

APROXIMACIONES GLOBAL Y LOCAL DE LA FRACTURA DUCTIL

A. Pineau

Centre des Matériaux - Ecole des Mines
B.P.87 - 91003 EVRY CEDEX (FRANCIA)
URA CNRS n°866

Resumen. Se presentan brevemente las aproximaciones globales y locales de la fractura ductil. En la aproximación global, se insiste sobre el efecto de los términos no-singulares del campo de tensiones y de deformaciones en la punta de la fisura. En la aproximación local de la fractura, se muestra la importancia del mecanismo de los medios porosos. Asimismo se presentan tres tipos de modelos : (i) totalmente desacoplados; (ii) parcialmente acoplados; (iii) totalmente acoplados, para preveer la tenacidad de los materiales. En cada uno de los casos se discute las ventajas comparandolas con las aproximaciones utilizadas.

Abstract. The global and local approaches of ductile fracture are briefly reviewed. In the presentation of the global approach the emphasis is laid on the effect of non-singular terms in the crack-tip stress-strain field. In the local approach the importance of the mechanics of damaging porous materials is underlined. Three types of models to predict the fracture toughness are introduced : (i) fully uncoupled; (ii) partly coupled; (iii) fully coupled. In each case the advantages of using a given model is discussed.

1. INTRODUCCION

Para la evaluación de la resistencia mecánica de las estructuras fisuradas es necesario el desarrollo de aproximaciones generales que sean capaces de tratar no solamente los casos de esfuerzos simples, como el modo I simétrico en plasticidad confinada, sino también los casos más complejos como los esfuerzos no simétricos (Modo II y III), los esfuerzos termomecánicos o el caso de la plasticidad generalizada. Son varias las aproximaciones posibles. La primera, la "aproximación global", se basa en la mecánica (lineal y no lineal) de la fractura. En ella, se supone que la tensión de fractura puede caracterizarse con ayuda de un solo parámetro, K_{IC} , J_{IC} o la CTOD. Esta aproximación se basa en la similitud de las zonas de tensión y de deformación en el extremo de la grieta entre diversos sólidos fisurados, ya sean probetas de laboratorio o estructuras. De forma general este principio de similitud se establece en base a un solo parámetro, K o J , al que se supone capaz de describir perfectamente el campo asintótico de las tensiones y de las deformaciones en el extremo de la grieta. Sin embargo, se ha demostrado recientemente que esta aproximación global basada en un solo parámetro no es totalmente satisfactoria en la medida en que el campo de tensiones en el extremo de la grieta, incluso en plasticidad confinada, depende de la geometría del problema estudiado.

Una segunda aproximación, la "aproximación local", se apoya en el hecho de que se puede modelizar el comportamiento macroscópico con respecto a la fractura

con ayuda de criterios de fractura locales. Esta aproximación local de la fractura se ha desarrollado más recientemente que la aproximación global. De hecho, ambas aproximaciones son más complementarias que opuestas, en la medida en que la aproximación local de la fractura requiere igualmente un conocimiento preciso del campo de tensiones en el extremo de la grieta. El desarrollo de la aproximación local supone el cumplimiento de dos condiciones :

(i) El campo de tensión y de deformación en el extremo de la grieta debe ser conocido perfectamente. Es la razón por la cual, en la primera parte de este artículo, se recuerdan algunos resultados recientes en este campo.

(ii) Deben establecerse criterios de fractura basados en el estudio de mecanismos elementales de la fractura. En este artículo, se presenta brevemente la metodología utilizada para establecer estos criterios y, asimismo, se ilustra con resultados obtenidos para la fractura ductil de aceros ferríticos y de aceros duplex, así como en aleaciones de aluminio de alta resistencia.

El mismo tipo de aproximación ha sido desarrollado para la fractura frágil ya sea por clivaje o de tipo intergranular (ver p.e.[1.2]).

2. CAMPO DE TENSION-DEFORMACION EN EL EXTREMO DE LA GRIETA

2.1. Plasticidad confinada

Cuando el esfuerzo es suficientemente debil, el campo de tensiones esta caracterizado por la ecuacion de Williams [3] :

$$\sigma_{ij}(r, \theta) = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} f_{ij}(\theta) + T \delta_{1i} \delta_{1j} \quad (1)$$

Normalmente se utiliza unicamente el primer termino. Sin embargo, Larsson y Carlsson [4] han demostrado que el segundo termino en la expresion (1) tiene un marcado efecto sobre la forma y la extension de la zona plastica en el extremo de la grieta.

Este segundo termino, T, traduce la existencia de una tension no singular paralela a la grieta. A menudo, para representar este efecto, se introduce un parametro adimensional β . Este parametro β viene definido como :

$$\beta = \frac{T\sqrt{\pi a}}{K_I} \quad (2)$$

Un cierto numero de resultados relativos al parametro β vienen referidos en la bibliografia [5-7]. Para las placas conteniendo una entalla central (CCP), β es muy negativo y proximo a -1, mientras que para las probetas CT conteniendo grietas profundas ($a/w = 0,60$), β es positivo y proximo a 0.60. Cuando la tension T es negativa, la zona plastica crece. Por otra parte, calculos detallados realizados por el metodo de elementos finitos han demostrado que el parametro T influye marcadamente sobre el estado triaxial o la triaxialidad de las tensiones alrededor de la grieta. Valores negativos de T provocan una disminucion de esta triaxialidad, mientras que valores positivos producen un ligero aumento [8].

Algunos autores han propuesto recientemente caracterizar la fractura ductil, es decir el valor de J_{IC} y la pendiente dJ/da de las curvas J- Δa de fractura ductil, con ayuda del parametro T (ver. p.e.[9]). En este caso se supone que la fractura puede describirse por un lugar de fractura en el plano K (J)- β . La mayor objeccion que puede hacerse a esta aproximacion resulta del hecho de basarse en la existencia de un campo asintotico caracterizado por la expresion (1). Cuando la plasticidad se extiende, este campo deja de existir.

2.2. Plasticidad extendida

La mecanica de la fractura no lineal y su utilizacion, han conocido recientemente progresos importantes (ver.p.e. [9-12]). O'Dowd y Shih [13] han demostrado que para un material cuya curva σ - ϵ puede escribirse por una ley potencial :

$$\epsilon = \begin{cases} \sigma/E, & \text{si } \sigma < \sigma_0 \\ \epsilon_0(\sigma/\sigma_0)^n, & \text{si } \sigma > \sigma_0 \end{cases} \quad (3)$$

el campo de tension sera de la forma :

$$\frac{\sigma_{ij}}{\sigma_0} = \left(\frac{J}{\epsilon_0 \sigma_0 I_n r} \right)^{1/n+1} \tilde{\sigma}_{ij} + Q \delta_{ij} \quad (4)$$

En esta expresion, J es la integral de contorno de Rice-Cherepenov, I_n es una constante que varia con n y $\tilde{\sigma}_{ij}$ representa la distribucion angular del campo de Hutchinson, Rice y Rosengren (H.R.R.). La ecuacion (4) indica que el segundo termino, Q, que mide la desviacion con respecto al campo H.R.R. corresponde a una tension puramente hidrostatica. O'Dowd y Shih han demostrado que el valor exacto de Q no depende mucho de la distancia al extremo de la grieta en la medida en que Q viene determinada a $\Theta = 0$ y a una distancia $r/((J/\sigma_0)^{-2})$. Un ejemplo de calculo del campo de tensiones existente en el extremo de una grieta situada en una probeta CCP se muestra en la figura 1. A excepcion de la zona de influencia de C.O.D. de la grieta, se pueden notar, para esta geometria, grandes desviaciones con respecto a la solucion asintotica del campo H.R.R. Por otra parte, el valor de Q que mide la desviacion con respecto al campo H.R.R. varia con la tension. Sin embargo, esta vez, contrariamente al caso del parametro T, no existe una relacion sencilla entre el valor de Q y la medida de la tension.

Del mismo modo que anteriormente, un cierto numero de autores admiten esta vez que la fractura puede ser descrita en un plano J-Q (ver p.e. [14]). Sin embargo, el caracter unico de esta correlacion asi propuesta nunca ha sido demostrada. Por otra parte, la determinacion precisa de Q necesita mallas muy finas en los calculos por elementos finitos. En estas condiciones, podemos muy bien preguntarnos sino es preferible recurrir directamente a la aproximacion local de la fractura.

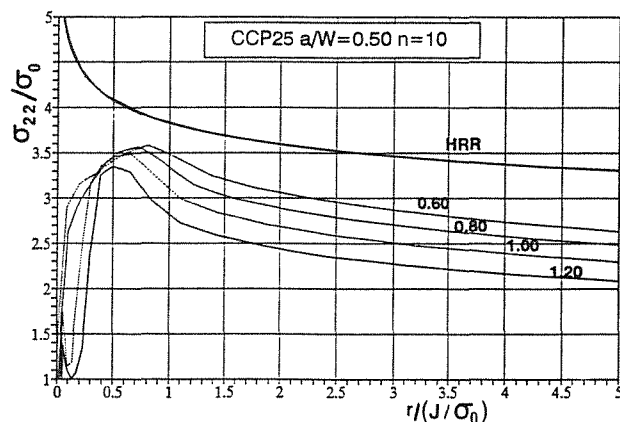


Fig.1. Campo de tensiones en la punta de la fisura de una probeta CCP. Comparacion entre el campo HRR y los resultados de calculos por elementos finitos.

3. APROXIMACION LOCAL DE LA FRACTURA DUCTIL

Como se ha indicado en la introduccion, ante todo, es necesario estudiar los mecanismos de la fractura ductil en manera a poder establecer los criterios que permiten deducir las tres etapas bien conocidas (nucleacion de cavidades, su crecimiento y su coalescencia). Despues de describir brevemente estas tres etapas, presentaremos

sucintamente la mecanica de los medios porosos que sera la base para los dos tipos de modelos de fractura de elementos de volumen que introduciremos. Finalmente la aplicacion de estos modelos a la prevision de la tenacidad de los materiales metalicos sera presentada y discutida.

3.1. Mecanismos y criterios

Formacion de cavidades

En muchos de los materiales utilizados en la construccion, las cavidades se inician en las inclusiones (Ex.: sulfuros en los aceros, compuestos intermetalicos en las aleaciones de aluminio). Cuando los nucleos de germinacion corresponden a particulas suficientemente grandes ($\geq 1\mu\text{m}$) y suficientemente espaciadas ($\geq 100\mu\text{m}$) la formacion de cavidades es discontinua. Puede entonces describirse por la mecanica del medio continuo [15]. A partir de la teoria de Eshelby [16], Beremin [17] demostro que la tension de fractura de las inclusiones o de la descohesion de la interfase entre las inclusiones y la matriz puede escribirse en la forma :

$$\sigma_d = \Sigma_1 + k(\sigma_{eq} - \sigma_0) \tag{5}$$

En esta expresion, Σ_1 es la mayor tension principal, σ_0 es el limite elastico del material, σ_{eq} la tension equivalente de Von Mises y k es una funcion de la forma de las particulas.

En otros materiales, la formacion de cavidades es continua. Se observa entonces que el numero de estas es una funcion creciente de la deformacion. En todos los casos, la descohesion es el resultado de las concentraciones de las tensiones provocadas por las incompatibilidades de deformacion entre la matriz y las particulas. Un estudio reciente relativo a un acero inoxidable bifasico (austenita + alrededor 20% ferrita) ha puesto claramente en evidencia este aspecto [18-20]. Se ha demostrado entonces, que en este material, la componente de la fraccion volumetrica de las cavidades ligada a la germinacion, df_n , era una funcion lineal de la deformacion y que dependia del estado de tension, sea :

$$df_n = A_n d\epsilon_{eq} \tag{6}$$

En esta relacion, $d\epsilon_{eq}$ es el incremento de deformacion plastica equivalente en el sentido de Von Mises y A_n es la velocidad de germinacion. En este material, se ha demostrado que el valor de A_n era extremadamente heterogeneo en el espacio, como puede imaginarse a partir de los datos de la figura 2. Puede observarse, en particular, que los puntos de germinacion se agrupan en forma de nodos cuyas dimensiones son del orden de $1 \times 1 \times 1 \text{ mm}^3$. En el interior de estos nucleos, se ha medido la distribucion de las densidades de cavidades y, por consiguiente, de los valores de A_n .

Crecimiento de las cavidades

Se dispone de un cierto numero de modelos de crecimiento de las cavidades (p.e. [21-23]). Por el contrario, el numero de datos experimentales es pequeno. En el modelo de Rice y Tracey [23] que es muy utilizado, la velocidad de crecimiento de las cavidades se expresa, para los valores importantes de la triaxialidad de las tensiones, σ_m/σ_{eq} , bajo la forma :

$$\frac{dR}{R} = \frac{1}{3} \frac{df}{(1-f)} = \alpha \exp\left(\frac{3}{2} \frac{\sigma_m}{\sigma_{eq}}\right) \times d\epsilon_{eq} \tag{7}$$

En esta expresion, R designa el radio de la cavidad supuestamente esferica, f la fraccion volumetrica de la porosidad, σ_m la componente de traccion hidrostatica y α una constante ($\alpha = 0,283$).

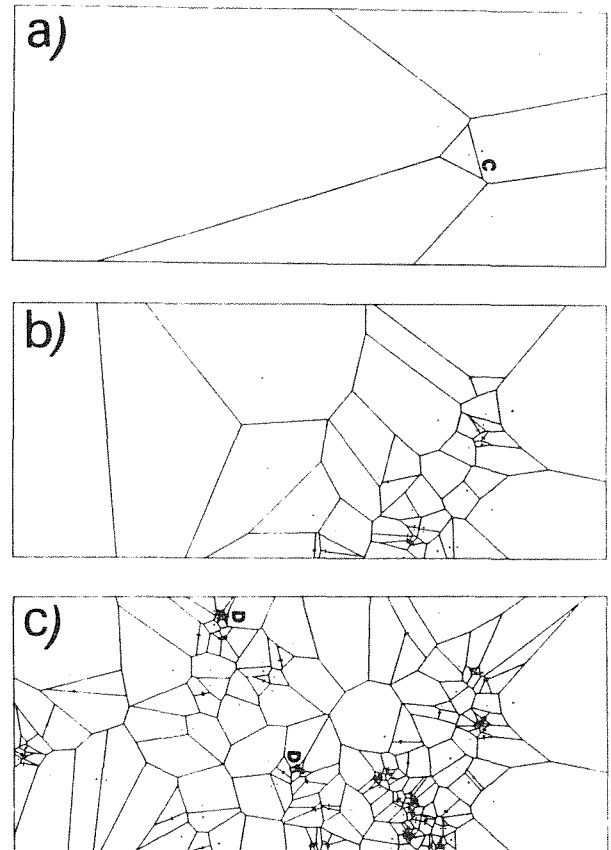


Fig.2. Acero duplex austeno-ferritico. Evolucion de la distribucion de microfisuras de clivaje en la ferrita con la deformacion; a) $\epsilon = 3.60\%$; b) $\epsilon = 7.20\%$; c) $\epsilon = 10.7\%$. En la figura, la traccion uniaxial corresponde a la horizontal. Los microfisuras estan señaladas gracias a las celulas de Voronoi.

Los pocos datos experimentales de los que disponemos (ver, p.e. [24]) parecen indicar que la variacion exponencial prevista por esta ley esta bastante bien verificada. Sin embargo, el termino preexponencial, α es una funcion creciente de la fraccion de cavidades, f . La relacion (7) subestima pues, la velocidad de crecimiento. Frecuentemente se enuncian dos razones para explicar esta diferencia. La primera se apoya en el hecho de que la ecuacion (7) no tiene en cuenta las interacciones entre las cavidades. La segunda explicacion reside en el hecho de que, en la mayoria de los materiales, deben distinguirse dos poblaciones de inclusiones. Una esta formada por particulas grandes mientras que la otra corresponde a las fases endurecedoras : carburos en los aceros y precipitados en el endurecimiento por precipitacion estructural de las aleaciones de aluminio. El problema de la doble poblacion de cavidades ha sido tratado teoricamente por Leblond y

Perrin [25], mientras que Marini y al. [24] han demostrado que el crecimiento de las cavidades mayores puede acelerarse por la presencia de cavidades mas pequeñas que las rodean.

Coalescencia - Modelo desacoplado de la fractura ductil
 La ultima etapa de la fractura ductil es la menos conocida. McClintock [26] fue el primero en proponer que la fractura se produce cuando la fraccion de cavidades alcanza un valor critico, f_c . Esta idea fue retornada por Beremin [17] para establecer asi un criterio de fractura simple. Este modelo que denominaremos en adelante "modelo desacoplado" en la medida en que, contrariamente a los modelos presentados a continuacion no hay acoplamiento entre el endurecimiento por deformacion y el comportamiento del material.

Si admitimos esta hipotesis, la relacion (7) indica que para un trayecto de carga para el caso en el que la triaxialidad de las tensiones se mantiene constante, la cantidad de crecimiento critico $(R/R_0)_c$ donde R_0 es el radio inicial de las cavidades (a menudo tomado como el tamaño de la inclusion) viene dado por :

$$\ln (R/R_0)_c = 1/3 \times \ln (f/f_c) = \alpha \epsilon_R \exp (3\sigma_m/2\sigma_{eq}) \tag{8}$$

De esta forma, al comienzo, como viene indicado en la figura 3, se debe observar, en un diagrama semilogaritmico donde ϵ_R es la deformacion a la fractura, una pendiente de $-3/2$ cuando la fractura esta controlada unicamente por la fase de crecimiento, siendo la germinacion casi instantanea. Se ha demostrado efectivamente que en un cierto numero de casos : aceros ferriticos conteniendo inclusiones de MnS [27] y, mas recientemente, aleaciones de aluminio con diferentes contenidos en Si y Fe, que la relacion (8) se cumplia bastante bien. En estas condiciones, se dispone de un metodo muy sencillo para establecer el criterio de fractura.

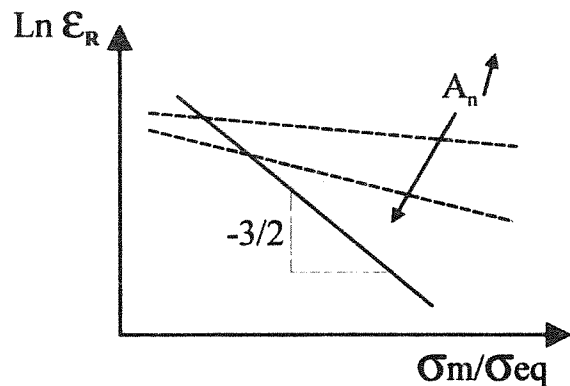


Fig. 3. Esquema que muestra la variacion de la ductilidad con el porcentaje de triaxialidad de las tensiones.

Este metodo se apoya en diferentes ensayos llevados a cabo en probetas de simetria axial entalladas, con facilidad de calculo por el metodo de elementos finitos. Variando el radio de las entallas, se modifican facilmente los volumenes del termino de triaxialidad a la fractura. Con ayuda de un extensometro diametral, es suficiente para

determinar la deformacion a la fractura media $\bar{\epsilon}_R$, y a continuacion con la ayuda de los resultados de calculo, realizarlo para los valores de la deformacion en el centro de las probetas, $\bar{\epsilon}_R$.

Es necesario hacer notar que para un cierto numero de casos, como son los aceros inoxidable duplex mencionados anteriormente, no es posible admitir que la germinacion de cavidades es instantanea. Si a pesar de ello la fractura se produce siempre para un valor critico de la porosidad f_c , es facil demostrar que, con una ley de germinacion lineal (Eq.6), la deformacion a la fractura se expresa en la forma [19-20] :

$$\bar{\epsilon}_R = \frac{1}{K} \cdot \ln [1+K(f/A_n)_c] \tag{9}$$

donde $K = 3 \alpha \exp (3\sigma_m/2\sigma_{eq})$. Esta expresion se halla esquematizada en la figura 3. Cuando el valor de A_n aumenta, la ductilidad no presenta una dependencia tan fuerte de σ_m/σ_{eq} como cabia esperar ya que, en tales condiciones, la germinacion (supuestamente independiente del estado de tensiones) predomina sobre la fase de crecimiento. Se dispone asi, con ayuda de resultados aportados en la forma indicada en la figura 3, de un diagnostico simple sobre la fase preponderante en el esquema de fractura de un material. Esta aproximacion, a pesar del hecho de ser sencilla y eficaz, no permite explicar el origen de la fractura. Para seguir en esta direccion, es necesario introducir la mecanica de los medios porosos.

3.2. Mecanica de los medios porosos

La mecanica de los medios porosos se emplea cada vez mas para describir la inestabilidad debida a la coalescencia de las cavidades. Varios potenciales se utilizan para describir el efecto del debilitamiento asociado a la germinacion y al crecimiento de las cavidades. Todos estos potenciales contrariamente al caso de la plasticidad clasica hacen intervenir la presion hidrostatica (ver p.e. Gurson [29] y Rousselier [30-31]) como se indica esquematicamente en la figura 4. En particular, el criterio de Gurson modificado por Tvergaard [32] se expresa en la forma :

$$\frac{\sigma_{eq}^2}{\sigma_Y^2} + 2 q_1 \cosh \left[q_2 \frac{3}{2} \frac{\sigma_m}{\sigma_Y} \right] - 1 - q_3 f^2 = 0 \tag{10}$$

En esta relacion, designa la resistencia a la deformacion plastica de la matriz no afectada, q_1 , q_2 y q_3 son constantes tales que $q_1 = 1,50$, $q_2 = 1$ y $q_3 = q_1^2$. Puede demostrarse facilmente que, despreciando el termino $q_3 f^2$, de la fraccion de cavidades debida al crecimiento, viene dada por :

$$d\epsilon_{ii} = df/(1-f) = \frac{3}{2} f q_1 \sinh h \left[\frac{3}{2} \frac{\sigma_m}{\sigma_Y} \right] d\epsilon_{eq} \tag{11}$$

Se puede notar que, para valores elevados del porcentaje de triaxialidad, esta relacion es muy parecida a la de Rice

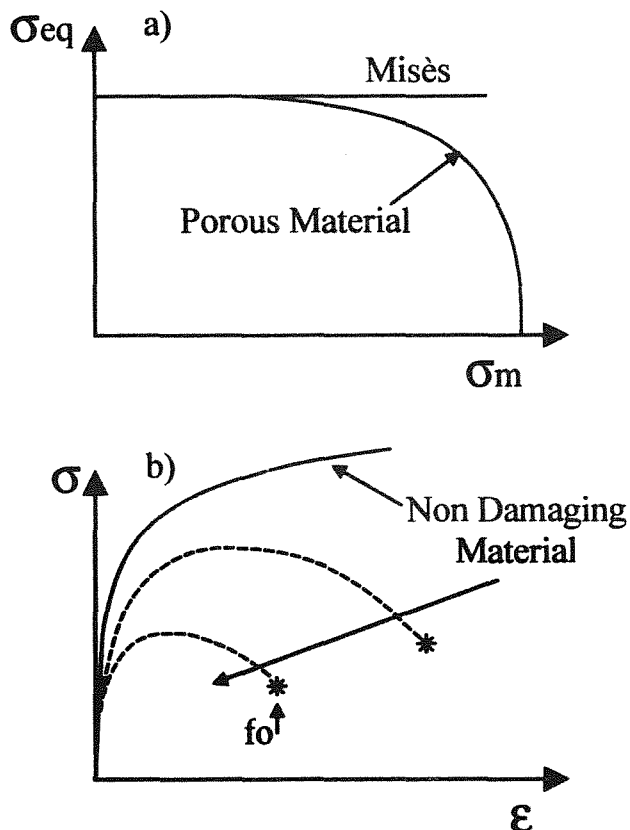


Fig. 4. Plasticidad de medios porosos deteriorables. a) Forma del potencial, b) Esquema que enseña el ablandamiento provocado por el deterioro.

y Tracey (Eq.7). Como esta indicado en la figura 4b, el efecto de debilitamiento compensa sobradamente el efecto de la acritud de la matriz de tal manera que para valores de deformacion elevados, la curva inicial σ - ϵ pasa por un maximo. En los calculos para elementos de volumen, Mudry [33] ha supuesto que la localizacion de la deformacion y la fractura se producen en el maximo de la curva σ - ϵ , es decir cuando :

$$d\sigma_{eq}/d\epsilon_{eq} = 0 \quad (12)$$

Cuando la nucleacion es continua, es posible considerar las dos contribuciones a la deformacion de la porosidad; la asociada a la nucleacion (dada p.e. por una relacion del tipo de la ecuacion 6) y la correspondiente al crecimiento. Las curvas σ - ϵ correspondientes se muestran en la figura 5a para un valor dado de triaxialidad. Cabe remarcar el importante efecto de la velocidad de nucleacion A_n . Utilizando la relacion 12, se puede entonces predecir la evolucion de la ductilidad calculada en funcion de la cantidad de triaxialidad σ_m/σ_{eq} (Fig.5b). Se observa entonces, que la ductilidad es tanto menos sensible a la triaxialidad como el valor de A_n crece. Se trata de un resultado ya anunciado, de manera cualitativa (Fig.3) y al cual se esperaba llegar.

De hecho, la mayor parte de investigadores que utilizan el potencial de Gurson hacen intervenir, a partir de un valor critico de la porosidad, f_c , una aceleracion de f , como se

indica esquematicamente en la figure 4b. Se hace, entonces, intervenir una fraccion efectiva, f^* , tal que :

$$f^* = f \quad \text{si } f < f_c$$

$$f^* = f_c + \left[\frac{1/q_1 - f_c}{f_u - f_c} \right] (f - f_c) \quad \text{si } f > f_c \quad (13)$$

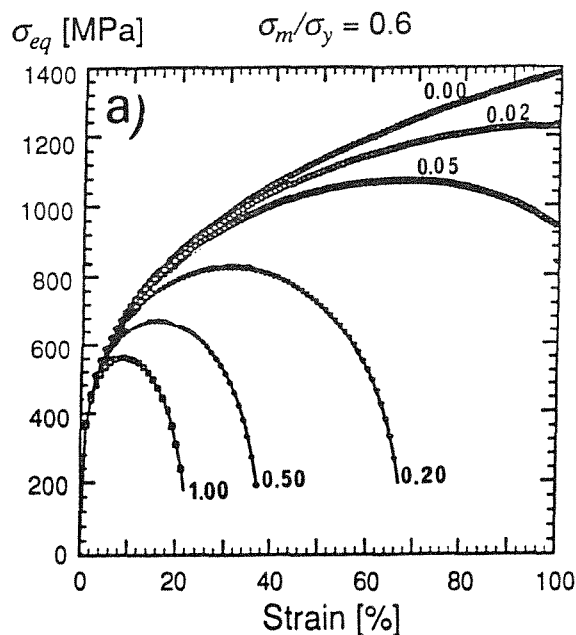


Fig.5. Efecto de la germinacion de cavidades, a) desconsolidacion creciente de A_n , b) ductilidad calculada en funcion del porcentaje de triaxialidad.

Si no se introdujera este efecto de aceleracion, se sobreestimarian, de manera general, las ductilidades de los materiales. Esto se debe, sin duda, al hecho de que se supone que el deterioro se reparte de forma uniforme, lo que no es el caso, como demostraremos mas adelante. Asi pues, podemos decir que, en esta forma, el potencial de Gurson y el criterio de fractura asociado se encuentran cercanos del introducido anteriormente y que hacia

intervenir una fraccion critica de cavidades. El interes esencial de estos potenciales reside sin embargo en la medida en que permiten describir numericamente el progreso del deterioro y sobre todo la formacion de zonas fracturadas.

3.3. Tres clases de modelos de fractura ductil para elementos de volumen

Se pueden agrupar los modelos de fractura de los elementos de volumen en los cuales los gradientes de tensiones y de deformaciones y, por consiguiente los del deterioro son debiles, en tres categorias : (i) modelos totalmente desacoplados; (ii) modelos parcialmente acoplados; (iii) modelos totalmente acoplados.

. Modelos desacoplados

En estos modelos completamente desacoplados, las leyes de comportamiento (ecuaciones descriptivas) no hacen intervenir el deterioro. Se propone un criterio de fractura de forma general :

$$\phi_c = \int_0^{\epsilon_R} f(\sigma, \epsilon_{eq}) d\epsilon_{eq} \quad (14)$$

El criterio del porcentaje de crecimiento critico de las cavidades introducido anteriormente (Eq.8) pertenece a esta familia. Se puede señalar tambien la existencia de otros criterios empleados a menudo en el campo del conformado (Ex : Latham y Cockcroft [34], Oyane [35] y Norris y al. [36], etc).

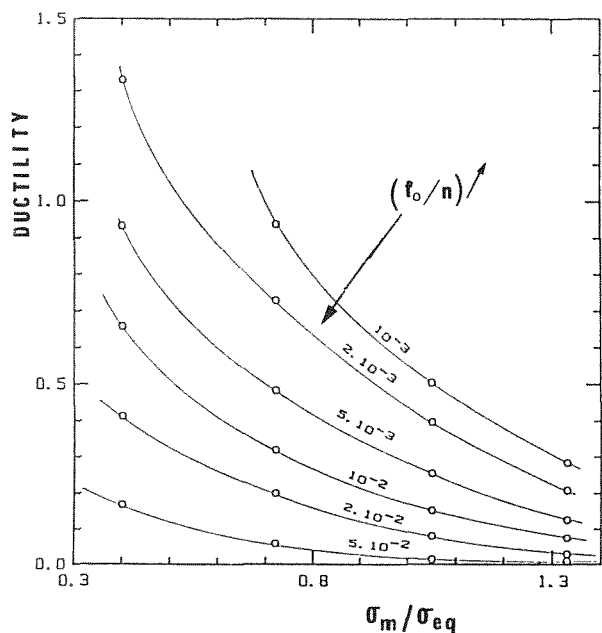


Fig. 6. Ductilidad en funcion del porcentaje de la triaxialidad de las tensiones, σ_m/σ_{eq} para los valores crecientes de la relacion f_0/n .

Ya se ha dicho que la utilizacion de estos criterios es simple. El mayor inconveniente es la ausencia de bases fisicas generales. De modo que si nos limitamos al criterio del porcentaje de crecimiento critico, $(R/R_0)_c$ o f_c , calculado a partir de la ecuacion 7, y que lo aplicamos a

los materiales clasicos de construccion como los aceros y las aleaciones de aluminio de alta resistencia, se halla que, a menudo, los valores de $(R/R_0)_c$ son inferiores a 2, lo que conduce a valores de $(f/f_0)_c$ inferiores a un orden de las fracciones de inclusiones siendo, frecuentemente, inferiores a 0,1%, ello conduce a fracciones de cavidades calculadas a fractura del orden de 1%. Se entiende mal como unos valores de la porosidad tan debiles pueden iniciar la fractura. De esta manera resulta esencial hacer intervenir la distribucion heterogenea de las fracciones, como ha sido mostrado esquematicamente en el caso de un material particular (fig.2). Este efecto de heterogeneidad se tiene en cuenta en la segunda clase de modelo.

. Modelos parcialmente acoplados

En estos modelos, los calculos de estructura se hacen, como anteriormente, utilizando las ecuaciones descriptivas (leyes de comportamiento) que no hacen intervenir el deterioro. Esta hipotesis es tanto mas justificada cuanto que la fraccion media de cavidades es debil. Al contrario, localmente se acopla el comportamiento y el deterioro por medio de potenciales de tipo Gurson.

En un elemento de volumen (volumen V) importante en comparacion con las heterogeneidades microestructurales, se distribuyen las celulas de deterioro; su probabilidad de presencia se denomina P. Para una celula que encierra una fracion inicial f_0 , el esquema de la figura 4b indica que la fractura se produce supuestamente para un valor de la deformacion local, ϵ_{micro} . Con un modelo en el que se supone que todas las celulas estan sometidas a la misma tension, esta fractura local provoca la fractura del elemento de volumen. Se acude de esta manera a una nocion de malla mas debil, de modo que el criterio esta formulado de manera estadistica. La probabilidad de fractura puede escribirse como sigue :

$$P_R = 1 - \exp [-P V/V_0] \quad (15)$$

en la cual P es la probabilidad de arrastrar una celula elemental que da lugar a una velocidad de germinacion superior a A_n o a una fracion inicial de cavidades f_0 superior a f_c y V_0 el volumen de celulas elementales.

Esta teoria es facil de utilizar ya que los calculos a la fractura son realizados en post-tratamiento de los calculos de estructura. Esta teoria prevee un efecto de escala que por desgracia no ha sido estudiado de manera amplia en la literatura, contrariamente a lo que ocurre con el hormigon (ver p.e [37]). Este analisis ha sido aplicado a la fractura ductil de diversos tipos de aceros C-Mn-Ni-Mo por Mudry [33], este suponía que las inclusiones estaban distribuidas segun una ley de Poisson. Los resultados de esta aplicacion estan consignados en la figura 6 en donde se observa que en primera aproximacion, para materiales que siguen una ley de acritud potencial ($\sigma = k\epsilon^n$) las variaciones de la ductilidad con el porcentaje de triaxialidad tan solo dependen de la proporcion f_0/n . Mas recientemente, el mismo tipo de modelo ha sido aplicado a aleaciones de aluminio de alta resistencia. En este caso se ha demostrado que las fracciones locales deben ser, en termino de media, 5 a 10 veces superiores a las fracciones medias para dar cuenta de la ductilidad de estos materiales [28]. Tales distribuciones de fracciones de volumen han sido medidas por metalografia cuantitativa [38]. Este modelo ha sido tambien utilizado para interpretar la

dispersion de los resultados de ductilidad obtenidos para un acero inoxidable bifasico asi como para interpretar los efectos de escala observados en este material.

. Modelos totalmente acoplados

De manera general, es necesario considerar el efecto de la distribucion de las cavidades sobre la fractura ductil y recurrir a los modelos en los que, se debe hacer intervenir, desde la fase de calculo de estructura, al acoplamiento entre el comportamiento del material y su deterioro. Los aceros inoxidables bifasicos a los que se ha hecho referencia precedentemente (fig.2) dan un buen ejemplo. El efecto de una distribucion no uniforme de cavidades sobre la localizacion de la deformacion y la fractura ya ha sido estudiado por Becker [39]. El potencial Gurson-Tvergaard ha sido utilizado para simular la tenacidad de probetas entalladas, particularmente de probetas Charpy U, (fig.7)[19,20,40]. Se distribuyen las celulas con diferentes valores de A_n utilizando una simulacion de tipo Monte Carlo. La figura 7b da un ejemplo de distribucion simplificada de los valores A_n . La modelizacion se hace en deformacion plana. Esta es bidimensional en la medida en la que se supone que los nucleos son cilindros de seccion $1 \times 1 \text{ mm}^2$ y de longitud igual a la anchura de las probetas. En la figura 7 se han reproducido los resultados de tres simulaciones numericas de las curvas carga-desplazamiento que hacen intervenir valores de A_n distribuidos. Se pueden comparar estos valores al resultado obtenido con un valor de A_n

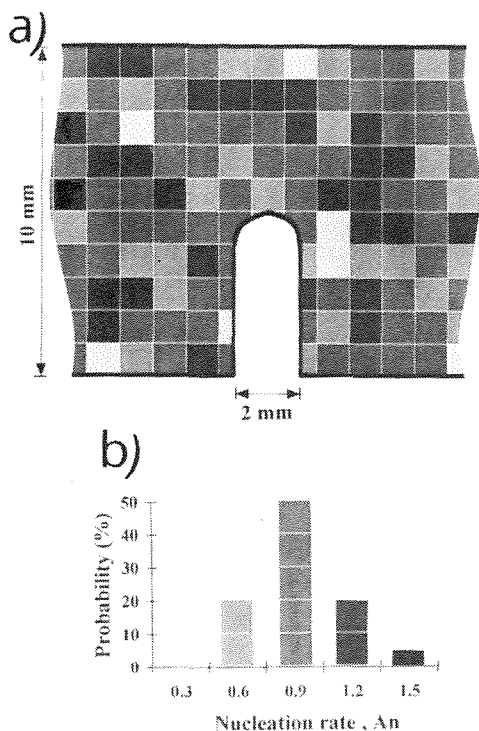


Fig. 7. Simulación numérica por el método de Monte-Carlo de la fractura de probetas Charpy U. Acero Duplex, a) Distribución de células en las probetas, b) Ley de distribución de los A_n .

uniforme. Se observa que, en todos los casos, el efecto de ablandamiento debido a la presencia de cavidades se traduce por la existencia de un máximo en la curva de

carga. Este máximo coincide con la iniciación de la fisura como se puede comprobar en la figura 8. De manera general, la iniciación de la fisura se produce más bien cuando los valores de A_n se encuentran distribuidos. Esto se entiende cómodamente en la medida en que la probabilidad de encontrar una célula correspondiente a un fuerte valor de A_n alrededor de la entalla es entonces más importante.

Es importante de subrayar que, en esta modelización, el material se fractura cuando la fracción de volumen local alcanza el valor $1/q_1 = 0,66$ y no un valor f_c escogido de manera más o menos arbitraria como está indicado esquemáticamente en la figura 4b en la modificación del potencial de Gurson introducida por Tvergaard [32]. Por otro lado, el principal interés de este modelo totalmente acoplado reside en el hecho de que es capaz de reproducir no solo la iniciación de fisura sino también la propagación de las fisuras (fig.8). El principal inconveniente es que los cálculos resultan pesados. Deberían ser realizados en tres dimensiones para representar con más fidelidad la microestructura del material.

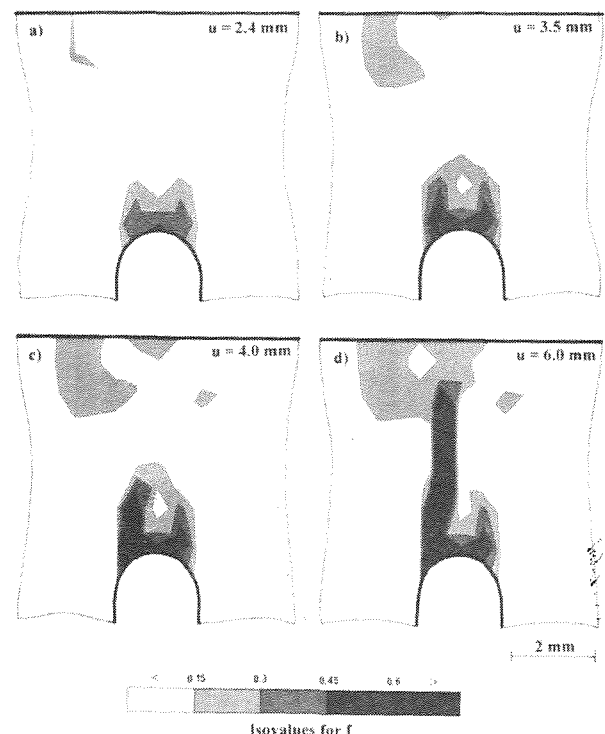


Fig. 8. Resultado de la simulación de la fractura de los probetas Charpy U para valores crecientes del desplazamiento.

3.4. Aplicación a la tenacidad

En los límites de este artículo, no es posible exponer, de manera detallada, las utilidades que han sido hechas de la aproximación local para prever la tenacidad de los materiales. Nos limitaremos a prever algunas indicaciones y indicar las ideas directrices.

La primera dificultad está relacionada con los gradientes elevados de tensiones y de deformaciones en punta de la

fisura. Numerosos modelos de aproximacion local introducen una distancia característica, λ , llamada zona de elaboracion de la fractura. Se toman las medias de tensiones y deformaciones sobre esta distancia. En los calculos por elementos finitos, esta distancia representa la talla de las primeras mallas situadas en punta de fisura. La eleccion de esta distancia λ no es demasiado critica cuando los mecanismos elementales de la fractura estan controlados por las tensiones. Esto es debido al efecto de la zona COD de la fisura que reduce los gradientes de tensiones. En cambio, la eleccion de λ es demasiado importante cuando la fractura depende esencialmente de las deformaciones, lo que es debido habitualmente en el caso de la fractura ductil. Teoricamente, la utilizacion de las leyes de comportamiento (ecuaciones descriptivas) acopladas rebaja esta dificultad. Por otra parte, algunas tentativas se han llevado a cab para recurrir a las aproximaciones no-locales en las que una distancia característica es tambien introducida pero, esta vez, no esta directamente relacionada con la talla de la malla.

A pesar de esta dificultad, modelos basados sobre este metodo han sido establecidos y resultan muy utiles. Para un relato mas completo, se podra consultar la referencia [41]. De modo que, en caso de materiales para los que la germinacion de cavidades es casi-instantanea, se puede calcular el porcentaje medio de crecimiento de las cavidades en la punta de las fisuras y suponer que habra la iniciacion de fisura cuando el porcentaje alcance el valor determinado con las probetas entalladas, como se ha dicho anteriormente. Resultados satisfactorios han sido obtenidos de esta manera para la determinacion de la tenacidad, J_{IC} de los aceros ferriticos C-Mn-Ni-Mo [41]. En plasticidad confinada se ha podido establecer una relacion semi-analitica entre el valor J_{IC} y el porcentaje de crecimiento critico de las cavidades $(R/R_0)_c$ [1]:

$$J_{IC} = \alpha \lambda \sigma_0 \ln (R/R_0)_c \tag{16}$$

en que λ ha sido definido como la distancia media entre inclusiones en un plano perpendicular al frente de fisura y α es un factor numerico. Este modelo ha sido tambien utilizado para mostrar que, en plasticidad extendida, el valor de J_{IC} no es una magnitud intrinseca, pero depende de la geometria, como se ha indicado anteriormente. En particular, se ha podido mostrar que el valor de J_{IC} calculado a partir del criterio $(R/R_0)_c$ es mas importante para geometrias de probetas del tipo traccion (CCP) que para probetas del tipo flexion (CT con fisura profunda). De esta manera se vuelve a encontrar un resultado que ha sido el objeto de correlaciones J-Q propuestas por ciertos autores.

Modelos del mismo tipo (no acoplados o parcialmente acoplados) han sido tambien aplicados en casos en los que la fase de germinacion no puede ser omisible y en los que esta se produce de manera continua, como se ha visto para los aceros inoxidables bifasicos. Un modelo del mismo tipo que el que se utiliza para los elementos de volumen y que estan basados sobre una simulacion de tipo Monte-Carlo ha sido por lo tanto puesta a punto. Para los detalles, se podra consultar la referencia [42]. Los resultados de las simulaciones numericas se observan en la figura 9. Corresponden a probetas CT de 18 mm de espesor. La comparacion con algunos datos experimentales se puede hacer, obteniendose un acuerdo bastante bueno. Este

modelo ha sido tambien utilizado para abordar los efectos de escala. Se han modelizado probetas CT de misma dimension en el plano, pero de espesor variable. Los resultados obtenidos (fig.10) muestran que los valores medios de la tenacidad $J_{0,2}$ tienden a disminuir con el espesor, pero sobre todo que la dispersion es inferior cuando el espesor aumenta. El comportamiento esperado puede tener aplicaciones practicas importantes para la sistematica de los ensayos y para la evaluacion de los valores mas debiles.

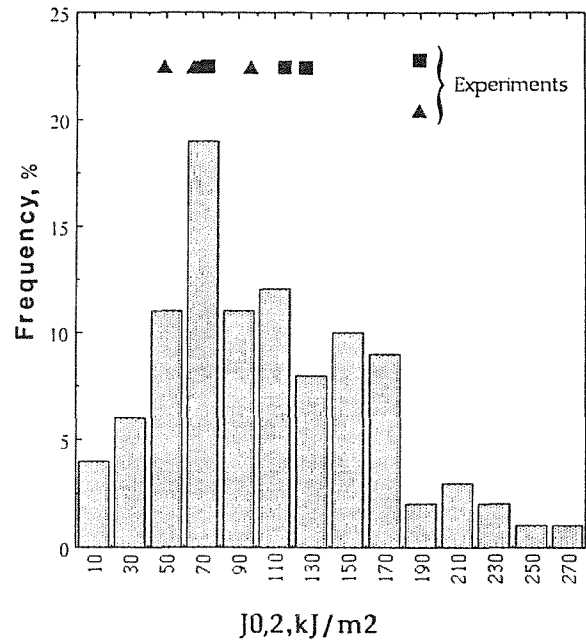


Fig. 9. Comparacion entre los resultados experimentales y los calculos de la tenacidad del acero inoxidable duplex.

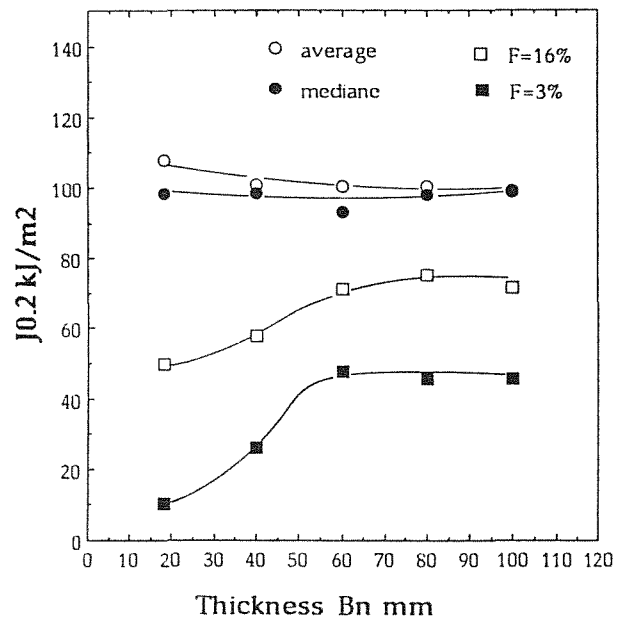


Fig. 10. Acero inoxidable duplex. Variacion de la tenacidad con el espesor de las probetas.

La utilizacion de modelos totalmente acoplados para describir la iniciacion de fisura y la propagacion ductil de las fisuras es reciente (ver ejemplos [43,44]). Estos autores han utilizado un potencial de Gurson para calcular el

crecimiento de las cavidades y la fractura en las celulas disqueadas en la punta de fisura, se supone que la talla de las celulas es del orden de magnitud de la distancia media entre inclusiones. Los efectos del confinamiento relacionados con las geometrias de las probetas han sido estudiados con ayuda de los parametros T o Q. De esta manera Xia y Shih [43] han mostrado que, con las probetas de flexion 3 puntos, los valores de la curva J- Δa son mas debiles para las figuras profundas que las pequeñas fisuras. De modo que se dispone, gracias a la aproximacion local de la fractura y, como ha sido citado anteriormente [42]) de un metodo mucho mas general y mas satisfactorio que las correlaciones J-T o J-Q para explicar los efectos de la geometria. El interes aun mas importante reside en la utilizacion de calculos de estructura como los de discos en rotacion [45]. Estos autores han mostrado que la aplicacion local basada sobre el potencial de Rousselier permite de dar cuenta de la fractura de estos componentes.

Conclusions

La aproximacion global con dos parametro. (J-T, J-Q) presenta inconvenientes y no puede explicar todas las condiciones de fractura. La aproximacion J-T tiene la ventaja de ser simple. La aproximacion local de fractura es mas general y, teoricamente, debe describir mejor todas las estricciones que se pueden encontrar en la medida en que se apoya sobre una descripcion fisica de los mecanismos de fractura. Sin embargo, esta necesita un esfuerzo particular para calcular el campo de tensiones y de deformaciones en la punta de la fisura. Se desarrollaran los modelos parcialmente o totalmente acoplados en los cuales se acopla el comportamiento con el deterioro. Estos permiten particularmente tener en cuenta los efectos de la heterogeneidad en la microestructura de los materiales.

Agradecimientos

El autor quisiera agradecer a todos sus estudiantes y sus colegas asi como a las sociedades industriales y ministeriales que lo han apoyado (DSIN, EDF, Framatome, CEA, etc...). Le damos las gracias a M.T. FARRE y al Dra N. LLORCA-ISERN que han traducido este manuscrito, asi como a Mme H. BEAUGENDRE que ha tenido la gentileza de pasar a maquina el manuscrito.

4. REFERENCIAS

- [1] Mudry, F., Di Rienzo, F. y Pineau, A. ASTM STP 995, 24-39, (1989).
- [2] Pineau, A. "Global and Local Approach to brittle fracture of ferritic steels", The 25th Israel Conf. on Mechanical Engineering, Haifa, 25-26 May (1994).
- [3] Williams, M.L., J. Appl. Mech. Vol.24, 109-114, (1957).
- [4] Larsson, S.G. y Carlson, A.J., J. Mech. Phys. Solids, Vol.21, 263-278, (1973).
- [5] Sham, T.L. Int. J. Fracture, Vol.48, 81-102, (1991).
- [6] Levers, P.S. y Radon, J.C. Int. J. Fracture, Vol.19, 311-325, (1982).
- [7] Kfourri, A.P., Int. J. Fracture, Vol.30, 301-315, (1986).
- [8] Parks, D.M. in "Topics in Fatigue and Fracture". Ed. A.S. Argon, Springer Verlag, 59-98, (1992).
- [9] Hancock, J.W. in "Topics in Fatigue and Fracture". Ed. A.S. Argon, Springer Verlag, 99-144, (1992).
- [10] Betegon, C. y Hancock, J.W. in ECF8, "Fracture behaviour and design of materials and structures". Eds. D. Firrao, 999-1002, (1990).
- [11] Sumpter, J.D.G. y Forbes, A.T. "Shallow crack fracture mechanics. Toughness and applications". TWI Cambridge (U.K.). 23-24 Sept. (1992).
- [12] Parks, D.M. "Three-dimensional aspects of HRR dominance in "Defect assessment in components - Fundamentals and applications". ESIS/ECF9 eds. Blauel, J.G. and Schwalbe, K.H., 205-231, (1991).
- [13] O'Dowd, N.P. y Shih, C.F., J. Mech. Phys. Solids, Vol.39, 989-1015, (1991).
- [14] Dodds, R.H., Shih, C.F. y Anderson, T.L. Int. J. of Fracture, Vol.64, 101-133, (1993).
- [15] Argon, A.S., Im, J. y Safoglu, R., Met. Trans., Vol.6A, 825-837, (1975).
- [16] Eshelby, J.D., Proc. Royal Soc., Vol.A241, 375, (1967).
- [17] Beremin, F.M., Cavity formation from inclusions in ductile fracture of A.508 steel. Met. Trans., Vol.12A, 723-731, (1981).
- [18] Joly, P., Cozar, R. y Pineau, A., Scripta Metallurgica et Materialia, Vol.24, 2235-2240, (1990).
- [19] Joly, P., Meyzaud, y.y Pineau, A., in "Advances in Fracture/Damage models for the analysis of engineering problems" AMD, ASME, Vol.137, 151-180, (1992).
- [20] Joly, P. y Pineau, A., Modelling of the effect of thermal aging of duplex stainless steels on their fracture toughness. To appear in Scandinavian Journal of metallurgy (1996).
- [21] Berg, C.A., Proc. 4th U.S. National Congress of Applied Mechanics, Univ. of California, June 18-21, (1962).
- [22] Mc Clintock, F.A., J. App. Mech. Vol.35, 363-371, (1968).
- [23] Rice, J.R., y Tracey, D.M., J. Mech. Phys. Solids, Vol.17, 201-207, (1969).
- [24] Marini, B., Mudry, F. y Pineau, A. Eng. Fracture Mechanics, Vol.22, 989-996, (1985).

- [25] Perrin, G. y Leblond, J.B., *Int. J. Plasticity*, Vol.6, 677-699, (1990).
- [26] Mc Clintock, F.A., Plasticity aspects of fracture, in *Fracture*, Liebowitz, H. Ed., Vol.3, 47-225, (1971).
- [27] Pineau, A. Review of fracture micromechanisms and a local approach to predicting crack resistance in low strength steels in François et al, Ed. "Advances in Fracture Research" ICF5, Cannes, 553-577, (1981).
- [28] Pineau, A. Modelling micromechanisms and statistical features of ductile fracture, ECF10 "Structural Integrity", Ed. Schwalbe K-H. y Berger, C., Vol.1, 37-51, (1994).
- [29] Gurson, A.L., *J. of Eng. Materials and Technology*, Vol.93,2, (1977).
- [30] Rousselier, G. Finite deformation constitutive relations including ductile fracture damage, in "Three dimensional constitutive relations and ductile fracture", Nemat-Nasser Ed., North Holland, 331, (1981).
- [31] Rousselier, G. *Nuclear Engineering and Design*, Vol.105, 97-111, (1987).
- [32] Tvergaard, V. *Int. J. of Fracture*, Vol.17, 389, (1981).
- [33] Mudry, F. Etude de la rupture ductile et de la rupture par clivage d'aciers faiblement alliés, PhD Thesis, Université de Technologie de Compiègne (1982).
- [34] Cockcroft, M.G. y Latham, D.J. *J. Inst. of Metals*, Vol.33,33, (1968).
- [35] Oyane, M. *Bull. J.S.M.E.*, Vol.15, 1507, (1972).
- [36] Norris, D.M., Reough, J.E., B. y Quinones, D.F., *J. Eng. Mat. Tech.* Vol.100, 279, (1978).
- [37] Elices, M. y Planas, J. in "Applications of fracture mechanics to reinforced concrete". Capinteri A., Ed., Elsevier Applied Science, Chap.5, 169-200, (1992).
- [38] Achon, P. Comportement et ténacité d'alliages d'aluminium à haute résistance. Thèse Ecole des Mines, (1994).
- [39] Becker, R. *J. Mech. Phys. Solids*, Vol.35, 377, (1987).
- [40] Besson, J., Devillers-Guerville, L., Joly, P. y Pineau, A. Statistical modelling of damaging duplex stainless steels. IUTAM Symp "Micromechanics of Plasticity and Damage of Multiphase Materials", Sèvres, 28 Août-1st Sep. (1995).
- [41] Pineau, A. Global and local approaches of fracture. Transferability of laboratory test results to components in Argon, A.S., Ed. "Topics in fracture and fatigue" Springer Verlag, 196-234, (1992).
- [42] Joly, P., Pineau, A. y Meyzaud, Y. in *Mecamat 93*, Int. Seminar on micromechanics of materials, Eyrolles, 210-221, (1993).
- [43] Xia, L. y Shih, C.P. *J. Mech. Phys. Solids*, Vol.43, 233-259, (1995).
- [44] Xia, L., Shih, C.F. y Hutchinson, J.W. *J. Mech. Phys. Solids*, Vol.43, 389-413, (1995).
- [45] Bilby, B.A., Howard, I.C. y Li, Z.H. *Fatigue Fract. Engng. Mater. Structures*, Vol.16, 1-20, (1992).
-