

ESTUDIO DE LAS CONDICIONES DE FALLO A TRACCION EN PROBETAS ENTALLADAS DE ACERO DE ALTA DUCTILIDAD

A. Valiente¹ y J. Fernández²

¹Departamento de Ciencia de Materiales
E.T.S. de Ingenieros de Caminos. Universidad Politécnica de Madrid

²Centro Nacional de Investigaciones Metalúrgicas

Resumen. En este trabajo se presenta un estudio numérico y experimental sobre el comportamiento mecánico y la rotura de probetas cilíndricas de tracción con entalla anular, cuando el material de que están hechas es acero de alta ductilidad. Se analizan dos geometrías de entalla que difieren en el radio de curvatura y representan defectos de muy distinta severidad. La experimentación se ha realizado con acero laminado A533B y con acero inoxidable A316L. Las variables registradas en los ensayos, entre las que incluye el perfil de entalla, fotografiado en distintas fases, se comparan con los resultados numéricos obtenidos mediante la teoría clásica de la Plasticidad aplicada a los ensayos con el método de elementos finitos.

Abstract. This paper presents a numerical and experimental analysis on the mechanical behaviour of tensile round notched bars as a mean for determining the fracture behaviour of high ductility materials. Two notch profiles with very different curvatures were considered. Mechanical testing was performed on two ductile steels: a vessel steel A533B and an austenitic stainless steel 316L. The measurements on the tests include the notch profile, that was photographed repeatedly along the test. The measured values are compared with the calculated ones from a finite element numerical modelling of the tests based on the classical theory of Plasticity. Finally, mechanical testing of notched specimens and test interpretation from classical theory of Plasticity are assessed as tools for fracture characterization of high ductility materials.

1. INTRODUCCION

Las teorías de fractura dúctil basadas en modelos de nucleación, crecimiento y coalescencia de microhuecos [1, 2] conducen a criterios locales de fractura según los cuales la rotura comienza cuando la deformación plástica equivalente alcanza un valor crítico sobre el mínimo volumen de material necesario para que operen los mecanismos de rotura. La microestructura del material condiciona los mecanismos de rotura y de ahí que el volumen mínimo esté relacionado con los parámetros microestructurales. La deformación crítica no es una propiedad intrínseca del material, sino una función de la triaxialidad del estado tensional, que se evalúa a través del cociente entre la tensión hidrostática y la tensión equivalente de Von Mises [3].

Para comprobar estos criterios y determinar las constantes del material que intervienen en su formulación es frecuente realizar ensayos de tracción empleando probetas cilíndricas con entallas axilsimétricas de perfil circular [4-6]. Este tipo de probetas permite variar la triaxialidad del estado tensional a través de la geometría de la entalla,

y en el caso de materiales de alta ductilidad, alcanzar grandes deformaciones plásticas en el estrechamiento que representa la entalla.

La interpretación de los resultados que proporcionan estos ensayos suele hacerse aplicando la solución analítica de Bridgman [7] para el cuello de estricción de una barra cilíndrica sometida a tracción simple. A partir de la hipótesis de Bridgman, según la cual la velocidad de deformación longitudinal es uniforme en la sección más estrecha, se deduce que en dicha sección la tensión de Von Mises y la deformación equivalente son también uniformes y que la triaxialidad de cada punto depende únicamente del cociente entre el radio de la sección y el radio de curvatura del perfil de estricción. No obstante, en ensayos realizados con probetas entalladas, Hancock y Mackenzie [5] han comprobado que para ciertas geometrías de entalla la variación de dicho cociente a lo largo del ensayo es despreciable. Se puede demostrar con argumentos teóricos [8] que este hecho es consecuencia de la hipótesis de Bridgman. De este modo la triaxialidad del estado tensional se mantiene constante durante el ensayo y es posible, a través de las características geomé-

tricas de la probeta, imponer triaxialidades determinadas para estudiar su influencia sobre la rotura.

En situaciones donde debido la geometría de la entalla la hipótesis de Bridgman no es aplicable, es frecuente recurrir a modelizaciones numéricas basadas en la teoría clásica de la Plasticidad para relacionar las magnitudes globales que se miden en los ensayos (cargas y desplazamientos) con las variables locales que aparecen en la formulación de los criterios de rotura (tensiones y deformaciones).

Cuando se utilizan probetas cilíndricas entalladas para estudiar las condiciones de rotura en materiales de alta ductilidad pueden tener lugar procesos que no están contemplados en el marco teórico de la Plasticidad clásica y que hacen poner en duda los resultados numéricos o analíticos basados en ella. Las enormes deformaciones plásticas que se desarrollan en el cuello de la entalla pueden ir acompañadas de fenómenos de microfisuración interna o daño de otro tipo [9] e incluso dar lugar a inestabilidades locales causantes de la formación de subentallas en la entalla principal de la probeta. En cualquiera de estos casos, los valores de las variables locales al producirse la rotura final de la probeta pueden diferir sensiblemente de los obtenidos mediante un modelo de comportamiento mecánico del material que no considera los fenómenos anteriores.

En este trabajo se presenta un estudio numérico y experimental sobre el comportamiento mecánico y la rotura de probetas cilíndricas de tracción con entallas anulares de perfil circular, cuando el material de que están hechas es acero de alta ductilidad. El objetivo es analizar las condiciones bajo las cuales la teoría clásica de la Plasticidad describe con suficiente aproximación el comportamiento mecánico global y local de este tipo de probetas y en que medida los resultados de dicha teoría se ven alterados por los fenómenos que no se tienen en cuenta (formación de fisuras, subentallas, etc).

2. EXPERIMENTACION REALIZADA

Los materiales de alta ductilidad con los cuales se ha realizado la investigación son dos aceros fabricados por laminación en caliente, un acero de vasija del tipo A533B y un acero inoxidable del tipo A316L. Después de la laminación el primero fue sometido a un tratamiento térmico de normalizado, temple y revenido y el segundo a uno de recocido y temple. Las microestructuras resultantes del proceso son una estructura de bainita revenida para el acero A533B y una estructura austenítica de grano equiaxial para el acero 316L. La composición química y las propiedades mecánicas convencionales de ambos aceros figuran en las tablas 1 y 2, respectivamente. En el caso del acero inoxidable el espesor de laminación era

pequeño y se determinaron sus propiedades en la dirección de laminación (L) y en la dirección transversal larga (LT), a fin de detectar posibles efectos anisótropos. Las diferencias que aparecen en la tabla no son suficientes para no poder suponer material isótropo.

Tabla 1. Composición química de los aceros.

Acero	A533B	A316L
% C	0,19	0,018
% Ni	0,84	12,09
% Cr	-	17,17
% Mn	1,41	1,75
% Cu	0,14	0,07
% Mo	0,50	2,31
% Si	0,25	0,35
% Co	-	0,078
% S	0,004	0,0005
% P	0,019	0,019

Tabla 2. Propiedades mecánicas de los aceros.

Acero	A533B	A316L(L/LT)
Módulo de elasticidad (GPa)	205	190/180
Límite elástico (MPa)	484	290/305
Resistencia a tracción (MPa)	622	575/590
Alargamiento en rotura (%)	26	60/50
Estricción (%)	77	85/80

Las geometrías de probeta elegidas para los ensayos son las dos que se han representado en la figura 1 bajo las denominaciones A y B. Se trata en ambos casos de probetas cilíndricas con una entalla de revolución de perfil circular. Los diámetros de la zona uniforme y de la sección más estrecha son iguales para los dos tipos de probeta. La diferencia entre las dos entallas se encuentra en el radio de curvatura del perfil circular, que varía de una a otra en un orden de magnitud (0,2 a 2,2 mm).

Los ensayos consistieron en someter las probetas a tracción en dirección longitudinal, hasta rotura. Fueron realizados a temperatura ambiente y en control de desplazamiento. En todos ellos se midieron mediante registro continuo la carga de tracción, el alargamiento longitudinal y la disminución de diámetro de la sección más estrecha. El alargamiento se midió sobre una longitud de probeta de 12,5 mm, simétrica respecto al plano de mínima sección. Tanto para esta medida como para el acortamiento de diámetro fue necesario emplear extensómetros de gran recorrido (5 mm), adaptando en el segundo caso un extensómetro longitudinal como extensómetro transversal provisto de cuchillas especiales para acceder a

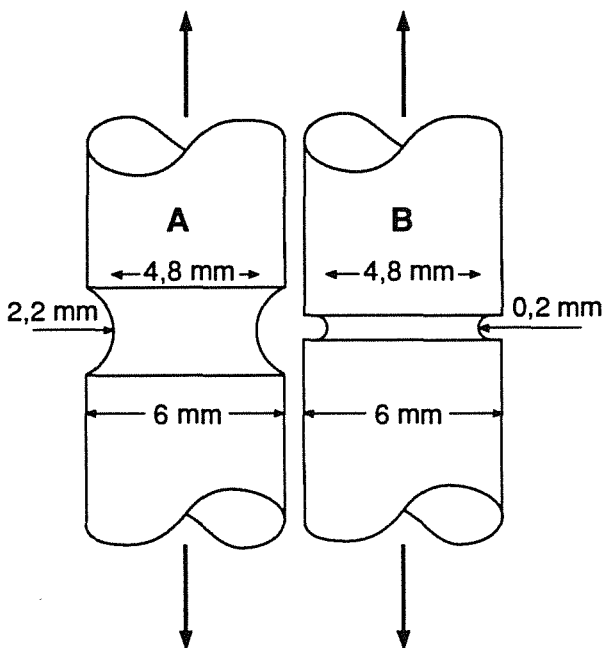


Fig. 1. Probetas con entalla ensayadas a tracción.

la raíz de la entalla B.

Los resultados obtenidos para los dos aceros y los dos tipos de entalla aparecen en las figuras 2 y 3, donde se han representado los valores experimentales de la carga y del acortamiento de diámetro en función del alargamiento. Como puede verse, las curvas carga-alargamiento tienen un tramo inicial recto en el cual, o bien no hay zonas plásticas en la probeta, o están rodeadas de material elástico que contiene su deformación. A partir del momento en el que la sección de la entalla se plastifica por completo, la pendiente de la curva disminuye progresivamente hasta el agotamiento plástico de la probeta; la carga alcanza su valor máximo, y aunque el alargamiento continúa, da comienzo una fase de descarga que culmina con la rotura de la probeta. El diámetro de la entalla experimenta una reducción creciente con el alargamiento de la

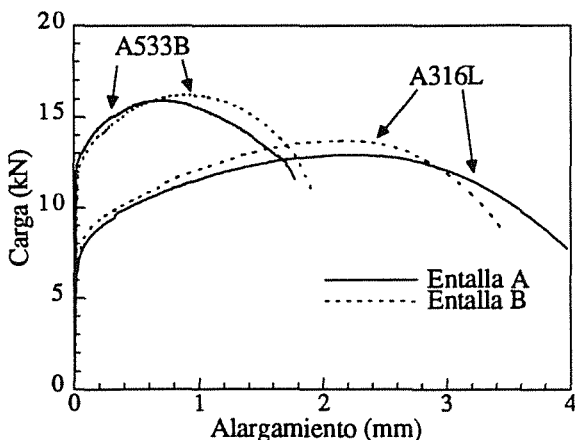


Fig. 2. Curvas carga-alargamiento obtenidas en los ensayos de probetas entalladas.

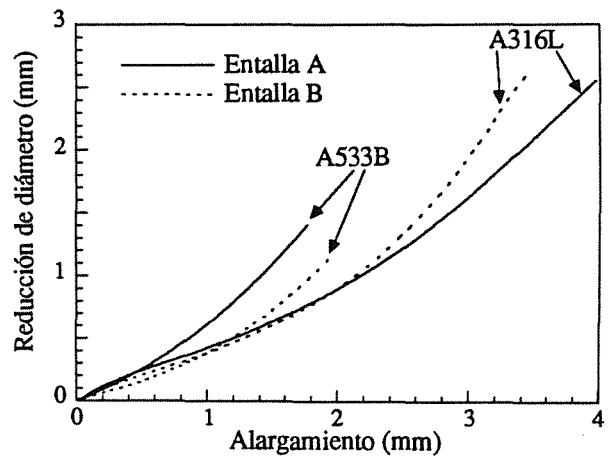


Fig. 3. Curvas reducción de diámetro-alargamiento obtenidas en los ensayos de probetas entalladas

probeta, que se acelera en la fase de descarga.

Si se compara el efecto de la entalla se observa que en ambos materiales la carga máxima alcanzada es ligeramente mayor para la entalla B y la descarga más pronunciada. En cambio, con el acero A316L tanto el alargamiento bajo carga máxima como el de rotura son menores para la entalla B que para la entalla A, mientras que con el acero A533B sucede lo contrario.

A partir del punto de carga máxima, aproximadamente, el acortamiento de diámetro se acelera frente al alargamiento de la probeta para ambas entallas. En el caso del acero A316L las dos curvas acortamiento-alargamiento coinciden hasta carga máxima y se separan después, creciendo a mayor ritmo el acortamiento de la entalla B, que el de la entalla A. Las curvas análogas del acero A533B están separadas desde el principio, siempre con menores acortamientos de diámetro para la entalla B a igualdad de alargamiento de la probeta.

Además de las medidas de cargas y deformaciones a lo largo de los ensayos, en cada uno de ellos el perfil de la entalla fue repetidamente fotografiado, a intervalos regulares del alargamiento, con objeto de conocer su evolución durante el proceso carga.

Las figuras 4 a 7 ofrecen una muestra de dicha evolución para los dos materiales y las dos geometrías de entalla. Se han incluido los perfiles correspondientes a las fases más significativas del ensayo. El situado a la izquierda de la figura (0) es el perfil de la entalla sin deformar, el del centro corresponde al punto de carga máxima (1), y el de la derecha (3) es el inmediatamente anterior a la rotura, entendiéndose por tal la separación de la probeta en dos. En el caso de la entalla B se observa un fenómeno local que precede a la rotura y comienza después de alcanzada la carga máxima. En las figuras 5 y 7 se han incluido las primeras fotografías del perfil de la entalla (2) en las cuales se aprecia claramente dicho fenómeno.

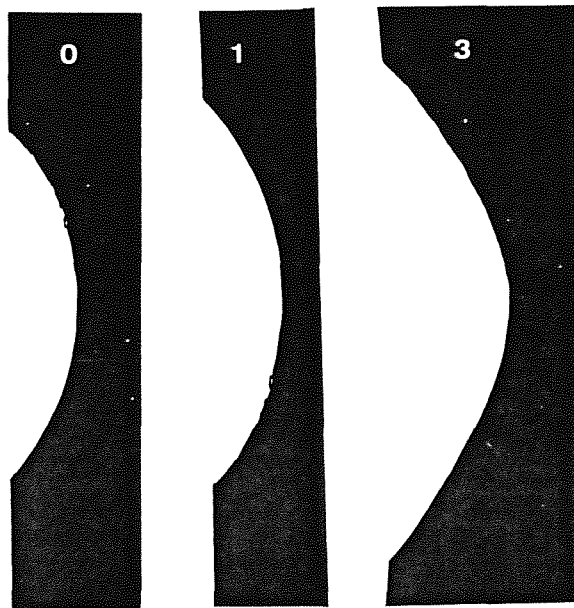


Fig. 4. Evolución del perfil de la entalla A para el acero A533B.

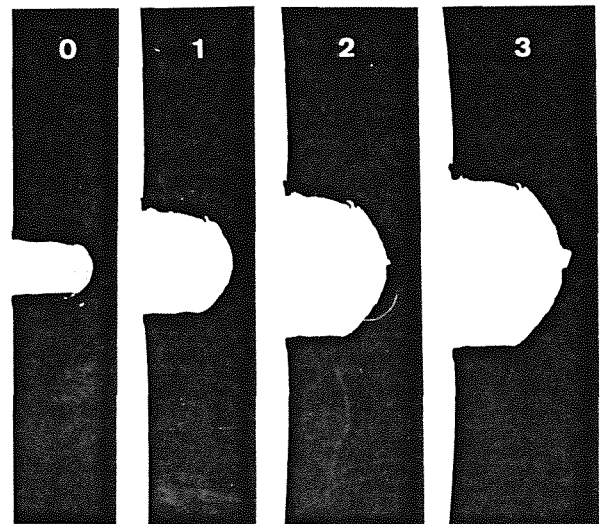


Fig. 6. Evolución del perfil de la entalla B para el acero A533B.

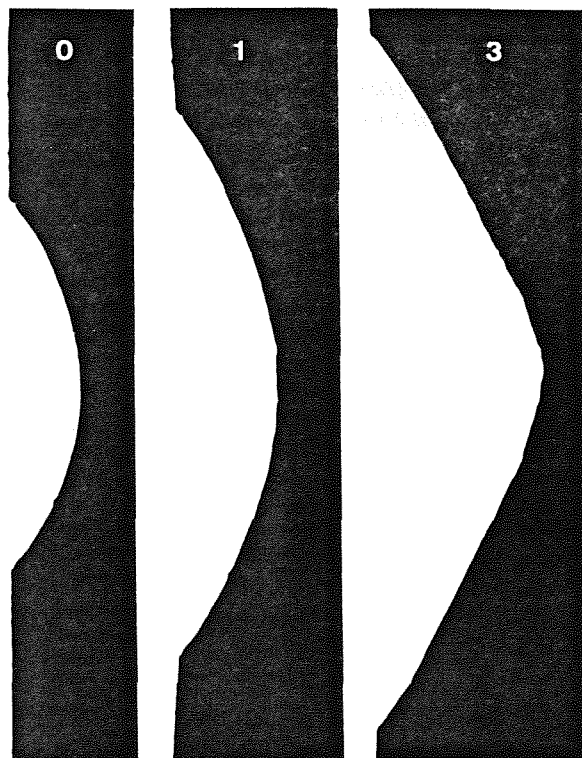


Fig. 5. Evolución del perfil de la entalla A para el acero 316L.

El proceso comienza en la raíz de la entalla para los dos aceros, pero evoluciona de distinto modo. Mientras que en el acero A533B las fotografías sugieren la formación de una fisura que crece establemente por desgarramiento del material a la vez que se deforma, en el acero 316L se forma una subentalla con vértice en la raíz de la entalla original, que sufre fuertes deformaciones a medida que el diámetro del estrechamiento disminuye.

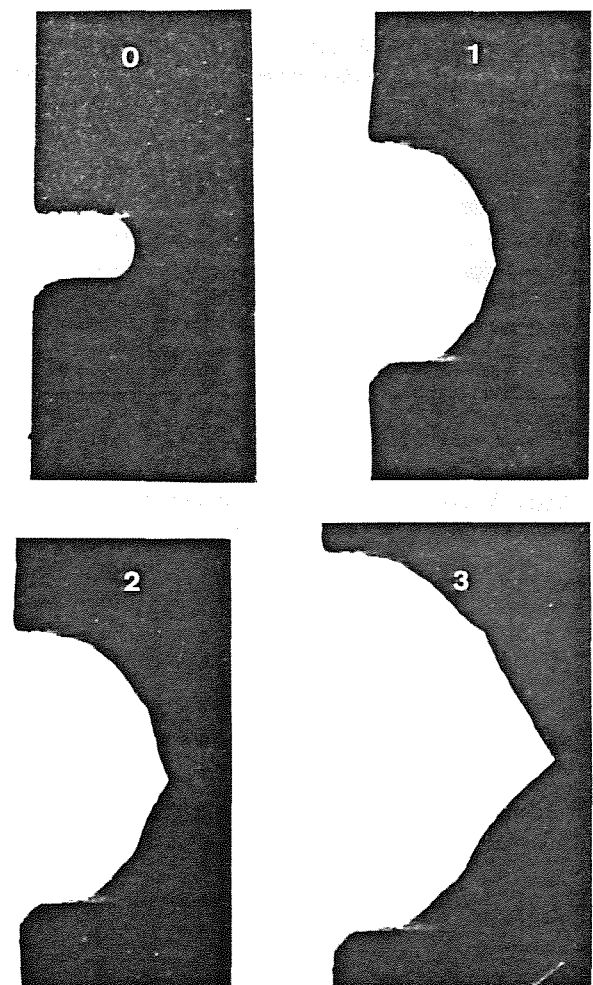


Fig. 7. Evolución del perfil de la entalla B para el acero 316L.

3. MODELIZACION NUMERICA

La modelización numérica de los ensayos se ha realizado por el método de los elementos finitos, utilizando un programa comercial de ordenador [10]. En el análisis se han tenido en cuenta las no linealidades geométricas, efecto de las grandes deformaciones. Los dos tipos de probeta se representaron mediante mallas con doble simetría: axial respecto al eje de revolución de la probeta y plana respecto al plano de la sección más estrecha. La distancia entre las dos bases de las probetas así modelizadas era de 25 mm.

Para la malla de la entalla A se emplearon 209 elementos y 907 nodos, haciendo crecer el número de elementos desde 5 en la base de la probeta hasta 20 en la sección más estrecha. En la malla B fueron 609 los elementos y 1856 los nodos utilizados, con 5 elementos en la base y 26 en la sección más estrecha. Para las zonas de transición se usaron elementos triangulares de 6 nodos con integración en 3 puntos de Gauss. Para el resto de la malla, elementos isoparamétricos de 8 nodos con integración reducida en 4 puntos de Gauss.

Las condiciones de sollicitación de los ensayos se simulaban en la modelización numérica imponiendo desplazamientos uniformes de la base de la probeta respecto al plano de simetría, paralelos al eje de revolución.

El modelo de material empleado para los dos aceros fue el de material elastoplástico isótropo que obedece el criterio de plastificación de Von Mises y endurece por deformación según una ley de Ramberg-Osgood:

$$\bar{\sigma} = \sigma_0 \bar{\epsilon}_p^n \quad (1)$$

en la cual $\bar{\sigma}$ es la tensión de Von Mises $\bar{\epsilon}_p$ es la deformación plástica equivalente y σ_0 y n son constantes del material. Los valores que se utilizaron en los cálculos para de esas constantes fueron determinados ajustando expresiones del tipo (1) a las curvas tensión-deformación obtenidas en ensayos de tracción simple. En la tabla 3 figuran dichos valores.

Tabla 3. Características de los aceros empleadas en los cálculos.

Acero	A533B	A316L
σ_0 (MPa)	908	1275
n	0,117	0,376

Entre todas las fuerzas y desplazamientos cuyos valores se obtienen mediante la modelización numérica de los ensayos, se han seleccionado únicamente aquellas que pueden ser directamente comparadas con las magnitudes medidas en los ensayos: el alargamiento de la longitud de probeta abarcada por el extensómetro, la carga aplica-

da, el acortamiento de diámetro de la sección más estrecha y el perfil de la entalla. Para cada acero se han construido dos gráficos representando los valores numéricos de la carga y del acortamiento de diámetro frente al alargamiento de la probeta (figuras 8 a 11). En el primero de los gráficos se ha representado la carga y en el segundo el acortamiento, en ambos casos para las dos entallas. Junto con los valores numéricos se han representado también las curvas experimentales de las figuras 2 y 3.

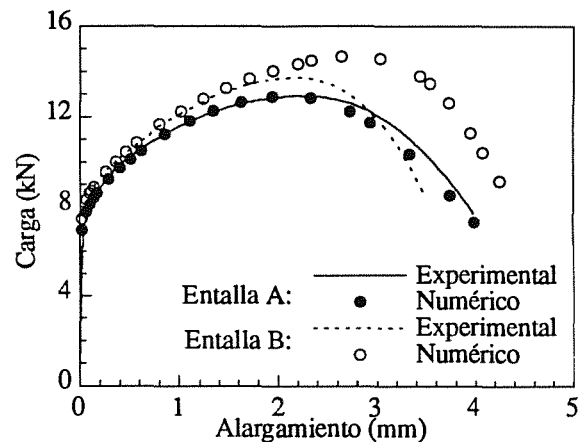


Fig. 8. Resultados numéricos y experimentales del acero A533B (carga-alargamiento).

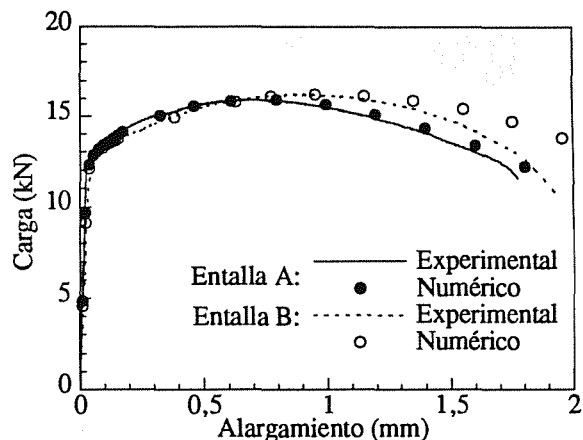


Fig. 9. Resultados numéricos y experimentales del acero A316L (carga-alargamiento).

La determinación numérica de los perfiles de las entallas se ha realizado a partir del campo de desplazamientos que se obtiene mediante la modelización de la probeta por elementos finitos. En las figuras 12 a 15 se han reconstruido a escala algunos de dichos perfiles mediante gráficos donde una de las coordenadas de los nodos se ha representado en función de la otra. En los mismos gráficos aparecen también los perfiles experimentales procedentes de las fotografías tomadas durante los ensayos. Los perfiles corresponden a los instantes de carga máxima y de rotura de las dos probetas entalladas del acero A316L.

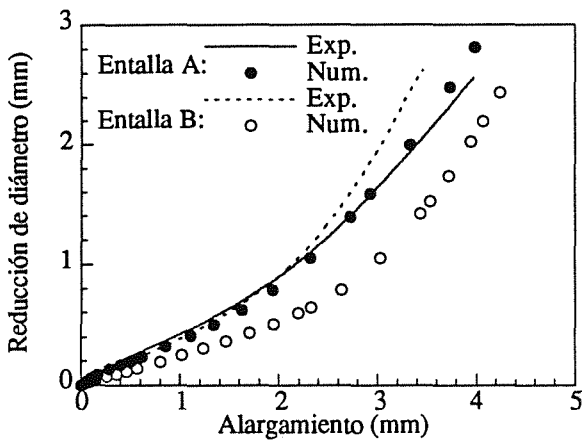


Fig. 10. Resultados numéricos y experimentales del acero A533B: reducción de diámetro-alargamiento.

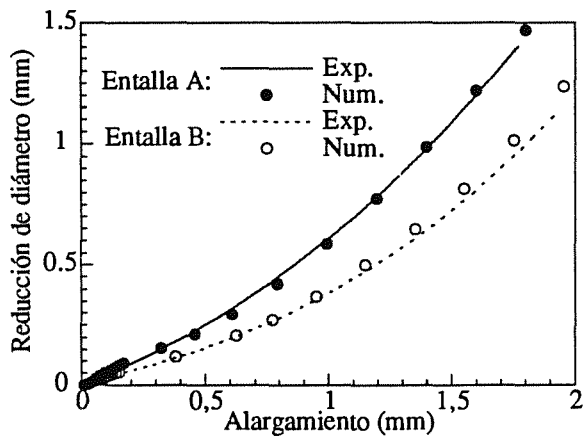


Fig. 11. Resultados numéricos y experimentales del acero A316L: reducción de diámetro-alargamiento.

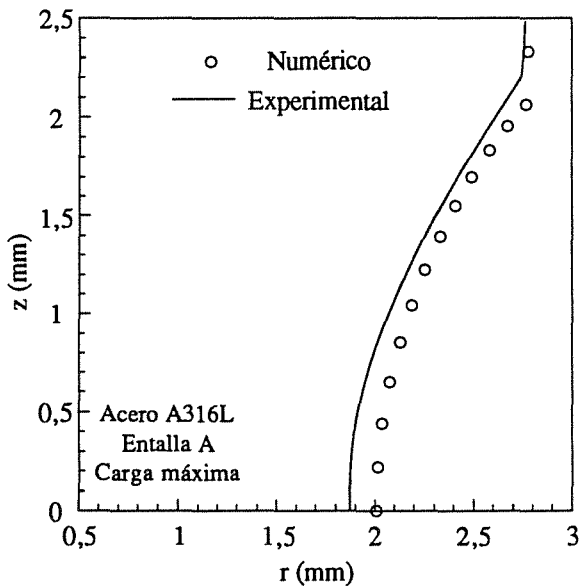


Fig. 12. Acero A316L: perfil de la entalla A bajo carga máxima.

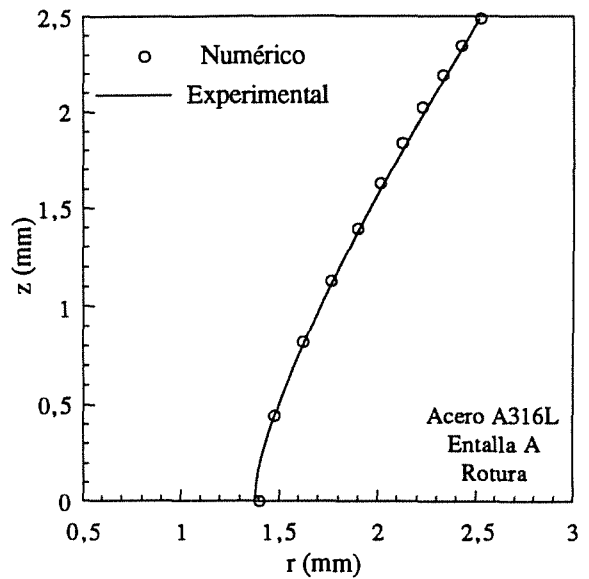


Fig. 13. Acero A316L: perfil de la entalla A en rotura.

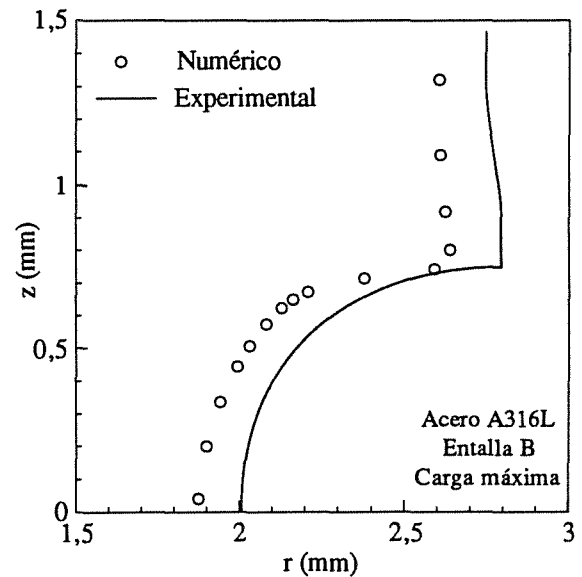


Fig. 14. Acero A316L: perfil de la entalla B bajo carga máxima.

4. ANALISIS DE RESULTADOS

Examinando los datos que aparecen en en las figuras 8 a 11 se comprueba que para los dos aceros hay coincidencia de resultados numéricos y experimentales en el caso de la entalla A. Por consiguiente, la modelización numérica de los ensayos mediante elementos finitos predice con gran aproximación el comportamiento real de las probetas con entallas de este radio de curvatura.

En el caso de la entalla B la situación es diferente. Las

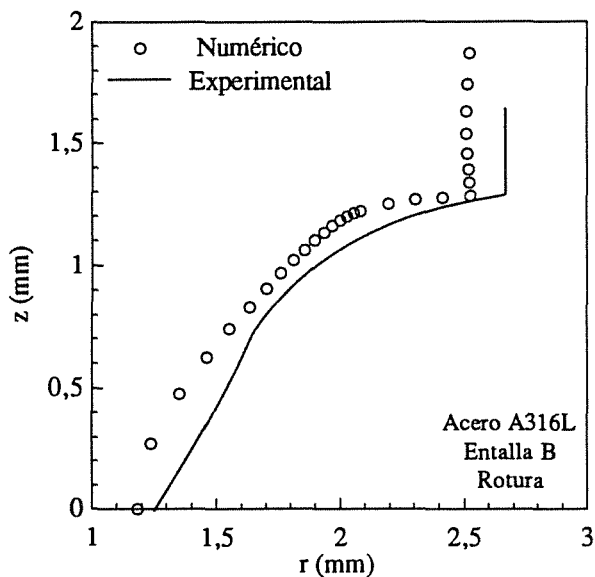


Fig. 15. Acero A316L: perfil de la entalla B en rotura.

coincidencias y diferencias que hay entre los resultados numéricos y experimentales no parecen ajustarse a ningún patrón. Para ambos aceros los valores numéricos y experimentales de la carga correspondientes a un mismo alargamiento coinciden inicialmente, pero luego difieren, siendo los primeros superiores a los segundos. La coincidencia se mantiene hasta el punto de carga máxima en el caso del acero A533B, pero se rompe antes en el del 316L. Sin embargo, los valores numéricos del acortamiento de diámetro para el mismo alargamiento o son prácticamente iguales a los experimentales o son la mitad, según que los resultados correspondan al acero A533B o al acero 316L, respectivamente. Ante la disparidad de resultados, las medidas extensométricas del acortamiento fueron contrastadas con las visuales de las fotografías, confirmándose plenamente la validez de las primeras.

La concordancia de resultados numéricos y experimentales en el caso de la entalla A coincide con la ausencia de fenómenos locales detectables en las fotografías y avala la validez de la teoría clásica de la Plasticidad, aplicada mediante el método numérico de elementos finitos, para reproducir el comportamiento de probetas con entallas del tipo A. Por el contrario, en el caso de la entalla B, la incapacidad del método numérico empleado para reproducir el comportamiento real de las probetas se ve a la existencia de fenómenos locales en la entalla, puestos de manifiesto por las fotografías. Dichos fenómenos son distintos en los dos aceros estudiados, lo que explica la disparidad de diferencias entre resultados numéricos y experimentales.

El proceso que tiene lugar en el acero A533B es un proceso de rotura por desgarramiento estable bajo la forma de una fisura que nace en la superficie de la probeta y crece hacia el interior siguiendo el plano de la sección

más estrecha. Las fotografías permiten estimar que la iniciación del proceso se produce al comenzar la disminución de la carga, y por tanto coincide con la desviación de los valores calculados respecto de los teóricos. La pérdida de sección resistente debida al desgarramiento no llega a ser importante, por lo que podría disminuir la capacidad de la sección para absorber carga sin influir apenas en la deformabilidad transversal de la entalla. Esto explicaría la razón de que las cargas medidas sean inferiores a las calculadas, mientras que el acortamiento de diámetro es prácticamente el mismo.

El proceso que se desarrolla en el acero 316L es distinto, ya que no conlleva formación de fisuras ni desgarramiento del material. Las fotografías revelan un complejo cambio de la geometría de la entalla en el que parece dominar la formación de una subentalla, cada vez más aguda, con vértice en la raíz de la entalla primitiva. La iniciación de este proceso no se detecta en las fotografías, si bien en la correspondiente al punto de carga máxima se observa ya la subentalla en grado incipiente. Podría justificarse así la desviación de las cargas calculadas respecto a las medidas, ya que empieza a producirse un poco antes de ese punto, pero no las diferencias de acortamiento de diámetro que aparecen en las primeras fases del proceso de carga.

La comparación entre los perfiles reales de la entalla y los que se obtienen de la modelización numérica complementa la información sobre el comportamiento del acero 316L. Observando las figuras 12 a 15 se comprueba que los resultados numéricos reproducen bien la forma del perfil de la entalla y que las diferencias existentes se deben principalmente a que no coinciden los valores del acortamiento de diámetro. En el caso de la entalla B, cuando ya la subentalla es muy pronunciada, hay también diferencias importantes en la curvatura de la raíz de la entalla.

El fenómeno de formación de subentallas podría deberse a heterogeneidad del material en el cuello de la entalla, adquirida en el curso de la deformación. Esta explicación justificaría también el importante aumento de deformabilidad del cuello que representan las diferencias entre los resultados numéricos y experimentales. En un material tan dúctil como el acero 316L, la concentración de deformaciones que origina la entalla B puede dar lugar a deformaciones plásticas tan elevadas que alteren el comportamiento elastoplástico del material. La región de material alterado tendría su foco en la raíz de la entalla y desde allí se extendería en dirección al eje de la probeta y a lo largo de la superficie de la entalla, hasta la zona no afectada por la concentración de deformaciones.

La presencia de este material debilitado aumentaría la deformabilidad transversal del cuello de la entalla, produciendo un efecto análogo al de una entalla más profunda, tal como indican los valores numéricos del acor-

tamiento de diámetro cuando son comparados con los experimentales. Por otra parte la existencia de dos regiones con diferente deformabilidad en el perfil de la entalla tendría como consecuencia que cada una de ellas se deformase de distinto modo y sería la explicación de la aparición de subentallas.

5. CONCLUSIONES

La coincidencia de los resultados numéricos y experimentales obtenida para los dos aceros en el caso de la entalla A, y la discrepancia en el caso de la entalla B, también para los dos aceros, indican que la geometría de la entalla y en particular su curvatura, es el factor determinante para que no lleguen a producirse en el material procesos que la teoría clásica de la Plasticidad no contempla y que no permiten aplicar a las probetas entalladas de materiales dúctiles resultados analíticos y numéricos basados en esa teoría.

Cuando la entalla origina fuertes concentraciones de deformación tienen lugar esos procesos, pero varían de un material a otro en función de la ductilidad. De acuerdo con los resultados de esta investigación, cuanto más dúctil sea el material, más se desvía su comportamiento del que predice la teoría clásica, debido a que los procesos que entran en juego son más propios de una alteración del comportamiento elastoplástico que de interferencias con otros aspectos del comportamiento mecánico.

En el caso del acero menos dúctil, el acero A533B, las diferencias aparecen al dar comienzo un proceso de rotura por desgarramiento estable que se superpone al de deformación elastoplástica. La teoría clásica sería un complemento teórico suficiente de las probetas con entalla de fuerte curvatura para determinar el criterio local de fractura que gobierna la iniciación de esa primera etapa del proceso de rotura. En las fases posteriores del proceso la deformación elastoplástica y la rotura se desarrollan de manera simultánea e interactiva, y por tanto, cualquier modelización que sólo contemple uno de esos dos aspectos del comportamiento mecánico del material será insuficiente para reproducir los resultados de los ensayos realizados con probetas entalladas de este tipo.

El caso de un acero de muy alta ductilidad como el A316L, es distinto. Las desviaciones respecto a las predicciones teóricas no pueden asociarse a ningún proceso de rotura, pero sí a zonas de material debilitado por un proceso de daño atribuible a los elevados niveles de deformación plástica que originan en este acero las entallas de fuerte curvatura. El modelo adecuado para predecir el comportamiento de probetas con estas características sería una teoría de daño acoplada con la teoría clásica de la Plasticidad.

6. REFERENCIAS

- [1] McClintock, F.A., "A criterion for ductile fracture by the growth of holes", *Journal of Applied Mechanics*, **35**, 363-371 (1968).
- [2] Rice, J.R. y Tracey, D.M., "On the ductile enlargement of voids in triaxial stress fields", *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, **17**, 201-217 (1969).
- [3] Ritchie, R.O. y Thompson, A.W., "On macroscopic and microscopic analysis for crack initiation and crack growth toughness in ductile alloys", *Metallurgical Transaction A*, **16A**, 233-248 (1985).
- [4] Mackenzie, A.C., Hancock, J.W. y Brow, D.K., "On the influence of state of stress on ductile failure initiation in high strength steels", *Engineering Fracture Mechanics*, **9**, 167-188 (1977).
- [5] Hancock, J.W. y Mackenzie, A.C., "On the mechanism of ductile fracture in high-strength steels subjected to multiaxial stress states", *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, **24**, 147-169 (1976).
- [6] Ritchie, R.O. Servert, W.L., Wullaert, R.A., "Critical fracture stress and fracture strain models for the prediction of lower and upper shelf toughness in nuclear pressure vessels steels", *Metallurgical Transaction A*, **10A**, 1557-1570 (1979).
- [7] Bridgman, P.W., "Studies in large plastic flow and fracture", Harvard University Press (1964).
- [8] Valiente, A. "Inestabilidad plástica y resistencia a tracción de barras cilíndricas entalladas", *Anales de Mecánica de la Fractura*, **8**, 161-166 (1991).
- [9] Valiente, A. y Lapeña, J. "Efecto de la irradiación neutrónica sobre la resistencia de probetas entalladas", *Anales de Mecánica de la Fractura*, **10**, 239-246 (1993).
- [10] Hibbit, H.D., Karlsson, B.I. y Sorensen, E.P., "ABAQUS User's Manual, Version 5.2" (1992).

AGRADECIMIENTOS

La realización de este trabajo ha sido posible gracias a la ayudas PR84-511 y MAT-1-0113-CE, concedidas por la Comisión Interministerial de Ciencia y Tecnología, y a la colaboración prestada en la experimentación por D. José M. Martínez y D. David Culebras, a quienes los autores desean expresar su agradecimiento.