

DETERMINACION NUMERICA Y EXPERIMENTAL DE LA INFLUENCIA DE LA GEOMETRIA EN LA CURVA R DE UN ACERO MICROALEADO DE ALTA RESISTENCIA.

C.Betegón*,C.Rodríguez**,F.J.Belzunce**,J.J.del Coz*

*E.T.S.Ingenieros Industriales.Dep.Construcción.
Crtra. de Castiello s/n. 33204-Gijón

**Instituto Tecnológico de Materiales de Asturias.
Parque Tecnológico de Asturias. 33428-Llanera

Resumen.- El efecto de la relación a/W sobre las curvas R es un importante factor a considerar a la hora de relacionar los resultados de laboratorio y el comportamiento de las geometrías reales. Las probetas de flexión con grietas largas, con una relación $a/W=0.5$, son las más utilizadas en los ensayos de laboratorio, mientras que las condiciones de servicio de una grieta en una estructura real (habitualmente grietas superficiales) se describirán mucho mejor con grietas cortas. En este trabajo, se han determinado experimental y numéricamente las curvas R de dos probetas de flexión con relaciones $a/W=0.5$ y $a/W=0.2$. El comportamiento se ha descrito mediante un análisis por elementos finitos de las mismas, donde el proceso de propagación de la fisura se ha modelizado utilizando una teoría de plastificación de Gurson, con objeto de reproducir el proceso de nucleación, crecimiento y coalescencia de microcavidades que produce la fractura dúctil. Los parámetros del material necesarios para tal modelizado se han determinado experimentalmente y mediante la comparación de resultados numéricos y ensayos de laboratorio sobre probetas axisimétricas con entalla circular.

Abstract.- The R-Curves of two types of single edge notched bending specimens (with crack to width ratio, of 0.2 and 0.5 respectively) were numerically and experimentally determined. A finite element analysis has been performed and crack propagation processes have been modeled by means of the Gurson plastic Theory, which takes into account the different stages of nucleation, propagation and coalescence of micro voids during the material ductile fracture. The material parameters which have to be used in the model have been experimentally determined using circular notched axisymmetric specimens.

1.INTRODUCCION.

Las condiciones locales de tensión y deformación en el frente de una fisura condicionan el comportamiento dúctil de una estructura, al determinar el crecimiento de las microcavidades que caracterizan el proceso de fractura, produciendo una "zona de daño". Esto hace que los modelos constitutivos de daño sean capaces de describir el efecto de dicha triaxialidad. Uno de estos modelos, es el denominado modelo de Gurson, en el cual el proceso de rotura es el resultado de la pérdida de rigidez local que experimenta el material cuando el contenido de microcavidades alcanza un valor crítico, f_c , sobre una determinada distancia l_c . Los modelos micromecánicos presentan la ventaja de que sus parámetros característicos pueden utilizarse para diferentes geometrías, y ni siquiera es necesario utilizar probetas previamente fisuradas. Por tanto, pueden ser obtenidos a partir de ensayos muy sencillos, como tracciones sobre probetas sin entallar o con entallas redondeadas, en base a una metodología que combina ensayos y simulaciones numéricas.

El presente trabajo describe brevemente los fundamentos de modelo de Gurson [1], el significado de los distintos parámetros y su determinación por medio de simulación numérica y ajuste de datos experimentales. Por último, se estudiará la capacidad de modelo para predecir las curvas R de distintas geometrías.

2.MODELO CONSTITUTIVO

Los metales y aleaciones utilizados habitualmente contiene inclusiones y partículas de segunda fase en los cuales, debido a la deformación plástica, se nuclean y crecen microcavidades hasta que se produce una rotura local de la matriz. Definiendo la porosidad como el cociente del volumen de cavidades y el volumen total de material en una celda unidad, su evolución constará de dos términos, los correspondientes a nucleación y crecimiento.

$$\dot{f} = \dot{f}_n + \dot{f}_c \quad (1)$$

La nucleación se considerará controlada por la deformación plástica de la matriz

$$\dot{f}_n = A \dot{\epsilon}_m^p \quad (2)$$

donde

$$A = \frac{f_n}{s_n \sqrt{2}} \exp\left(-\frac{1}{2} \left(\frac{\epsilon_m^p - \epsilon_n}{s_n}\right)^2\right) \quad (3)$$

de forma que siga una distribución normal de media ϵ_n y desviación s_n , y donde ϵ_m^p es la deformación plástica acumulada del material matriz, cuya evolución vendrá dada por

$$\sigma_m = H \dot{\epsilon}_m^p \quad (4)$$

Una vez que se ha nucleado un poro en un material deformado plásticamente, se produce un crecimiento volumétrico y un cambio de forma [2]. Basándose en una ley de crecimiento de la forma

$$\dot{f}_c = (1-f) \dot{\epsilon}_{kk}^p \quad (5)$$

Gurson describe la plastificación de un medio poroso por medio de una función dependiente de las tensiones σ , la tensión de fluencia de la matriz σ_m y la porosidad f

$$\Phi(\sigma, \sigma_m, f) = \frac{\sigma_e^2}{\sigma_m^2} + 2qf^* \cosh\left(\frac{\sigma_{kk}}{2\sigma_m}\right) - 1 - (qf^*)^2 \quad (6)$$

siendo $\sigma_e = \frac{3}{2} s_{ij} s_{ij}$ la tensión equivalente. Los parámetros q y f^* fueron introducidos por Tveergard [3], siendo $q=1.5$ y

$$f^* = \begin{cases} f & f \leq f_c \\ f_c + K(f - f_c) & f > f_c \end{cases} \quad K = \frac{f_u^* - f_c}{f_f - f_c} \quad (7)$$

para describir la coalescencia de cavidades que se produce una vez que se haya superado el volumen crítico f_c . La grieta aparece si $f=f_f$, donde el material pierde toda su rigidez.

Las relaciones constitutivas se obtienen considerando además la regla de fluencia

$$\dot{\epsilon}_{ij}^p = \dot{\lambda} \frac{\partial \Phi}{\partial \sigma_{ij}} \quad (8)$$

donde el parámetro $\dot{\lambda}$ se determina por la condición de fluencia $\dot{\Phi} = 0$ durante la carga plástica. Sustituyendo (2), (3), (4), (6) y (7) en $\dot{\Phi} = 0$ y resolviendo para $\dot{\lambda}$ se obtiene finalmente la evolución de las tensiones, la

tensión de fluencia del material matriz y la porosidad con la deformación plástica como

$$\dot{\sigma} = \mathbf{C} \cdot \dot{\epsilon} \quad (9)$$

$$\dot{\sigma}_m = H \frac{\sigma \cdot \dot{\epsilon}_p}{(1-f)\sigma_m} \quad (10)$$

$$\dot{f} = (1-f) \dot{\lambda} P_{kk} + AH \frac{\sigma \cdot \dot{\epsilon}_p}{(1-f)\sigma_m} \quad (11)$$

donde

$$\mathbf{C} = \mathbf{L} - \frac{\mathbf{L} \cdot \mathbf{P} \otimes \mathbf{P} \cdot \mathbf{L}}{h + \mathbf{P} \cdot \mathbf{L} \cdot \mathbf{P}}$$

siendo \mathbf{L} la matriz de rigidez elástica

$$\mathbf{L} = 2G \left[\mathbf{I} + \frac{\nu}{1-2\nu} \mathbf{I} \otimes \mathbf{I} \right]$$

y

$$\mathbf{P} = \frac{\partial \Phi}{\partial \sigma} = \frac{3}{\sigma_m^2} \mathbf{S} + \frac{qf^*}{\sigma_m} \sinh \frac{\sigma_{kk}}{2\sigma_m} \mathbf{I}$$

$$h = \left\{ \frac{\partial \Phi}{\partial f} (1-f) \mathbf{I} + \left(\frac{H}{(1-f)\sigma_m} \frac{\partial \Phi}{\partial f} \mathbf{A} + \frac{\partial \Phi}{\partial \sigma_m} \right) \sigma \right\} \cdot \mathbf{I}$$

$$\frac{\partial \Phi}{\partial \sigma_m} = -2 \frac{\sigma_e^2}{\sigma_m^2} - \frac{qf^*}{\sigma_m^2} \sigma_{kk} \sinh \frac{\sigma_{kk}}{2\sigma_m} \quad (12)$$

$$\frac{\partial \Phi}{\partial f} = \frac{\partial \Phi}{\partial f^*} \frac{\partial f^*}{\partial f} = \left(2qf^* \cosh \frac{\sigma_{kk}}{2\sigma_m} - 2q^2 f^* \right) \frac{\partial f^*}{\partial f}$$

El sistema de ecuaciones (9), (10), (11), junto con (12), describe el comportamiento del modelo de Gurson. En un cálculo por elementos finitos, el sistema (9),(10), (11) ha de resolverse para un incremento de tiempo $(t, t+\Delta t)$. Los valores iniciales de σ , σ_m y f se conocen, y se requieren los valores finales. La solución se obtiene por el método de Runge-Kutta de quinto orden con control local de error y tamaño de paso. El modelo de Gurson se ha implementado en el código de elementos finitos ABAQUS [4].

3. DETERMINACION DE LOS PARAMETROS DEL MATERIAL

El material utilizado en este estudio ha sido un acero microaleado E690. Para describir su comportamiento utilizando un modelo micromecánico es necesario determinar los valores de una serie de parámetros. Aquellos que describen el comportamiento elasto-plástico habitual, y caracterizan por lo tanto la curva tensión deformación del mismo, pueden determinarse a partir de un ensayo de tracción.

Los ensayos de tracción fueron realizados sobre probetas cilíndricas proporcionales de 10 mm de diámetro cuyo eje longitudinal coincidía con la dirección de laminación. Durante la realización de dichos ensayos y mediante la utilización de un extensómetro axial se obtuvieron las

curvas tensión-deformación, que ajustadas mediante una ecuación exponencial de la forma

$$\frac{\epsilon}{\epsilon_0} = \begin{cases} \frac{\sigma}{\sigma_0} & \sigma \leq \sigma_0 \\ \frac{\sigma}{\sigma_0} + \alpha \left(\frac{\sigma}{\sigma_0} \right)^n & \sigma > \sigma_0 \end{cases} \quad (13)$$

dieron como resultado un exponente $n=17$, un coeficiente de endurecimiento $\alpha=1.56$ y un límite elástico $\sigma_0=779\text{MPa}$.

El modelo constitutivo descrito en la sección anterior precisa además de otros seis parámetros. Tres de ellos, ϵ_n , f_n y s_n , describen la nucleación de los poros, mientras que f_0 , f_c y f_f describen el crecimiento de los mismos hasta la coalescencia y la rotura final. Puesto que la aplicación de modelos micromecánicos a la fractura dúctil no está muy extendida, no existe un procedimiento preciso a la hora de determinar dichos parámetros, siendo necesario apoyarse tanto en ensayos como en análisis numéricos.

Con objeto de definir los tres primeros parámetros, se llevó a cabo el cálculo del número de inclusiones por unidad de volumen del acero, mediante un procedimiento de análisis de imagen de una muestra del mismo. Dicho análisis indica la existencia de dos poblaciones de partículas de segunda fase, sulfuros y óxidos, siendo el contenido de cada una de ellas 0.078% y 0.027% respectivamente. Dichas poblaciones se han considerado inductoras de la nucleación de microcavidades, siendo por lo tanto la fracción volumétrica de cavidades nucleadoras $f_n=0.01$ y considerándose la deformación media necesaria para la nucleación 0.01 con desviación estándar 0.04. Es decir, se ha tomado $f_n=0.01$, $\epsilon_n=0.01$ y $s_n=0.04$. La porosidad inicial f_0 se ha considerado nula.

Tvergaard y Needleman [5] fueron los primeros en analizar una probeta de tracción con el modelo de Gurson, observando que el inicio de la fractura macroscópica se corresponde con un cambio brusco de pendiente en la curva carga-desplazamiento. Desde entonces, es habitual la determinación de f_c ajustando los resultados numéricos a los experimentales en dicho punto. Es importante señalar que el valor de f_c es independiente de la triaxialidad, por lo que puede considerarse una propiedad del material válida tanto para probetas de tracción como para probetas de fractura en las que la triaxialidad es mucho mayor.

Por todo ello, y con objeto de determinar los dos últimos parámetros, se realizaron ensayos de tracción sobre dos tipos de probetas entalladas. En ambos casos,

el diámetro de la sección neta fue de 10mm, diferenciándose únicamente en los radios de las entallas, $R=10\text{ mm}$ y $R=4\text{ mm}$, con objeto de reproducir diferentes condiciones de triaxialidad. Durante dichos ensayos se registró la reducción del diámetro sufrida por la sección neta durante el proceso de carga.

Al mismo tiempo, se llevó a cabo el análisis numérico de dichas geometrías. La modelización de las mismas se muestra en la Figura 1.

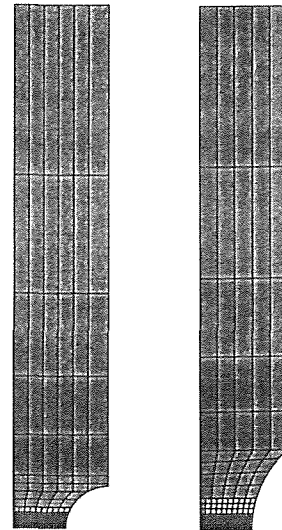


Fig 1. Probetas de tracción entalladas, $R=10\text{ mm}$ y $R=4\text{ mm}$ respectivamente.

Por su parte la figura 2, muestra los resultados numéricos junto con los obtenidos experimentalmente, apreciándose una caída brusca de la carga que indica el comienzo de la fractura. Dicha caída en las curvas carga-desplazamiento se utilizó para determinar el valor de f_c , mientras que el valor de f_f seleccionado corresponde a criterios numéricos. Estos parámetros fueron considerados como $f_c=0.001$ y $f_f=0.13$.

En la figura 3 se muestra un detalle de la zona de la zona de fractura tras su iniciación. En la misma se representan las tensiones efectivas. Puede apreciarse como en los puntos más interiores de la sección, que es donde se inicia la fractura, las tensiones efectivas son casi nulas, al haberse formado la grieta. Por último, hay que señalar que los resultados obtenidos para los parámetros no dependen únicamente del material, sino también del tipo de elemento y del tamaño de los mismos, ya que el inicio de la fractura está asociado a que el primer punto de integración alcance el valor crítico de la porosidad. Es decir, el tamaño del elemento está asociado con la longitud microestructural l_c sobre la que ha de extenderse la porosidad crítica f_c para que se produzca la

coalescencia de las microcavidades que provoca la fractura dúctil. En el análisis de las probetas axisimétricas se utilizaron elementos rectangulares de ocho nudos con integración reducida, y su tamaño, 0.25 mm, se consideró uniforme en la zona de fractura. Tanto los valores de los parámetros como el tipo y tamaño de los elementos se mantuvieron en el resto de los análisis numéricos.

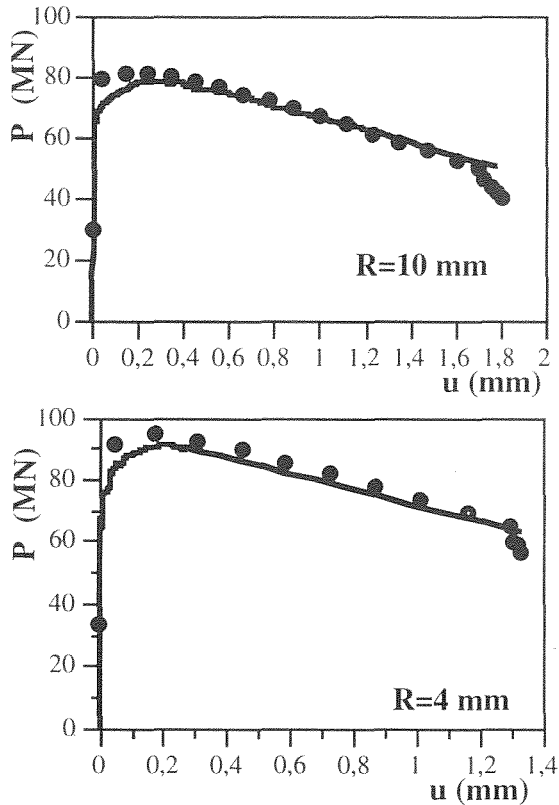


Fig.2 Comparación resultados numéricos y experimentales para las probetas de tracción entalladas

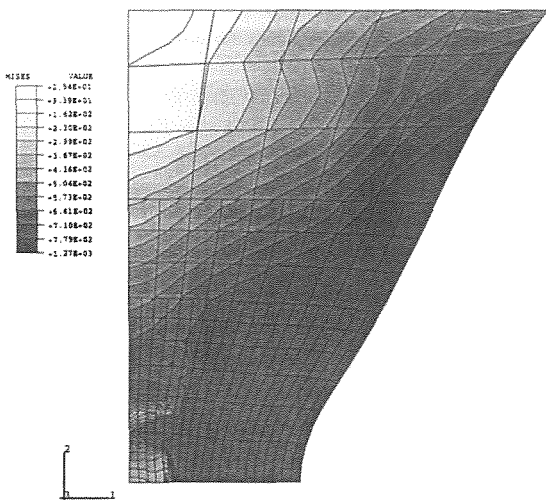


Fig 3. Formación de la grieta en probeta de tracción R=10 mm.

4. CURVAS R

Los parámetros del material obtenidos anteriormente mediante el ajuste de resultados numéricos y experimentales, se utilizaron para predecir las curvas R de dos probetas de similar geometría (SENB) pero diferente longitud de grieta, $a/W=0.5$ y $a/W=0.2$ respectivamente. Ambas probetas eran de sección cuadrada ($B=W$) con un espesor de 25 mm, para reproducir condiciones de deformación plana, y fueron extraídas de la chapa de modo que la longitud más larga de la probeta coincidiera con la dirección transversal (la grieta crece en la dirección longitudinal). La obtención experimental de las curvas de resistencia se llevó a cabo utilizando el método uniprobeta descrito en la Norma ASTM E813 [6], de tal manera que el crecimiento de la longitud de la grieta en el curso de los ensayos se detectó utilizando el método de las descargas elásticas y midiendo en ellas la variación de la flexibilidad experimentada por la probeta.

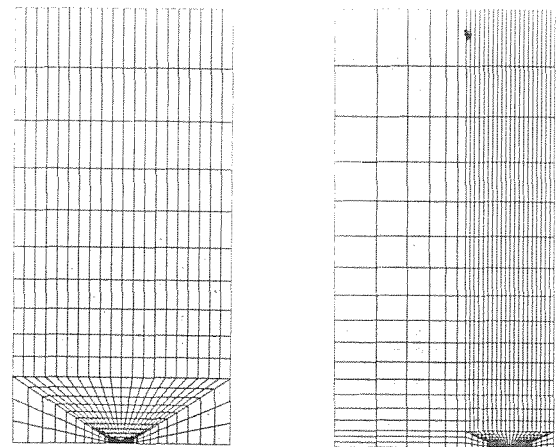


Figura 4. Modelización de las probetas de fractura, con $a/w=0.5$ y 0.2 respectivamente.

En la figura 4 se muestran los modelos de elemento finitos utilizadas en los análisis numéricos de las probetas de fractura. En ambos casos, el tamaño de los elementos en la zona de fractura se mantuvo constante e igual a 0.25 mm.

La figura 5 representa las curvas R obtenidas numérica y experimentalmente para la probeta con grieta $a/W=0.5$. Los resultados experimentales están representados con trazo continuo, mientras que los numéricos son puntos aislados correspondientes a la rotura de los sucesivos puntos de integración.

Comparando las dos gráficas, se observa que el análisis numérico predice tenacidades mayores que las

encontradas en el ensayo, especialmente en lo referente al valor de iniciación. Sin embargo, las pendientes de ambas curvas resultan similares.

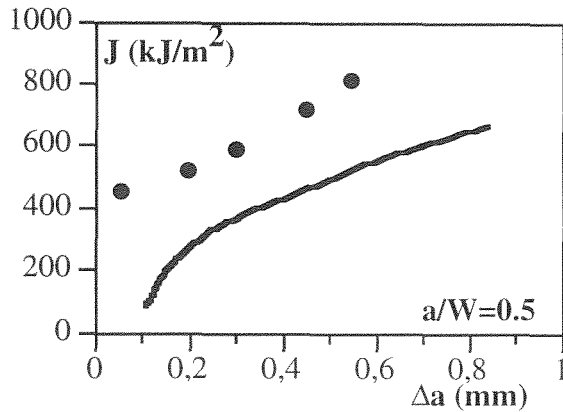


Fig. 5. Curva R numérica y experimental para $a/W=0.5$

En la figura 6 se muestra un ejemplo típico del efecto del daño en las tensiones de apertura σ_{22} en el frente de la grieta. Las tensiones obtenidas con el modelo de Gurson se hacen cero en el la grieta, indicando que el material ha perdido su rigidez. El máximo de tensiones se encuentra desplazado, indicando la posición del nuevo extremo.

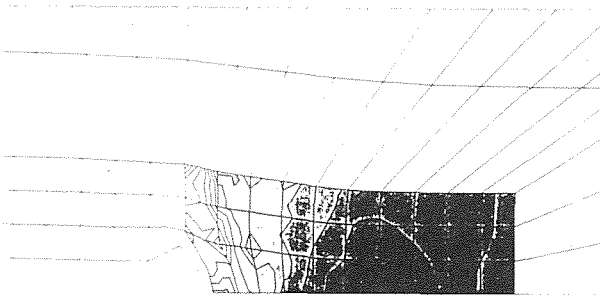


Fig 6. Estado de tensiones en el frente de la grieta una vez iniciada la propagación. $a/W=0.5$.

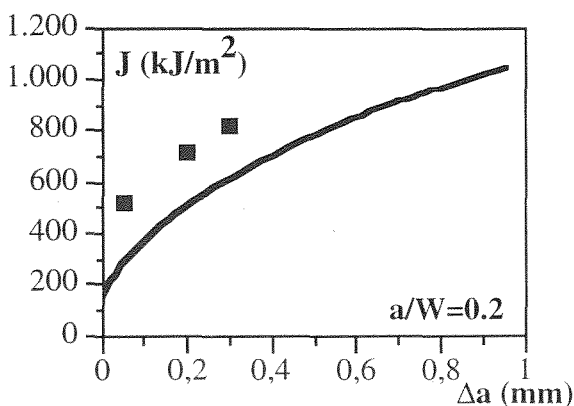


Fig. 7. Curva numérica y experimental para $a/W=0.2$

Las dos curvas R obtenidas para la probeta con grieta corta, $a/W=0.2$, se representan en la figura 7. Los resultados muestran la misma tendencia que los obtenidos para la grieta larga: valores de J superiores en el cálculo numérico y pendientes similares en ambos casos.

Los resultados numéricos obtenidos para las dos geometrías se representan en la figura 8. Puede apreciarse que si bien los valores de J en el inicio de la propagación son similares, las curvas van divergiendo al progresar la misma. La geometría con un tamaño de grieta inicial menor presenta una pendiente mayor. Esto es debido a que la constricción que aparece en las geometrías con grietas cortas inhibe el crecimiento de las microcavidades que provocan la fractura dúctil, y por lo tanto, para obtener un mismo nivel local de porosidad será necesaria una mayor deformación global de la probeta, es decir, un valor de J superior.

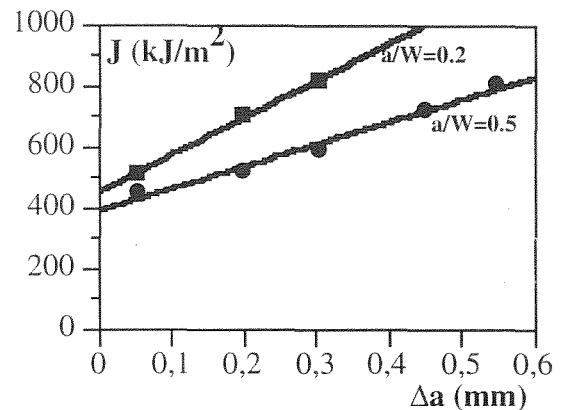


Fig 8. Comparación de los resultados numéricos para las dos probetas de flexión en tres puntos, $a/W=0.2$ y $a/W=0.5$.

Por último, hay que señalar que la dependencia de los resultados numéricos respecto al tamaño de los elementos es aún más acusada en el caso de las probetas de fractura que en las probetas de tracción, debido a que los gradientes de deformaciones son mucho mayores. Utilizando los mismos valores de los parámetros microestructurales y variando únicamente el tamaño de los elementos, se obtuvo para la geometría $a/W=0.5$ la curva R mostrada en la figura 9. Al estar ahora el primer punto de integración más alejado del extremo de la grieta, el valor de J al cual se inicia la propagación es mayor que el obtenido para un tamaño de elemento menor. Sin embargo, las dos curvas tienen la misma pendiente, por lo que parece que el efecto de escala solamente afecta al valor inicial de J, pero no al módulo de rasgado dJ/da .

A la vista de dicha figura, parece que de reducirse aún más el tamaño de los elementos, los resultados numéricos se acercarán más a los teóricos. Puesto que dicho tamaño está asociado con la distancia característica l_c , ésta podría determinarse ajustando el valor de J en la iniciación.

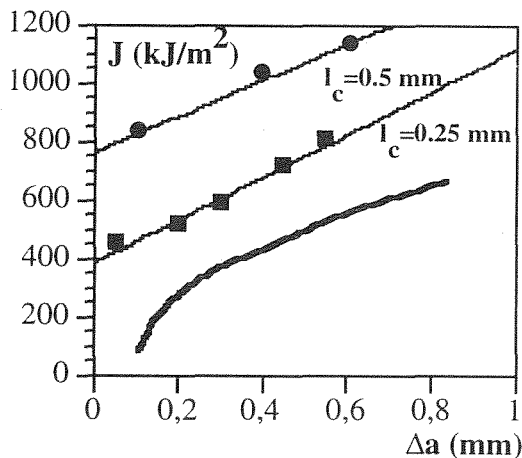


Fig 9. Curvas R numéricas para dos tamaños de elementos diferentes. $a/w=0.5$

5. CONCLUSIONES

A la vista de los resultados obtenidos, puede concluirse que el modelo de Gurson es capaz de reproducir el proceso de fractura dúctil. Al tratarse de un modelo micromecánico, logra reproducir las condiciones de fractura independientemente de la geometría de la probeta, siendo válido tanto para geometrías previamente fisuradas como para geometrías sin fisurar.

Sin embargo, el modelo depende de varios parámetros cuya determinación resulta compleja. El ajuste de los mismos no es sencillo, y requiere una metodología que combine resultados experimentales y análisis numérico.

6. AGRADECIMIENTOS

Los autores desean expresar su agradecimiento a la Dirección General de Investigación Científica y Tecnológica (DGICYT) por la financiación aportada para la realización de esta investigación (proyecto PB92-1084-CO2).

7. BIBLIOGRAFIA

- [1] Gurson, A.L., "Continuum theory of ductile rupture by void nucleation and growth: Part I-Yield criteria and flow rules for porous ductile media", *J.Eng. Mat.Tech.* **9**, 2-15 (1977)
- [2] Rice, J. R. y Tracey, D. M., "On the ductile enlargement of voids in triaxial stress fields", *J. Mech. Phys. Solids*, **17**, 201-217 (1969)
- [3] Tvergaard, V. y Needleman, A., "Analysis of the cup-cone fracture in round tensile bar", *Acta Metall.*, **32**, 157-169 (1984)
- [4] Hibbit, H. D., Karlsson, B. I. y Sorensen, E. P., "ABAQUS User's Manual, versión 5.3" (1992)
- [5] Needleman, A. y Tvergaard, V., "An analysis of ductile rupture in notched bars", *J. Mech. Sol.*, **32**, 461-490 (1984)
- [6] ASTM E813 "J1C, a measure of fracture toughness", American Society for testing and materials, (1993)