

ALEACIONES BASE NÍQUEL EN CONDICIONES DE PRIMARIO DE LOS REACTORES TIPO PWR

D. GÓMEZ BRICEÑO - M. SERRANO

La aleación 690 utilizada como material de sustitución de la aleación 600 para las penetraciones de las tapas de las vasijas sustituidas en los reactores PWR convive en el circuito primario con muchos otros componentes fabricados con la aleación 600. La aleación 690 presenta un excelente comportamiento frente a la corrosión bajo tensión en condiciones de primario (PWSCC), proceso de degradación al que la aleación 600 es altamente susceptible. El artículo analiza comparativamente el comportamiento ambas aleaciones y de los metales de soldadura, 52/152 y 82/182 frente a PWSCC.

Alloy 690, used as replacement of Alloy 600 for vessel head penetration (VHP) nozzles in PWR, coexists in the primary loop with other components of Alloy 600. Alloy 690 shows an excellent resistance to primary water stress corrosion cracking, while Alloy 600 is very susceptible to this degradation mechanism. This article analyse comparatively the PWSCC behaviour of both Ni-based alloys and associated weld metals 52/152 and 82/182.

INTRODUCCIÓN

La aleación 600 es una aleación base níquel utilizada en la construcción de distintos componentes del circuito primario de los reactores tipo PWR debido a su alta resistencia mecánica, su gran ductilidad y su buen comportamiento frente a corrosión. Sin embargo, a lo largo del tiempo ha mostrado una gran susceptibilidad a corrosión bajo tensión en las condiciones del primario de los reactores tipo PWR y también en las condiciones del secundario de estos reactores.

La aleación 690TT con un contenido en níquel menor que la aleación 600, se está utilizando como material de sustitución de ésta en distintos componentes del primario de los reactores tipo PWR. Asimismo, los metales de soldadura 82 y 182, de composición semejante a la de la aleación 600, han sido sustituidos por los metales de soldadura 52 y 152 para la soldadura de la aleación 690TT.

La alta susceptibilidad a corrosión bajo tensión de la Aleación 600 en condiciones del primario de los reacto-

res tipo PWR es conocida desde los años 60, en los que Coriou identificó este modo de degradación, y se ha manifestado profusamente en los tubos de los generadores de vapor con la aparición de grietas de morfología intergranular asociadas a las zonas de máxima deformación. Otros de los componentes afectados por este modo de degradación han sido las penetraciones de las tapas de la vasija. En 1991, durante una prueba hidrostática, se detectó una fuga en una de las penetraciones de la tapa de la vasija de Bugey 3, asociada a una grieta axial iniciada por el interior a la altura de la soldadura de la pene-

tración a la tapa de la vasija. La fuga de Bugey fue el inicio de un problema que ha tomado nuevo impulso a partir de 2001, con la primera detección de grietas circunferenciales en Ocone 3 y con el incidente de Davies Besse con fuga de agua de primario y una acusada corrosión del material de la tapa de la vasija, en 2002.

Las aleaciones de soldadura 182/82 también son susceptibles a PWSCC, siendo este el origen de los agrietamientos detectados en las toberas del circuito primario y en toberas del presurizador en diversas plantas, asociadas a reparaciones de las soldaduras en al-

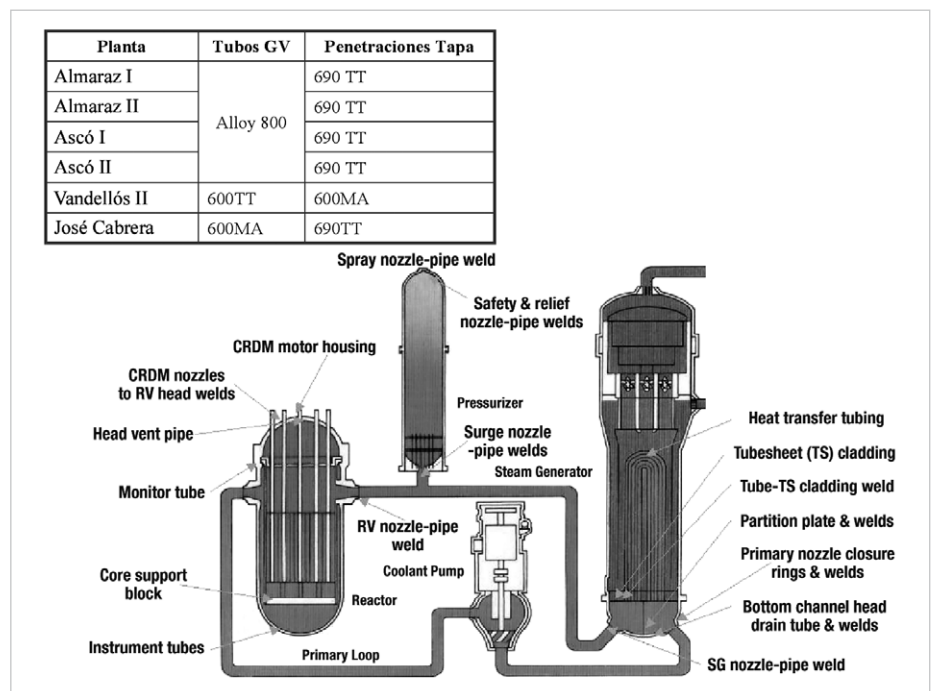


Figura 1. Principales localizaciones de aleaciones base níquel en el primario de un reactor tipo PWR.

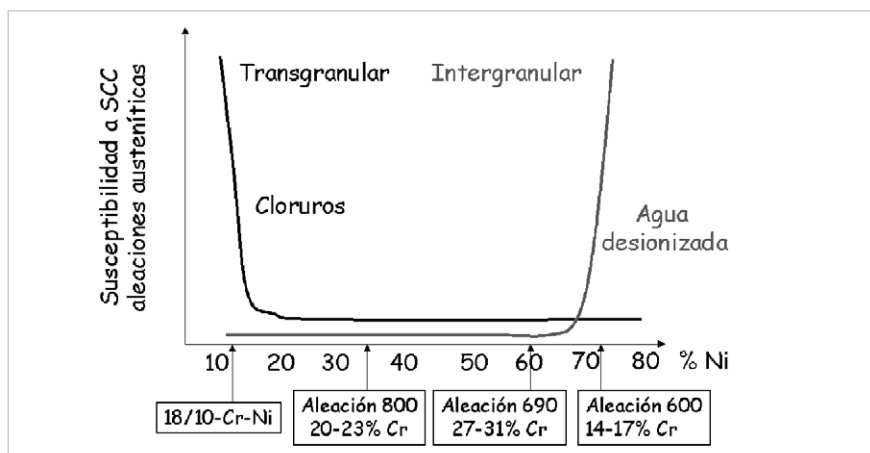


Figura 2. Susceptibilidad a SCC de aleaciones austeníticas.

gunos caso y favorecidas por la alta temperatura de operación en el caso del presurizador. En la figura 1 pueden verse las localizaciones de la aleación 600 y de los metales de soldadura 82/182 en el circuito primario de un reactor tipo PWR.

ASPECTOS CONOCIDOS SOBRE PWSCC

La aleación 690 y 600 son aleaciones base níquel con diferencias en su composición. El mayor contenido en cromo de la aleación 690, 30% frente al 18% de la aleación 600 y la consiguiente disminución del contenido en níquel, le confieren una mayor resistencia a corrosión bajo tensión en las condiciones típicas de operación del circuito primario de este tipo de reactores, figura 2.

En cuanto a los metales de soldadura, las aleaciones 52 / 152 son analogas a la aleación 690 con un contenido en cromo ligeramente superior y adiciones controladas de Al y Ti para minimizar los problemas relacionados con el agrietamiento en caliente y la susceptibilidad a PWSCC de las aleaciones 82/182. Una versión optimizada de la aleación 52 es la denominada 52M, que cuenta en su composición con pequeños contenidos de boro y zirconio encaminado a minimizar la tendencia a "ductility-dip cracking" que presentan este tipo de aleaciones durante la solda-

dura [1]. En la tabla I se presentan las composiciones típicas de ambas aleaciones y de los metales de soldadura asociados.

A pesar del considerable esfuerzo que se ha dedicado al estudio de este modo de degradación, no existe consenso sobre el mecanismo más adecuado para explicar la alta susceptibilidad de la aleación 600 a PWSCC. Sin embargo, se han identificado una serie de características esenciales de la corrosión bajo tensión de la aleación 600 en medios de primario, que son las siguientes:

- Una importante influencia de la microestructura con un comportamiento favorable de las coladas que presentan una distribución continua de carburos en borde de grano. La distribución de los carburos puede variar desde predominantemente intergranular a predominantemente transgranular, como consecuencia del contenido en carbono de la aleación y de su historia termomecánica durante la fabricación. Si la temperatura del recocido final durante el proceso de fabricación es $>1.000^{\circ}\text{C}$, la mayoría de los carburos son intergranulares y la colada es más resistente a corrosión intergranular bajo tensión. Este hecho se aprovecha para el diseño de la aleación 600TT, en la que mediante un tratamiento térmico posterior al recocido final a 715°C durante 16 horas se obtiene una microestructura resistente a

PWSCC: una distribución continua de carburos en borde de grano y una mínima precipitación transgranular. Del mismo modo, esta experiencia se utilizó para el diseño de la aleación 690TT. Asimismo, se conoce la importancia del tipo de producto en la susceptibilidad final del material [2]

- Una dependencia exponencial de la tensión ($n=4$) del tiempo al fallo y un efecto indeseable del trabajado en frío en los tiempos de iniciación de grietas. La tensión umbral para iniciación de grietas esta en torno a 250 MPa

- Una máxima susceptibilidad a corrosión bajo tensión para concentraciones de hidrógeno en torno a las del equilibrio Ni/O Ni, Figura 3. Además, se admite que el mecanismo de agrietamiento es el mismo en agua y vapor a temperaturas entre 288 y 400°C .

- Largos tiempos de incubación en planta, mayores para los metales de soldadura 182/82 que para la aleación 600. Las primeras grietas detectadas en servicio en el metal de soldadura se han encontrado después de 16 años de operación mientras que en el metal base aparecieron después de 5 años (sin considerar generadores de vapor). Sin embargo, la velocidad de propagación de grietas en el metal de soldadura, una vez iniciadas, puede ser hasta cinco veces más rápida que en el metal base [3]

- Es un proceso activado térmicamente que puede representarse mediante una ley tipo Arrhenius, con valores de la energía de activación para el proceso de iniciación de 180kJ/mol , con una banda de desviación entre 80 y 220kJ/mol .

$$1/t_i = A\sigma^n e^{-Q_i/RT}$$

donde

t_i es el tiempo de iniciación de grietas

σ es la tensión efectiva que soporta el componente

n es 4-5

Q_i es la energía de activación del proceso de iniciación (kcal/mol)

R es la constante de los gases

A depende de la aleación y de las condiciones ambientales.

La temperatura eleva la probabilidad

Tabla I: Composición química (% peso) de aleaciones base Ni y soldaduras asociadas

	Ni	C	Mn	Fe	S	Si	Cu	Cr	Al	Ti	Nb+Ta	Mo	P
Alloy 600	72.0 min	0.05	1.0	6.0-10.0	0.015	0.5	0.5	14.0-17.0					
Alloy 690	58.0 min	0.05	0.5	7.0-11.0	0.015	0.50	0.5	27.0-31.0					
Alloy 182	59.0 min	0.10	5.0-9.5	10.0	0.015	1.0	0.5	13.0-17.0	-	1.0	1-2.5	0	0.03
Alloy 82	67.0 min	0.1	2.5-3.5	3.0	0.015	0.5	0.5	18.0-22.0	-	0.75	2-3.0	-	0.03
Alloy 152	Restante	0.05	0.5	7.0-12.0	0.015	0.75	0.5	28.0-31.5	0.5	0.5	1-2.5	0.5	0.03
Alloy 52	Restante	0.04	1.0	7.0-11.0	0.015	0.5	0.3	28.0-31.5	1.1	1.0	0.1	0.5	0.02

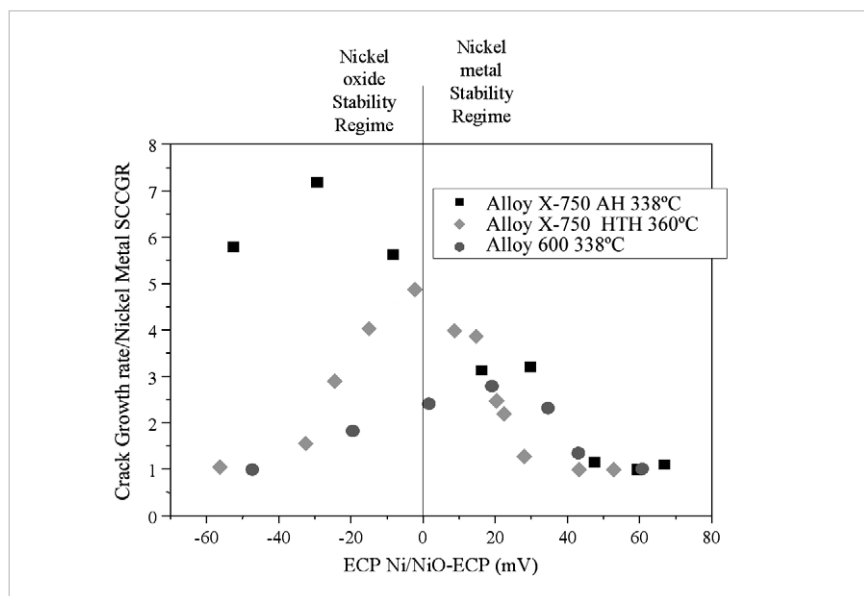


Figura 3. Efecto del H₂ en la susceptibilidad a PWSCC.

del agrietamiento. Sin embargo, la temperatura baja no garantiza la ausencia de problemas como ha puesto de manifiesto la fuga detectada en la tobera de instrumentación del fondo de la vasija de Shouth Texas.

SUSCEPTIBILIDAD A PWSCC

Iniciación de grietas en metales base

Los estudios llevados a cabo para la determinación de la resistencia a PWSCC de la aleación 600 son muy numerosos. Sus resultados y la experiencia operativa han permitido establecer una serie de hechos empíricos, mencionados en el apartado anterior, que permiten gestionar la degradación de los componentes fabricados con la aleación 600 de modo adecuado. De hecho, se dispone de distintos modelos de susceptibilidad para la aleación 600 como los elaborados por EDF [4] y Westinghouse [5]. Sin embargo, el mecanismo de agrietamiento permanece abierto siendo motivo de múltiples controversias. En una revisión reciente [6] de los distintos mecanismos propuestos, pueden encontrarse algunos basados en la evolución de hidrógeno en la región catódica de la grieta como en los modelos de fractura inducida por hidrógeno, Hydrogen Enhanced Local Plasticity (HELP) o Corrosion-Enhanced Plasticity (CEPM), y otros basados en procesos de oxidación/disolución en el fondo de la grieta. Estos últimos, que implican la disolución del metal en cualquiera de sus manifestaciones: oxidación interna, desaleación, inyección de vacantes u otras, parecen justificar mejor las principales características de

los procesos de IGSCC de la aleación 600 y podrían justificar la elevada resistencia a IGSCC de las aleaciones 690 y 800 en agua de primario. En esta línea algunos autores están estudiando las capas de óxido formadas sobre las aleaciones 600 y 690 con el objetivo de identificar diferencias que pudiese justificar el diferente comportamiento observado en ambas aleaciones y en particular la alta resistencia de la aleación 690 [7].

Diversos autores han llevado a cabo estudios comparativos sobre la respuesta de la aleación 600 y de la aleación 690 a PWSCC, la mayoría de ellos con coladas de generadores de vapor. Dada la alta resistencia de la aleación 690 a este modo de degradación, los ensayos se han llevado a cabo a temperaturas superiores a las típicas del primario en un intento de obtener resultados en tiempos razonables. En esta línea, Norring [8] y Stiller [9] llevaron a cabo ensayos con ambas aleaciones, en agua de alta pureza con adiciones de hidrógeno de 50 ml H₂/H₂O a 365°C, con una duración de 33.000 horas, no obteniéndose grietas en ninguna de las 67 muestras RUB ensayadas mientras que las muestras de la aleación 600, utilizadas como referencia presentaron grietas después de 1.051 y 11.920 horas respectivamente para tubos con temperaturas de "mill annealing" de 927 y 1.024°C.

Resultados semejantes fueron obtenidos por Vaillant [10] en agua del primario a 360°C con probetas del tipo RUB, puesto que no encontraron agrietamientos en ninguna de las cinco coladas ensayadas de la aleación 690 después de 60.000 horas de ensayo,

mientras que en las coladas de la aleación 600 se detectaron grietas en menos de 5.000 horas. Además, estos autores reportaron inicios de grietas intergranulares en ensayos CERT, mucho más agresivos en cuanto al aspecto tensional que los anteriores, pero solo en las coladas de 690 que estaban fuera de especificación o presentaban una microestructura con pocos carburos en borde de grano. Estos autores atribuyen la alta resistencia a iniciación de grietas al mayor contenido en cromo de la aleación. Por su parte, Ogawa y col. [11], en ensayos comparativos entre ambas aleaciones con distintos tipos de probetas, RUB predeformadas (20%) y probetas uniaxiales de carga constante (UCL), a temperaturas de hasta 360°C, llegaron a conclusiones similares. El trabajo realizado por Sui y colaboradores [12], en vapor a 380°C con hidrógeno, indicó que la alta resistencia de la aleación 690 a PWSCC depende de que la colada presente la microestructura adecuada.

Todos los ensayos referenciados confirman la alta resistencia de la aleación 690 a PWSCC e indican que los tiempos de iniciación de grietas serán al menos un orden mayor que los observados para la aleación 600 MA. La falta de agrietamientos observada impide el cálculo de la energía de activación para el proceso de iniciación de grietas en la aleación 690 en agua de primario. Ante esta situación, algunos autores [8] han utilizado el mismo valor que para la aleación 600.

Iniciación de grietas en metales de soldadura

Los primeros estudios de susceptibilidad a SCC de los metales de soldadura 82/182 se llevaron a cabo en condiciones de BWR. Los resultados obtenidos indicaron que la aleación 182 es más susceptible a SCC que la aleación 82 [13]. Al contrario de lo que ocurre con la aleación 600 no se han hecho demasiados ensayos de iniciación de grietas con estos materiales en condiciones de PWR. EDF [14] realizó un programa experimental en condiciones del primario a temperaturas entre 330 y 360°C y tensiones entre 300 y 600 MPa y determinó la influencia de diferentes parámetros en la susceptibilidad a iniciación de grietas. En particular, establecieron que la energía de activación para temperaturas entre 330 y 360°C es de 44 kcal/mol, similar a la de la aleación 600 [15]. Por otro lado, respecto al efecto de la tensión se estableció que la dispersión de los resultados obtenidos para tensiones superiores a 400 MPa no permite establecer una fórmula del tipo $1/t \approx B \cdot \sigma^4$ establecida

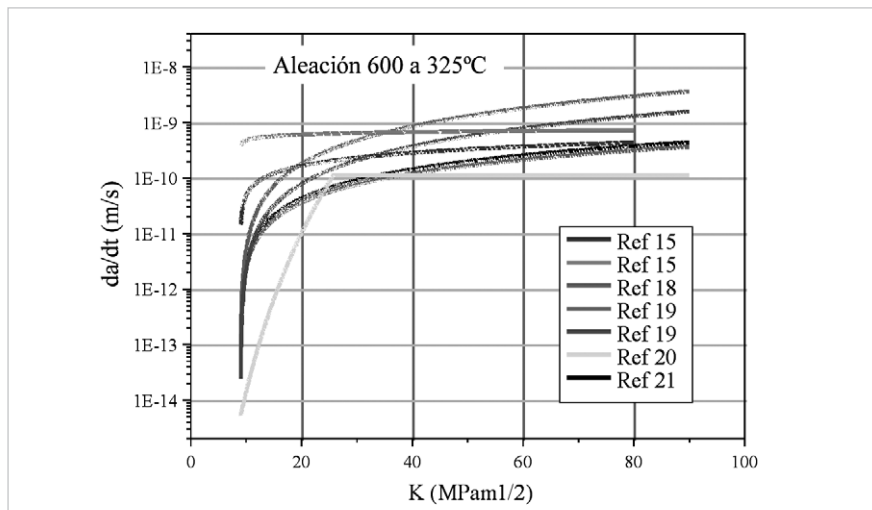


Figura 4: Velocidad de crecimiento de grieta en aleación 600.

para la aleación 600, pero si indican que el umbral de tensiones para el inicio de grietas para el metal de soldadura 182 está en torno a 350 MPa, mientras que para la aleación 600 está en torno a 250 MPa. Este trabajo también discute la influencia del acabado superficial, la composición química, el tratamiento de relajación de tensiones y el nivel de tensiones residuales.

Los resultados de laboratorio obtenidos por EDF indican que la resistencia a PWSCC de la aleación 82 es mayor que la de la aleación 182, [14], estimándose un tiempo de iniciación de grietas cinco veces mayor en la aleación 82 que en la 182. Por su parte, Mullen [16] observó una mayor resistencia a PWSCC en las coladas de la aleación 82 con mayor concentración de carbono.

Jacko [17] ha llevado a cabo un trabajo experimental encaminado a determinar tiempos de iniciación de grietas en la aleación 52M en comparación con las aleaciones 82 y 182 en vapor dopado a 400°C. Los resultados obtenidos indican que después de 2.051 horas de ensayo no se observaron grietas en la aleación 52M mientras que en aleación 182 las grietas aparecieron después de 214 y 450 horas para probetas poco y altamente pensionadas. La aleación 600 utilizada como control presentó grietas entre 450 y 598 horas en probetas con tensiones elevadas.

VELOCIDAD DE PROPAGACIÓN DE GRIETAS

Metales base

Durante mucho tiempo la mayoría de los estudios llevados a cabo para estudiar el comportamiento de la aleación

600 en agua de primario estuvieron centrados en estudios de susceptibilidad o de resistencia a la iniciación de grietas. Sin embargo con la aparición de grietas en las penetraciones de la tapa de la vasija fue necesario disponer de datos de velocidad de crecimiento de grietas para evaluar la evolución de los defectos detectados y la integridad estructural de los componentes afectados. De hecho, la curva de Scott, $da/dt(m/s) = 2.26 \cdot 10^{-12} (K-9)^{1.16}$, a 325°C, fue elaborada con datos procedentes de ensayos realizados con muestras trabajadas en frío, de tubos de generadores de vapor, corregidos pertinentemente [18]. Posteriormente, se han generado múltiples datos de crecimiento de grietas utilizando coladas de la aleación 600 representativas de las coladas típicas de las penetraciones de la tapa de la vasija que han dado lugar a diversas curvas de crecimiento de grietas en función del factor de intensidad de tensiones. EDF [15] elaboró con datos propios y de otros laboratorios dos curvas de crecimiento de grietas. La primera de ellas corresponde a una curva media de la información procedente de planta, $da/dt = 0.03 (K-9)^{0.52}$, y la segunda es un valor máximo que incluye resultados procedentes de planta y laboratorio, $da/dt = 0.3 (K-9)^{0.10}$. En ambos casos, la temperatura es 290°C, da/dt en $\mu/hora$ y K en $MPa/m^{1/2}$.

La velocidad de propagación de grietas en las penetraciones de la tapa de la vasija en función de K presenta una meseta característica de los procesos de corrosión bajo tensión, con un umbral del factor de intensidad de tensiones en $9 MPa/m^{1/2}$. Este valor del umbral del K ha sido confirmado por Foster y col. [19], que sin embargo han elaborado otras leyes de crecimiento

de grietas que presentan algunas diferencias con las anteriores. Así para las velocidades iniciales la ecuación es $da/dt = 0.039 \cdot 10^{-10} (K-9)^{1.5}$ y para las velocidades mínimas $da/dt = 0.017 \cdot 10^{-10} (K-9)^{1.5}$ a 320°C en ambos casos, con da/dt en m/s y K en $MPa/m^{1/2}$. Por su parte investigadores suecos [20], llegan a unas curvas de crecimiento de grietas diferentes de todas las anteriores al aplicar un cribado de los datos de velocidad de crecimiento con el objetivo final de disponer de una curva adecuada para definir los programas e inspección en servicio. Los criterios de cribado incluyen: el cumplimiento de las normas de ensayos, las dependencias de la geometría y tamaño de las muestras, las propiedades mecánicas y microestructurales de los materiales ensayados y de los componentes a evaluar así como las condiciones de los ensayos de laboratorio (carga cíclica, temperatura, duración del ensayo, impurezas del agua, etc.). Los resultados obtenidos de este análisis indican que para $K > 25.8 MPa/m^{1/2}$ la velocidad de propagación de grietas es independiente del K y viene expresada por $da/dt = 8.90 \cdot 10^{-8} mm/s$, mientras que para valores inferiores de K la expresión es $da/dt = 3.45 \cdot 10^{-21} K^{9.5}$ en mm/s. EPRI [21] a través del MRP ha elaborado una nueva curva de crecimiento de grietas basada en ensayos controlados de mecánica de fractura realizados por Westinghouse, Studsvik, Edf, CEA y CIEMAT. Los datos considerados provienen de 22 coladas de materiales típicos de penetraciones (tubo, barra forjada, otros) y 4 coladas de placa. En la figura 4, se han representado las distintas leyes de propagación de grietas comentadas anteriormente, a 325°C, utilizando una energía de activación de 130 kJ/mol.

La información disponible sobre ensayos de crecimiento de grietas en la aleación 690 es muy escasa. Vaillant [22] reporta que una colada de la aleación 690 no presentó agrietamiento después de 7000 horas bajo desplazamiento constante a 320 y 350°C ni tampoco, después de 1.150 horas a 360°C bajo una carga trapezoidal. En estos momentos existe un programa conjunto NRC/EPRI para la obtención de datos de velocidad de propagación de grietas en la aleación 690 y en los metales de soldadura 52/152, del que no se han presentado resultados.

Metales de soldadura

Los metales de soldadura 82/182 presenta mayores velocidades de crecimiento de grietas que la aleación 600 en ensayos de laboratorio. Sin embargo,

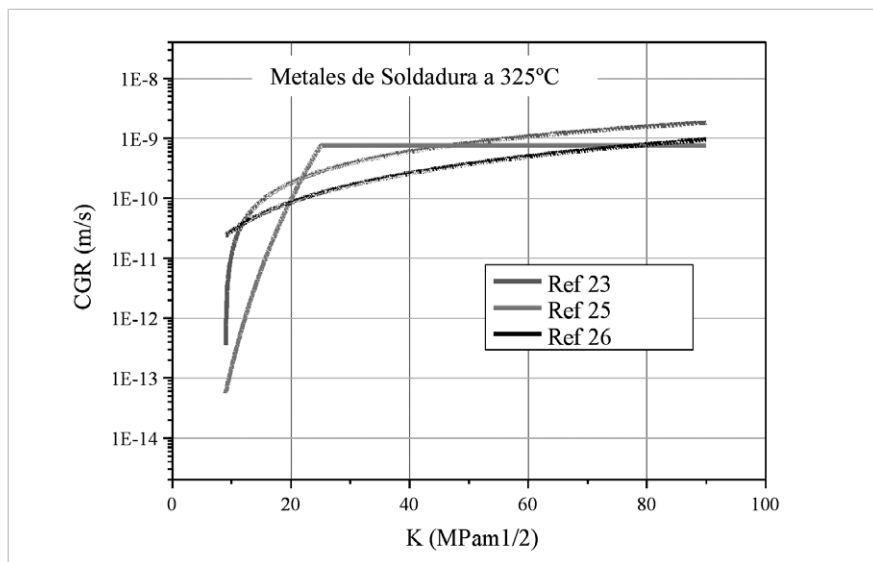


Figura 5: Velocidad de crecimiento de grieta en metales de soldadura.

se han detectado menos agrietamientos en planta. La energía de activación para crecimiento de grietas en estos metales de soldadura es semejante a la determinada para la aleación 600 (130 kJ/mol). En la literatura, es posible encontrar diversos modelos de propagación de grietas en la aleación 182/82. Uno de ellos, utilizado por Westinghouse [23] esta basado en la ecuación de Scott corregida con un factor de $\times 5$. Por su parte, EDF ha generado su propio modelo que tiene en cuenta el efecto de: la temperatura, la carga mecánica, el tratamiento de relajación de tensiones y el trabajado en frío [24] y está representado por una compleja ecuación que tiene en cuenta todos estos parámetros. La comparación de este modelo con el de la aleación 600 muestra efectos similares de la temperatura con una energía media de activación de 130 kJ/mol, del factor de intensidad de tensiones con una relación de $(K-9)^{0.1}$ y un efecto acelerante del trabajado en frío, valorado en $\times 2$ para un 10% de trabajado en frío. Además, para el 182 se han identificado el efecto benéfico del tratamiento de relajación de tensiones ($\times 2$), de la orientación de las dendritas ($\times 2$ a $\times 5$) y la variación de colada a colada debida probablemente a variaciones en su composición ($\times 3$).

Una expresión diferente es la generada por Studsvik [25] para evaluar los defectos encontrados en las soldaduras de las toberas del primario de Ringhals. En este caso, a partir de un valor de $K > 25.1 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$, la velocidad de crecimiento de grietas parece ser independiente del valor de K y es igual a $6.0 \cdot 10^{-7} \text{ mm/s}$ mientras que para valores inferiores de K , la velocidad viene dada por $da/dt = 5.79 \cdot 10^{-20} K^{9.3}$ para

una temperatura de 320°C . Para la aleación 82, se puede utilizar la siguiente expresión recomendada en la referencia [26], $da/dt (\text{in/h}) = 5.12 \cdot 10^{-8} K^{1.6}$ (311°C). En la figura 5, se han representado las distintas leyes de crecimiento de grietas para los metales de soldadura a 325°C .

CONCLUSIONES

Los estudios realizados en laboratorio sobre el comportamiento de la aleación 600 frente a PWSCC y la experiencia procedente de las plantas en operación han permitido establecer una serie de hechos empíricos que permiten gestionar adecuadamente su comportamiento en el circuito primario de un reactor tipo PWR. Se dispone de leyes de crecimiento de grietas, adecuadas para la evolución de la integridad estructural de componentes fabricados con la aleación 600 afectados por este modo degradación. Sin embargo, no se dispone de un mecanismo que justifique la alta susceptibilidad de la aleación 600 a PWSCC. Los estudios comparativos de las aleaciones 690 y 600, indican que los tiempos de iniciación de grietas para la aleación 690 son al menos una década mayor que los de la aleación 600.

REFERENCIAS

1. Lippold, J.C., "Elevated Temperature Grain Boundary Embrittlement and Ductility-Dip Cracking in Ni-base Weld Metals," Conf. on Vessel Head Penetration Inspection, Cracking and Repairs, Gaithersburg, 2003.
2. Gomez-Briceño, D. y otros, "Influence of

Product Type on Stress Corrosion Cracking of Alloy 600", Corrosion Vol. 55, n°3, 1999.

3. Bamford, W. y otros, "A Review of Alloy 600 Cracking in Operating Nuclear Plants: Historical Experience and Future Trends", 11th Intern. Conf. on Environ. Degrad. of Materials in NPP-WR, Washington, 2003.
4. Amzagall, C. y otros, "Stress corrosion life assessment of alloy 600 PWR components" 9th Intern. Conf. on Environ. Degrad. of Materials in NPP-WR, 1999.
5. Rao, G. "Methodologies to Assess PWSCC Susceptibility of Primary Components Alloy 600 Locations PWR", 6th Intern. Conf. on Environ. Degrad. of Materials in NPP-WR, San Diego 1993.
6. Scott, P. M. y otros, "On the Mechanism of Stress Corrosion Crack Initiation and Growth in Alloy 600 Exposed to PWR Primary Water", 11th Intern. Conf. on Environ. Degrad. of Materials in NPP-WR, Washington 2003.
7. Panter, J. y otros, "Surface Layers on Alloys 600 and 690 in PWR Primary Water: Possible influence on SCC Initiation". CORROSION 2002 paper No. 2519.
8. Norring, K. y otros, "Intergranular Stress Corrosion Cracking of Steam generator Tubing", Studsvik/EX89/41, 4th Intern. Conf. on Environ. Degrad. of Materials in NPP-WR, Jekill Island, 1989.
9. Stiller, K. y otros, "Structure, Chemistry, and Stress Corrosion Cracking of Grain Boundaries in Alloys 600 and 690" Metallurgical and Materials transactions Vol 27A, February 1996, p327.
10. Vaillant, F. y otros, "Influence of Chromium Content and Microstructure on Creep and PWSCC Resistance of Nickel Base Alloys", 9th Intern. Conf. on Environ. Degrad. of Materials in NPP-WR, 1999.
11. Ogawa, N. y otros, "PWSCC Susceptibility Tests for Improving Primary Water Chemistry Control", 8th Intern. Conf. on Environ. Degrad. of Materials in NPP-WR, Amelia Island, 1997, p 395.
12. Sui, G. y otros "Stress Corrosion Cracking of Alloy 600 and alloy 690 in Hydrogen/Steam at 380°C ", Corrosion Science, Vol.39, No ., pp 565-587, 1997.
13. Page, R.A., "Stress Corrosion Cracking of Alloys 600 y 690 and Alloys 182 and 82 Welds metals in High Temperature Water", Corrosion, Vol 39 n°10, Oct. 198.
14. Amzagall, C. y otros, "10th Intern. Conf. on Environ. Degrad. of Materials in NPP-WR, Lake Tahoe, 2001.
15. Amzagall, C. y otros, "Stress Corrosion Life Assessment of Alloy 600 PWR Components" 9th Intern. Conf. on Environ. Degrad. of Materials in NPP-WR, 1999.
16. Mullen, J.V. y otros "Stress Corrosion of Alloy 600 Weld Metals in Primary Water" Paper F-3, Proceedings: 1992 EPRI Workshop on PWSCC of Alloy 600 in PWRs, EPRI TR-103345, December 1993.

17. Jacko, R.J. y otros, "Results of Accelerated SCC Testing of Alloy 82, Alloy 182 and Alloy 52M Weld Metals" 11th Intern. Conf. on Environ. Degrad. of Materials in NPP-WR, Stevenson, 2003.
18. Scott, P.M. "An analysis of primary water stress corrosion cracking in PWR steam generators" Proceedings of NEA/CSNI Specialist Meeting on Operating Experience with Steam Generators, Brussels, 1991.
19. Foster, J.P. y otros, "Alloy 600 Crack Growth Rate Stress Intensity Dependence" (EPRI) (71763) 11th Intern. Conf. on Environ. Degrad. of Materials in NPP-WR, Stevenson, 2003.
20. Efsing P. y otros, "Screening of Crack Growth Data and the Relevance from an End-User Perspective" 11th Intern. Conf. on Environ. Degrad. of Materials in NPP-WR, Stevenson, 2003.
21. White, G.A., y otros, "Crack Growth Rates for Evaluating PWSCC of Thick-Wall Alloy 600 Material" 11th Intern. Conf. on Environ. Degrad. of Materials in NPP-WR, Stevenson, 2003.
22. Vaillant, F. y otros, "Influence of a Cyclic Loading on Crack Growth Rates of Alloy 600 in Primary Environment: An Overview" 11th Intern. Conf. on Environ. Degrad. of Materials in NPP-WR, Stevenson, 2003.
23. Bamford, W.M., "Alloy 182 Weld Crack Growth and its Impact on Service-



Marta SERRANO es Ingeniero Industrial de ICAI. Actualmente trabaja como investigadora en la División de Materiales del Departamento de Tecnología del CIEMAT. Ha participado en proyectos internacionales sobre el efecto de la irradiación en las propiedades mecánicas de materiales estructurales.

Dolores GÓMEZ BRICEÑO es Licenciada en Ciencias Químicas. Actualmente es la directora de la División de Materiales del Departamento de Tecnología del CIEMAT. Pertenecer a diversos comités internacionales dedicados al estudio de los materiales estructurales y dispone de una larga experiencia en el estudio de la corrosión de componentes nucleares. Ha dirigido diversos proyectos de investigación en el marco del PCI.



- Induced Cracking in Operating PWR Plant Piping" 10th Intern. Conf. on Environ. Degrad. of Materials in NPP-WR, Lake Tahoe, 2001.
24. Hong, L.S. y otros, "Measurements of Stress Corrosion Cracking Growth Rates in Weld Alloys 182 in Primary Water of PWR", 10th Intern. Conf. on Environ. Degrad. of Materials in NPP-WR, Lake Tahoe, 2001.
25. Jenssen, A. y otros, "Structural Assessment of Detected Nozzle to Safe-End welds in Ringhals 3 and 4", Fontevraud-2002.
26. Minutes of EPRI-MRP PWSCC Crack Growth Expert Panel Meeting, October 3, 2003 - Gaithersburg, Maryland, EPRI Letter PWR-MRP 2003-38 by John Hickling, October 20, 2003. MRP Proprietary.