

Fragilización por envejecimiento de aceros inoxidables moldeados^(*)

L. Mazorra (*), F. Gutiérrez-Solana (*), J. González (*) y J. M. Varona (*)

C.D.U. 669.14.018.8-14:539.56 = 60

Resumen

En este artículo se presenta, por una parte, la exposición resumida de los modelos teóricos existentes sobre la fragilización de aceros inoxidables moldeados austenoferríticos causada por envejecimiento térmico a 280 °C, y por otra, el análisis-aplicación a un acero real fragilizado, procedente del circuito de recirculación de una central nuclear. Los resultados obtenidos advierten de una importante fragilización al prever una reducción del 50 % de la tenacidad a temperatura ambiente en un periodo inferior a 30 años, siendo suficiente un periodo de unos 11 años para que aquélla se reduzca ya en un 40 %. La disminución de la tenacidad medida a 280 °C es asimismo preocupante, no solo por el nivel alcanzado, sino, sobre todo, por corresponder a una situación permanente de trabajo del sistema. La presencia habitual de elementos de aquel material en sistemas de alta responsabilidad como centrales nucleares, por ejemplo, agrava la magnitud del fenómeno y aconseja un estudio global y más profundo que se desarrolla en otro artículo aplicado al caso de los aceros inoxidables moldeados de especificación CF8M.

Aging Embrittlement of Stainless Steel Castings

Abstract

This article presents: on the one hand, a brief exposition of the existing theoretical models on the embrittlement of stainless steel castings, duplex, by exposure at 280 °C; on the other hand, the analysis of a real embrittled steel in the recirculation system of a PWR. Conclusions show that an important embrittlement is reached: the toughness measured on the steel at room temperature drops to 50 % of the initial value in a period shorter than 30 years, with a loss of 40 % in a period of 11 years. In addition, at work temperature (280 °C) the embrittlement achieved is also preoccupant, not only because the final level of toughness, but also because it is associated to the normal working conditions in those plants. The usual presence of these kind of steels in structural elements in high responsibility systems, power stations, etc. should be added to the relevance of the phenomenon and it suggests an additional study from a global and deeper point of view. This new study is carried out in another paper, which will follow this one, about stainless steel castings with CF8M specification.

1. INTRODUCCION

Los aceros inoxidables moldeados y los usados como material de aportación en procesos de soldadura (proceso de fusión previo a la terminación de la pieza), poseen estructura mixta, dúplex, de austenita y ferrita. La tipología de estos aceros inoxidables moldeados se limita principalmente a

las familias CN 18 10 (especificaciones CF3, CF8, CF8C) o CND 18 12 (especificaciones CF3M, CF8M) (1).

La presencia de ferrita en la estructura austenítica clásica, por lo general, en proporción inferior al 25 % para aceros comerciales, es beneficiosa y, como tal, deseada, entre otros, por los siguientes motivos:

- Previene el agrietamiento en caliente de las piezas moldeadas.

(*) Trabajo recibido el día 16 de noviembre de 1988.

(*) E. T. S. de Ingenieros de Caminos, Canales y Puertos. Universidad de Cantabria. Avda. de los Castros, s/n. 39005-Santander.

- Mejora la soldabilidad del acero austenítico.
- Mejora las propiedades resistentes, resistencia mecánica, dureza y ductilidad, tanto por sus características propias como por la cristalización austenítica de grano fino que provoca.
- Mejora la resistencia a la corrosión bajo tensión, y a la corrosión intergranular, particularmente en ácido clorhídrico concentrado y a temperaturas elevadas.

Sin embargo, por otro lado, la ferrita reduce la tenacidad a bajas temperaturas y presenta el peligro de fragilización por envejecimiento:

- Entre 650 y 850 °C por precipitación de la fase σ ,
- a 475 °C (fragilización a 475 °C),
- a temperaturas próximas a los 300 °C, equivalentes a las existentes en el circuito primario de refrigeración de las centrales nucleares, ($T = 280$ °C).

Las consecuencias inmediatas de esta fragilización por envejecimiento de la ferrita son:

- Aumento de la propia dureza (microdureza), y de la resistencia mecánica, así como las del acero en su totalidad, acompañada de una disminución de la ductilidad,
- disminución de la tenacidad al impacto y a la fractura.

Sin embargo, no se ha establecido que la fragilización afecte al comportamiento en fatiga de estos aceros, incluida la fatiga de bajo número de ciclos.

El empleo de elementos de alta responsabilidad en centrales nucleares expuestos, en condiciones de trabajo, a temperaturas próximas a los 300 °C (280 °C) exige una investigación profunda del fenómeno. En un principio, los criterios de proyecto se basaron en los ya conocidos fenómenos de fragilización por envejecimiento térmico, a temperaturas superiores (fragilización a 475 °C de aceros inoxidables ferríticos, según la hipótesis de Grobner). Posteriormente, tras comprobarse la falta de concordancia de los resultados experimentales con las predicciones teóricas, se abordó el fenómeno independientemente, matizando, corrigiendo y completando, en su caso, la citada hipótesis.

El hecho de que aún se encuentren en curso los trabajos de investigación que expliquen y establezcan modelos de los mecanismos de fragilización, la importancia potencial de este fenómeno

para la vida de los componentes de centrales nucleares y, por tanto, la seguridad de los mismos obliga a un análisis exhaustivo que permita prever, siquiera cualitativamente, el alcance del fenómeno del envejecimiento, estableciendo una base de parámetros de diseño sencillos y una contrastación experimental que apoye y optimice aquel esfuerzo teórico. El estudio realizado contiene la exposición teórica del estado actual de las investigaciones, conjuntamente con el ejemplo de aplicación real para un acero inoxidable moldeado dúplex CF8M procedente del circuito de recirculación de una central que concluye con la previsión de la evolución de sus curvas resiliencia-temperatura con el tiempo de envejecimiento bajo diferentes enfoques teóricos. Lejos de pretender una estimación cuantitativa precisa, que sólo podría alcanzarse con apoyo experimental exhaustivo, las conclusiones establecen la importancia cualitativa del fenómeno como consecuencia del comportamiento previsto.

2. ANALISIS TEORICO

2.1. Hipótesis de Grobner

2.1.1. Introducción

Para temperaturas hasta 530 °C, la ferrita enriquecida con cromo sufre un proceso de fina fragilización conocida como fragilización a 475 °C. Este fenómeno, observado ya desde hace décadas, es, en principio, el punto de referencia a partir del que se han pretendido extrapolar las previsiones sobre el problema de fragilización ($T \approx 300$ °C), que nos ocupa.

Dos razones justificaban la extrapolación utilizada:

- La suposición, acertada a la postre, de que la fragilización se producía exclusivamente en la fase ferrita, por lo que resultaban utilizables las investigaciones que sobre el tema habían sido ya realizadas en aceros inoxidables ferríticos.
- La hipótesis de que la fragilización se producía por precipitación en borde de grano de la fase α' , causante de la fragilización a 475 °C en los aceros inoxidables ferríticos.

En suma, se suponían dos fenómenos cualitativamente análogos, relacionados de manera cuantitativa al postularlos con idéntica energía de activación, 55.000 cal/mol según la hipótesis de Grobner.

Las referencias bibliográficas (2 a 5) pueden ayudar a profundizar en el conocimiento de la

fragilización a 475 °C de los aceros inoxidables ferríticos. De cualquier modo en las tablas I y II se presentan, de manera esquemática, algunos aspectos relevantes del citado fenómeno; en concreto, y a modo de ejemplo, los referidos a su efecto sobre las características mecánicas, parámetros de control de la fragilización y fragilización resultante, para aceros con diferentes contenidos de cromo, molibdeno y níquel (4).

Con referencia a la aparición de precipitación de tipo α' (C.C. con concentración de cromo del 61 al 83 %), que parecía ser la causa de la fragilización, se analizó el efecto del contenido de cromo y de la pureza del acero sobre ella, al menos de forma cualitativa. La velocidad de fragilización se incrementaba con el contenido de cromo, observándose un valor umbral para este efecto en torno al 13 % de Cr por debajo del cual no es apreciable, y también se incrementaba con la presencia de elementos estabilizantes, como el titanio y el niobio. Finalmente, establecido el proceso de fragilización en tres etapas: incubación, estabilización y fragilización clásica, cabe

destacar el análisis y caracterización a que ha sido sometida durante la década presente la microestructura de inicio de la fragilización a 475 °C (4). Dichos estudios evidencian la formación de compuestos intersticiales que, si bien para un envejecimiento a 475 °C no deben tener una excesiva influencia en la fragilización global, al ser su efecto eclipsado por el debido a la formación de fase α' , para temperaturas inferiores ($T \approx 300$ °C), su importancia va a ser capital. Queda así, una puerta abierta que ayuda a interpretar dicha etapa de incubación en ensayos acelerados.

2.1.2. Hipótesis de extrapolación de Grobner

En 1972, Grobner (5) planteó la posibilidad de explicar, mediante la extrapolación de los resultados obtenidos para 475 °C, los fenómenos observados en envejecimientos a temperaturas inferiores a los 400 °C.

Era necesario establecer una serie de hipótesis de trabajo que complementasen las que justifica-

TABLA I.— *Características mecánicas en las que influye el fenómeno de la fragilización y parámetro elegido para la caracterización de ésta*

Característica afectada	Parámetro de fragilización
Dureza	Tiempo precisado para que la dureza se incremente en 10 puntos en la escala Rockwell B (corresponde a un incremento de la tensión de rotura de 138 a 172 MPa)
Límite elástico convencional del 0,2 %	Tiempo precisado para que el límite elástico se incremente en un 50 %
Alargamiento de rotura	Tiempo precisado para que el alargamiento disminuya en un 50 %
Temperatura de transición en fractura dúctil-frágil, FATT	Tiempo precisado para que la FATT se incremente en 100 °C.

TABLA II.— *Tiempos de fragilización para envejecimiento a 482 °C, h.*

Tipo de acero	Parámetros de fragilización			
	Dureza + 10 R _B	S _{y, 0.2} + 50 %	Alargamiento, % - 50 %	FATT + 100 °C
11Cr	> 1.000	> 1.000	> 1.000	—
18Cr	100	100	1.000	100
26Cr-1Mo	30	10	200	10
29Cr-4Mo-2Ni	30	—	30	10

ron el planteamiento. Grobner comenzó con la suposición, indudablemente correcta, de que la fragilización a 475 °C era un proceso activado térmicamente. La segunda hipótesis necesaria se refiere al propio mecanismo de precipitación: Grobner estableció la cinética del proceso en dos etapas, nucleación y crecimiento posterior del núcleo formado. Esta hipótesis concuerda con la observación (4) de que la descomposición de la solución sólida por el mecanismo espinodal no puede esperarse para aceros con porcentajes de cromo del 14 al 18 % (< 20 %), como eran los estudiados por Grobner. La extrapolación postulada sólo sería útil, en rigor, para aceros con porcentajes de cromo menores del 20 %. Sin embargo, se utiliza en ocasiones con porcentajes ligeramente superiores a falta de un estudio específico para ellos y su correspondiente mecanismo de precipitación.

El decrecimiento de la tenacidad es mucho más acusado durante las primeras etapas de la precipitación de la fase α' , esto es, durante el proceso de su nucleación, verdadero coste energético del fenómeno. Grobner, pues, razonablemente, basó la extrapolación en el estudio del proceso de nucleación propiamente dicho, siguiendo anteriores estudios de Becker (6). El resultado obtenido se resume en la expresión [1]:

$$t_c = (n_c / C) \exp [(Q + F_o) / RT] \quad [1]$$

donde

t_c = tiempo crítico en que se produce la mayor parte de la fragilización,

n_c = número crítico de núcleos,

C = constante (teoría Becker),

T = temperatura absoluta,

F_o = energía necesaria para formación de un núcleo de tamaño crítico,

R = constante de los gases,

Q = energía de activación de difusión del cromo.

Para dicha estimación, Grobner consideró el valor de la energía de activación para la difusión del cromo en la red cristalina de la ferrita siendo ésta la clave de su hipótesis sobre la extrapolación. La energía de activación U alcanza así el valor de:

$$U = Q + F_o = 55.000 \text{ cal/mol} \quad [2]$$

El resultado de la aplicación de esta hipótesis se observa en la tabla III. Como se aprecia, el cálculo de Grobner indicaba que el fenómeno fragilizante a la temperatura de trabajo de un reactor de agua ligera aparecería sólo tras aproximadamente 40 años de funcionamiento.

Al no haberse realizado, seguramente por razones económicas y/o de tiempo de experimentación, las oportunas verificaciones experimentales de dichas predicciones teóricas, ha sido la realidad observada en los propios materiales en servicio en las centrales nucleares la que ha puesto en evidencia su falta de fiabilidad cuando la temperatura de envejecimiento es baja. La estimación de Grobner es demasiado optimista, pudiéndose comprobar que ya, tras periodos de envejecimiento inferiores a 30.000 h a temperaturas de 300 °C, el efecto fragilizante es evidente. El error así cometido al postular hipótesis no adecuadas, igualdad de mecanismos de precipitación-fragilización, hace dudar de la validez de los criterios de proyecto de sistemas que trabajen a temperaturas en torno a 300 °C y previene de la posible susceptibilidad a fragilizaciones no previstas en elementos de alta responsabilidad.

TABLA III.— *Tiempos de fragilización previstos según la hipótesis de extrapolación de Grobner*

Acero, % Cr	Temperatura de envejecimiento, °C			
	Tiempo de fragilización			
	371		316	
	h.	años	h	años
14	$\approx 10^5$	11,4	$\approx 4 \cdot 10^6$	456,6
18	10^4 a $4 \cdot 10^4$	1,1 a 4,6	$6 \cdot 10^5$ a $2 \cdot 10^6$	68,5 a 228,3

2.2. Fragilización por envejecimiento a 300 °C de aceros inoxidables moldeados

2.2.1. Introducción

Hacia 1965, se descubre el fenómeno de la fragilización a temperaturas inferiores a 475 °C. Posteriormente, a finales de la década de los setenta, durante la realización de ensayos de caracterización de aceros que llevaban unos doce años envejeciendo a 280 °C, se descubrieron las magnitudes reales del problema. Tres estudios fundamentales se han realizado analizándolo en profundidad, todos ellos en nuestra década (7-10).

Trautwein y Gysel (7) fueron los primeros en plantear objeciones a las hipótesis de Grobner. El proceso real, pese a poderse suponer activado térmicamente, era claramente mucho más acelerado.

La energía de activación media observada experimentalmente se aproximaba a las 24.000 cal/mol.

$$U = 24.000 \pm 1.000 \text{ cal/mol} \quad [3]$$

Las medidas efectuadas mostraban así que la fragilización sucede a una velocidad hasta diez veces más rápida que la estimada por Grobner.

Profundizando más, Slama Petrequin y Mager (8) obtuvieron una expresión polinómica para la energía de activación en función de las concentraciones relativas de silicio, cromo y molibdeno en el acero:

$$U \text{ (Kcal/mol)} = -43,64 + 4,76 \% \text{ Si} + 2,65 \% \text{ Cr} + 3,44 \% \text{ Mo} \quad [4]$$

Los valores que se obtienen con dicha expresión se aproximan por defecto a las 24.000 cal/mol por lo que predicen valores ligeramente mayores de velocidad de fragilización (Tabla IV).

Los investigadores Chopra y Chung (9 y 10) aceptaron dicha correlación. Sus trabajos, encaminados a estudiar el efecto de la microestructura sobre la fragilización, rebatieron otra de las hipótesis de Grobner. La precipitación producida no era únicamente de las fases clásicas (σ ó α' con energía de activación de 55.000 cal/mol), a temperaturas de más de 450 °C en la fase ferrita, sino que nuevas fases, poco o nada conocidas hasta ese momento, eran observadas. La disminución del valor de la energía de activación de 55.000 cal/mol al intervalo 15.000-24.000 cal/mol para el envejecimiento en el intervalo de 300 a 400 °C queda así justificada. Estas nuevas fases

presentan menores necesidades energéticas para activar el proceso, al tiempo que muestran un claro paralelismo con la ya mencionada microestructura de inicio de la fragilización a 475 °C.

Por la naturaleza térmicamente activada del fenómeno, Trautwein y Gysel (7) postularon la equivalencia de pares tiempo-temperatura de envejecimiento, (t_1, T_1) ; (t_2, T_2) ;... ; (t_n, T_n) en el intervalo de temperaturas de 280 a 420 °C. Se introduce así el parámetro de envejecimiento P que define el efecto combinado del tiempo y de la temperatura en el envejecimiento, base que justifica la utilización de ensayos acelerados.

La expresión que se obtiene para las condiciones térmicas $P(t_1, T_1)$ y $P(t_2, T_2)$ causantes de un mismo efecto de envejecimiento, es:

$$t_2 = t_1 \exp[(U/R) (1/T_2 - 1/T_1)] \quad [5]$$

Convinando que $P = 1$ equivale a un envejecimiento durante 10 h a 400 °C, el parámetro P , para una situación dada de envejecimiento, se definirá como el logaritmo decimal del tiempo de envejecimiento reducido a 400 °C:

$$P(t, T) = \log(t) + 0,4343 (U/R) (1/673 - 1/T) \quad [6]$$

La consideración del parámetro P como envejecimiento equivalente es puesta en entredicho por algunos investigadores (8) por parecer ligeramente pesimista.

2.2.2. Análisis de las variables que influyen en el fenómeno

— Presencia de ferrita

La experimentación realizada (7) con aceros de diferente contenido en ferrita comerciales y de

TABLA IV.— Intervalo de valores de la energía de activación en función del tipo de acero

Tipo de acero	U , cal/mol
CF3	15.000 a 24.000
CF8	15.000 a 24.000
CF8M	18.000 a 25.000

laboratorio, con contenidos fuera del rango comercial, indica que el proceso no solamente se acentúa, sino que incluso se anticipa a medida que aumenta dicho contenido de ferrita. Puede hablarse de la existencia de un umbral de fragilización situado aproximadamente en el 10 % de contenido de ferrita (CF3). Por otro lado, contenidos de ferrita superiores al 20 % producen fragilización drástica a partir de un parámetro de envejecimiento P de 3,5 (aceros dúplex CF8 y CF8M).

— Composición química

La composición química tiene indudable importancia, por su influencia tanto en la energía de activación U , como en la cantidad de ferrita. Según las investigaciones de Chopra y Chung (9 y 10), un aumento en el contenido nominal de la ferrita de cromo, molibdeno y titanio, así como de los elementos intersticiales carbono y nitrógeno, aumentan la fragilización.

La presencia de molibdeno, cuyo efecto ya se había estudiado en relación con la fragilización a 475 °C, incrementa el efecto fragilizante de forma proporcional a su contenido disminuyendo los niveles de tenacidad del acero. Puede comprobarse que el efecto de la presencia de molibdeno en un 2-3 % llega a producir una fragilización análoga a la causada por un incremento de ferrita del 22 al 40 % (7).

Asimismo, Slama *et al.* (8) proporcionan expresiones polinómicas para condiciones de envejecimiento determinadas, pares tiempo-temperatura, que engloban los efectos de la composición y del contenido de ferrita sobre el valor alcanzado por la tenacidad al impacto (Tabla V).

— Tratamiento térmico

Los cambios microestructurales debidos al tratamiento térmico condicionan la respuesta a la fragilización del acero correspondiente. Asimismo, y como complemento, cualquier defecto del material debido a una imperfección en el tratamiento

térmico se sumará a las causas de fragilización. Por todo ello, las previsiones que se realicen en aceros tratados en condiciones de laboratorio se encontrarán del lado de la inseguridad. En aceros comerciales aparecerá un mayor número de precipitados en bordes de grano y otros fenómenos secundarios siempre perjudiciales.

— Soldadura

La experimentación realizada por Slama *et al.* (8) puso de manifiesto que los aceros soldados envejecidos eran poco sensibles a la fragilización. Sin embargo, algunos resultados obtenidos en el mismo estudio en ensayos de tenacidad, J_{lc} , parecen contradecir esta afirmación, por lo que se justifica la necesidad de un análisis más exhaustivo del efecto fragilizante en la soldadura.

2.2.3. Análisis de la variación del comportamiento mecánico con la fragilización

— Tenacidad al impacto a temperatura ambiente

El estudio comparativo de las curvas de fragilización conduce a dos conclusiones de carácter general:

- Para valores de P inferiores a 1,5, el efecto de fragilización no es detectable, independientemente del contenido en ferrita de estos aceros. Para aceros con bajo contenido de ferrita, menor del 15 % el P umbral de fragilización alcanza valores en torno a 3 ó 3,5. Para aceros con mayor contenido en ferrita, el valor umbral es de 2,5.
- La pérdida de tenacidad al impacto tiende a la estabilización para valores de P de 4 a 4,5.

Trautwein y Gysel (7) proponen dos parámetros de medida de la fragilización basándose en la tenacidad al impacto a temperatura ambiente. Dichos parámetros son:

TABLA V.— Expresiones polinómicas para tenacidad, KCU, remanente, según Slama *et al.* (8)

Envejecimiento		Expresión polinómica
Tiempo, h	Temperatura, °C	Tenacidad, KCU daJ/cm ²
10.000	400	$KCU_1 = 52,5 - 2,19 (\%Si + \%Cr + \%Mo) + 46/\%F$
30.000	400	$KCU_2 = 32,8 - 1,39 (\%Si + \%Cr + \%Mo) + 60/\%F$

% F = contenido de ferrita.

- I_{P4} o resiliencia DVM ($0,70 \text{ cm}^2$) para un parámetro de envejecimiento de $P = 4$.
- P_{50J} o parámetro de envejecimiento correspondiente a una tenacidad al impacto de $50 J_{DVM}$ (probeta tipo $0,70 \text{ cm}^2$).

La elección de la resiliencia de 50 J y el valor de 4 del parámetro de envejecimiento P , como representativos, no es gratuita. El primero se asocia a un valor crítico, por debajo del cual las características de ductilidad del material comienzan a ser muy preocupantes en elementos de alta responsabilidad. El segundo corresponde, para valores usuales de la energía de activación, U , y una temperatura de envejecimiento de 280°C , a periodos de tiempo comparables a los postulados en diseño como periodos de vida de los elementos del circuito de refrigeración de centrales nucleares.

El efecto de fragilización se observa con claridad en la fractografía que presentan las probetas envejecidas ensayadas en el péndulo Charpy:

- En aceros sin fragilizar la rotura es 100% dúctil *dimples*, con líneas de deslizamiento, tanto en la austenita como en la ferrita.
- En aceros fragilizados, la rotura es dúctil con líneas de deslizamiento en la austenita y por *clivaje* frágil en la ferrita. Como consecuencia de los mecanismos de nucleación y propagación de las fisuras que provocan la rotura ($8-10$), la proporción de *clivaje* es aproximadamente igual o algo superior a la de fase ferrita.

— Dureza y resistencia mecánica

Por encima de un valor del parámetro de envejecimiento P de $2,5$, la microdureza de la ferrita aumenta considerablemente *grosso modo* desde valores, en escala Vickers, de 230 a 450 , lo que va acompañado como ya se ha citado, de una disminución de la tenacidad al impacto. Por tanto, se observa de nuevo que el fenómeno fragilizante presenta un período de incubación umbral, equivalente a un envejecimiento de valor $P = 2,5$.

Debido a este cambio experimentado por la microdureza de la fase ferrítica, se produce un aumento de la dureza del acero en conjunto, así como de su resistencia mecánica. Al tiempo, disminuye la ductilidad en rotura por tracción, mantenida por la austenita con la ferrita totalmente fragilizada.

— Curva de tenacidad al impacto-temperatura

Trautwein y Gysel (7) realizaron un exhaustivo estudio sobre la evolución de las curvas tena-

cidad-temperatura basándose en la respuesta de dos aceros. A partir de este estudio, propusieron la utilización de una función tangente hiperbólica para definir la ecuación de la curva en función del envejecimiento, medido por el parámetro P . La ecuación propuesta es:

$$K(T, P) = K_0 + B(P) \left\{ 1 + \tanh \left[\frac{(T - T_0^*(P))}{m(P) + B_0 - B(P)} \right] \right\} \quad [7]$$

donde:

K_0 y B_0 son dos constantes independientes del envejecimiento:

- La constante K_0 coincide con el valor alcanzado por la tenacidad en la plataforma inferior de la curva tenacidad-temperatura.
- La constante B_0 coincide con la semidiferencia entre energías de las plataformas superior e inferior.

Los coeficientes T_0^* , B y m dependen del envejecimiento:

- El coeficiente T_0^* define el desplazamiento lateral de la curva.
- Los coeficientes B y m definen el cambio de forma de la curva de transición.

Las variables dependientes del envejecimiento antes citadas (T_0^* , B y m), presentan umbrales de variación situados para T_0^* en $P = 1,5$ y para B y m en $P = 2,5$ (Tabla VI).

El modelo de definición de la curva basado en la ecuación [7] predice, por tanto, que para envejecimientos superiores a un valor del parámetro P de $1,5$ pero sin alcanzar el valor $2,5$, la curva experimenta un desplazamiento sin cambios significativos de forma. Por encima del valor $2,5$, la curva se desplaza a la vez que cambia su forma. Aparece de nuevo una correlación entre la existencia de estos umbrales con el incremento de la microdureza de la fase ferrítica (Tabla VII).

En la figura 1, correspondiente a una situación susceptible a la fragilización, se observa que el envejecimiento térmico, cuyo modelo se ha establecido, ejerce un doble efecto sobre la curva de transición de impacto:

- desplazamiento lateral hacia temperaturas superiores, en torno a 200°C .
- modificación de la forma de la curva con descenso del nivel superior, hasta 130 J/cm^2 .

Los cambios de forma y desplazamiento lateral acoplados tienen una interpretación muy interesante si se estudian las dos temperaturas extremas propias del funcionamiento del sistema de refrigeración de una central nuclear:

TABLA VI.— Cuadro sinóptico del significado de los coeficientes que intervienen en la ecuación de la familia de curvas tenacidad-temperatura

Coeficiente	Dependencia envejecimiento	Significado	Valor umbral
K_o	No	Constante que coincide con el máximo valor alcanzado por la plataforma inferior de la curva.	-
B_o	No	Constante que coincide con la semidiferencia entre las energías de las plataformas superior e inferior.	-
T_o^*	Si	Variable que define desplazamiento lateral de la curva.	$P = 1,5$
B	Si	Variable que define el cambio de forma.	$P = 2,5$
m	Si	Variable que define el cambio de forma.	$P = 2,5$

TABLA VII.— Cuadro sinóptico de valores umbrales de fragilización por envejecimiento térmico en los diferentes parámetros

Umbral P Envejecimiento	Microdureza, dureza, resistencia mecánica	Tenacidad al impacto, Charpy	Curva de transición	
			Desplazamiento, T_o^*	Cambio de forma, B y m
$P < 1,5$	Sin cambios	Sin cambios	Constante	Constante
$1,5 < P < 2,5$	Sin cambios	Cambios moderados	Variación	Constante
$2,5 < P < 4$ a $4,5$	Cambios acusados	Cambios acusados	Variación	Variación

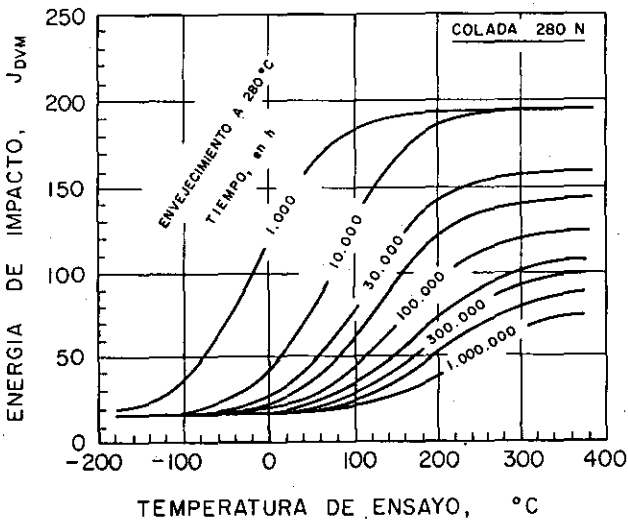


FIG. 1.— Curvas de transición resiliencia-temperatura para tiempos de envejecimiento a 280 °C del acero 280 N (7).

- Temperatura de funcionamiento, 280 °C, para la que la fragilización es consecuencia, únicamente, del descenso del nivel superior de la curva, dependiendo de los coeficientes B y m .
- Temperatura de parada (ambiente ≈ 20 °C), para la que la fragilización es función del desplazamiento lateral y del cambio de forma debida al descenso del nivel superior por lo que la pérdida de tenacidad es más acusada, dependiendo de los coeficientes T_o^* , B y m .

2.2.4. Caracterización microestructural

Chopra y Chung (9 y 10) tras un profundo estudio, llegaron a la importante conclusión de desechar, por simplista, la hipótesis que suponía

a la fase α' como única responsable del fenómeno observado. El análisis microestructural, realizado para completar la comprensión de los posibles mecanismos de precipitación-fragilización, se resume con las siguientes consideraciones:

- La fase α' no aparece, por lo general, en procesos de envejecimiento por debajo de los 400 °C, pero, cuando lo hace, es responsable de importantes fragilizaciones e incrementos de dureza.
- Se registran nuevos tipos de precipitados en la fase ferrita:

Tipo P, precipitados planos, no significativos.

Tipo G, con figuras de difracción similares a las de los carburos intermetálicos del tipo $M_{23}C_6$, pero con unos parámetros de red ligeramente mayores. De estos resultados y de otros obtenidos por análisis en rayos X, que muestran una gran riqueza en níquel y silicio, los precipitados fueron identificados como fase G, rica en dichos elementos, que había sido ya observada en otros aceros inoxidables envejecidos.

Tipo X, de composición no identificada. Se observan en las dislocaciones y tienen un tamaño muy pequeño.

Tipo M, carburos intermetálicos del tipo $M_{23}C_6$ que aparecen en los bordes de grano, asociándose su presencia significativamente a tratamientos térmicos imperfectos.

Tipo ML, observados en asociación con los de tipo M. Estos carburos intermetálicos precipitan en las dislocaciones junto a los

Tipo X.

Tipo S, poco significativos, observados en algunos de los aceros CF8 investigados.

De todos ellos, son los tipos G, M y X los que resultan más influyentes en la pérdida de tenacidad para envejecimientos por debajo de los 400 °C. Su acción se traduce en la inmovilización física de las dislocaciones sobre los bordes de grano.

En contraste con la ferrita, la estructura de la austenita se caracteriza por una alta densidad de dislocaciones y numerosas fallas de apilamiento, encontrándose relativamente libre de precipitados.

Por tanto, en la fragilización de aceros inoxidables dúplex en procesos de envejecimiento a 280 °C, los compuestos intersticiales, enmascarados por los efectos de la fase α' en la fragilización a 475 °C, resultan ser los responsables del desencadenamiento del mecanismo de fragilización. Las evidentes semejanzas entre la aún poco estudiada

microestructura de inicio de la fragilización para temperaturas superiores a los 400 °C, (475 °C) y la microestructura, descrita por Chopra y Chung en los procesos de fragilización a baja temperatura (300 °C), parecen indicar una vía para el estudio unificado de ambos fenómenos. Ello aportaría un importante avance hacia la pretendida posibilidad de utilización de ensayos acelerados en laboratorio para la caracterización de la fragilización a baja temperatura, habida cuenta de los tiempos prolongados que se precisan para hacer un ensayo a temperatura real de servicio ($T = 280$ °C) de estos aceros.

3. APLICACION A UN CASO REAL. CARCASA DE BOMBA DE ACERO CF8M

El abanico de modelos teóricos desarrollados permite enfocar el análisis de un material concreto desde puntos de vista muy diversos, incluso conceptualmente; sin embargo, atendiendo a las exigencias de análisis-diseño planteadas se pueden englobar todos ellos en dos vías concretas de trabajo; de un lado, la que se apoya en el dato puntual de la composición química del acero de una carcasa de bomba; de otro, la que parte de la especificación CF8M de estos aceros. El primer estudio, que se desarrolla a continuación, presenta el interés de la obtención de previsiones sobre la fragilización de un acero concreto. Dichas previsiones pueden, y deben, ser contrastadas con experimentación directa, lo que aportaría nuevos datos que permitirían optimizar el modelo establecido para el fenómeno. El segundo permitiría acotar la respuesta previsible frente a la fragilización de los aceros susceptibles a dicho fenómeno con mayor incidencia en la central y se acomete en un artículo posterior (*).

3.1. Análisis del acero de carcasa de bomba (CB)

Los datos disponibles del acero inoxidable moldeado CF8M correspondiente a una carcasa de bomba del sistema de recirculación de una central nuclear, se limitan a su composición química, hecho por lo demás bastante usual en la práctica (Tabla VIII).

El análisis de la fragilización de este acero parte del estudio de sus propias variables con influencia en el proceso; su composición, conocida, y su contenido previsible de ferrita.

(*) A publicar en el próximo número de Revista de Metalurgia.

TABLA VIII.— Composición química del acero analizado, CB, %

C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo
0,04	1,12	1,06	0,02	0,08	19,20	9,50	2,10

3.1.1. Estimación del contenido de ferrita del acero CB

La evaluación de la cantidad de ferrita presente en este acero es el primer estudio a abordar dada la importancia del control que dicha fase ejerce sobre la fragilización. La tabla IX recoge los resultados correspondientes a sustituir, en las expresiones proporcionadas por los diferentes modelos (11 y 12), las características del acero CB. De todas ellas se adopta la correlación basada en las hipótesis de M. T. Leger (11) atendiendo a la minimización del error estándar, así como a su mayor exigencia científica. Leger apreció en sus investigaciones que, dependientes del propio

contenido en ferrita, las desviaciones obtenidas en los contenidos de la misma oscilaban entre el 1 % para aceros con un 4 % de ferrita, hasta el 4 % para aceros con un 40 % de ferrita. Todo ello concuerda con los valores calculados aquí.

El intervalo estimado del contenido de ferrita es, por tanto, $17,54 < \% F < 23,36$, dentro del margen aceptado para aceros inoxidables austenoferríticos comerciales (25 %). Este hecho revela un diseño de la composición basado en la consecución de un importante contenido de ferrita por los beneficios que su presencia comporta, obviando su problema de fragilización, no tenido en cuenta. Al estar el contenido de ferrita en torno al 20 %, deben preverse importantes fragi-

TABLA IX.— Intervalo del contenido teórico de ferrita según diferentes modelos (11 y 12)

Modelo	Cr _e /Ni _e	Ferrita, %	Coef. de correlación <i>r</i>	Error estándar, % F
Coeficiente de composición, factor de equivalencia Hull	1,29	20,90	0,954	± 3,03
Coef. de comp. factor de equivalencia 1,4 para Mo (Schoefer)	1,34	19,00	0,953	± 3,08
Modelo de Hull	—	20,90	0,943	± 3,35
Coef. de comp. de Schoefer	1,34	20,52	0,940	± 3,48
Modelo de M. T. Leger	1,28	20,45	—	± 2,91

Tipo **Modelo de M. T. Leger**

Expresión $\log \% F = \log 43,5 - [1,43 (Ni'_{eq} / Cr'_{eq})^2 - 0,87 Ni'_{eq} / Cr'_{eq}] \log [2.300 t(mm)]$

$Cr'_{eq} = \% Cr + 1,5 \% Si + \% Mo - 5$

$Ni'_{eq} = \% Ni + 30 \% C + 0,5 \% Mn + 2,8$

$IF_c - FI_{m\acute{a}x.} = 1,07 (\log \% F)^2 + 0,59 \log \% F + 0,3$

Aplicación

Cr _e /Ni _e	Ø	Ferrita, %	Coef. correlación	Error estándar, % F
1,282	—	20,45	—	± 2,91

Contenido de ferrita en CB = $17,54 < F < 23,36$

lizaciones a partir de un parámetro de envejecimiento P de 3,5 que se alcanza en nueve años a 280 °C, como más adelante se justifica.

3.1.2. Tenacidad al impacto a temperatura ambiente, como medida de la fragilización

Se aplican los diferentes modelos desarrollados hasta el momento, basados en el conocimiento de la composición química y en el contenido de ferrita.

— Aplicación de las expresiones polinómicas de Slama *et al.*

Si se utilizan las correlaciones teóricas proporcionadas por los investigadores franceses (8) para la tenacidad remanente, KCU , y para la energía de activación, U , se obtienen los valores expresados en la tabla X.

De dicha tabla se deduce que el coeficiente I_{P4} , parámetro indicador de fragilización en la experimentación de Trautwein y Gysel (7), será de:

$$37,58 J_{DVM} \leq I_{P4} \leq 42,16 J_{DVM} \quad [8]$$

es decir, en cualquier caso $I_{P4} < 50 J_{DVM}$, siendo el valor medio $I_{P4} = 39,55 J_{DVM} \approx 40 J_{DVM}$.

Ello indica que para un parámetro de envejecimiento de $P = 4$, considerado como representativo de un envejecimiento tipo, el valor de la tenacidad al impacto es inferior al valor crítico de 50 J sobre probeta DVM (0,70 cm²).

Obviamente, el parámetro paralelo indicado por Trautwein y Gysel, P_{50J} , se encontrará por debajo de su valor crítico: $P_{50J} < 4$, lo que implica una mayor velocidad de fragilización pues estos aceros presentan tenacidades en plataforma superior análogas en su origen ($\approx 200 J$).

El valor estimado para la energía de activación utilizando la expresión [4] es de:

$$U = 19.795 \text{ cal/mol} \quad [9]$$

En función de este valor, se establecen las equivalencias entre el parámetro de envejecimiento P y los pares temperatura-tiempo de envejecimiento correspondientes a 280 °C, (Tabla XI). Los valores mostrados en estas dos últimas tablas permiten concluir que al cabo de unos 28 años se alcanzaría, a temperatura ambiente, una resistencia de 56,5 J/cm² (40 J_{DVM}) y al cabo de unos 80 años, una de 45,7 J/cm² (32 J_{DVM}).

Las expresiones polinómicas utilizadas no proporcionarían estimaciones de tenacidad al impacto a temperaturas diferentes de la ambiente. El análisis efectuado debe, por tanto, completarse, tratando de determinar la posible evolución de las curvas de transición con el envejecimiento, dado que los resultados obtenidos prevén situaciones de fragilización importantes para este acero CB.

— Estimación basada en la experimentación de Trautwein y Gysel

De los aceros ensayados por Trautwein y Gysel parece que es la colada 286 (CF8M) la que más se acerca a la composición del acero que nos ocupa. Los parámetros de composición y microestructura, considerados como más influyentes en la fragilización, así lo indican (Tabla XII)

El análisis comparativo permite sugerir que los resultados obtenidos para dicha colada 286 mostrarán una mayor fragilidad. Dos razones lo avalan; por un lado, el porcentaje de ferrita de la colada 286 que si bien no se sale del intervalo obtenido teóricamente para el acero CB, se encuentra algo por encima de la media estimada: 22 % > 20,45 %; por otro, la cantidad relativa de molibdeno es algo superior: 2,44 % > 2,10 %.

TABLA X.— Tenacidad KCU para ($t = 10.000 \text{ h}$, $T = 400 \text{ °C}$) y ($t = 30.000 \text{ h}$, $T = 400 \text{ °C}$) y energía de activación U según expresiones de Slama, *et. al.* (8)

Composición química, %			Ferrita, %	Tenacidad remanente		Energía de activación U , cal/mol
				KCU_1 , $T = 400 \text{ °C}$ $t = 10.000 \text{ h}$ $P = 4$ J / cm ²	KCU_2 , $T = 400 \text{ °C}$ $t = 30.000 \text{ h}$ $P = 4,48$ J / cm ²	
Si	Cr	Mo				
1,12	19,20	2,10	23,36	53,7	42,0	19.795,2
			20,45	56,5	45,7	
			17,54	60,2	50,6	

TABLA XI.— *Equivalencias entre condiciones de envejecimiento, tiempo-280 °C, y el parámetro P para U = 19,795 cal/mol*

Tiempo		P	P	Tiempo	
h	años			h	años
20.000	2,28	2,916			
40.000	4,56	3,217			
60.000	6,85	3,393			
80.000	9,13	3,518			
100.000	11,42	3,615			
200.000	22,84	3,916	4,00	242.709	27,71
400.000	45,66	4,217			
600.000	68,49	4,393	4,48	732.959	83,67
800.000	91,32	4,518			

TABLA XII.— *Porcentajes de ferrita y de molibdeno en acero CB y colada 286 (7).*

	Acero CB	Colada 286
Ferrita, %	17,54 < F < 23,36	22
Mo, %	2,10	2,44

Ambas situaciones decantan la severidad de la fragilización del lado del acero ensayado por Trautwein y Gysel.
Utilizando los resultados experimentales de dicha colada (7) y para la energía de activación correspondiente de 24.614 cal/mol, obtenida mediante [4], y la temperatura de 280 °C, se obtienen los valores referidos en la tabla XIII.

TABLA XIII.— *Tenacidad al impacto a temperatura ambiente en función del tiempo de envejecimiento a 280 °C (U = 24.614 cal/mol).*

Envejecimiento			Tenacidad al impacto	
t		P	J _{DVM} , J	KCU, J/cm ²
h	años			
0	0	—	183	261
1.000	0,1	1,28	177	253
10.000	1,1	2,28	154	220
30.000	3,4	2,75	113	161
70.000	8,0	3,12	62	88
100.000	11,4	3,28	47	67
200.000	28,8	3,58	25	36
300.000	34,2	3,75	17	24
700.000	79,9	4,12	12	17
1 · 10 ⁶	114	4,28	11	16

El valor de índice I_{P4} es muy inferior al valor crítico de 50 J:

$$I_{P4} = J_{DVM} (P = 4) = 13,2 \text{ J} \ll 50 \text{ J} \quad [10]$$

analogamente:

$$P_{50J} \approx 3,24 < 4$$

Estos resultados muestran una importante tendencia fragilizante siendo más pesimistas que los previstos por las consideraciones de Slama *et al.*

Para estimar el comportamiento tenaz del material a otra temperatura diferente de la ambiente, por ejemplo a 280 °C, en función del envejecimiento deberán plantearse nuevas hipótesis.

3.1.3. Curva tenacidad al impacto-temperatura.
Efecto del envejecimiento

Dada la limitación de los análisis anteriores al prever únicamente la fragilización tomando como base la tenacidad prevista a temperatura ambiente, se aborda el problema de forma global, analizando la evolución de la curva tenacidad al impacto-temperatura, transición dúctil-frágil.

— Estimación basada en los trabajos de Trautwein y Gysel

Suponiendo que, al menos, el descenso del valor de la tenacidad de la plataforma superior de las curvas de transición depende directamente de la concentración en elementos fragilizantes y ferrita, el análisis se basa en el establecimiento de posibles similitudes de comportamiento entre el acero CB, en estudio, y una colada de referencia.

De entre aquellas coladas de las que se dispone curva de transición, la elegida como referencia en este análisis es la 280N, con un 40 % de ferrita y sin molibdeno. El acero CB presenta un porcentaje de ferrita muy inferior al 40 % y 2,1 % de molibdeno. No obstante, un análisis del efecto conjunto del molibdeno y la ferrita (7), muestra que niveles de ferrita próximos al 20 % con molibdeno en un 2 % producen una fragilización comparable a niveles de ferrita del 40 % sin aquel elemento. Resultará indudablemente orientador hacer equivaler los comportamientos fragilizantes de ambos, con las reservas propias de toda hipótesis simplificadora. Máxime si se considera la indicación referida en sus publicaciones sobre este aspecto al afirmar que tanto la forma

TABLA XIV.— Tenacidad remanente al impacto en valor absoluto y porcentual respecto al valor inicial, según Trautwein y Gysel para la colada 286.

Envejecimiento ($U = 24.614 \text{ cal/mol}$)			Tenacidad remanente al impacto			
t ($T = 280 \text{ °C}$)		P	Temperatura ambiente		$T = 280 \text{ °C}$	
			Valor		Valor	
h	años		absoluto, J_{DVM}	%	absoluto, J_{DVM}	%
0	0		183	100	183	100
1.000	0,1	1,28	177	97	183	100
10.000	1,1	2,28	154	84	183	100
30.000	3,4	2,75	113	62	152	83
70.000	8,0	3,12	62	34	128	69
100.000	11,4	3,28	47	26	109	60
200.000	28,8	3,58	25	14	91	50
300.000	34,2	3,75	17	9	79	43
700.000	79,9	4,12	12	7	68	37
$1 \cdot 10^6$	114	4,28	11	6	55	30

como la variación de dichas gráficas son bastante análogas en aceros inoxidables CF8 y CF8M.

A partir de los datos de tenacidad relativa obtenidos para la colada de referencia y realizando la oportuna extrapolación sobre la base de los resultados de tenacidad dados en la tabla XIII a temperatura ambiente para el acero 286, considerado "equivalente" al CB en estudio, se confecciona la tabla XIV.

Teniendo en cuenta las simplificaciones realizadas, pueden suponerse los valores obtenidos como una cota inferior de la tenacidad al impacto esperada. Se destaca la previsión de una fragilización alta a 280 °C, si bien la tenacidad se mantiene en valores superiores al valor crítico de 50 J_{DVM}.

Conviene recordar aquí la afirmación de Slama Petrequin y Mager respecto a la fiabilidad de los resultados de Trautwein y Gysel, al tratarse de aceros de laboratorio sujetos a tratamientos cuya perfección supera la usual en la práctica comercial.

TABLA XV.— Porcentajes de ferrita y de molibdeno en acero CB y colada B del trabajo de Slama et al. (8).

	Acero CB	Colada B (Slama et. al.)
Ferrita, %	17,54 < F < 23,36	14,50
Mo, %	2,10	2,52

— Estimación basada en trabajos de Slama et al. sobre aceros comerciales

De entre los aceros ensayados por Slama et al. (8), la colada B ha sido la elegida para utilizar como referencia.

La diferencia que se aprecia en la tabla XV en el contenido de molibdeno no puede considerarse como cualitativamente significativa, y se supone que probablemente sea preponderante el efecto del bajo contenido de ferrita sobre el producido por el ligero exceso de molibdeno, por lo que se establecerá el comportamiento como cota superior.

Por otro lado, la energía de activación correspondiente a la citada colada B, obtenida mediante la expresión polinómica [4] es $U = 22.773$ cal/mol, mayor que la determinada para el acero CB. La velocidad de fragilización será, por tanto, menor. Es decir, los valores del parámetro P de envejecimiento equivaldrán a períodos más prolongados para una temperatura de envejecimiento dada. Un nuevo dato que corrobora las afirmaciones antes realizadas llevaron a considerarla como cota superior de fragilización.

De los resultados experimentales disponibles correspondientes a dicha colada, es la curva de transición para un envejecimiento de 10.000 h a 400 °C, $P = 4$, la que presenta mayor interés. Este gráfico de transición dúctil-frágil resulta enormemente ilustrativo, una vez considerado como objetivo la estimación de la resiliencia residual en el intervalo comprendido entre 20-280 °C, especialmente en estas dos temperaturas extremas: 20 °C temperatura de parada y 280 °C temperatura de servicio.

La tabla XVI recoge los resultados de la colada

TABLA XVI.— Tenacidad remanente al impacto. Valores absolutos y relativos respecto al valor inicial, según Slama et al. (8) para la colada B.

Envejecimiento ($U = 22.773$ cal/mol)			Tenacidad remanente al impacto			
t ($T = 280$ °C)		P	Temperatura ambiente		$T = 280$ °C	
			Valor		Valor	
h	años		absoluto, J/cm ²	respecto al inicial, %	absoluto, J/cm ²	respecto al inicial, %
0	0	0	192	100	192	100
392.198	44,8	4	26	14	62	32

B, asociados a un envejecimiento a 280 °C mediante la equivalencia de pares tiempo-temperatura de envejecimiento; concepto del parámetro P . Se observa que para un envejecimiento a 280 °C durante 45 años, la resiliencia residual descende hasta el 14 y el 32 % del valor inicial, respectivamente, a temperatura ambiente y a 280 °C, temperatura en servicio. Estos valores son inferiores a los obtenidos tomando como base el trabajo de Trautwein y Gysel sobre aceros de laboratorio y resultan preocupantes, máxime cuando el análisis efectuado presenta una cota superior del comportamiento previsible del acero CB. A este análisis se puede objetar la utilización de la correlación mediante el parámetro P entre un envejecimiento realizado a 400 °C y otro a 280 °C, considerado por algunos investigadores como ligeramente pesimista.

Como en el análisis efectuado hay condicionantes difíciles de evaluar cuantitativamente y con influencias en los resultados de diferente signo, sólo las conclusiones cualitativas deben prevalecer y éstas indican un grado de fragilización previsiblemente importante para el acero en estudio.

— Estimación a partir de la modelización analítica de las curvas $K(T, P)$

Trautwein y Gysel proporcionan una expresión teórica [7] para representar la evolución de las curvas de transición con el envejecimiento, P .

Tratando de modelizar la respuesta del acero CB, de los resultados obtenidos para el valor KCU a temperatura ambiente, (Tabla X), así como la máxima resiliencia esperada ($\approx 183 J_{DVM}$) se obtienen los coeficientes K_0 ($= 32 J_{DVM}$) y B_0 ($= 75 J_{DVM}$). A su vez, entrando en las gráficas de $T_0^*(P)$, $B(P)$ y $m(P)$ (7), y corrigiendo, según

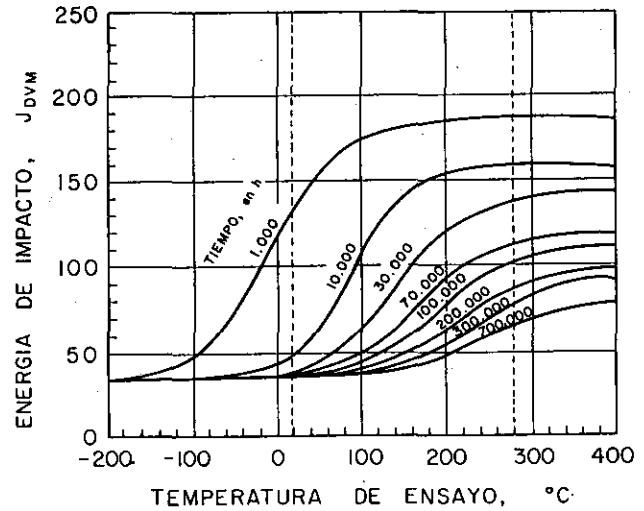


FIG. 2.— Haz de curvas de transición dúctil-frágil previstas para el acero CB utilizando el modelo analítico desarrollado por Trautwein y Gysel.

el modelo lineal, los valores $B(P)$, se confecciona la tabla XVII, ($U_B = 19.795 \text{ cal/mol}$). La figura 2, a su vez, presenta el resultado de sustituir cada uno de esos coeficientes y dibujar las curvas en un gráfico convencional de transición.

Los resultados numéricos para las temperaturas de mayor interés, ambiente (20 °C) y 280 °C, se relacionan en la tabla XVIII. Como puede comprobarse, los resultados obtenidos a 280 °C se aproximan a aquéllos obtenidos por extrapolación gráfica a partir de datos puntuales a temperatura ambiente de la colada 286, (Tabla XIV).

La validez de la estimación aquí efectuada se basa en la hipótesis apuntada por Trautwein y Gysel y Chopra y Chung, de que los parámetros $T_0^*(P)$, $B(P)$ y $m(P)$, que representan la traslación y cambio de forma de las curvas de transi-

TABLA XVII.— Valores de $T_0^*(P)$, $B(P)$ y $m(P)$ en función del envejecimiento.

t ($T = 280^\circ\text{C}$)	P	$T_0^*(P)$	$B(P)$	$B(P)$ corregido	$m(P)$
1.000	1,61	-10	95	75	1,08
10.000	2,61	105	80	62	0,95
30.000	3,09	170	69	54	0,72
70.000	3,46	230	52	41	0,53
100.000	3,62	270	50	39	0,45
200.000	3,92	340	40	31	0,35
300.000	4,09	360	38	30	0,33
700.000	4,46	460	30	23	0,24

TABLA XVIII.— Resiliencias remanentes para $T = 20\text{ }^{\circ}\text{C}$ y $T = 280\text{ }^{\circ}\text{C}$, según el modelo analítico de Trautwein y Gysel

Envejecimiento ($U = 19.795\text{ cal/mol}$)		Valores de resiliencia remanente			
$t\text{ (}I = 280\text{ }^{\circ}\text{C}\text{)}$		Temperatura ambiente		$I = 280\text{ }^{\circ}\text{C}$	
		Valor		Valor	
h	años	absoluto J_{DVM}	%	absoluto J_{DVM}	%
1.000	0,1	136	74	183	100
10.000	1,1	46	25	158	86
30.000	3,4	38	21	139	76
70.000	8,0	36	20	112	61
100.000	11,4	36	20	103	56
200.000	28,8	36	20	84	46
300.000	34,3	35	19	80	44
700.000	79,4	34	19	65	36

ción, son similares en todos estos aceros, lo cual, obviamente, puede ser objeto de discusión. Aún así, resultan ilustrativos los resultados obtenidos a $280\text{ }^{\circ}\text{C}$, así como las conclusiones que, cualitativamente, se desprenden de la evolución de dichas curvas. Se destaca en ellas el importante desplazamiento horizontal de la zona de transición dúctil-frágil que hace prever que a la temperatura de funcionamiento tras 70.000 h (8 años), la tenacidad no alcance la plataforma superior de comportamiento dúctil, así como el comentado e importante descenso de la tenacidad para dicha plataforma.

4. CONCLUSIONES

El análisis global, efectuado sobre la fragilización del acero CB, permite establecer una serie de gráficos de Energía de Impacto-Temperatura-Tiempo que se recogen en la figura 3, partiendo de las curvas correspondientes del acero 280N (40 % ferrita y sin molibdeno), Trautwein y Gysel (7), considerado de efecto fragilizante equivalente al acero estudiado. A partir de ellas, y de los correspondientes valores de tenacidad en el umbral superior y a temperatura ambiente, se obtiene la curva del acero 286, estimado próximo al acero en estudio, si bien algo más fragilizable, cota inferior, en función de su mayor contenido de ferrita y de molibdeno. A patir de estas últi-

mas y de la determinación por el modelo polinómico de Slama *et al.*, de la tenacidad al impacto a temperatura ambiente, para el acero analizado a los 28 y 80 años, $P = 4$ y $P = 4,48$ respectivamente, se puede definir una banda que comprende el previsible comportamiento a los periodos de tiempo citados del acero estudiado. En este gráfico se representa asimismo la curva del acero de la colada B, obtenida directamente de las experiencias de Slama *et al.*, que aún representa un comportamiento más débil que el previsto anteriormente, a pesar de poder considerarse como cota superior por su composición y contenido de ferrita, si bien hay que considerar que, en este caso, el material fue envejecido a $400\text{ }^{\circ}\text{C}$.

De la observación del gráfico se desprende que los previsibles fenómenos asociados al envejecimiento de estos aceros pueden establecer un nivel de fragilización preocupante para la seguridad de los sistemas que conforman. A nivel particular, la fragilización prevista tiene una serie de características que se detallan a continuación:

Al ser el contenido de ferrita previsiblemente superior al 20 %, ha de esperarse una importante fragilización a partir de un parámetro de envejecimiento de $P = 3,5$, equivalente a un periodo de 9 años a $280\text{ }^{\circ}\text{C}$, ($U_B = 19.795\text{ cal/mol}$). Se prevé que, a temperatura ambiente, la tenacidad remanente al impacto, determinada en ensayo Charpy, alcance valores inferiores a los con-

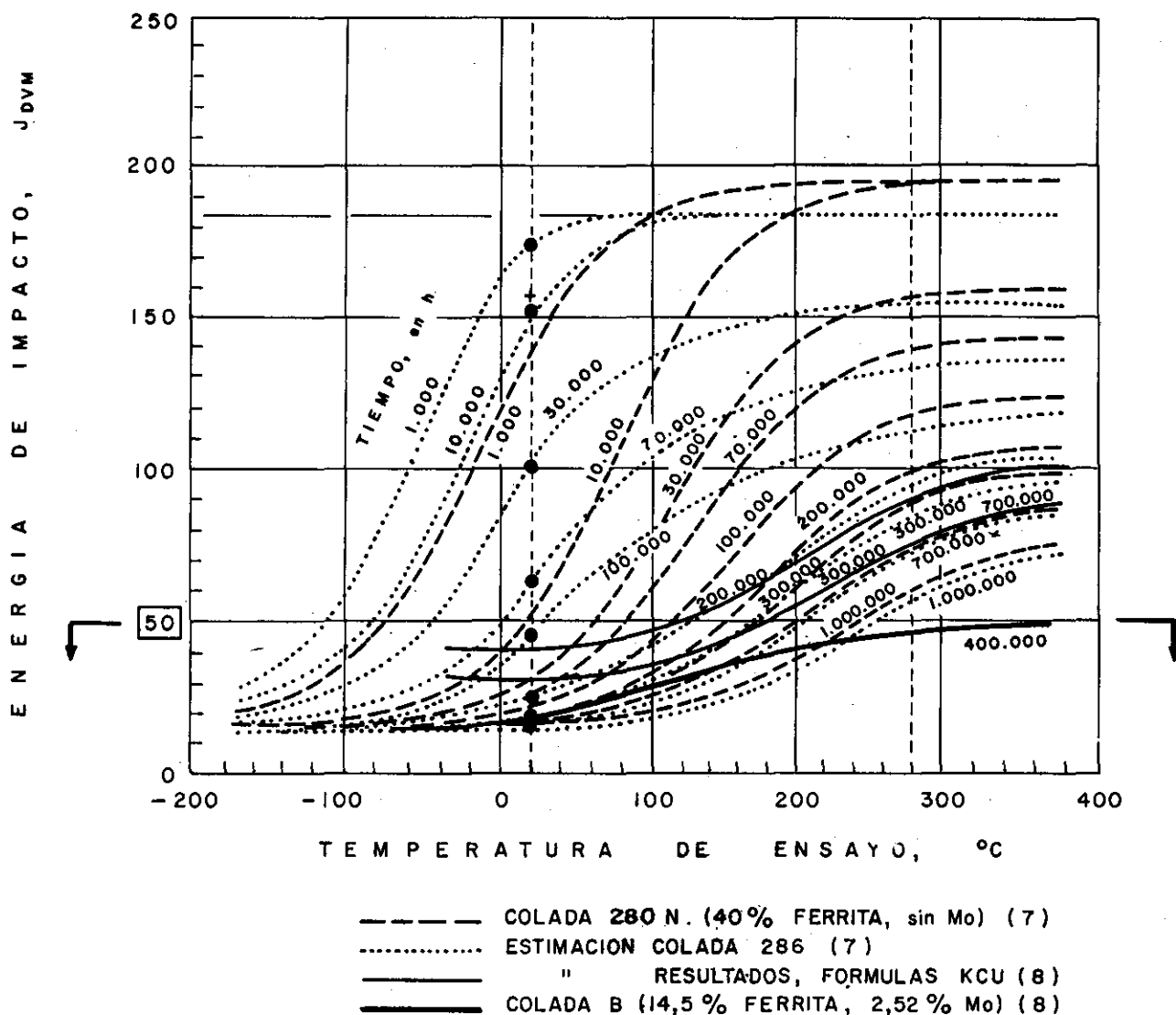


FIG. 3.— Haz de curvas de transición dúctil-frágil previstas para el acero CB utilizando las diferentes consideraciones del análisis.

siderados críticos para elementos de alta responsabilidad (7):

$$I_{P4} = 39,55 J_{DVM} < 50 J_{DVM} \quad [11]$$

$$P_{50J} < 4 \quad [12]$$

Los valores de estos parámetros obtenidos sobre aceros similares al que aquí se analiza, por su contenido de ferrita y composición química, son aún menores, lo que incide en la importancia de la fragilización que puede alcanzar este acero.

La tenacidad al impacto prevista para la temperatura de 280 °C, temperatura de servicio, no desciende por debajo del margen crítico, 50 J_{DVM}, en los análisis basados en los trabajos de Trautwein y Gysel, siendo más pesimistas las previsiones basadas en la experimentación de Slama *et al.* para las que la tenacidad es inferior a la crítica. En cualquier caso, los valores previstos

son índice de una importante fragilización, reduciéndose la tenacidad al 50 % en un período inferior a 30 años, bastando unos 11 años para que la reducción sea del 40 %. Se puede prever que al cabo de 8 años tan sólo, la respuesta global del material en rotura no sea totalmente dúctil a esta temperatura.

Los valores previstos plantean, por tanto, situaciones de clara fragilización del material a temperatura ambiente a considerar en situaciones de parada del sistema. La menor fragilización alcanzada a temperatura de 280 °C es también preocupante por el hecho del nivel alcanzado y por corresponder a las condiciones de funcionamiento continuado de sistema.

Los aceros inoxidables moldeados dúplex se presentan frecuentemente en elementos de alta responsabilidad trabajando a temperaturas análogas a las aquí estudiadas. El esfuerzo realizado en este artículo resultaría exclusivamente puntual

ni no se ampliara con una visión global que abarque toda la gama correspondiente a los aceros de su misma especificación. Las conclusiones de un estudio de este tipo deben proporcionar "modelos", criterios de proyecto que permitan prever situaciones de fragilización y, lo que resulta más interesante, optimizar la composición del material para ulteriores utilizaciones en situaciones similares. En un segundo artículo que se publicará en el próximo número de Revista de Metalurgia se completa este aspecto para los aceros de especificación CF8M.

REFERENCIAS

- (1) METALS HANDBOOK. Desk Edition. ASM, 1986.
- (2) R. M. FISHER, E. J. DULLUS y K. G. CARROLL. *Trans. AIME*, 197, 1953: 690-95.
- (3) M. C. COURTNAI y F. B. PICKERING, *Metal Sci.*, 1976: 273-276.
- (4) T. J. NICHOLL, A. DATTA y G. AGGEN. *Met. Trans.*, 11A, 1980: 573-585.
- (5) P. J. GROBNER, *Met. Trans.*, 4, 1973: 251-260.
- (6) R. BECKER, *Ann. Phys.* 32, 1938: 128.
- (7) A. TRAUTWEIN y W. GYSEL, "Influence of Long-Time Aging of CF8 and CF8M Cast-Steel at Temperatures Between 300 °C and 500 °C on Impact Toughness and Structural Properties", *Stainless Steel Castings ASTM STP 756*, 1982: 165-189.
- (8) G. SLAMA, P. PETREQUIN y T. MAGER, Effect of Aging on Mechanical Properties of Austenitic Stainless Steel Casting and Welds", *SMIRT Post-Conference Seminar*, Monterrey, Ca, 1983.
- (9) O. K. CHOPRA y H. M. CHUNG, "Long-Term Embrittlement of Cast Duplex Stainless Steels in LWR Systems", *Nureg/CR-4503*, 1986.
- (10) O. K. CHOPRA y H. M. CHUNG, *Nucl. Eng. Des.*, 89, 1985: 305-318.
- (11) M. T. LEGER, "Predicting and Evaluating Ferrite Content in Austenitic Stainless Steels", *Stainless Steels Casting ASTM STP 756*, 1982: 105-125.
- (12) L. S. AUBREY, P. R. WESER, W. J. POLLARD y E. A. SCHOEFER, "Ferrite Measurement and Control in Cast Duplex Stainless Steels", *Stainless Steels Castings ASTM STP 756*, 1982: 126-164.
- (13) L. MAZORRA, F. GUTIÉRREZ-SOLANA, J. GONZÁLEZ y J. M. VARONA, "Análisis de la Fragilización por Envejecimiento a Baja Temperatura de los Aceros de Especificación CF8M", presentado para publicación en Revista de Metalurgia CENIM.