la velocidad mínima de creep y un aumento de los tiempos de rotura estimados.

Tópico: 02. Fundición, solidificación y soldadura.

Influencia del PWHT de solubilizado sobre las propiedades mecánicas a elevadas temperaturas de depósitos de soldadura de aceros 9Cr.

A. Burgos^{a*}, J. Hoyos Quintero^b, E. Surian^c, H. Svoboda^d

^aSecretaría de Investigación – Facultad de Ingeniería - UNLZ. Camino de Cintura y Juan XXIII, (1832) Lomas de Zamora, Argentina.

^bLaboratorio Nacional de Nanotecnología (LNnano) Centro Nacional de Investigación en Energía y Materiales (CNPEM), Campinas, Brasil

^cConsultor Independiente

^dGTSyCM3, INTECIN, Facultad de Ingeniería - UBA. Av. Las Heras 2214 (1427), CABA, Argentina. CONICET, Av. Rivadavia 1917, C.A.B.A., Argentina.

*arielburgo@gmail.com

ABSTRACT

9Cr steels have great importance in the development of thermoelectric generation industry due to their high creep strength. The weldability of these alloys is critical as they are used in welded construction equipment. The mechanical properties are achieved after post weld heat treatments (PWHTs), then the variation of the parameters used are important for the best performance in service. This work studied the influence of solubilizing PWHT on the mechanical properties at high temperatures of 9Cr welds, using an experimental tubular wire by FCAW-G (Ar-20% CO₂). An all weld metal coupon (AWM) was welded according to ANSI/AWS A5.29/A5.29M: 2010 standard; the chemical composition was determined. Two PWHT's were applied: a) tempering at 760°C for 2 hours and b) solubilizing at 1050°C for 1 hour followed by tempering at 720°C for 2 hours. Flat tensile specimens were machined for Hot Tensile Test (HTT) at constant crosshead speed of 5; 1; 0.1 and 0.02 mm/min at constant temperatures of 625 and 650°C. The microstructure resulting from the application of PWHTs was studied by in-situ XRD during HTT. The results were extrapolated using the Larson-Miller parameter. It was found that the application of a solubilizing treatment before tempering increased the resistance of the weld metal at high temperatures.

Keywords: Deposit 9Cr steel, FCAW, PWHT, Hot Tensile Test.

RESUMEN

Los aceros 9Cr tienen suma importancia en la generación de energía termoeléctrica debido a su marcada resistencia al creep. La soldabilidad de estas aleaciones es un punto crítico, dado que encuentran diversas aplicaciones en equipos e instalaciones de construcción soldada. Las propiedades mecánicas requeridas para el uso de estos componentes soldados se logran luego de un tratamiento térmico post soldadura (PWHT), por lo que la optimización de los mismos reviste vital importancia para lograr maximizar las prestaciones en servicio. En este trabajo se estudió la influencia del PWHT de solubilizado sobre las propiedades mecánicas a elevadas temperaturas del metal de aporte puro de aceros 9Cr modificados con B, obtenidos por soldadura con un alambre tubular flux-cored experimental mediante el proceso de soldadura semiautomático bajo protección de gas. Se soldó un cupón de metal de aporte puro (MAP) y se determinó la composición química del depósito. Al MAP se le aplicaron dos PWHT's: a) un tratamiento de revenido y b) un solubilizado más un revenido. Se mecanizaron probetas planas de tracción para realizar ensayos de tracción en caliente (HTT) a velocidades de deformación inicial constantes de 5; 1; 0,1 y 0,02 mm/min, a temperaturas de 625 y 650°C. Se extrapolaron los resultados de HTT a tiempos más prologados (creep) utilizando una parametrización por Larson-Miller. Para una de las condiciones de ensayo se estudió la evolución microestructural durante el ensayo HTT mediante DRX in-situ. La aplicación de un tratamiento de solubilizado previo al de revenido mejoró notoriamente la resistencia del metal de soldadura a elevadas temperaturas.

Palabras Clave: Depósito de acero 9Cr, FCAW, PWHT, Ensayo de tracción en caliente.

1. Introducción

El desafío de las nuevas plantas de generación de energía termoeléctrica es elevar las temperaturas y las presiones del vapor dentro de su ciclo termodinámico para poder incrementar su rendimiento, reduciendo por lo tanto el costo asociado al combustible y las emisiones de CO₂ al medioambiente. Para el funcionamiento, en un rango de temperaturas entre los 625-650°C y presiones que rondan los 30-35MPa o más, se requiere la utilización de aceros de mayor resistencia al creep. Dado que se trata de construcciones soldadas, la soldabilidad de estos materiales es relevante y el desarrollo del metal de aporte para su unión persigue mejoras en su composición química como también en su tratamiento térmico post soldadura (PWHT) ya que las propiedades requeridas se obtienen luego de su aplicación.

La microestructura, la composición química, la historia térmica y los mecanismos de endurecimiento actuantes son los factores que controlarán las propiedades mecánicas a altas temperaturas. Una microestructura de pre-servicio martensítica con precipitados finamente dispersos y una alta densidad de dislocaciones sumadas a los efectos de endurecimiento por solución sólida del Mo y W en la matriz en parte cumplirán con este requerimiento [1]. Se reporta también que el agregado de B a la composición de estos aceros estabiliza los carburos del tipo M₂₃C₆, reduciendo su velocidad de engrosamiento durante el servicio, provocando una caída en la velocidad mínima de creep y un aumento del tiempo a la rotura [2-5]. Esta mejora solo fue lograda luego de la aplicación de un solubilizado por encima de los 1000°C previo al revenido [5].

La necesidad de obtener información sobre la resistencia al creep en tiempos cortos, ha generado una búsqueda constante de alternativas a este ensayo, siendo los ensayos de tracción en caliente (HTT) una buena opción. Algunos autores han reportado correlaciones entre los resultados de HTT y de creep a la rotura, siendo éstos una aproximación satisfactoria con cierto grado de precisión considerando que las deformaciones plásticas desarrolladas en ambos casos son similares [6-10].

Actualmente, son pocos los consumibles que ajustan la composición química de sus depósitos a estos nuevos aceros desarrollados, encontrándose mayoritariamente en plena etapa de evaluación, siendo escasa la información disponible, en particular para el proceso FCAW-G. Tampoco se registran estudios en los que se evalúe el efecto de aplicar un PWHT que incluya un solubilizado y posterior revenido sobre el metal de soldadura en este sistema. En este trabajo se estudió el efecto del PWHT de solubilizado sobre la microestructura y las propiedades mecánicas de un depósito de soldadura de un acero 9Cr avanzado, evaluadas mediante ensayos de HTT a distintas temperaturas y velocidades de deformación. Para una de las condiciones de ensayo se analizó la evolución microestructural durante el ensayo de tracción HTT, mediante DRX in situ, proveniente de una fuente de luz sincrotrón.

2. Experimental.

Se soldó un cupón de metal de aporte (MAP) según norma ANSI/AWS A5.29/A5.29M:2010, depositando cinco capas con una secuencia de 3, 2, 2, 2 y 2 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).

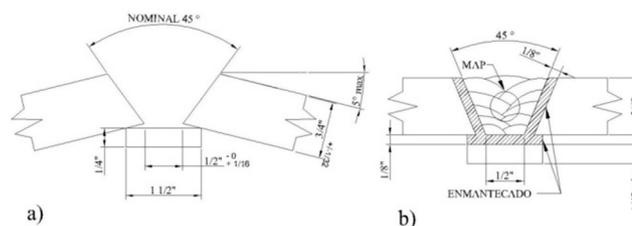


Fig. 1. *Probeta de MAP según ANSI/AWS A5.29/A5.29M:2010 a) Ensamble previo a la carga del metal de soldadura – b) Probeta soldada.*

Para la soldadura se utilizó un alambre tubular del tipo “flux cored” de 1,2 mm de diámetro experimental desarrollado para este trabajo por la empresa Metrode Products Ltd. La soldadura se realizó en posición 1G (bajo mano), con protección gaseosa de Ar-20%CO₂, con un caudal de 20 l/min, una longitud libre de alambre de 12 a 15 mm, con corriente continua electrodo positivo (DCEP). Los parámetros de soldadura empleados fueron de 218 A y 31 V, la velocidad de avance en promedio estuvo en 5,6 mm/s dando como resultado un calor aportado de 1,2 kJ/mm.

Las probetas de MAP obtenidas fueron radiografiadas para evaluar la calidad de los depósitos. Se realizaron cortes transversales a la soldadura para la extracción y elaboración de probetas. Se determinó la composición química de los depósitos por espectrometría de emisión óptica por plasma (OES) con un equipo Spectromaxx.

Se realizó un tratamiento PWHT de aplicación convencional a las soldaduras de aceros del tipo ASTM A-213-T92 y A-335-P92 [11], consistente en un revenido simple a una temperatura 760°C (20°C por debajo de AC₁) durante 2 horas, identificado como 762. Asimismo, se realizó otro PWHT no convencional a las soldaduras buscando una microestructura más estable durante el servicio, consistente en un tratamiento de solubilizado a 1050°C, durante 1 hora seguido de un revenido a 720°C durante 2 horas, identificado como 101722 (ver Tabla 1).

PWHT	Solubilizado		Revenido	
	Temp.	Tiempo	Temp.	Tiempo
	[°C]	[h]	[°C]	[h]
762	-	-	760	2
101722	1050	1	720	2

Tabla 1. *Esquema de condiciones de PWHT de las muestras del MAP.*

A fin de evaluar el comportamiento mecánico a alta temperatura del material en condiciones similares a las de servicio, se realizaron ensayos de tracción en caliente (HTT) y se extrapolaron sus resultados de corta duración a situaciones de más largo alcance mediante mediante una parametrización de Larson-Miller. Se mecanizaron probetas en la dirección transversal al cordón de soldadura según la norma ASTM E 8M-01 escalando su geometría de acuerdo a requerimientos específicos del equipo utilizado.

Dichas probetas se ensayaron a 600 y 625°C y a velocidades de deformación inicial constante de 5; 1; 0,1 y 0,02 mm/min.

Dichos ensayos fueron realizados en un simulador termomecánico Gleeble 3S50 no convencional, que se encuentra montado sobre una línea de luz sincrotrón (XTMS-LNLS, Campinas, Brasil). La medición de la temperatura se llevó a cabo a través de termocuplas soldadas al cuerpo de la muestra 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).

Para la condición de 625°C y 0,02mm/min adicionalmente se analizó la evolución microestructural durante el ensayo HTT, mediante XRD in situ. A este fin se empleó un goniómetro de alta resolución Heavy Duty Huber y dos detectores lineales Mythen-1K para llevar a cabo la difracción de rayos-X (12 KeV de energía) in situ montados sobre la Gleeble. Se tomaron adquisiciones cada 10s de DRX durante rampa de deformación de la probeta hasta la rotura en una posición fija de $2\theta=30,5^\circ$ (ubicación del centro del goniómetro) permitieron monitorear el estado inicial y un ángulo de 20° de amplitud donde se registró la evolución de dos de los picos de la matriz α -Fe (planos difractantes 110 y 200).

3. Resultados y Discusión.

La composición química de la superficie de la última capa depositada fue: (% en peso) Fe (85,6), C (0,12), Mn (0,9), Si (0,36), S (0,007), P (0,017), Cr (9,33), Ni (0,49), Mo (0,51), Co (0,86), Nb (0,05), Cu (0,08), W (1,89), V (0,21), N (0,052), B (0,002), Al (0,001), Ti (0,03).

En la Figura 4 se puede observar una macrografía de un corte transversal de la probeta soldada.



Fig. 4. Macrografía del cordón multipasadas.

Se registró un bajo nivel de defectos macroscópicos (poros, inclusiones de escoria, fisuras, etc.), al igual de lo que se pudo corroborar en la radiografía del cordón completo.

La figura 5 muestra los ensayos de HTT a 625°C y 0,02 mm/min de velocidad de deformación para las dos condiciones de PWHT analizadas.

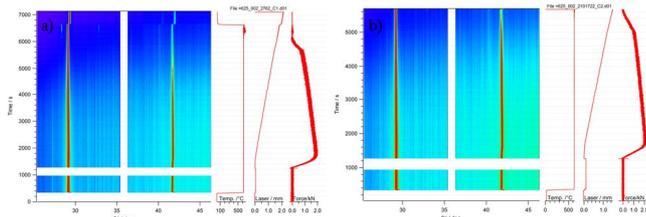


Fig. 5. Evolución microestructural durante el ensayo de HTT por XRD in-situ: a-762,b-101722.

Se observan los dos picos característicos de la matriz martensítica (α -Fe), planos 110 y 200. Durante el calentamiento la red de martensita se expande a mayores valores de espaciado interplanar (d-spacing). Cuando la deformación comienza, esta tendencia se revierte y la red comienza a estrecharse hasta el punto donde se alcanza la tensión máxima, a partir de este punto comienza la estricción y el estado de tensiones pasa a ser triaxial.

Los datos de difracción son convertidos a distancia interplanar de la matriz α -Fe y luego se calcula la deformación del espaciado cristalino (Lattice strain) provocada en la red como consecuencia de la deformación impuesta a la probeta (Engineering strain).

En la figura 6 se puede observar cómo evoluciona la deformación de la red respecto de las tensiones alcanzadas por la probeta durante el ensayo hasta la estricción de los planos 110 y 200 de la matriz. La respuesta de deformación de la red puede ser dividida en tres períodos, un período elástico igual para los dos planos analizados donde las deformaciones son proporcionales a las tensiones alcanzadas, una segunda región donde se comienzan a producir las deformaciones plásticas (acumulación de dislocaciones) de manera diferenciada en cada plano. Por último una tercera etapa donde se observa que la tensión aumenta y la red comienza a distenderse. Es de notar que las microestructuras con PWHT de solubilizado se deforman plásticamente a un ritmo menor hasta alcanzar el punto de relajación.

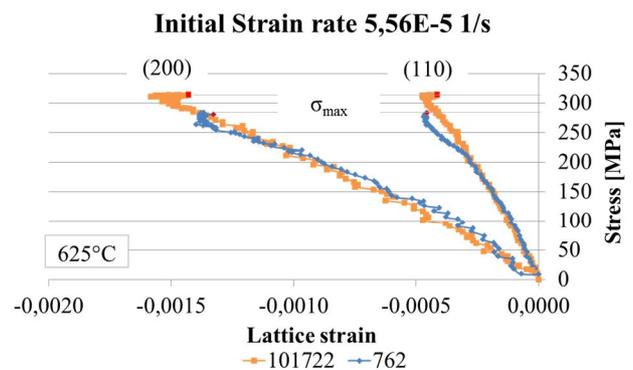


Fig. 6. Tensión vs. deformación de la red cristalina en el ensayo de HTT a 625°C y 0,02 mm/min de las dos condiciones analizadas (planos 110 y 200).

En la figura 7 los datos de deformación de red fueron graficados en función de la deformación ingenieril. Se puede ver una región de proporcionalidad entre la deformación cristalina y la ingenieril. Posteriormente la deformación de la red se estabiliza dando lugar al movimiento de dislocaciones. En el plano (200) este movimiento de dislocaciones aparece más tempranamente en la condición de solo revenido (762), indicando que la degradación microestructural comienza antes para esta condición.

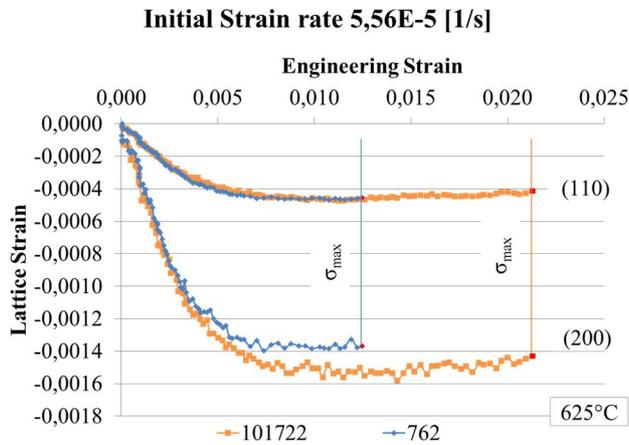


Fig. 7. Deformación ingenieril vs. deformación de la red cristalina en el ensayo de HTT a 625°C y 0,02 mm/min de las dos condiciones analizadas (planos 110 y 200).

En la tabla 2 se muestran los resultados obtenidos de los ensayos de tracción en caliente.

ID	Temp. test	Stroke	Initial Strain rates	Time (Rm)	Tensile strength
			ξ	t	Rm
	[°C]	[mm/min]	[1/s]	[s]	[Mpa]
762- D1	625	5	1,39E-02	2,55	428
762- A1	625	1	2,78E-03	12,65	398
762- B1	625	0,1	2,78E-04	90,64	331
762- C1	625	0,02	5,56E-05	540,43	292
762- H2	650	5	1,39E-02	2,70	377
762- H3	650	5	1,39E-02	3,55	379
762- E1	650	1	2,78E-03	12,21	346
762- F1	650	0,1	2,78E-04	85,48	268
762- G1	650	0,02	5,56E-05	492,19	244
101 722- D2	625	5	1,39E-02	3,95	439
101 722- A1	625	1	2,78E-03	11,10	431
101 722- B2	625	0,1	2,78E-04	131,29	358
101 722- B3	625	0,1	2,78E-04	140,88	373
101 722- C1	625	0,02	5,56E-05	631,46	326
101 722- C2	625	0,02	5,56E-05	540,03	318
101 722- H3	650	5	1,39E-02	3,25	414
101 722- E1	650	1	2,78E-03	11,57	371
101 722- F1	650	0,1	2,78E-04	107,04	317
101 722- F2	650	0,1	2,78E-04	120,23	313
101 722- G1	650	0,02	5,56E-05	535,45	282
101 722- G2	650	0,02	5,56E-05	472,17	275

Tabla 2. Resultados de los HTT para ambas condiciones de PWHT.

Puede verse como la resistencia cae cuando se disminuye la velocidad de deformación o se aumenta la temperatura de ensayo. Las tensiones máximas alcanzadas por la condición 101722 fueron algo superiores a la 762 y los tiempos en alcanzarlas registraron el mismo comportamiento.

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 HHT-Creep existente en la bibliografía [6-10]. En ella se destaca que en la

etapa secundaria de creep existe una compensación de fenómenos de endurecimiento y recuperación que provocan una velocidad de deformación constante. Esto mismo ocurre en un ensayo de HTT cuando se alcanza la tensión máxima en el material. En este punto y en coincidencia con lo que ocurre en el ensayo de creep, tensión, velocidad de deformación y temperatura son constantes (comienzo de 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 en iguales condiciones.

-La tensión máxima alcanzada en el ensayo de HHT se correlaciona con la tensión aplicada en un ensayo de creep convencional en igualdad de condiciones.

-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 creep convencional en igualdad de condiciones.

Por medio de una parametrización se llevó a escenarios de más largo plazo los resultados de HTT; Larson – Miller [$PLM = T \cdot (C + \log t) \cdot 10^{-3}$]; donde PLM 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 [12]. Para esto se utilizó el valor de la constante C mayormente aplicado en la bibliografía para metal de aporte puro de soldaduras P92, de similar composición al aquí utilizado, y aceros as-cast [12]. El valor de $C=36$ es el más conservador y a partir de él se extrapolaron valores de resistencia a creep estimados para una vida de $10E^4$ horas como referencia. En la figura 8 se muestran los resultados obtenidos para ambas condiciones de PWHT.

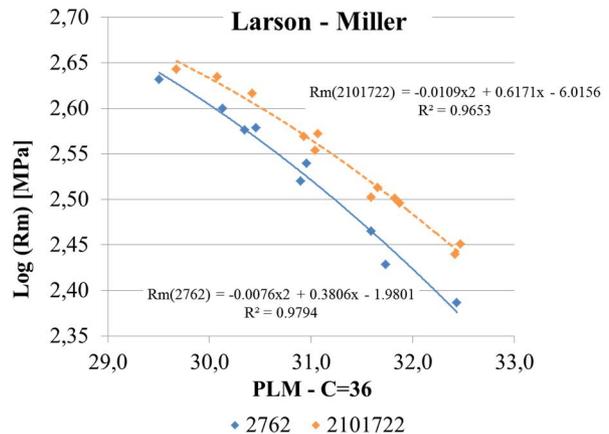


Fig. 8. Parametrización de Larson-Miller para ambas condiciones de PWHT.

El comportamiento mecánico de la condición 101722 registró tensiones levemente superiores pero en tiempos ligeramente mayores, cuestión que se refleja en la extrapolación Larson-Miller a 10^4 horas, donde la tensión alcanzada es prácticamente un 23% superior a la de la condición 762, como puede verse en la figura 9, para una temperatura de 625°C.

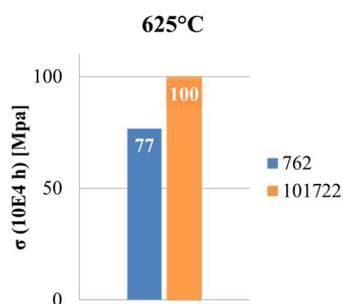


Fig. 9. Extrapolación Larson – Miller, comportamiento a un plazo de $10E^4$ horas del metal de soldadura en servicio.

Esta misma observación se puede realizar en la Figura 8, donde la pendiente de la curva de la condición 101722 es menor. Esta cuestión estaría indicando que la velocidad de degradación de la microestructura 762 es superior a la 101722 como se observó en las figuras 6 y 7 de deformación de la red cristalina. La estructura 101722 retiene un lapso de tiempo mayor la relajación producto del movimiento de dislocaciones. Queda en evidencia entonces que el efecto del PWHT de solubilizado provocó una desaceleración de la degradación de la microestructura previo a la estricción y posterior rotura. Los tiempos en alcanzar la tensión máxima en los ensayos de HTT según la teoría de correlación aplicada serán inversamente proporcionales a la velocidad mínima de creep, por consiguiente se podría decir que la aplicación de un PWHT de solubilizado resultaría en una disminución de la velocidad mínima de creep. Este comportamiento podría deberse potencialmente a la dilución de partículas conteniendo B durante el solubilizado, estabilizando los carburos $M_{23}C_6$ durante el revenido.

4. Conclusiones.

La aplicación de un PWHT de solubilizado a 1050°C durante 1 hora seguido por un revenido a 720°C durante 2 horas, generó una microestructura mucho más estable a largo plazo de envejecimiento.

- La aplicación de un tratamiento de solubilizado previo al revenido sobre metal de soldadura con contenido de B adicionado podría provocar una disminución de la velocidad mínima de creep y un aumento de los tiempos de rotura a iguales tensiones de trabajo.
- La utilización de ensayos de HTT junto a metodologías de parametrización de creep permite aproximar en tiempos cortos los datos de fluencia lenta.

Agradecimientos

Los autores agradecen a METRODE PRODUCTS LTD – UK, por la fabricación y provisión del consumible utilizado, a AIR LIQUIDE Argentina por la donación de los gases de soldadura, a CONARCO-ESAB por la realización de los análisis químicos y a los laboratorios de

procesamiento y caracterización de metales del LABORATORIO NACIONAL DE NANOTECNOLOGÍA (LNnano) y de LUZ SINCROTRÓN (LNLS) integrante del CENTRO NACIONAL DE INVESTIGACIÓN EN ENERGÍA Y MATERIALES (CNPEM) de Brasil por la realización de los ensayos de tracción en caliente con DRX in situ provenientes de una fuente de luz sincrotrón y la composición química. 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 del mecanizado de las probetas.

REFERENCIAS

- [1] Maruyama, K.; Sawada, K. and Koike, J. “Strengthening Mechanisms of Creep Resistant Tempered Martensitic Steel”. *ISIJ International*. **2001**:41(6) 641–653.
- [2] Viswanathan, R. *et al.* U.S. “Program on Materials Technology for Ultra-Supercritical Coal Power Plants”, *JMEPEG*. **2005**: 14281-292.
- [3] Abe, F. *et al.* “Stabilization of martensitic microstructure in advanced 9Cr steel during creep at high temperature”. *Materials Science and Engineering*. **2004**: 378299–303.
- [4] Hättestrand, M. *et al.* “Boron distribution in 9 – 12% chromium steels”. *Materials Science and Engineering*. **1999**: 27033–37.
- [5] Horiuchi, M. *et al.* “Improved Utilization of Added B in 9Cr Heat-Resistant Steels Containing W”. *ISIJ International*. **2002**:4267-71.
- [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*. **2012**:7(3)1098-1108.
- [7] 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*. **2005**: 10(3) 463 – 471.
- [8] 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*. **2011**: 8(2)80-85.
- [9] Moreto, J. A. *et al.* “Correlação de dados de tração a quente e fluência para a liga Kanthal A1”. *Metallurgy and Materials*. **2011**: 64(2)181-186.
- [10] Sreenivasan, P. R. *et al.* “Hot Tensile data and creep properties derived there from for 316L (N) stainless steel with various nitrogen contents”. *Procedia Engineering*. **2013**: 55 82–87.
- [11] Yin, Y. F. *et al.* “Modelling and experimental studies of alternative heat treatments in Steel 92 to optimise long term stress rupture properties”. *Energy Matials*. **2008**:3(4)232-242.
- [12] Zhang, Z. *et al.* “Properties of T/P92 steel weld metals for ultra-supercritical (USC) power plant”. *Metrode Products Limited*.