

## MODELO DE APROXIMACIÓN LOCAL DE LA PREVISIÓN DE LAS CONDICIONES DE ROTURA DE ACEROS DÚPLEX ENVEJECIDOS

J.M. Alegre<sup>1</sup>, F. Gutiérrez-Solana<sup>2</sup>, J. Pérez<sup>2</sup>, L. Sánchez<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Departamento de Ingeniería Civil  
E.P. Superior de Burgos. Universidad de Burgos  
Avda. de Cantabria s/n, 09006 Burgos

<sup>2</sup>Laboratorio de Ciencia e Ingeniería de los Materiales  
E.T.S. de Ingenieros de Caminos Canales y Puertos. Universidad de Cantabria  
Avda. Los Castros s/n, 39005. Santander

**Resumen.** El presente artículo describe un modelo de previsión del comportamiento elastoplástico y de rotura de aceros inoxidable austeno-ferríticos basado en técnicas de aproximación local de la fractura. El modelo desarrollado incluye la influencia del contenido en ferrita del acero, de las condiciones de envejecimiento y de la triaxialidad de tensiones. Para el desarrollo del modelo se analiza la influencia de cada parámetro en el comportamiento del acero a través de la simulación numérica de probetas de tracción entalladas axisimétricas. Posteriormente se utilizan los parámetros del modelo de aproximación local utilizado, Gurson-Tvergaard, para simular el comportamiento de las probetas compactas fisuradas utilizadas en la caracterización de la tenacidad.

**Abstract.** This paper describes a prediction model for elasto-plastic and fracture behaviour of austeno-ferritic stainless steels, based on local approach techniques. The model developed includes the influence of ferrite content on the steel, the ageing conditions and the stress triaxiality. During the description of the model, the influence of each parameter on the behaviour of the steel is analysed through the numerical simulation of axisymmetric notched tensile specimens. Then, the parameters of the local approach model utilised, Gurson-Tvergaard, are used to simulate the cracked compact specimens that are employed in the toughness characterisation.

### 1. INTRODUCCIÓN

El principal inconveniente de los aceros inoxidable austeno-ferríticos, más conocidos como dúplex, es el fenómeno de envejecimiento térmico, tanto a altas (475°C) como a bajas temperaturas (250-400°C). Este envejecimiento produce una fragilización en la fase ferrítica, observable a través de la medida de su microdureza, lo que se traduce una pérdida considerable de la tenacidad global del acero [1].

Los micromecanismos de rotura en el acero sin envejecer y envejecido son sensiblemente diferentes. Mientras en el primero la rotura se produce de forma dúctil por nucleación, crecimiento y coalescencia de microhuecos generados a partir de inclusiones o partículas uniformemente distribuidas en la austenita, en el acero envejecido la rotura se inicia a partir de microfisuras de clivaje formadas en la ferrita, aunque la rotura final sigue siendo dúctil por la presencia de la matriz austenítica.

Para poder analizar el efecto de la fragilización de la

ferrita en el envejecimiento global del acero se han efectuado varios estudios [2-4] utilizando el modelo constitutivo de Gurson-Tvergaard [5-7], el cual considera el material con defectos como un medio continuo con diferente ecuación constitutiva. La aplicación de este modelo a los aceros dúplex representa una excelente herramienta de análisis, dado que mediante la variación de los parámetros que gobiernan el modelo de Gurson es posible simular el comportamiento de dichos aceros en diferentes niveles de envejecimiento.

En un trabajo anterior [2] se ha presentado una metodología para poder obtener los parámetros del modelo de Gurson a partir del ensayo de probetas de tracción entalladas axisimétricas, las cuales consideran el efecto de la triaxialidad en los mecanismos de rotura. La metodología se completa con la aplicación de los parámetros del modelo a la simulación de estructuras fisuradas, para obtener la curva  $J-\Delta a$ , que posteriormente se compara con los resultados experimentales obtenidos con probetas compactas CT.

En el presente trabajo se presenta la aplicación de dicha metodología para el desarrollo de un modelo de previsión del comportamiento de estos aceros en diferentes niveles de envejecimiento, con varios contenidos en ferrita en el acero, y para diferentes triaxialidades, con lo que se consigue disponer de una herramienta de diseño que contemple todas las variables antes mencionadas.

**2. MODELO NUMÉRICO**

2.1 Modelo de crecimiento de huecos de Gurson-Tvergaard

El modelo de Gurson [5] analiza el comportamiento plástico de un medio poroso, asumiendo que el efecto de los huecos que se van formando se reparte uniformemente a través de todo el material, considerándolo, para el cálculo numérico, como continuo y homogéneo pero con una ecuación constitutiva del material diferente, definida según el potencial de Gurson mediante la expresión (1).

$$\Phi = \frac{\sigma_{eq}^2}{\sigma_Y^2} + 2f \cosh\left(\frac{3 \cdot \sigma_m}{2 \cdot \sigma_Y}\right) - (1 + f^2) = 0 \quad (1)$$

donde  $f$  es la fracción volumétrica de huecos o porosidad,  $\sigma_Y$  la tensión de fluencia,  $\sigma_{eq}$  la tensión equivalente y  $\sigma_m$  la tensión media.

La principal deficiencia del modelo original de Gurson consiste en no predecir la inestabilidad por coalescencia entre microhuecos, lo cual se traduce en una sobreestimación de la resistencia del material previa a la rotura. En ese sentido Tvergaard [6-7] intentó corregir el modelo original de Gurson, primero, añadiendo dos parámetros ajustables mediante resultados experimentales,  $q_1$  y  $q_2$  cuyo propósito es amplificar el efecto de la tensión hidrostática en todos los niveles de deformación, y segundo, acelerar la evolución de la porosidad para porosidades mayores de un valor crítico  $f_c$  a partir del cual tiene lugar el proceso de coalescencia. Por lo tanto el potencial de Gurson modificado, o Gurson-Tvergaard, queda como se muestra en la expresión (2):

$$\Phi = \frac{\sigma_{eq}^2}{\sigma_Y^2} + 2f^* q_1 \cosh\left(\frac{3q_2 \sigma_m}{2\sigma_Y}\right) - 1 - (q_1 f^*)^2 = 0 \quad (2)$$

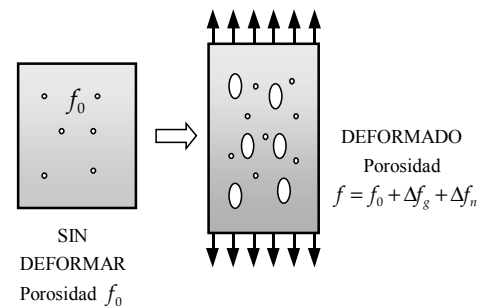
donde  $f^*$  es la porosidad o fracción volumétrica de huecos modificada, definida como:

$$f^* = \begin{cases} f & \text{si } f < f_c \\ f_c + \delta(f - f_c) & \text{si } f \geq f_c \end{cases} \quad (3)$$

siendo  $\delta$  la velocidad de coalescencia de microhuecos a partir del momento en el que se alcanza una porosidad crítica en el material.

2.2 Evolución de la porosidad

A medida que el material va siendo solicitado a mayores niveles tensionales y de deformación, la porosidad que aparece también va aumentando. Hay dos fenómenos que contribuyen a incrementar la fracción volumétrica de huecos. De un lado los huecos existentes van creciendo, lo cual hace aumentar la fracción volumétrica, y de otro lado también se van generando nuevos huecos en el material como consecuencia de mayores deformaciones plásticas, como queda esquematizado en la Figura 1.



**Fig.1.** Porosidad inicial, nucleación y crecimiento de huecos en un material.

En consecuencia, se puede expresar la variación de la porosidad como:

$$df = df_g + df_n \quad (4)$$

El crecimiento de los huecos se asume como proporcional al aumento de la deformación plástica:

$$df_g = (1 - f) \cdot d\varepsilon_{ii}^p \quad (5)$$

donde  $d\varepsilon_{ii}^p$  es la traza del tensor incremento de deformación plástica.

El estudio de la nucleación de nuevos huecos es un proceso que requiere un fuerte apoyo experimental dado que depende fuertemente del material de estudio. En principio, la nucleación, es un fenómeno que puede estar controlado por tensión o por deformación o por una combinación de ambos. Uno de los casos más estudiados es cuando la nucleación esta controlada por la deformación plástica y se rige mediante la siguiente expresión:

$$df_n = A \cdot d\varepsilon^p \quad (6)$$

donde  $A$  es el parámetro de nucleación y  $d\varepsilon^p$  es el incremento de deformación plástica equivalente.

Un modelo, ampliamente usado en la literatura, definido por Chu y Needleman [8] propone la función de

nucleación de nuevos mediante un control por deformación siguiendo una distribución normal:

$$A = \frac{f_n}{S_n \cdot \sqrt{2\pi}} \cdot \exp \left[ -\frac{1}{2} \left( \frac{\epsilon^p - \epsilon_n}{S_n} \right)^2 \right] \quad (7)$$

donde  $f_n$  es la fracción volumétrica de microhuecos nucleados,  $\epsilon_n$  la media de la deformación de nucleación y  $S_n$  la correspondiente desviación estándar.

Este modelo se comporta bien cuando la nucleación de cavidades tiene lugar a partir de inclusiones y otros defectos del material. En el caso de aceros dúplex envejecidos, donde la nucleación de nuevos “huecos” tiene lugar por las roturas de clivaje de la ferrita, varios estudios efectuados [3,4] muestran que la nucleación se ajusta mejor para valores de  $A = cte$ .

### 3. MATERIAL Y ENVEJECIMIENTOS

Para poder abordar los objetivos fundamentales del presente estudio ha sido necesario disponer de una serie de aceros austenoferríticos adecuados y representativos. En estudios previos efectuados con dichos materiales se consideró conveniente cubrir en la medida de lo posible el intervalo entre el 10% y el 25% de contenido en ferrita del acero, ya que para contenidos superiores se considera que la ferrita se hace continua [1].

#### 3.1. Composición y comportamiento mecánico

Los aceros empleados corresponden todos ellos al tipo CF8M, presentan un contenido en ferrita del 12, 18 y 22%, y han sido denominados 12F, 18F y 22F respectivamente.

En la Tabla 1 se presenta la composición química de los tres aceros estudiados. Por su parte, en la Tabla 2 se recoge el comportamiento en tracción simple de los tres aceros sin envejecer, donde *R.A.* representa la reducción de área en el momento de la rotura.

**Tabla 1.** Composición química (% en peso) de los aceros 12F, 18F y 22F.

Acero	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo
12F	0.035	0.70	1.10	18.6	10.4	2.00
18F	0.076	0.83	1.25	19.4	9.6	2.29
22F	0.045	0.82	1.23	18.4	8.9	2.36

**Tabla 2.** Comportamiento mecánico de los aceros 12F, 18F y 22F, sin envejecer.

Acero	$s_y$ (Mpa)	$s_u$ (Mpa)	$\epsilon_u$ (%)	R.A. (%)
12F	261	573	37	76

18F	312	597	27	68
22F	313	623	41	60

#### 3.2. Programa de envejecimiento térmico

Con el objetivo de poder determinar la evolución de las propiedades mecánicas con el tiempo de envejecimiento del acero se realizaron envejecimientos acelerados a 400°C en los tres aceros objeto del presente estudio [5]. Los programas de envejecimiento térmico efectuados para los diferentes aceros analizados, junto con la denominación experimental (desde la letra A hasta la D) aparecen reflejados en la Tabla 3.

**Tabla 3.** Tiempo de envejecimiento a 400°C para los tres aceros (12F, 18F y 22F), en horas.

Denominación	Acero 12F	Acero 18F	Acero 22F
A	0	0	0
B	510	310	375
C	4880	3150	3300
D	14800	10000	9650

### 4. CONFIGURACIÓN DE LAS PROBETAS

Uno de los parámetros más relevantes en el proceso de fractura de un material es la triaxialidad de tensiones, definida según la expresión (8):

$$\xi = \frac{\sigma_m}{\sigma_{eq}} \quad (8)$$

donde  $\sigma_m$  es la tensión media y  $\sigma_{eq}$  la tensión equivalente de Von Mises.

Para obtener los parámetros del modelo de Gurson en función de la triaxialidad de tensiones se han utilizado probetas de tracción entalladas, con las cuales, simplemente variando el radio de la entalla, se consiguen diferentes triaxialidades.

En la Figura 2 se muestra el esquema de las tres configuraciones seleccionadas para la realización del presente trabajo, y que han sido denominadas AE08, AE16 y AE40 en función de que el radio de entalla sea 0.8 mm, 1.6 mm o 4.0 mm respectivamente.

Con estos radios se consiguen triaxialidades en el centro de la mínima sección transversal, donde se inicia la fractura de la probeta, de  $\xi=0.55$  para la configuración AE08,  $\xi=0.81$  para la configuración AE16, y  $\xi=1.12$  para la configuración AE40.

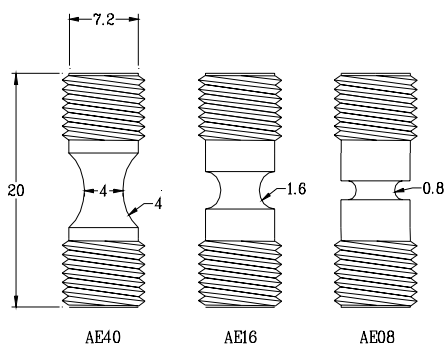


Fig. 2. Dimensiones de las probetas de tracción entalladas. (cotas en mm)

Para la ejecución del ensayo se recoge el valor de carga,  $P$ , y la reducción de la mínima sección transversal de la probeta  $\Delta\phi$ , mediante extensometría diametral o circunferencial. Con esta medida se obtiene posteriormente la evolución de la deformación media de la mínima sección transversal a lo largo del ensayo, mediante la expresión (9):

$$\varepsilon_m = 2 \cdot \ln\left(\frac{\phi_0}{\phi}\right) \quad (9)$$

donde  $\phi_0$  es el diámetro inicial de la mínima sección transversal y  $\phi$  representa el valor del diámetro en cada instante del ensayo.

Para que todas las configuraciones empleadas sean comparables, el ensayo debe realizarse con la misma velocidad de deformación, medida entre los puntos de una generatriz en los cuales termina el mecanizado de la entalla. En el presente estudio se ha adoptado un valor de  $\dot{\varepsilon} = 3 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ , suficientemente lenta como para garantizar un ensayo estático.

**5. METODOLOGÍA**

Una vez ensayadas todas las probetas de los diferentes aceros (12F, 18F y 22F), envejecimientos (A, B, C y D) y triaxialidades (AE08, AE16 y AE40) se procede a la simulación numérica de las curvas  $P-\Delta\phi$  obtenidas, utilizando el modelo de comportamiento de Gurson-Tvergaard.

En dicho modelo se simula el comportamiento elastoplástico, y la rotura, mediante el ajuste numérico de sus parámetros con el comportamiento real del material. Dichos parámetros son la tasa de nucleación de cavidades,  $A$ , la porosidad crítica para la cual comienzan a manifestarse los procesos de interacción y coalescencia entre cavidades,  $f_c$  y la velocidad de coalescencia entre microhuecos,  $\delta$ .

La metodología de ajuste desarrollada se basa en ir ajustando secuencialmente los tres parámetros, fijando en primer lugar la tasa de nucleación de cavidades,  $A$ , y

posteriormente, en la etapa final del proceso de fractura de la probeta, los dos parámetros que definen la coalescencia entre cavidades,  $f_c$  y  $\delta$ [2].

En la Figura 3 se presenta el resultado de la simulación del comportamiento elastoplástico y de la rotura de una probeta AE08 del acero 22F en dos niveles de envejecimiento diferentes, 375 horas y 9650 horas a 400°C respectivamente.

Se puede observar como la probeta envejecida presenta menor capacidad de deformación, lo que se manifiesta en una menor reducción del diámetro de la mínima sección transversal, respecto a la probeta sin envejecer.

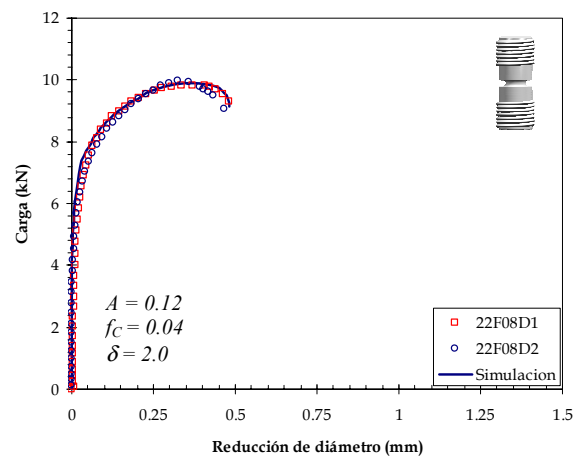
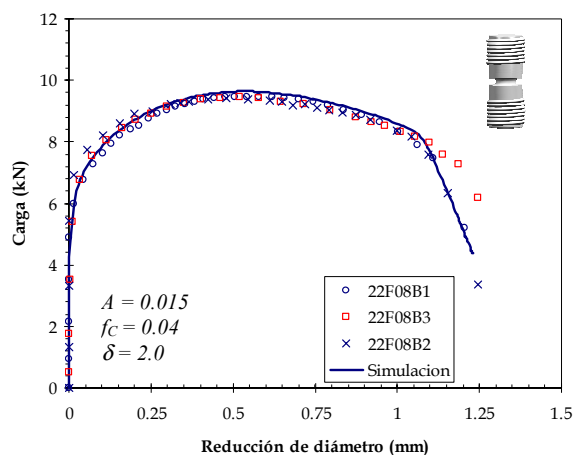


Fig. 3. Ajuste de las curvas  $P-\Delta\phi$  correspondientes al acero 22F envejecido 375 horas (superior) y 9650 horas (inferior) a 400°C. Configuración AE08.

**6. RESULTADOS DE LA SIMULACIÓN NUMÉRICA**

A partir de la simulación numérica de los diferentes ensayos efectuados con las probetas de tracción entalladas se determinaron los parámetros del modelo necesarios para reproducir numéricamente el comportamiento de los aceros analizados en las diferentes condiciones de envejecimiento y triaxialidad de tensiones.

Los resultados de los parámetros del modelo de Gurson-Tvergaard obtenidos se presentan en las Tablas 4 a 6 correspondientes a los aceros 12F, 18F y 22F respectivamente. En las mismas tablas se recoge el tipo de configuración y el valor de la triaxialidad de tensiones en el centro de la mínima sección transversal, punto donde se inicia la rotura de la probeta, según ha quedado demostrado en los resultados experimentales provenientes de los ensayos interrumpidos efectuados en los instantes previos a la fractura en varios niveles de envejecimiento y configuración.

**Tabla 4.** Parámetros del modelo de Gurson-Tvergaard para la simulación numérica del acero 12F.

Tiempo de env. A 400°C	Tipo de probeta	A	f <sub>c</sub>	δ	ξ
Origen	AE08	0.005	0.015	2.0	1.12
	AE16	0.005	0.015	2.0	0.81
	AE40	0.005	0.015	2.0	0.55
510 h	AE08	0.02	0.04	2.0	1.12
	AE16	0.01	0.04	2.0	0.81
	AE40	0.01	0.04	2.0	0.55
4880 h	AE08	0.04	0.04	2.0	1.12
	AE16	0.025	0.04	2.0	0.81
	AE40	0.025	0.04	2.0	0.55
14800 h	AE08	0.05	0.04	2.0	1.12
	AE16	0.03	0.04	2.0	0.81
	AE40	0.03	0.04	2.0	0.55

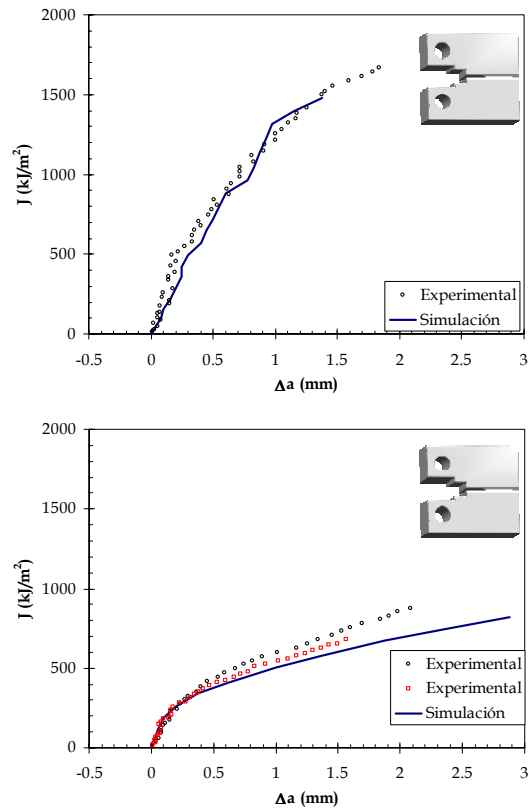
**Tabla 5.** Parámetros del modelo de Gurson-Tvergaard para la simulación numérica del acero 18F.

Tiempo de env. a 400°C	Tipo de probeta	A	f <sub>c</sub>	δ	ξ
Origen	AE08	0.005	0.015	2.0	1.12
	AE16	0.005	0.015	2.0	0.81
	AE40	0.005	0.015	2.0	0.55
310 h	AE08	0.016	0.04	2.0	1.12
3150 h	AE08	0.08	0.04	2.0	1.12
10000 h	AE08	0.09	0.04	2.0	1.12
	AE16	0.07	0.04	2.0	0.81
	AE40	0.05	0.04	2.0	0.55

**Tabla 6.** Parámetros del modelo de Gurson-Tvergaard para la simulación numérica del acero 22F.

Tiempo de env. a 400°C	Tipo de probeta	A	f <sub>c</sub>	δ	ξ
Origen	AE08	0.005	0.015	2.0	1.12
	AE16	0.005	0.015	2.0	0.81
	AE40	0.005	0.015	2.0	0.55
375 h	AE08	0.015	0.04	2.0	1.12
3300 h	AE08	0.11	0.04	2.0	1.12
9650 h	AE08	0.12	0.04	2.0	1.12
	AE16	0.10	0.04	2.0	0.81
	AE40	0.06	0.04	2.0	0.55

El uso de los parámetros correspondientes a la configuración AE08 proporciona buenos resultados en la simulación de las probetas compactas CT, como se puede comprobar en el ejemplo de la Figura 4 [2].



**Fig. 4.** Curvas J-R del acero 12F en origen (arriba) y envejecido 14800 horas a 400°C (abajo).

**7. ANÁLISIS**

Como se puede observar en las Tablas 4 a 6, los dos parámetros que establecen los mecanismos de coalescencia, porosidad crítica y velocidad de coalescencia, permanecen constantes durante el envejecimiento, aunque diferenciándose del acero sin envejecer. Físicamente, estos parámetros son los que definen cómo y cuándo se produce la rotura final por coalescencia entre los huecos formados por el clivaje de

la ferrita. Este fenómeno de coalescencia tiene lugar en la fase austenítica, que permanece inalterada con el envejecimiento, lo cual justifica su valor constante e independiente del nivel de fragilización alcanzado por el acero.

La diferencia observada en la porosidad crítica entre el acero en origen y el resto de envejecimientos es debida a que, asociado al envejecimiento aparece un cambio sistemático en el micromecanismo de rotura, como se puede observar en las micrografías de las Figuras 5 y 6. Mientras en origen la rotura se produce como consecuencia de la coalescencia entre cavidades formadas a partir de inclusiones o precipitados de segundas fases, en el acero envejecido la rotura se produce por la coalescencia de microfisuras de clivaje de la ferrita. El tamaño de una isla de ferrita rota por clivaje es mayor que el hueco generado por una inclusión y por lo tanto, en el momento de la coalescencia, la porosidad en una zona con ferrita rota por clivaje es mayor que en una zona con microhuecos de inclusiones.

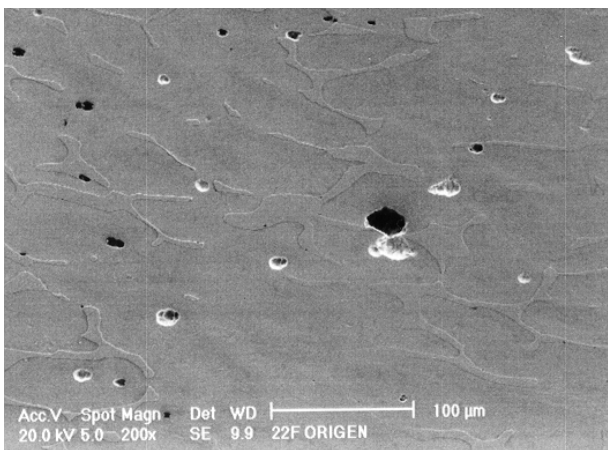


Fig. 5. Ensayo interrumpido de una probeta AE08 de acero 22F en origen.

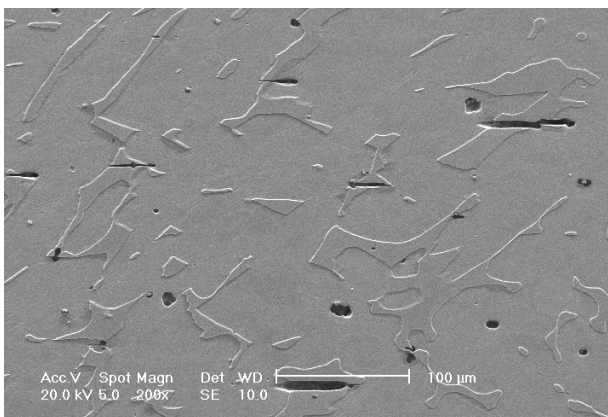


Fig. 6. Ensayo interrumpido de una probeta AE08 de acero 22F envejecido 9650 horas a 400°C.

Como ha quedado reflejado en las Tablas 4 a 6, de todos los parámetros del modelo de Gurson-Tvergaard,

el que mayor variación experimenta con las diferentes variables analizadas es la tasa de nucleación de cavidades,  $A$ . Físicamente, esta variable está relacionada con la cantidad de ferrita rota por clivaje, situación que depende fundamentalmente de tres variables diferentes: el estado de envejecimiento, la triaxialidad de tensiones y el contenido en ferrita del acero.

## 8. MODELIZACIÓN

### 8.1. Influencia del envejecimiento

Para observar el efecto del envejecimiento se ha representado el valor de la tasa de nucleación de cavidades frente al tiempo de envejecimiento a 400°C para cada valor de triaxialidad y para cada acero.

A modo de ejemplo, en la Figura 7 se muestra esta representación para la configuración AE08 en función del tipo de acero. El ajuste que mejor correlación proporciona es de tipo exponencial, mediante la siguiente expresión:

$$A - A_0 = C \cdot [1 - \exp(-t / \tau_h)] \quad (10)$$

Donde  $C$  es una variable que depende del tipo de acero y de la triaxialidad de tensiones,  $t$  es el tiempo de envejecimiento,  $A_0 = 0.005$  es la tasa de nucleación de cavidades en el acero sin envejecer y  $\tau_h$  es un parámetro de la dinámica de envejecimiento, que toma el valor de  $\tau_h = 1325$  horas para la temperatura de 400°C. Dado que el fenómeno de envejecimiento se puede considerar como térmicamente activado, la expresión (10) puede aplicarse con independencia de la temperatura del proceso, utilizando el valor del parámetro  $\tau_h$  correspondiente, determinado a partir de la evolución de la microdureza de la fase ferrítica [1].

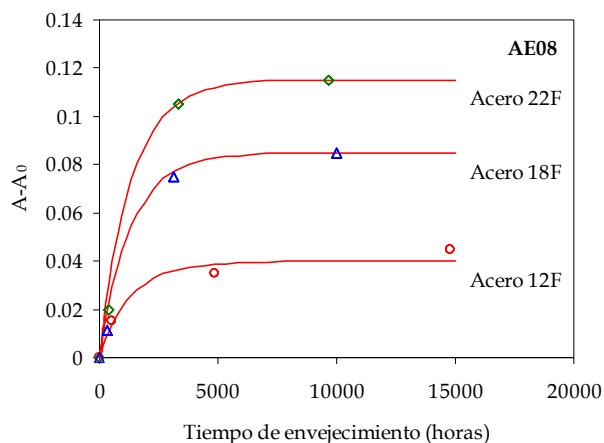


Fig. 7. Representación de la tasa de nucleación,  $A$ , frente al tiempo de envejecimiento a 400°C. AE08.

Para el resto de configuraciones se han ajustado los valores con la misma ecuación obteniendo igualmente correlaciones elevadas, nunca inferiores a 0.95.

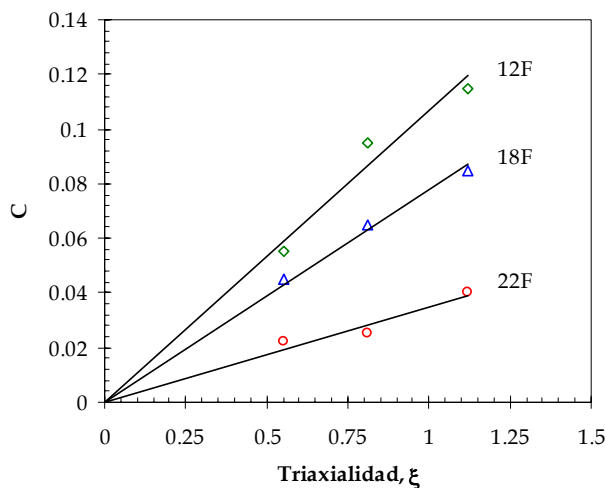
En general, se puede observar una tendencia a la saturación en el valor de  $A$ , para tiempos de envejecimiento mayores a 5000 horas a 400°C, justificado experimentalmente por una saturación de la microdureza de la ferrita y de la cantidad de ferrita rota por clivaje presente en la superficie de fractura.

**8.2. Influencia de la triaxialidad de tensiones**

Para obtener la influencia de la triaxialidad de tensiones se ha representado frente a ella, el valor de la variable  $C$  de la ecuación (10) para los diferentes aceros. En la Figura 8 se puede observar una tendencia lineal entre  $C$  y  $\xi$  con diferente pendiente para cada acero, de tal forma que se obtiene un buen ajuste mediante una ecuación del tipo:

$$C = m \cdot \xi \tag{11}$$

donde  $m$  es la pendiente de las rectas representadas en la Figura 8, y depende del contenido en ferrita del acero.



**Fig. 8.** Representación de la evolución de  $C$  frente a la triaxialidad de tensiones para cada acero.

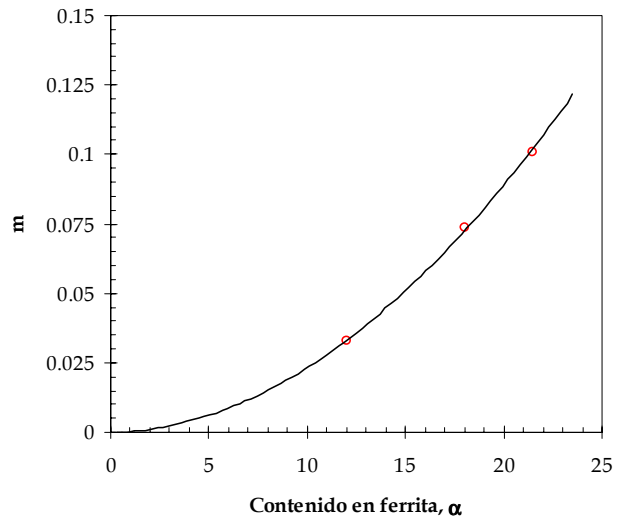
La expresión (11) se pone de manifiesto una relación lineal entre la tasa de nucleación de cavidades y la triaxialidad de tensiones, de tal forma que para triaxialidades mayores la nucleación de cavidades es mayor.

**8.3. Influencia de la cantidad de ferrita del acero**

Finalmente se ha representado en la Figura 9 el valor de la pendiente  $m$  obtenida para cada acero frente a la cantidad de ferrita del mismo. Para un acero sin ferrita no existiría efecto del envejecimiento, y la curva de ajuste debe pasar por el origen de tal forma que se ha optado por un ajuste potencial, obteniendo finalmente la expresión:

$$m = 0.00023 \cdot \alpha^2 \tag{12}$$

donde  $\alpha$  es el contenido en ferrita del acero.



**Fig. 9.** Representación de la pendiente  $m$  frente a la cantidad de ferrita del acero.

**8.4. Expresión general de la tasa de nucleación**

Una vez determinada la influencia de todas las variables que intervienen en la tasa de nucleación del acero,  $A$ , solo queda recoger en una expresión general todas las variables que intervienen en el proceso. Combinando adecuadamente las expresiones (10), (11) y (12) se obtiene finalmente, para 400°C:

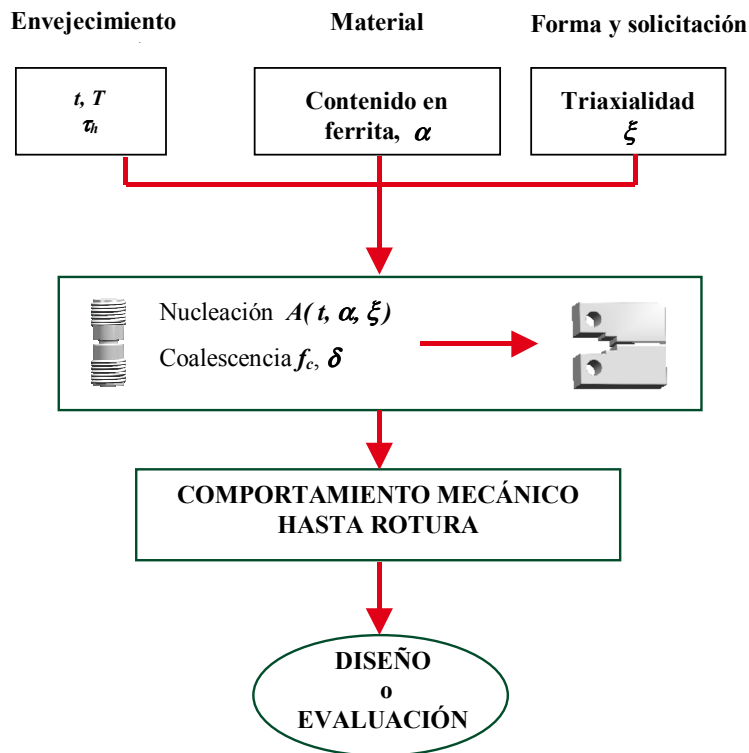
$$A - A_0 = \begin{cases} 0.00023 \cdot \alpha^2 \cdot \xi \cdot [1 - \exp(-t/1325)] & \text{si } \xi \geq 0 \\ 0 & \text{si } \xi < 0 \end{cases} \tag{13}$$

expresión que permite obtener la tasa de nucleación,  $A$ , de un acero austenoférrico envejecido a 400°C, en función del contenido en ferrita,  $\alpha$ , de la triaxialidad de tensiones  $\xi$ , del tiempo de envejecimiento del acero a esa temperatura,  $t$ , y de la tasa de nucleación del acero sin envejecer  $A_0$ . Conviene observar, en la ecuación (13), que la tasa de nucleación tiende a cero para triaxialidades nulas. En el caso de triaxialidades negativas no tiene sentido hablar de un valor negativo de la tasa de nucleación, sino que simplemente no se generan huecos al predominar los esfuerzos de compresión.

**9. CONCLUSIONES**

En el presente artículo se ha desarrollado un modelo de previsión, basado en la aproximación local de la fractura, que permite obtener los parámetros de Gurson-Tvergaard y simular de este modo el comportamiento del material hasta su rotura en diferentes configuraciones, materiales y estados de envejecimiento. Este modelo representa una herramienta aplicable al diseño de nuevos componentes o al estudio de los ya existentes.

En el esquema de la Figura 10 se presenta un resumen del modelo desarrollado, donde se puede observar como a partir del contenido en ferrita del acero  $\alpha$ , la triaxialidad de tensiones  $\xi$  y el tiempo de envejecimiento se determinan los parámetros del modelo de Gurson-Tvergaard que reproducen el comportamiento elasto-plástico y la rotura del material. La posibilidad de aplicar los parámetros del modelo de Gurson de la probeta AE08 a las probetas fisuradas CT permite la aplicación del modelo a estructuras fisuradas, con lo que se consigue un modelo de mayor espectro de aplicación.



**Fig. 10.** Esquema del modelo de previsión.

**10. REFERENCIAS**

[1] L. Sánchez: *Tesis Doctoral*, Universidad de Cantabria, Santander, 1996.

[2] J.M. Alegre, J. Pérez, F. Gutiérrez-Solana, L. Sánchez: *European Conference on Fracture, ECF-13*, 2000.

[3] P. Joly, and A. Pineau: *Scandinavian Journal of Metallurgy*, Vol. 24, 1995, pp. 226-236.

[4] L. Devillers-Guerville. *PhD These*. Ecole des Mines de Paris, 1998.

[5] A.L. Gurson: *Proc. Int Conf. Fracture*, Vol 2<sup>a</sup>, 357. Pergamon Press. Oxford (1977).

[6] V. Tvergaard: *International Journal of Fracture*, Vol. 18, 1982, pp. 237-252.

[7] V. Tvergaard, and A. Needleman: *Acta Metallurgica*, Vol 32, 1984, pp. 157-169.

[8] C.C. Chu and A.J. Needleman: *Engng. Mater. Tech.* Vol 102. 1980. pp. 249.