

VNIVERSIDAD DE SALAMANCA

**ÁREA DE CIENCIA DE MATERIALES E INGENIERÍA METALÚRGICA
INGENIERÍA DE MATERIALES**



TESIS DOCTORAL

**INFLUENCIA DE LAS TENSIONES Y
DEFORMACIONES RESIDUALES EN LA
FRAGILIZACIÓN POR HIDRÓGENO DE
ACERO EUTECTOIDE TREFILADO**

Por:

MIGUEL ÁNGEL LORENZO FERNÁNDEZ
Ingeniero de Materiales
Ingeniero Técnico Industrial Mecánico

Directores de Tesis:

JESÚS ANDRÉS TORIBIO QUEVEDO
Doctor Ingeniero de Caminos, Canales y Puertos

VIKTOR KHARIN
Doctor en Ciencias Técnicas

2009

UNIVERSIDAD DE SALAMANCA
ÁREA DE CIENCIA DE MATERIALES E INGENIERÍA METALÚRGICA
INGENIERÍA DE MATERIALES

TESIS DOCTORAL

**INFLUENCIA DE LAS TENSIONES Y
DEFORMACIONES RESIDUALES EN LA
FRAGILIZACIÓN POR HIDRÓGENO DE
ACERO EUTECTOIDE TREFILADO**

POR

MIGUEL ÁNGEL LORENZO FERNÁNDEZ

Ingeniero de Materiales
Ingeniero Técnico Industrial Mecánico



Directores de la Tesis:

JESÚS ANDRÉS TORIBIO QUEVEDO
Doctor Ingeniero de Caminos, Canales y Puertos

VIKTOR KHARIN
Doctor en Ciencias Técnicas

2009

RESUMEN

Los alambres de acero de pretensado se emplean en múltiples campos de la ingeniería entre los que destaca su utilización en la ingeniería civil como elementos de refuerzo en estructuras de hormigón pretensado. Estos aceros de composición eutectoide se obtienen mediante un proceso de conformación plástica en frío denominado trefilado que consiste básicamente en la reducción gradual de la sección transversal del alambre al pasar por una serie de matrices denominadas hileras de trefilado. El proceso produce en el alambre cambios a nivel microestructural que mejoran notablemente su comportamiento mecánico macroscópico. No obstante, a pesar de la mejora sustancial de las propiedades mecánicas del alambre inicial, el proceso de trefilado genera una distribución no uniforme de deformaciones plásticas que causa la aparición de un estado tensional residual al final del proceso. Estos estados tensionales no son despreciables y pueden comprometer la integridad estructural del alambre durante su vida en servicio. Este efecto puede ser particularmente peligroso cuando el material está rodeado de un ambiente agresivo, especialmente en condiciones catódicas. Bajo estas condiciones el estado tenso-deformacional favorece el movimiento del hidrógeno mediante la difusión de este elemento desde la superficie hacia determinados puntos del interior del alambre donde se acumula hasta producir un daño a nivel microestructural que se convierte en un embrión de fractura cuyo reflejo a nivel macroscópico es una reducción de la resistencia del material (fragilización).

Dentro de este marco se plantea el objetivo fundamental de este trabajo: la determinación del papel que juegan los estados tensodeformacionales residuales en los procesos de fragilización por hidrógeno (FH) de los aceros de alta resistencia. Este análisis se ha realizado bajo dos enfoques diferentes. En el primero se analizan los estados tenso-deformacionales residuales producidos por el trefilado que vienen determinados por las condiciones en las que se realiza el proceso de conformación del alambre. Por otro lado, el segundo enfoque permite analizar la influencia de los estados tensodeformacionales producidos por precargas en alambres entallados. En este último caso las distribuciones tensodeformacionales dependen de parámetros (la geometría de la entalla y el nivel de precarga) que se pueden modificar para, de esta forma, conocer en mejor medida la contribución de los diferentes estados tensodeformacionales, con diferentes formas y

magnitudes, en los procesos de difusión de hidrógeno. Para lograr este objetivo el estudio se ha estructurado en cinco capítulos. En el primer capítulo se establecen los objetivos de este trabajo y se describe el planteamiento del análisis propuesto a partir de los resultados de una revisión bibliográfica en la que se indican los estudios que han realizado otros autores sobre los temas tratados en esta Tesis.

El análisis de la influencia de los estados tensodeformacionales en los procesos de FH se ha dividido en dos grandes bloques: el análisis mecánico del proceso de trefilado de alambres y de la precarga aplicada en probetas entalladas con el fin de determinar los estados tensodeformacionales residuales producidos (incluido en el segundo capítulo) y por otro lado el análisis de la influencia de estos estados tensodeformacionales en el proceso de FH de los aceros de alta resistencia (incluido en el tercer capítulo).

El mejor método para determinar los estados tensodeformacionales residuales producidos en los casos de estudio (proceso de trefilado y precargas en entallas) es la simulación numérica mediante el Método de los Elementos Finitos (MEF) debido a las limitaciones que ofrecen las técnicas de medida de las tensiones residuales. Para realizar estas simulaciones es necesario conocer inicialmente el comportamiento mecánico del material. Por este motivo se han obtenido los parámetros que caracterizan el comportamiento mecánico de los alambres al final de cada paso de trefilado mediante la realización de ensayos de tracción simple. También se han realizado ensayos de fatiga con el fin de determinar si los aceros estudiados presentan el denominado *efecto Bauschinger* y a partir de los resultados de estos ensayos determinar el modelo de endurecimiento por deformación que mejor se ajusta a los aceros estudiados.

Los resultados obtenidos en la simulación numérica del proceso de trefilado demuestran que este proceso genera estados tensodeformacionales residuales multiaxiales, siendo la componente más significativa la componente axial (*i.e.* dirección de trefilado) del tensor de tensiones donde aparecen estados de tracción en la superficie y compresión en el interior. Las componentes del tensor de tensiones presentan una cierta autosemejanza al final de cada etapa del proceso de trefilado. Por otro lado en las distribuciones de las componentes del tensor de deformaciones plásticas revelan la acumulación progresiva de la deformación plástica sufrida por el alambre durante el proceso de trefilado.

La geometría de la hilera de trefilado es un factor determinante en el proceso de generación de tensiones y deformaciones residuales. Por este motivo se han analizado en este trabajo la influencia de dos parámetros que definen la geometría de la hilera (el ángulo de entrada del alambre en la hilera y la longitud de transición) en los estados tensodeformacionales residuales mediante la simulación mediante el MEF. Los resultados han demostrado que el proceso de trefilado óptimo se realiza con hileras de trefilado con ángulos de entrada lo más pequeños posible y con longitudes de transición iguales o superiores a un valor característico que coincide con el diámetro del alambre al salir de la hilera, puesto que bajo estas condiciones las distribuciones de tensiones y deformaciones plásticas generados por el proceso de trefilado son menores y más homogéneas.

Para finalizar el capítulo II se han analizado las distribuciones de tensiones y deformaciones residuales generadas por diferentes niveles de precarga en probetas entalladas. Las probetas elegidas se han tomado a partir de los estudios de otros autores considerando dos tipos de entalla, en los que se ha variado la profundidad, mecanizadas en un alambre de alambión (acero inicial sin trefilar) y en un alambre de acero de pretensado fuertemente trefilado. Los resultados muestran como las diferentes entallas generan estados tensodeformacionales diferentes dependiendo de los parámetros de la entalla y del material.

Para cuantificar la susceptibilidad de estos aceros a la FH se ha obtenido la concentración de hidrógeno en los diferentes puntos del material mediante la simulación mediante el MEF del proceso de difusión de hidrógeno asistido por el estado tensodeformacional. Para ello se ha aplicado el método de los residuos ponderados y la aproximación de Galerkin a la ecuación diferencial del flujo de hidrógeno obtenida a partir de la formulación teórica del proceso de difusión asistido por el estado tensodeformacional. Este modelo se ha implementado en un programa comercial de cálculo en el que se ha introducido el campo tensodeformacional interpolando a lo largo del dominio los resultados de la simulación numérica del problema mecánico realizada con un programa comercial de MEF (MSC. MARC).

La formulación del problema es general y puede aplicarse a diferentes casos de estudio utilizando diferentes aproximaciones numéricas en función de la geometría y de las condiciones de contorno del problema a estudiar. En este trabajo se han desarrollado dos

planteamientos del proceso de difusión: unidimensional (1D), válido para el análisis de la difusión de hidrógeno en los alambres trefilados, y un planteamiento bidimensional (2D) válido para el estudio de la difusión en los alambres entallados. En el primer caso el análisis se ha realizado considerando tres casos de difusión: asistida por el estado tensodeformacional, asistida sólo por las tensiones y difusión convencional sin asistencia para determinar la influencia de cada uno de los factores en el proceso de difusión. Los resultados demuestran que los niveles de hidrogenación obtenidos con el modelo asistido por las tensiones y deformaciones plásticas son sustancialmente superiores a los obtenidos en otros modelos, tanto a tiempos de difusión cortos como largos. Esto supone que el efecto conjunto de las tensiones y deformaciones debe ser considerado para no subestimar la cantidad de hidrógeno en el material que puede ir en contra de la seguridad del componente estructural.

El análisis de la influencia del ángulo de entrada del alambre en la hilera de trefilado sobre el proceso de difusión de hidrógeno demuestra que la concentración de este elemento en el material aumenta con el ángulo de entrada. De esta forma se puede considerar que los procesos de trefilado con ángulos de entrada más pequeños presentarán una susceptibilidad a la FH menor a la de los alambres trefilados con ángulos de hilera mayores. Los resultados obtenidos en el análisis de la posible influencia de la longitud de transición en la FH han demostrado que el efecto de dicha longitud sólo es apreciable cuando el valor de este parámetro es estrictamente inferior a un valor característico igual al diámetro del alambre al final de la reducción de sección. En este caso la susceptibilidad a la FH del alambre trefilado es mayor que la que presentan los alambres trefilados con hileras en las que la longitud de transición es igual o superior a la longitud característica.

Para analizar la influencia de las tensiones y deformaciones residuales generadas por precargas en entallas sobre la FH se ha completado la información que proporciona la simulación del proceso de difusión asistida por el estado tensodeformacional con los resultados de los ensayos en ambiente agresivo (tiempos de rotura, análisis fractográfico de las superficies de fractura) en los que se ha reproducido las condiciones que presentan estos alambres durante su vida en servicio.

Los resultados han demostrado que el efecto del campo tensodeformacional residual sobre la FH es muy acusado en las probetas con entallas de poca profundidad debido a que las

distribuciones tensodeformacionales producidas en esta geometría favorecen en mayor medida el proceso de difusión de hidrógeno (mayores gradientes de tensión hidrostática y mayor deformación plástica equivalente) independientemente del paso de trefilado. Esto se debe a la mayor homogeneidad de los estados tensodeformacionales que aparecen en las probetas con gran profundidad de entalla en las que los gradientes de tensión hidrostática y la deformación plástica son menores y por tanto los efectos en la difusión de hidrógeno son menores.

Finalmente en el cuarto y quinto capítulo se incluye la discusión y las conclusiones obtenidas de los estudios realizados en esta Tesis que se han ido exponiendo previamente en los párrafos anteriores. De forma general se puede concluir que a la vista de los resultados obtenidos el proceso de difusión de hidrógeno está fuertemente influido por el estado tensodeformacional presente en el material de forma general y en particular por los estados tensodeformacionales residuales producidos por el proceso de trefilado o por precargas *siendo la contribución de las deformaciones plásticas muy destacada*. De esta forma se establece la necesidad de considerar el efecto de las deformaciones plásticas en los procesos de difusión de hidrógeno para no subestimar la cantidad de hidrógeno que penetra en el alambre.

APORTACIONES ORIGINALES

- Demostración experimental del denominado *efecto Bauschinger* en los aceros estudiados, consistente en la diferencia entre los límites elásticos del material en tracción y en compresión.
- Medición experimental de los *parámetros o indicadores de Bauschinger* en los aceros estudiados en la Tesis Doctoral, utilizando los ciclos de histéresis de la curva tensión-deformación cíclica del material.
- Elucidación del tipo de endurecimiento por deformación idóneo para la simulación del comportamiento elastoplástico del producto inicial del proceso de trefilado (alambrón), que resultó ser el *endurecimiento cinemático*.
- Elucidación del tipo de endurecimiento por deformación idóneo para la simulación del comportamiento elastoplástico del producto final del proceso de trefilado (alambre de acero de pretensado), que análogamente resultó ser el *endurecimiento cinemático*.
- Obtención *cuantitativa* de los estados tensionales residuales (*incluyendo todas las componentes del tensor de tensiones*) en un alambre de acero fuertemente trefilado mediante la simulación numérica del proceso de trefilado multi-paso.
- Extensión del resultado científico anterior a todos los pasos intermedios de la cadena de fabricación de alambre de acero de pretensado comercial, *i.e.*, aceros progresivamente trefilados con niveles intermedios de deformación plástica acumulada.
- Obtención *cuantitativa* de los estados deformacionales residuales (*incluyendo todas las componentes del tensor de deformaciones*) en un alambre de acero fuertemente trefilado mediante la simulación numérica del proceso de trefilado multi-paso.
- Extensión del resultado científico anterior a todos los pasos intermedios de la cadena de fabricación de alambre de acero de pretensado comercial, *i.e.*, aceros progresivamente trefilados con niveles intermedios de deformación plástica acumulada.

- Análisis numérico de la influencia del *ángulo de entrada* en la hilera de trefilado sobre la generación de tensiones y deformaciones residuales en alambres de acero perlítico progresivamente trefilado.
- Análisis numérico de la influencia de la *longitud de transición* de la hilera de trefilado sobre la generación de tensiones y deformaciones residuales en alambres de acero perlítico progresivamente trefilado.
- Definición de una *longitud de transición característica* de la hilera de trefilado, por encima de la cual los niveles tensodeformacionales no dependen sensiblemente de dicha longitud, pudiéndose considerar independientes de la misma.
- Determinación de la *geometría óptima* de la hilera de trefilado para reducir los estados tensodeformacionales residuales producidos por la fabricación de alambres de acero de pretensado, con los consiguientes beneficios en cuanto a integridad estructural.
- Formulación y desarrollo de un modelo numérico bidimensional (2D) de transporte de hidrógeno en metales mediante difusión asistida por el estado tensodeformacional en el interior del material.
- Implementación del modelo numérico desarrollado en un programa de cálculo matemático comercial que permite obtener una solución numérica de la ecuación diferencial de la difusión de hidrógeno en metales.
- Determinación cuantitativa de las concentraciones relativas de hidrógeno en un alambre de acero fuertemente trefilado con una distribución tensodeformacional residual asociada, producida por el proceso de fabricación.
- Determinación de la influencia en el comportamiento mecánico en ambientes agresivos de las tensiones residuales producidas por diferentes procesos de fabricación (diferentes geometrías de hilera).

- Análisis numérico de la influencia del *ángulo de entrada* en la hilera de trefilado sobre las distribuciones de concentración de hidrógeno en alambres de acero perlítico progresivamente trefilado.
- Análisis numérico de la influencia de la *longitud de transición* de la hilera de trefilado sobre las distribuciones de concentración de hidrógeno en alambres de acero perlítico progresivamente trefilado.
- Estimación de la *geometría óptima* de la hilera de trefilado para minimizar el efecto dañino de las tensiones y deformaciones residuales sobre el comportamiento en fractura en ambiente de hidrógeno.
- Diseño *ad hoc* de perfiles tensodeformacionales residuales específicos como consecuencia de un proceso de carga cíclica (carga y descarga) en probetas entalladas de acero perlítico progresivamente trefilado.
- Determinación del efecto de las tensiones y deformaciones residuales producidas por un ciclo de carga y descarga en probetas entalladas sobre las distribuciones de hidrógeno en las proximidades de la entalla.
- Determinación de los modos microscópicos de fractura producidos por el hidrógeno en probetas entalladas sometidas a ensayos de fractura en ambiente de hidrógeno con o sin precarga mecánica.
- Establecimiento de relaciones cuantitativas entre la extensión de los modos fractográficos asociados con la entrada y difusión de hidrógeno en el material (en particular el modo TTS) con los perfiles de concentración obtenidos numéricamente.
- Evaluación experimental de la influencia de las tensiones y deformaciones residuales sobre la fragilización por hidrógeno de alambres entallados de acero perlítico progresivamente trefilado.

AGRADECIMIENTOS

El autor desea expresar su más sincera gratitud a todas aquellas personas e instituciones que han contribuido de una forma u otra a la realización de la presente Tesis, en especial a los que se nombran a continuación:

Al Dr. Jesús A. Toribio Quevedo le agradezco haberme animado a iniciar el gratificante aunque arduo y largo, camino de la investigación científica. A él le agradezco la confianza que ha depositado en mí y su trato siempre afectuoso y cordial. Como director de esta Tesis al Prof. Toribio le agradezco también haber ideado las bases de este trabajo que he desarrollado con la inestimable ayuda de su orientación, así como de sus valiosas aportaciones e ideas.

Al Dr. Viktor Kharin, codirector de esta Tesis Doctoral, le agradezco su completa disponibilidad siempre que necesité su ayuda, su trato amable y sus aportaciones, sabios consejos e ideas que, junto con el Prof. Toribio, han permitido vertebrar y elaborar este trabajo de investigación.

Al Dr. Francisco Javier Ayaso Yáñez por su colaboración y valiosas ideas en la realización del análisis microscópico y los ensayos de laboratorio, así como por su apoyo continuo y su trato afectuoso y amable durante el desarrollo de este trabajo.

A su amiga y compañera Dña. Leticia Aguado Ferreira por estar siempre dispuesta a prestar su ayuda desinteresadamente, por aportar sabios consejos e ideas y por mostrar su apoyo de forma continuada.

A su amigo y compañero Dr. Diego Vergara Rodríguez por su ayuda en el desarrollo de la programación del modelo de difusión asistido por el estado tensodeformacional, por su inestimable colaboración y por su apoyo continuo en las diversas fases de esta Tesis.

A la Dra. Beatriz González Martín y al Dr. Juan Carlos Matos Franco por su colaboración en la realización de los ensayos y en el análisis del Efecto Bauschinger de los aceros estudiados en esta Tesis.

A sus amigos y compañeros del equipo de investigación del Grupo de Fractura de Materiales e Integridad Estructural, Dra. Beatriz González Martín, Dr. Juan Carlos Matos Franco, D. Ezequiel Álvarez Jáñez y Dña. Rocío Rodríguez Gómez, por su apoyo, por su colaboración y por sus ideas que, a lo largo de todo este tiempo, han contribuido de forma inestimable al desarrollo de esta Tesis Doctoral.

A D. Juan José Morillo, técnico de los Laboratorios de Ensayos Mecánicos y de Análisis Microestructural, por estar siempre disponible y dispuesto a ayudar, sobre todo en el mecanizado de las probetas utilizadas en el programa experimental de la Tesis.

A los miembros del área de Ingeniería Mecánica de la ETSII de Béjar por su apoyo y ayuda prestada en la realización de este trabajo.

A las siguientes entidades por la financiación aportada: Ministerio de Ciencia y Tecnología (MCYT; Proyecto MAT2002-01831), Ministerio de Educación y Ciencia (MEC; Proyecto BIA2005-08965), Ministerio de Ciencia e Innovación (MCINN; Proyecto BIA2008-06810), Junta de Castilla y León (JCyL; Proyectos SA078/04, SA067A05, SA067A07 y SA039A08), y el acero suministrado por EMESA TREFILERIA.

Por último quiere agradecer a su familia y amigos, especialmente a sus padres, M^a Jesús y Medardo, y a sus hermanos, Jesús y Jorge, su apoyo incondicional durante este tiempo. Sin ellos no hubiese sido posible.

A todos ellos, muchas gracias.

ÍNDICE

CAPÍTULO I: INTRODUCCIÓN

1. GENERALIDADES.....	1
2. ANTECEDENTES.....	6
2.1. Acero perlítico eutectoide trefilado.....	6
2.2. Tensiones residuales producidas por el proceso de trefilado.....	8
2.3. Fragilización por hidrógeno (FH).....	10
3. OBJETIVOS Y PLANTEAMIENTO DEL PROBLEMA.....	14

CAPÍTULO II: TENSIONES Y DEFORMACIONES RESIDUALES EN ALAMBRES TREFILADOS

1. INTRODUCCIÓN.....	17
2. CARACTERIZACIÓN MECÁNICA DEL MATERIAL.....	24
2.1. Material ensayado.....	24
2.2. Ensayo de tracción simple.....	32
2.3. Resultados de la caracterización mecánica.....	38
2.4. Efecto Bauschinger y tipo de endurecimiento por deformación.....	44
3. ESTADOS TENSODEFORMACIONALES RESIDUALES PRODUCIDOS POR EL TREFILADO.....	61
3.1. Proceso de trefilado.....	61
3.2. Modelización numérica del proceso de trefilado.....	69
3.3. Comprobaciones de la modelización numérica del proceso de trefilado.....	80
3.4. Estados tensodeformacionales producidos por el proceso de trefilado.....	91
3.5. Influencia de la geometría de la hilera de trefilado en las distribuciones de tensiones y deformaciones residuales.....	102
3.5.1. <i>Influencia del ángulo de entrada de la hilera en las distribuciones de tensiones y deformaciones residuales.....</i>	103
3.5.2. <i>Influencia de la longitud de transición en las distribuciones de tensiones y deformaciones residuales.....</i>	111

4. ESTADOS TENSODEFORMACIONALES PRODUCIDOS POR PRECARGAS EN PROBETAS ENTALLADAS DE LOS ALAMBRES TREFILADOS.....	118
4.1. Introducción.....	118
4.2. Casos de estudio.....	121
4.3. Análisis numérico.....	127
4.4. Estados tensodeformacionales producidos por la precarga.....	133
4.5. Estados tensodeformacionales producidos durante una carga de tracción posterior a la precarga.....	138

**CAPÍTULO III: INFLUENCIA DE LOS PERFILES DE TENSIONES Y
DEFORMACIONES RESIDUALES EN LA FRAGILIZACIÓN
POR HIDRÓGENO (FH)**

1. PROCESO DE FRAGILIZACIÓN POR HIDRÓGENO.....	153
2. MODELIZACIÓN DE LA DIFUSIÓN DE HIDRÓGENO EN METALES ASISTIDA POR EL ESTADO TENSODEFORMACIONAL.....	165
2.1. Modelo teórico del fenómeno de FH.....	165
2.2. Condición de contorno y condición inicial del problema de difusión.....	169
2.3. Aproximación numérica del problema de difusión asistida por las tensiones y deformaciones.....	171
2.3.1. <i>Aproximación unidimensional</i>	178
2.3.2. <i>Aproximación bidimensional</i>	182
2.3.2.1. Elementos triangulares de tres nodos (T3).....	183
2.3.2.2. Elementos cuadriláteros de ocho nodos (Q8).....	191
2.4. Comprobación de las aproximaciones numéricas planteadas.....	199
3. INFLUENCIA DEL ESTADO TENSODEFORMACIONAL RESIDUAL PRODUCIDO POR EL TREFILADO EN LA DIFUSIÓN DE HIDRÓGENO.....	200
3.1. Influencia de las tensiones y deformaciones residuales producidas por el proceso de trefilado en la FH.....	200

3.2. Influencia de la geometría de la hilera de trefilado en la difusión de hidrógeno.....	209
3.2.1. <i>Influencia del ángulo de entrada en la difusión de hidrógeno</i>	209
3.2.2. <i>Influencia de la longitud de transición en la difusión de hidrógeno</i>	216
4. INFLUENCIA DE LOS ESTADOS TENSODEFORMACIONALES RESIDUALES PRODUCIDOS POR PRECARGAS EN PROBETAS ENTALLADAS EN LA DIFUSIÓN DE HIDRÓGENO.....	223
4.1. Introducción.....	223
4.2. Procedimiento de ensayo para la generación de tensiones residuales.....	224
4.3. Ensayos de FH en probetas entalladas.....	225
4.4. Resultados de los ensayos de FH.....	229
4.5. Análisis fractográfico de las superficies de fractura.....	231
4.5.1. <i>Análisis visual de las superficies de fractura</i>	232
4.5.2. <i>Análisis microscópico de las superficies de fractura</i>	239
4.5.2.1. Estudio micro-fractográfico: probetas entalladas A0A ensayadas sin precarga.....	240
4.5.2.2. Estudio micro-fractográfico: probetas entalladas A0A* ensayadas con precarga.....	244
4.5.2.3. Estudio micro-fractográfico: probetas entalladas A0B ensayadas sin precarga.....	249
4.5.2.4. Estudio micro-fractográfico: probetas entalladas A0B* ensayadas con precarga.....	255
4.5.2.5. Estudio micro-fractográfico: probetas entalladas A6A ensayadas sin precarga.....	260
4.5.2.6. Estudio micro-fractográfico: probetas entalladas A6A* ensayadas con precarga.....	266
4.5.2.7. Estudio micro-fractográfico: probetas entalladas A6B ensayadas sin precarga.....	275
4.5.2.8. Estudio micro-fractográfico: probetas entalladas A6B* ensayadas con precarga.....	281
4.5.3. <i>Análisis cuantitativo de las superficies de fractura</i>	287
4.6. Distribuciones de hidrógeno en los alambres entallados.....	290

CAPÍTULO IV: DISCUSIÓN

1. CARACTERIZACIÓN MECÁNICA.....	311
1.1. Evolución de los parámetros mecánicos con el grado de trefilado.....	311
1.2. Efecto Bauschinger y tipo de endurecimiento por deformación.....	317
2. ESTADOS TENSODEFORMACIONALES RESIDUALES PRODUCIDOS POR EL TREFILADO Y FH.....	319
2.1. Tensiones y deformaciones residuales tras el proceso de trefilado.....	319
2.2. Influencia del estado tensodeformacional residual producido por el trefilado en la FH.....	327
2.3. Influencia del ángulo de la hilera de trefilado en el estado tensodeformacional residual.....	329
2.4. Influencia del ángulo de la hilera de trefilado en la FH.....	331
2.5. Influencia de la longitud de transición de la hilera de trefilado en el estado tensodeformacional residual.....	333
2.6. Influencia de la longitud de transición de la hilera de trefilado en la FH....	335
3. ESTADOS TENSODEFORMACIONALES RESIDUALES PRODUCIDOS POR PRECARGAS EN ENTALLAS Y FH.....	338

CAPÍTULO V: CONCLUSIONES

1. CARACTERIZACIÓN MECÁNICA.....	359
2. INFLUENCIA DE LOS ESTADOS TENSODEFORMACIONALES RESIDUALES PRODUCIDOS POR EL TREFILADO EN LA FH.....	360
3. INFLUENCIA DE LOS ESTADOS TENSODEFORMACIONALES RESIDUALES PRODUCIDOS POR PRECARGAS EN PROBETAS ENTALLADAS EN LA FH.....	365

BIBLIOGRAFÍA.....	369
--------------------------	------------

SÍMBOLOS Y ACRÓNIMOS

a	Radio exterior del alambre.
A_0	Área transversal de la sección de la probeta.
A_{acum}	Variación del área de la sección transversal del alambre respecto al paso inicial de trefilado.
A_{esp}	Variación del área de la sección transversal del alambre respecto al paso anterior de trefilado.
A_i	Alambre de acero de la familia A correspondiente al paso i .
A_i	Nodo i del elemento finito en coordenadas cartesianas.
A_T	Área total de la superficie de fractura.
A_{T3}	Área del elemento finito triangular.
A_{TTS}	Área de la superficie TTS (<i>Tearing Topography Surface</i>).
A_C	Área de la superficie de Clivaje.
A_{CMH}	Área de la superficie de Coalescencia de Microhuecos.
A_{CMH-AA}	Área de la superficie de CMH afectada por el medio agresivo.
A0A	Entalla tipo A (poca profundidad) del alambrón (A0) sin precarga.
A0A*	Entalla tipo A (poca profundidad) del alambrón (A0) con precarga.
A0B	Entalla tipo B (mucho profundidad) del alambrón (A0) sin precarga.
A0B*	Entalla tipo B (mucho profundidad) del alambrón (A0) con precarga.
A6A	Entalla tipo A (poca profundidad) del acero de pretensado (A6) sin precarga.
A6A*	Entalla tipo A (poca profundidad) del acero de pretensado (A6) con precarga.
A6B	Entalla tipo B (mucho profundidad) del acero de pretensado (A6) sin precarga.
A6B*	Entalla tipo B (mucho profundidad) del acero de pretensado (A6) con precarga.
ASM	<i>American Standard Metals</i> .
ATT	<i>Ammonium Thiocyanate Test</i> . Ensayo en Tiocianato Amónico.
[A]	Matriz de coeficientes del sistema de ecuaciones planteado en el proceso de solución del <i>mapping</i> .
[B]	Matriz derivada de las funciones de forma.
b	Profundidad de la entalla.

B_i	Nodo i del elemento finito en coordenadas locales.
C	Concentración de hidrógeno.
C	Clivaje.
\dot{C}	Velocidad de acumulación de hidrógeno.
C_0	Concentración inicial de hidrógeno en el alambre libre de tensiones y deformaciones.
C_∞	Concentración de hidrógeno a tiempo infinito.
C_{cr}	Concentración de hidrógeno crítica.
C_{eq}	Concentración de hidrógeno de equilibrio.
C_q	Calor específico.
C_r	Concentración relativa de hidrógeno.
$C _q$	Concentración de hidrógeno en el incremento q .
C_Γ	Concentración de hidrógeno en la superficie Γ .
CBT	Corrosión Bajo Tensión.
CF	Corrosión Fatiga.
CMH	Coalescencia de Microhuecos.
CMH*	CMH localizada en la Zona de Proceso de Fractura.
CMH-AA	CMH afectada por el Ambiente Agresivo.
d_0	Diámetro neto de la sección de la entalla.
d_i	Diámetro del alambre correspondiente al paso i de trefilado.
d_{int}	Diámetro interior de la probeta utilizada en el ensayo Bauschinger.
d_{ext}	Diámetro exterior de la probeta utilizada en el ensayo Bauschinger.
D	Coefficiente de difusión de hidrógeno en el acero.
D_{e0}	Coefficiente de difusión de hidrógeno en el elemento $e0$.
D_A	Difusividad de hidrógeno en el acero.
D_x	Coefficiente de difusión en el incremento x .
$\langle D \rangle^{(i)}$	Valor promedio del coeficiente de difusión de hidrógeno del paso i de trefilado.
$D^{(i)}(r)$	Coefficiente de difusión correspondiente al paso i de trefilado.
DAL	Disolución Anódica Localizada.
e	Deformación ingenieril.
E	Módulo de elasticidad.
E	Potencial electroquímico.

EB	Efecto Bauschinger.
ECS	Electrodo de Calomelanos Saturado.
EDX	<i>Electro Dispersive X Ray</i> . Difracción de rayos X electrodispersados.
f	Fracción atómica de hidrógeno.
[f] _e	Matriz elemental empleada en la ecuación matricial de difusión.
[F]	Matriz ensamblada empleada en la ecuación matricial de difusión.
F	Fuerza aplicada.
FH	Fragilización por Hidrógeno.
Fe _α	Estado alotrópico del acero α.
Fe _β	Estado alotrópico del acero β.
Fe _γ	Estado alotrópico del acero γ.
Fe _δ	Estado alotrópico del acero δ.
FIT	Factor de Intensidad de Tensiones.
FIP	Federación Internacional del Pretensado.
g _l	Grado del polinomio.
h _{iso}	Parámetro de endurecimiento isótropo.
h _{cin}	Parámetro de endurecimiento cinemático.
h _{TTS}	Altura de la superficie TTS.
h _c	Altura de la superficie de Clivaje.
[H]	Matriz de las funciones de forma de un elemento finito.
[H _s]	Matriz de las funciones de forma de un elemento finito de la superficie.
H _i	Función de forma del nodo i.
HV	Dureza Vickers.
i	Contador.
I	Valor de la integral calculada por la cuadratura de Gauss.
ISO	<i>International Standardization Organization</i> . Organización Internacional de Estandarización.
\bar{J}	Vector flujo de hidrógeno.
J ₂ '	Segundo invariante del tensor de tensiones.
J _f	Flujo de hidrógeno en la superficie f.
\bar{J}_Γ	Flujo de hidrógeno en el contorno Γ.
J	Jacobiano.

$[k_1]_e$	Matriz elemental empleada en la ecuación matricial de la difusión de hidrógeno dependiente del gradiente de concentración de hidrógeno.
$[k_{2s}]_e$	Matriz elemental empleada en la ecuación matricial de la difusión de hidrógeno dependiente del gradiente de tensiones hidrostáticas.
$[k_{2k}]_e$	Matriz elemental empleada en la ecuación matricial de la difusión de hidrógeno dependiente del gradiente de la solubilidad de hidrógeno.
k_m	Factor de proporción de la malla.
k_R	Factor de proporción de la carga de rotura del alambre entallado.
k_I	Grados de libertad del nodo.
K_T	Coefficiente de transmisión del calor.
K_I	Factor de Intensidad de Tensiones.
$[K]$	Matriz ensamblada K.
$[K_1]$	Término de la matriz ensamblada K dependiente del gradiente de concentración de hidrógeno.
$[K_{2S}]$	Término de la matriz ensamblada K dependiente del gradiente de la tensión hidrostática.
$[K_{2K}]$	Término de la matriz ensamblada K dependiente del gradiente de la solubilidad de hidrógeno.
$[K_3]$	Término de la matriz ensamblada K aplicado a la superficie.
K_{IC}	Tenacidad de fractura.
K_{th}	Umbral de propagación.
K_s	Solubilidad de hidrógeno en el acero.
K_{se}	Término de la solubilidad de hidrógeno dependiente de la deformación plástica.
K_{se0}	Término de la solubilidad de hidrógeno dependiente de la deformación plástica inicial.
l_z	Longitud de transición de la hilera de trefilado.
L	Longitud del alambre.
L_0	Longitud de referencia en los ensayos tracción simple.
L_e	Longitud del elemento 1D.
L_2	Elementos lineales de dos nodos.
L_{TTS}	Extensión de la superficie TTS (<i>Tearing Topography Surface</i>).
L_C	Extensión de la superficie de Clivaje.
L_{CMH}	Extensión de la superficie de CMH.

L_{CMH-AA}	Extensión de la superficie de CMH afectada por el medio agresivo.
m	Inversa del coeficiente de endurecimiento por deformación (Ramberg-Osgood).
m_e	Numero de nodos por elemento.
$[m]_e$	Matriz elemental empleada en la ecuación matricial de la difusión de hidrógeno.
m_0	Deformación plástica utilizada en el método de corrimiento.
$[M]$	Matriz ensamblada M.
MEF	Método de los Elementos Finitos.
MEB	Microscopio Electrónico de Barrido.
\vec{n}	Vector normal a la superficie del volumen V.
n	Cociente de endurecimiento por deformación (Ramberg-Osgood).
n_n	Número de nodos.
n_{ne}	Número de nodos por elemento.
n_{Gauss}	Número de puntos de Gauss utilizados en la cuadratura de Gauss.
n_i	Número de divisiones del estudio de convergencia numérico.
N_T	Número total de nodos de la discretización del MEF.
$N_i^{(e)}$	Funciones de forma del elemento (e).
P	Parámetro de endurecimiento por deformación (Ramberg-Osgood).
P_i	Pesos del punto de Gauss i.
P_i^*	Pesos modificados del punto de Gauss i.
P_{max}	Carga máxima alcanzada en los ensayos EB.
P_R	Carga de rotura de los alambres entallados.
$P_{precarga}$	Carga máxima aplicada durante la precarga.
pH	Logaritmo de la concentración de protones de una disolución.
Q8	Elementos cuadriláteros de 8 nodos.
\mathbf{r}	vector de posición.
r	Coordenada cilíndrica.
r_0	Profundidad de la zona variable del perfil de tensiones residuales idealizados.
r_e	Posición del primer nodo del elemento unidimensional.
R	Constante universal de los gases perfectos.
R^3	Espacio coordenado de las tensiones principales.
s	Tensión ingenieril.

S	Superficie exterior del contorno del volumen V.
S_{eq}	Porción de la superficie de la entalla en contacto con el ambiente agresivo.
S_f	Porción de la superficie de la entalla sobre la que se define una condición de contorno en forma de flujo.
S_L	Fracción de la superficie de la entalla sobre la que se aplica la carga exterior.
s_0	Espaciado interlaminar.
S_0	Sección neta de la entalla.
S_t	Área final de la sección transversal del plano de simetría de la entalla.
$S_{T(i)}$	Sección nominal del alambre del acero correspondiente al paso i de trefilado.
TS	Tracción Simple.
T	Temperatura absoluta.
t	Tiempo.
t_0	Instante inicial de la simulación de difusión.
t_H	Tiempo de activación del hidrógeno.
t_R	Tiempo de rotura en ambiente agresivo del alambre ensayado sin precarga.
t_R^*	Tiempo de rotura en ambiente agresivo del alambre ensayado con precarga.
t_q	Instante de tiempo correspondiente al incremento q del cálculo de difusión.
t_{ref}	Tiempo utilizado en la simulación del trefilado.
t_{TS}	Tiempo utilizado en la simulación del ensayo tracción simple posterior al trefilado.
T3	Elementos Triangulares de 3 nodos.
TTT	Temperatura-Tiempo-Transformación o Diagramas de las "S".
TDR	Tensiones y Deformaciones Residuales.
TR	Tensiones Residuales.
TTS	<i>Tearing Topography Surface</i> . Topografía de desgarro característica del daño producido por el hidrógeno a nivel microestructural.
u	Desplazamiento impuesto en la simulación numérica.
u_i	Valor nodal (nodo i) de la variable U.
u_{ref}	Desplazamiento impuesto en la simulación del trefilado.
u_{TS}	Desplazamiento impuesto en la simulación del ensayo de tracción simple posterior al trefilado.
U	Variable genérica.

UNE	Una Norma Española.
UTS	<i>Ultimate Tensile Strength</i> . Tensión última de rotura.
v	Velocidad de crecimiento de fisura.
V	Volumen.
V_e	Volumen de un elemento de las mallas.
V_H	Volumen parcial molar de hidrógeno.
wt%	Porcentaje en peso del carbono en el acero.
w_i	Pesos utilizados en la cuadratura de Gauss.
$W_i(x)$	Funciones de peso utilizadas en el Metodo de los residuos ponderados.
W_s	Energía de deformación almacenada en el ensayo Bauschinger.
W_p	Energía de deformación máxima en el instante de carga máxima en el ensayo Bauschinger.
x	Profundidad medida desde la punta de la entalla.
x_{cr}	Posición del foco de fractura.
x_e	Posición del primer nodo del elemento unidimensional.
x_{max}	Profundidad del valor máximo de la distribución de tensión hidrostática.
x_{TTS}	Profundidad de la zona TTS.
x_C	Profundidad de la superficie de Clivaje.
x_{CMH}	Profundidad de la superficie de CMH.
x_{CMH-AA}	Profundidad de la superficie de CMH afectada por el medio agresivo.
x_{ZP}	Profundidad de la zona plástica.
\vec{X}_D	Fuerza motriz de la difusión de hidrógeno.
z	Coordenada cilíndrica axial.

α_T	Coeficiente de dilatación térmica.
α	Ángulo de entrada de la hilera de trefilado.
α_i	Constante de las funciones de interpolación.
$\underline{\underline{\alpha}}$	Funciones del endurecimiento cinemático del material.
β_i	Coeficientes de Bauschinger.
β_i	Constante de las funciones de interpolación.
β_ε	Coeficiente de Bauschinger expresado en deformaciones.
β_W	Coeficiente de Bauschinger expresado en energía.
β_σ	Coeficiente de Bauschinger expresado en tensiones.
δ	Densidad.
$\delta(x)$	Función Delta de Dirac.
δ_Y	Desplazamiento en la dirección vertical.
$\overline{\Delta\sigma}$	Salto tensional en la descarga.
$\Delta\lambda$	Variación de la longitud de onda del espectro Raman.
Δx_{\max}	Variación de la profundidad del máximo de la distribución de la tensión hidrostática.
$\Delta\sigma_{\max}$	Variación del máximo de la distribución de la tensión hidrostática.
$\Delta\sigma_0$	Variación de la tensión hidrostática en el centro del alambre.
$\Delta\sigma_{\text{sup}}$	Variación de la tensión hidrostática en la superficie del alambre.
Δx_{ZP}	Variación de la zona plástica del alambre.
$\Delta\varepsilon_\Gamma$	Variación de la deformación plástica equivalente en la superficie del alambre.
Γ	Contorno del volumen analizado.
γ	Ángulo de salida de la hilera de trefilado.
ϕ_i	Funciones de forma del nodo i .
ε	Deformación verdadera.
$\bar{\varepsilon}$	Deformación equivalente.
$\underline{\underline{\varepsilon}}$	Tensor de deformaciones.
$\underline{\underline{\varepsilon}}^P$	Tensor de deformaciones plásticas.
ε^e	Deformación elástica.
ε^p	Deformación plástica.

$\varepsilon_P^{\text{acum}}$	Deformación plástica acumulada.
$\bar{\varepsilon}$	Deformación equivalente.
$\bar{\varepsilon}_P$	Deformación plástica equivalente.
ε_P^*	Predeformación plástica aplicada en el ensayo Bauschinger (EB).
ε_B	Deformación Bauschinger.
ε_{ij}^P	Componentes del tensor de deformaciones plásticas.
ε_P^Z	Deformación plástica axial.
ε_P^r	Deformación plástica radial.
ε_P^θ	Deformación plástica circunferencial.
ε_R	Deformación de rotura.
ε_H^i	Coefficiente de interacción del Hidrógeno-Metal (trampas de hidrógeno).
$\langle \varepsilon^P \rangle^{(i)}$	Deformación plástica promedio del paso de trefilado i .
$\varepsilon^{P(i)}(r)$	Deformación plástica del paso de trefilado i .
$\{\varepsilon_P^{\text{nodales}}\}$	Deformaciones plásticas nodales.
η	Coordenada local.
μ_H	Potencial químico de hidrógeno.
ξ	Coordenada local.
ϑ	Constante de intercambio de masa.
θ	Coordenada circunferencial.
ρ	Radio de la entalla.
σ	Tensión hidrostática.
σ	Tensión verdadera.
σ_{ij}	Componentes del tensor de tensiones.
σ'_{ij}	Componentes del tensor desviador de tensiones.
$\bar{\sigma}$	Tensión equivalente o tensión de von Mises.
$\underline{\underline{\sigma}}$	Tensor de Tensiones.
$\underline{\underline{\sigma}}'$	Tensor desviador de Tensiones.
$\sigma_{I,II,III}$	Componentes principales del tensor de tensiones.
$\sigma^{I,II,III}$	Tensiones residuales de tipo I, II o III respectivamente.
σ_{ap}	Carga aplicada distribuida uniformemente sobre la sección del alambre.
σ_r	Tensión en la superficie del alambre.

σ_{int}	Tensión interna.
σ_{ef}	Tensión efectiva.
σ_{max}	Tensión máxima aplicada en los ensayos BE.
σ_{macro}	Tensión residuales de tipo I o macroscópicas.
σ_Y	Límite elástico del material.
σ_Y^T	Límite elástico del material en tracción.
σ_Y^C	Límite elástico del material en compresión.
σ_R	Tensión de rotura.
σ_{RC}	Tensión de rotura en compresión.
σ_z	Componente axial del tensor de tensiones.
σ_r	Componente radial del tensor de tensiones.
σ_θ	Componente anular del tensor de tensiones.
τ	Constante de estabilidad del algoritmo de solución de la aproximación MEF del problema de difusión de hidrógeno asistida por el estado tensodeformacional.
ν	Coefficiente de Poisson.
Ω	Constante que multiplica a las tensiones en el exponente de la ecuación de la solubilidad de hidrógeno.
Ψ_m	Función utilizada en la integración de Gauss de la integral de la matriz [M].
Ψ_{k1}	Función utilizada en la integración de Gauss de la integral de la matriz [K ₁].
Ψ_{k2s}	Función utilizada en la integración de Gauss de la integral de la matriz [K _{2s}].
Ψ_{k2k}	Función utilizada en la integración de Gauss de la integral de la matriz [K _{2k}].
Ψ_{k3}	Función utilizada en la integración de Gauss de la integral de la matriz [K ₃].
Ψ_f	Función utilizada en la integración de Gauss de la integral de la matriz [F].
ψ	Ángulo de difracción utilizado en el método $\sin^2\psi$.

I. INTRODUCCIÓN

1. GENERALIDADES

Los alambres de acero de pretensado se utilizan ampliamente en diversos campos de la ingeniería debido a sus excelentes propiedades mecánicas entre las que destaca su alta resistencia mecánica, por lo que también son conocidos como aceros de alta resistencia. La principal y más conocida de las aplicaciones de estos aceros se encuentra en la ingeniería civil como elementos de refuerzo en multitud de estructuras de hormigón pretensado en forma de barras (TORIBIO y ELICES, 1991). No obstante estos aceros se utilizan en otros campos de la ingeniería como cables de refuerzo en el mallado de neumáticos, o como cables de alta resistencia utilizados en la extracción de petróleo en las plataformas marítimas (ELICES, 2004). También es utilizado en muy variadas aplicaciones tales como los raíles de ferrocarril, en la extracción de minerales, en cables

de pesca, etc. La importancia de estos aceros en la industria puede quedar reflejada en los datos de la producción anual de este material que en los últimos años se sitúa en torno a los 25 millones de toneladas por año (ELICES, 2004).

Los alambres de pretensado se obtienen a través de un proceso de conformación en frío llamado trefilado en el que se hace pasar un alambre de acero procedente de la acería por una serie de matrices (denominadas hileras de trefilado) en las que se produce una reducción de la sección transversal del alambre. Estas reducciones pueden llegar a ser muy altas por lo que para evitar un daño excesivo del alambre se divide el proceso en diferentes etapas denominadas pasos de trefilado.

El producto inicial del proceso es un acero de composición eutectoide compuesto a nivel microestructural por una serie de colonias de perlita que a su vez están formadas por una formación ordenada de láminas de un material dúctil (ferrita) y un material altamente resistente (cementita o carburo de hierro, Fe_3C). La resistencia mecánica del material es altamente dependiente de la microestructura obtenida durante el proceso de fabricación del acero, en particular del espaciado interlaminar dentro de las colonias.

El proceso de trefilado mejora de forma sustancial las propiedades mecánicas (resistencia mecánica y tenacidad de fractura) del acero inicial (también denominado alambrón). La relación intrínseca entre el proceso de trefilado y la mejora de las propiedades mecánicas del acero eutectoide quedan reflejadas en la evolución creciente de los valores del límite elástico de los alambres de pretensado utilizados en la ingeniería civil a lo largo de la historia. La resistencia de los alambres de acero utilizados en el puente Williamsburg (Nueva York) a principios del siglo XX era de 1200 MPa mientras que en la actualidad el límite está situado en los 1800 MPa de los alambres utilizados en el gran puente del estrecho Akashi Kaikyo (isla de Awaji, Kobe, Japón). Esta evolución ha sido más notable en el caso de los alambres trefilados utilizados como refuerzo en los neumáticos en los que se ha pasado de los 2750 MPa (1975) hasta los 4000 MPa de los alambres utilizados en la actualidad (ELICES, 2004).

Esencialmente el aumento del límite elástico producido durante el proceso de trefilado, como parámetro representativo de la resistencia mecánica del acero, se debe al fenómeno conocido como endurecimiento por deformación, por el que a medida que

sufre deformaciones plásticas el acero se endurece (aumenta su resistencia mecánica). Esta mejora de la resistencia mecánica del alambre se debe a los cambios producidos a nivel microestructural en el mismo: la alineación de las unidades estructurales (colonias de perlita y laminas de ferrita – cementita) y la reducción del espaciado interlaminar. Diversos estudios (OVEJERO, 1998; NAM *et al.*, 2000; TORIBIO, 2004c) han demostrado que las colonias y láminas de perlita se orientan en la dirección de trefilado de forma gradual a medida que pasan por las diferentes hileras de trefilado. Esta orientación convierte al acero trefilado en un material fuertemente anisótropo en el que las propiedades mecánicas en la dirección longitudinal son muy superiores a las del acero inicial, tanto en la resistencia mecánica como en su comportamiento en fractura (aumento de la tenacidad de fractura) (TOLEDANO, 1998).

Lamentablemente frente a la mejora de las propiedades mecánicas aparece un efecto no deseado al final del proceso de trefilado: las tensiones residuales. Estas tensiones surgen como consecuencia de las distribuciones no homogéneas de deformaciones plásticas que sufre en alambre durante el proceso de trefilado. Las distribuciones de tensiones residuales y deformaciones plásticas no son en medida alguna despreciables y pueden, en caso de no ser consideradas, comprometer la integridad estructural al subestimar el estado tensodeformacional que presenta el alambre durante su vida en servicio. La importancia de estos estados es tal que se ha generalizado la aplicación de diferentes técnicas para reducir estas tensiones en los alambres trefilados al final del proceso.

El efecto dañino de los estados tensodeformacionales residuales producidos por el trefilado va más allá del enfoque puramente ingenieril, en el que se consideran como una tensión adicional a las tensiones producidas por las cargas aplicadas al elemento estructural. Bajo el marco de la Mecánica de Fractura se considera que los estados de tensiones de tracción en la superficie son muy perjudiciales para la integridad estructural de las piezas, puesto que favorecen los procesos de iniciación y propagación de fisuras, pudiendo provocar la fractura catastrófica al alcanzar su tamaño un valor crítico. Por el contrario los estados de tensiones residuales de compresión superficial producen un efecto beneficioso en la vida de las piezas puesto que no favorecen la iniciación de fisuras por fatiga. Este efecto es tan beneficioso que en la actualidad se ha generalizado la utilización de diferentes tratamientos, *e.g.* el granallado, cuyo fin

esencial es generar estados de tensiones residuales de compresión en la superficie de la pieza (ASM, 2004c).

Pero los efectos de las tensiones residuales no se limitan a los procesos de iniciación y propagación subcrítica de fisuras superficiales, puesto que son la causa de muchos fenómenos analizados por la Mecánica de Fractura. En particular, los aceros de pretensado son altamente susceptibles a los procesos denominados Corrosión Bajo Tensión (CBT) en la que se produce una acción sinérgica del estado tensodeformacional presente en el alambre y del ambiente que lo rodea cuyos efectos son mucho más acusados que la acción de cada uno de los dos factores actuando por separado.

Se considera que la CBT puede presentar dos mecanismos diferentes dependiendo de las condiciones electroquímicas existentes entre el ambiente hostil y el alambre de pretensado (habitualmente se utiliza el pH del medio agresivo y el potencial electroquímico). Los dos mecanismos se diferencian en la posición que ocupan en el diagrama de Pourbaix del sistema Hierro-Agua: la denominada Disolución Anódica Localizada (DAL) y la Fragilización por Hidrógeno (FH). En el primero se produce la disolución del acero por parte el ambiente agresivo (corrosión) que aparece cuando los valores del potencial y el pH están situados por encima de la línea de descarga del agua. En el segundo mecanismo de CBT, la FH, el material es inmune a la corrosión pero sufre una drástica reducción de sus propiedades mecánicas (fragilización). Este fenómeno aparece a valores de potencial situados por debajo de la línea de descarga del agua. Los aceros de alta resistencia son altamente susceptibles a este tipo de daño (TORIBIO y ELICES, 1991; ASM, 2004f).

Los fenómenos de FH consisten en el daño producido a nivel microestructural por la acumulación de hidrógeno en determinados puntos del material al alcanzar un valor de concentración crítico para un estado tensodeformacional dado. El proceso de acumulación de hidrógeno se produce por el transporte de hidrógeno por difusión desde la superficie hacia determinados puntos internos del material. El modelo universalmente aceptado por la comunidad científica considera que el proceso de difusión está fuertemente condicionado por el estado tensodeformacional presente en el material (TORIBIO y ELICES, 1991; TORIBIO y KHARIN 2000a; ASM, 2004f).

Por estos motivos el estudio de estos aceros encuadrado dentro de la Mecánica de Fractura ha suscitado desde hace varias décadas la atención de la comunidad científica en diferentes aspectos, desde los cambios microestructurales producidos por el proceso, el comportamiento en fatiga y fractura de estos aceros, la definición de micro-mecanismos de fractura, hasta el análisis de los procesos de transporte de hidrógeno en el interior del material, aspecto fundamental en los procesos de FH. Existen diversos estudios en la bibliografía en los que se ha analizado la influencia del estado tensodeformacional en los procesos de FH considerando que el principal mecanismo de transporte del hidrógeno en el interior del metal se realiza por difusión (TORIBIO y ELICES, 1991; TORIBIO y KHARIN 2000a; ASM, 2004f). Entre ellos destaca el trabajo de TORIBIO y ELICES (1991) donde de forma original se analizó la influencia de las tensiones residuales en los procesos de FH. Desde la publicación de este artículo pionero (TORIBIO y ELICES, 1991) no se han realizado estudios en los que se analiza la influencia de las deformaciones plásticas actuando de forma conjunta con la acción de las tensiones residuales producidas por el trefilado en los procesos FH. De esta forma se establece la necesidad de realizar un trabajo de investigación que permita revelar el papel que juegan las tensiones y deformaciones residuales en los procesos de difusión de hidrógeno siguiendo la línea marcada en el trabajo pionero de TORIBIO y ELICES (1991).

2. ANTECEDENTES

2.1. Acero perlítico eutectoide trefilado

Los aceros perlíticos trefilados han sido el objeto de numerosas investigaciones debido a la importancia de estos materiales en diversos campos de la ingeniería (TORIBIO y ELICES, 1991; ASM, 2004a; ELICES, 2004). El análisis realizado en estos trabajos de investigación es muy variado abarcando desde el estudio macroscópico de los parámetros que controlan el proceso de trefilado (ATIENZA, 2001; HE *et al.*, 2003; ÖVERSTAM, 2006) hasta el análisis microestructural de los cambios que produce el proceso de trefilado en la microestructura del acero (TORIBIO y OVEJERO, 1998c; CABALLERO, GARCÍA DE ANDRÉS y CAPDEVILA, 2004; AYASO *et al.*, 2005; TORIBIO *et al.*, 2006) así como el comportamiento en fatiga y fractura de estos aceros bajo condiciones de servicio en aire (VALIENTE y ELICES, 1998; AYASO, 2001; TORIBIO y AYASO, 2001; GONZÁLEZ, 2007; MATOS, 2008) y en ambientes agresivos (OVEJERO, 1998; TORIBIO y OVEJERO, 1999a; 1999b; 1999c; VERGARA, 2007).

El proceso de trefilado ha evolucionado a lo largo del tiempo con el fin de adecuarse a las nuevas necesidades (ELICES, 2004). Esto hizo que la industria del trefilado aumentase su interés en profundizar en el conocimiento de la influencia de las condiciones en las que se realiza el proceso con el fin de optimizarlo. Las investigaciones derivadas de esta necesidad hicieron que el trefilado cambiase de ser un proceso empírico basado en el ensayo-error a ser una ciencia en la que el análisis de la influencia de los diferentes parámetros permite decidir las condiciones óptimas en las que se realiza (KATAGIRI *et al.*, 1999; ATIENZA, 2001, HE *et al.*, 2003).

Una de las consecuencias más importantes del trefilado es la mejora sustancial de las propiedades mecánicas del acero (NAM y BAE, 1995; LANGUILLAUME, KAPELSKY y BAUDELET, 1997a; LUKSZA *et al.*, 1998; TOLEDANO, 1998; TORIBIO, 2004c). Diversos estudios relacionan esta mejora con los cambios producidos a nivel microestructural en el acero. En particular estos cambios se reflejan en la reducción del espaciado interlaminar (NAM y BAE, 1995; TORIBIO y OVEJERO, 1998a; TORIBIO, 2004c) y la orientación progresiva de las láminas y colonias de perlita con el trefilado (TORIBIO y OVEJERO, 1998c; CABALLERO, GARCÍA DE ANDRÉS y CAPDEVILA, 2004).

Pero el interés despertado en la comunidad científica por estos aceros no se ha limitado al análisis de los cambios microestructurales producidos por el proceso de trefilado. Existen múltiples estudios que han analizado el comportamiento en diferentes condiciones de servicio de estos aceros: bajo cargas de fatiga (NAM y BAE, 1995; BERETTA y BONIARDI, 1999; CORNEAU y ROGER, 2000, HUNEAU y MENDEZ, 2000; TORIBIO y TOLEDANO, 2000, ZHUANG y HALFORD, 2001; SADANANDA y VASUDEVAN, 2003; GONZÁLEZ, 2007; MATOS, 2008), comportamiento en fractura en aire (ELICES, 1985; SMITH, 1994; BERETTA y MATTEAZZI, 1996; TOLEDANO, 1998; VALIENTE y ELICES, 1998; TORIBIO y TOLEDANO, 2000; AYASO, 2001; TORIBIO y AYASO, 2002a; 2003; TORIBIO, 2004a; AYASO *et al.*, 2005; TORIBIO y VALIENTE, 2006; TORIBIO *et al.*, 2006) y fractura en ambientes agresivos (LANCHA, 1987; TORIBIO, 1997; OVEJERO, 1998; TORIBIO y KHARIN, 1998a; TORIBIO y OVEJERO, 1999a; TIWARI *et al.*, 2000; WOODTLI y KIESELBACH, 2000; VERGARA, 2007).

Los resultados de los estudios en los que se analizó el comportamiento en fatiga de estos aceros reveló que el producto final del proceso de trefilado presentaba cambios sustanciales en su comportamiento mecánico: la aparición de fisuras como consecuencia del contacto hilera alambre y una fuerte anisotropía.

Durante el proceso de trefilado como consecuencia del contacto entre la matriz y el alambre se producen en el material defectos superficiales que pueden ser la causa de la iniciación y propagación de una fisura (BERETTA y MATTEAZZI, 1996; BERETTA y BONIARDI, 1999). En estos estudios se analizó el proceso de iniciación, nucleación y propagación de fisuras a partir de la densidad de defectos superficiales producidos por el trefilado.

La orientación de las colonias y láminas de perlita convierten al acero trefilado en un material fuertemente anisótropo. Esta anisotropía se observó en diversas investigaciones (ZOLOTOREVSKY y KRIVONOSOVA, 1996; OVEJERO, 1998; TORIBIO y AYASO, 2003; TORIBIO y VALIENTE, 2006) en las que se analizaron las superficies de fractura obtenidas en ensayos en aire en probetas lisas correspondientes al final de cada uno de los pasos de trefilado sometidas a ensayos de tracción simple. En ellas se pudo ver como el modo de propagación de la fractura cambia de modo I en los primeros pasos de trefilado (poca orientación de las laminas de ferrita y cementita así como de las colonias de perlita y

por tanto material isótropo) a modo mixto en los alambres fuertemente trefilados (colonias y láminas muy orientadas y por tanto material muy anisótropo).

Un aspecto interesante del comportamiento mecánico es el denominado efecto Bauschinger. Desde que Bauschinger observó en 1881 este comportamiento en algunos aceros, el análisis del efecto Bauschinger ha sido objeto de numerosos estudios (BUCKLEY y ENTWISTLE, 1956; ABEL, 1973; PEDERSEN, BROWN y STOBBS, 1981; BATE y WILSON, 1986; ARAN, DEMIRKOL y KARABULUT, 1987; CHOTEAU, QUAEGBEUR y DEGALLAIX, 2005). La microestructura es un aspecto muy importante en el efecto Bauschinger (MARGOLIN, HAZAVEH y YAGUCHI, 1978; SOWERBY y UKO, 1979; ONO *et al.*, 1983).

Pero el análisis del efecto Bauschinger va más allá de la comprobación de si los aceros presentan o no el citado efecto Bauschinger puesto que según los estudios de KUHLMANN-WILSDORF y LAIRD (1979) es posible identificar el tipo de endurecimiento por deformación del material a partir de dos variables (tensión interna y tensión efectiva) obtenidas a partir de la curva tensión-deformación cíclica del ensayo Bauschinger del acero. Este método ha sido aplicado en el análisis de este efecto en aceros inoxidables (CHOTEAU, QUAEGBEUR y DEGALLAIX, 2005). En este último estudio se han propuesto diversos modelos numéricos para simular el efecto Bauschinger a partir de consideraciones termodinámicas.

2.2. Tensiones residuales producidas por el proceso de trefilado

Uno de los efectos más importantes del proceso de trefilado es la aparición de tensiones residuales como consecuencia de las distribuciones no homogéneas de deformaciones plásticas producidas en el alambre al final del proceso (TORIBIO y ELICES, 1991; ELICES, 2004).

Entre las técnicas de medida de tensiones residuales las más habituales son los métodos basados en la difracción de partículas (rayos X o neutrones). Estos métodos no son sencillos y presentan una serie de deficiencias tales como la reducida profundidad de penetración (VAN ACKER *et al.*, 1996). Existen diferentes estudios que se han encargado

de analizar las distribuciones tensionales residuales producidas por el proceso de trefilado mediante métodos de difracción de rayos X o difracción de neutrones (CAMPOS y ELICES, 1987; WEBSTER y MILLS, 1998, WEBSTER y WIMPORY, 1998; PYZALLA, 2000; ATIENZA, 2001; LODINI, 2001; SMITH *et al.*, 2001a; MARTÍNEZ-PÉREZ *et al.*, 2004; MARTÍNEZ-PÉREZ *et al.*, 2005).

Estos métodos ofrecen resultados limitados a zonas superficiales (salvo la difracción por neutrones) por lo que en algunos casos resultan insuficientes. Por este motivo la simulación numérica del proceso de conformación plástica se ha establecido como el mejor método para estimar cuantitativamente los estados tensionales producidos en el material (MACKERLE, 2001; SMITH *et al.*, 2001a; MACKERLE, 2003). La simulación del proceso de trefilado ha sido realizada en diversos estudios (LUKSZA *et al.*, 1998; ATIENZA, 2001; HE *et al.*, 2003; ÖVERSTAM, 2006) en los que se han determinado estados de tracción en la superficie del alambre y de compresión en el interior.

Otro gran inconveniente de los métodos de medida de tensiones residuales por difracción es que proporcionan información parcial limitada a alguna de las componentes del tensor de tensiones residuales. No obstante, se han desarrollado diferentes métodos que permiten reconstruir el tensor de tensiones a partir de una serie de medidas limitadas (HÄRTING, 1998, SMITH *et al.*, 2001b; QIAN *et al.*, 2005).

El análisis de las condiciones en las que se realiza el proceso se ha planteado desde diferentes puntos de vista. Unos estudios se han dedicado al proceso de flujo de material al pasar por la matriz (AVITZUR, 1989; DOEGE, KROFF y MASSAI, 2000a), a establecer criterios de fractura del alambre durante el proceso (DODGE, KROFF y ROTARESCU, 2000b; NAKAGIRI *et al.*, 2000) o a determinar la geometría óptima de la hilera (CRITESCU, 1980; GODFREY, RICHARDS y SASON, 2000). También han sido estudiados aspectos como la fuerza de trefilado (ENGHAG, 1997), la lubricación (WRIGHT, 1997) o la temperatura (NEIMARLIJA, 1988).

Las tensiones residuales producidas en el proceso de trefilado tienen un efecto muy importante en el comportamiento mecánico del material durante su vida en servicio modificando el comportamiento en fractura y fatiga de los alambres de pretensado

(SMITH y MILLER, 1978; SURESH, 1998; KATAGIRI *et al.*, 1999; ALMER, COHEN y MORAN, 2000; WEBSTER y EZEILO, 2001; ELICES, 2004).

Otro efecto interesante es el observado en diversos estudios en los que se ha analizado el campo tensodeformacional producido por una carga en las proximidades de un concentrador de tensiones (la punta de una fisura o la punta de una entalla) (AYASO, 2001; BURYACHENKO, 2000; LAZZARIN y FILIPPI, 2006, TORIBIO y KHARIN, 2006). Esto da pie a la idea de generar estados de tensiones residuales *ad hoc* (TORIBIO y AYASO, 2001, 2004) mediante la aplicación de precargas en determinadas geometrías. Estos estados tensiones residuales en la punta del concentrador resultan beneficiosos puesto que producen un retardo en el crecimiento de las fisuras (TORIBIO y KHARIN, 2006).

2.3. Fragilización por hidrógeno (FH)

Los fenómenos de fractura en ambiente agresivo son una de las principales causas de fallo en las estructuras civiles en las que se utiliza el acero de pretensado (ELICES, 1998; WOODTLI y KIESELBACH, 2000; ELICES, 2004). Este tipo de fallos, denominados de forma general Corrosión Bajo Tensión, presenta dos mecanismos dependiendo de las condiciones del ambiente; la Disolución Anódica Localizada (DAL) que aparece en regímenes anódicos y la Fragilización por Hidrógeno (FH) que aparece en regímenes catódicos (LANCHA, 1987; OVEJERO, 1998, VERGARA, 2007).

El análisis de este tipo de fallos en los aceros perlíticos ha sido estudiado en profundidad por LANCHA (1987) tanto en condiciones anódicas como catódicas en un acero sin trefilar y en un acero fuertemente trefilado obtenido al final del proceso. OVEJERO (1998) amplió este estudio analizando la fractura en cada uno de los pasos intermedios de los que consta el proceso de trefilado.

Los fenómenos producidos bajo condiciones DAL en aceros perlíticos han sido el objeto de estudio de numerosas investigaciones (TORIBIO y LANCHA, 1995; TORIBIO y OVEJERO, 1999a, 1999b). Algunas de ellas han generado cierta polémica sobre los mecanismos que la producen (PROVERBIO y LONGO, 2003; CABALLERO, 2004 y PROVERBIO y LONGO, 2004). Los aspectos microscópicos de la fractura en los diferentes

pasos de trefilado se han estudiado mediante el análisis fractográfico en el trabajo de TORIBIO y OVEJERO (1999b) en los diferentes pasos de trefilado bajo condiciones anódicas.

No obstante el mecanismo de fallo más peligroso al que están sometidos los alambres de pretensado en ambientes agresivos se da bajo potenciales catódicos, *i.e.* FH (BERGSMA, BOON y ETIENNE, 1978; SOFRONIS y LUFRANO, 1999; HUNEAU y MENDEZ, 2000; TIWARI *et al.*, 2000; GROMOV *et al.*, 2001; ASM, 2004f). Existen numerosos estudios en los que se analiza este tipo de rotura en ambiente agresivo de los aceros de pretensado trefilados (ELICES, MAEDER y SÁNCHEZ-GALVEZ, 1983; LANCHA, 1987; TORIBIO y ELICES, 1991; OVEJERO, 1998; TORIBIO y KHARIN, 1999a, ELICES, 2004). La importancia de este efecto fragilizador en los alambres es tal que la Federación Internacional del Pretensado (FIP) propuso un ensayo para estimar la susceptibilidad del acero a la FH (FIP, 1978; ELICES, SÁNCHEZ-GÁLVEZ y ENTRENA, 1981; PARKINS, ELICES y SÁNCHEZ-GALVEZ, 1981; TORIBIO y ELICES, 1991). Este ensayo, a pesar de algunos inconvenientes (PARKINS, ELICES y SÁNCHEZ-GÁLVEZ, 1981), resulta económico y fácil de realizar, siendo un medio adecuado para realizar el control de calidad del material empleado. El ensayo permite además medir el umbral de iniciación de fisuras en alambre de pretensado en presencia de condiciones electroquímicas adversas (ELICES, SÁNCHEZ GÁLVEZ y ENTRENA, 1981). Sin embargo, análisis llevados a cabo bajo diferentes niveles de carga, permitieron observar una gran dispersión de resultados, distinta según la tensión aplicada exteriormente (ELICES, MAEDER, SÁNCHEZ-GÁLVEZ, 1983, TORIBIO y ELICES, 1991). De esta forma los resultados de estos estudios confirmaron la importancia del papel que juegan las tensiones residuales superficiales inducidas en el alambre por el proceso de trefilado en los procesos de FH.

El análisis realizado por la comunidad científica del fenómeno de FH cubre aspectos muy variados del fenómeno encuadrados dentro del marco de la Mecánica de Fractura (TORIBIO y LANCHA, 1995; TORIBIO y KHARIN, 1997a; 1997b; ELICES, 1998; TORIBIO y KHARIN, 1999b; 2000b). Entre muchos otros hay estudios en los que analizan los valores umbrales a partir de los que se produce la propagación de la fisura (TORIBIO y KHARIN, 1998a) y otros en los que se restringe la validez del enfoque de la Mecánica de Fractura (la curva de la cinética de crecimiento de fisuras) a los valores locales (en las

proximidades de la punta de la fisura) que toman las variables que intervienen en el proceso (TORIBIO y KHARIN, 1997a; 1997b; 1997c; 1998b).

La evidencia de la acción del hidrógeno en la fractura del material se encuentra al analizar la superficie de fractura del acero (LANCHA, 1987; TORIBIO y ELICES, 1991; TORIBIO, 1996; OVEJERO, 1998; VERGARA, 2007). En ella se puede apreciar un tipo de fractura diferente a los habituales: la denominada TTS, acrónimo de “*Tearing Topography Surface*” que es característica de la acción del hidrógeno (TORIBIO, LANCHA y ELICES, 1992; TORIBIO y VASSEUR, 1997). Los micromecanismos que aparecen durante el proceso de fractura de estos aceros han sido analizados en el estudio de TORIBIO y OVEJERO (1999c).

En la literatura científica se pueden encontrar estudios dedicados al análisis de los procesos de fallo en FH. En diversos estudios (TORIBIO y ELICES, 1991; LUFRANO, SOFRONIS y BIRBAUM, 1996; TORIBIO y KHARIN, 1998b; ASM, 2004f) se analizaron las diferentes etapas en las que se realiza el proceso de fragilización. En estos estudios se considera que el efecto fragilizador se produce por la acumulación de hidrógeno en determinados puntos del material (NAGUMO, TAKAI y OKUDA, 1999; ASM, 2004f) hasta alcanzar una concentración crítica. El transporte de hidrógeno desde la fuente (superficie) hasta los lugares donde se produce el daño puede darse por dos mecanismos: por difusión y por movimiento de dislocaciones (VAN LEEUWEN, 1974; HIRTH, 1980; TORIBIO y KHARIN, 1997b; 1997c, 1999b). Diversos estudios consideran que el principal mecanismo de transporte es la difusión (TORIBIO y ELICES, 1991; TORIBIO y KHARIN, 2000a). Este proceso de difusión está condicionado no sólo por el gradiente de concentración de hidrógeno como fuerza motriz, sino que también depende del estado tensodeformacional (SOFRONIS y McMEECKING, 1989; TORIBIO y ELICES, 1991; LUFRANO, SOFRONIS y BIRBAUM, 1996; YOKOBORI *et al.*, 1996; LUFRANO y SOFRONIS, 1998; SOFRONIS y LUFRANO, 1999; TORIBIO y KHARIN, 2000a).

El efecto del hidrógeno también aparece asociado a la plasticidad (SOFRONIS y LUFRANO, 1999; LIANG, SOFRONIS y ARAVAS, 2003). Este efecto, conocido como HELP (*Hydrogen-Enhanced Localized Plasticity*), consiste en que los átomos de hidrógeno disueltos en la red cristalina promueven los procesos de plasticidad localizada que pueden producir la fractura en dichos lugares. Estos estudios permiten relacionar el

ablandamiento producido por el hidrógeno a escala microestructural con la inestabilidad plástica macroscópica a través del aumento de la movilidad de dislocaciones producido por el hidrógeno.

Las tensiones residuales, al igual que en el comportamiento en fractura en aire, también influyen de forma decisiva en los procesos de FH (ELICES, MAEDER y SÁNCHEZ-GÁLVEZ 1983; TORIBIO y ELICES, 1991; ATIENZA, RUÍZ y ELICES, 2003; VALIENTE, 2006; ATIENZA, RUÍZ-HERVÍAS y ELICES, 2008a; 2008b). Uno de los efectos de las tensiones residuales es la alta dispersión de resultados obtenidos en los ensayos propuestos por la FIP para evaluar la susceptibilidad de los aceros de pretensado a la FH: los ensayos en Tiocianato Amónico (TORIBIO y ELICES, 1991; ATIENZA, RUÍZ-HERVÍAS y ELICES, 2008a; 2008b).

Existen estudios en la literatura científica en los que se ha analizado la influencia de precargas en elementos entallados o fisurados en el comportamiento en fractura en condiciones de FH de alambres de acero de pretensado (TORIBIO y LANCHAS, 1995; TORIBIO y KHARIN, 2000b; 2002). Estos estudios han permitido revelar el efecto beneficioso de las tensiones residuales de compresión generadas en la punta del concentrador de tensiones (entalla o fisura) en la vida de estos alambres en presencia de un ambiente agresivo.

Las diferentes distribuciones tensionales producidas por la acción de una carga mecánica en las proximidades de una entalla sugirió la idea a TORIBIO y AYASO (2004) de aplicarlo al análisis de los procesos de difusión de hidrógeno asistida por el estado tensional. LUFRANO y SOFRONIS (1998) también han estudiado como las entallas y las fisuras aumentan la concentración de hidrógeno en sus proximidades comparando los efectos de las tensiones hidrostáticas y las deformaciones plásticas.

3. OBJETIVOS Y PLANTEAMIENTO DEL PROBLEMA

El objetivo fundamental de esta Tesis Doctoral es analizar la influencia del estado tensodeformacional residual en los procesos de fragilización por hidrógeno (FH) en aceros de alta resistencia obtenidos mediante el proceso de trefilado.

Para lograr este objetivo, el análisis del papel que juegan las tensiones y deformaciones residuales en los procesos de FH se ha realizado bajo dos enfoques diferentes. Por un lado el primer análisis consiste en determinar el papel que juegan las tensiones y deformaciones residuales que se generan en los alambres trefilados debido al proceso de conformación plástica de los mismos. Estos estados están fijados por las condiciones en las que se realiza dicho proceso. El segundo análisis planteado en este trabajo se analiza la influencia de las tensiones y deformaciones producidas por precargas en probetas entalladas. Este análisis permite completar los resultados del primer estudio puesto que en este caso las distribuciones tensodeformacionales residuales pueden ser modificadas *ad hoc* de forma relativamente sencilla modificando los parámetros geométricos de la entalla y la precarga aplicada. A partir de los resultados de este estudio se puedan diferenciar los efectos sobre la difusión de hidrógeno de estas entallas y comprender mejor la influencia de estas distribuciones en los procesos de FH.

En los dos estudios planteados se ha dividido el análisis de la influencia de los estados tensodeformacionales residuales en dos análisis desacoplados. El primero consiste en obtener mediante la simulación numérica mediante MEF los estados tensodeformacionales residuales producidos tanto por el proceso de trefilado como por la precarga en el caso de las probetas entalladas (este análisis está incluido en el capítulo II). Esta es la opción más adecuada en los casos de estudio planteados en este trabajo puesto que los diferentes métodos de medida de las tensiones residuales no son adecuados. Esto se debe a que, además de tener una reducida accesibilidad, los métodos de medida de tensiones residuales aportan información limitada a medidas superficiales. El segundo análisis consiste en la simulación del proceso de difusión de hidrógeno asistido por el estado tensodeformacional, obtenido en el análisis anterior, mediante el MEF (incluido en el capítulo III). Para realizar esta simulación es necesario desarrollar la aproximación numérica de la solución de la ecuación diferencial del flujo de hidrógeno asistida por las tensiones y deformaciones aplicando el método de los

residuos ponderados. Este desarrollo permite posteriormente implementar la aproximación numérica por MEF en un programa de cálculo matemático (MathCAD®) con el fin de obtener las distribuciones de las concentraciones de hidrógeno en los diferentes puntos del material en diversos instantes de tiempo y finalmente con el análisis de estos resultados esclarecer la influencia de las tensiones y deformaciones residuales en los procesos de difusión de hidrógeno.

En el caso de los alambres entallados el análisis de la influencia de las tensiones y deformaciones residuales en la FH se ha dividido en dos partes. Por un lado, mediante la simulación numérica del proceso de difusión de hidrógeno, al igual que en el análisis de las tensiones y deformaciones residuales del proceso de trefilado, es posible determinar las concentraciones de hidrógeno presentes en el alambre. Por otro lado, mediante la realización de diferentes ensayos en ambiente agresivo de los alambres entallados libres de tensiones residuales (sin precarga) así como de los alambres entallados con tensiones y deformaciones residuales (con precarga) es posible conocer la susceptibilidad a la FH de los alambres ensayados mediante el análisis de las superficies de fractura y de los tiempos de rotura de los alambres en los ensayos en ambiente agresivo. Esta información obtenida de los ensayos (tiempos de rotura y análisis fractográfico) analizada de forma conjunta con las distribuciones de la concentración de hidrógeno obtenidas en la primera parte permitirán conocer en mayor medida el papel que juegan las tensiones y deformaciones residuales en los procesos de FH.

Para conseguir el objetivo fundamental de este trabajo ha sido necesario establecer diferentes objetivos específicos que se describen a continuación.

En primer lugar para desarrollar las simulaciones numéricas mediante el MEF de la parte mecánica del problema resulta necesario determinar las propiedades mecánicas de los aceros estudiados. Estos parámetros se pueden obtener de una forma relativamente sencilla a partir de la curva tensión deformación verdadera obtenida en un ensayo de tracción simple. Por tanto para obtener estos parámetros se han realizado ensayos de tracción simple a los alambres trefilados correspondientes a cada paso de trefilado. El problema planteado consiste en la simulación numérica de un problema elastoplástico, por lo que resulta necesario determinar el tipo de endurecimiento por deformación del material. Para ello se han realizado ensayos Bauschinger a partir de los cuales se puede

obtener, además del modelo de endurecimiento por deformación que mejor se ajusta al comportamiento real del material, si el acero exhibe el denominado efecto Bauschinger.

La simulación numérica del proceso de trefilado realizada para obtener los estados tensodeformacionales generados por el proceso de conformación plástica del alambre permiten establecer un estudio complementario que permite analizar la influencia de los parámetros que definen la geometría de la hilera de trefilado en los procesos de generación de tensiones y deformaciones residuales y a partir de ellos su influencia en los procesos FH. Para ello se han considerado, para las dos variables consideradas (ángulo de entrada y longitud de transición de la hilera) tres casos de estudio en los que se ha considerado distintos valores de estos parámetros dentro de los límites habitualmente utilizados en la industria de trefilado. Los resultados de este estudio permitirán determinar las condiciones óptimas en las que se realiza el proceso de trefilado bajo el criterio de minimizar los estados tensodeformacionales residuales generados al final del proceso y reducir por tanto la susceptibilidad a la FH de dichos alambres.

II. TENSIONES Y DEFORMACIONES RESIDUALES EN ALAMBRES TREFILADOS

1. INTRODUCCIÓN

En la actualidad los productos comerciales de acero se obtienen mediante diversos procesos que permiten transformar tanto la forma como las propiedades mecánicas, químicas y térmicas del material procedente de la acería, estableciendo en el producto comercial final unas propiedades determinadas que permitan garantizar su buen funcionamiento durante su vida en servicio. Durante estos procesos se producen en el material cambios a nivel microestructural (debidos a diferentes causas de origen mecánico, térmico o químico) que generan, a su vez, al final del proceso unos estados tensionales (denominados tensiones residuales) en las piezas ya fabricadas, y en ausencia de cargas mecánicas externas o gradientes de temperatura. El origen de estas

tensiones reside en la reacción interna del material para compensar los desajustes que se producen debidos a las deformaciones plásticas no homogéneas que sufre el material durante el proceso de fabricación.

En la mayoría de los casos, las magnitudes de estas tensiones y deformaciones residuales no son en medida alguna despreciables y pueden comprometer la integridad estructural y el buen desarrollo de las aplicaciones para las que ha sido diseñado el material. De esta forma las tensiones residuales, desde el punto de vista del análisis clásico de estructuras, deben ser consideradas como un estado tensional añadido a la sollicitación a la que va a estar sometido el material durante su vida en servicio para evitar la subestimación de las cargas reales a las que estará sometido. No obstante el efecto de las tensiones residuales no consiste tan sólo en un estado tensional añadido a las tensiones de diseño, puesto que estas tensiones juegan un papel esencial en los procesos de iniciación y propagación de fisuras por fatiga (ELICES, 1998; SURESH, 1998 ASM, 2004a; 2004d; 2004f) que pueden conducir a la fractura catastrófica del elemento estructural.

El análisis detallado del papel de estas tensiones permite conocer el efecto dañino o beneficioso que producen las tensiones residuales en el comportamiento mecánico del material durante su vida en servicio. Los estados de tensiones residuales de tracción en la superficie son potencialmente peligrosos, puesto que actúan como agente iniciador de fisuras (ELICES, 1998; SURESH, 1998; ASM, 2004d; 2004f). Por el contrario, los estados de tensiones residuales de compresión en la superficie resultan beneficiosos para la vida en fatiga puesto que retardan los procesos de iniciación (ELICES, 1998; SURESH, 1998; ASM, 2004d; 2004f). Por estos motivos es una práctica habitual en la industria aplicar diferentes procesos, tales como el granallado o el trefilado con reducciones de sección suave, que generan sobre la pieza final un estado de tensiones residuales superficiales de compresión que mejora su comportamiento en fatiga.

El estudio del comportamiento mecánico de materiales revela que las tensiones residuales, además de los efectos citados anteriormente, juegan un papel esencial en otros procesos de fallo de piezas en ingeniería. Existen diversos estudios en la literatura científica en los que se aborda esta influencia tanto en sólidos fisurados (TORIBIO y ELICES, 1991; ELICES, 2004) como en sólidos entallados (TORIBIO y AYASO, 2004).

Las tensiones residuales se pueden clasificar siguiendo diferentes criterios (WHITERS Y BHADESHIA, 2008a; 2008b). Si se analiza la causa de su aparición se pueden clasificar en tensiones residuales de origen mecánico (producidas durante el proceso de conformación en el que el material soporta deformaciones plásticas localizadas o estados de deformación no homogéneos), de origen térmico (están relacionados con los cambios de fase que producen cambios microestructurales generados durante el proceso de enfriamiento del material, o con gradientes de temperatura), o de origen químico (debidos a cambios de volumen asociados a reacciones químicas de precipitación o transformaciones de fase). Los tratamientos químicos superficiales y los revestimientos, a su vez, pueden generar elevadas tensiones residuales en las capas superficiales de la pieza. Otro ejemplo de generación de tensiones residuales se encuentra en los procesos termoquímicos de nitruración y carburación en los que aparecen estados tensionales de compresión en la zona donde se produce la difusión del elemento utilizado en el proceso termoquímico (nitrógeno en el caso de la nitruración y carbono en el caso de la carburación) causado por la precipitación de nitruros o carburos respectivamente. La magnitud de las tensiones residuales producidas en los revestimientos puede ser muy alta, situándose en torno a 6 – 8 GPa e incluso en algunos casos puede superar estos valores tal como ocurre en la interfase de determinados revestimientos aislantes (WHITERS y BHADESHIA, 2008a; 2008b).

No obstante la forma más habitual de clasificar las tensiones residuales es de acuerdo con la escala de la dimensión sobre la que actúan. De esta forma se distinguen tres tipos de tensiones residuales: las tensiones residuales de tipo I, o tensiones residuales macros (σ_{Macro} o σ^{I}), son aquellas en las que las dimensiones sobre las que actúan son superiores al tamaño de grano; las tensiones residuales de tipo II y III o tensiones residuales micro, donde en ambos casos las distribuciones varían a escalas inferiores a las dimensiones del grano. En el caso de las tensiones del tipo II, σ^{II} , (también llamadas tensiones intergranulares) la dimensión característica sobre la que varían es el tamaño de grano y en el caso de las tensiones tipo III, σ^{III} , la dimensión característica es la escala atómica *i.e.* sobre dimensiones inferiores al diámetro del grano. En la Fig. 2.1 se muestra un esquema de las distribuciones de las tensiones residuales macro (Tipo I) y micro (Tipo II y Tipo III) presentes en un material en función de las dimensiones sobre las que están aplicadas.

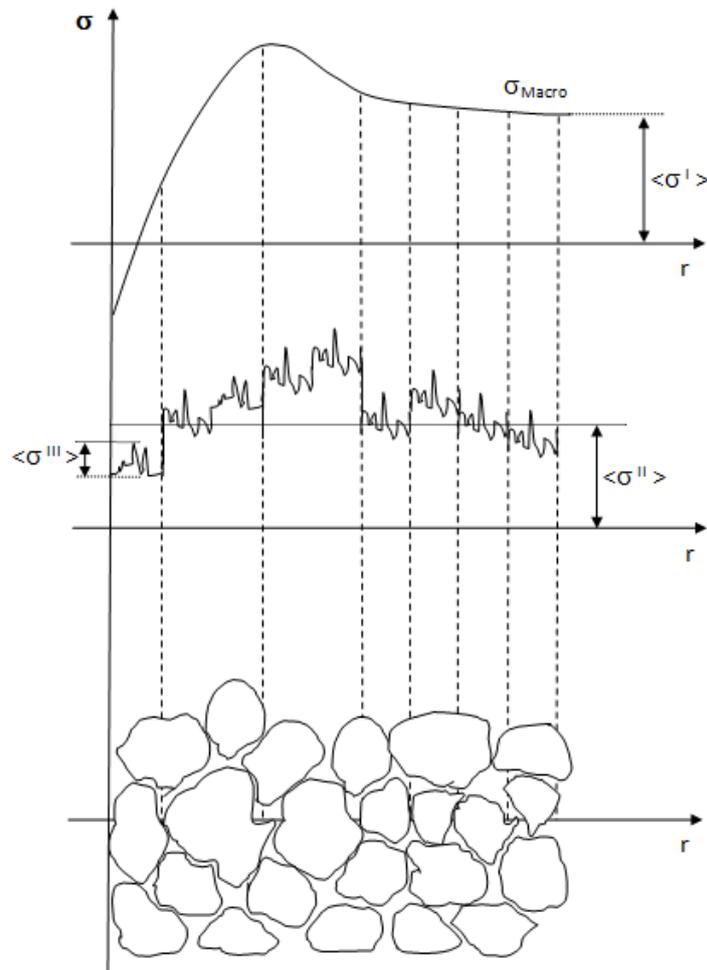


Fig. 2.1. Campos de tensiones residuales clasificados en función de la escala dimensional: Tipo I o tensiones residuales macro (σ_{Macro} ó σ^I), tensiones residuales tipo II o intergranulares (σ^{II}) y tensiones residuales tipo III o atómicas (σ^{III}).

Esta clasificación resulta especialmente útil a la hora de diferenciar los tipos de análisis de las tensiones residuales presentes en un material en función de los objetivos del estudio. Así en el caso del análisis estructural o mecánico de una pieza las tensiones residuales del tipo I o tensiones macro son las que realmente resultan relevantes mientras que las tensiones de tipo II o III se pueden obviar. Sin embargo si la escala de análisis es microestructural como puede ser el caso de la Mecánica de Fractura o estudio de tratamientos térmicos, el análisis de las tensiones residuales de tipo II y III resulta esencial para comprender el comportamiento de las piezas.

Debido al papel altamente relevante que juegan las tensiones residuales en el comportamiento mecánico de los materiales, resulta esencial conocer los estados tensodeformacionales residuales que presenta el producto final de un proceso de fabricación. En la actualidad existen multitud de métodos que permiten determinar estas tensiones utilizando diversas técnicas que pueden clasificarse de forma general en tres grandes grupos.

El primero corresponde a las técnicas de medida basadas en métodos mecánicos, entre las que destacan el taladrado, la medida de la curvatura tras la eliminación de una capa superficial del material en placas, los métodos de flexibilidad, etc. Por lo general estos métodos son destructivos y proporcionan una información parcial sobre los estados tensionales, limitándose a zonas próximas a la superficie. Básicamente estos métodos consisten en eliminar una parte del material de diversas formas y medir (con una serie de extensómetros colocados de forma adecuada) las deformaciones que aparecen en el material para recuperar el equilibrio perdido al desaparecer las tensiones residuales de la capa eliminada. A partir de las deformaciones medidas es posible estimar los estados tensionales que tenía la zona eliminada.

En el segundo grupo en el que se pueden clasificar los métodos de medida de tensiones residuales se agrupan todos los métodos basados en la difracción de partículas (rayos X o neutrones). Entre estos métodos se incluyen la difracción de rayos X, el sincrotrón (o Rayos X de alta intensidad), la difracción de neutrones y la difracción de electrones. Estos métodos son no destructivos y proporcionan en algunos casos medidas de tensiones residuales no solo limitadas a la superficie del material aunque suelen ser caros y de uso limitado. Estos procedimientos se basan en hacer incidir un haz de partículas sobre el material y analizar el rayo reflejado, con lo que a partir de la ley de Bragg es posible conocer las deformaciones internas que presenta la red cristalina del material y a partir de ellas, utilizando diferentes métodos, como por ejemplo el método $\sin^2\psi$, las tensiones residuales presentes en el interior del material.

Finalmente, el último grupo incluye un conjunto de métodos basados en diferentes propiedades que agrupa al resto de técnicas de medida. Está formado por las técnicas de ultrasonidos, magnéticas, piezospectroscopia, métodos termoelásticos, fotoelásticos, etc. El principal inconveniente de estos métodos es que sólo son aplicables a aquellos

materiales que presenten la propiedad que utiliza el método (magnetismo, fotoelasticidad, termoelasticidad, etc.). Frente a este inconveniente su principal ventaja es que permiten realizar medidas *in situ* en determinados casos. Por este motivo resultan adecuados para realizar labores de inspección en estructuras o tuberías. En la Tabla 2.1 se muestra un resumen de las características básicas de los métodos más utilizados, incluyendo un breve comentario sobre sus ventajas e inconvenientes, así como de las condiciones en las que su utilización resulta más adecuada.

Tabla 2.1. Técnicas de medida de tensiones residuales y sus características (WHITERS y BHADESHIA, 2008a; 2008b).

Método	Penetración*	Resolución espacial*	Precisión	Comentarios
Taladrado (distorsión producida por la relajación de tensiones)	~1.2 x diámetro del agujero	50 μm profundidad	± 50 MPa, limitado por la reducción de sensibilidad al aumentar la profundidad.	Tipo I Medidas limitadas al plano Semidestructivas
Curvatura (distorsión por la aparición de tensiones o relajación)	0.1-0.5 del espesor	0.05 del espesor, sin resolución lateral	Limitado por la curvatura mínima medible	Tipo I Medidas limitadas al plano A menos que se use incrementalmente el campo tensional no se determina de forma única.
Difracción de rayos X	<50 μm (Al); <5 μm (Ti) <1 mm (con eliminación de capas)	1 mm lateralmente; 20 μm en profundidad	± 20 MPa limitada a no linealidades en $\sin^2\psi$	Cambios picos: tipo I, II, Ancho picos: tipo II, III No destructiva para medidas superficiales; Sensible a la preparación de la superficie.
Rayos X de alta intensidad	150-50 μm (Al)	20 μm lateral al rayo incidente 1 mm paralelo al rayo	$\pm 10^{-5}$ deformaciones, limitada por las estadísticas del grano de la muestra	Pequeños volúmenes de análisis. Galgas/patronos en forma de polvo
Neutrones	200 μm (Al); 25 μm (Fe); 4 μm (Ti)	500 μm	$\pm 10^{-5}$ deformaciones; limitada por las estadísticas de conteo y la fiabilidad del estado de referencia (libre de tensiones)	Cambios picos: tipo I, (II) un poco anchos. Dificultades de accesibilidad Baja velocidad de adquisición de datos Muy costosa
Ultrasonidos (tensiones relacionadas con cambios en la velocidad de ondas elásticas)	>10 cm	5 mm	10%	Tipos I, II, III Sensible a la microestructura.
Magnéticos (tensiones relacionadas con variaciones en los campos magnéticos)	10 mm	1 mm	10 %	Tipos I, II, III Sensible a la microestructura. Solo para materiales magnéticos.
Espectroscopia Raman	< 1 μm	< 1 μm aprox.	50 MPa	Tipos I, II

* Los valores de resolución y penetración marcados son representativos a grandes rasgos de la técnica.

Para reducir el riesgo que puede aparecer al no considerar la actuación de las tensiones residuales presentes en el material debidas al proceso de fabricación de la pieza se suelen aplicar diversos métodos con el fin de reducir o eliminar estas tensiones no deseables. Básicamente existen dos tipos de técnicas utilizadas en la industria: la primera corresponde a los métodos de origen mecánico entre los que se incluye el granallado y un proceso en el que se aplica una ligera reducción de sección a la pieza (trefilado suave); el segundo tipo comprende los métodos de origen térmico de relajación de tensiones.

Las técnicas de eliminación de tensiones residuales del primer tipo consisten en introducir en el material estados de compresión en la superficie de la pieza, bien sea mediante el impacto de partículas de forma esférica de reducido diámetro sobre la superficie (proceso de granallado), o bien deformando plásticamente la superficie al hacer pasar la pieza por una matriz en la que se reducen ligeramente las dimensiones de su sección transversal (ASM, 2004a; 2004d; 2004f). Por otro lado en el caso de las técnicas basadas en los tratamientos térmicos de relajación de tensiones el proceso consiste en aplicar un calentamiento de la pieza por encima de la temperatura de transformación, para posteriormente enfriarlo lentamente. De esta forma se evita que se produzcan diferencias entre las transformaciones de los diversos granos que, tal como se ha visto anteriormente, pueden ser los responsables de la aparición de tensiones residuales. El principal inconveniente de este método es que, en determinados materiales, se puede destruir parcial o totalmente la microestructura. Esto es precisamente lo que sucede en los aceros templados, en los que este tipo de tratamientos hace que se pierda la mejora de las propiedades mecánicas del material obtenidas inicialmente con el tratamiento térmico de temple.

En el caso de los aceros obtenidos al final del proceso de trefilado, las tensiones residuales producidas por el conformado se suelen reducir aplicando un tratamiento termomecánico al final del proceso. Estos tratamientos son en general recocidos, a temperaturas inferiores a la temperatura de recristalización del material, con el objeto de no perder con este tratamiento las propiedades mecánicas generadas durante el trefilado. Las técnicas utilizadas suelen ser el estabilizado y el envejecido. Las condiciones exactas en las que se realizan estos procesos son un secreto bien guardado por la industria del trefilado debido a su gran importancia.

2. CARACTERIZACIÓN MECÁNICA DEL MATERIAL

2.1. Material ensayado

Los aceros de alta resistencia utilizados como alambres de acero de pretensado en multitud de estructuras en ingeniería presentan una composición química correspondiente al punto eutectoide del diagrama de fases Fe-C mostrado en la Fig. 2.2. La composición del acero eutectoide corresponde a un contenido en peso de carbono de aproximadamente 0.8 %. En este punto del diagrama coexisten dos formas alotrópicas del hierro en estado sólido, la austenita (Fe- γ) y la ferrita (Fe- α) combinada con la cementita (Fe₃C).

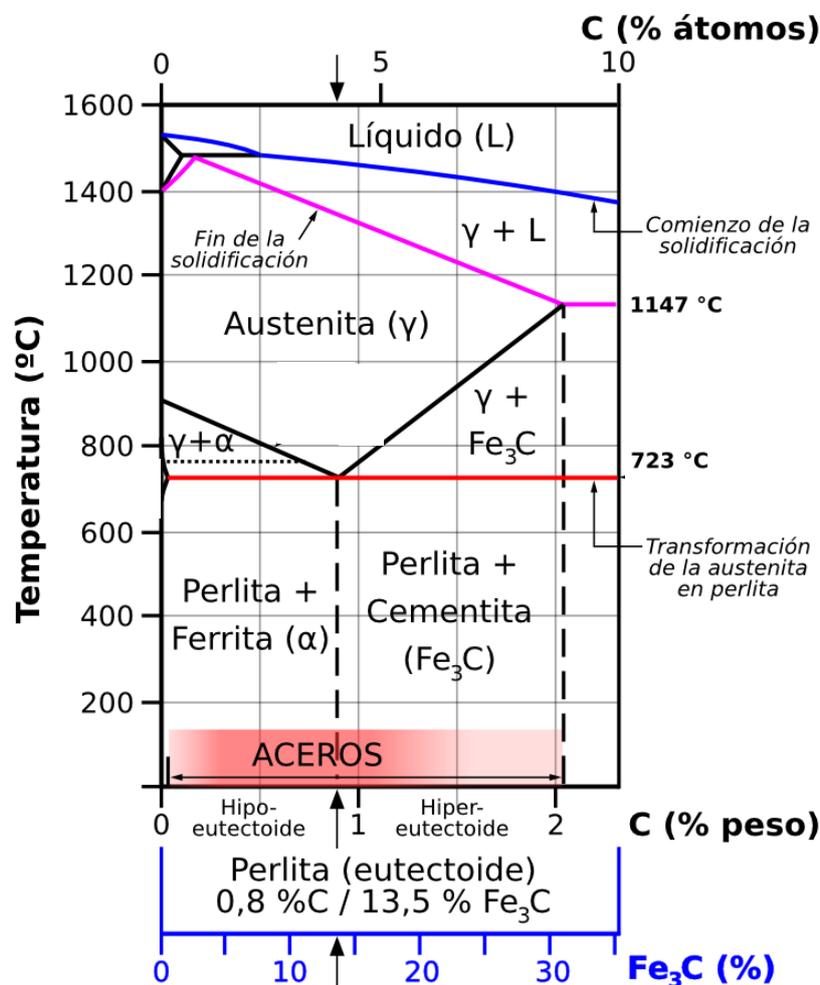


Fig. 2.2. Diagrama de equilibrio del sistema Fe-C (ASM, 2004a).

Así pues en la formación del acero con una composición eutectoide se produce la transformación de la austenita ($\text{Fe-}\gamma$) en un compuesto formado por láminas alternadas de ferrita o $\text{Fe-}\alpha$ y cementita (Fe_3C o carburo de hierro *i.e.* el compuesto químico que marca la máxima solubilidad del carbono en la red atómica del hierro). En este proceso de enfriamiento (ver Fig. 2.3) los granos de austenita se transforman en un compuesto llamado perlita, llamado así por el aspecto brillante semejante al de las madreperlas que observaron los primeros metalurgistas, que está formado por diversas colonias en las que se alternan láminas de ferrita y cementita equiorientadas formando en cada colonia una estructura que podría considerarse como un material microcompuesto (ver Fig. 2.4). Esta distribución confiere a estos aceros unas propiedades mecánicas excelentes, por lo que estos aceros también son conocidos como aceros de alta resistencia.

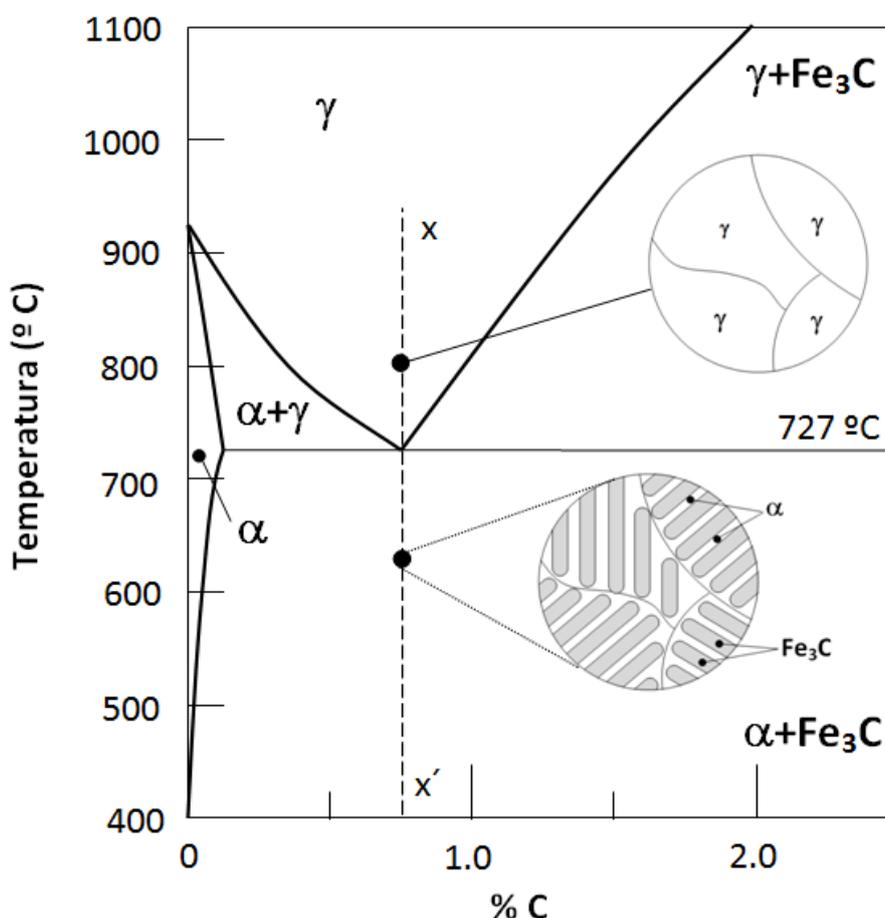


Fig. 2.3. Cambios microestructurales producidos durante la transformación eutectoide, formación de la perlita en el proceso de enfriamiento a lo largo de la trayectoria $x-x'$.

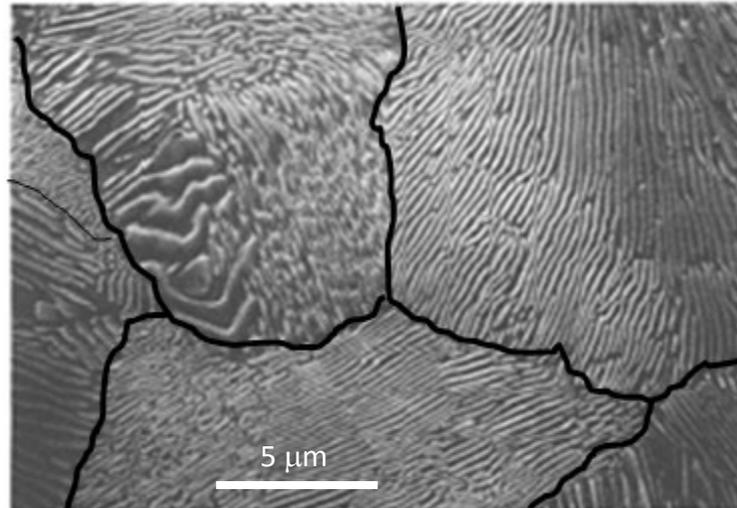


Fig. 2.4. Microestructura perlítica de un acero de composición eutectoide obtenida con un microscopio electrónico de barrido (ASM, 2004a).

En cada una de las colonias existe un parámetro decisivo en las propiedades mecánicas del acero final, el espaciado interlaminar (s_0), que es la distancia entre las láminas de ferrita y cementita de la colonia. Básicamente este parámetro depende de las condiciones en las que se realiza el enfriamiento desde la temperatura de austenización.

Las propiedades mecánicas se ven altamente condicionadas por el proceso de enfriamiento aplicado al acero desde la fase austenítica hasta la temperatura ambiente. Los diagramas Tiempo-Temperatura-Transformación (TTT, también conocidos como diagramas de las S), como el mostrado en la Fig. 2.5, permiten identificar las diversas microestructuras obtenidas al realizar el proceso de enfriamiento a diferentes velocidades. En este diagrama se pueden ver dos líneas en forma de “S” que marcan el comienzo y el final de las transformaciones de la microestructura austenítica del acero. En estas curvas se pueden distinguir dos zonas: la nariz perlítica (situada en la parte superior del diagrama) y el mentón bainítico (situada en la parte inferior del diagrama). Si se cruza las líneas de transformación en la zona superior de la nariz perlítica la austenita se transformará en perlita fina o gruesa dependiendo de si la velocidad de enfriamiento es lenta (perlita fina) o rápida (perlita gruesa). Por el contrario si se cruzan las líneas de transformación por debajo de la nariz perlítica se obtiene una microestructura conocida como bainita que presenta, al igual que la perlita, variaciones dependiendo de la velocidad de enfriamiento. Finalmente para velocidades de

enfriamiento muy altas (proceso de templado del acero) no se cruza las líneas de transformación de las “S” y corta la curva del diagrama de TTT en las líneas de transformación horizontales que marcan la transformación de la austenita en martensita (una microestructura muy resistente pero altamente frágil).

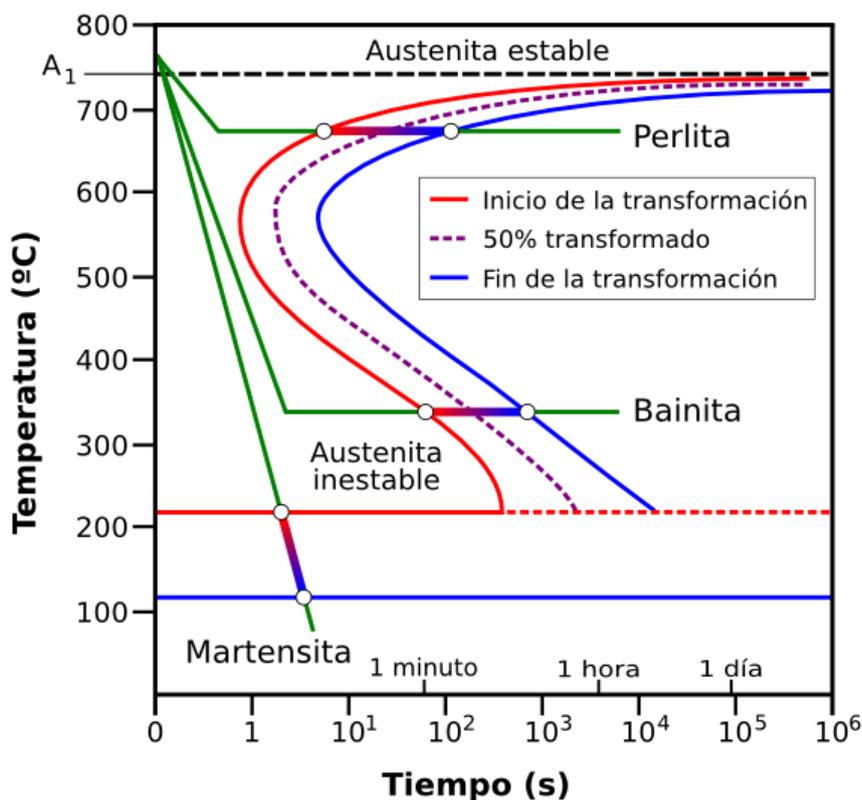


Fig. 2.5. Diagrama de transformación isoterma de un acero 1080 con 0.79% en peso de C y 0.76 % en peso de Mn (ASM, 2004a).

En el trabajo realizado en esta tesis doctoral se han utilizado diversos alambres de un acero perlítico, denominado en el trabajo Acero A, cuya composición química viene dada en la Tabla 2.2. Cada uno de ellos corresponde a los alambres obtenidos al final de cada una de las etapas en las que se ha dividido el proceso de trefilado del acero en la trefilería. En el caso del acero analizado, el proceso de trefilado está dividido en seis pasos en los que lleva a cabo una reducción progresiva del diámetro del alambre. Para identificar cada uno de ellos se ha utilizado la siguiente notación, en la que el primer carácter representa la familia del acero A y el número i indica el número de pasos de trefilado que ha sufrido el alambre. *i.e.* el alambre A_i representa el alambre obtenido al final del paso i del proceso de trefilado.

Tabla 2.2. Composición química del acero estudiado.

C	Mn	Si	P	S	Al	Cr	V
0.8	0.69	0.23	0.012	0.009	0.004	0.265	0.060

En la Tabla 2.3 se muestran las dimensiones - diámetros d_i - de los alambres al final de cada una de las etapas, i , de trefilado así como las deformaciones plásticas acumuladas (ε_p^{accum}) en el alambre como consecuencia del proceso de conformación. Estas deformaciones plásticas producidas en el alambre al pasar por cada hilera se pueden obtener a partir de la siguiente relación que deriva de la hipótesis de conservación de volumen:

$$\varepsilon_p^{accum} = \ln \left(\frac{d_i}{d_0} \right)^2 \quad (2.1)$$

Además de la deformación plástica acumulada, las reducciones en la sección transversal que sufre el alambre durante el proceso de trefilado son otro indicador del grado de deformación plástica sufrido por el material. Por este motivo se incluyen en la Tabla 2.3 la variación del área transversal del alambre respecto al área de la sección transversal del paso anterior del trefilado (A_{esp}) así como la variación del área de la sección transversal respecto al área correspondiente al paso inicial, la denominada A_{accum} :

$$A_{esp}(\%) = \frac{sT(i-1) - sT(i)}{sT(i-1)} 100 \quad (2.2)$$

$$A_{accum}(\%) = \frac{sT(0) - sT(i)}{sT(0)} 100 \quad (2.3)$$

donde $sT(i)$ es el área de la sección transversal neta del alambre correspondiente al paso de trefilado i .

Los valores mostrados entre paréntesis en la Tabla 2.3 corresponden a los valores de los diámetros de los alambres de los aceros A0 y A1 después del proceso de rectificado que se realizó en los mismos para reducir la excesiva curvatura que presentaban. Esta

operación de mecanizado se hizo necesaria, ya que esta curvatura produce una excentricidad en el ensayo de tracción simple que podría condicionar la fractura del alambre.

Tabla 2.3. Dimensiones, deformaciones plásticas acumuladas generadas por el trefilado y reducciones de sección de los alambres en los diferentes pasos del proceso de trefilado analizado.

Acero	A0	A1	A2	A3	A4	A5	A6
d (mm)	12.00 (11.27)	10.80 (10.50)	9.75	8.90	8.15	7.50	7.00
d_i/d₀	1.00	0.90	0.81	0.74	0.68	0.63	0.58
ε_P^{acum}	0.00	0.21	0.42	0.60	0.77	0.94	1.08
A_{esp} (%)	-	19.00	18.50	16.68	16.14	15.31	12.89
A_{acum} (%)	-	19.00	33.98	44.99	53.87	60.94	65.97

Finalmente para concluir la descripción del acero estudiado se ha analizado la evolución de la microestructura con los pasos de trefilado. Para hacerlo se han obtenido (con el microscopio electrónico de barrido) imágenes de las colonias de perlita en una sección longitudinal del alambre. El proceso seguido para la preparación de la muestra ha consistido en el corte, la embutición y pulido de la probeta con diferentes paños hasta conseguir una superficie especular, y posteriormente el ataque químico de la superficie con Nital durante unos 4 segundos aproximadamente.

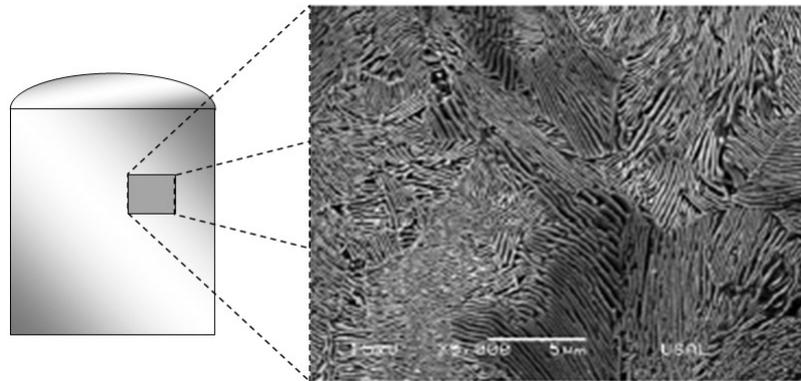
La realización del proceso de preparación de las muestras se ha realizado con el siguiente equipamiento disponible en el Laboratorio de Análisis Microestructural del Grupo de Fractura de Materiales e Integridad Estructural de la Universidad de Salamanca:

- Cortadora de disco modelo *Labotom* de Struers
- Embutidora modelo *Labopress-3* de Struers
- Pulidora metalográfica modelo *Rotopol-3* de Struers
- Microscopio Electrónico de Barrido JEOL modelo JSM-5620 LV (Fig. 2.6).

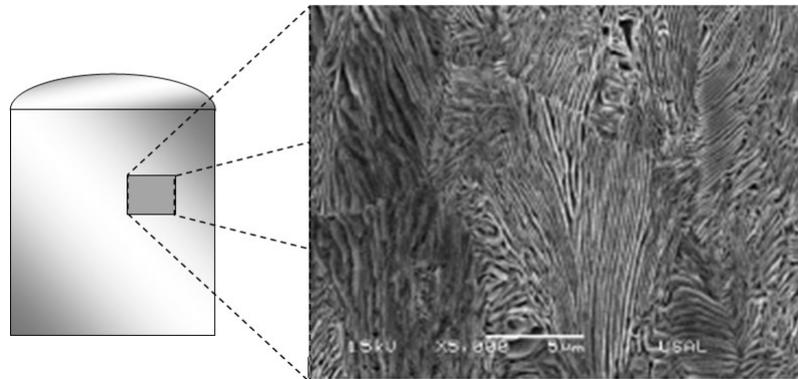


Fig. 2.6. Microscopio electrónico de barrido utilizado para la obtención de las micrografías.

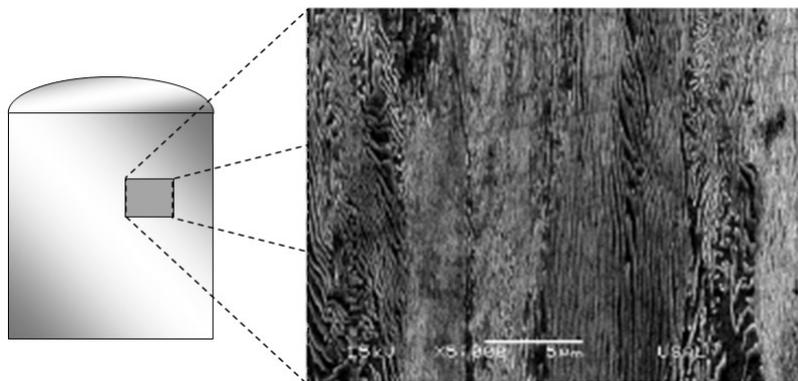
En la Fig. 2.7 se muestran las fotografías obtenidas en tres pasos del proceso de trefilado: el alambcón sin trefilar (A0); un material intermedio del proceso con tres pasos de trefilado (A3) y el producto final fuertemente trefilado (A6). En esta figura se puede observar la orientación progresiva con el grado de trefilado de las láminas de ferrita y cementita en la dirección de trefilado desde el alambcón (A0) donde inicialmente las laminas y colonias presentan una orientación aleatoria sin una orientación preferente hasta el producto final (A6) en el que, tal como se puede apreciar en la Fig. 2.7 (c) de forma clara, las láminas y colonias de perlita están equiorientadas en la dirección longitudinal del alambre. Estos resultados servirán para comprender mejor los efectos producidos por el trefilado en las propiedades mecánicas del acero y en la aparición de tensiones y deformaciones residuales.



(a) Acero A0



(b) Acero A3



(c) Acero A6

Fig. 2.7. Evolución de la microestructura del material con el grado de trefilado:

(a) acero A0; (b) acero A3; (c) acero A6.

2.2. Ensayo de tracción simple

Para poder realizar las simulaciones planteadas en los objetivos de esta Tesis Doctoral es necesario en primer lugar caracterizar los aceros a estudiar, *i.e.*, obtener sus propiedades mecánicas. Esta información resulta esencial para poder afrontar con ciertas garantías la simulación numérica de los problemas planteados, de tal forma que cuanto más precisa sea esta información del comportamiento mecánico del material, más fiables serán los resultados de la simulación numérica. En algunos casos los resultados de estos ensayos permiten comprobar la validez tanto de los resultados obtenidos tras la simulación numérica de los procesos, como de las hipótesis asumidas en la modelización numérica, tal como se ha realizado en este trabajo con la simulación del proceso de trefilado.

El ensayo de tracción simple es un método relativamente sencillo para determinar con precisión los parámetros que rigen el comportamiento mecánico de un material. Este ensayo consiste básicamente en someter a una probeta del material a estudiar a una sollicitación de tracción hasta rotura mediante el control de la fuerza aplicada (ensayos en control de carga) o del desplazamiento (ensayos en control de desplazamiento). Durante el ensayo se registra de forma continua el desplazamiento, bien a través del movimiento del puente de la máquina de ensayo o bien a través del desplazamiento de las patillas de un extensómetro (este método es mucho más exacto), y también se registra la carga aplicada (a través de la célula de carga).

Con la información obtenida del ensayo de tracción simple es posible conocer el comportamiento de la probeta durante el ensayo a partir de la curva carga-desplazamiento en la que se representa la carga aplicada frente al desplazamiento relativo entre dos puntos de la probeta. En esta curva se pueden diferenciar claramente dos zonas: una inicialmente en la que las cargas y los desplazamientos son proporcionales (siendo la razón de proporcionalidad la rigidez de la probeta) seguida de otra región en la que la relación entre la carga y el desplazamiento es no lineal.

Es habitual obtener un gráfico derivado de la curva carga–desplazamiento denominado curva tensión-deformación ingenieril en el que se representa la evolución de la tensión ingenieril (s), definida como el cociente entre la carga aplicada (F) y el área transversal

inicial de la probeta (A_0), y la deformación ingenieril, (e), definida como el cociente entre el desplazamiento relativo entre dos puntos de la probeta (u) y una longitud de referencia (L_0), tal como muestran las siguientes ecuaciones:

$$s = \frac{F}{A_0} \quad (2.4)$$

$$e = \frac{u}{L_0} \quad (2.5)$$

La curva tensión-deformación ingenieril es en realidad una curva carga–desplazamiento escalada y por ese motivo se suelen utilizar indistintamente puesto que aportan la misma información. Al igual que con la curva carga-desplazamiento, se pueden diferenciar dos zonas: la primera en la que se mantiene una relación de proporcionalidad entre la tensión y la deformación (expresada por la conocida ley de Hooke) seguida de otra zona en la que esa relación lineal desaparece. Experimentalmente se ha observado que las deformaciones en la primera zona son recuperables al finalizar la sollicitación externa y por ese motivo se suele denominar a esta zona régimen elástico lineal. Por el contrario, en la segunda zona, conocida como régimen plástico del material, una parte de las deformaciones permanece en el material al cesar la carga (deformaciones remanentes).

La curva tensión–deformación ingenieril representa una aproximación del comportamiento real del material durante el ensayo, puesto que no se considera la actualización geométrica de la probeta (durante el ensayo la probeta sufre una variación tanto de su longitud como del área de su sección transversal, A_0). Estos cambios geométricos modifican los valores de las tensiones y deformaciones reales. Para considerar este efecto se definen la tensión y la deformación verdaderas en las que el efecto de la variación de la sección de la probeta está incluido tal como muestran las siguientes ecuaciones (SURESH, 1998; SÁNCHEZ-GÁLVEZ, 1999; ASHBY y JONES, 2002):

$$\sigma = s (1 + e), \quad (2.6)$$

$$\varepsilon = \ln (1 + e), \quad (2.7)$$

donde σ y ε son la tensión y deformación verdadera respectivamente.

De esta forma la curva en la que se representa la tensión verdadera frente a la deformación verdadera aporta la información real del comportamiento mecánico del material durante el ensayo de tracción simple. Finalmente, para generalizar el comportamiento del material ante cualquier tipo de sollicitación, se definen las denominadas tensión equivalente y deformación equivalente, $\bar{\sigma}$ y $\bar{\varepsilon}$. Estas variables son los invariantes de los tensores desviadores de tensiones y deformaciones, que vienen definidos de la siguiente forma en términos de los tensores de tensiones ($\underline{\underline{\sigma}}$) y deformaciones ($\underline{\underline{\varepsilon}}$):

$$\bar{\sigma} = \sqrt{\frac{3}{2} \underline{\underline{\sigma}} \circ \underline{\underline{\sigma}}} \quad (2.8)$$

$$\bar{\varepsilon} = \sqrt{\frac{2}{3} \underline{\underline{\varepsilon}} \circ \underline{\underline{\varepsilon}}} \quad (2.9)$$

donde \circ representa el producto interno de dos tensores. Estas variables coinciden con las tensiones y deformaciones axiales en el estado tensodeformacional correspondiente al ensayo de tracción simple. De esta forma la curva tensión equivalente–deformación equivalente obtenida a partir del ensayo de tracción simple se usa para definir el comportamiento mecánico del material ante cualquier sollicitación mecánica, y por este motivo se denomina curva maestra de comportamiento elastoplástico del material.

A partir de la curva maestra (tensión equivalente vs. deformación equivalente) se pueden obtener una serie de parámetros que describen el comportamiento mecánico del material. Estos parámetros son esenciales tanto desde el punto de vista del diseño en ingeniería como en investigación, puesto que permiten conocer la respuesta del material ante las sollicitaciones que debe soportar durante su vida en servicio.

Se puede considerar que el comportamiento mecánico de un material queda definido por cuatro parámetros. El primero de ellos es el denominado módulo de elasticidad lineal (E), que representa la rigidez del material y relaciona las tensiones con las deformaciones dentro del régimen elástico lineal. Este parámetro se puede considerar como una propiedad intrínseca del material debido a su relación directa con las fuerzas interatómicas en el mismo. Otro parámetro de gran importancia es el límite elástico (σ_Y) que representa la tensión a partir de la cual comienza el régimen plástico y resulta clave en el diseño de componentes en ingeniería, puesto que es un indicador de la resistencia del material a la plastificación. Finalmente, la resistencia a rotura de un material viene dada por la tensión última de rotura (en inglés, *Ultimate Tensile Strength* o *UTS*). Finalmente resulta muy interesante obtener los parámetros matemáticos de una curva de ajuste de la curva tensión equivalente–deformación equivalente. La utilidad de esta curva de ajuste reside en que permite introducir el comportamiento mecánico del material a través de una ecuación matemática en los problemas de mecánica de sólidos deformables. A continuación se describen las técnicas utilizadas para determinar estos parámetros a partir de la curva tensión equivalente–deformación equivalente obtenida en el ensayo de tracción simple.

El *módulo de Young* (a pesar de que se puede obtener mediante otros métodos, *e.g.*, midiendo la velocidad de propagación del sonido en el material, etc.) se determina con facilidad como la pendiente de la rama elástica de la curva tensión–deformación. Para obtener ésta pendiente se ha elegido una zona central de la rama elástica que se puede considerar razonablemente lineal (con un coeficiente de regresión de al menos 0.9999), y con los datos de esta zona se ha obtenido el módulo de Young como pendiente de su recta de regresión. El grado de precisión de esta medida viene dado por el coeficiente de regresión de la recta de ajuste.

El *límite elástico*, entendido como la tensión para la cual se inician las deformaciones plásticas o remanentes, es un parámetro difícil de obtener experimentalmente, puesto que supone realizar ensayos incrementales de tipo carga–descarga muy laboriosos (ASM, 2004d). Por este motivo se establece el denominado *límite elástico convencional* como la tensión que produce una deformación plástica en el material del 0.2%. De acuerdo con esta definición se establece un método simplificado, denominado método

del desplazamiento, para obtener este parámetro de forma sencilla a partir de la curva tensión–deformación obtenida en el ensayo de tracción simple. Este método consiste en obtener el punto de intersección entre una recta paralela a la rama elástica lineal de la curva de comportamiento del material desplazada 0.002 hacia la derecha y la propia curva tensión–deformación (*i.e.*, con una deformación remanente del 0.2% en tensión nula).

Los valores de la tensión y deformación últimas de rotura, σ_R y ε_R , se determinan como los valores máximos de la curva tensión–deformación verdadera que corresponden al instante de carga máxima (previo al momento de estricción o inestabilidad plástica, con concentración de deformación, en la curva tensión–deformación ingenieril).

Finalmente, para concluir el proceso de caracterización, es necesario obtener una expresión matemática para la curva de comportamiento del material. Habitualmente los aceros presentan curvas de comportamiento cuya rama plástica se puede aproximar a una curva potencial, siendo el exponente (n) un indicador del grado de endurecimiento por deformación del material ($n = 0$ para un sólido perfectamente plástico, *i.e.*, sin endurecimiento por deformación; $n = 1$ para un sólido perfectamente elástico).

Asumiendo que las deformaciones elásticas son mucho menores que las plásticas, ε_p , las curvas obtenidas experimentalmente se pueden ajustar de forma adecuada con una ecuación del tipo Hollomon:

$$\varepsilon^p = \left(\frac{\sigma}{P} \right)^n \quad (2.10)$$

donde P es un parámetro característico del material.

Para añadir las deformaciones elásticas, ε^e , en la ecuación anterior se añade el término correspondiente a las deformaciones de la primera zona del diagrama obteniendo la conocida ley de Ramberg–Osgood:

$$\varepsilon = \varepsilon^e + \varepsilon^p = \frac{\sigma}{E} + \left(\frac{\sigma}{P} \right)^n \quad (2.11)$$

donde P y n son los parámetros de Ramberg–Osgood del material. El método de obtención de estos parámetros se basa en despreciar las deformaciones elásticas frente a las plásticas y realizar un ajuste lineal en escala bilogarítmica entre las tensiones y las deformaciones plásticas. La pendiente de esta recta de ajuste representará el exponente n de la curva Ramberg–Osgood y el coeficiente P se puede obtener despejando el logaritmo de la abscisa en el origen de la curva.

En la Fig. 2.8 se muestra un esquema de los métodos utilizados para la determinación de las propiedades mecánicas de los aceros estudiados a partir de la curva tensión–deformación equivalente derivada del ensayo de tracción simple.

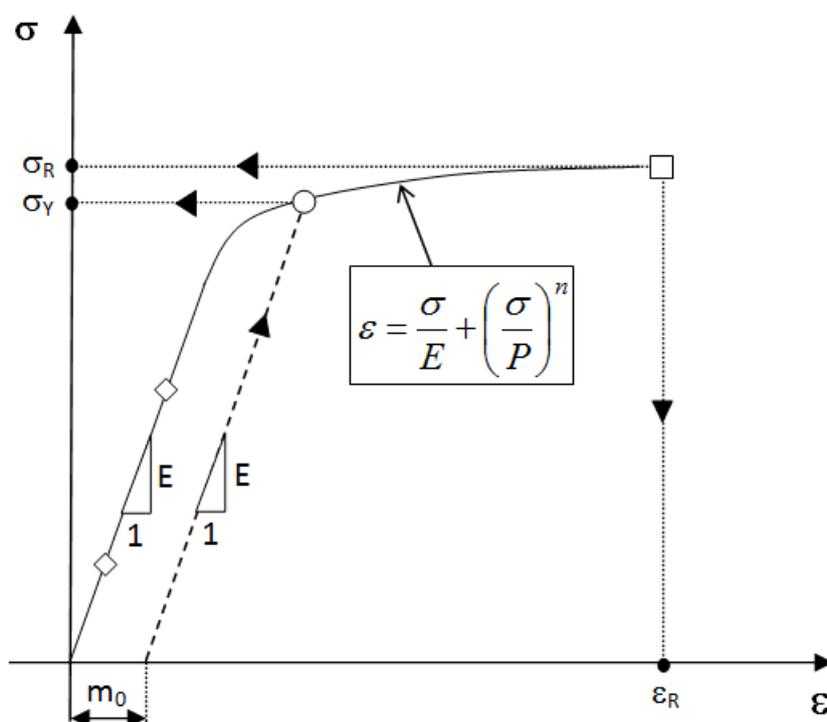


Fig. 2.8. Esquema de la determinación de los parámetros mecánicos del acero a partir de la curva de comportamiento.

2.3. Resultados de la caracterización mecánica

Para obtener valores representativos del comportamiento del material se han realizado, para cada acero, tres ensayos de tracción simple, sobre muestras de 300 mm, en control de desplazamiento, a una velocidad de sollicitación de 2 mm/min.

Los ensayos se han realizado con el siguiente equipamiento disponible en el Laboratorio de Ensayos Mecánicos del Grupo de Fractura de Materiales e Integridad Estructural de la Universidad de Salamanca:

- Máquina universal de ensayos de 200 kN Alliance RF/200 de *Material Testing Systems* (Fig 2.9),
- Cuñas planas *Advantage* 53-537-401 de MTS,
- Cuñas cilíndricas *Advantage* 53-537-403 de MTS,
- Dos extensómetros dinámicos MTS, con bases de medida de 25 y 50 mm, (Fig. 2.10),
- Programa de registro de datos *MTS Testworks 4*,
- Cortadora *Labotom* de Struers.

Para obtener correctamente las deformaciones en el material durante el ensayo de tracción simple se han utilizado dos extensómetros de base extensométrica 25 y 50 mm respectivamente, colocados diametralmente opuestos, tal como se muestra en la Fig. 2.10. De esta forma, con el valor de la deformación promedio obtenida a partir de los desplazamientos relativos medidos por los dos extensómetros, se puede reducir el efecto de la curvatura de los alambres y de esta forma obtener un valor más preciso de la deformación instantánea real del alambre durante el ensayo.



Fig. 2.9. Máquina universal de ensayos MTS 200 kN.

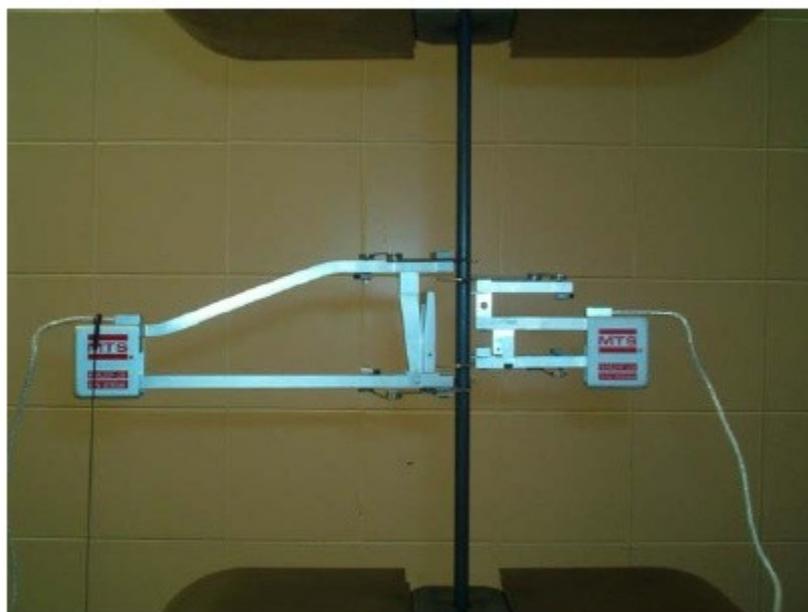


Fig. 2.10. Detalle de la disposición de los extensómetros MTS durante el ensayo de tracción.

Las curvas tensión–deformación verdaderas de cada uno de los aceros analizados obtenidas a partir de los ensayos realizados siguiendo el procedimiento descrito anteriormente se muestran en la Fig. 2.11.

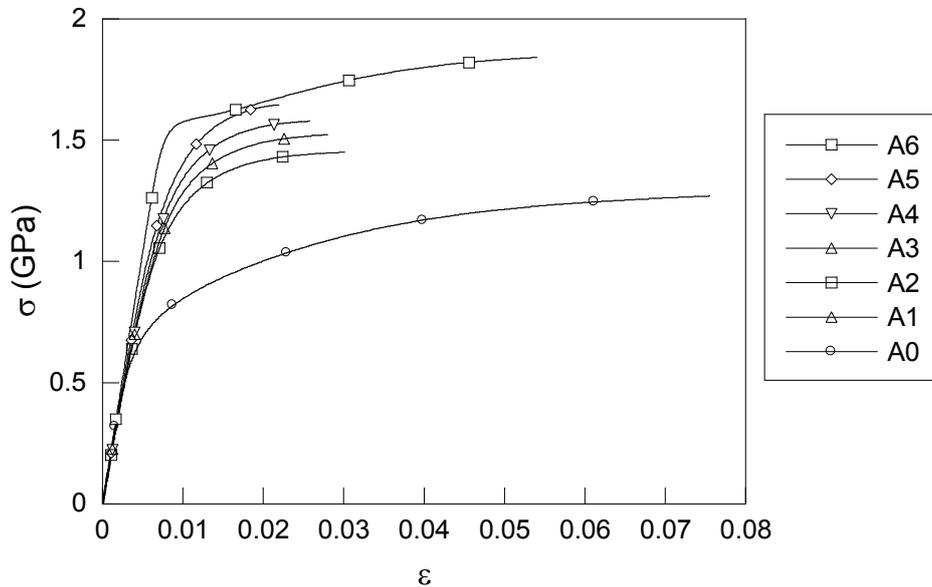


Fig. 2.11. Curvas tensión–deformación verdaderas de los alambres de acero correspondientes a los diferentes grados de trefilado.

En la Fig. 2.11 se puede observar cómo, a medida que el alambre pasa por los distintos pasos de trefilado, las curvas de comportamiento cambian de forma significativa. A grandes rasgos se puede observar que el límite elástico va aumentando progresivamente con la deformación plástica generada por el trefilado (tal como cabría esperar por el fenómeno de endurecimiento por deformación) y que la deformación de rotura del alambre se reduce respecto al acero original. Finalmente cabe destacar que la curva del último paso de trefilado es notablemente diferente a las curvas de comportamiento del resto de los pasos de trefilado debido a los tratamientos termo–mecánicos que se aplican al producto final del acero.

Aplicando los métodos expuestos en el apartado anterior para la obtención de las propiedades mecánicas de los alambres a partir de la curva de comportamiento del material se obtienen los resultados mostrados en la Tabla 2.4 para los seis alambres analizados en este trabajo.

Tabla 2.4. Parámetros mecánicos de los aceros estudiados

Acero	E (GPa)	Coef. regresión E	σ_Y (GPa)	σ_R (GPa)	ϵ_R
A0	194	0.9995	0.72	1.27	0.076
A1	201	1.0000	1.10	1.29	0.018
A2	187	0.9997	1.12	1.45	0.030
A3	190	0.9996	1.18	1.52	0.028
A4	190	0.9996	1.26	1.58	0.026
A5	195	0.9997	1.33	1.65	0.022
A6	207	1.0000	1.57	1.84	0.054

Existen otras propiedades, como la tenacidad de fractura (K_{IC}) o la dureza Vickers (HV), que no se pueden obtener directamente de la curva tensión–deformación a partir del ensayo de tracción simple, y para los cuales es necesario realizar ensayos específicos. Los resultados de otros autores (TOLEDANO, 1998) que han ensayado estos aceros se muestran en la Tabla 2.5.

Tabla 2.5. Tenacidad de fractura y dureza Vickers de los aceros estudiados
(TOLEDANO, 1998).

Acero	A0	A1	A2	A3	A4	A5	A6
K_{IC} (MPa m ^{1/2})	60.1	61.2	70.0	74.4	110.1	106.5	107.9
HV	314	351	363	378	387	391	436

Finalmente en las Fig. 2.12–Fig. 2.18 se muestran las curvas tensión-deformación verdaderas de cada uno de los aceros ensayados comparadas de forma individual con las curvas de ajuste dadas por la expresión de Ramberg–Osgood. Los valores de los parámetros de la ley de Ramberg–Osgood (ecuación 2.11) se muestran en la Tabla 2.6 incluyendo los parámetros n (exponente de endurecimiento de la ley de Ramberg–Osgood) y su inversa ($m = 1/n$). Por último cabe destacar que en el caso del producto final del trefilado (acero A6) la rama plástica de la curva (cf. Fig. 2.18) presenta dos zonas claramente diferenciadas, por lo que para realizar un ajuste óptimo de dicha curva se ha optado por aplicar el proceso de ajuste descrito anteriormente a cada uno de los tramos de forma individual (tramo I y tramo II).

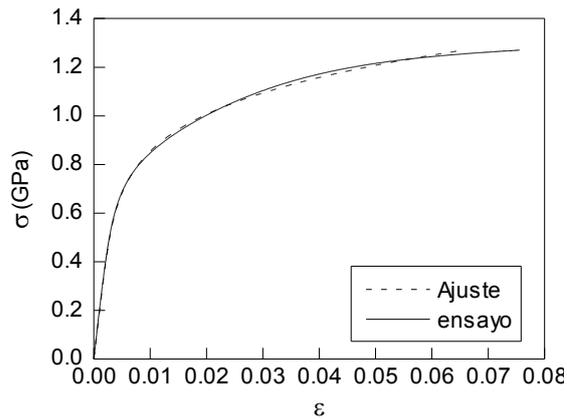


Fig. 2.12. Comparación de las curvas tensión deformación verdaderas y curva de ajuste Ramberg–Osgood del acero A0.

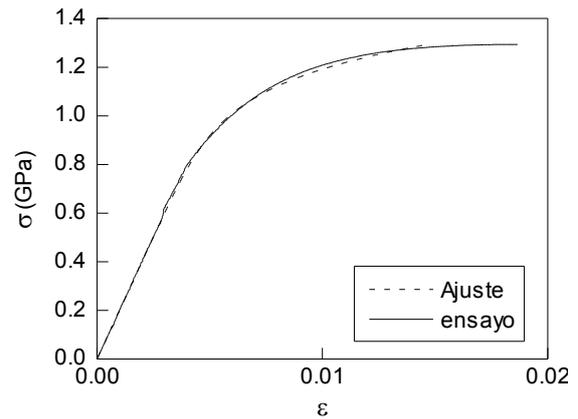


Fig. 2.13. Comparación de las curvas tensión deformación verdaderas y curva de ajuste Ramberg–Osgood del acero A1.

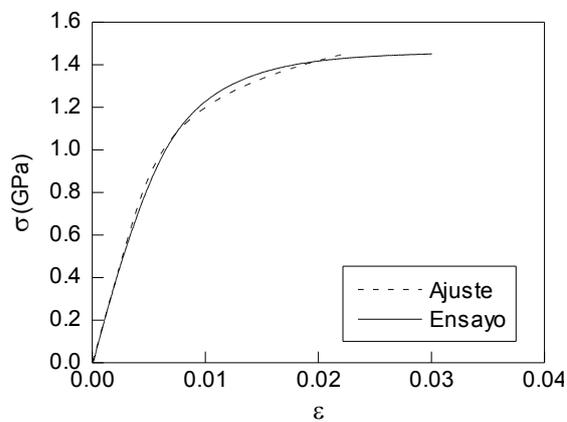


Fig. 2.14. Comparación de las curvas tensión deformación verdaderas y curva de ajuste Ramberg–Osgood del acero A2.

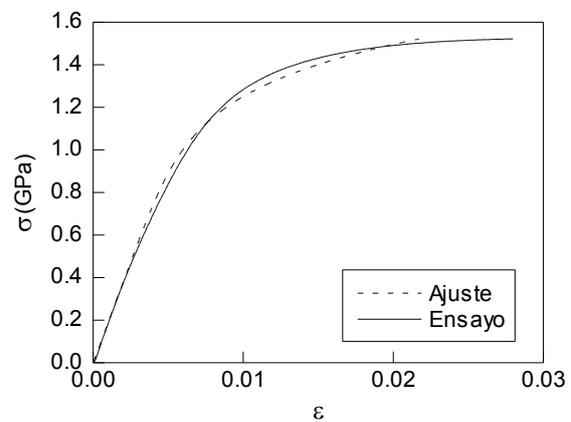


Fig. 2.15. Comparación de las curvas tensión deformación verdaderas y curva de ajuste Ramberg–Osgood del acero A3.

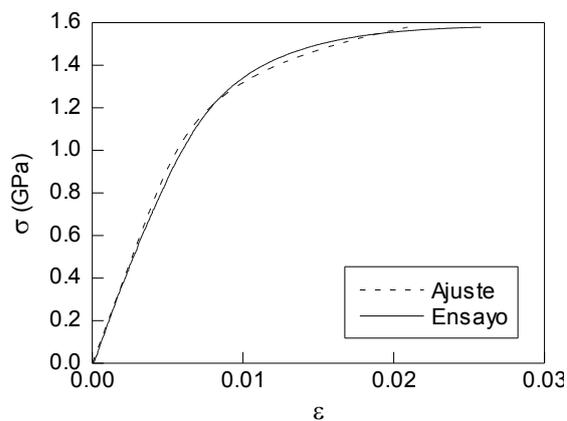


Fig. 2.16. Comparación de las curvas tensión deformación verdaderas y curva de ajuste Ramberg–Osgood del acero A4.

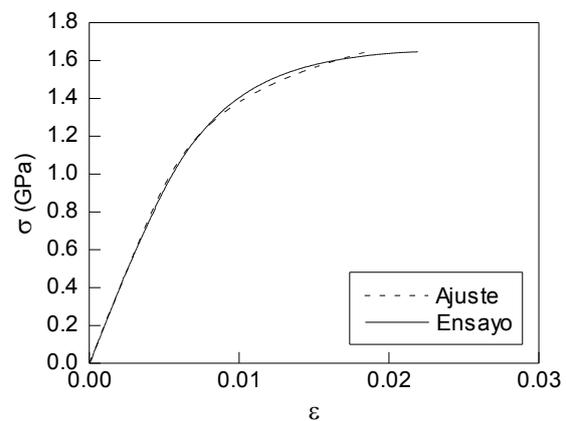


Fig. 2.17. Comparación de las curvas tensión deformación verdaderas y curva de ajuste Ramberg–Osgood del acero A5.

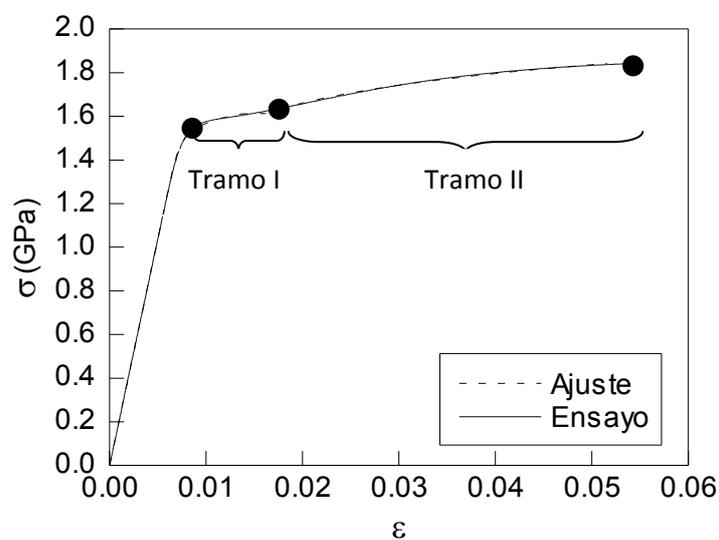


Fig. 2.18. Comparación de las curvas tensión-deformación verdaderas y curva de ajuste Ramberg–Osgood del acero A6.

Tabla 2.6. Parámetros Ramberg–Osgood Acero A

Acero	P	n	m	Coef. regresión
A0	2.04	0.17	5.9	0.998
A1	2.26	0.12	8.6	0.991
A2	2.58	0.14	7.3	0.977
A3	2.78	0.14	7.1	0.973
A4	2.75	0.13	7.9	0.979
A5	3.17	0.14	7.0	0.989
A6 (tramo I)	1.89	0.03	32.0	0.985
A6(tramo II)	2.38	0.08	12.3	0.998

2.4. Efecto Bauschinger y tipo de endurecimiento por deformación

Tal como se ha expuesto previamente en la introducción de este trabajo, la mejor opción para la determinación cuantitativa de los estados tensodeformacionales residuales producidos por el trefilado es la simulación numérica. Durante el trefilado el material sufre un proceso de carga, durante la reducción de sección al pasar por la hilera, y descarga, al salir de la hilera. Así mismo, en el análisis de las tensiones y deformaciones residuales producidas por un ciclo de carga/descarga en probetas entalladas también se produce una sollicitación cíclica. Por este motivo, en la simulación numérica de ambos casos, resulta interesante conocer el comportamiento del material bajo cargas cíclicas. Para ello resulta esencial ampliar el análisis del comportamiento del material más allá del análisis de la curva tensión–deformación obtenida del ensayo de tracción simple.

En estados tensionales uniaxiales el criterio de plastificación es sencillo de tal forma que se puede considerar que el material plastifica cuando la tensión supera el valor crítico dado por el límite elástico. Para generalizar este criterio de plastificación a estos casos se utiliza la definición de una función escalar del tensor de tensiones, $\underline{\sigma}$, que define la región elástica del material. De esta forma si la función es menor que cero se considera que el material está dentro del régimen elástico y toma un valor nulo en el instante de plastificación.

Aunque se han desarrollado criterios de plastificación tanto para materiales isotrópicos como para materiales anisótropos (SURESH, 1998; SÁNCHEZ-GÁLVEZ, 1999), los criterios de plastificación utilizados tradicionalmente son válidos para materiales isotrópicos. Esta condición de isotropía del material se introduce en el criterio a través del uso de los invariantes del tensor de tensiones y, de esta forma, se consigue que el criterio de plastificación sea independiente del sistema de coordenadas en el que se exprese el tensor. Experimentalmente se ha comprobado que los procesos de plasticidad no dependen de las tensiones hidrostáticas, por lo que se considera que el criterio de plasticidad depende de los invariantes de la componente desviadora del tensor de tensiones, eliminando del criterio la componente hidrostática de dicho tensor.

Entre todos los criterios de plastificación propuestos a lo largo de la historia los más utilizados son los propuestos por Tresca y von Mises debido a su buena correlación con el comportamiento real de los materiales metálicos (SURESH, 1998; SÁNCHEZ-GÁLVEZ, 1999).

El criterio de Tresca se basa en suponer que la plastificación tiene lugar cuando el valor máximo de la tensión tangencial alcanza un valor crítico, σ_Y , en términos de las tensiones principales σ_i ($i = I, II, III$), con $\sigma_I \geq \sigma_{II} \geq \sigma_{III}$, se expresa de la siguiente manera:

$$\sigma_I - \sigma_{III} = 2\sigma_Y \quad (2.12)$$

siendo la superficie de cedencia en el espacio de las tensiones principales $f(\sigma_i) = 0$ que para el criterio de Tresca es:

$$f(\sigma_{ij}) = \text{Sup} |\sigma_i - \sigma_j - \sigma_Y| \quad i, j = 1, 2, 3 \quad (2.13)$$

La superficie de plastificación en el espacio R^3 de las componentes principales del tensor de tensiones viene representada por un prisma hexagonal regular cuyo eje se sitúa en la dirección (1,1,1) tal como se muestra en la Fig. 2.19 (a).

El criterio de von Mises se basa en suponer que la plastificación tiene lugar cuando el segundo invariante, J'_2 , del tensor desviador de tensiones, $\underline{\underline{\sigma}}'$, alcanza un valor crítico por lo que el criterio de plastificación se puede expresar

$$f(\underline{\underline{\sigma}}) = \sqrt{\frac{3}{2} \underline{\underline{\sigma}}' \cdot \underline{\underline{\sigma}}'} - \sigma_Y \quad (2.14)$$

En el espacio R^3 de las tensiones principales, la superficie de plastificación es un cilindro circular recto de eje (1,1,1) de radio σ_Y que se muestra en la Fig. 2.19 (b).

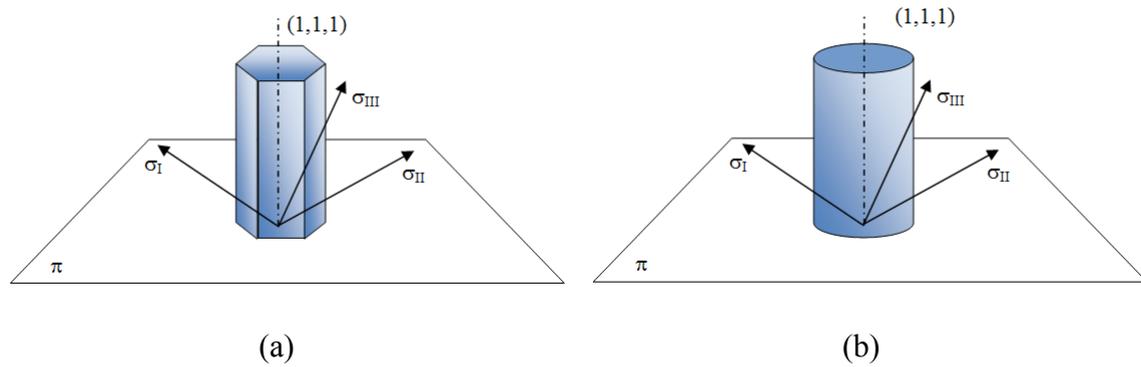


Fig. 2.19. Superficies de cedencia dadas por el criterio de Tresca (a) y el criterio de von Mises (b).

El comportamiento real de los metales se sitúa entre el criterio de Tresca y von Mises, aunque en la mayoría de los metales el criterio de von Mises se acerca más al comportamiento observado experimentalmente. En este trabajo se ha utilizado como criterio de plastificación el dado por el criterio de von Mises.

Cuando el estado tensional en un punto del material sale de la superficie de cedencia dada por el criterio de plastificación aparecen deformaciones plásticas que pueden producir el denominado *endurecimiento por deformación* de tal forma que ese material (deformado plásticamente), una vez descargado, en una carga posterior tendrá un límite elástico superior al que presentaba antes de sufrir esa deformación plástica. El tratamiento matemático de este fenómeno (*endurecimiento por deformación*) en materiales sometidos a estados tensionales triaxiales es, en general, complicado y exige ciertas hipótesis que simplifiquen el modelo. Entre las diversas teorías propuestas destacan como las más utilizadas, la teoría del endurecimiento isótropo y la teoría del endurecimiento cinemático.

La teoría de endurecimiento isótropo fue propuesta por Taylor y Quinney en 1931 (SÁNCHEZ-GÁLVEZ, 1999). En esta teoría se supone que el criterio de plastificación depende de un solo parámetro escalar. En este caso, la región elástica crece con la deformación plástica en todas las direcciones en el espacio R^3 , por lo que se puede considerar que el lugar de plastificación $f(\underline{\underline{\sigma'}}) = 0$ crece homotéticamente sin cambiar

la forma inicial. Esta teoría aproxima bien el comportamiento real de metales que no exhiben el *efecto Bauschinger*.

La teoría de endurecimiento cinemático desarrollada por Prager en 1958 (SÁNCHEZ-GÁLVEZ, 1999) supone que la superficie de plastificación se traslada en el espacio de las tensiones al crecer estas más allá de la superficie inicial. En este caso el lugar de plastificación depende de un parámetro tensorial. Esta teoría debe usarse en metales que exhiben un *efecto Bauschinger* acusado.

En el caso del criterio de von Mises el endurecimiento por deformación isótropo se determina por la función de cedencia

$$f(\underline{\underline{\sigma}}', h_{iso}) = \sqrt{\frac{3}{2} \underline{\underline{\sigma}}' \cdot \underline{\underline{\sigma}}' - \sigma_Y(h_{iso})} \quad (2.15)$$

donde h_{iso} es el parámetro de endurecimiento isótropo del material.

El endurecimiento por deformación cinemático puede expresarse análogamente

$$f(\underline{\underline{\sigma}}', h_{cin}) = \sqrt{\frac{3}{2} (\underline{\underline{\sigma}}' - \underline{\underline{\alpha}}(h_{cin})) (\underline{\underline{\sigma}}' - \underline{\underline{\alpha}}(h_{cin})) - \sigma_Y} \quad (2.16)$$

donde $\underline{\underline{\alpha}}(h_{cin})$ es la función que define el endurecimiento cinemático del material y h_{cin} es el parámetro de endurecimiento cinemático del material.

Para completar la definición del criterio de plastificación es necesario definir las leyes de evolución de los parámetros h_{cin} y $\underline{\underline{\alpha}}(h_{cin})$ en función de la deformación plástica. Para ello se pueden asumir dos hipótesis. La primera es considerar como parámetro que gobierna el endurecimiento el trabajo plástico por unidad de volumen ($\int \underline{\underline{\sigma}}' \cdot d\underline{\underline{\epsilon}}^P$), definido a través de la siguiente ecuación

$$\bar{\sigma} = G \left(\int \underline{\underline{\sigma}}' \cdot d\underline{\underline{\epsilon}}^P \right) \quad (2.17)$$

Una hipótesis alternativa más sencilla de utilizar se basa en suponer que el endurecimiento del material es función de un parámetro $\int d\bar{\varepsilon}^P$ denominado deformación plástica equivalente o acumulada definida como

$$d\bar{\varepsilon}^P = +\sqrt{\frac{2}{3} d\underline{\underline{\varepsilon}}^P \cdot d\underline{\underline{\varepsilon}}^P} \quad (2.18)$$

donde $d\bar{\varepsilon}^P$ es el incremento de la deformación plástica equivalente a lo largo de la sollicitación, $d\underline{\underline{\varepsilon}}^P$ es el tensor incremento de deformación plástica. La integral se realiza a lo largo de la trayectoria de deformación en un punto material.

Esta expresión indica que todos los incrementos de deformación plástica contribuyen a endurecer el material siendo la integral que define la deformación plástica generalizada una suma de cantidades siempre positivas. Combinándolo con la definición de la tensión equivalente resulta la condición de plastificación del material endurecido por deformación.

$$\bar{\sigma} = H\left(\int d\bar{\varepsilon}^P\right) \quad (2.19)$$

donde H es una función que relaciona la tensión aplicada y la deformación plástica resultante en un ensayo de tracción simple.

De acuerdo a los estudios realizados por varios autores (KUHLMANN-WILSDORF y LAIRD, 1979; CHOTEAU, QUAEGBEUR y DEGALLAIX, 2005) la mejor forma de determinar el tipo de endurecimiento por deformación que exhibe un material metálico es analizando si el material presenta el conocido *efecto Bauschinger* (EB). Este efecto, fue descubierto en algunos metales por Bauschinger (1881), en los que observó que el límite elástico del material en compresión era inferior al límite elástico obtenido en tracción. En realidad este fenómeno es mucho más complejo que una simple reducción del límite elástico en compresión, siendo las consecuencias de este efecto muy importantes a nivel industrial en los procesos de conformado de materiales por deformación plástica.

Desde 1881, muchos autores han caracterizado el EB mediante diferentes parámetros (o “indicadores”) expresados en términos de tensiones (JAMIESON y HOOD, 1971; IBRAHIM y EMBURY, 1975; PEDERSEN, BROWN y STOBBS, 1981), deformaciones (WOOLEY, 1953; BUCKLEY y ENTWISTLE, 1956) o energéticos (SALEH y MARGOLIN, 1979; ARAN, DEMIRKOL y KARABULUT, 1987). Habitualmente estos estudios analizan el EB utilizando únicamente un parámetro o, a lo sumo, una combinación de dos parámetros, siendo poco habitual utilizar tres parámetros tal como han empleado algunos investigadores (ABEL, 1973; LI *et al.*, 1978, IRIMESCU, 1984).

En este estudio se han utilizado los tres indicadores propuestos por ABEL (1973), cada uno de ellos correspondiente a cada uno de los tres tipos (tensiones, deformaciones y energéticos). En la Fig. 2.20 se muestra un esquema de la curva tensión-deformación obtenida en el primer ciclo de carga del ensayo sobre la que se definen los tres parámetros de Bauschinger utilizados. Cabe destacar que en la Fig. 2.20 la parte de la curva tensión deformación obtenida durante la compresión se ha representado en valor absoluto y por ese motivo aparece en el dominio de la tracción.

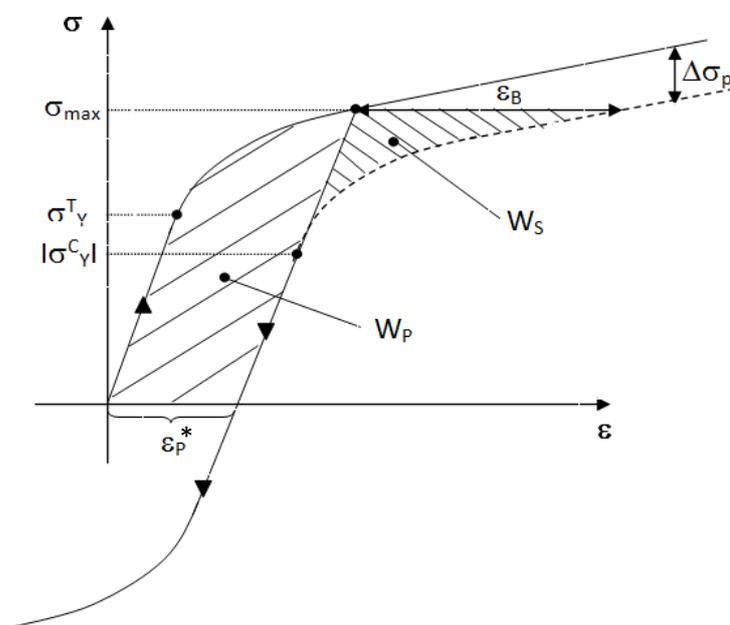


Fig. 2.20. Esquema de la curva utilizada para la estimación de los parámetros de Bauschinger.

El indicador de tensiones de Bauschinger (β_σ) se define como el cociente entre la suma de la tensión máxima alcanzada en el ensayo (σ_{max}) y el límite elástico en compresión (con su signo asociado, σ_Y^C) y la tensión máxima aplicada.

$$\beta_\sigma = \frac{\sigma_{max} + \sigma_Y^C}{\sigma_{max}} \quad (2.20)$$

La evolución de este parámetro bajo diferentes niveles de predeformación plástica (ε_p^*) permite observar si el límite elástico del acero en compresión aumenta o disminuye respecto al valor en tracción.

El indicador de Bauschinger expresado en deformaciones (β_ε) se define como el cociente entre el salto de deformación total (ε_B) entre el punto de carga máxima de la curva tensión deformación en tracción y el máximo de la curva tensión–deformación en compresión modificada (considerando el valor absoluto de las tensiones de compresión) y la predeformación plástica producida en el instante de carga máxima en tracción (ε_p^*).

$$\beta_\varepsilon = \frac{\varepsilon_B}{\varepsilon_p^*} \quad (2.21)$$

Finalmente el indicador de EB expresado en términos de energía (β_W) se define como la relación entre la cantidad de energía almacenada (W_s) y la energía empleada durante el primer ciclo de tracción en producir la deformación plástica en el instante de carga máxima en tracción (W_p).

$$\beta_W = \frac{W_s}{W_p} \quad (2.22)$$

En materiales que no exhiben EB los tres indicadores son nulos. Por el contrario, en el caso de que el material exhiba un EB muy acusado, los valores de los parámetros alcanzan sus valores límite. Para el caso del parámetro de EB expresado en tensiones el

límite superior es 2 y en el caso de los parámetros de EB expresados en deformaciones y energías tiende a infinito.

Sin embargo, la simple obtención de los parámetros no permite expresar todas las consecuencias del EB incluso en los casos más sencillos (carga cíclica de tracción-compresión) puesto que los cambios afectan directamente a la curva de comportamiento en compresión del material, por lo que se hace necesario realizar una definición completa de la curva tensión-deformación durante todo el ciclo de carga.

Para realizar un análisis más detallado del EB algunos investigadores (REES, 1981; EMBURY, 1987; FEAUGEAS, 1999) han utilizado las denominadas tensión interna (σ_{int}) y tensión efectiva (σ_{ef}). La definición de estos parámetros se basa en considerar que, durante la sollicitación dentro del régimen plástico de material, la tensión aplicada se puede dividir en dos componentes: la tensión interna, debida a tensiones de largo alcance que actúan sobre las dislocaciones móviles siendo este parámetro independiente de la temperatura; y la tensión efectiva o tensión de fricción, debida a las tensiones de corto alcance que actúan sobre las dislocaciones móviles activadas térmicamente. El EB se atribuye al efecto de las tensiones internas. De hecho, desde un punto de vista microestructural, el EB se puede explicar en términos de “polarización” del endurecimiento debido a la acumulación de tensiones internas durante la deformación plástica (EMBURY, 1987). Este último enfoque se puede relacionar con la formulación termodinámica de las relaciones constitutivas de un material, en términos de endurecimiento cinemático e isótropo (LEMAITRE y CHABOCHE, 1985). En estas relaciones constitutivas el EB se expresa en términos de endurecimiento cinemático.

Por estos motivos en la actualidad es una práctica habitual analizar, además de los parámetros Bauschinger comentados anteriormente, la tensión interna y la tensión efectiva para estudiar el EB así como la determinación del tipo de endurecimiento por deformación que presenta el material (VOGT, MAGNIN y FOCT, 1993; FEAUGEAS, 1999; PLUMTREE y ABDEL-RAOUF, 2001). En realidad se puede considerar que la tensión interna y la tensión efectiva son dos componentes del endurecimiento por deformación plástica de un material. De esta forma la tensión interna se podría asociar a los procesos de deformación locales producidos por dislocaciones móviles de largo alcance, y de

forma similar la tensión efectiva se podría considerar que es la tensión necesaria para mover una dislocación de forma local, y por tanto estaría asociada con tensiones de corto alcance.

Por estos motivos, desde el punto de vista mecánico y a nivel macroscópico, la tensión interna se asocia con la traslación del dominio elástico (superficie de cedencia) *i.e.* el endurecimiento cinemático. Por el contrario, la tensión efectiva se asocia con el tamaño del dominio elástico (superficie de cedencia) para un determinado nivel de deformación plástica *i.e.* con el endurecimiento isótropo.

La tensión interna y la tensión efectiva se pueden determinar a partir del método propuesto por KUHLMANN-WILSDORF y LAIRD (1979) basado en el análisis desarrollado por COTRELL (1953). Un esquema de este método se muestra en la Fig. 2.21. De acuerdo con este método la tensión interna (σ_{int}) se define como la semisuma de la tensión máxima (σ_{max}) alcanzada en el ensayo y el límite elástico en compresión (σ_Y^C) (con su signo asociado). De la misma forma la tensión efectiva se define como la semidiferencia entre estos dos parámetros.

$$\sigma_{ef} = \frac{\sigma_{max} - \sigma_Y^C}{2} \quad (2.23)$$

$$\sigma_{int} = \frac{\sigma_{max} + \sigma_Y^C}{2} \quad (2.24)$$

De esta forma la tensión efectiva (σ_{ef}) da una idea sobre el ancho de la superficie de cedencia (distancia entre el límite elástico en tracción y el límite elástico en compresión) y la tensión interna localiza la posición del centro de la superficie de cedencia.

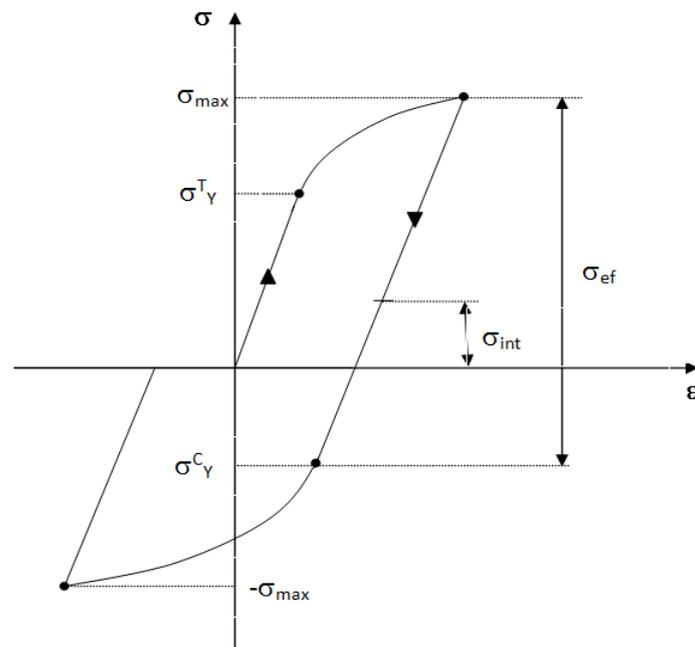


Fig. 2.21. Esquema de la definición de los parámetros tensión efectiva y tensión equivalente aplicados al primer ciclo de carga del ensayo Bauschinger.

Para determinar el efecto Bauschinger y el tipo de endurecimiento por deformación de los aceros estudiados se han realizado diversos ensayos de fatiga a temperatura ambiente en el producto inicial del proceso de trefilado (A0) y en el acero trefilado comercial obtenido en el paso final del proceso (A6). Las curvas tensión deformación obtenidas de estos ensayos permiten determinar los tres indicadores de Bauschinger así como el tipo de endurecimiento por deformación del material a través de los métodos descritos previamente.

Para evitar la posible rotura de las probetas en las mordazas se mecanizó una reducción de sección en el tercio central de las probetas ensayadas de la forma mostrada en la Fig. 2.22. Durante el ensayo el registro de los desplazamientos sufridos por la probeta se realizó con extensómetros MTS de base de medida 20 mm para el alambrión y 10 mm para el acero fuertemente trefilado (A6).

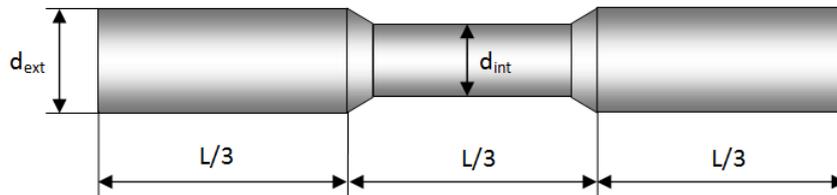


Fig. 2.22. Esquema de las probetas utilizadas en los ensayos Bauschinger.

Los ensayos se han realizado con el siguiente equipamiento disponible en el Laboratorio de Ensayos Mecánicos del Grupo de Fractura de Materiales e Integridad Estructural de la Universidad de Salamanca:

- Máquina de ensayo servo-hidráulica MTS modelo 810 con una célula de carga de 100 kN, conectada a una unidad de potencia hidráulica con refrigeradora (Fig. 2.23),
- Para la realización de los ensayos de fatiga y fractura se realizaron varios programas con la aplicación *MultiPurpose TestWare* de MTS.
- Extensómetro axial MTS modelo 634.315F-24, con base de medida múltiple (desde 10 hasta 50 mm en intervalos de 5 mm) y rango de apertura +4.00/-2.00 mm.



Fig. 2.23. Máquina de ensayo servo–hidráulica MTS utilizada en los ensayos para determinar el EB de los aceros estudiados.

Los ensayos se realizaron en control de desplazamiento imponiendo el límite de los ciclos programados en cargas. Cada ensayo ha consistido en aplicar una sollicitación cíclica variable en el tiempo linealmente entre un valor máximo en tracción y el mismo valor en compresión hasta la rotura de la probeta. Los límites de la carga aplicada se han determinado tomando varios puntos de la curva de comportamiento del acero obtenida del ensayo de tracción simple en la que se han eliminado las deformaciones elásticas. De esta forma a partir de estos puntos es posible obtener mediante las ecuaciones (2.6) y (2.11) la carga necesaria para generar una determinada predeformación plástica y finalmente conseguir diferentes valores de los parámetros del EB y de la tensión interna y efectiva para diferentes predeformaciones plásticas (cf. Tabla 2.7). En total en este estudio se han realizado siete ensayos (denominados EB_i siendo i el número de ensayo) de tal forma que los niveles de predeformación plástica producidos se encuentren equiespaciados tal como se muestra en la Fig. 2.24 en la que se incluyen las curvas

tensión–deformación de cada uno de los ensayos realizados para el acero A0 comparadas con la curva tensión deformación plástica obtenida en el ensayo de tracción simple.

Tabla 2.7. Predeformación plástica, diámetro interior, tensión máxima y carga máxima aplicada en los ensayos Bauschinger realizados en el acero A0.

Ensayo	ε_p^* ($\times 10^{-3}$)	d_{int} (mm)	σ_{max} (MPa)	P_{max} (kN)
EB1	1.05	7.81	637	31.0
EB2	3.40	8.00	792	40.0
EB3	3.84	7.96	756	38.0
EB4	7.15	7.72	828	39.0
EB5	7.26	7.77	867	41.0
EB6	8.90	7.73	898	42.5
EB7	14.0	7.52	953	41.5

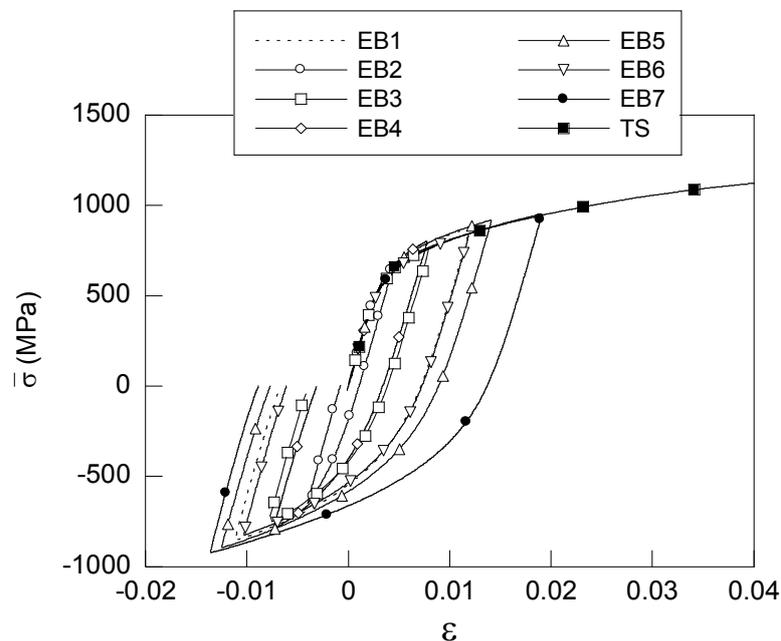


Fig. 2.24. Curvas tensión–deformación correspondientes al primer ciclo de carga de los ensayos Bauschinger realizados para las probetas del acero A0 comparadas con la curva de comportamiento del acero estudiado obtenida en el ensayo de tracción simple.

Los valores de los límites elásticos en tracción y compresión necesarios para la determinación de los parámetros de EB se han obtenido aplicando el método del corrimiento expuesto en el apartado anterior a la curva tensión-deformación verdadera derivada del ensayo, considerando un desplazamiento correspondiente a una deformación plástica de 0.02%. Los tres parámetros se han calculado a partir de la curva tensión-deformación con un software desarrollado *ad hoc* en el entorno MathCad®.

La evolución de los parámetros de Bauschinger representados frente a la deformación plástica obtenida en cada ensayo se muestra en la Fig. 2.25.

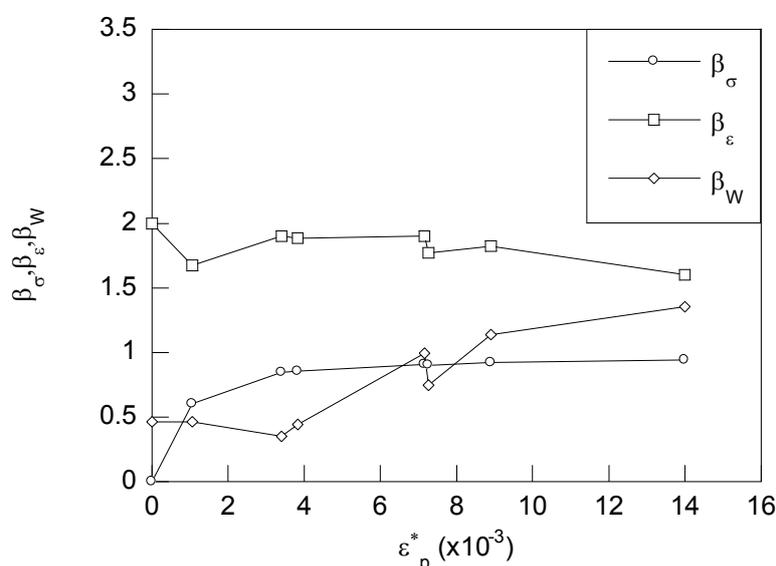


Fig. 2.25. Evolución de los parámetros de Bauschinger con la predeformación plástica.

Tal como se puede apreciar en la Fig. 2.25, la evolución de los parámetros de Bauschinger indica que el acero presenta un efecto Bauschinger acusado puesto que los tres parámetros son distintos de cero en todos los ensayos. La evolución del parámetro de Bauschinger expresado en tensiones, β_σ , es creciente con la deformación plástica obtenida en el primer ciclo de tracción, siendo esta variación muy acusada en los ensayos en los que se han generado pequeñas predeformaciones plásticas. En el caso de los parámetros de Bauschinger expresados en deformaciones y energías, β_ε y β_W , a pesar de las grandes variaciones entre los valores obtenidos, se puede intuir una tendencia decreciente con la deformación plástica en el caso del parámetro de Bauschinger

expresado en deformaciones, y una tendencia creciente en el caso del parámetro Basuchinger expresado en términos de energía. La gran dispersión que presentan estos valores se debe en parte a que en las curvas obtenidas en los ensayos los niveles de carga máxima en tracción no coincidían de forma exacta con los valores alcanzados en la carga máxima durante la compresión debido a que el control del ensayo se hizo en desplazamientos con límites en carga, con lo que la definición de estos parámetros no es exacta.

Finalmente en la Fig. 2.26 se muestra la evolución de las tensiones internas y efectivas para los diferentes niveles de predeformaciones plásticas obtenidas en cada uno de los siete ensayos realizados en las probetas del acero A0.

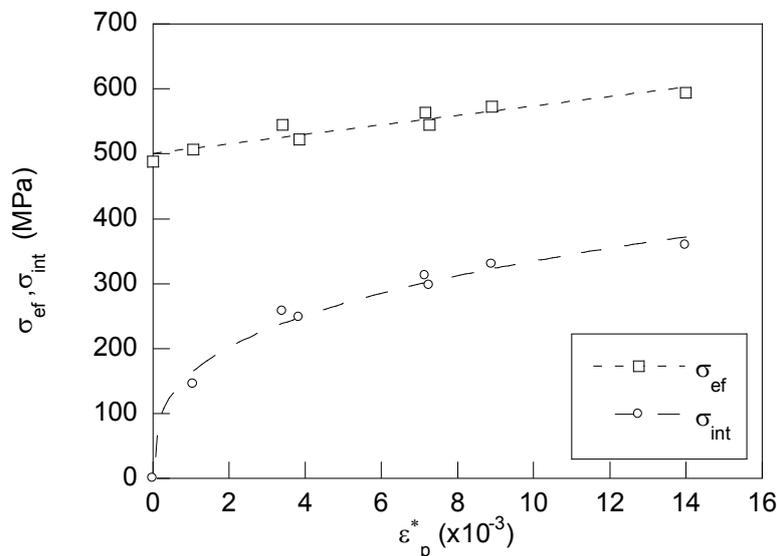


Fig. 2.26. Evolución de la tensión efectiva y la tensión interna con la predeformación plástica para el acero A0.

A la vista de los resultados se puede observar que la variación de las tensiones internas, representativas del endurecimiento cinemático, es creciente con la deformación plástica, siendo esta variación mucho más acusada en los ensayos realizados con predeformaciones plásticas más pequeñas. Por el contrario, en el caso de las tensiones efectivas, representativas del endurecimiento isótropo, la variación se puede considerar que crece suavemente de forma prácticamente lineal con la predeformación plástica. Por lo tanto resulta razonable pensar, a partir de los resultados obtenidos, que el acero A0

exhibe un endurecimiento de tipo mixto, siendo la componente cinemática del endurecimiento la que presenta una mayor variación con la predeformación plástica.

En el caso del análisis del EB y del tipo de endurecimiento exhibido por el producto final de trefilado cabe destacar que los ensayos realizados no han permitido obtener resultados satisfactorios, debido a la aparición de la inestabilidad geométrica de la probeta durante el ensayo cuando estaba aplicada una carga de compresión (pandeo). Este efecto apareció incluso en los ensayos con carga más pequeña (Fig. 2.27).



Fig. 2.27. Pandeo de las probetas del acero A6 ensayadas.

Para evitar que aparezca este fenómeno es necesario reducir la esbeltez de la probeta (cociente entre la longitud de la probeta y el radio de inercia de su sección transversal). Lamentablemente en el caso de estudio no ha sido posible reducir este parámetro geométrico de la probeta, puesto que la longitud de la misma está limitada por la distancia entre las mordazas y la posición del extensómetro (se utilizó el extensómetro con la base de medida más pequeña, 10 mm, disponible en el Laboratorio de Ensayos Mecánicos del Grupo de Fractura de Materiales e Integridad Estructural de la Universidad de Salamanca) y el radio de inercia de la probeta está fijado por el diámetro fijo del alambre trefilado.

No obstante, a pesar de la imposibilidad de realizar estos ensayos, se puede considerar que el acero trefilado A6 presenta el mismo tipo de comportamiento que el alambrcn de partida (A0) durante el proceso de endurecimiento por deformaci3n. Esta consideraci3n se basa en el an3lisis de los resultados del ensayo realizado, mostrado en la Fig. 2.28 donde se puede intuir una tendencia similar a la observada en el caso del acero A0 al compararla con la curva de comportamiento pl3stica del acero trefilado.

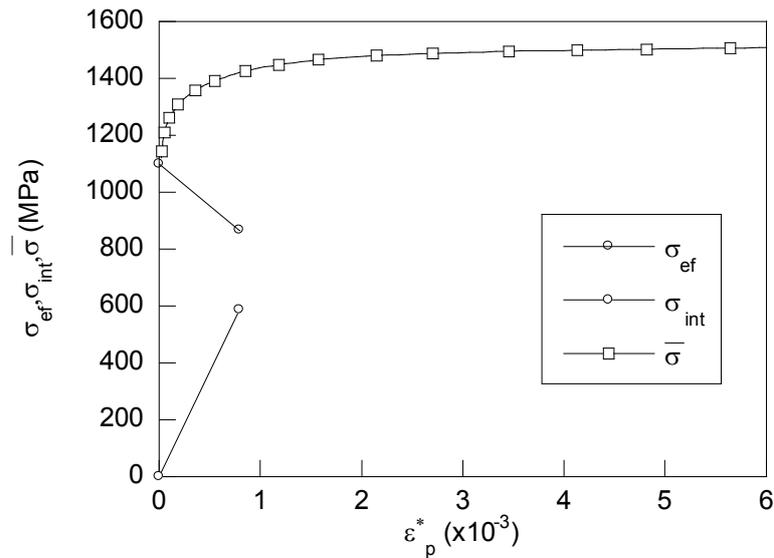


Fig. 2.28. Evolución de las tensiones efectivas e internas en el ensayo realizado para el acero A6, comparada con su curva de comportamiento plástico obtenida en el ensayo de tracción simple.

3. ESTADOS TENSODEFORMACIONALES RESIDUALES PRODUCIDOS POR EL TREFILADO

3.1. Proceso de trefilado

El proceso de trefilado consiste básicamente en la reducción progresiva del diámetro de un alambre al pasar por diferentes matrices, situadas en el interior de la denominada hilera de trefilado, en las que se produce una reducción en la sección transversal del alambre, tal como muestra la Fig. 2.29. Además se ejecutan diversas operaciones adicionales que se aplican al alambre para prepararlo antes de iniciar el trefilado y al finalizar éste con el fin de optimizar el proceso.

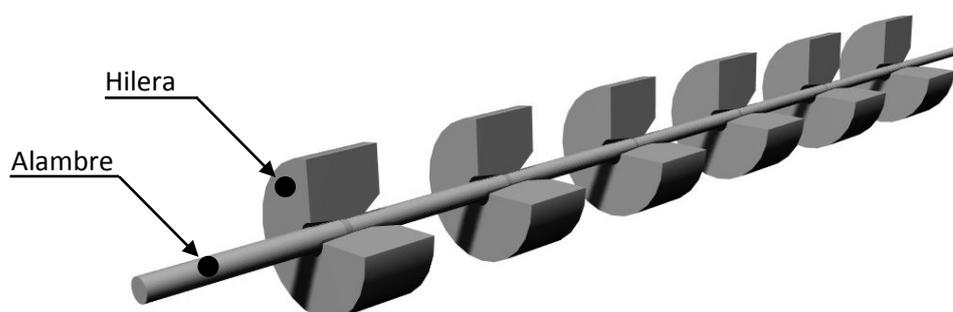


Fig. 2.29. Esquema del proceso de trefilado de un alambre de acero (dividido en seis pasos).

Habitualmente el material de partida ha sido conformado por laminación continua de palanquilla a alta temperatura. La forma final del producto de dicha laminación es un alambre (denominado comúnmente *alambrón*) cuyas dimensiones se sitúan entre 10 y 15 mm de diámetro.

Este alambre, debido al proceso de conformado, presenta una distribución de tensiones residuales que se eliminan aplicando un tratamiento térmico de patentado previo al proceso de trefilado. Además de eliminar estos estados tensionales no deseables, con el proceso de patentado se pretende uniformizar la microestructura perlítica en el alambre, con una distribución de colonias de perlita lo más fina posible. Como es bien sabido, el tratamiento de patentado consiste en calentar el material por encima de la temperatura

de austenización (en torno a los 900° C), para a continuación enfriar a una velocidad lo suficientemente lenta como para obtener la estructura perlítica fina deseada. El proceso de enfriamiento se realiza sumergiendo el material en un baño de plomo fundido a una temperatura situada entre 400 y 500°C, de tal forma que durante el enfriamiento se atraviesa la nariz perlítica del diagrama TTT (Fig. 2.5) en la zona más estrecha, lo que produce a nivel microestructural una estructura formada por laminas finas de ferrita y cementita (*microestructura perlítica*).

El patentado, previo al proceso de trefilado, se está sustituyendo actualmente por otros tratamientos, más baratos, como el denominado *Stelmor* en el que se realiza un enfriamiento controlado desde el propio tren de laminación, con el fin de obtener al final del proceso el alambre con una estructura perlítica fina equivalente a la obtenida con el patentado.

Uno de los aspectos más importantes para la buena realización del trefilado es el contacto entre la hilera y el alambre durante el proceso. Por este motivo, se aplica sobre el alambón un tratamiento superficial para prevenir el daño superficial del alambre o de las hileras. Este tratamiento consiste en eliminar de la superficie los posibles contaminantes que pueda presentar el alambre. A continuación se le aplica un recubrimiento de fosfatos, de tal forma que esta capa actúe como lubricante durante el proceso para reducir la fricción entre la matriz y el alambre.

La preparación del alambre previa al trefilado concluye con el punteado del mismo, que consiste en reducir la sección del alambre en uno de sus extremos para facilitar la entrada en la matriz de trefilado. Esto se puede realizar de múltiples formas (laminación, ataque con ácidos, etc...) o incluso se puede realizar empujando el alambre a través de la hilera.

El trefilado propiamente dicho comienza al pasar la punta del alambre a través de la hilera. Al salir de ésta el alambre se une a un tambor cilíndrico que al girar va enrollando el mismo. En algunas máquinas de trefilado las matrices están colocadas sobre una carcasa dentro de una caja que contiene una serie de lubricantes que recubren el alambre antes de pasar por la matriz, con el fin de reducir al máximo la fricción existente entre el alambre y la matriz durante el proceso de reducción del diámetro.

En la industria del trefilado es habitual dividir el proceso en varias etapas (también denominados pasos de trefilado) en las que la reducción de la sección transversal del alambre se realiza de forma progresiva al hacer pasar el mismo por diferentes hileras situadas en serie. En la Fig. 2.30 se muestra una máquina trefiladora multipasada en la que se pueden observar los cabrestantes de tracción situados entre las diversas matrices.

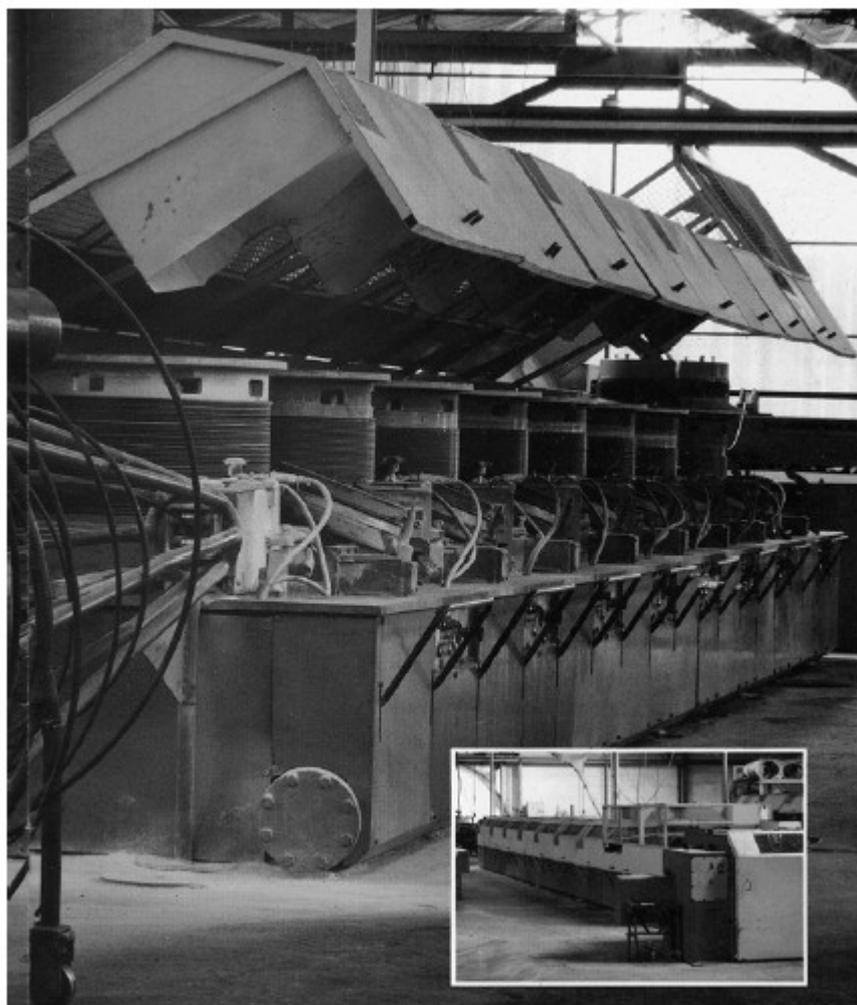


Fig. 2.30. Máquina trefiladora multipasada.

La función de los cabrestantes en el trefilado es doble: por un lado son los elementos que aplican sobre el alambre una fuerza que lo obliga a pasar por la matriz a velocidad constante regulada por un microprocesador y, por otro lado, son los elementos que enfrían el alambre entre hileras. Este proceso de enfriamiento se realiza con un sistema de refrigeración por agua en el interior del cabrestrante y aplicando un chorro de aire frío sobre la superficie exterior.

Al final del proceso de trefilado se hace pasar al alambre obtenido a través de una máquina enderezadora, mediante flexiones rotativas, que produce una homogeneización de las tensiones residuales generadas por el proceso de conformación plástica. Estos estados tensionales no son en ninguna forma deseables, por lo que se aplican sobre el alambre trefilado una serie de tratamientos termo–mecánicos para eliminarlos o reducirlos en la medida de lo posible.

Los tratamientos termo–mecánicos aplicados al alambre de acero trefilado son recocidos a temperaturas inferiores a la de recristalización del material, de tal forma que con este tratamiento no se pierda la mejora de las propiedades mecánicas obtenidas en el proceso de endurecimiento por deformación producido por el trefilado.

En el caso de los alambres de acero trefilado utilizados como acero de pretensado en la ingeniería civil, se aplican los tratamientos termo–mecánicos de estabilizado y envejecido. La importancia de estos tratamientos es tal que las condiciones en las que se realiza están celosamente guardadas por los fabricantes, aunque se pueden estimar de forma aproximada.

El primero de ellos consiste en calentar el material hasta una temperatura de 400°C aproximadamente, manteniendo durante el proceso el alambre traccionado a un nivel de carga aproximadamente en torno al cincuenta por ciento de la carga de rotura del mismo. El tiempo en el que se mantiene el alambre a esta temperatura es corto y a continuación se enfría de forma lenta hasta la temperatura ambiente. La finalidad de este tratamiento es reducir las pérdidas de relajación del material, aunque además genera una deformación plástica pequeña que produce una redistribución y homogeneización de las tensiones residuales del material.

El proceso de envejecido aplicado a estos alambres consiste en un tratamiento puramente térmico en el que se calienta el material hasta una temperatura ligeramente superior a la del estabilizado, con el fin de relajar las tensiones residuales que presenta el material como consecuencia del proceso de trefilado.

Tal como se ha visto anteriormente, el trefilado es un proceso complejo en el que se involucran muchas variables que pueden afectar al producto final del proceso. En este apartado se expone de forma resumida la influencia de los parámetros más destacados.

El primero de los factores que resulta interesante analizar es la fuerza de tirado, que está directamente ligada con el factor de reducción y con el número de pasadas en las que se divide el proceso. La fuerza de tirado, también conocida como fuerza de trefilado, es la fuerza aplicada en el alambre para hacerle pasar por la hilera. Este parámetro depende en gran medida del porcentaje de reducción de la sección transversal del alambre, realizado de tal forma que al aumentar esta reducción es necesario aplicar una fuerza mayor. Este hecho hace que en la industria del trefilado raramente se supere el 30–35% de reducción en un solo paso de trefilado. El valor máximo de la reducción viene impuesto por las características de la máquina, las propiedades mecánicas del material a trefilar y de la eficiencia del sistema de lubricación.

Teniendo en cuenta esta limitación en la reducción de la sección transversal se hace necesario dividir el proceso en varias etapas para conseguir las reducciones que habitualmente sufren los alambres trefilados de pretensado (60–70%). Normalmente esta reducción se consigue en un número de pasadas que varía entre 5 y 7 (CAMPOS y ELICES, 1987) en las que se producen deformaciones plásticas del orden de 1.5. En los procesos de trefilado para otras aplicaciones (como los alambres utilizados como refuerzo en los neumáticos) el proceso puede llegar a estar dividido en veinte pasos en los que se alcanzan deformaciones verdaderas de hasta 4. En algunos procesos es habitual realizar en el último paso una reducción de sección muy pequeña con el fin de suavizar el perfil de tensiones residuales, llegando en algunos casos a invertir su signo.

Otro de los factores cuya influencia es esencial en el proceso de trefilado es la geometría de la matriz de trefilado. Existen múltiples estudios que han demostrado la fuerte influencia de este parámetro (ATIENZA, 2001; ÖVERSTAM, 2006). Habitualmente la matriz situada en la hilera de trefilado tiene una forma similar a la mostrada en la Fig. 2.31.

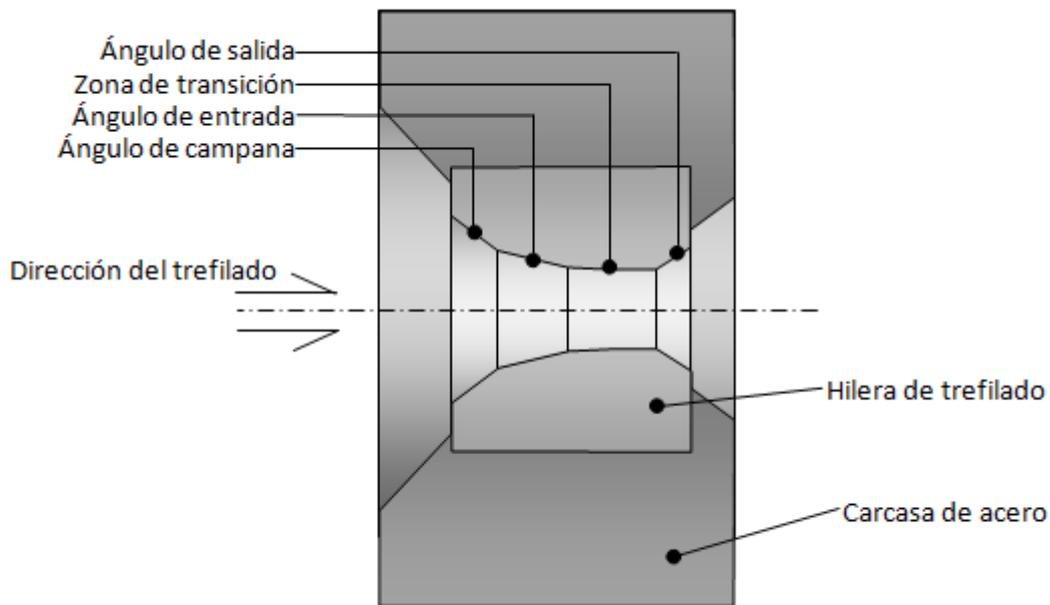


Fig. 2.31. Sección transversal de una matriz de trefilado.

La hilera de trefilado está formada por una carcasa donde va alojada la matriz cerámica, que es la pieza encargada de reducir las dimensiones del alambre durante el proceso. La geometría de la matriz de la hilera de trefilado se puede considerar que está constituida por tres zonas: zona A, zona B y zona C (tal como se muestra en la Fig. 2.32) claramente diferenciadas. Cada una de ellas cumple una función bien definida durante el proceso de trefilado. La primera, zona A, es la encargada de realizar la reducción de la sección transversal del alambre. Esta reducción se realiza de forma progresiva hasta la dimensión final del alambre gracias a la forma de agujero troncocónico que presenta la matriz en la zona de entrada. Esta zona se puede caracterizar tan sólo con un único parámetro, el ángulo de entrada (α).

Después de completar la reducción de la sección, realizada en la primera zona, el alambre entra en la segunda parte de la hilera (la zona de transición, zona B de la Fig. 2.32) en la que se pretende que el material se acomode a las nuevas dimensiones. Esta zona de la hilera tiene forma de un agujero cilíndrico y por tanto se puede caracterizar, al igual que la primera, con un único parámetro (aparte del diámetro), la longitud de transición (l_z). Finalmente, la última parte de la hilera es la zona de salida del alambre

(zona C de la Fig. 2.32) cuya misión es facilitar el proceso de salida del alambre de la hilera por lo que la forma es de un agujero troncocónico caracterizado por el ángulo de salida (γ).

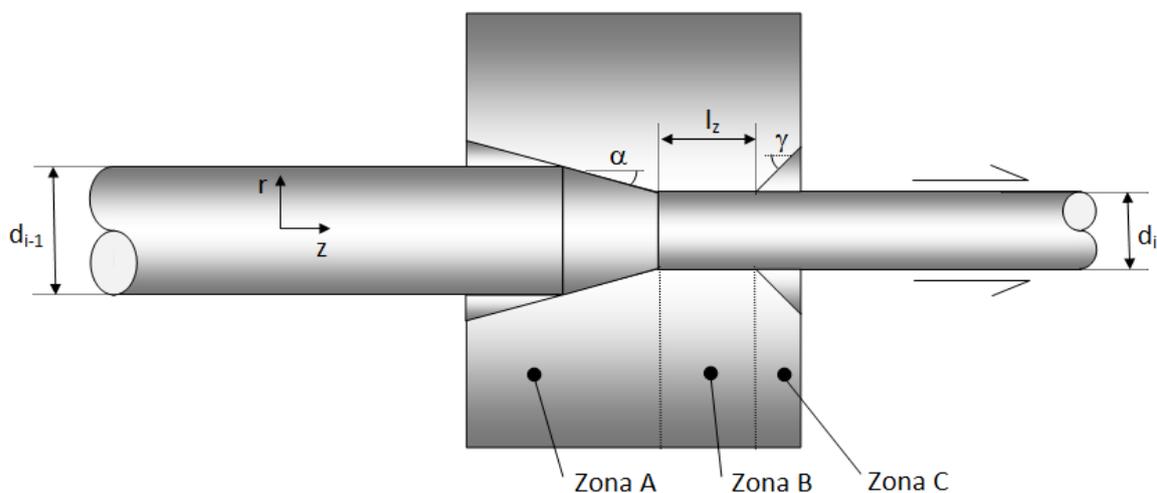


Fig. 2.32. Zonas en las que se puede dividir la hilera de trefilado (Zona A - entrada, Zona B - transición y Zona C - salida) y parámetros que caracterizan a cada una de ellas.

La mayoría de las investigaciones realizadas sobre la influencia de la geometría se han centrado en el análisis del ángulo de reducción (α) y en la longitud de transición (l_z). La importancia del primero es fundamental puesto que es donde se produce la deformación del material, habitualmente su valor se sitúa entre 3° y 10° . En cuanto al segundo parámetro, su función es permitir que el alambre se ajuste de forma progresiva a la dimensión final después de la reducción. Los valores normalmente utilizados para este parámetro rondan la mitad del diámetro del alambre a la salida de la hilera.

Además de la geometría de la hilera de trefilado, el material con el que se ha fabricado también influye en gran medida en el proceso de trefilado. Las matrices utilizadas sufren grandes esfuerzos de abrasión, por lo que se suelen emplear materiales como las vidias (carburos de wolframio) o diamantes altamente resistentes a estas severas condiciones de trabajo. La selección del material de las herramientas para el trabajo en frío depende de muchos factores: tamaño, composición, forma, tolerancias, esfuerzos, etc. En la Tabla 2.8 se muestran los materiales habitualmente utilizados en diferentes procesos de trefilado.

Tabla 2.8. Materiales utilizados habitualmente como hileras de trefilado (ASM, 2004a).

Metal a trefilar	Tamaño del alambre (mm)	Material recomendado para la hilera	
		Alambres redondos	Formas especiales
Aceros y aleaciones al C, acero inoxidable, aleaciones de Ti, Tn, Mb y Nb	< 1.57	Diamante (Natural o sintético)	CPM 10V M2
	> 1.57	CW cementado	CW cementado
Cu, Aleaciones de Mg	< 2.06	Diamante (Natural o sintético)	CPM 10V M2
	> 2.06	CW cementado	CW cementado
Aleaciones de Cu y aleaciones de Al	< 2.5	Diamante (Natural o sintético)	CPM 10V M2
	> 2.5	CW cementado	CW cementado

La lubricación del alambre es otro parámetro esencial en el proceso, de tal modo que el lubricante se elige de tal forma que reduzca el coeficiente de rozamiento tanto como sea posible. Uno de los factores que influyen en el proceso de lubricación es el calor generado, especialmente en el caso en el que el trefilado se realice a gran velocidad, puesto que el lubricante a altas temperaturas pierde sus propiedades. Para evitar ese calentamiento el alambre es enfriado mediante un sistema de refrigeración de la caja que contiene la matriz de trefilado. En la bibliografía se pueden encontrar los valores de los coeficientes de rozamiento entre la hilera y el alambre durante el proceso de trefilado (ASM, 2004a). A pesar de una cierta dispersión se puede considerar que el coeficiente de rozamiento se sitúa entre 0.01 y 0.1, aunque de acuerdo con los estudios de ATIENZA (2001) la influencia de este parámetro en la distribución de tensiones residuales es de segundo orden.

Otro de los factores importantes en el proceso de trefilado es el calor generado durante el mismo. Durante la reducción de diámetro se puede llegar a producir un aumento de temperatura de varios cientos de grados de forma local en la zona de contacto entre el alambre y la matriz. Por estos motivos resulta esencial aplicar sistemas de refrigeración para eliminar en la medida de lo posible estos efectos que afectan a su vez a la eficiencia de la lubricación del alambre.

3.2. Modelización numérica del proceso de trefilado

Tal como se ha indicado anteriormente el objetivo fundamental de este trabajo es determinar cuantitativamente las distribuciones de tensiones y deformaciones residuales producidas por el proceso de trefilado en los alambres de pretensado. Entre todas las técnicas experimentales presentadas en el inicio de este capítulo ninguna se ajusta de forma completamente satisfactoria al objetivo planteado, puesto que las más habituales (difracción de rayos X o difracción de neutrones) solo aportan información parcial de las distribuciones de tensiones (limitadas a las proximidades de la superficie del acero) y *en ningún caso aportan información sobre las deformaciones plásticas* (las medidas están relacionadas con desplazamientos de la red atómica), además del inconveniente de la reducida accesibilidad de las técnicas que podrían resultar más adecuadas (la difracción de neutrones proporciona medidas a mayor profundidad que la difracción de rayos X).

Por este motivo la opción que más se ajusta para la obtención de estos estados tensodeformacionales residuales producidos por el proceso de trefilado es la simulación numérica del proceso mediante el MEF. Este método es el más adecuado, puesto que permite resolver problemas complejos en los que se introducen no linealidades, tales como el comportamiento elastoplástico de materiales, contacto, etc., en los que resulta complicado (o en algunos casos imposible) obtener una solución analítica de las distribuciones de tensiones y deformaciones presentes en el material.

El MEF permite determinar el comportamiento de un material ante una determinada sollicitación sustituyendo la solución continua, exacta y en la mayoría de los casos imposible del sistema de ecuaciones diferenciales que conforman el problema elastoplástico por una solución discontinua o discreta y, por tanto, aproximada. Para ello se discretiza el dominio, *i.e.*, lo divide en elementos no diferenciales, o *elementos finitos*, interconectados entre sí a través de un número de puntos, que se denominan *nodos*. Después de estudiar cada elemento por separado se recompone el dominio, restableciendo el equilibrio y la compatibilidad de desplazamientos en los nodos, lo que da lugar a un sistema de ecuaciones algebraicas. La resolución de este sistema de ecuaciones permite hallar los desplazamientos de los nodos y, a partir de ellos, las restantes incógnitas del problema elastoplástico. No obstante no hay que olvidar que el

MEF es un método aproximado cuyo grado de aproximación aumenta con el número de elementos en que se divide el material, cuando la aplicación del método es correcta.

El caso de la simulación numérica del proceso de trefilado consiste en el análisis tensodeformacional de un problema en el que se consideran *tres tipos de no linealidades*. Por un lado la *primera* no linealidad es la debida al contacto entre la matriz de trefilado y el alambre. La *segunda* no linealidad se introduce en el análisis para incluir el comportamiento elastoplástico del alambre durante el proceso y finalmente la *tercera* no linealidad se debe a considerar en el análisis las grandes deformaciones que el trefilado genera en el alambre durante el proceso.

Para iniciar la modelización del proceso, es necesario indicar el comportamiento mecánico de los sólidos (alambre e hilera) durante la simulación del proceso de trefilado. La hilera de trefilado en la simulación se ha considerado como un sólido elástico, siendo el material del que está fabricada widia (abreviación del alemán “*WIE DIAMANT*” que podría traducirse por “como el diamante”). Tal como se ha descrito anteriormente, estos materiales cerámicos son altamente adecuados por su elevada rigidez (deformaciones elásticas bajas incluso bajo cargas elevadas), elevada resistencia y buen comportamiento a altas temperaturas. Los valores de las propiedades mecánicas de la widia utilizada en este estudio se muestran en la Tabla 2.9.

Tabla 2.9. Propiedades mecánicas de la widia utilizada como hilera en la simulación del proceso de trefilado (ASM, 2004a).

δ (kg/m ³)	σ_{RC} (GPa)	E (GPa)	HV
14.95 10 ⁹	5300–7000	600	1550

En el caso del alambre hay que tener en cuenta más parámetros para incluir el comportamiento elastoplástico del alambión inicial. Además de los parámetros que definen el comportamiento elástico, el módulo de elasticidad (E) y el coeficiente de Poisson (ν), es necesario definir la relación entre las tensiones y las deformaciones plásticas del material, *i.e.* la curva de comportamiento plástico, así como el criterio de

plastificación que se debe utilizar y el tipo de endurecimiento por deformación que se ajusta mejor al comportamiento real del material durante el proceso.

Estos datos se pueden obtener a partir de los resultados de la caracterización mecánica del acero estudiado realizada previamente. De esta forma la curva de comportamiento plástico se obtiene eliminando por un lado la parte elástica de la curva de comportamiento del acero (tensión–deformación verdadera del ensayo de tracción simple), siendo el primer punto de la curva el correspondiente a la tensión a la que se inician las deformaciones plásticas ($\varepsilon_p = 0$) tal como muestra la Fig. 2.33 (a).

Otro aspecto importante a tener en cuenta es que la deformación máxima obtenida de la curva tensión–deformación verdadera del ensayo de tracción simple es muy pequeña en comparación con las deformaciones que sufre el material durante el proceso. Teniendo en cuenta la hipótesis de conservación de volumen, la deformación plástica es proporcional al cuadrado del cociente de los diámetros, ecuación (2.1), y en el caso del acero trefilado estudiado es aproximadamente 1.08. Por tanto para que los datos de la simulación se ajusten más a la realidad es necesario extrapolar, siguiendo algún criterio, la curva tensión–deformación hasta esos niveles de deformación plástica que se alcanzan en el proceso de trefilado.

En este trabajo se ha utilizado el criterio marcado por la hipótesis de curva maestra del material. Esta hipótesis supone que el material, bajo cualquier tipo de sollicitación, sigue la curva tensión equivalente vs. deformación equivalente obtenida a partir del ensayo de tracción simple. De esta forma se puede suponer que durante el proceso de trefilado el material, al final de cada hilera, sufre una descarga con la consiguiente recuperación elástica. Al entrar de nuevo en la hilera subirá por la rama elástica hasta alcanzar el nuevo límite elástico (que ha aumentado debido al endurecimiento por deformación sufrido durante el proceso) y a partir de ese instante continuará por la rama plástica de la curva maestra.

Por tanto se puede suponer, como criterio de extrapolación, que el material al entrar en la última hilera tendrá que pasar por un punto de la curva maestra cuyas coordenadas corresponden en el eje de abscisas a la deformación plástica acumulada del acero

trefilado y en el eje de ordenadas al límite elástico del acero trefilado. Una vez determinado ese punto es necesario unirlo de alguna forma con la curva de comportamiento plástico del material. Esta unión se puede hacer bien lineal o bien siguiendo algún otro criterio, como por ejemplo buscar la curva envolvente de todas las ramas plásticas de las curvas de comportamiento de los alambres intermedios desplazadas en el eje horizontal la deformación plástica correspondiente a su paso de trefilado. En el caso de los aceros analizados en este trabajo la envolvente de estas curvas es similar a la extrapolación lineal por lo que se ha tomado este último criterio para obtener la curva maestra extrapolada mostrada en la Fig. 2.33 (b).

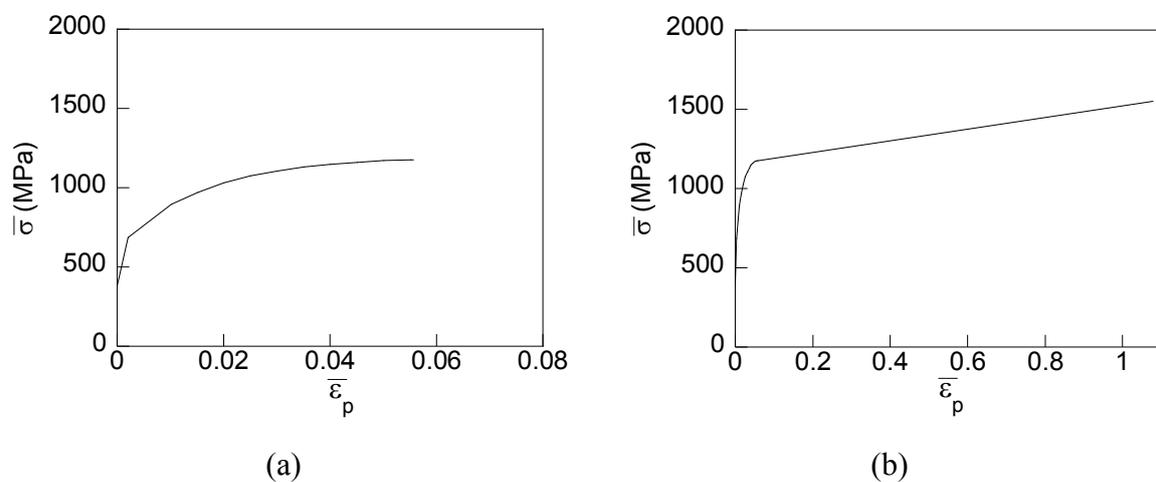


Fig. 2.33. Curva de comportamiento plástico utilizada en las simulaciones numéricas del proceso de trefilado (a) resultado del ensayo de tracción simple y (b) curva maestra extrapolada linealmente para la deformación plástica mayor.

Además de definir la curva de comportamiento plástico del alambre, es necesario definir el criterio de plastificación y el tipo de endurecimiento. El criterio de plastificación elegido es el criterio de von Mises. En cuanto al tipo de endurecimiento adecuado para la simulación se puede determinar, a partir de los resultados de la parte experimental de este trabajo (expuesto en el apartado 2.4 del presente capítulo) en la que se observó que el alambón sometido a una sollicitación cíclica variable en el tiempo presentaba un endurecimiento por deformación mixto siendo la componente del endurecimiento cinemático mucho más significativa que la del endurecimiento isótropo.

Por este motivo cabría pensar que el endurecimiento por deformación más apropiado para la simulación del proceso de trefilado es el endurecimiento cinemático. No obstante, en las modelizaciones realizadas se ha considerado el material del alambre con endurecimiento isótropo, debido a que el proceso de cálculo es mucho más estable que en el caso del endurecimiento cinemático, en el que en determinados casos es imposible obtener una solución con la convergencia requerida. Esta aproximación, que en principio puede parecer un tanto extrema, puede ser completamente válida si se garantiza que durante la descarga (salida de la hilera) no se producen deformaciones plásticas.

En el caso del endurecimiento cinemático, la superficie de cedencia se desplaza en el espacio de las tensiones principales a medida que el alambre se endurece por deformación, manteniendo inalteradas las dimensiones (concretamente el radio) del cilindro de von Mises. Si durante la descarga no se producen deformaciones plásticas, el material se mantiene dentro de la superficie de cedencia del material endurecido por deformación, y por tanto cabe suponer que los modelos de endurecimiento cinemático e isótropo proporcionarán los mismos resultados. Esta condición se puede comprobar analizando los saltos tensionales producidos a lo largo de la historia de carga soportada por el material (evolución de la tensión equivalente *vs.* deformación equivalente) en diferentes puntos de su sección transversal. Si la magnitud de estos saltos es inferior al diámetro de la superficie de cedencia inicial (el doble del límite elástico inicial del acero) se puede concluir que la condición se cumple y por tanto la aproximación es totalmente válida.

Tal como se puede apreciar en la Fig. 2.34 la geometría tanto de las hileras como la del alambre presenta una simetría de revolución. Por tanto es posible simplificar el problema tridimensional inicial a un problema axisimétrico (bidimensional) en coordenadas cilíndricas (r, z) teniendo en cuenta esta simetría de revolución de los dos elementos que forman parte del proceso (el alambre y la hilera de trefilado). De esta forma se simplifica de forma notable el cálculo mediante MEF del proceso de trefilado.

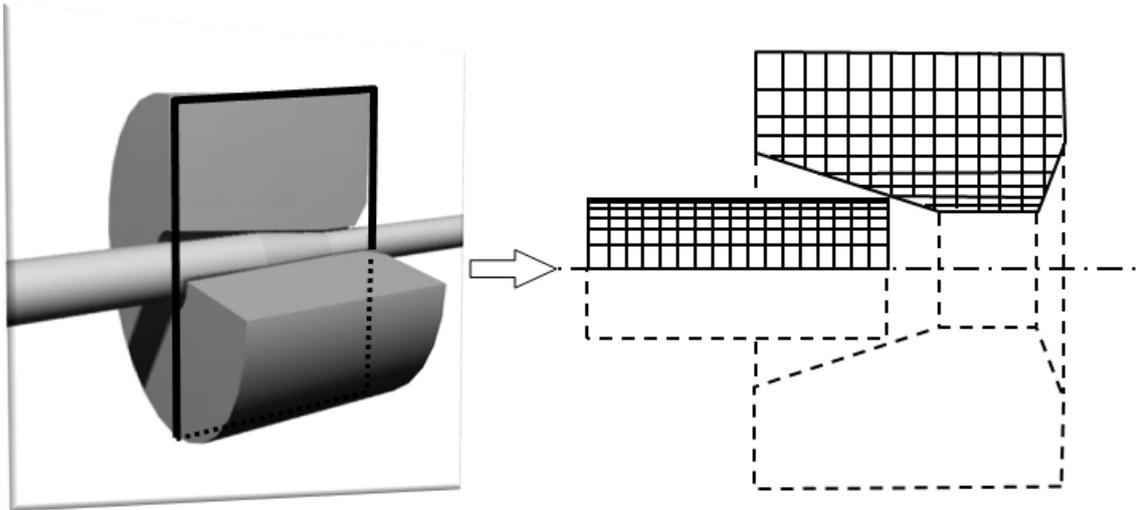


Fig. 2.34. Simplificación de la geometría de revolución 3D del alambre y la hilera de trefilado a un problema axisimétrico 2D en coordenadas cilíndricas (r, z) .

El hecho de simplificar el estudio a un análisis axisimétrico exige imponer una serie de condiciones de contorno que representen las condiciones reales a las que están sometidos la hilera y el alambre durante el proceso. En el caso del alambre, las condiciones de contorno impuestas por la geometría de revolución vienen dadas por desplazamientos impedidos en la dirección normal al eje de simetría de revolución del alambre. Las condiciones de contorno del alambre se completan con un desplazamiento (u) aplicado en el extremo más cercano a la hilera. Este desplazamiento varía linealmente con el tiempo (t) de tal forma que para el tiempo t_{ref} se alcanza el desplazamiento necesario (u_{ref}) para que todo el alambre atravesase la hilera (Fig. 2.35). Esta condición de contorno representa la fuerza de tirado que hace al alambre pasar por las diferentes hileras.

En el caso de la hilera las condiciones de contorno están formadas por un desplazamiento impedido en la dirección de avance del alambre en las caras verticales de la hilera que representan el movimiento impedido de la hilera en esa dirección debido a la carcasa de acero que va anclada a la bancada de la máquina de trefilado. Finalmente las condiciones de contorno se completan con un desplazamiento impedido en la dirección vertical en un punto de la cara superior de la hilera para representar el movimiento impedido en esa dirección producido por la carcasa de acero que contiene la matriz.

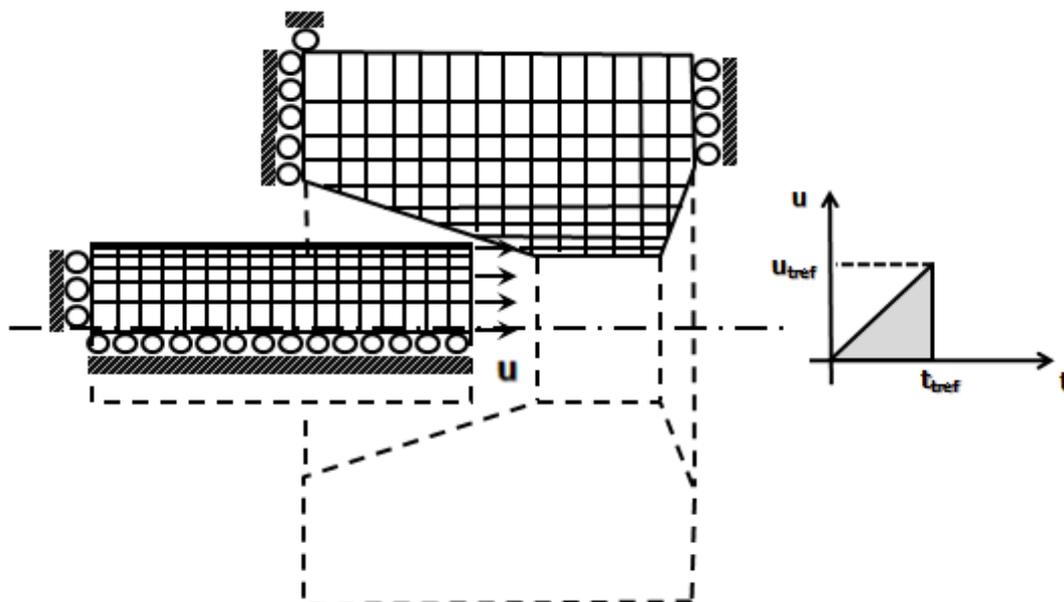


Fig. 2.35. Condiciones de contorno impuestas en la geometría analizada en la simulación del proceso de trefilado.

Una vez definidas las condiciones de contorno se aplica la siguiente etapa en el preproceso del MEF: el denominado mallado que consiste en realizar la discretización del dominio formado por el alambre y la hilera de trefilado. No obstante, resulta interesante analizar el comportamiento de los dos elementos que forman parte del trefilado (la hilera y el alambre) durante el proceso de conformación plástica, puesto que, a partir de este análisis, se podrán aplicar ciertas hipótesis que faciliten el cálculo en los casos estudiados en los que resulta necesaria una gran potencia de cálculo.

Debido a la finalidad del proceso de trefilado, el comportamiento de la hilera y del alambre durante el proceso es diferente. Por un lado el alambre debe sufrir deformaciones plásticas muy acusadas para poder conseguir la reducción de sección y por tanto el comportamiento en la modelización de este elemento debe ser elastoplástico. Por otro lado, el comportamiento mecánico de la matriz debe ser distinto, *i.e.*, debe permanecer en todo instante dentro del régimen elástico, puesto que si esto no sucediese las dimensiones del alambre trefilado corresponderían a las de la matriz deformada plásticamente, alejándose por tanto de las dimensiones deseadas. El material utilizado en las hileras de trefilado, tal como se expuso en el apartado anterior, suele ser

un material cerámico (wídias o diamantes) debido a sus excelentes propiedades frente al desgaste. Además de sus buenas propiedades tribológicas, entre las propiedades mecánicas de estos materiales destaca una alta rigidez (en el caso de la wídia el módulo de elasticidad es tres veces superior al del acero). Esto supone que las deformaciones elásticas de la matriz serán muy pequeñas, lo que permite aumentar la fiabilidad en las dimensiones finales del producto trefilado. Por este motivo, parece lógico pensar que, en aquellos casos en los que las necesidades del cálculo lo exijan, la matriz de trefilado se puede modelizar como un elemento completamente rígido.

La hipótesis de considerar la hilera perfectamente rígida se hace necesaria en el caso del análisis del proceso de trefilado completo en el que el número de elementos aumenta de forma proporcional con el número de pasos de trefilado lo que supone un gran consumo de recursos informáticos. Sin embargo, en el análisis de un único paso de trefilado, tal como se ha realizado en el análisis de la influencia de parámetros característicos de la geometría de la hilera, el consumo de recursos informáticos de la modelización, teniendo en consideración la hilera de trefilado como un sólido deformable, es aceptable. A partir de este análisis es posible comparar los resultados obtenidos con las dos modelizaciones y de esta manera comprobar la validez de esta hipótesis.

Los resultados obtenidos de la simulación numérica mediante MEF son en realidad una aproximación de la solución del problema de contorno planteado, de tal forma que, cuanto más fina sea la discretización del dominio (mayor número de elementos y mayor número de incrementos de cálculo), más próxima estará la solución numérica a la solución exacta. Para poder garantizar la bondad de los resultados obtenidos en la simulación numérica del proceso de trefilado se ha realizado un estudio de convergencia, tanto de la malla como del número de incrementos utilizados en el cálculo.

El estudio de convergencia de la malla está constituido por cuatro mallas en las que se ha variado el número de divisiones, siguiendo una progresión geométrica de orden dos. En la Fig. 2.36 se muestran las cuatro mallas consideradas en el estudio de convergencia, tanto para el modelo en el que se considera la hilera como un sólido rígido como para la modelización considerando la hilera deformable.

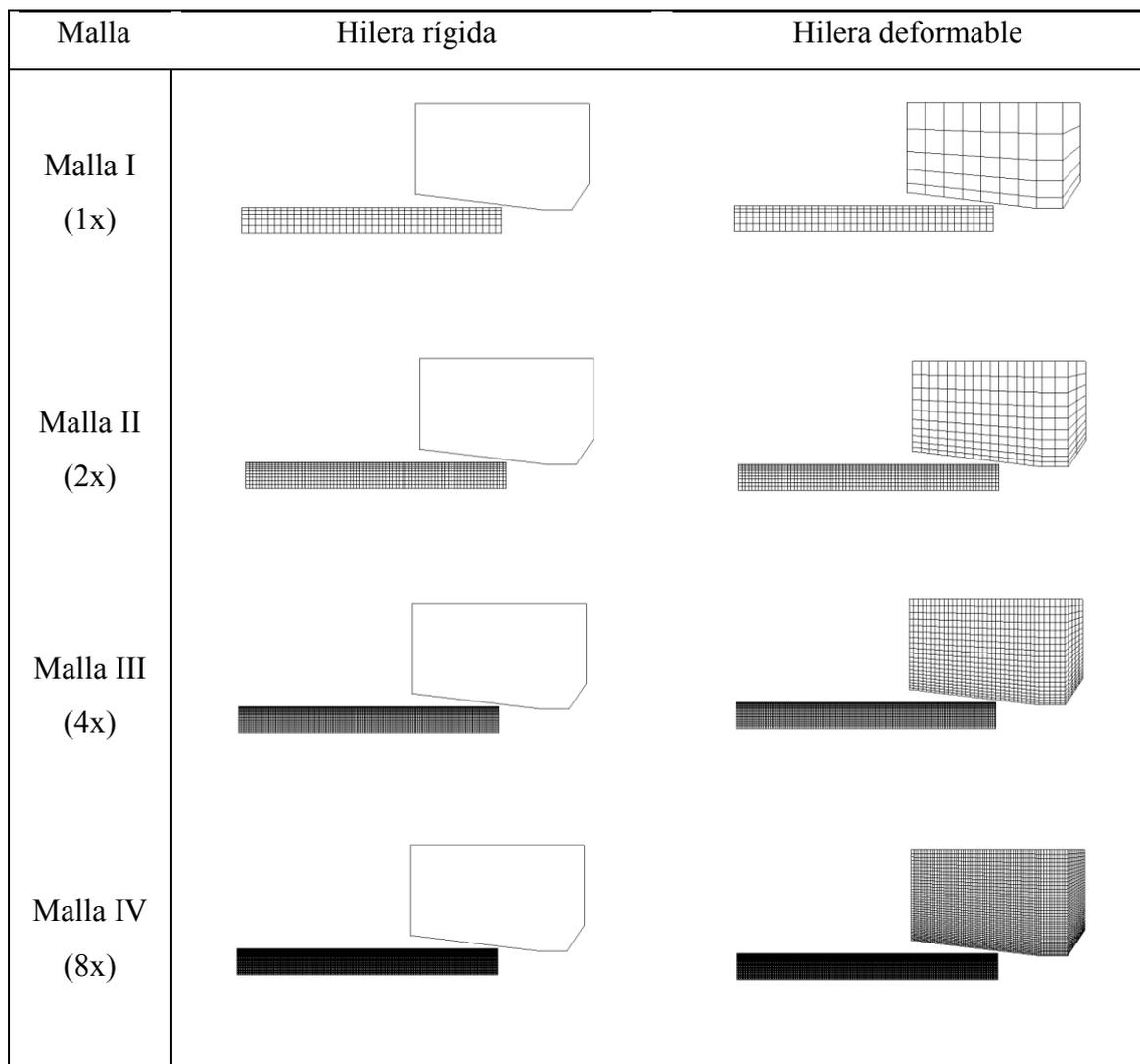


Fig. 2.36. Mallas consideradas en el estudio de convergencia.

Para elegir la malla óptima se han comparado la distribución de tensión hidrostática σ y la distribución de deformación plástica equivalente $\bar{\varepsilon}_p$ en una sección intermedia del alambre, obtenidas utilizando cada una de las mallas consideradas (se han elegido estas variables por su importancia en los procesos de difusión de hidrógeno como principal responsable de la fragilización por hidrógeno de estos aceros, lo que será el objeto de estudio en el tercer capítulo). En la Fig. 2.37 se muestran las distribuciones obtenidas en las modelizaciones considerando la hilera de trefilado como un cuerpo perfectamente rígido y considerándolo como un sólido deformable.

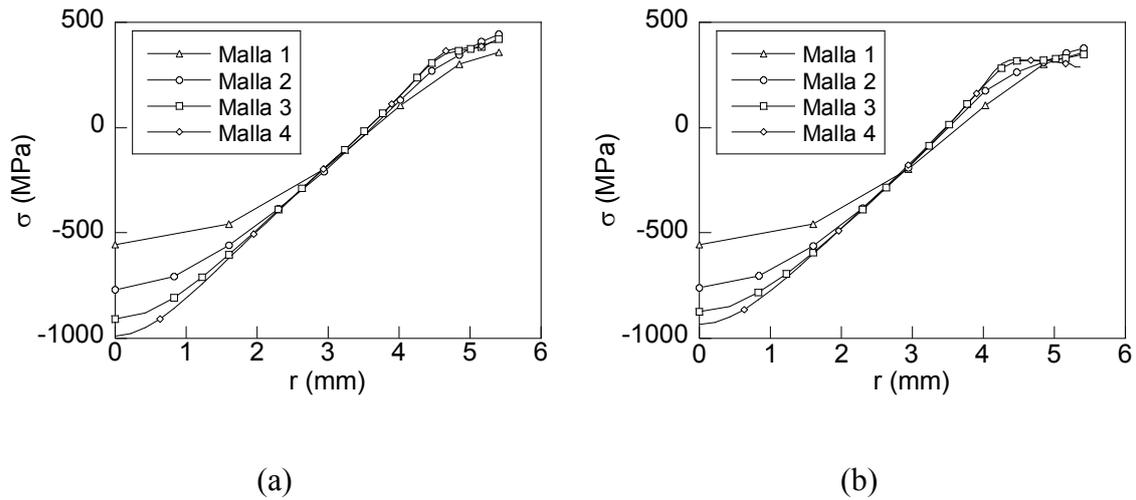


Fig. 2.37. Distribuciones de tensión hidrostática obtenidas en la sección central del alambre en los cuatro casos considerados del estudio de convergencia de la malla con (a) hilera perfectamente rígida y (b) hilera deformable.

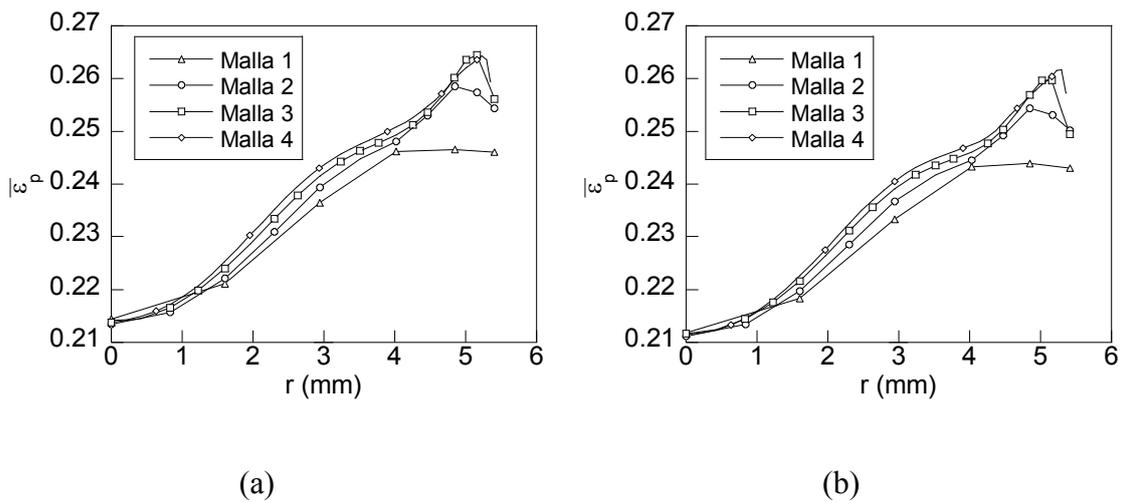


Fig. 2.38. Distribuciones de deformación plástica equivalente obtenidas en la sección central del alambre en los cuatro casos considerados del estudio de convergencia de la malla con (a) hilera perfectamente rígida y (b) hilera deformable.

A la vista de los resultados mostrados en la Fig. 2.37 y Fig. 2.38 se puede ver que en ambas modelizaciones (hilera rígida e hilera deformable) la malla 3 ofrece resultados satisfactorios, puesto que las diferencias entre las distribuciones de tensión hidrostática y deformación plástica entre la malla 3 y la malla 4 son mínimas. Por este motivo en todas las modelizaciones del proceso de trefilado se ha elegido esta malla.

Los elementos que forman la malla son elementos cuadriláteros de cuatro nodos, ya que estos son los más adecuados para la simulación numérica de problemas elastoplásticos de contacto. El criterio seguido para mallar el alambre y la hilera ha sido tratar de hacer la malla más fina en la zona de contacto. Las divisiones elegidas para discretizar el dominio se han tomado para conseguir que los elementos en la zona de contacto tengan una relación de aspecto (cociente entre la altura y la base del cuadrilátero) próxima a la unidad.

Además del estudio de convergencia de la malla también se ha realizado un estudio de convergencia del proceso numérico de resolución del problema no lineal. En este estudio se han considerado cuatro casos en los que se ha variado el número de incrementos en los que divide la simulación del proceso mediante MEF siguiendo una progresión geométrica de orden dos. Al igual que en el estudio de convergencia de la malla, el número óptimo de incrementos se ha determinado comparando los resultados obtenidos en cada modelo. Los resultados de este estudio se muestran en la Fig. 2.39 para la tensión hidrostática y la deformación plástica.

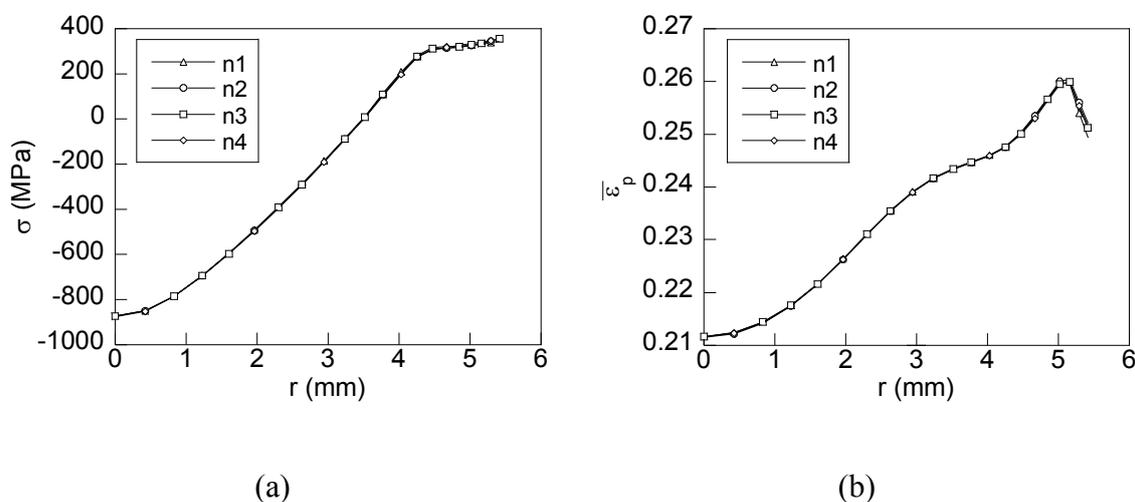


Fig. 2.39. Distribuciones de la tensión hidrostática (a) y la deformación plástica equivalente (b) obtenidas en la sección central del alambre en los cuatro casos considerados del estudio de convergencia numérica de la simulación del proceso de trefilado.

El estudio de convergencia revela que todos los casos considerados proporcionan los mismos resultados, por lo que se ha elegido el primer caso por consumir menos recursos

informáticos. Otro aspecto importante necesario en la definición de la modelización del proceso de trefilado es el rozamiento entre la hilera y el alambre. De acuerdo con el estudio de ATIENZA (2001) la influencia del coeficiente de rozamiento en la distribución de tensiones residuales sólo se muestra como un efecto de segundo orden, por lo que en las modelizaciones realizadas en este trabajo se ha considerado un contacto ideal, *i.e.*, sin rozamiento, entre la matriz y el alambre. Esta aproximación además está sustentada en los diversos métodos empleados en el proceso de trefilado con el fin de reducir la fricción en la zona de contacto.

3.3. Comprobaciones de la modelización numérica del proceso de trefilado

Para garantizar la validez del planteamiento del modelo y por tanto de los resultados obtenidos en la simulación numérica se han realizado una serie de comprobaciones que permiten asegurar que las hipótesis consideradas en la simulación proporcionan resultados que se ajustan a la realidad.

La primera comprobación consiste en comparar la curva tensión equivalente *vs.* deformación equivalente obtenida a partir del ensayo de tracción simple de un acero correspondiente a un paso intermedio del proceso de trefilado con la curva de comportamiento obtenida en la simulación numérica mediante el MEF del ensayo de tracción simple aplicada a continuación de la simulación del proceso de trefilado.

Por lo tanto es necesario simular, a continuación de la simulación del trefilado, un ensayo de tracción simple con el fin de obtener una curva carga *vs.* desplazamiento y a partir de ella la curva tensión equivalente *vs.* deformación equivalente del alambre trefilado. Para ello se han aplicado al alambre de acero a la salida de la hilera las condiciones de contorno mostradas en la Fig. 2.40, compuestas por desplazamientos en la dirección radial impedidos en los puntos del eje de revolución del alambre, desplazamientos impedidos en el extremo de la izquierda debido a la simetría de la carga de tracción y, finalmente, la carga impuesta como un desplazamiento axial monótonamente creciente hasta alcanzar una deformación equivalente a la del acero trefilado obtenida en el ensayo de tracción simple.

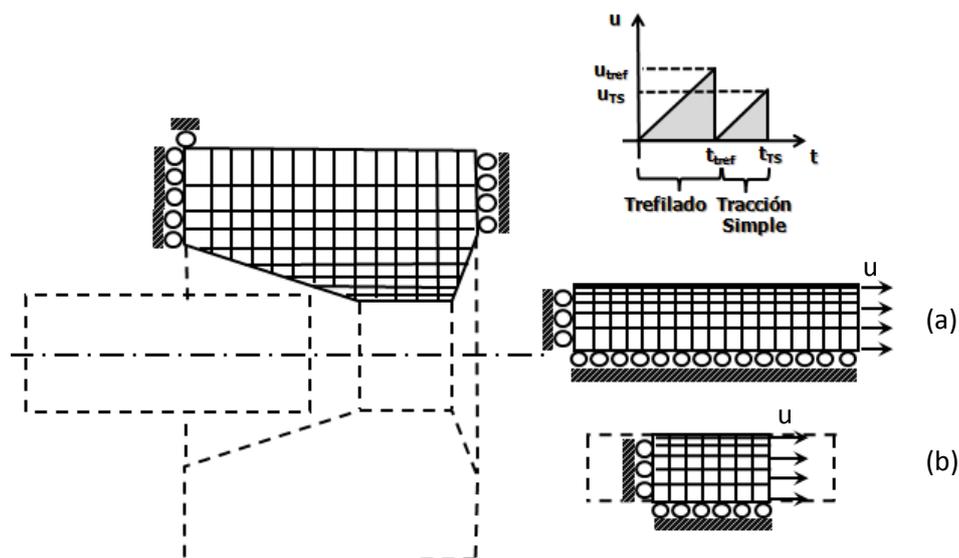


Fig. 2.40. Condiciones de contorno del ensayo de tracción posterior al trefilado
 (a) ensayo de tracción simple del alambre completo y (b) ensayo de tracción simple de un trozo del alambre.

En los resultados obtenidos en la simulación del ensayo de tracción simple considerando toda la longitud del alambre (alambre largo (a) en la Fig. 2.40), se observó la aparición de un cuello de estricción en la sección donde estaba aplicada la carga debido a la distribución no homogénea del campo tensodeformacional en el extremo de la probeta creado durante su entrada en la hilera. Para evitar este efecto se optó por realizar una segunda modelización del ensayo de tracción simple (alambre corto (b) en la Fig. 2.40) aplicando las condiciones de contorno de carga y desplazamiento impedido en dos secciones separadas de los extremos una distancia aproximadamente igual al diámetro del alambre. Los resultados de esta simulación muestran como el cuello de estricción se forma en una sección intermedia del segundo alambre. La aparición del cuello de estricción en esa sección (Fig. 2.41) se debe a la inestabilidad geométrica que aparece durante el ensayo en los puntos donde hay una mayor rugosidad superficial debida al propio proceso de trefilado.

En la Fig. 2.42 se muestra las curvas de comportamiento del alambre trefilado real obtenidas experimentalmente comparadas con las curvas obtenidas de la simulación numérica de los dos procesos de tracción simple considerados.

Ensayo de TS alambre largo (a)

Ensayo de TS alambre corto (b)

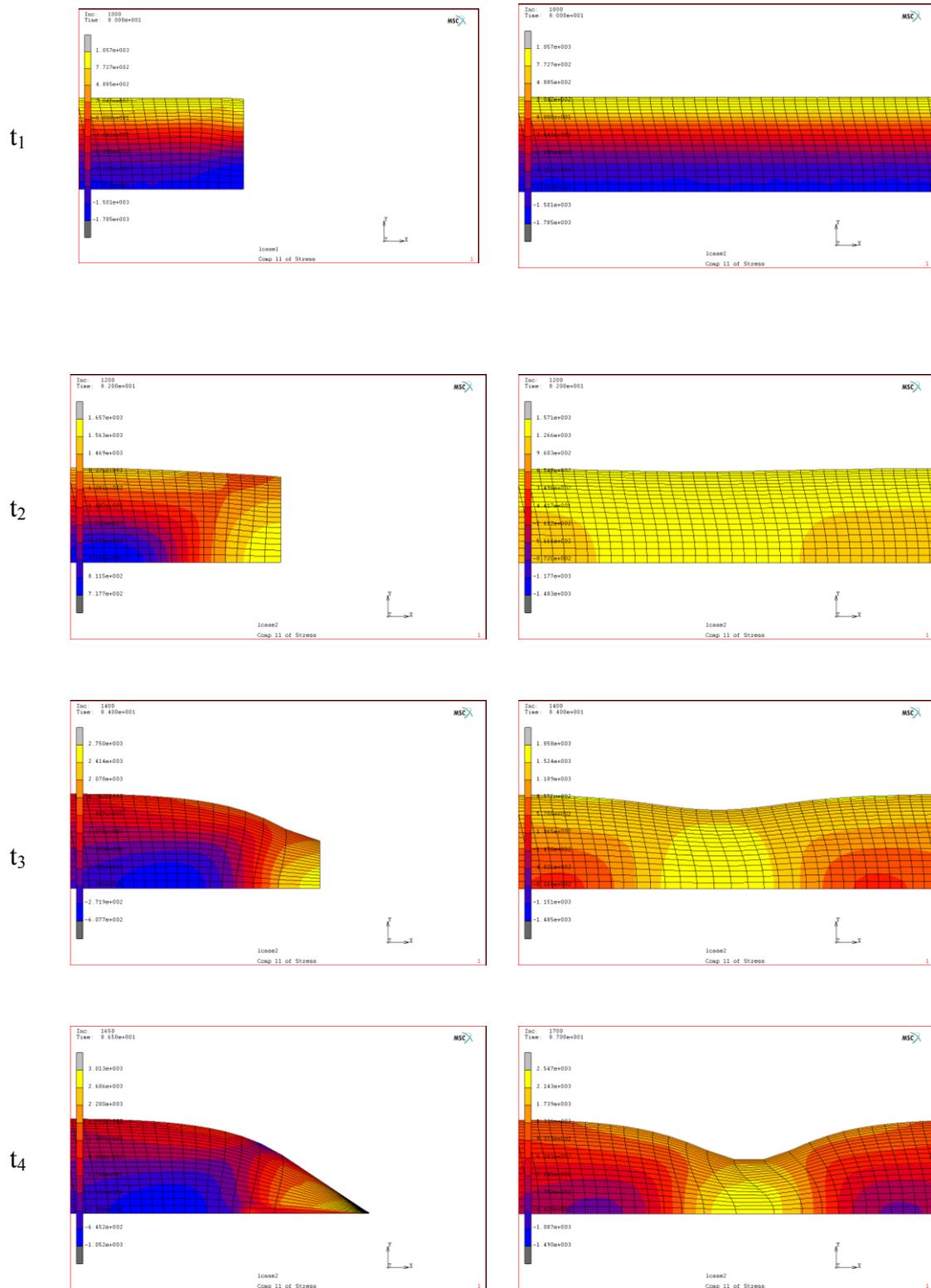


Fig. 2.41. Diversos instantes en la formación del cuello de estricción en las simulaciones numéricas del ensayo de tracción simple posteriores al trefilado.

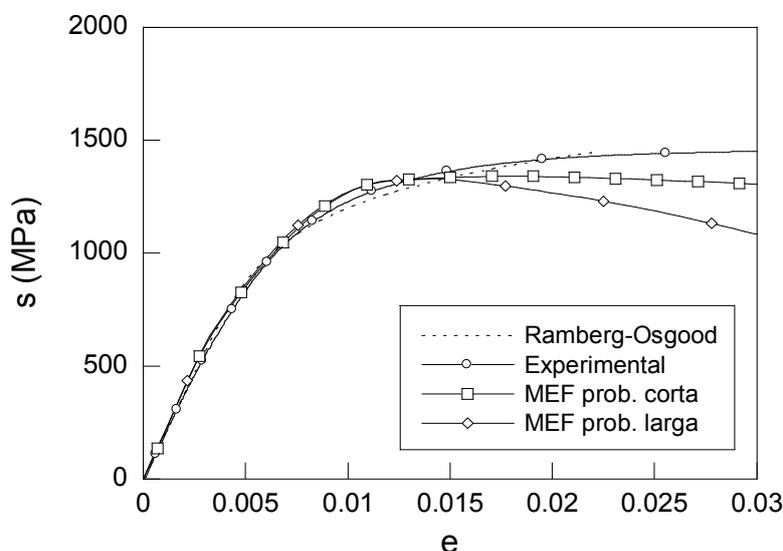


Fig. 2.42. Comparación de las curvas tensión vs. deformación ingenieril obtenidas experimentalmente en un ensayo de tracción simple con las curvas tensión vs. deformación ingenieril obtenidas en la simulación del ensayo de tracción posterior al trefilado.

Tal como se puede apreciar en la Fig. 2.42, el ajuste de las curvas obtenidas en la simulación numérica mediante MEF del ensayo de tracción simple con la curva obtenida experimentalmente del acero correspondiente al paso de trefilado ensayado es muy buena hasta la formación del cuello de estricción (punto máximo de la curva).

Para completar el análisis se ha analizado la rugosidad de la superficie del alambre trefilado en la probeta corta (cf. Fig. 2.40b) para así poder explicar la formación del cuello de estricción en esa sección. Para ello se ha representado los desplazamientos (δ_y) producidos en la superficie del alambre al final del proceso (mostrados en la Fig. 2.43) en diferentes instantes del proceso de carga correspondientes al ensayo de tracción simple virtual del alambre a la salida de la hilera. En estas figuras se puede apreciar como aparecen tres puntos de la superficie con menor diámetro, lo que los convierte en iniciadores del proceso de inestabilidad observado al final de la simulación del proceso de ensayo de tracción simple.

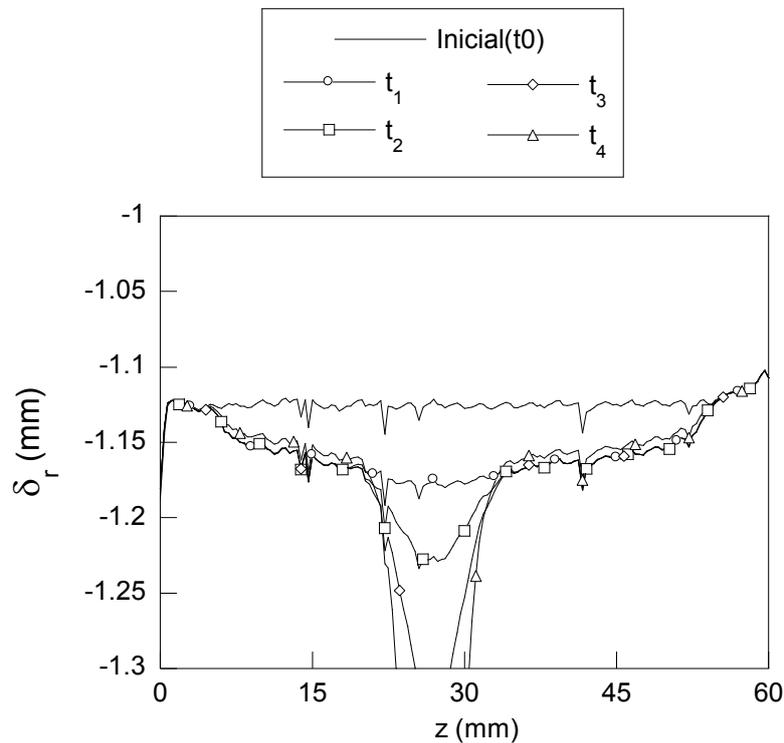


Fig. 2.43. Desplazamientos en la dirección radial del alambre de la superficie del alambre.

La segunda comprobación realizada para validar las hipótesis asumidas en la simulación del proceso de trefilado es analizar durante el mismo el salto tensional ($\Delta\bar{\sigma}$) producido en las curvas tensión–deformación de tres puntos de la sección transversal del alambre ($r = a$, $r = 0.7a$ y $r = 0.5a$ siendo a , el radio exterior del alambre). Tal como se muestra en la Tabla 2.10 se ha comprobado que ninguno de ellos supera el diámetro de la superficie de cedencia inicial, *i.e.*, el doble del límite elástico inicial del material.

Para ello se han representado en las Figs. 2.44–2.46 las curvas tensión–deformación equivalente en diferentes puntos de una sección transversal del alambre trefilado. En dichas figuras se han identificado los instantes de entrada y salida del punto de la sección analizado en cada una de las hileras durante la simulación del proceso de trefilado.

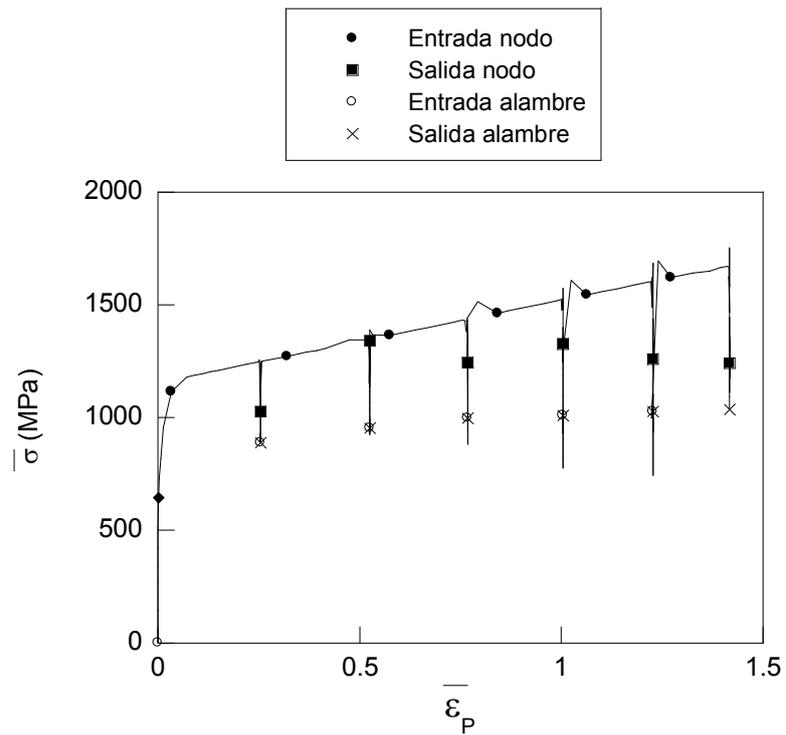


Fig. 2.44. Trayectoria tensodeformacional de un punto situado en la superficie del alambre ($r = a$) a lo largo del proceso de trefilado.

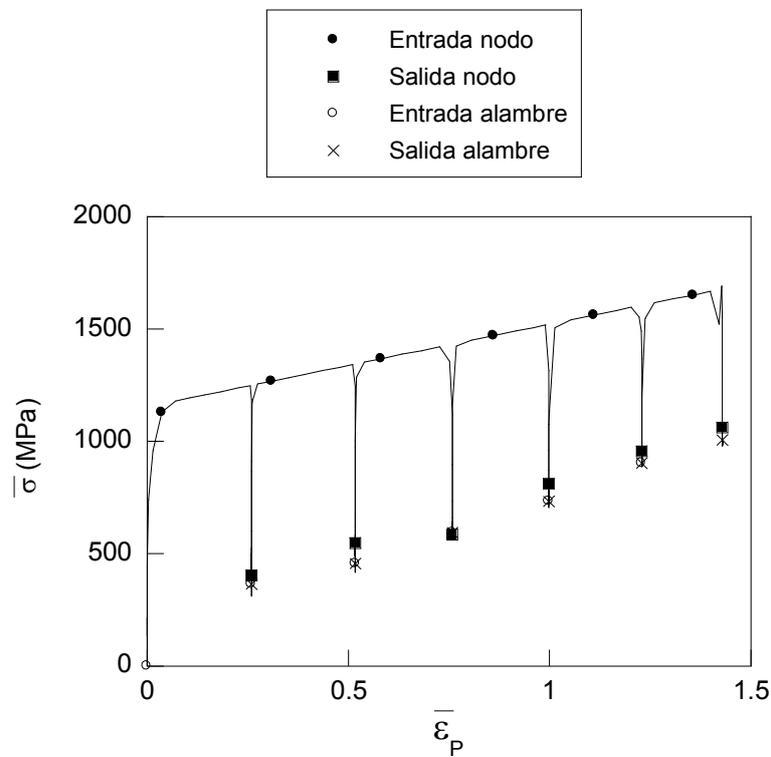


Fig. 2.45. Trayectoria tensodeformacional en un punto con coordenada radial inicial $r = 0.7a$ a lo largo del proceso de trefilado.

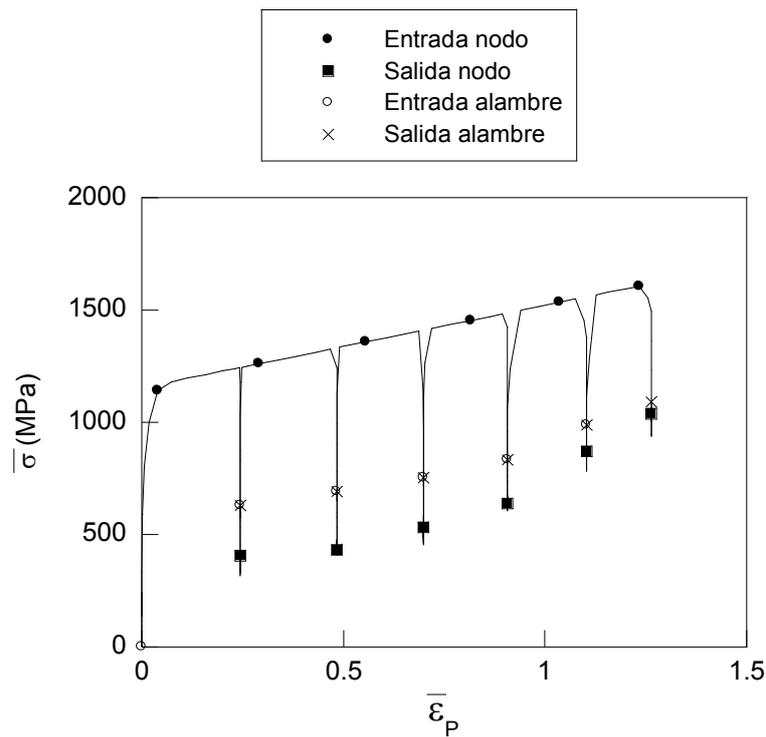


Fig. 2.46. Trayectoria tensodeformativa de un punto con una coordenada radial inicial $r = 0.5a$ a lo largo del proceso de trefilado.

Tabla 2.10. Saltos de la tensión equivalente ($\Delta\bar{\sigma}$) producidos durante las descargas al salir de la hilera de trefilado durante el proceso de trefilado en tres puntos de la sección transversal del alambre.

Paso de trefilado	$\Delta\bar{\sigma}$ (MPa)		
	$r = a$	$r = 0.7a$	$r = 0.5a$
1	366.78	936.25	924.073
2	419.12	924.03	916.73
3	554.10	859.84	950.44
4	794.90	810.93	876.83
5	940.22	708.45	765.29
6	636.44	710.83	668.17

En las Figs. 2.44–2.46 se puede observar cómo el punto analizado durante el proceso de carga sigue una trayectoria definida por la curva de comportamiento plástico del material. Durante la primera pasada de trefilado el punto supera el límite elástico del material, al salir de la hilera se produce un descenso de la tensión que soporta este punto del material. Esta descarga está representada en la curva por la línea vertical que indica que durante este proceso de descarga no se han producido deformaciones plásticas y, por tanto, se puede considerar que la trayectoria del punto no abandona el interior de la última superficie de cedencia del material endurecido por deformación. Una vez pasada la primera hilera, el material entra en la segunda hilera, subiendo por la misma línea vertical de la descarga hasta alcanzar el nuevo límite elástico, a partir del cual, el material sigue la curva de comportamiento plástica hasta entrar en la siguiente hilera en la que se repite el proceso.

Analizando a simple vista las curvas que muestran la evolución de las tensiones equivalentes y deformación plástica equivalente se puede observar que en ningún instante se producen deformaciones plásticas durante las diferentes descargas, y por lo tanto el EB no aparece. No obstante, para tener total seguridad, se ha medido el salto tensional, siendo en todos los casos analizados inferior al diámetro de la superficie de cedencia inicial (Tabla 2.10).

Para reafirmar esta comprobación se ha representado, en el espacio de las tensiones principales del tensor de tensiones, la trayectoria que sigue un punto de la sección transversal del alambre durante el proceso de trefilado (Fig. 2.47). En esta Figura se ha comparado la trayectoria con la superficie de cedencia inicial marcada por el criterio de plastificación de von Mises, que en el espacio de las tensiones principales corresponde a un cilindro de radio el límite elástico y eje la recta trisectriz del triedro.

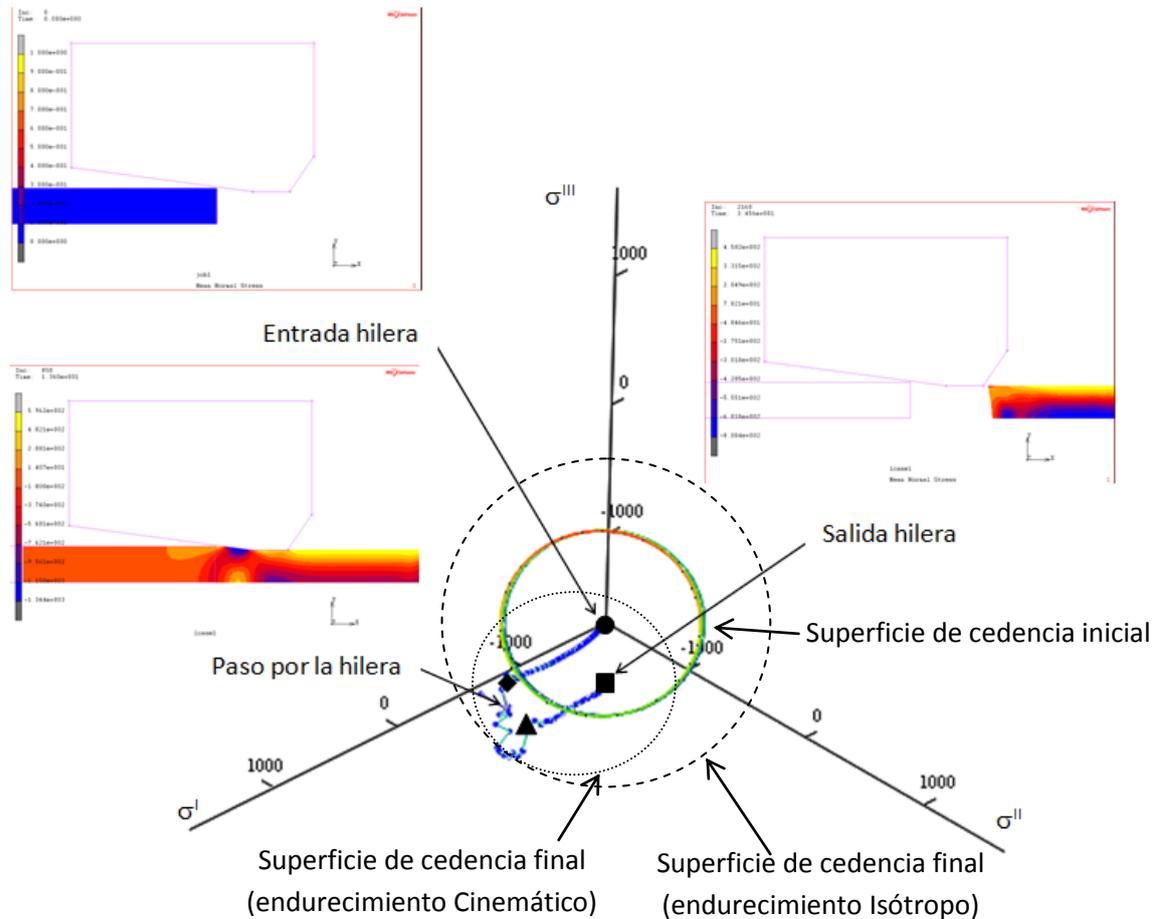


Fig. 2.47. Trayectorias de sollicitación en el espacio de las tensiones principales de diversos puntos de la sección transversal durante el proceso de trefilado.

En la Fig. 2.47 se puede observar cómo la trayectoria seguida por el punto durante el paso por una hilera no sufre saltos muy grandes, es continua y sólo sale de la superficie de cedencia durante el proceso de endurecimiento por deformación al pasar por la hilera. Durante la salida del alambre de la hilera de trefilado la trayectoria de sollicitación inicia el proceso de descarga manteniéndose en todo instante dentro de la superficie de cedencia modificada por el endurecimiento por deformación sufrido por el alambre, tanto si el modelo considerado es el endurecimiento isótropo (la superficie de cedencia crece de forma homotética) como si el tipo de endurecimiento elegido es el cinemático (la superficie de cedencia se desplaza).

Todo esto reafirma la hipótesis inicial puesto que, una vez iniciada la descarga, el material no abandona en ningún instante la superficie de cedencia del material endurecido en el supuesto de endurecimiento cinemático y por tanto no se producen deformaciones plásticas durante la descarga, tal como se puede ver en la Fig. 2.46. Por este motivo se puede considerar que el endurecimiento isótropo puede aceptarse en la modelización realizada, puesto que las condiciones en las que aparece el EB y los efectos del endurecimiento cinemático no se dan en el proceso de trefilado.

Otra de las comprobaciones que se ha realizado, es la validez de la hipótesis considerada en la simulación del proceso de trefilado completo en la que se asume que la hilera se comporta como un elemento completamente rígido. Para realizar esta comprobación se han comparado (Fig. 2.48) los resultados obtenidos en la modelización de un solo paso del proceso de trefilado considerando la hilera rígida con los proporcionados por la modelización en la que la hilera se considera deformable. Las variables utilizadas en esta comparación vuelven a ser nuevamente la tensión hidrostática (σ) y la deformación plástica equivalente ($\bar{\epsilon}_p$) en la sección media de la longitud del alambre debido al gran interés que presentan estas variables en el análisis de los procesos de fragilización por hidrógeno estudiados en el capítulo III.

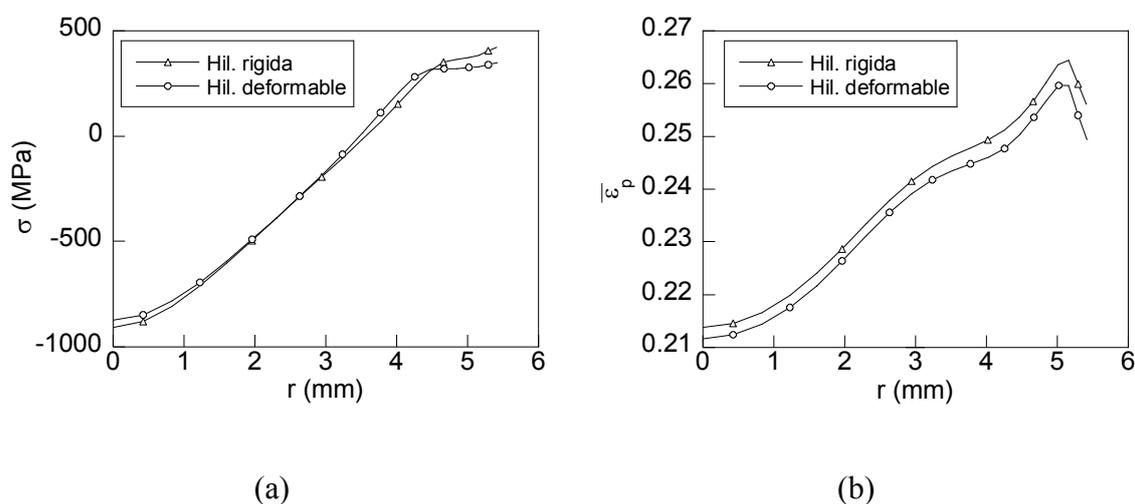


Fig. 2.48. Comparación de los perfiles de (a) la tensión hidrostática y (b) la deformación plástica equivalente acumulada en la sección media del alambre obtenidas en la simulación del trefilado considerando la hilera rígida y deformable.

Tal como se puede apreciar, las diferencias entre los perfiles obtenidos con la modelización de la hilera rígida y la hilera deformable son mínimas. En el caso de las tensiones hidrostáticas principalmente las diferencias aparecen en la zona próxima a la superficie del alambre en la que el modelo de la hilera deformable proporciona una distribución más uniforme que el modelo de la hilera rígida. Cabe destacar que el modelo con la hilera deformable ofrece un valor de tensión en la superficie inferior al del modelo con la hilera rígida, por lo que se puede considerar que éste sobrestima el estado tensional (*i.e.*, la aproximación utilizada en la presente Tesis Doctoral está del lado de la seguridad).

También se observan ligeras diferencias en los valores de estas distribuciones en el centro del alambre en las que, al igual que en los puntos de la superficie, la modelización de la hilera deformable proporciona valores inferiores a la modelización de la hilera rígida. En el caso de la deformación plástica equivalente los dos modelos ofrecen resultados similares cualitativamente situándose el modelo con la hilera rígida ligeramente por encima de la deformable tal como cabría esperar.

3.4. Estados tensodeformacionales producidos por el proceso de trefilado

Los estados tensodeformacionales residuales obtenidos al final del paso del alambre por las distintas hileras en la simulación numérica del proceso de trefilado son prácticamente uniformes a lo largo de la dirección del trefilado (eje del alambre) tal como se muestra en la Fig. 2.49. Tan solo las zonas próximas a los extremos del alambre (en una distancia aproximadamente similar al radio del alambre) no cumplen esta tendencia general debido a los efectos localizados producidos por las condiciones de contorno aplicadas.

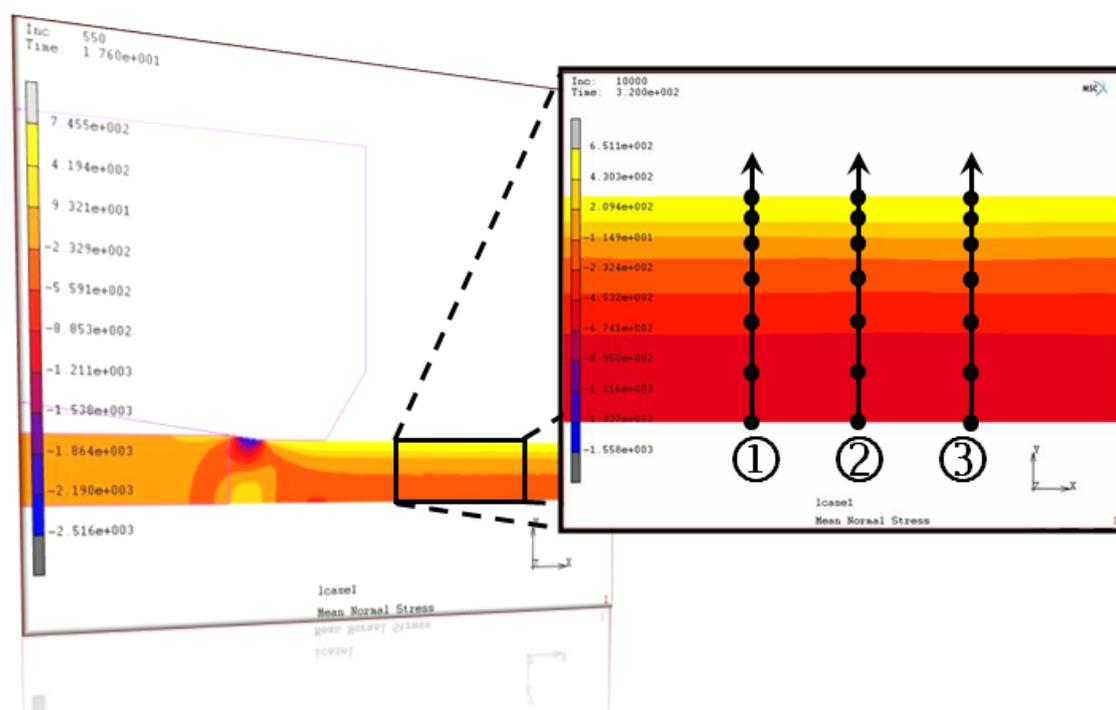


Fig. 2.49. Distribución de la tensión hidrostática al final de la simulación del proceso de trefilado.

Por tanto resulta aceptable pensar que el estado tensodeformacional de una sección intermedia es representativo de los estados del resto de secciones del alambre. De esta forma para analizar los estados tensodeformacionales residuales producidos por el proceso de trefilado se han obtenido las distribuciones de las diferentes componentes del tensor de tensiones y del tensor de deformaciones plásticas en la sección media del alambre y en otras dos secciones equidistantes de dicha sección, tal como se muestra en la Fig. 2.49. Finalmente se ha considerado que los valores promediados de las tres secciones son los estados tensodeformacionales representativos del alambre trefilado.

El análisis de los estados tensodeformacionales residuales producidos por el trefilado se ha realizado en el instante final del proceso (*i.e.*, después de haber sufrido seis reducciones de sección consecutivas) con el fin de establecer de forma cuantitativa las distribuciones de tensiones y deformaciones residuales presentes en el producto final. De la misma forma también se han analizado las distribuciones tensodeformacionales en los instantes en los que el alambre sale de cada una de las hileras. Con estas distribuciones es posible conocer la evolución de estos estados a lo largo del proceso de trefilado. Las variables analizadas en este estudio han sido las componentes del tensor de tensiones y sus invariantes, la tensión equivalente ($\bar{\sigma}$) y la tensión hidrostática (σ). El análisis de la tensión hidrostática es esencial para alcanzar los objetivos de este trabajo puesto que, tal como se verá en el capítulo III, esta variable juega un papel decisivo en los procesos de transporte de hidrógeno por difusión en el interior de un material, lo que provoca el fenómeno de FH al que los aceros de pretensado son altamente susceptibles.

En la Fig. 2.50 se muestran las distribuciones de las tres componentes normales del tensor de tensiones a lo largo del radio del alambre fuertemente trefilado después de haber sufrido seis reducciones consecutivas de sección en la secuencia mostrada en la Tabla 2.3. El resto de las componentes del tensor (componentes tangenciales) son nulas: la $\tau_{z\theta}$ y $\tau_{r\theta}$ debido a la simetría de revolución del problema y la τ_{rz} es despreciable por la homogeneidad de las distribuciones tensionales en la dirección del eje del alambre.

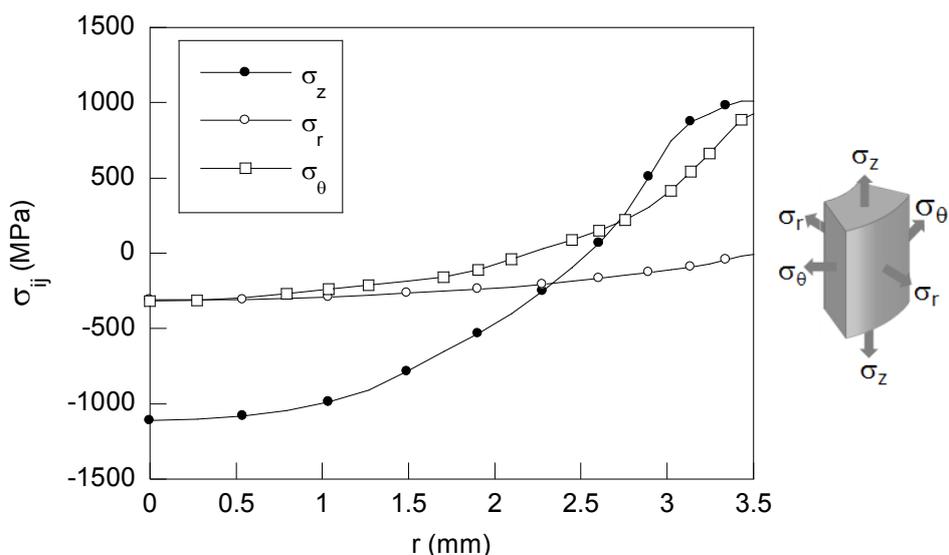


Fig. 2.50. Distribuciones de las componentes del tensor de tensiones residuales a lo largo del radio del alambre en el último paso de trefilado.

En la Fig. 2.50 se pueden observar las diferentes tendencias que siguen las componentes del tensor a lo largo del radio del alambre trefilado. La componente axial (σ_z) destaca por tener la distribución que alcanza valores más altos. Su tendencia es decreciente desde un valor máximo de tracción en la superficie próximo a los 1000 MPa hasta el centro del alambre donde la tensión supera ligeramente los -1000 MPa en compresión. Cabe destacar que en una zona próxima a la superficie (en torno a los 0.5 mm) la tendencia decreciente es muy suave, siendo la variación tensional en ese tramo muy pequeña en comparación con el resto de la sección. La componente circunferencial (σ_θ) del tensor alcanza un valor de tensión en la superficie similar a la componente axial decreciendo de forma monótona hasta el eje del alambre, donde alcanza una tensión de compresión de aproximadamente -300 MPa. La tendencia de la componente radial (σ_r) es similar a la de la componente circunferencial (decreciente monótonamente con la profundidad), alcanzando un valor similar en el centro del alambre, pero siendo en este caso la tensión (σ_r) en la superficie nula.

En la Fig. 2.51 se muestra la evolución de las tensiones hidrostática y de von Mises a lo largo del eje del alambre al final del proceso de trefilado.

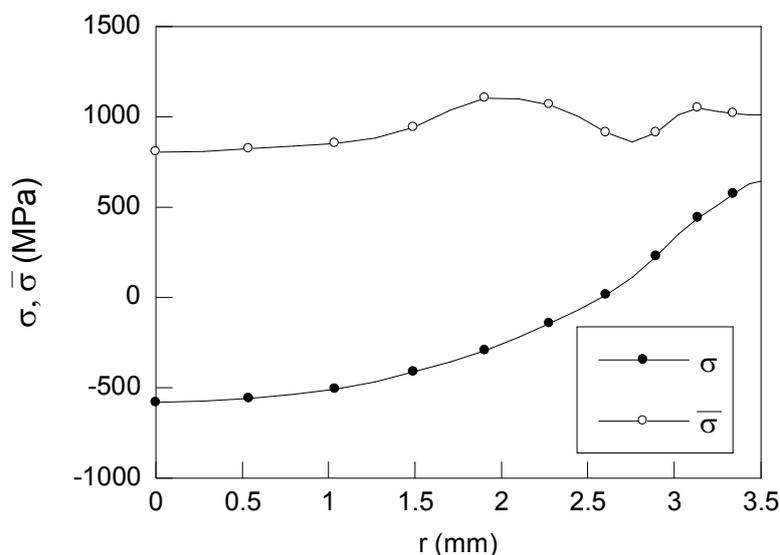


Fig. 2.51. Distribuciones de la tensión hidrostática y la tensión de von Mises a lo largo del radio del alambre al final del último paso de trefilado.

En esta Figura se puede observar como la distribución de la tensión hidrostática sigue una tendencia similar a la componente axial del tensor de tensiones, *i.e.*, monótonamente decreciente con la profundidad desde un estado de tracción en la superficie (sobre 600 MPa) hasta un estado de compresión en el centro del alambre (en torno a -600 MPa). Por otro lado la tensión de von Mises presenta ligeras variaciones respecto a la tensión media del perfil (900 MPa) mostrando dos máximos, uno local cerca de la superficie (3 mm desde el centro del alambre) y un máximo absoluto a 2 mm del centro del alambre donde la tensión de von Mises es prácticamente constante.

Además del análisis del estado tensional producido por el proceso de trefilado, también resulta interesante conocer las distribuciones de las deformaciones generadas en el alambre al final de dicho proceso. Al igual que en el análisis del estado tensional residual, el estudio se ha centrado en las componentes del tensor de deformaciones plásticas ($\varepsilon_p^z, \varepsilon_p^r, \varepsilon_p^\theta$) y en la deformación plástica equivalente acumulada ($\bar{\varepsilon}_p$). El análisis de esta variable resulta altamente interesante para los objetivos de esta Tesis ya que, al igual que la tensión hidrostática, juega un papel fundamental en la difusión de hidrógeno en el interior del material.

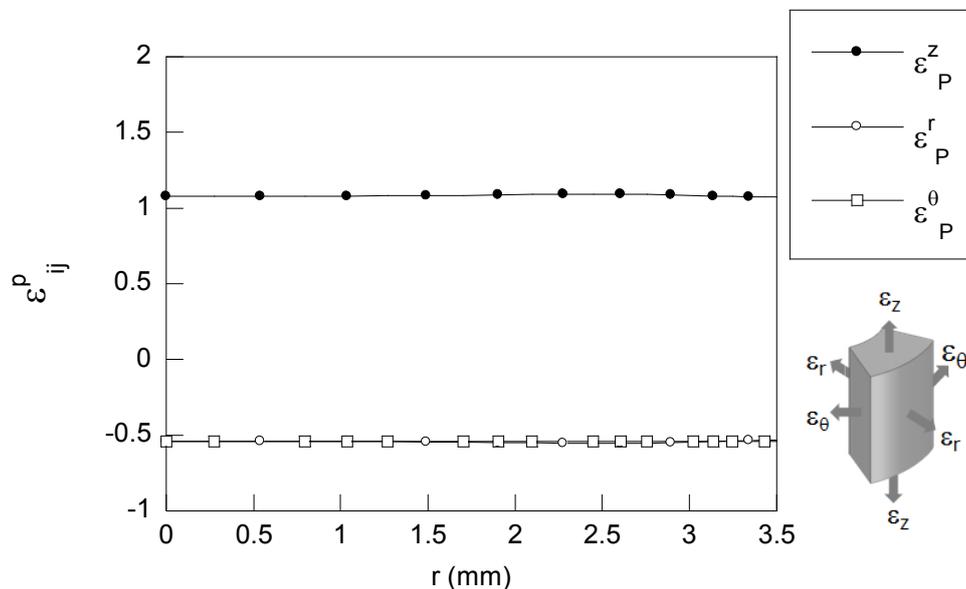


Fig. 2.52. Distribuciones de las componentes del tensor de deformaciones plásticas a lo largo del radio del alambre al final del último paso de trefilado.

En la Fig. 2.52 se aprecia cómo las distribuciones de deformaciones plásticas son, de forma general, muy uniformes a lo largo del radio del alambre. La componente que presenta el máximo valor es la deformación plástica axial (ε_p^z) con una deformación plástica media ligeramente superior a 1. En el caso de la componente radial del tensor (ε_p^r) el valor medio del perfil se sitúa ligeramente por debajo de -0.5 siendo prácticamente idéntica a la distribución de deformaciones plásticas circunferenciales (ε_p^θ).

En la Fig. 2.53 se muestra la distribución de la deformación plástica equivalente acumulada. Es muy interesante comprobar cómo la distribución de deformación plástica equivalente no es en medida alguna uniforme a lo largo del radio. La tendencia de este parámetro es creciente desde la superficie (donde toma un valor de 1.4) hasta un máximo de 1.5 aproximadamente situado a una profundidad de unos 0.6 mm para después decrecer suavemente hasta alcanzar en el eje del alambre el valor medio de la distribución de deformaciones plásticas axiales (ligeramente superior a 1.08).

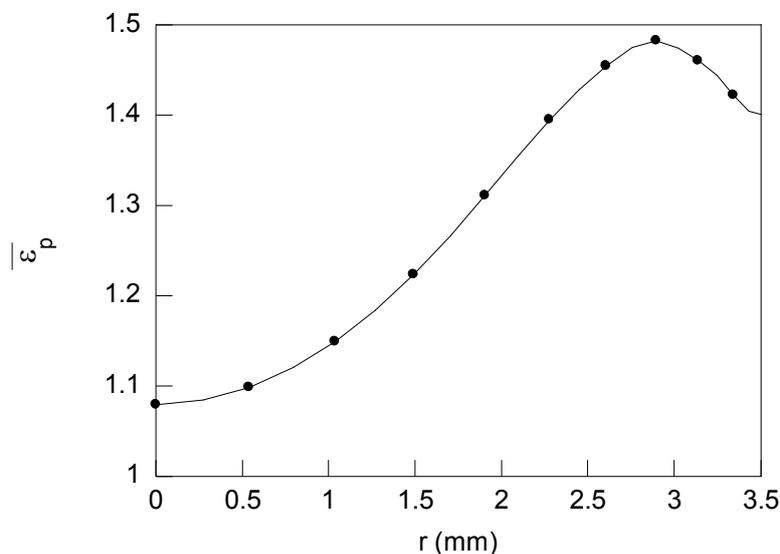


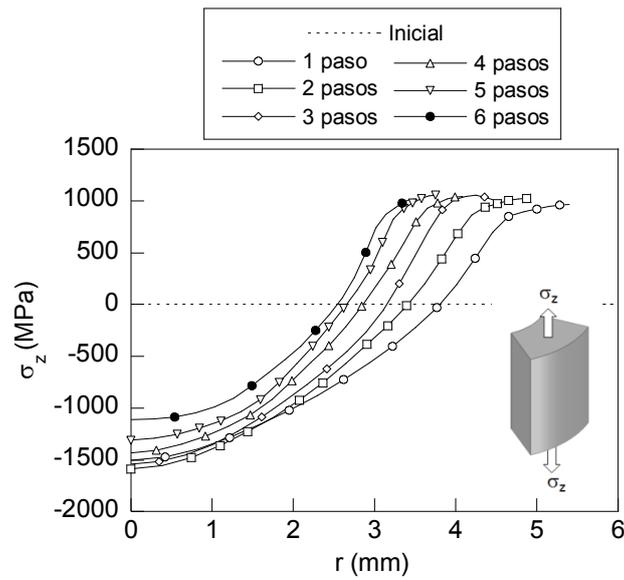
Fig. 2.53. Distribución de la deformación plástica equivalente acumulada a lo largo del radio del alambre al final del último paso de trefilado.

La simulación numérica del trefilado no sólo permite determinar los estados tenso-deformacionales presentes en el material al final del proceso, sino que también es posible analizar la evolución de los estados tensodeformacionales a lo largo del propio proceso a partir del análisis de estos estados al final de cada una de las etapas.

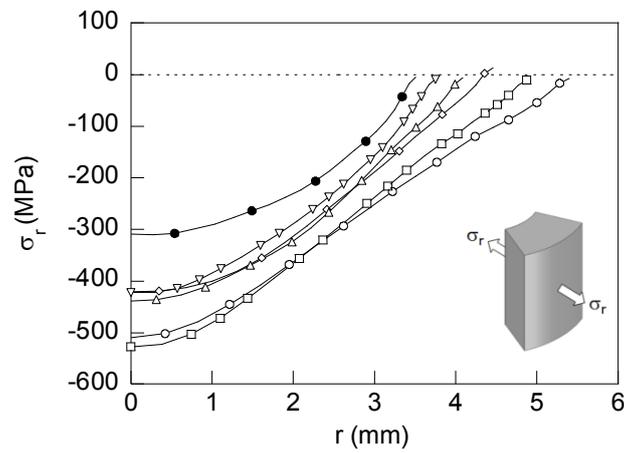
En las siguientes figuras (Fig. 2.54–Fig. 2.57) se muestra la evolución con los pasos de trefilado de las distribuciones, a lo largo del radio del alambre, de cada una de las componentes del tensor de tensiones, de la tensión hidrostática, de la tensión de von Mises y de las componentes del tensor de deformaciones plásticas y la deformación plástica equivalente acumulada.

En la Fig. 2.54 se puede observar, de forma general, cómo al final de cada hilera las distribuciones de las componentes del tensor de tensiones son semejantes, obviamente distribuidas en secciones más reducidas. En el caso de la componente axial del tensor de tensiones, se aprecia cómo la distribución de tensión residual axial producida en el primer paso de trefilado se mantiene, a grandes rasgos, hasta el final del proceso, presentando estados de tracción en la superficie y compresión en el centro del alambre. Fundamentalmente las diferencias observadas en este perfil están localizadas en el eje del alambre, donde se puede observar una ligera reducción progresiva de la tensión de compresión al aumentar los pasos de trefilado, siendo estos cambios más acusados entre los perfiles del penúltimo y último paso de trefilado. Esta tendencia decreciente con el grado de trefilado se repite en las distribuciones de las componentes radial y circunferencial del tensor de tensiones. En estas componentes también se aprecia cómo las distribuciones a medida que avanza el trefilado se hacen más homogéneas (sin cambios bruscos en la pendiente de la curva). En el caso de la componente circunferencial se puede apreciar un ligero aumento de la tensión en la superficie con el grado de trefilado.

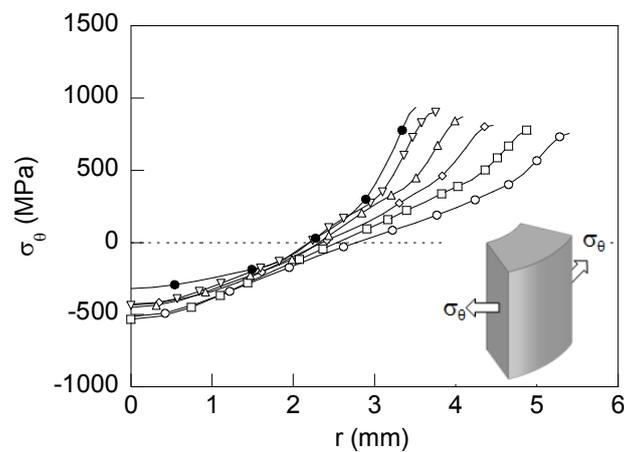
En la Fig. 2.55 se muestran las evoluciones de las distribuciones de la tensión hidrostática y la tensión de von Mises al final de cada uno de los seis pasos de los que consta el proceso de trefilado simulado numéricamente en este trabajo.



(a)

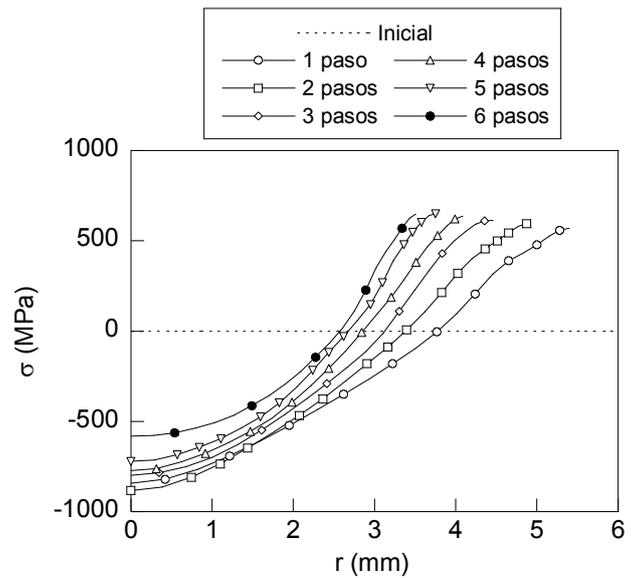


(b)

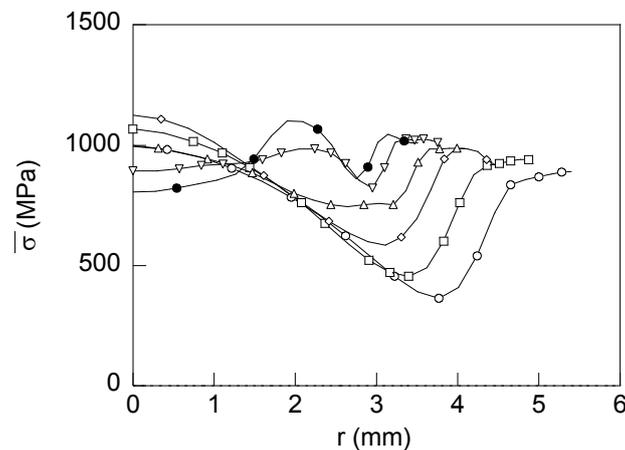


(c)

Fig. 2.54. Evolución con los pasos del proceso de trefilado de las distribuciones de las componentes del tensor de tensiones.



(a)



(b)

Fig. 2.55. Evolución con los pasos del proceso de trefilado de las distribuciones de tensiones hidrostática y de von Mises.

Al igual que en las componentes del tensor de tensiones, las distribuciones de la tensión hidrostática a lo largo del proceso de trefilado siguen una tendencia común, manteniendo la forma inicialmente generada en el primer paso del proceso de trefilado, con estados de tracción en la superficie y compresión en el centro. Asimismo, al igual que ocurre con las componentes normales del tensor de tensiones, se observa una reducción con el grado de trefilado de la tensión hidrostática en el centro del alambre y un ligero aumento de la tensión en la superficie.

Por el contrario, en las distribuciones de la tensión equivalente de von Mises se pueden apreciar de forma conjunta las diferencias observadas en las componentes del tensor de tensiones. En la zona muy próxima a la superficie (1 mm aproximadamente) las distribuciones en todos los pasos de trefilado se mantienen constantes, aumentando ligeramente la tensión en la superficie con el grado de trefilado.

En la zona central del perfil se observa cómo el valor mínimo que aparece en el perfil obtenido al final de la primera pasada de trefilado va aumentando de forma progresiva con el trefilado. A partir del paso quinto del trefilado se produce un cambio en la curvatura del perfil, que pasa de ser cóncava a convexa con lo que el mínimo, observado en los perfiles anteriores, se transforma en un máximo en la distribución que aumenta su valor en el último paso de trefilado.

Finalmente esta tendencia, observada en la zona central del perfil, se reproduce en el tercio del alambre situado cerca del eje del mismo. A medida que avanza el proceso de trefilado la tensión equivalente de von Mises en el centro del alambre aumenta hasta que en el paso cinco se produce un cambio en la curvatura del perfil (de convexa a cóncava) disminuyendo drásticamente el valor de la tensión en el eje del alambre. En el último paso de trefilado esta tensión aumenta y la concavidad del perfil desaparece, siguiendo una tendencia lineal ligeramente decreciente hasta el centro del acero.

En la Fig. 2.56 se muestra la evolución de las distribuciones de las componentes del tensor de deformaciones plásticas residuales a lo largo del radio del alambre con los diferentes pasos de trefilado. Estas distribuciones se han obtenido, al igual que en los casos anteriores, de los resultados de la simulación numérica del proceso de trefilado al final de cada etapa. En la Fig. 2.56 se puede apreciar la acumulación progresiva de deformación plástica producida durante el proceso de trefilado. Todas las componentes normales del tensor de deformaciones plásticas son muy homogéneas a lo largo del radio. No obstante al final del último paso del proceso se observa, en algunas componentes, una ligera variación del perfil cerca de la superficie. Este efecto se puede ver claramente en la componente axial, en la que las deformaciones plásticas son positivas, y la componente radial del tensor, en la que las deformaciones plásticas son negativas.

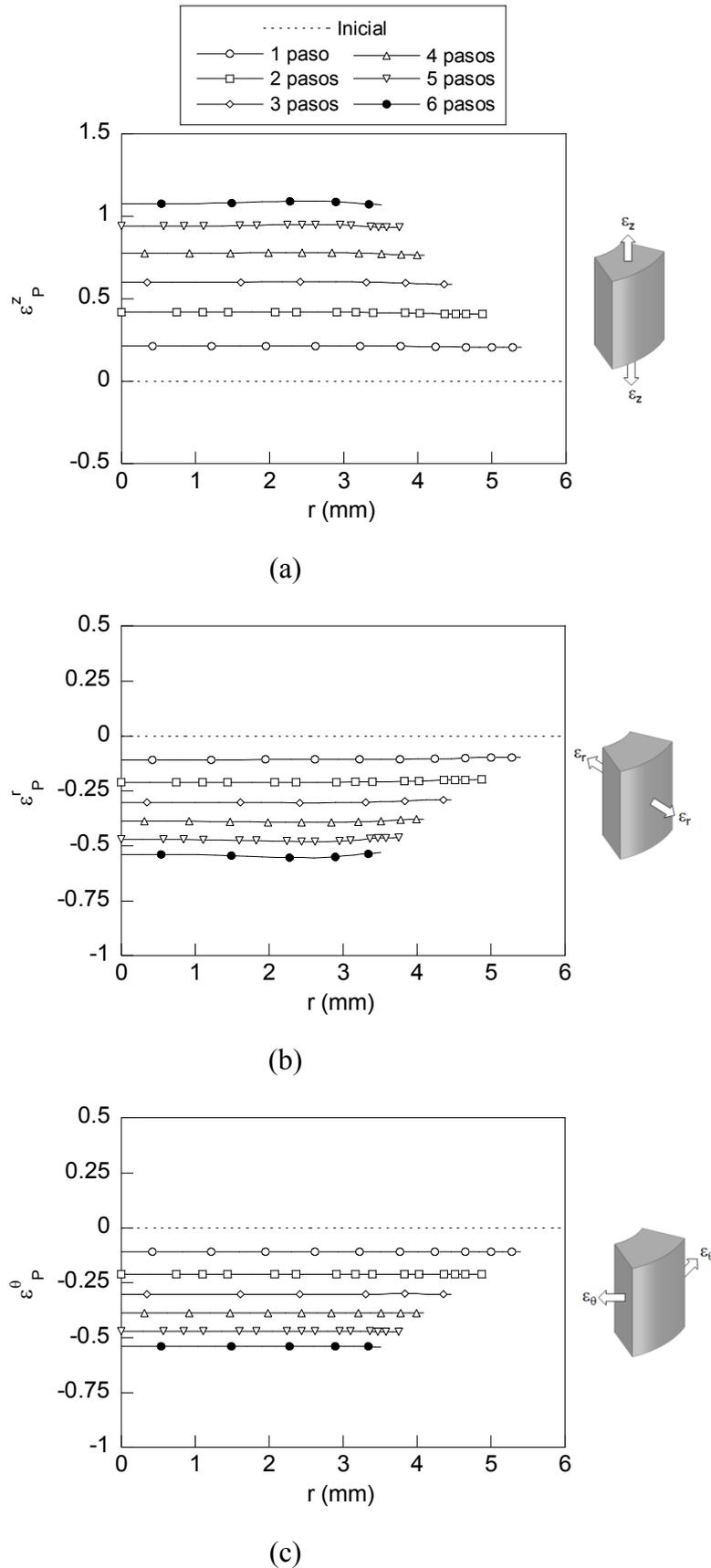


Fig. 2.56. Evolución con los pasos del proceso de trefilado de las distribuciones de las componentes del tensor de deformaciones plásticas residuales.

En la Fig. 2.57 se muestra la evolución de la deformación plástica equivalente obtenida, al igual que en los casos anteriores, al final de cada paso de trefilado. Estas distribuciones resultan muy interesantes puesto que permiten observar la causa de la aparición de las tensiones residuales, las distribuciones de deformaciones plásticas no homogéneas a lo largo de la sección del alambre. La distribución de las deformaciones plásticas equivalentes de la Fig. 2.57 muestra cómo, a medida que el alambre pasa por las hileras de trefilado, sufre deformaciones plásticas menos homogéneas. Esta no homogeneidad es creciente con el grado de trefilado que ha sufrido el alambre en dos puntos: en la superficie y en el valor máximo de la distribución. De esta forma se puede observar que el gradiente de las deformaciones plásticas equivalentes aumenta sustancialmente con el grado de trefilado de tal forma que, tal como se expondrá en la discusión, los aceros fuertemente trefilados presentarán una mayor susceptibilidad a los fenómenos de FH debido a que el gradiente de deformaciones plásticas equivalentes favorece la difusión de hidrógeno hacia el punto de máxima deformación plástica.

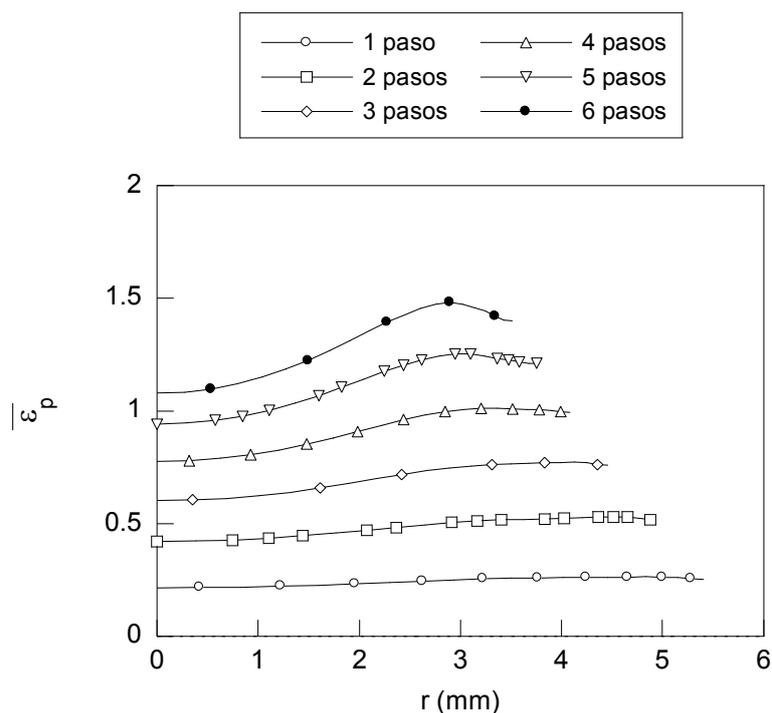


Fig. 2.57. Evolución con el proceso de trefilado de las distribuciones de las deformaciones plásticas equivalentes.

3.5. Influencia de la geometría de la hilera de trefilado en las distribuciones de tensiones y deformaciones residuales

Tal como se ha establecido en el apartado anterior, de acuerdo con múltiples estudios (ATIENZA, 2001; HE *et al.*, 2003; ÖVERSTAM, 2006), uno de los parámetros más influyentes en el proceso de trefilado es la geometría de la hilera. Por este motivo se ha analizado su influencia en la distribución de los estados tensodeformacionales residuales producidos por el proceso de trefilado. Para ello se han considerado dos estudios en los que se ha analizado la influencia de los dos parámetros que caracterizan las zonas en las que se puede dividir la hilera de trefilado (cf. Fig. 2.32): el ángulo de entrada (α , característico de la zona de entrada) y la longitud de transición (l_z , característica de la zona de transición).

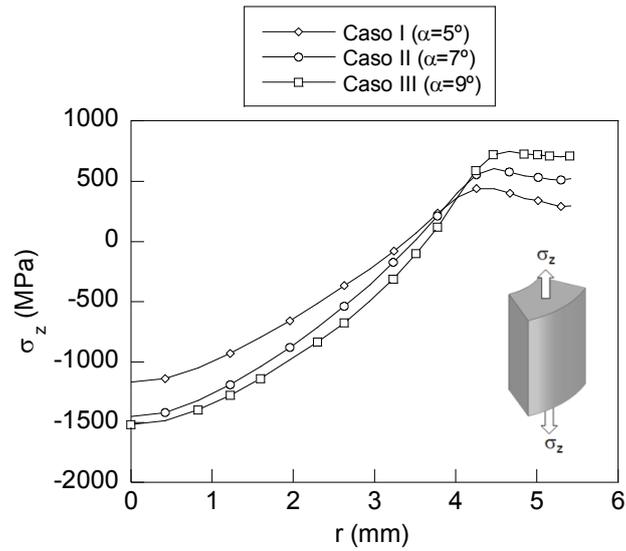
Debido a que el interés del estudio está centrado en el efecto que produce la variación de estos parámetros en la distribución de tensiones y deformaciones residuales, se ha considerado adecuado reducir el análisis a un proceso de trefilado formado por un único paso de trefilado para poder, de esta manera, identificar la influencia de estos parámetros de una forma sencilla. Las consideraciones e hipótesis simplificadoras utilizadas en la modelización del proceso de trefilado formado por seis pasos expuesto en el apartado anterior se pueden aplicar a este nuevo análisis. Por este motivo el problema tridimensional se ha simplificado a un problema axisimétrico debido a la geometría de revolución de la hilera y el alambre considerando las mismas condiciones de contorno que en el caso anterior. La hilera se ha modelizado como un sólido deformable en todos los casos analizados. Al igual que en el caso anterior se ha realizado un estudio de convergencia tanto de la malla como de la solución numérica para asegurar la validez de los resultados. Finalmente se han realizado las mismas comprobaciones para validar las hipótesis realizadas en la modelización.

3.5.1. *Influencia del ángulo de entrada de la hilera en las distribuciones de tensiones y deformaciones residuales*

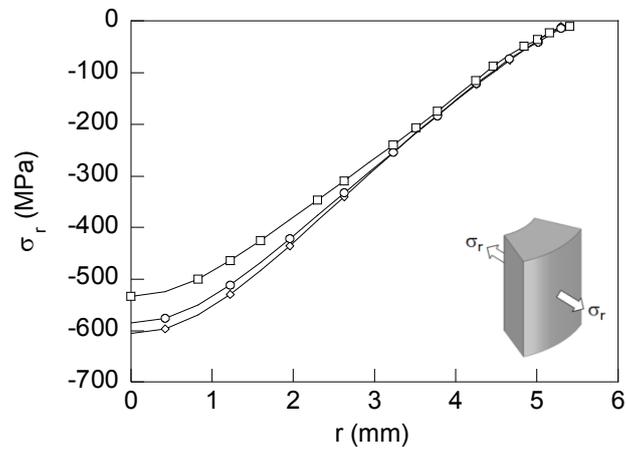
Para estudiar el efecto del ángulo de hilera en la distribución de tensiones y deformaciones residuales producidas por el trefilado se han modelizado tres procesos en los que tan sólo se ha variado el ángulo de entrada del alambre en la hilera. Comúnmente los métodos industriales utilizan hileras de trefilado con ángulos de entrada entre 5° y 20°. No obstante, es bien conocido por estudios previos (ATIENZA, 2001; ASM, 2004a), que los trefilados con grandes ángulos de entrada no son muy recomendables, puesto que la fuerza de tirado necesaria para que el alambre atraviese la hilera es considerablemente mayor. Esta situación no es en medida alguna deseable, pues supone un alto riesgo de que el alambre se fracture durante el proceso, por lo que habitualmente se recomienda trefilar con ángulos de hilera tan pequeños como sea posible.

El proceso de trefilado modelizado en el apartado anterior presentaba un ángulo de entrada en la hilera de 7° (Caso II) por lo que se ha considerado adecuado analizar los efectos en las distribuciones de tensiones y deformaciones residuales en un trefilado con un ángulo menor (Caso I, $\alpha = 5^\circ$) y otro con un ángulo mayor (Caso III, $\alpha = 9^\circ$).

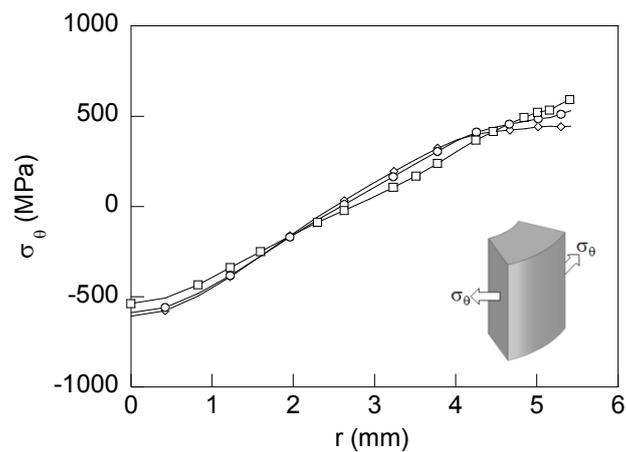
Finalmente, al igual que en la modelización del proceso de trefilado completo, los resultados se han tomado en tres secciones: la sección transversal media del alambre y otras dos equidistantes de ésta. Al igual que en la modelización anterior el interés del estudio se ha centrado en las distribuciones de las componentes del tensor de tensiones, la tensión hidrostática, la tensión de von Mises, las componentes del tensor de deformaciones plásticas y la deformación plástica equivalente. En la Fig. 2.58 se muestran las distribuciones de las componentes del tensor de tensiones para los tres casos estudiados en la presente Tesis.



(a)



(b)



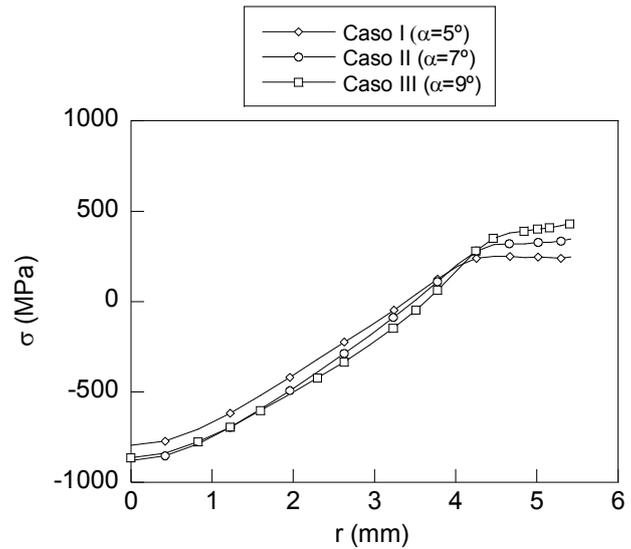
(c)

Fig. 2.58. Distribuciones de las componentes del tensor de tensiones en función del ángulo de entrada.

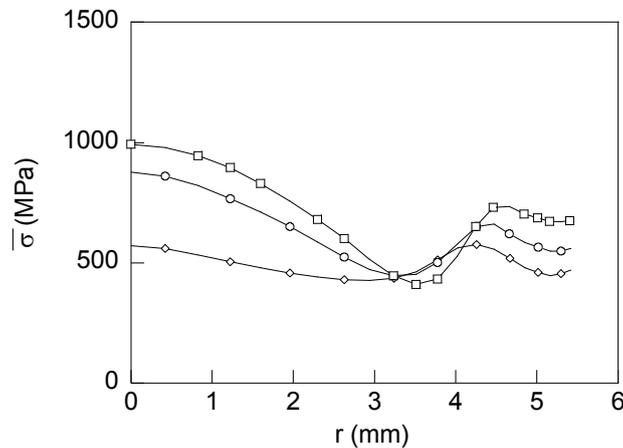
En la Fig. 2.58 se puede observar cómo los perfiles obtenidos para los tres casos analizados presentan formas semejantes, aunque existen diferencias significativas entre ellos que se describirán de forma breve a continuación. En el caso de la componente axial del tensor de tensiones se puede observar cómo, a medida que disminuye el ángulo de entrada de la hilera, el perfil de tensiones axiales se hace más homogéneo, reduciéndose la tensión en la superficie y en el centro del alambre. En la zona próxima a la superficie se puede observar cómo se mantienen las diferencias entre los tres casos estudiados. A partir de esa profundidad, las distribuciones obtenidas en los modelos con ángulo medio (caso II) y ángulo mayor (caso III) presentan valores muy parecidos, siendo marcadamente superiores a los obtenidos en el trefilado con el ángulo de entrada menor (caso I).

Las distribuciones de la tensión radial obtenidas en los casos con ángulos de entrada intermedio y grande (caso II y caso III) son prácticamente iguales. En la zona del alambre comprendida entre la mitad del radio y el eje del alambre se observa una clara diferencia entre el perfil obtenido en el caso I (ángulo menor) y los casos II y III (ángulo medio y grande). En el caso de la tensión circunferencial las diferencias entre los perfiles son mínimas. Al igual que en casos anteriores las diferencias se localizan en la superficie y en el centro del alambre donde la tendencia vuelve a ser creciente con el ángulo de trefilado.

Las distribuciones de la tensión hidrostática y la tensión de von Mises se muestran en la Fig. 2.59. En cuanto a la distribución de la tensión hidrostática se puede observar cómo los perfiles siguen en todos los casos estudiados la misma tendencia decreciente con la profundidad, de forma similar a las distribuciones de tensión axial con estados de tracción en la superficie y compresión en el interior. Las diferencias se localizan fundamentalmente en la zona próxima a la superficie. A partir de la coordenada $r/a = 0.75$ las distribuciones de los casos II y III (ángulo de hilera intermedio y mayor respectivamente) son prácticamente coincidentes, situándose ligeramente por debajo de la obtenida en el caso I (ángulo de hilera menor). Al igual que ocurría en las distribuciones de la componentes del tensor de tensiones, el perfil de tensión hidrostática más homogéneo es el obtenido en el caso I, correspondiente a la hilera con menor ángulo.



(a)



(b)

Fig. 2.59. Distribuciones de la tensión hidrostática y de la tensión de von Mises en función del ángulo de entrada.

Resulta altamente interesante analizar las diferencias observadas en los perfiles de tensiones hidrostáticas en una zona próxima a la superficie ($0.7 < r/a < 1$). Tal como se puede apreciar en la Fig. 2.59a, la variación del perfil obtenido en el caso del ángulo de hilera menor (caso I) en esa zona es prácticamente nula, manteniéndose la distribución prácticamente constante. Sin embargo, en el caso III (ángulo de hilera mayor) la variación del perfil es apreciable y sensiblemente mayor a la obtenida en el caso del trefilado con un ángulo de hilera intermedio (caso II). Finalmente, a pesar de que las diferencias entre los perfiles en la zona interna no son muy acusadas, se puede observar

cómo la distribución de tensión hidrostática obtenida en el caso del trefilado con ángulos de entrada intermedio (caso II) se aproxima al perfil obtenido en el caso III (ángulo de entrada mayor) separándose del perfil obtenido en el caso I (ángulo de entrada menor).

Por último, en el caso de las distribuciones de la tensión de von Mises, se puede observar en la Fig. 2.59b como las tendencias seguidas por estas distribuciones son semejantes en los tres casos estudiados. En la superficie la tendencia es creciente (desde un valor mínimo local que se alcanza en un punto muy próximo a la superficie) con la profundidad hasta alcanzar un máximo (en torno a 4 mm del eje del alambre aproximadamente) para a continuación decrecer hasta un mínimo (4.5 mm del centro), a partir del cual aumenta hasta el eje del alambre, donde se observan las diferencias máximas entre los casos estudiados. En la Fig. 2.59b se observa cómo, a medida que aumenta el ángulo de entrada, la distribución de la tensión de von Mises presenta una variación más acusada tomando valores más altos, siendo el caso I (ángulo de hilera menor) la distribución más homogénea. También resulta interesante resaltar cómo, a medida que aumenta el ángulo de entrada, la posición del máximo local (próximo a la superficie) se acerca a la superficie al igual que el mínimo local (que en el caso de la hilera con ángulo de entrada intermedio y mayor se sitúa en la misma posición).

En la Fig. 2.60 se muestran las distribuciones de las componentes del tensor de deformación plástica obtenidas en las modelizaciones de los tres casos analizados. Al igual que en el caso de las componentes del tensor de tensiones, en las componentes del tensor de deformaciones se pueden apreciar claras diferencias entre los tres casos analizados aunque, de forma general, los perfiles siguen la misma tendencia siendo, al igual que en el estado tensional, el trefilado con un ángulo de hilera menor el que genera estados deformacionales más homogéneos, con valores de deformación plástica más reducidos. En el caso de la componente axial del tensor de deformaciones plásticas las principales diferencias se observan en el interior del alambre, donde se alcanzan las deformaciones plásticas más altas. A medida que aumenta el ángulo de entrada en la hilera, el perfil se hace menos homogéneo, siendo los valores de las deformaciones plásticas mayores a lo largo del radio del alambre. En la superficie del alambre las deformaciones plásticas en los casos I y III coinciden, situándose ligeramente por encima de la obtenida en el caso del ángulo intermedio (caso II).

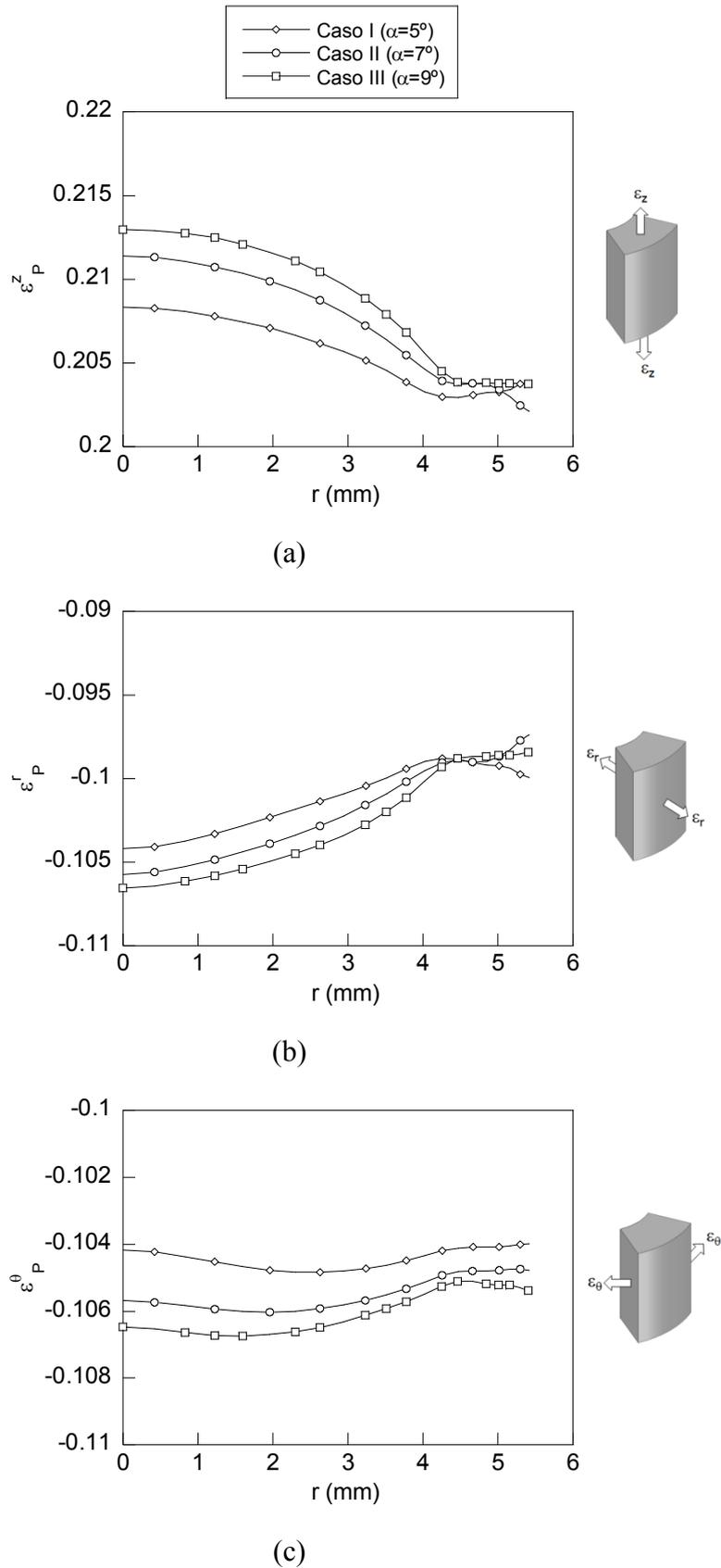


Fig. 2.60. Distribuciones de las componentes del tensor de deformaciones plásticas en función del ángulo de entrada.

Las distribuciones de deformación plástica radial muestran el mismo comportamiento con el ángulo de trefilado. El perfil más homogéneo a lo largo del radio vuelve a ser el generado por el caso I (ángulo de hilera menor) y las principales diferencias se observan en el interior del alambre, siendo estas diferencias mucho más acusadas entre el trefilado con ángulo menor y los trefilados con ángulo intermedio y mayor. En la zona superficial del alambre la deformación plástica radial más alta se obtiene en el caso I (ángulo de entrada menor) donde se observa un ligero aumento hasta alcanzar un valor máximo (a una profundidad de 1 mm) mientras que en el caso III (ángulo de entrada mayor) las deformaciones se mantienen constantes, situadas entre la deformación del caso I (ángulo de entrada menor) y el caso II (ángulo de entrada intermedio) en el que la deformación es sensiblemente inferior y con evolución fuertemente decreciente en esta zona. Al igual que en la componente axial, la distribución del caso I (ángulo menor) es la menor de los tres casos estudiados.

La deformación plástica circunferencial muestra claras diferencias a lo largo de todo el perfil. La distribución más homogénea y con menor deformación plástica es de nuevo la obtenida en el trefilado con el ángulo de entrada menor. A medida que aumenta el ángulo de trefilado, en el perfil de deformaciones plásticas en la zona próxima a la superficie se produce un cambio en la tendencia con el radio (pasa de ser ligeramente decreciente a ser creciente, siendo prácticamente uniforme en el caso intermedio). Así mismo, también se puede observar cómo se desplaza hacia el interior del alambre el mínimo de la distribución al aumentar el ángulo de entrada.

Para completar el análisis de la influencia del ángulo de entrada del alambre en la hilera de trefilado en los estados deformacionales plásticos, resulta interesante estudiar la variación de la deformación plástica equivalente acumulada con el ángulo de la hilera, mostrada en la Fig. 2.61. Los perfiles de deformación plástica equivalente acumulada obtenidos presentan en los tres casos estudiados la misma tendencia decreciente con la profundidad desde el punto de deformación máxima, localizado cerca de la superficie ($r/a \approx 0.9$), hasta el eje del alambre, donde las deformaciones plásticas en los tres casos son similares.

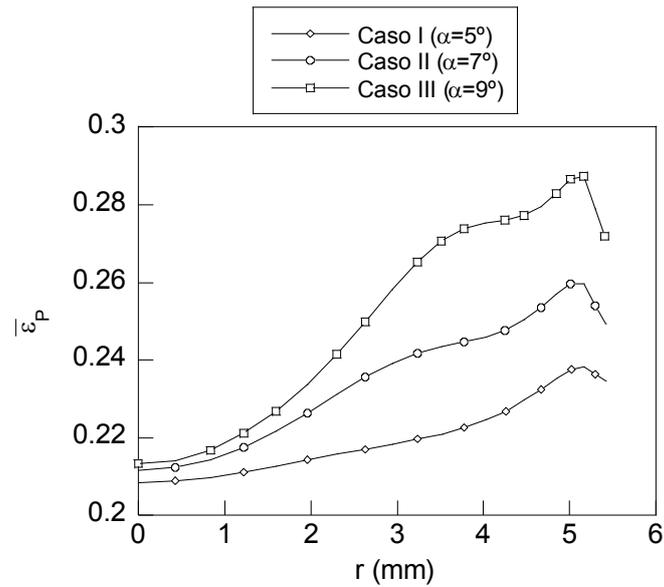


Fig. 2.61. Distribuciones de la deformación plástica equivalente en función del ángulo de entrada.

No obstante, a pesar de esta tendencia común, existen diferencias notables cuantitativa y cualitativamente, especialmente en la zona próxima a la superficie. De forma global se aprecia que el perfil obtenido en el caso I (ángulo de hilera menor) es el más uniforme de los tres, y cabe destacar que no existen grandes diferencias entre la deformación en la superficie y la deformación máxima. Sin embargo en el perfil del caso III (ángulo de hilera mayor), la distribución es notablemente menos homogénea, y las diferencias entre la deformación en la superficie y la deformación máxima son sensiblemente mayores. Por tanto se puede ver que, al aumentar el ángulo de la hilera de trefilado, la distribución de deformaciones plásticas es menos homogénea, con saltos más bruscos entre los diferentes puntos de la sección.

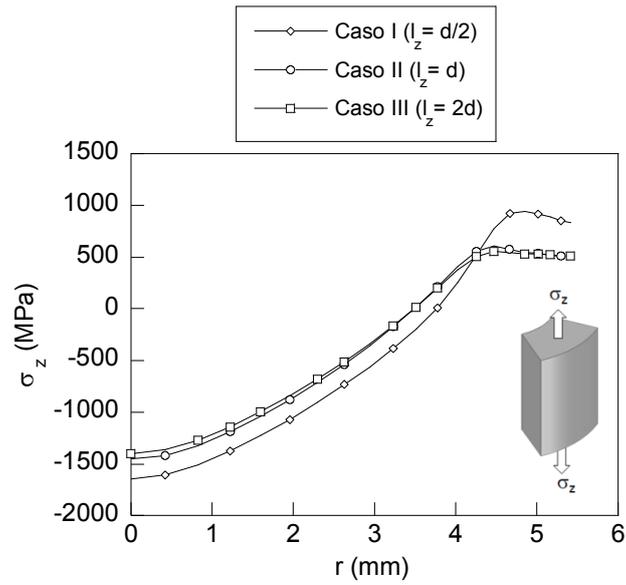
Finalmente resulta interesante destacar la aparición de una meseta en la zona del perfil situada entre el valor máximo de deformación y la mitad del radio aproximadamente. Este efecto, que en el caso I (ángulo de entrada menor) es inapreciable, se manifiesta de forma ligera en el caso II y resulta evidente en el caso III. Comparando esta meseta en los tres perfiles se puede observar cómo se desplaza hacia el interior al aumentar el ángulo de la hilera, haciendo que la zona con altas deformaciones plásticas se localice en una región muy próxima a la superficie del alambre.

3.5.2. *Influencia de la longitud de transición en las distribuciones de tensiones y deformaciones residuales*

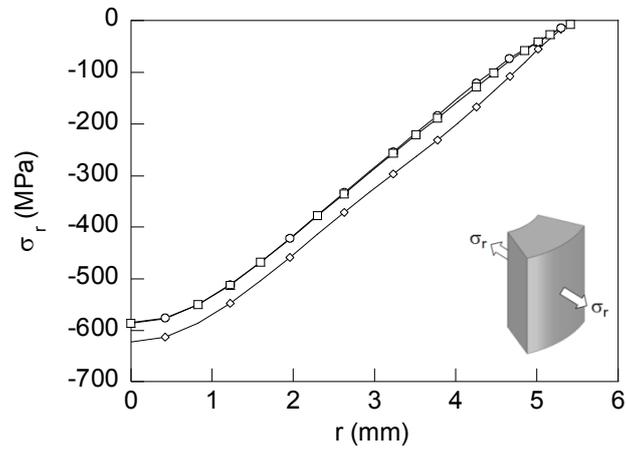
Para completar el análisis del efecto de la geometría de la hilera en las distribuciones de las tensiones y deformaciones residuales, se ha analizado el efecto del parámetro característico de la segunda zona en la que se divide la hilera de trefilado, (l_z -zona de transición, Fig. 2.32). Habitualmente los procesos de trefilado comerciales suelen tener una longitud de transición del orden del radio del alambre trefilado. Al igual que en el análisis anterior (estudio de la influencia del ángulo de entrada), se han considerado tres casos: en el primero se ha considerado una longitud de transición pequeña (la mitad de la utilizada en la modelización del proceso de trefilado completo, $l_z = d/2$), el segundo caso corresponde a la longitud de transición habitual en los procesos de trefilado utilizada en la modelización del proceso de trefilado formado por seis pasos ($l_z = d$) y finalmente un tercer caso en el que se ha considerado una longitud de transición larga (el doble de la longitud de transición habitualmente utilizado en la industria, $l_z = 2d$).

Al igual que en el caso anterior se han aplicado las mismas condiciones e hipótesis utilizadas en la simulación del proceso de trefilado completo. El análisis, de la misma forma, se centra en las componentes de los tensores de tensiones y deformaciones plásticas, así como en las variaciones producidas en aquellas variables que resultan interesantes, la tensión de von Mises, la tensión hidrostática y la deformación plástica equivalente, fundamentales en el estudio de los procesos de difusión de hidrógeno que se estudiarán posteriormente y por la información que proporcionan sobre los tensores.

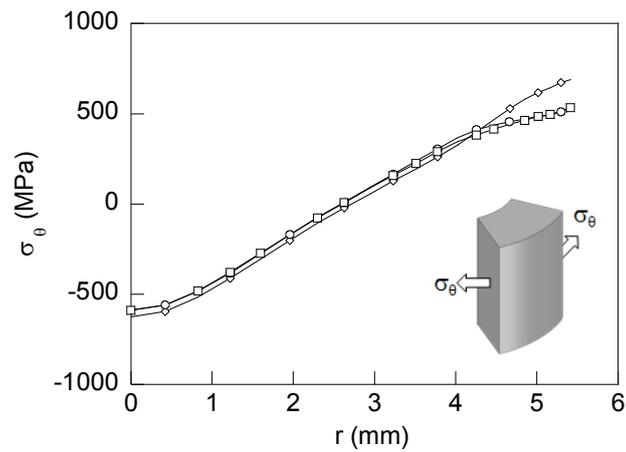
En la Fig. 2.62 se muestran las distribuciones de las componentes del tensor de tensiones para los tres casos analizados en este estudio. En las distribuciones obtenidas se puede apreciar cómo en todas las componentes del tensor de tensiones las distribuciones obtenidas en los casos con longitudes de transición superiores al valor recomendado (casos II y III) proporcionan, de forma general, un perfil muy parecido, siendo marcadamente diferente a las distribuciones obtenidas en el caso I (longitud de transición menor).



(a)



(b)



(c)

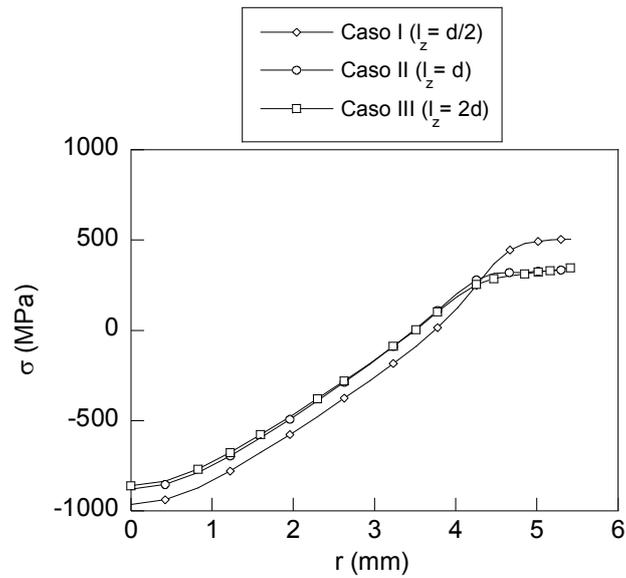
Fig. 2.62. Distribuciones de las componentes del tensor de tensiones en función de la longitud de transición.

Estas diferencias se manifiestan de forma nítida en el caso de la componente axial del tensor de tensiones, fundamentalmente en la superficie del alambre. En esta zona el perfil de tensiones axiales obtenido en el caso I (longitud de hilera menor) alcanza tensiones más altas que en los dos casos estudiados. Además también es destacable que el valor máximo del perfil se sitúa más cerca de la superficie que en los casos con longitudes de transición mayores en los que la variación entre la superficie y este valor máximo es prácticamente inapreciable. En el interior del alambre las diferencias no son tan acusadas, aunque se mantiene la misma tendencia en la que la tensión crece a medida que disminuye la longitud de transición.

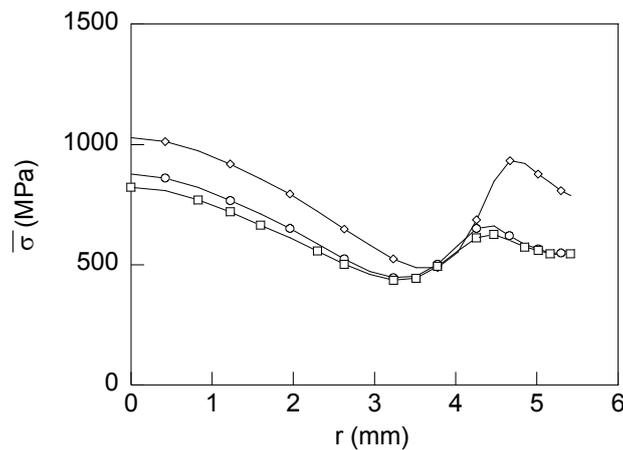
En el caso de la tensión radial las diferencias son menos significativas. En la superficie del alambre las tensiones son iguales en todos los casos y, a medida que aumenta la profundidad el perfil obtenido en el caso I, se separa de las distribuciones de los otros dos casos analizados en una zona muy próxima a la superficie para, a continuación, mantenerse equidistante de las dos distribuciones de tensiones pero con valores de tensión ligeramente superiores.

La distribución de la tensión circunferencial muestra un comportamiento similar al resto de las componentes. El perfil obtenido en el caso I (longitud de hilera menor) es diferente a los obtenidos en los otros dos casos considerados. Las diferencias son mínimas a lo largo de todo el perfil, salvo en una zona próxima a la superficie en la que las tensiones obtenidas en el caso I son superiores a las de los casos II y III. La variación con la profundidad en esta zona es menos acusada en los casos con longitudes de transición intermedia y mayor.

Las distribuciones de los invariantes del tensor de tensiones (la tensión hidrostática y la tensión de von Mises) se muestran en la Fig. 2.63. En las distribuciones de la tensión hidrostática y la tensión de von Mises se observa el mismo comportamiento comentado anteriormente en las componentes del tensor de tensiones. Las distribuciones de los casos II y III, con longitudes de transición iguales o superiores al valor recomendado, son prácticamente coincidentes, siendo ligeramente superiores en el caso II y claramente diferentes a la distribución obtenida en el caso I (longitud de transición pequeña) en la que se obtienen estados tensionales muy superiores a los de los casos II y III.



(a)



(b)

Fig. 2.63. Distribuciones de los invariantes del tensor de tensiones en función de la longitud de transición.

En el caso de la tensión hidrostática la mayor diferencia se muestra en la superficie del alambre en la que la diferencia entre los perfiles es claramente mayor a la observada en la zona interior del alambre. En el caso de la tensión de von Mises se observan que los tres perfiles obtenidos tienen la misma tendencia. No obstante se observan de forma nítida las diferencias entre el caso I y los casos II y III, que a su vez presentan ligeras diferencias entre sí, fundamentalmente en las proximidades de la superficie y en el interior del alambre.

Resulta interesante resaltar cómo el valor del máximo local (cerca de la superficie) y el valor mínimo de la distribución se desplazan hacia la superficie respecto a la posición que ocupan estos puntos en los casos II y III. Esto hace que la variación entre el valor de la tensión de von Mises en la superficie y el valor máximo sea mucho más acusada en el caso I que en los otros dos casos considerados.

Las distribuciones de las componentes del tensor de deformaciones plásticas (Fig. 2.64) muestran la tendencia observada previamente en las distribuciones de tensiones, en las que las distribuciones obtenidas en los casos II y III son prácticamente idénticas, y claramente diferentes al caso I.

En el caso de la deformación axial (Fig. 2.64a) las diferencias se localizan fundamentalmente en una zona próxima a la superficie del alambre. En esta zona el trefilado con la longitud de transición menor tiene un valor mínimo sensiblemente menor al de los casos II y III. Entre la superficie y el mínimo se observan diferencias de comportamiento entre el perfil del caso II (aumenta linealmente de forma apreciable) y del caso III (disminuye ligeramente siendo prácticamente constante). En el interior del alambre las diferencias son mínimas, aunque se adivina una tendencia creciente de las deformaciones plásticas con la longitud de transición, siendo inapreciables las diferencias entre los perfiles II y III. Las distribuciones de las deformaciones plásticas radiales (Fig. 2.64b) son especulares respecto a las de la deformación plástica axial, y por lo tanto se repiten las mismas diferencias comentadas previamente.

En el caso de la deformación plástica circunferencial (Fig. 2.64c) las diferencias son apreciables entre los tres casos estudiados, siendo más acusadas en el caso I, al igual que en el resto de componentes. En la zona próxima a la superficie el caso I presenta un máximo con una evolución con la profundidad creciente desde la superficie. Mientras, las distribuciones de los casos II y III son prácticamente constantes en esta zona. En el interior las tres curvas se mantienen equidistantes, siendo la deformación plástica mayor a medida que disminuye la longitud de transición. Al igual que en los casos anteriores, la distancia entre la distribuciones de los casos II y III es notablemente inferior a la existente entre el caso I y los casos II y III.

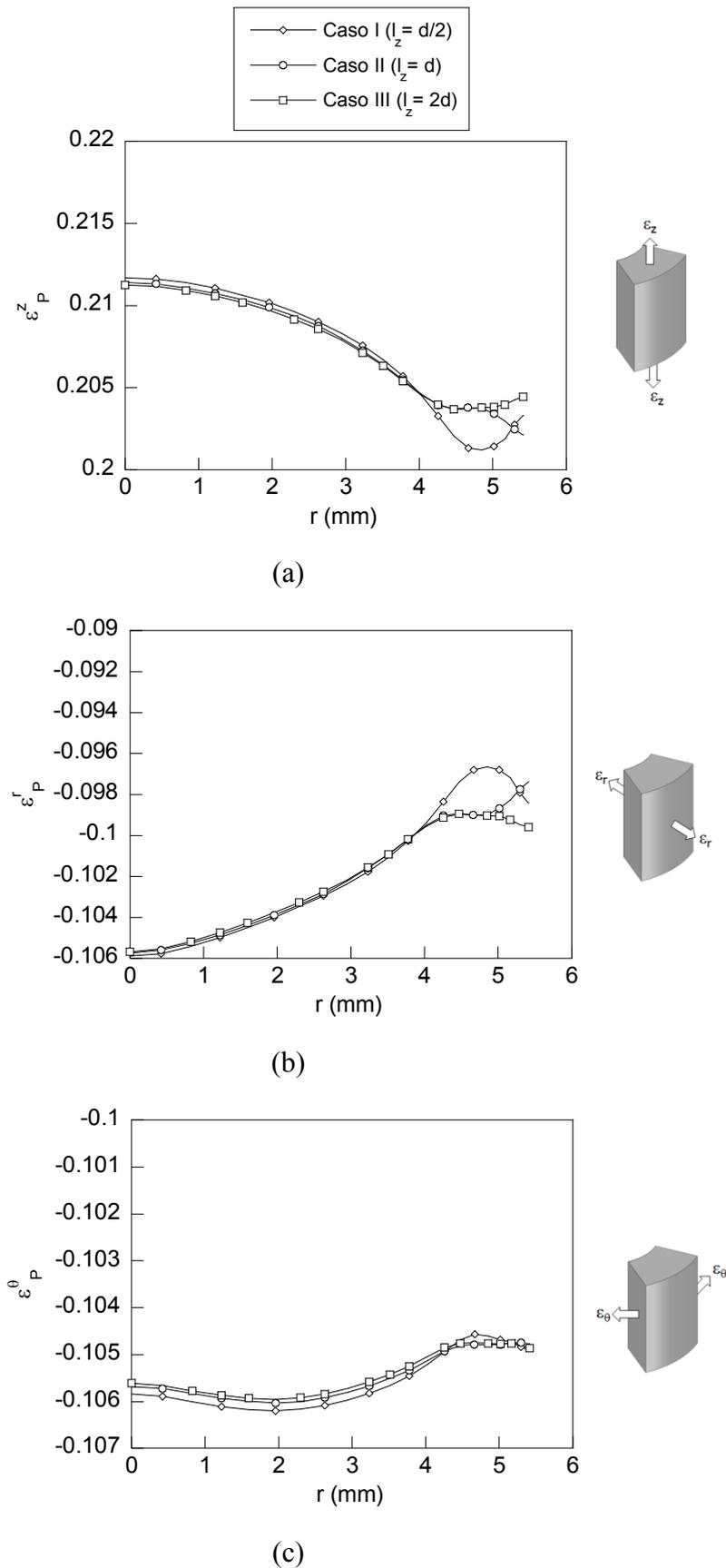


Fig. 2.64. Distribuciones de las componentes del tensor de deformaciones plásticas en función de la longitud de transición.

Para concluir este estudio se muestran en la Fig. 2.65 las distribuciones de la deformación plástica equivalente acumulada obtenidas en los tres casos analizados.

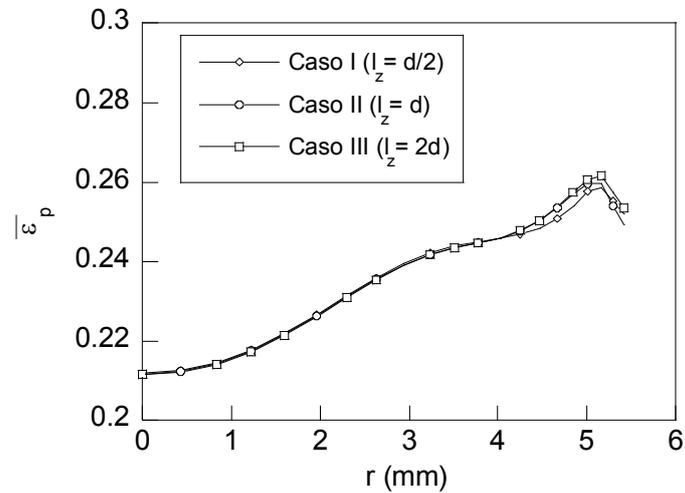


Fig. 2.65. Distribuciones de la deformación plástica equivalente en función de la longitud de transición.

En la Fig. 2.65 se puede observar cómo las distribuciones obtenidas en los tres casos considerados son prácticamente coincidentes. Las únicas diferencias se aprecian en la zona superficial, en la que se observa que el trefilado con la longitud de transición menor (caso I) sigue la misma tendencia que los otros dos casos considerados, pero situándose ligeramente por debajo de ellos hasta el comienzo de la meseta, a partir de la cual los tres perfiles se igualan.

4. ESTADOS TENSODEFORMACIONALES PRODUCIDOS POR PRECARGAS EN PROBETAS ENTALLADAS DE LOS ALAMBRES TREFILADOS

4.1. Introducción

Es muy común en ingeniería utilizar piezas con geometrías complejas debido a las necesidades impuestas por el diseño, tales como reducciones de secciones o entallas. El hecho de que una pieza no presente una uniformidad en su geometría hace que la distribución de tensiones en la zona donde se produce esa variación no sea uniforme, alcanzando valores de tensiones muy superiores a los que tendría una geometría de la misma sección uniforme. Esta concentración de tensiones puede resultar muy peligrosa si no se tiene en cuenta en la etapa de diseño de la pieza, puesto que la concentración de tensiones puede ser lo suficientemente alta como para comprometer la integridad estructural de la pieza durante su vida en servicio, pudiendo localizarse en sus proximidades procesos de iniciación de fisuras.

Por este motivo se ha extendido en el diseño de piezas la utilización del denominado factor de concentración de tensiones, que es un parámetro que relaciona la tensión máxima que aparece en la distribución no uniforme producida por el concentrador y la tensión que tendría una pieza de la misma sección constante. Existen múltiples referencias bibliográficas que recogen estos factores para diversos casos presentes en la ingeniería (PETERSON, 1974; YOUNG y BUDYNAS, 2001).

Este efecto sobre la distribución de tensiones, nocivo desde el punto de vista ingenieril, puede resultar útil en otras situaciones. La distribución no uniforme de tensiones producida por el concentrador puede producir, si la carga externa es lo suficientemente alta, una zona plástica localizada en las proximidades del concentrador. Esta situación genera, al cesar la sollicitación, la aparición de un estado tensional residual causado por la constricción que produce la zona plástica sobre el entorno que la rodea, al impedir que en dicho entorno se recuperen las deformaciones elásticas sufridas durante el proceso de carga.

Esta distribución no uniforme de deformaciones plásticas en la sección de la pieza puede resultar muy útil desde el punto de vista científico, porque permite modificar el estado tensodeformacional producido por una sollicitación mecánica simplemente variando la geometría del concentrador de tensiones y la carga aplicada.

En particular, esta situación plantea una nueva perspectiva para el estudio de las tensiones y deformaciones residuales en la que el análisis pasa de ser un estudio para la determinación de unos estados tensodeformacionales fijados por las condiciones en las que se realiza el proceso de trefilado a un análisis en el que los estados tensodeformacionales se “eligen” (*ad hoc*). La elección de estos estados se puede conseguir variando los parámetros del concentrador de tensiones, de tal forma que los alambres entallados exhiban comportamientos claramente diferenciados frente a la generación de tensiones y deformaciones al someter al alambre a una precarga, y por tanto comportamientos diferentes frente a la FH.

Uno de los concentradores de tensiones más comunes son las entallas. Este concentrador presenta la ventaja de la sencillez tanto a nivel del proceso de fabricación (se pueden obtener mediante el torneado de las barras cilíndricas lisas) como del análisis posterior, puesto que sólo son necesarios dos parámetros para caracterizar la entalla, para un diámetro del alambre prefijado: el radio en el fondo de la entalla (ρ) y la profundidad de la entalla (b) tal como se puede apreciar en el esquema de la Fig. 2.66.

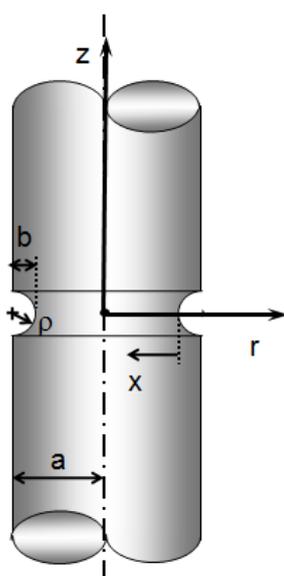


Fig. 2.66. Esquema de una probeta cilíndrica entallada y parámetros necesarios para caracterizar la entalla (radio en el fondo de la entalla, ρ ; profundidad b).

Por estos motivos se ha elegido este tipo de concentrador de tensiones con el fin de generar diferentes distribuciones de tensiones y deformaciones residuales variando los parámetros del concentrador. El interés de este estudio no sólo se centra en el análisis de la evolución de estos estados tensodeformacionales durante las cargas a las que estará sometido el alambre durante su vida en servicio, sino que se puede extender al análisis de la FH, que será el objeto de estudio del capítulo III de esta Tesis.

Para generar una distribución tensodeformacional no uniforme en la probeta se puede aplicar una precarga inicial formada por un único ciclo de carga hasta un determinado nivel que permita alcanzar la plasticidad localizada en la zona próxima al concentrador de tensiones y a continuación eliminarla por completo. En las modelizaciones posteriores los niveles máximos de precarga se han impuesto en control de carga y en función de la carga de rotura en aire (P_R) de las probetas entalladas obtenidas en el trabajo de AYASO (2001).

Para poder obtener diferentes perfiles de tensiones residuales es necesario variar alguno de los parámetros que definen la geometría de la entalla (su radio en el fondo o su profundidad). La influencia de estos parámetros ha sido el objeto de numerosos estudios (AYASO, 2001; TORIBIO, LANCH A Y ELICES, 1992; VERGARA, 2007) en los que se analizaron las distribuciones tensionales producidas en cuatro probetas entalladas en las que se ha variado el radio y la profundidad de la entalla de la forma indicada:

- Entalla A: radio pequeño y pequeña profundidad
- Entalla B: radio pequeño y gran profundidad
- Entalla C: radio grande y profundidad pequeña
- Entalla D: radio grande y gran profundidad.

Los resultados de los estudios realizados por estos investigadores permiten decidir cuál de las geometrías se ajusta en mayor medida al objetivo de este trabajo (comportamiento diferenciado frente a la FH). Como es bien sabido la concentración tensional en una entalla es inversamente proporcional al radio de la entalla. De esta forma las entallas con radios menores tienen un efecto concentrador mayor que las entallas de radio grande. Por este motivo se ha decidido, a la vista de los resultados

obtenidos en los estudios citados anteriormente, centrar el análisis en las entallas con radio pequeño: la entalla tipo A (con radio pequeño y profundidad pequeña) y la entalla tipo B (radio pequeño y gran profundidad) mecanizadas en un alambre del acero inicial del proceso de trefilado (A0, $d = 12$ mm) así como en un alambre del acero trefilado obtenido al final del proceso (A6, $d = 7$ mm).

4.2. Casos de estudio

Los valores de los parámetros que definen la geometría de la entalla (radio en el fondo y profundidad) se expresan de forma adimensional tal como muestra la Fig. 2.67. Los valores de referencia de estos parámetros se incluyen en la Tabla 2.11. Finalmente en el anexo I se muestran las medidas reales de las entallas mecanizadas en las probetas utilizadas en la parte experimental de este estudio.

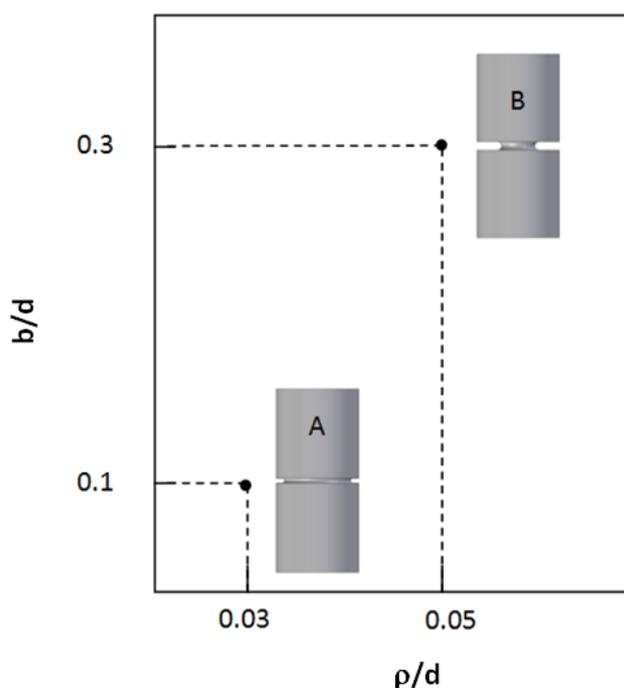


Fig. 2.67. Dimensiones de las probetas analizadas expresadas en función de los parámetros de las entallas adimensionalizados con el diámetro.

Tabla 2.11. Dimensiones de las entallas.

Entalla	ρ (mm)	b (mm)
A0A	0.338	1.127
A0B	0.563	3.381
A6A	0.21	0.7
A6B	0.35	2.1

Para generar diferentes distribuciones de tensiones y deformaciones residuales, además de la geometría de la entalla, se han considerado diversos procesos de precarga constituidos por un ciclo de sollicitación hasta un valor máximo seguido de una descarga hasta carga nula. Los diferentes tipos de precargas se diferencian en el nivel máximo alcanzado en el ciclo: precarga I (90% P_R), precarga II (80% P_R), precarga III (70% P_R), precarga IV (60% P_R), precarga V (0% P_R , *i.e.* sin precarga) siendo P_R la carga de rotura del alambre entallado. Los valores de las cargas de rotura (P_R) de las probetas consideradas (Tabla 2.12) se han tomado a partir de los resultados presentados en la Tesis de AYASO (2001) que obtuvo estos valores realizando ensayos de fractura a tracción en control de desplazamiento (a una velocidad de 0.01 mm/s en la entalla A y 0.002 mm/s en la entalla B) en una máquina universal de ensayo en probetas entalladas del mismo material y con las mismas dimensiones que las consideradas en esta Tesis. En la Tabla 2.12 se define también la tensión neta de rotura (σ_R) en las probetas entalladas, calculada dividiendo la carga de rotura entre la sección neta de la probeta entallada correspondiente.

Tabla 2.12. Cargas de rotura (P_R) y tensión neta de rotura (σ_R) de las probetas entalladas consideradas en este estudio obtenidas a partir de los ensayos de AYASO (2001).

Probeta	P_R (kN)	σ_R (GPa)
A0A	86.52	1.368
A6A	52.71	2.124
A0B	28.25	1.732
A6B	15.74	2.551

El comportamiento elastoplástico del alambón (A0) y del acero trefilado (A6) se ha tomado a partir de las curvas de comportamiento obtenidas de los ensayos de tracción simple (cf. Fig. 2.12–2.18). Teniendo en cuenta los resultados obtenidos en el análisis del tipo de endurecimiento que exhiben estos materiales, la modelización se ha realizado considerando el *modelo de endurecimiento cinemático*. En este caso la utilización de dicho modelo se hace necesaria, puesto que a diferencia de lo que sucedía en la simulación del proceso de trefilado la probeta entallada sufre deformaciones plásticas durante la descarga. Esta situación queda reflejada al observar la curva

tensión–deformación en el fondo de la entalla durante el proceso de sollicitación mostrada en la Fig. 2.68 para la entalla A0A sometida a los ciclos de precarga I (90% P_R), precarga II (80% P_R), precarga III (70% P_R), precarga IV (60% P_R) respectivamente.

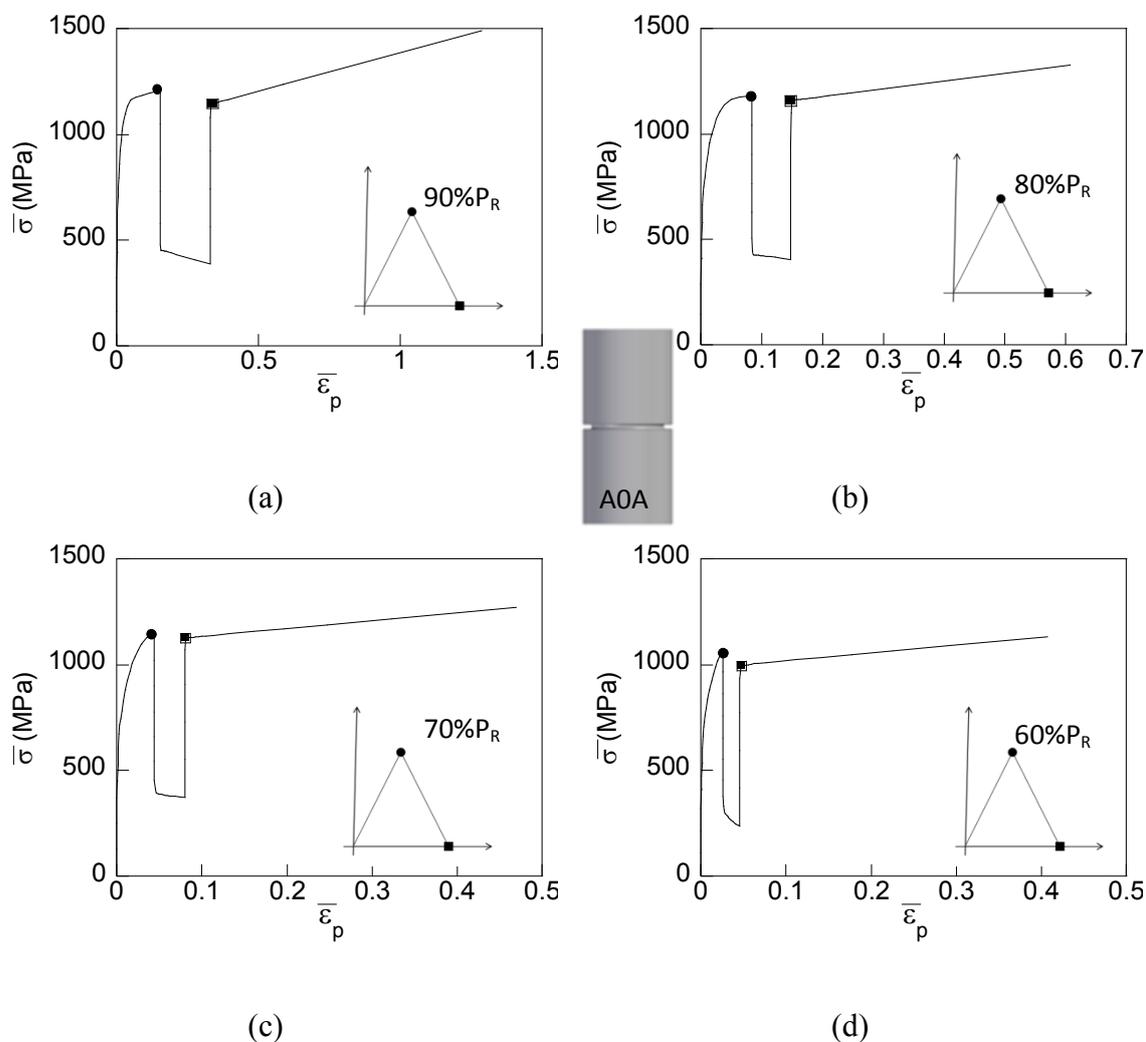


Fig. 2.68. Curvas tensión–deformación en el fondo de la entalla A0A a lo largo de la simulación de las sollicitaciones I (a), II (b), III (c) y IV (d). El instante inicial de la descarga se identifica con un círculo y el final con un cuadrado.

En la Fig. 2.69 se muestran las curvas tensión–deformación a lo largo de la trayectoria de sollicitación I (90% de P_R) para los cuatro casos de entallas considerados en este estudio y en las Fig. 2.70 y Fig. 2.71 se muestran las trayectorias de carga seguidas por un punto situado en el fondo de la entalla en el espacio de las tensiones principales durante los diferentes ciclos de precarga aplicados sobre la entalla A0A y las

trayectorias de carga seguidas tras aplicar la precarga I a las diferentes entallas I consideradas en este estudio respectivamente.

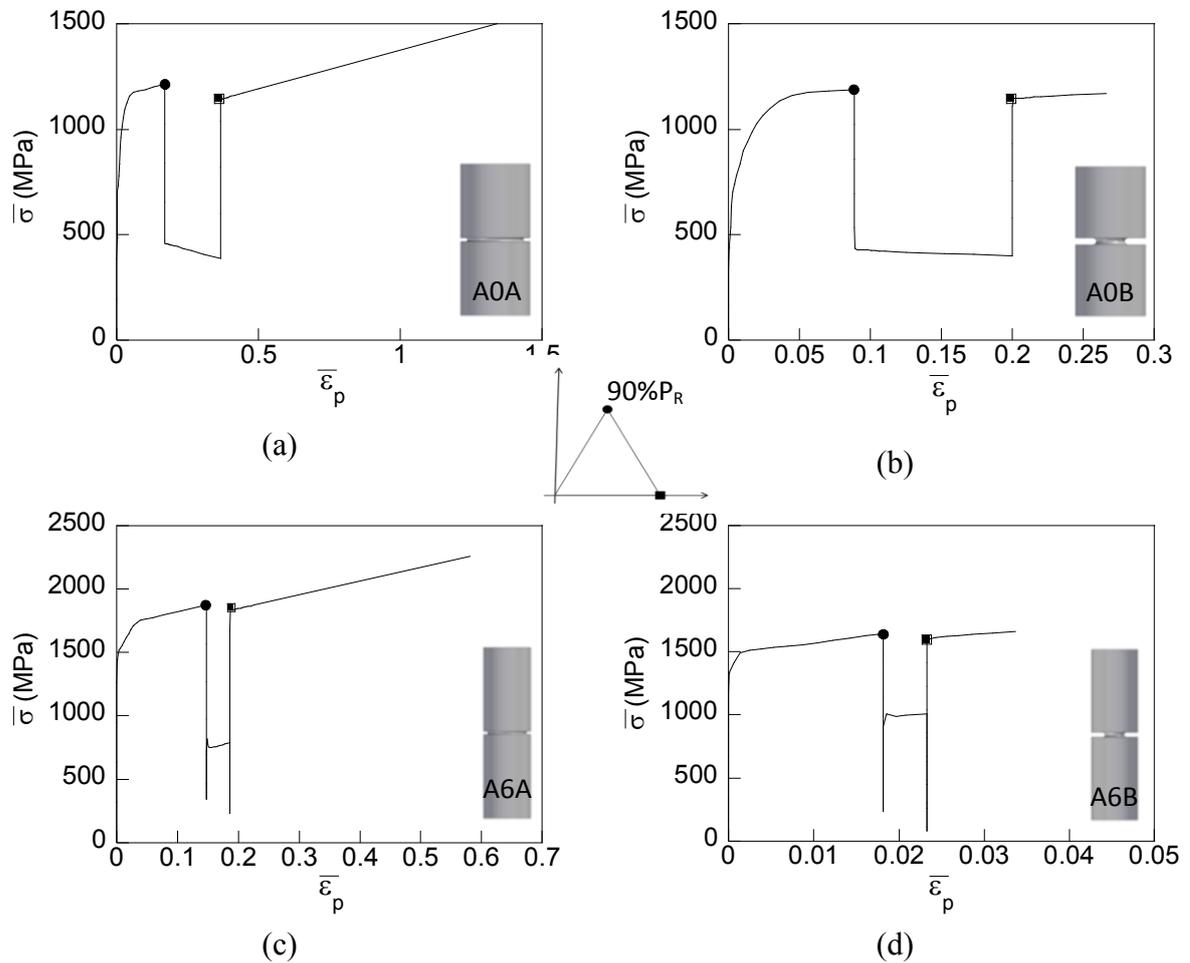


Fig. 2.69. Curvas tensión–deformación en el fondo de la entalla A0A (a), entalla A0B (b), entalla A6A (c) y entalla A6B (d) a lo largo de la simulación de la sollicitación I. El instante inicial de la descarga se identifica con un círculo y el final con un cuadrado.

En las Fig. 2.68–2.69 se puede ver cómo en todos los casos estudiados, durante el proceso de descarga, el fondo de la entalla sufre deformaciones plásticas, donde se ve claramente la presencia del EB. Esto ratifica la necesidad de realizar la modelización considerando el endurecimiento por deformación cinemático del material para ajustarse mejor a su comportamiento real durante el ciclo de carga. En la Fig. 2.68 se puede observar cómo, a medida que disminuye el nivel máximo de la precarga aplicada, la zona con altas deformaciones plásticas se reduce, disminuyendo a su vez la deformación plástica al final del proceso de precarga.

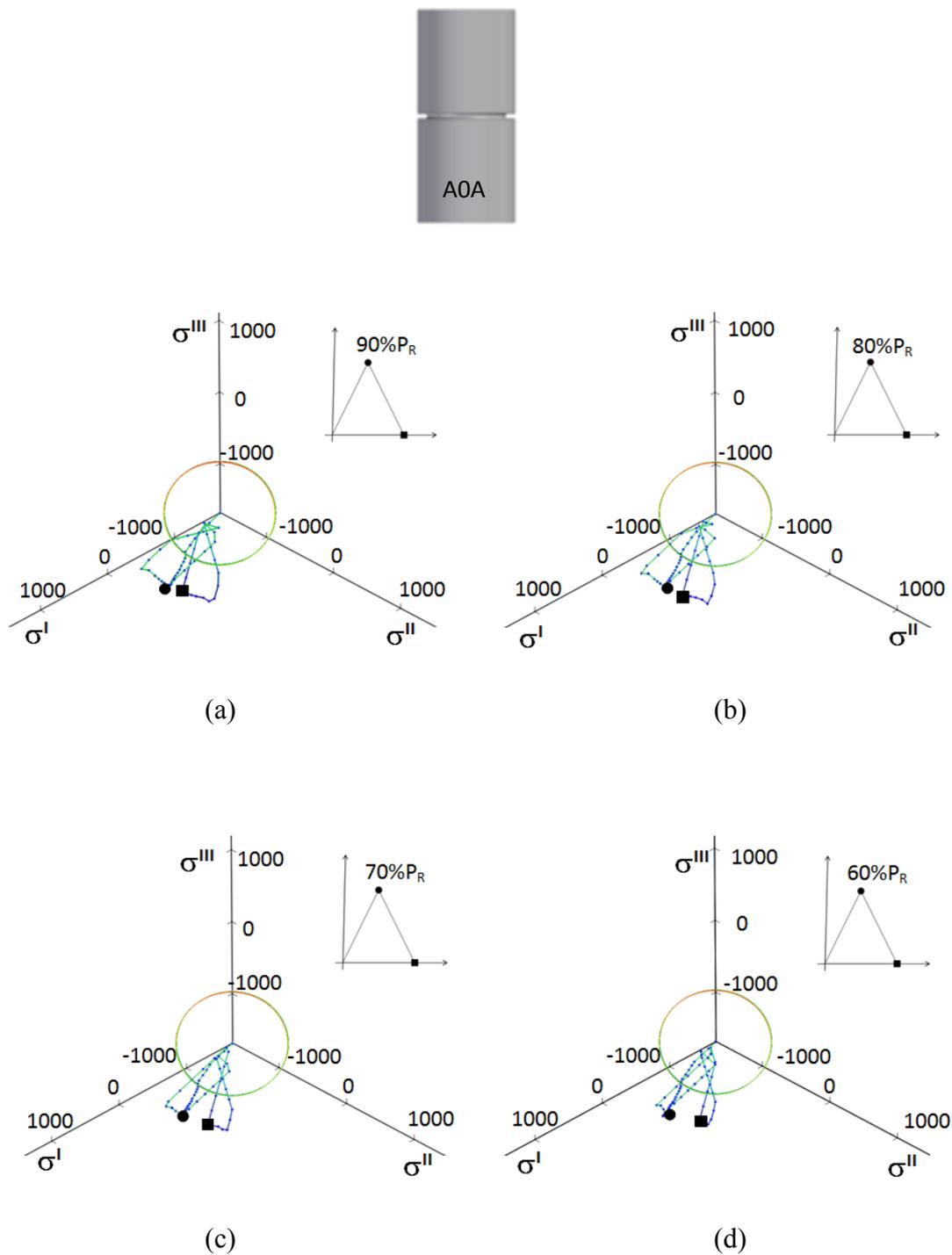


Fig. 2.70. Trayectoria de carga en el espacio de las tensiones principales del fondo de la entalla AOA durante el ciclo de precarga I (a), ciclo de precarga II (b), ciclo de precarga III (c) y ciclo de precarga IV (d) comparados con el cilindro de von Mises inicial.

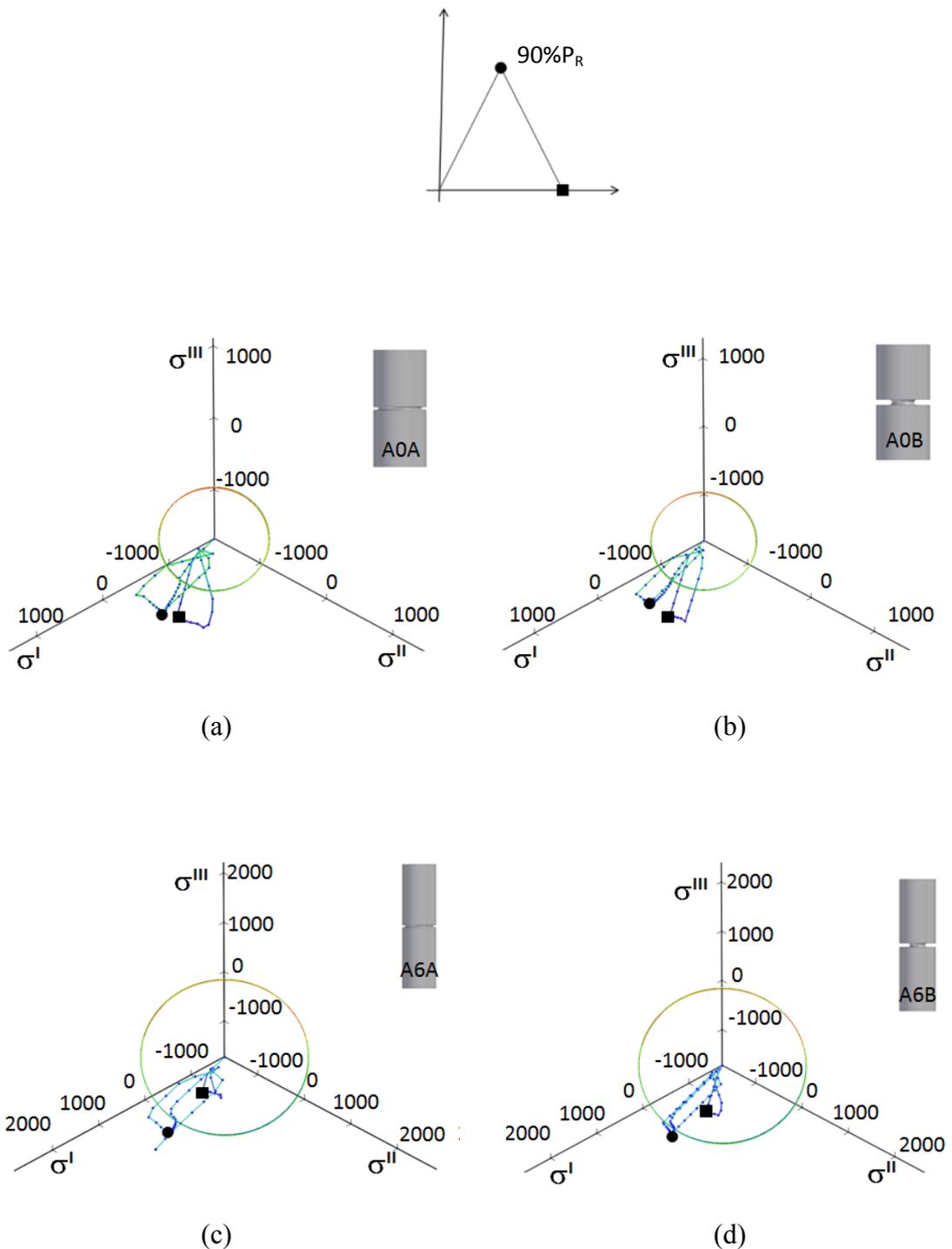


Fig. 2.71. Trayectoria de carga en el espacio de las tensiones principales en el fondo de la entalla A0A (a), entalla A0B (b), entalla A6A (c) y entalla A6B (d) durante el ciclo de precarga I ($90\% P_R$) comparados con el cilindro de von Mises inicial.

En las Figs. 2.70–2.71 se puede observar cómo el estado tensional en el fondo de la entalla sale fuera de la superficie de cedencia inicial no sólo durante el proceso de deformación producido en la parte ascendente de la precarga, sino que también la abandona durante la descarga, lo que supone que en la rampa de descenso se producirán deformaciones plásticas. Por estos motivos se confirma el comportamiento observado en las curvas tensión deformación equivalente mostradas previamente en las Figs. 2.68–2.69 y por tanto se reafirma la necesidad de considerar el tipo de endurecimiento cinemático para simular el comportamiento del material durante este proceso de carga.

Al igual que en el caso del proceso de trefilado el problema planteado es no lineal debido a que se considera el comportamiento elastoplástico del material, por lo que la forma más apropiada para realizar este estudio es la simulación numérica mediante el MEF. La modelización numérica del problema planteado no sólo permite determinar cuantitativamente los estados tensodeformacionales residuales producidos por la precarga, sino que además es posible conocer la evolución del perfil de tensiones y deformaciones residuales a lo largo de un proceso de carga posterior simplemente considerando una carga formada por dos etapas: la primera constituida por el ciclo de precarga, seguido de una segunda etapa formada por una carga creciente hasta la carga de rotura (P_R). Además este análisis se establece como el punto de partida del estudio de la influencia de los estados tensodeformacionales producidos en la probeta entallada por la precarga en la FH, puesto que permite conocer los estados tensodeformacionales presentes en la probeta entallada durante los ensayos en ambiente agresivo (realizados a carga constante) y a partir de estos resultados es posible decidir qué combinación de nivel de precarga y carga de ensayo FH es la más adecuada para obtener los objetivos planteados inicialmente en esta Tesis (obtener distribuciones tensodeformacionales residuales diferenciadas).

4.3. Análisis numérico

Las probetas entalladas presentan una simetría de revolución, y por tanto la geometría tridimensional se puede simplificar a un caso bidimensional, limitándose a las coordenadas cilíndricas (r, z), aprovechando esta condición de axisimetría. Para ello resulta necesario imponer una serie de condiciones de contorno adecuadas expresadas

en forma de desplazamientos impedidos en la dirección radial a los puntos que pertenecen al eje de revolución. A su vez, la geometría también se puede reducir considerando el plano de simetría de la entalla. De esta forma sólo es necesario modelizar la mitad de la probeta, imponiendo una condición de contorno formada por desplazamientos impedidos en la dirección axial en puntos del plano de simetría de la entalla.

Las condiciones de contorno aplicadas a la probeta se completan con la carga exterior impuesta en el extremo de la misma opuesto al plano de la entalla utilizando, por los motivos expuestos anteriormente, la historia de carga mostrada en la Fig. 2.72 formada por dos etapas: la primera consiste en el ciclo de precarga hasta los diferentes niveles considerados (identificados en la Fig. 2.72 por el parámetro k que representa la fracción de la carga de rotura aplicada en la precarga) seguida de la segunda etapa en la que se considera una carga creciente hasta la carga de rotura del alambre entallado. De esta forma es posible obtener de la simulación numérica del proceso de carga en los alambres de acero entallados los estados tensodeformacionales presentes en la probeta entallada bajo cualquier nivel de sollicitación externa a la que se someta al alambre durante su vida en servicio.

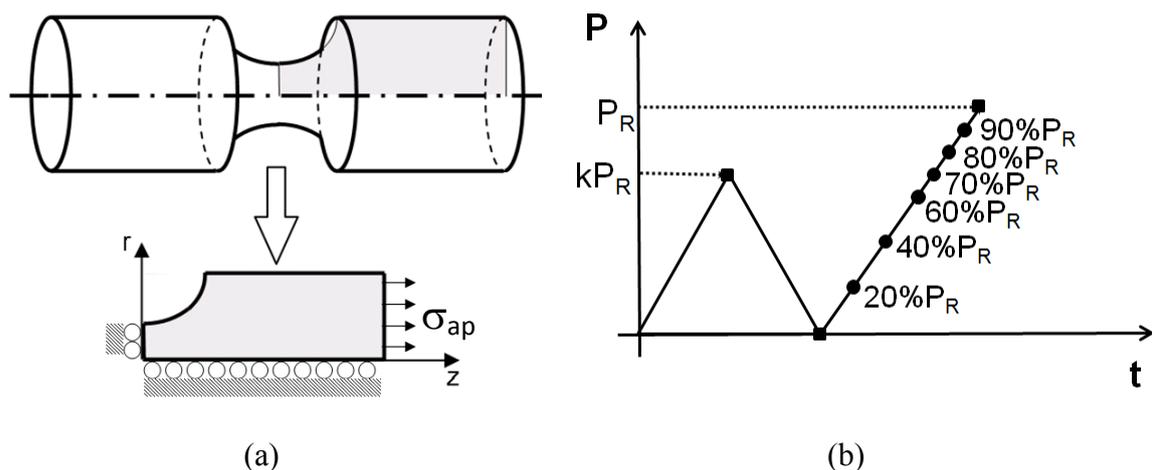


Fig. 2.72. Reducción de la geometría 3D de la probeta a una probeta axisimétrica 2D en coordenadas cilíndricas (r, z) , condiciones de contorno aplicadas (a) y trayectoria de sollicitación (b).

La discretización de la geometría analizada se ha realizado considerando dos tipos de elementos: por un lado cuadriláteros de ocho nodos y por otro, cuadriláteros de cuatro nodos. El criterio que se ha utilizado en el proceso de mallado ha sido hacer la malla lo más fina posible en la zona de la entalla. Para determinar la malla más adecuada se ha realizado un estudio de convergencia formado por cuatro mallas diferentes en las que se ha incrementado el número de elementos siguiendo una progresión geométrica de relación dos. En la Fig. 2.73 y Fig. 2.74 se muestran las probetas entalladas con las diferentes mallas consideradas en este estudio para el alambrón y el acero trefilado respectivamente.

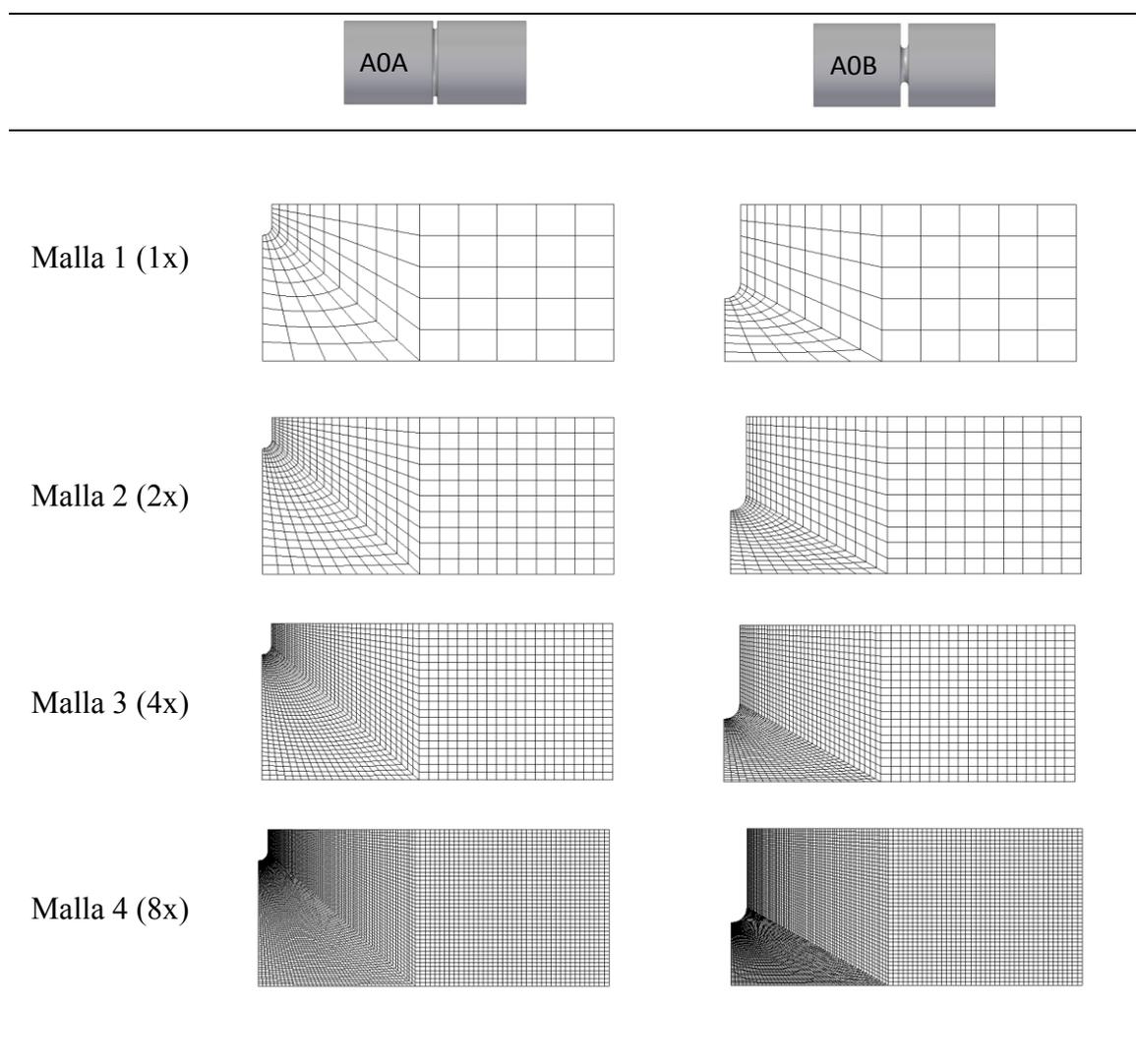


Fig. 2.73. Mallas consideradas en el estudio de convergencia para las entallas del alambrón A0A y A0B.

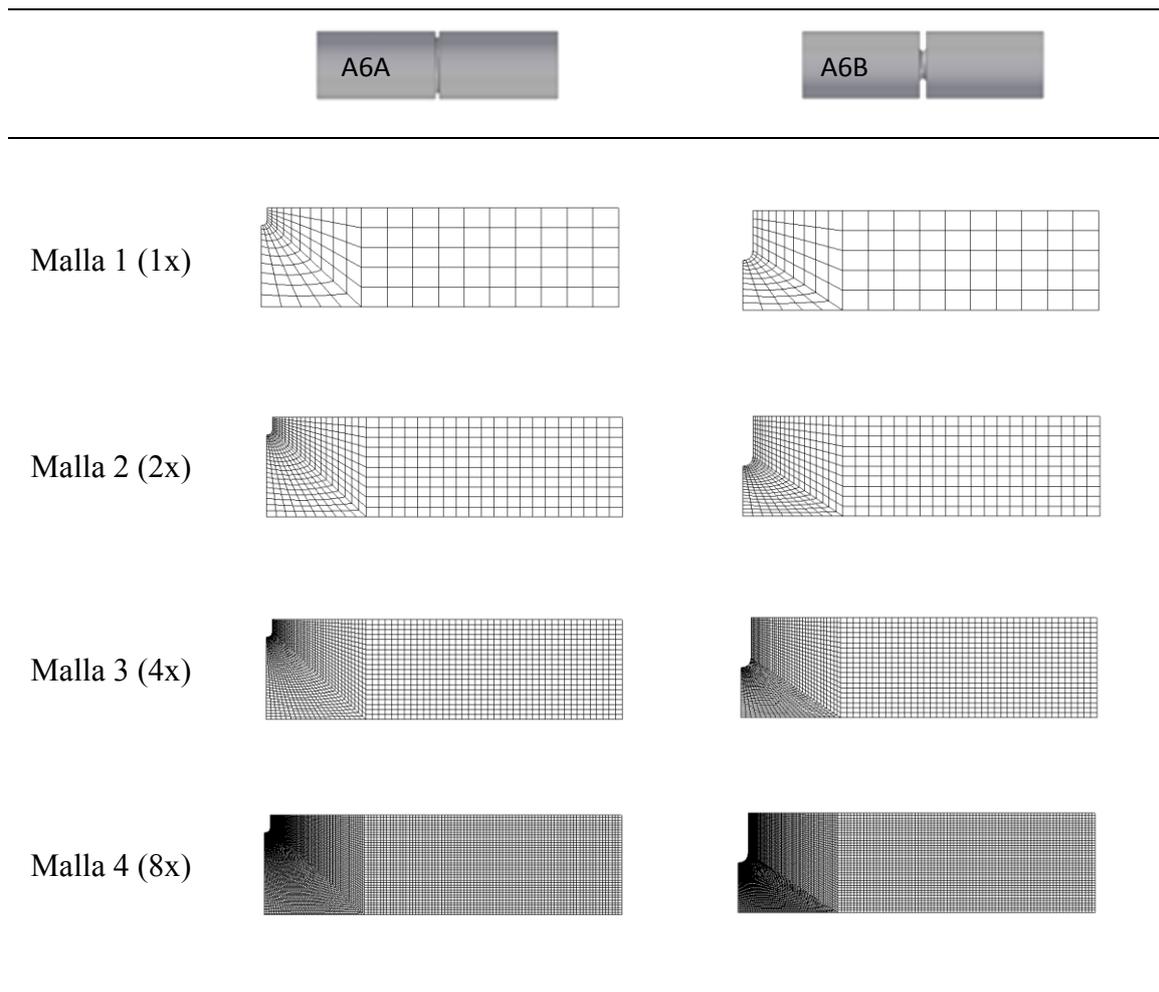


Fig. 2.74. Mallas consideradas en el estudio de convergencia para las entallas del alambre trefilado A6A y A6B.

La malla óptima, tanto en la modelización con cuadriláteros de cuatro (elementos Q4) como de ocho nodos (elementos Q8), se ha obtenido comparando las distribuciones de las tensiones hidrostáticas y las deformaciones plásticas equivalentes (por el importantísimo papel que juegan en los procesos de difusión de hidrógeno) en la sección de la entalla, dadas por las diferentes mallas consideradas en el instante final de carga. Los resultados obtenidos para cada una de las cuatro entallas en el instante final de la carga con la precarga I se muestran en las Fig. 2.75 y Fig. 2.76.

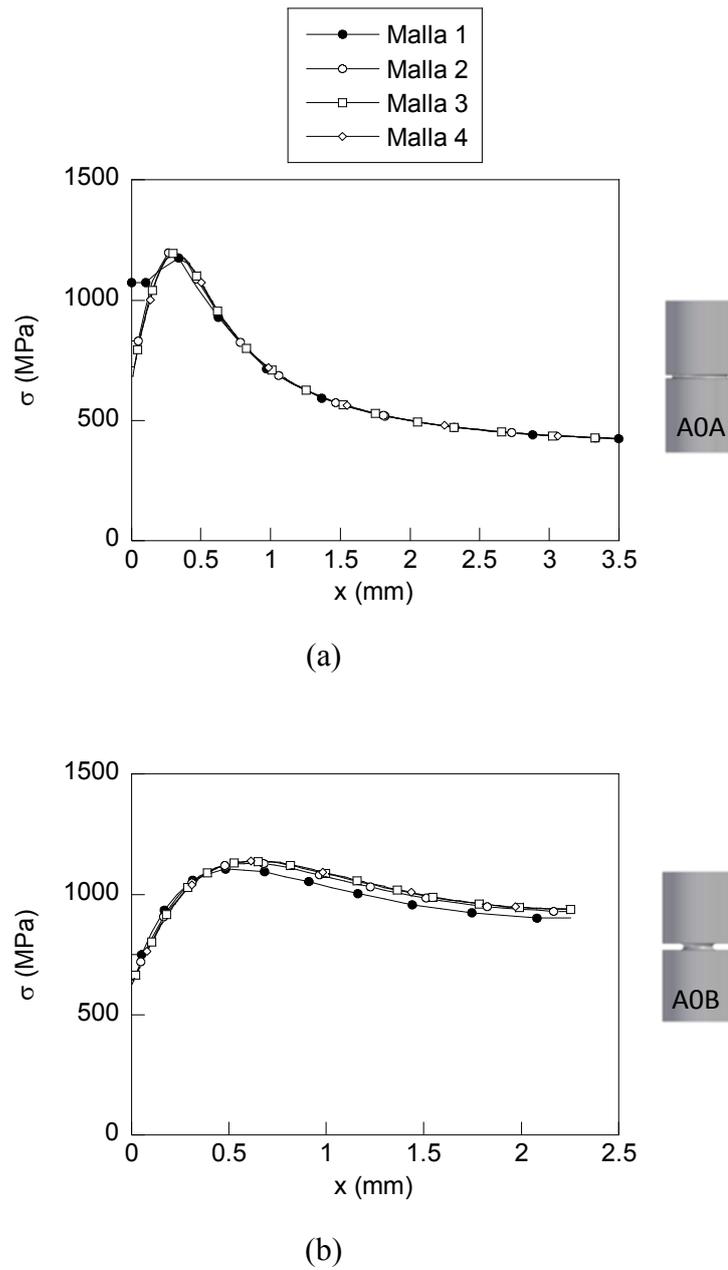


Fig. 2.75. Distribuciones de tensión hidrostática obtenidas en el estudio de convergencia de la malla (elementos Q4) de las probetas entalladas del acero A0A (a) y A0B (b).

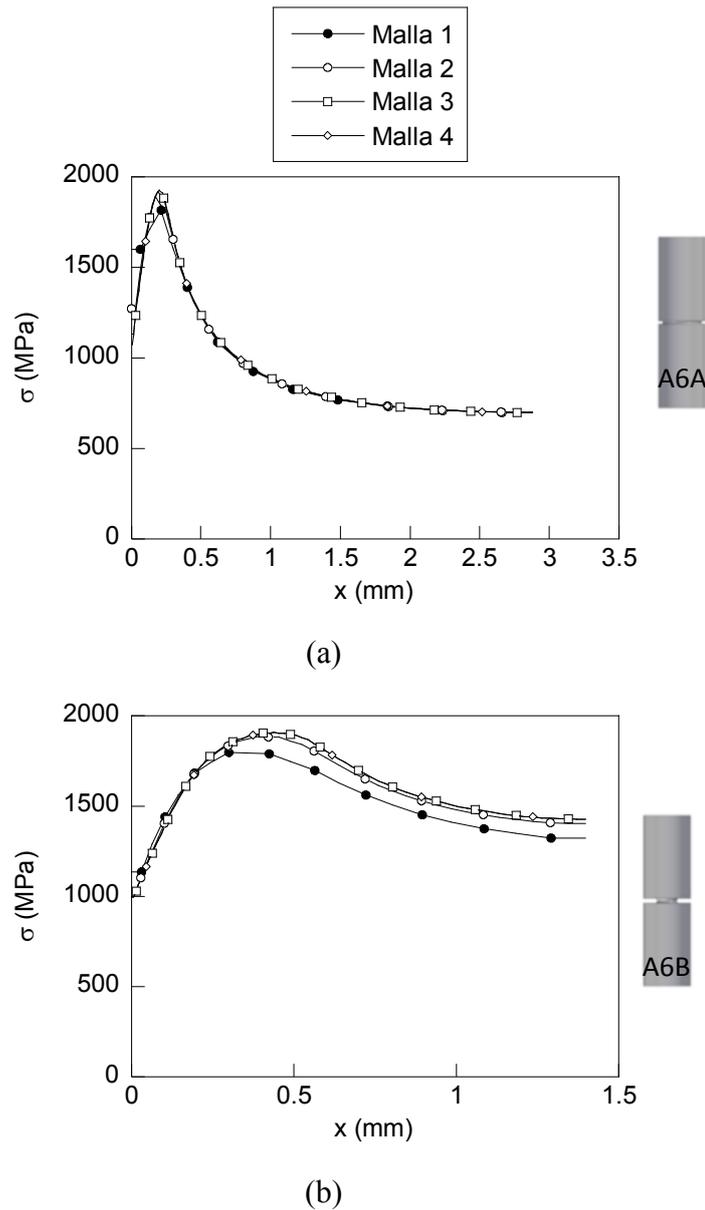


Fig. 2.76. Distribuciones de tensión hidrostática obtenidas en el estudio de convergencia de la malla (elementos Q4) de las probetas entalladas del acero A6A (a) y A6B (b).

Finalmente se ha realizado un estudio de convergencia del proceso de solución del problema no lineal para determinar el número óptimo de incrementos para realizar los cálculos numéricos. Para realizar este estudio se han considerado, de forma análoga al estudio de convergencia de la malla, cuatro casos en los que se ha aumentado el número de incrementos de la simulación (ni) siguiendo una progresión geométrica de orden dos. Los distribuciones obtenidas en este estudio (Fig. 2.77) demuestran que los resultados

proporcionados por los cuatro casos analizados son prácticamente idénticos, por lo que se ha elegido la primera opción por el hecho de consumir menos recursos informáticos.

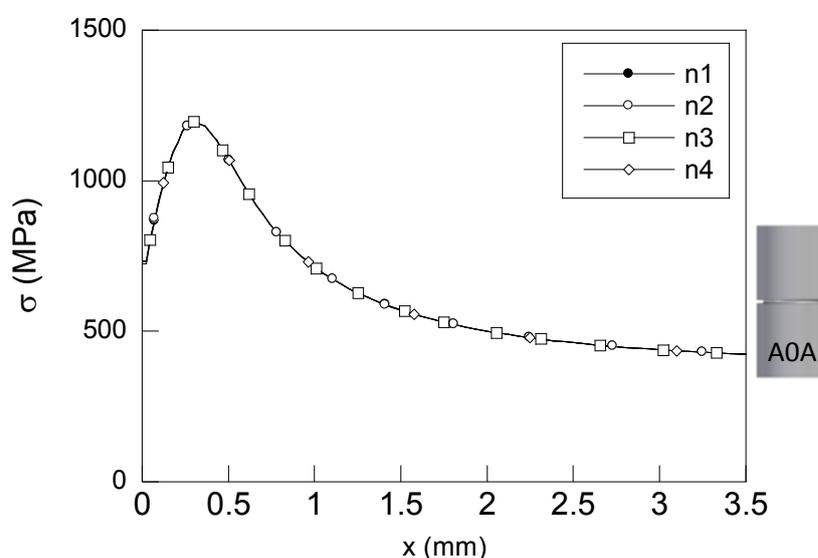


Fig. 2.77. Distribuciones de tensión hidrostática de la probeta entallada A0A obtenidas para diferentes valores del número de incrementos, n_i , utilizados en el cálculo.

4.4. Estados tensodeformacionales producidos por la precarga

El análisis de los resultados se divide en dos grandes bloques, el primero se dedica al estudio de las distribuciones de las componentes del tensor de tensiones y del tensor de deformaciones plásticas residuales al final de la precarga y en el segundo bloque se realiza el análisis de la evolución de la tensión hidrostática y de la deformación plástica equivalente en los diferentes instantes de la carga posterior, con el fin de determinar las condiciones óptimas para realizar los ensayos de FH. Este estudio se ha centrado exclusivamente en dos variables: la tensión hidrostática y la deformación plástica equivalente como representativas del estado tensodeformacional residual producido en la entalla por la precarga, debido al importantísimo papel que juegan en los procesos de difusión de hidrógeno en el interior del material. En ambos bloques los resultados corresponden a la sección del plano de simetría de la entalla, representando en las siguientes figuras la evolución de las diferentes variables consideradas en el estudio frente a la profundidad respecto al fondo de la entalla (x).

En la Fig. 2.78 y Fig. 2.79 se muestran las distribuciones de las componentes del tensor de tensiones y del tensor de deformaciones plásticas respectivamente obtenidas con el nivel de precarga I ($90\%P_R$) en el instante final de la precarga (estados residuales de tensiones y deformaciones al descargar la probeta).

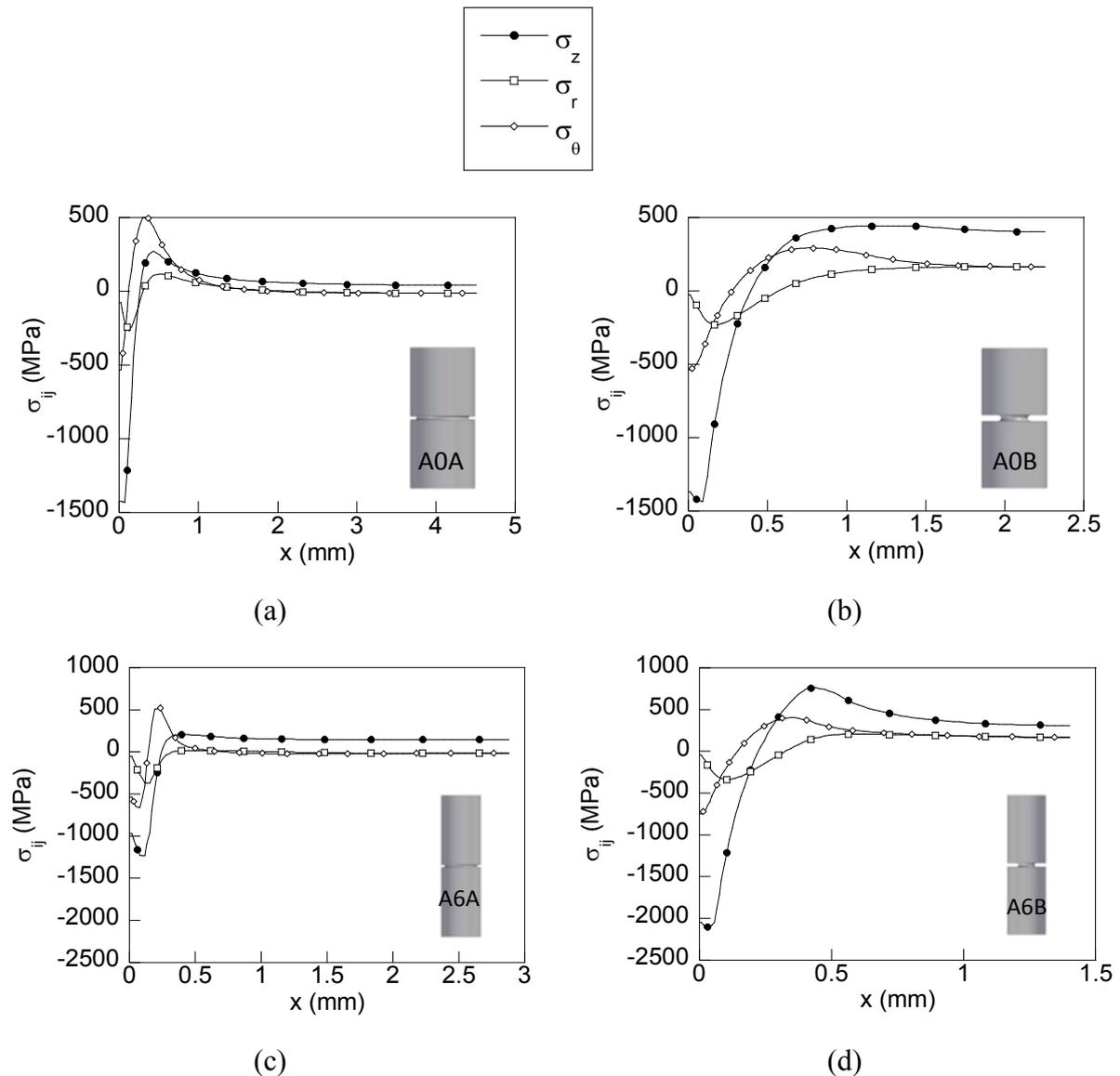


Fig. 2.78. Distribuciones de las componentes del tensor de tensiones en la entalla A0A, (b) A0B, (c) A6A y (d) A6B generadas por la precarga I en el instante final de ésta.

En la Fig. 2.78 (a) para la probeta A0A se observa cómo la zona afectada por la precarga se localiza fundamentalmente en las proximidades del fondo de la entalla. En el caso de la componente axial el valor que presenta en la superficie es de compresión,

siendo el más alto de todas las componentes (cerca de -1500 MPa). La tendencia que sigue esta variable es creciente con la profundidad hasta alcanzar un valor máximo en tracción de 300 MPa a una profundidad de 0.6 mm, reduciéndose suavemente hasta el centro del alambre. La componente circunferencial tiene una forma semejante, pero con dos grandes diferencias: el valor que alcanza en la superficie es menor (-500 MPa) y la posición del máximo (que es más alto que el máximo de la componente axial, 500 MPa) se sitúa más cerca de la superficie (0.3 mm). La componente radial tiene un valor nulo en la superficie, a partir del cual decrece hasta un valor mínimo de -300 MPa situado muy cerca de la superficie (0.1 mm) a continuación crece con la profundidad hasta alcanzar un máximo de 100 MPa a una profundidad de 0.6 mm, para disminuir hasta anularse a una profundidad de 1.5 mm.

El efecto de la precarga en las distribuciones de las componentes del tensor de tensiones en la entalla A0B es diferente al del caso anterior, tal como se puede observar al comparar las Figs. 2.78 (a) y (b). La componente axial en la entalla A0B alcanza en la superficie un valor semejante al de la entalla A0A, siendo su tendencia, a partir de ese valor mínimo, creciente con la profundidad, hasta alcanzar un valor máximo superior al observado en la entalla A (450 MPa). No obstante la principal diferencia con respecto a la entalla A se aprecia a partir del valor máximo de la distribución. Desde este punto la tensión decrece de forma muy suave hasta el centro del alambre donde alcanza los 400 MPa. El punto donde se alcanza el valor estable está situado más cerca del centro del alambre (1 mm) que en el caso de la entalla A0A. Este mismo comportamiento se aprecia en la componente radial donde parte del mismo nivel que la entalla A0A y crece hasta un máximo de 300 MPa (inferior al caso A0A) para luego decrecer suavemente hasta un valor estable de 200 MPa que alcanza a una profundidad de 1.5 mm, manteniéndose uniforme hasta el centro del alambre. La componente circunferencial es similar a la de la entalla A0A, pero la principal diferencia reside en que esta tensión crece de forma monótona hasta una profundidad de 1.3 mm, donde se hace estable y mantiene ese valor hasta el centro del alambre.

En el caso de las entallas A6A los perfiles obtenidos son semejantes a los de la entalla A0A, pero a diferencia del caso anterior los perfiles están más localizados en una zona muy próxima a la superficie del alambre. El valor mínimo de la componente axial es ligeramente mayor en valor absoluto (cerca de -1300 MPa) al igual que ocurre con el

valor máximo (510 MPa). Por el contrario la componente radial presenta un mínimo cerca de la superficie mayor al de la entalla A0A y alcanza un valor más alto en el máximo (550 MPa). La componente circunferencial tiene el mínimo desplazado hacia el centro (-400 MPa), toma un valor máximo (200 MPa) en 0.5 mm y decrece hasta anularse a una profundidad de 1 mm.

Finalmente en el caso de las componentes del tensor de tensiones de la entalla A6B se puede observar cómo las tendencias son semejantes a las observadas en el caso de la entalla A0B, pero en este caso alcanzando valores mucho más elevados. En el caso de la componente axial el valor mínimo alcanzado en la superficie es el más alto de todos, llegando a estados de compresión superior a -2000 MPa; el valor máximo que alcanza esta componente también es mayor que en los casos anteriores (750 MPa) situándose a unos 0.5 mm de la superficie. La componente radial parte de un valor nulo en la superficie, al igual que en los casos anteriores, tomando un valor mínimo, a partir de él crece hasta alcanzar un máximo de 250 MPa que mantiene hasta el centro. En el caso de la componente circunferencial presenta un valor en la superficie más alto que en los casos de las entallas anteriores (-700 MPa) alcanzando un valor máximo de 400 MPa a una profundidad de 0.3 mm para a continuación decrecer hasta los 250 MPa que presenta en la zona central del alambre.

En el caso de las deformaciones plásticas mostradas en la Fig. 2.79 se pueden observar similitudes en las distribuciones de las distintas entallas estudiadas. En todos los casos la componente axial (ε_p^z) del tensor de deformaciones es decreciente con la profundidad, hasta alcanzar un valor prácticamente nulo en las entallas del acero A0 y nulo en las del acero A6. La profundidad a la que alcanza el valor nulo es mayor en las entallas B que en las A, por lo que se puede considerar que la zona afectada con deformaciones plásticas es mayor en el caso de las entallas B que en las entallas A. Los valores de las deformaciones en la superficie de las entallas A son muy similares en los dos aceros (aproximadamente 0.09) siendo en el caso de las entallas B sensiblemente mayores en el acero A0 que en el acero A6 (0.05 frente a 0.03). La componente radial del tensor tiene la misma forma creciente desde un valor de deformación negativo en la superficie hasta anularse, alcanzando valores similares a los de la componente axial,

pero la profundidad es ligeramente menor, salvo en el caso de la entalla A6B en la que las dos profundidades son similares.

La componente circunferencial (ε_p^θ) del tensor de deformaciones plásticas en las entallas A es prácticamente nula en el alambroón, con una ligera variación en la zona superficial donde presenta deformaciones plásticas negativas, mientras que en el acero trefilado esta variación es prácticamente inapreciable. En el caso de las entallas B la variación en la componente circunferencial es diferente, puesto que, tal como se puede observar, alcanza valores mayores en valor absoluto en el caso del acero A0 (-0.008) frente a los alcanzados en el acero A6 (-0.003). En todos los alambres la profundidad a la que se anula el perfil es similar a la de la componente radial (1.2 mm en el A0 y 0.4 mm en el A6).

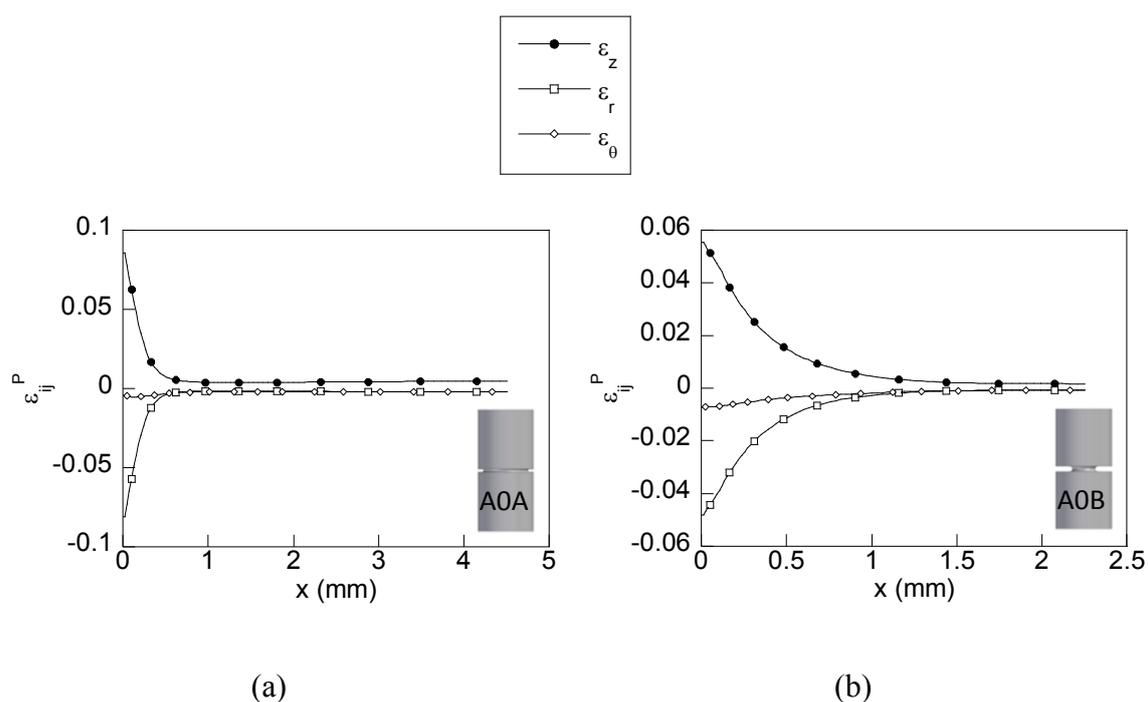


Fig. 2.79. Distribuciones de las componentes del tensor de deformaciones plásticas en las entallas (a) A0A y (b) A0B generadas por la precarga I en el instante final de ésta.

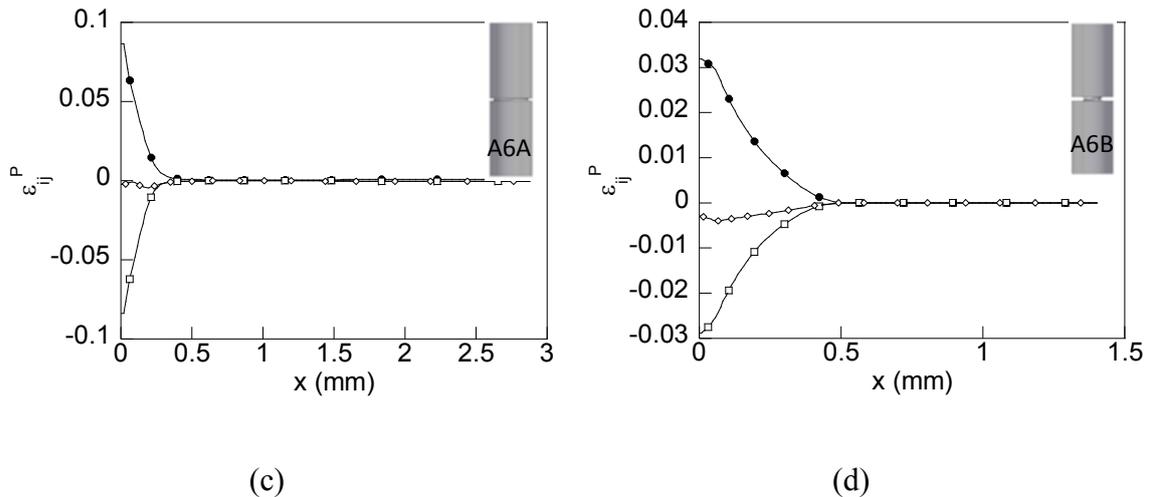


Fig. 2.79. (cont.). Distribuciones de las componentes del tensor de deformaciones plásticas en las entallas (c) A6A y (d) A6B generadas por la precarga I en el instante final de ésta.

4.5. Estados tensodeformacionales producidos durante una carga de tracción posterior a la precarga

Tal como se ha expuesto con anterioridad el objetivo principal de este análisis es obtener, a partir de la modelización numérica de un proceso de carga creciente linealmente con el tiempo hasta la rotura del alambre entallado, las distribuciones de las variables mecánicas que influyen en el proceso de difusión de hidrógeno: la tensión hidrostática y la deformación plástica equivalente. Los resultados de esta modelización permiten, por tanto, conocer en cualquier instante de carga la distribución de estas variables. Con la información que proporcionan los resultados de estas simulaciones en cada caso de estudio es posible determinar las condiciones más adecuadas (nivel de precarga máximo y carga de ensayo en ambiente agresivo) para conseguir el objetivo planteado en este trabajo: analizar la influencia de las tensiones y deformaciones residuales en los procesos de FH mediante la generación *ad hoc* de estos estados residuales mediante precargas. Por tanto para determinar esta influencia resulta muy interesante obtener distribuciones tensodeformacionales claramente diferenciadas en los diversos casos de estudio (influencia de la geometría e influencia de la precarga, *i.e.* de las tensiones y deformaciones residuales) para de esta forma conseguir que los procesos de difusión de hidrógeno sean, de la misma forma, diferentes.

La elección de la carga de ensayo en ambiente agresivo está condicionada por la susceptibilidad a los procesos de FH que presentan cada una de las probetas ensayadas. Esta decisión se puede tomar a partir de los resultados de las investigaciones de otros autores (TORIBIO, LANCHA y ELICES, 1992; VERGARA, 2007) que si bien no se ajustan con exactitud al estudio desarrollado en este trabajo presentan ciertas semejanzas que permiten establecer las condiciones de ensayo más adecuadas. En el estudio de VERGARA (2007) se realizaron ensayos en ambiente agresivo con carga creciente de forma uniforme hasta rotura en alambres de la misma familia de aceros trefilados y con las mismas geometrías de entalla que las empleadas en este trabajo. Los resultados de este estudio demostraron que la relación entre las cargas de rotura en ambiente agresivo (P_{FH}) y la carga de rotura en aire (P_R) son inferiores al 70% en todas las geometrías (para la entalla A0A, $P_{FH}/P_R = 0.65$, para la entalla A6A, $P_{FH}/P_R = 0.67$ y para la entalla A6B, $P_{FH}/P_R = 0.67$) salvo en la entalla A0B en la que para velocidades lentas de ensayo la susceptibilidad fue de $P_{FH}/P_R = 0.83$.

Por otro lado TORIBIO, LANCHA y ELICES (1992) realizaron ensayos en ambiente agresivo (con idénticas condiciones electroquímicas a las utilizadas en este trabajo) en probetas entalladas del producto inicial del proceso de trefilado. Entre los resultados de dicho estudio se incluyen los valores de la susceptibilidad a la FH en ensayos cuasiestáticos (*i.e.*, con velocidades de carga muy lentas) en entallas con una geometría idéntica en el caso de la entalla A0A y con una profundidad mayor en el caso de la entalla A0B. De esta forma los resultados de la susceptibilidad de rotura en FH de la entalla A0A ($P_{FH}/P_R = 0.65$) pueden servir de referencia. De esta forma a partir de los resultados de estos trabajos se establece que el valor mínimo de la carga de ensayo FH para obtener el efecto del hidrógeno debe ser $70\%P_R$. Por tanto, para conseguir el objetivo planteado, resulta interesante analizar las distribuciones tensodeformacionales en diferentes instantes de carga en los distintos casos de estudio, *i.e.* con diferentes niveles de precarga, con tensiones y deformaciones residuales y en el caso de los alambres no precargados, libres de tensiones y deformaciones residuales. Para tomar esta decisión se ha representado en las siguientes Fig. 2.80–Fig. 2.87 los estados tensodeformacionales (tensiones hidrostáticas y deformaciones plásticas equivalentes) en la sección de la entalla de las cuatro geometrías analizadas (A0A, A0B, A6A y A6B) en los cinco casos de carga estudiados (precarga I, $90\%P_R$, precarga II, $80\%P_R$, precarga III, $70\%P_R$, precarga IV, $60\%P_R$, precarga V, $0\%P_R$).

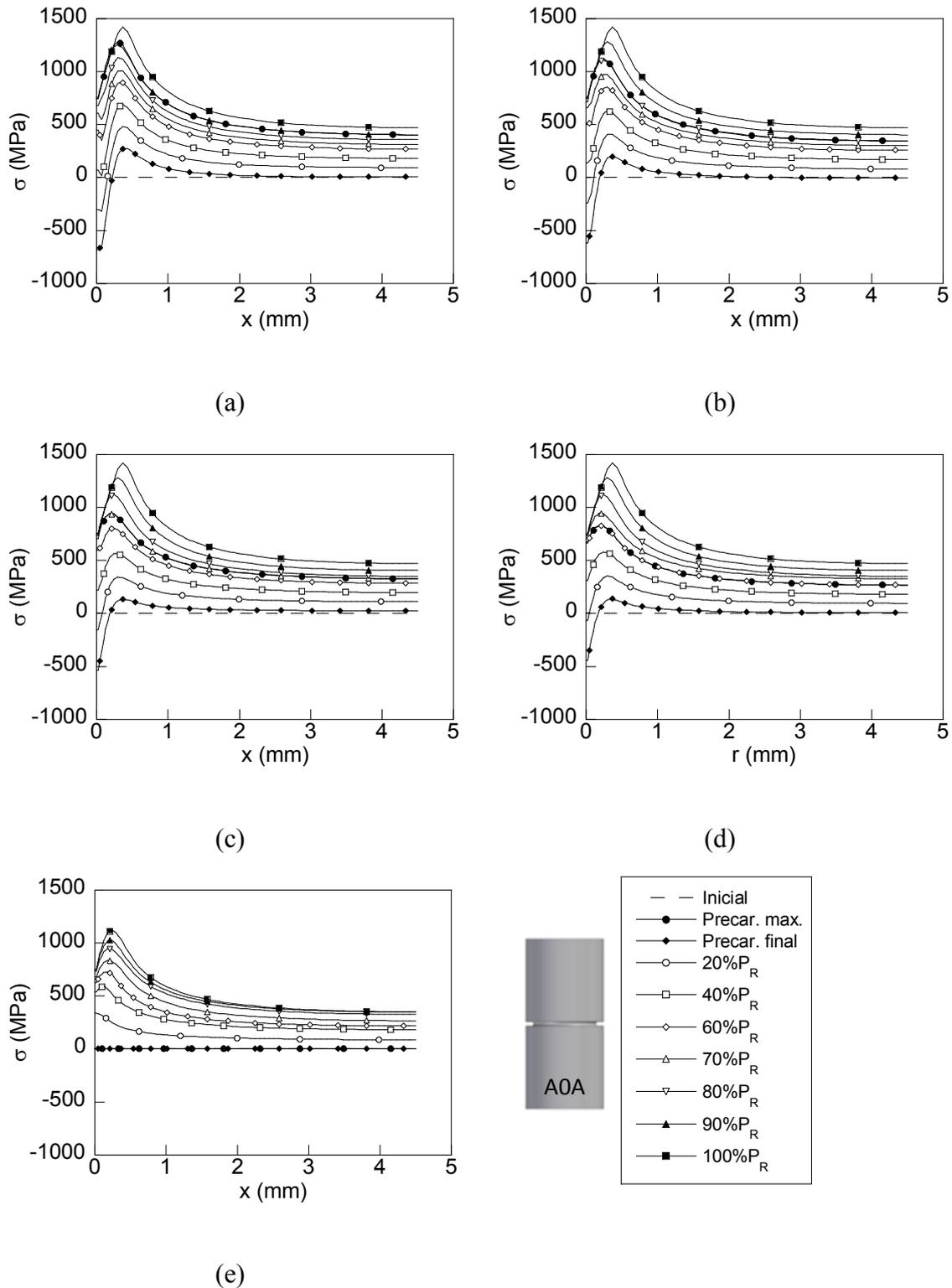


Fig. 2.80. Distribuciones de la tensión hidrostática en la entalla A0A en diferentes instantes de la sollicitación posterior a la precarga desde el estado residual hasta la carga de rotura para las diferentes precargas consideradas en el estudio: precargas I (a), precarga II (b), precarga III (c), precarga IV (d) y precarga V (e).

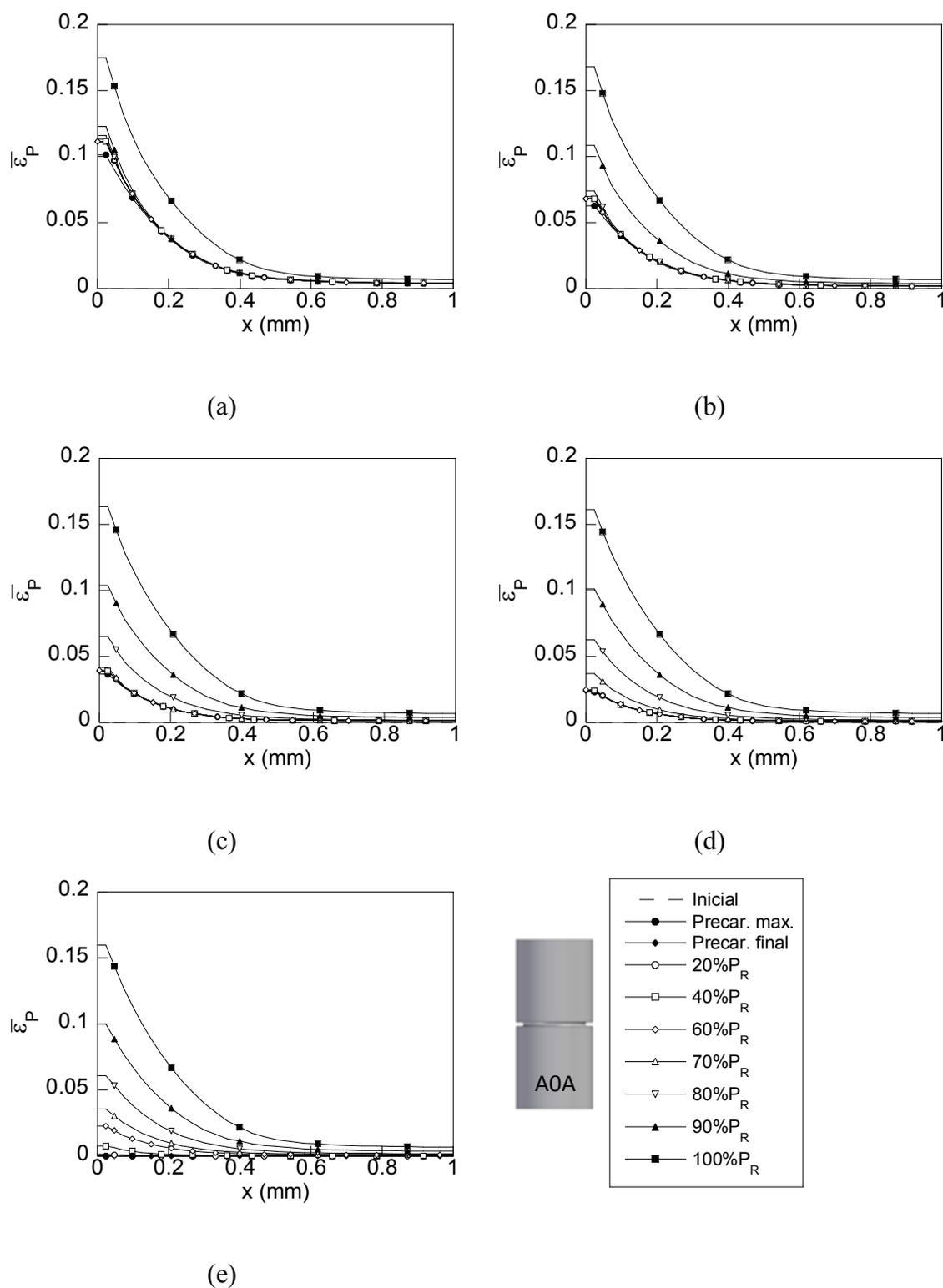


Fig. 2.81. Distribuciones de la deformación plástica equivalente en la entalla A0A en diferentes instantes de la sollicitación posterior a la precarga desde el estado residual hasta la carga de rotura para las diferentes precargas consideradas en el estudio: precargas I (a), precarga II (b), precarga III (c), precarga IV (d) y precarga V (e).

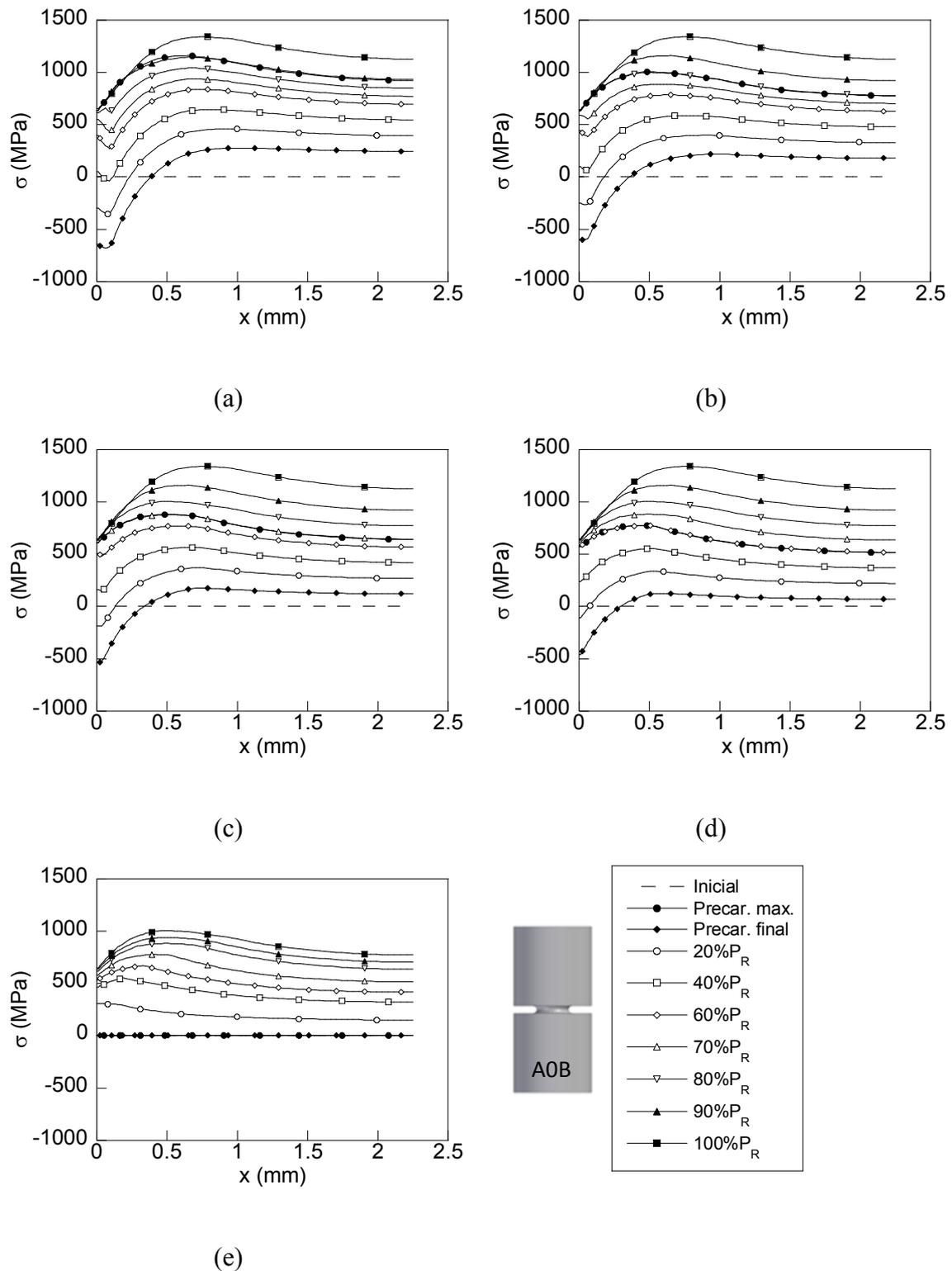


Fig. 2.82. Distribuciones de la tensión hidrostática en la entalla AOB en diferentes instantes de la sollicitación posterior a la precarga desde el estado residual hasta la carga de rotura para las diferentes precargas consideradas en el estudio: precargas I (a), precarga II (b), precarga III (c), precarga IV (d) y precarga V (e).

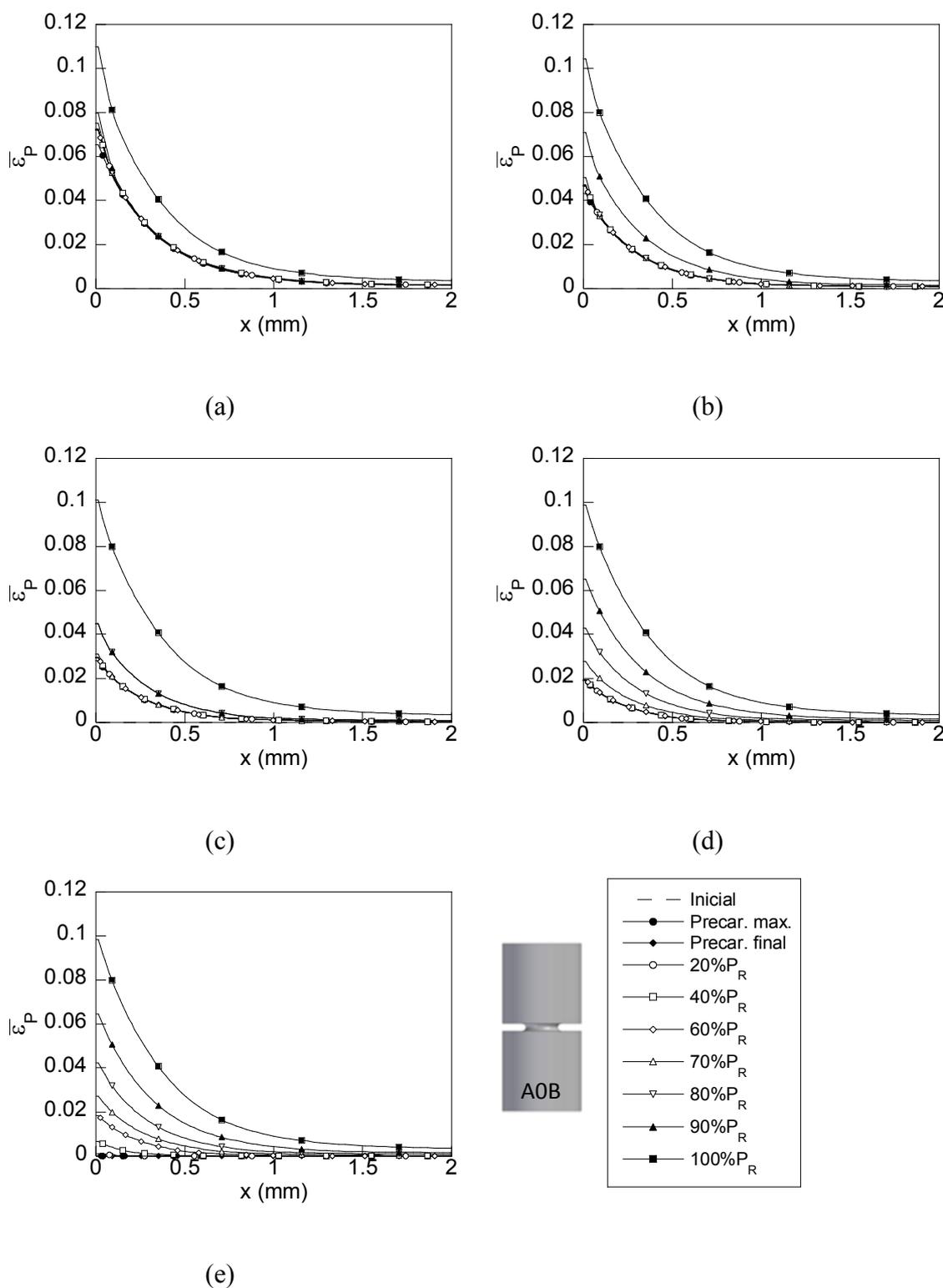


Fig. 2.83. Distribuciones de la deformación plástica equivalente en la entalla A0B en diferentes instantes de la sollicitación posterior a la precarga desde el estado residual hasta la carga de rotura para las diferentes precargas consideradas en el estudio: precargas I (a), precarga II (b), precarga III (c), precarga IV (d) y precarga V (e).

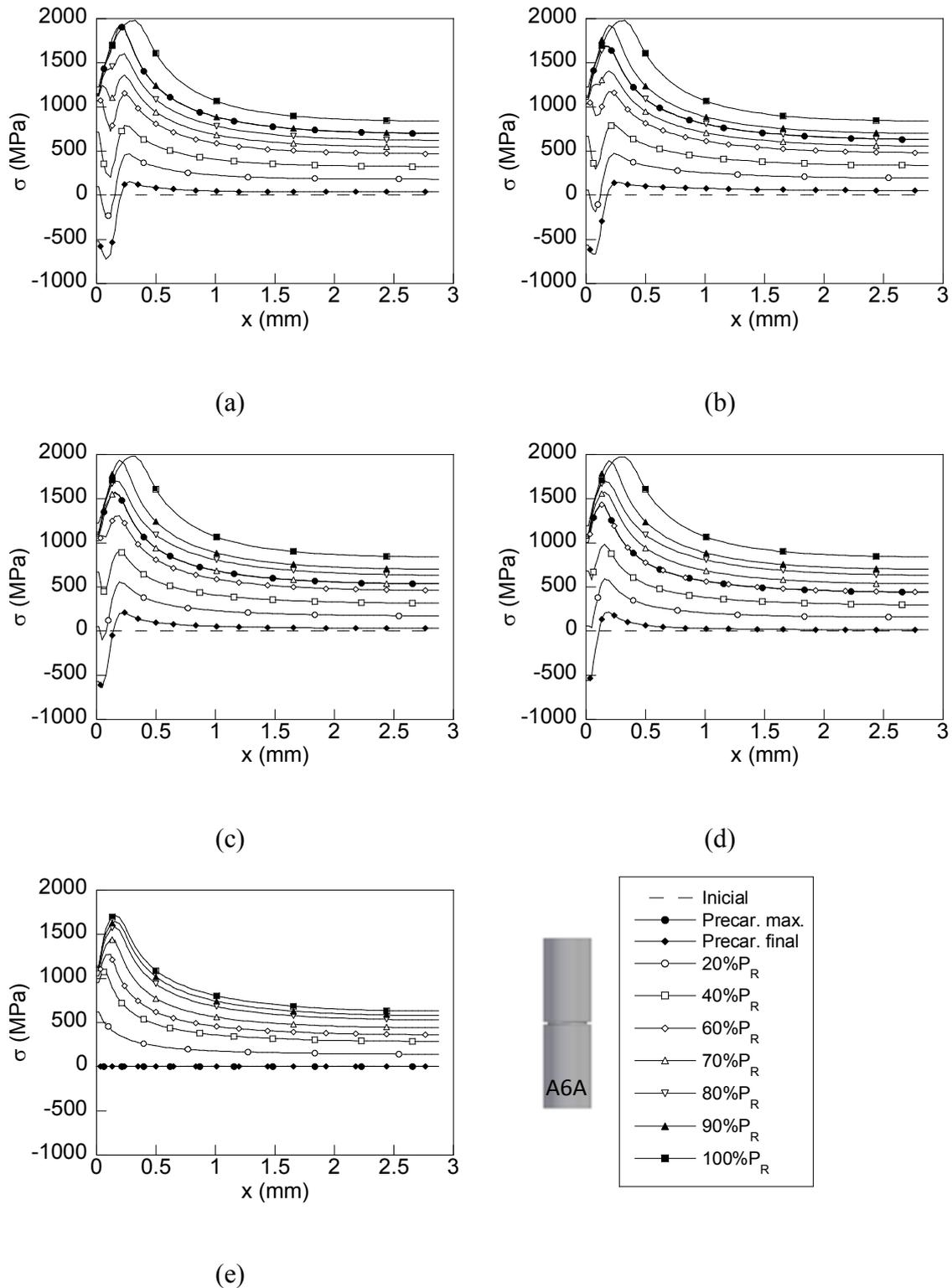


Fig. 2.84. Distribuciones de la tensión hidrostática en la entalla A6A en diferentes instantes de la sollicitación posterior a la precarga desde el estado residual hasta la carga de rotura para las diferentes precargas consideradas en el estudio: precargas I (a), precarga II (b), precarga III (c), precarga IV (d) y precarga V (e).

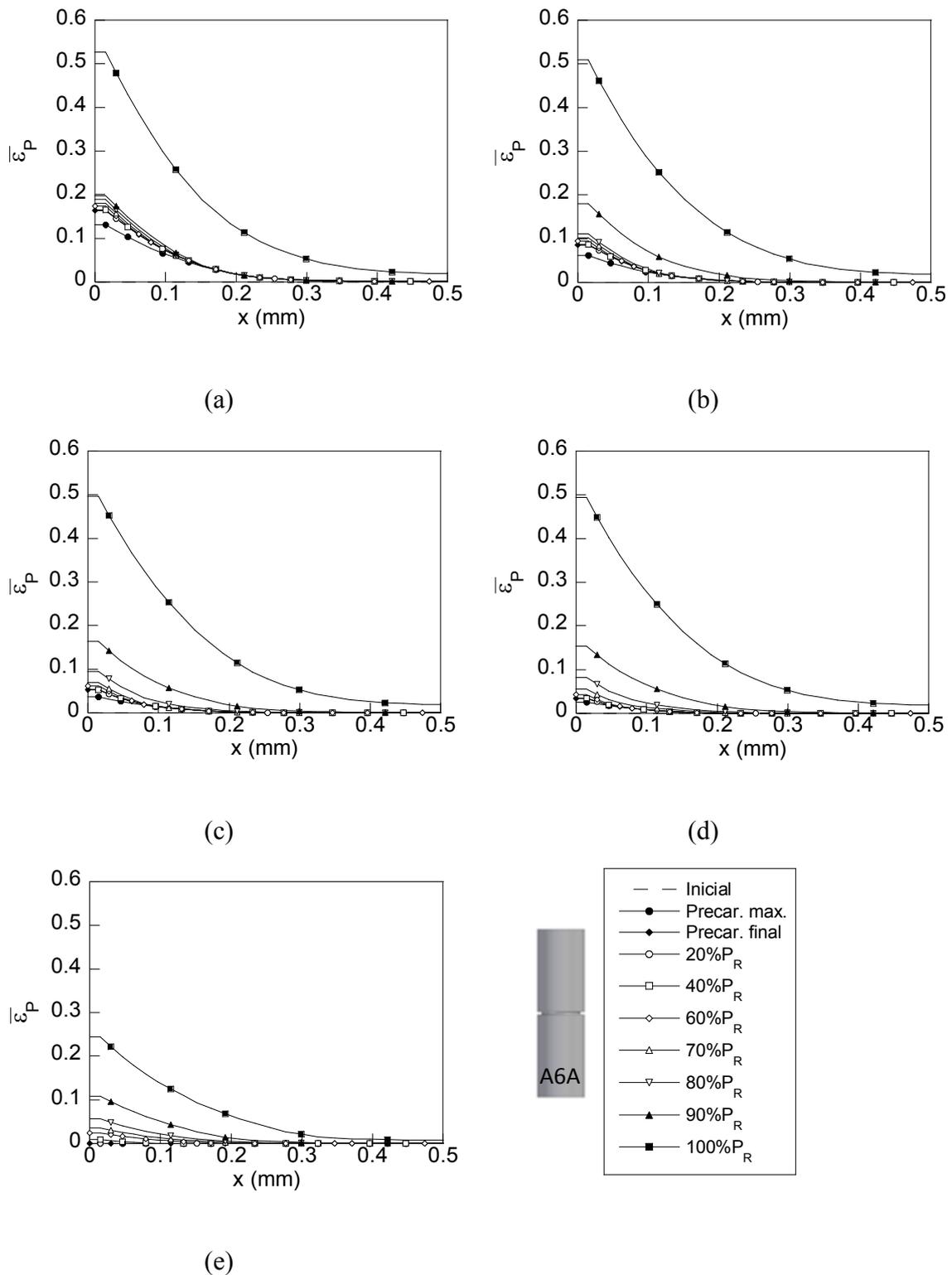


Fig. 2.85. Distribuciones de la deformación plástica equivalente en la entalla A6A en diferentes instantes de la sollicitación posterior a la precarga desde el estado residual hasta la carga de rotura para las diferentes precargas consideradas en el estudio: precargas I (a), precarga II (b), precarga III (c), precarga IV (d) y precarga V (e).

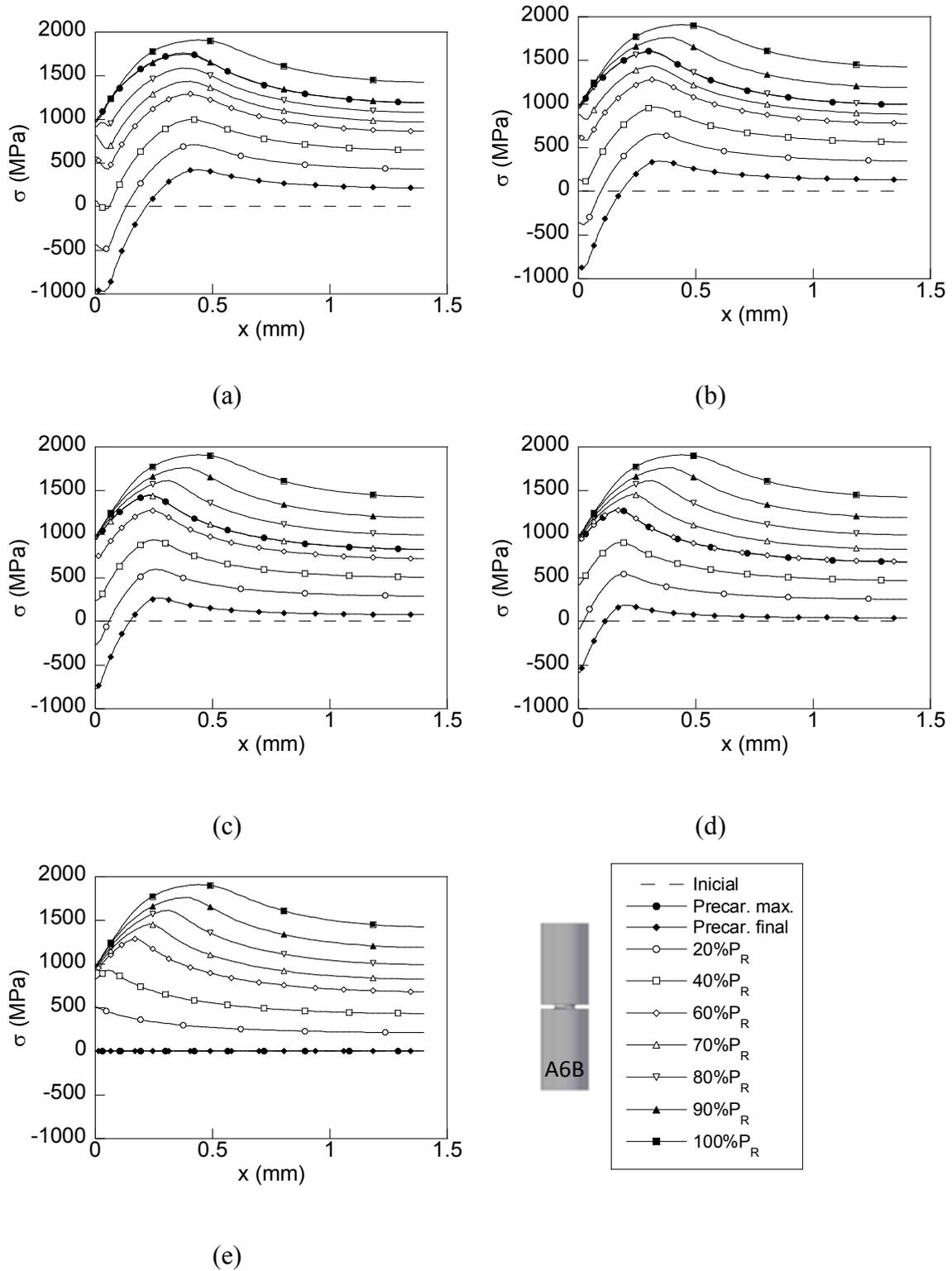


Fig. 2.86. Distribuciones de la tensión hidrostática en la entalla A6B en diferentes instantes de la sollicitación posterior a la precarga desde el estado residual hasta la carga de rotura para las diferentes precargas consideradas en el estudio: precargas I (a), precarga II (b), precarga III (c), precarga IV (d) y precarga V (e).

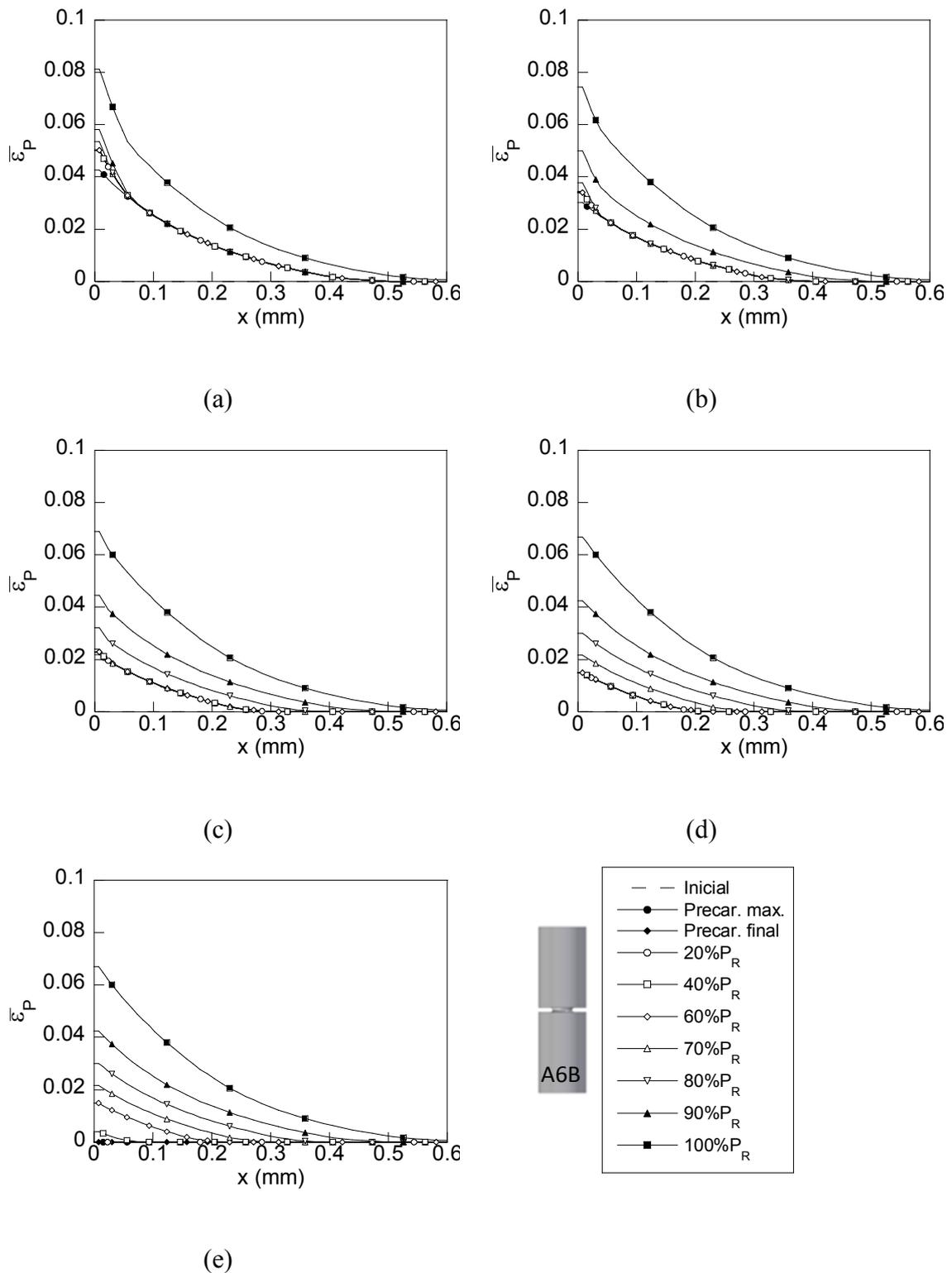


Fig. 2.87. Distribuciones de la deformación plástica equivalente en la entalla A6B en diferentes instantes de la sollicitación posterior a la precarga desde el estado residual hasta la carga de rotura para las diferentes precargas consideradas en el estudio: precargas I (a), precarga II (b), precarga III (c), precarga IV (d) y precarga V (e).

A pesar de no ser el objetivo principal de este estudio, los resultados mostrados en las Figs. anteriores permiten entrever los efectos de la precarga (*i.e.*, de las tensiones y deformaciones plásticas residuales) en las distribuciones tensodeformacionales que soporta el material bajo diferentes niveles de carga posterior. En todas las geometrías analizadas se ha podido observar que las probetas precargadas presentan estados tensionales mayores a los de la probeta simulada sin precarga. Esto obviamente se debe a la contribución de las tensiones residuales generadas por la precarga. En las distribuciones tensionales obtenidas se vuelve a manifestar la misma diferencia en función de la geometría de la entalla: en las tipo A las distribuciones se localizan en la superficie del alambre mientras que en las entallas tipo B se distribuyen a lo largo de toda la sección del alambre. En todos los casos se puede observar que la precarga produce dos efectos sobre estas distribuciones. Por un lado el valor de la tensión hidrostática en la superficie crece con el nivel de carga hasta alcanzar el nivel de carga del 70% P_R , a partir del cual no sufre cambios apreciables al aumentar la carga exterior. Por encima de este nivel también se aprecia en todos los casos cómo el máximo de la distribución se desplaza hacia el interior del alambre de forma ligera en las entallas tipo A (en las que como se ha visto previamente aparece un fuerte efecto concentrador) y de forma más destacada en las entallas tipo B. Finalmente también se ha observado en las probetas simuladas con precargas más altas (90% P_R y 80% P_R) que el mínimo de la distribución de tensiones hidrostáticas generado en el instante final de la precarga en las proximidades de la punta de la entalla se mantiene hasta alcanzar, en la carga posterior, el nivel aplicado en la precarga.

El efecto de la precarga en las distribuciones de las deformaciones plásticas equivalentes depende claramente de la geometría de la entalla de la forma mostrada en apartados anteriores, las entallas A tienen deformaciones plásticas en el fondo de la entalla muy elevadas, con zonas plásticas pequeñas, mientras que en las entallas tipo B la extensión de estas zonas plásticas es menor. Los resultados obtenidos muestran que la zona plástica generada durante la precarga se mantiene prácticamente sin cambios en la extensión (dimensiones de la zona plástica) ni en la magnitud durante la carga posterior, hasta alcanzar el mismo nivel de carga aplicado en la precarga, para a partir de este instante aumentar de forma progresiva con la carga aplicada.

Pero en realidad la verdadera importancia de estos resultados, para conseguir los objetivos de este trabajo, reside en las distribuciones de las variables tensión hidrostática y de la deformación plástica equivalente en el instante de carga que se ha considerado más adecuado para realizar los ensayos de FH (70% P_R). De esta forma se muestran en la Fig. 2.88 las distribuciones de las tensiones hidrostáticas en este instante de carga obtenido en las probetas entalladas simuladas bajo las cinco precargas consideradas.

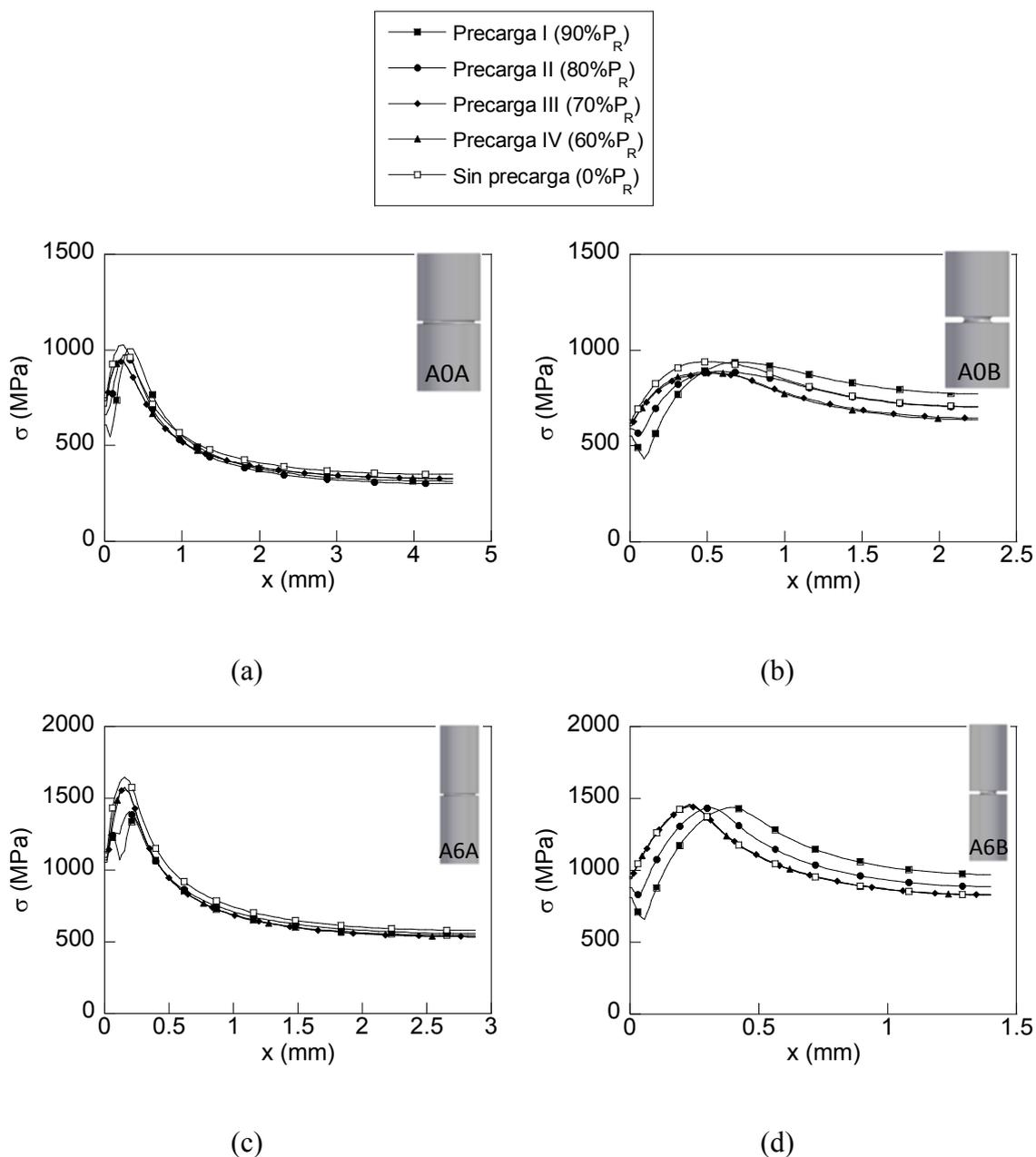


Fig. 2.88. Perfiles de tensiones hidrostáticas residuales generadas por las distintas precargas en las entallas A0A (a), A0B (b), A6A (c) y A6B (d) en el instante de carga correspondiente al 70% P_R .

La comparación de las distribuciones de las tensiones hidrostáticas en el instante de carga elegido para los ensayos de FH obtenidas en los diferentes casos de estudio (diferentes precargas) permite diferenciar claramente las geometrías tipo A y las geometrías tipo B. En las primeras las diferencias entre los perfiles son mínimas debido al fuerte efecto concentrador de tensiones que presenta la entalla tipo A. Por el contrario en las entallas tipo B en las que las distribuciones tensionales se extienden sobre toda la sección de la entalla se aprecian mayores diferencias. No obstante en todas las cuatro geometrías las distribuciones tensionales obtenidas con la precarga más alta (90% P_R) presentan mayores diferencias con respecto a las obtenidas en la probeta simulada sin precarga. Además en las distribuciones tensionales obtenidas con la precarga I aparece un valor mínimo cerca de la superficie, claramente definido en las entallas tipo B, como consecuencia del estado tensional residual generado al final de la precarga cuyo efecto en los procesos de difusión de hidrógeno puede resultar interesante.

Al igual que con las distribuciones de tensiones hidrostáticas también resulta interesante analizar las distribuciones de las deformaciones plásticas equivalentes. En la Fig. 2.89 se muestran estas distribuciones para las cuatro geometrías estudiadas en el instante de carga elegido para la realización de los ensayos de FH para los cinco casos de carga considerados.

En estas distribuciones se puede ver como en todos los casos estudiados la magnitud de las deformaciones plásticas en el fondo de la entalla, donde alcanzan el valor máximo, y la extensión de la zona plástica aumenta con el nivel máximo de carga aplicado en la precarga. De esta forma la distribución obtenida en la probeta en la que se aplicó la precarga más alta (90% P_R) es la que presenta mayores diferencias con respecto al caso de la probeta simulada sin precarga, por lo que, al igual que en el caso de las tensiones hidrostáticas, el nivel de precarga más interesante para el análisis de sus efectos en los procesos de FH es en el nivel de precarga I.

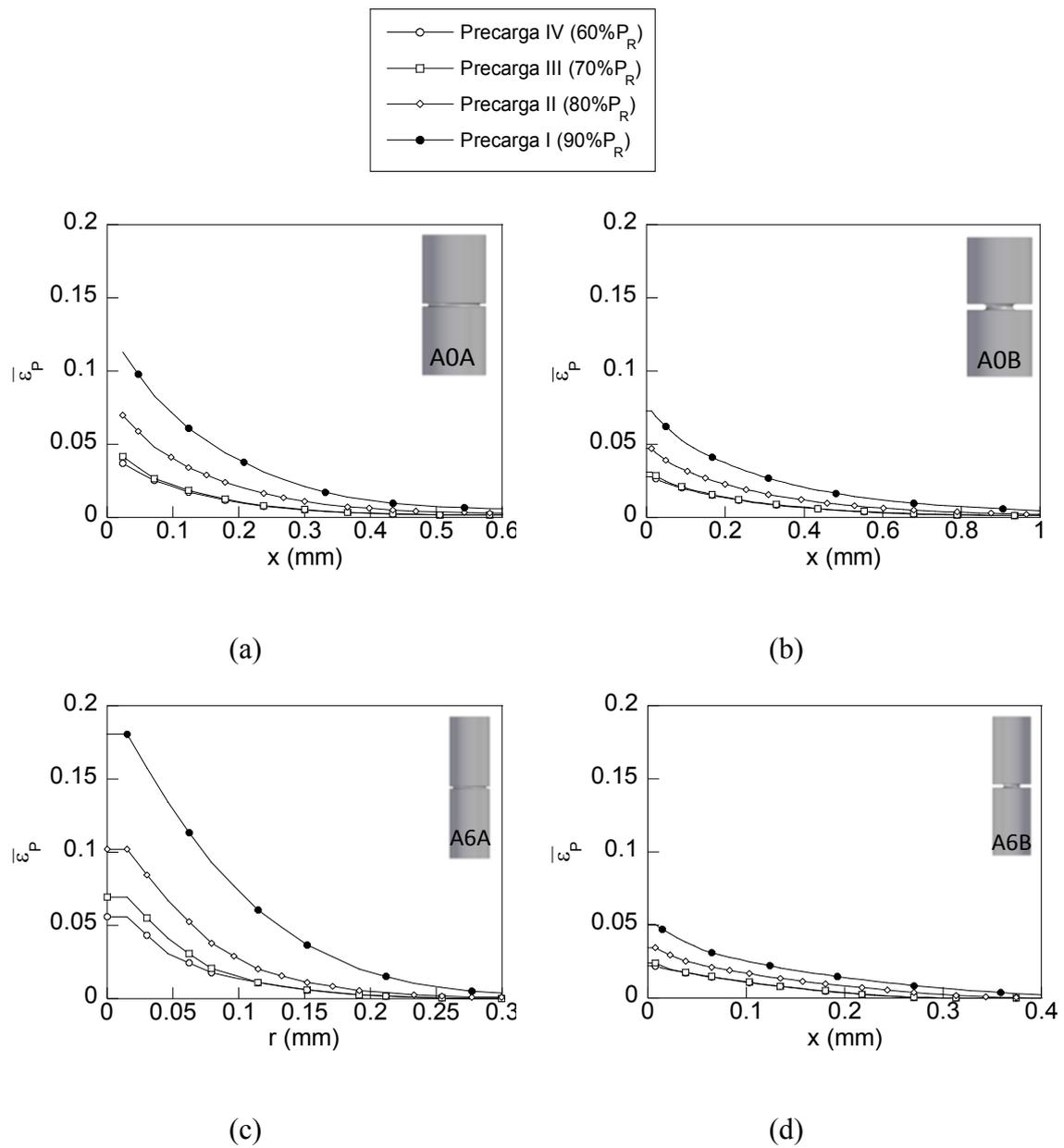


Fig. 2.89. Perfiles de deformaciones plásticas residuales generadas por las distintas precargas en las entallas A0A (a), A0B (b), A6A (c) y A6B (d) en el instante de carga correspondiente al 70%P_R.

III. INFLUENCIA DE LOS PERFILES DE TENSIONES Y DEFORMACIONES RESIDUALES EN LA FRAGILIZACIÓN POR HIDRÓGENO (FH)

1. PROCESO DE FRAGILIZACIÓN POR HIDRÓGENO

Los alambres de acero de pretensado suelen trabajar habitualmente rodeados de sustancias que pueden comprometer su integridad estructural. Estos ambientes agresivos atacan a los alambres de diferentes formas, dependiendo de las condiciones electro-químicas, causando de forma general un empeoramiento del comportamiento mecánico de los aceros trefilados respecto al que tendrían en un ambiente inerte. La aparición de estos fenómenos es bien conocida desde hace tiempo y, debido a la importancia de los mismos, ha suscitado el interés de la comunidad científica, pero casi siempre se ha abordado el estudio desde un punto de vista puramente fenomenológico, simplemente describiendo las consecuencias producidas en los elementos estructurales.

Este hecho ha provocado que existan multitud de denominaciones utilizadas para describir este fenómeno de degradación, provocando una cierta confusión. El análisis más exhaustivo del problema, considerando el efecto sinérgico de la acción mecánica actuando de forma conjunta con la química, permitió clasificar todos estos fenómenos de forma más satisfactoria. De esta forma se diferencian los procesos de degradación del material producidos exclusivamente por la acción del ambiente (corrosión) y los producidos por la acción sinérgica del ambiente y la sollicitación externa. Dentro de este último grupo se pueden distinguir dos tipos dependiendo de las condiciones químicas del ambiente (pH y potencial electro-químico) denominadas de forma general como *corrosión bajo tensión* (CBT): *disolución anódica localizada* (DAL) en régimen anódico y *fisuración asistida por el hidrógeno* (FAH) en régimen catódico también conocida como *fragilización por hidrógeno* (FH).

Las diferencias entre los dos tipos de CBT: la FAH y la DAL las marca el régimen electroquímico que presenta el material en el ambiente agresivo, que pueden ser definidos a través del potencial del electrodo creado entre el acero y el ambiente y el pH de éste. La representación para el sistema del acero y agua del pH frente al potencial de electrodo (denominados *Diagramas de Pourbaix*) permite diferenciar los dos tipos de CBT dependiendo de si su posición en el diagrama de Pourbaix está por encima o por debajo de la línea de disociación del agua (Fig. 3.1).

Esta línea delimita dos comportamientos químicos opuestos del acero en presencia del ambiente agresivo. Por encima de esta línea el acero se comporta como ánodo en la reacción de oxidación del agua y por tanto se considera que está dentro del régimen anódico, produciéndose la oxidación del hierro del acero lo que da lugar al fenómeno conocido como *disolución anódica localizada* (DAL). Por otro lado, si la posición del sistema se sitúa por debajo de esta línea, el acero se comporta como cátodo en la reacción redox



Por tanto el acero actúa en el sistema como receptor de los electrones, y se puede considerar que está protegido frente a la corrosión, puesto que la reacción de oxidación del hierro no se produce en esta zona (también conocida como zona de protección catódica del acero).

No obstante, a pesar de que el material no se corroe en esas condiciones ambientales, bajo la acción de una carga externa se puede producir un mecanismo que actúa de forma completamente diferente, pero que puede producir el fallo en servicio del elemento estructural a través de una reducción sustancial de las propiedades mecánicas del acero (efecto fragilizador) pudiendo ocasionar la fractura catastrófica del material bajo cargas notablemente inferiores a las obtenidas en un ambiente inerte.

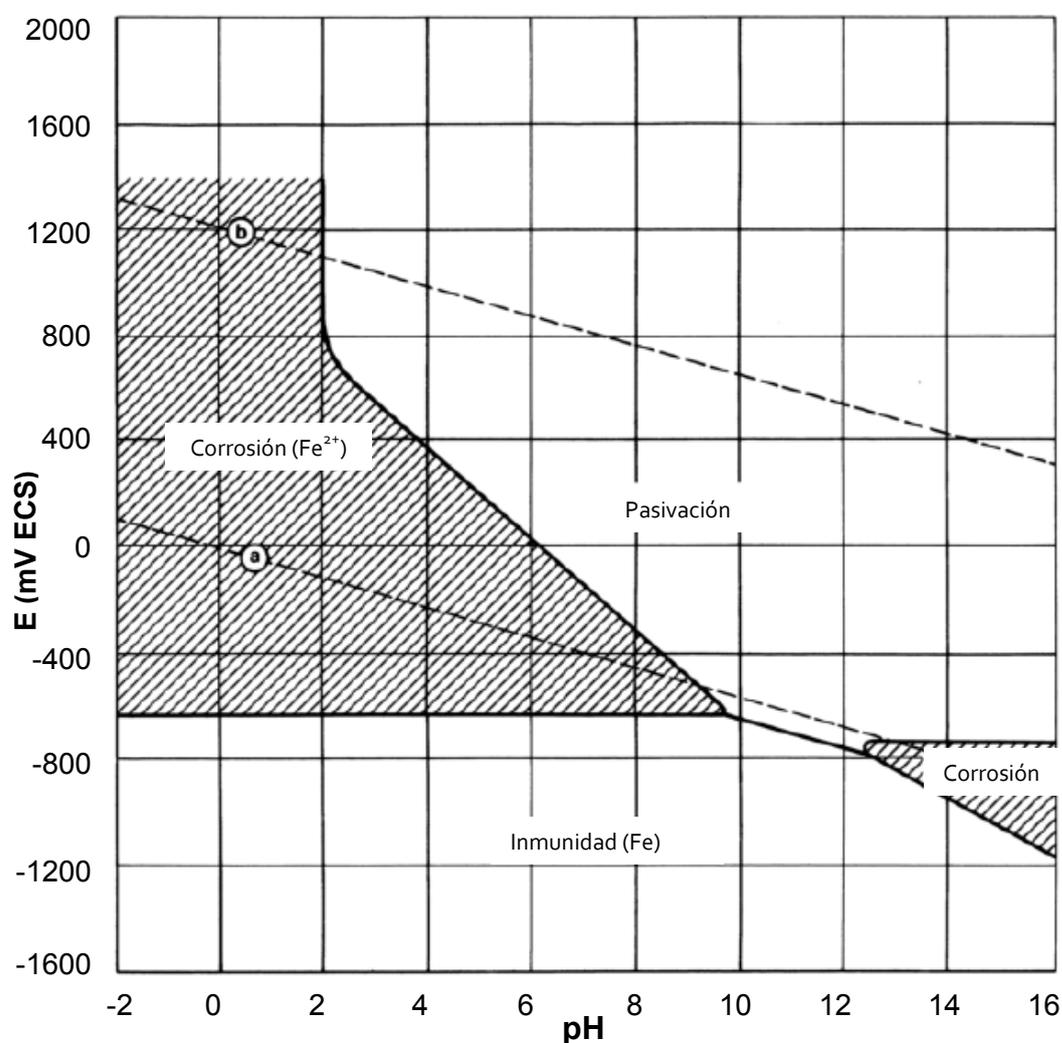


Fig. 3.1. Diagrama de Pourbaix (E-pH) del sistema hierro-agua. Las líneas a y b representan respectivamente las líneas de reducción y oxidación del agua (ASM, 2004f).

Existen numerosos estudios que han analizado los procesos de DAL en los aceros de pretensado (LANCHA, 1987; OVEJERO, 1998). Este tipo de degradación del material se aleja del ámbito de estudio de este trabajo de investigación por lo que simplemente a continuación se comentan de forma resumida los resultados esenciales observados por los investigadores anteriormente citados. Este mecanismo consiste en la disolución activa y pérdida de material en el extremo de la fisura. Manteniendo el mismo pH, al aumentar el potencial de trabajo se provocan las condiciones para que sea posible una reacción de disolución anódica del metal, esto es, la disolución corrosiva en contacto con el material arranca iones de la aleación, en este caso Fe^{2+} , que pasan a la solución formando sales y precipitados de Fe como productos de corrosión. Este mecanismo es conocido en la literatura científica como corrosión bajo tensión pura o DAL, ya que el paso de átomos a la disolución se produce principalmente en puntos próximos al extremo de la fisura.

Este trabajo está fundamentalmente centrado en el estudio y análisis de los procesos que se producen por el fenómeno de FH dentro de la región de protección catódica marcada por el diagrama de Pourbaix del sistema agua-acero. Por este motivo se expondrán a continuación de forma más detallada los aspectos más relevantes de este proceso de degradación de las propiedades mecánicas de los aceros para comprender mejor el análisis realizado en este trabajo.

Las condiciones electroquímicas del ambiente que reproducen en mejor medida las condiciones que aparecen en los alambres de pretensado durante su vida en servicio han sido estudiadas por PARKINS, ELICES y SÁNCHEZ-GÁLVEZ (1981), LANCHA (1987) y OVEJERO (1998). En estos estudios se comprobó que los fenómenos de FH aparecen en los aceros perlíticos para un valor del pH = 12.5 y un E = -1200mV medido respecto a un electrodo de referencia de calomelanos saturado (ECS).

Se puede considerar que la fractura en ambientes agresivos depende de la concurrencia de tres factores: la presencia de un estado tensional adecuado, de un medio agresivo y de un material sensible a este medio (ELICES, 1998). Los procesos de CBT se producen fundamentalmente en las zonas más solicitadas del material, *i.e.* en los concentradores de tensiones, tales como entallas o fisuras. Por este motivo el análisis de la Mecánica de Fractura de este fenómeno se centra en el análisis del *factor de intensidad de tensiones*

(FIT), K , puesto que de acuerdo con las bases de la Mecánica de Fractura (hipótesis de plasticidad localizada) caracteriza de forma unívoca el campo tensodeformacional en las proximidades de la punta de una fisura. Habitualmente el modo de fallo más habitual es el modo I, pero en materiales fuertemente trefilados con gran anisotropía se puede producir la fractura en modo mixto.

El enfoque de la Mecánica de Fractura de los fenómenos de fisuración asistida por el ambiente se basa en la utilización del diagrama cinemático de crecimiento de fisuras (Fig. 3.2), *i.e.*, un gráfico en el que se expresa la velocidad de fisuración, v , como una función del FIT, K , definida entre un valor umbral, K_{th} , (para el cual se considera que la velocidad es despreciable) y la tenacidad de fractura, K_C , característicos del material (TORIBIO y KHARIN, 1997a; 1997b; 1999b).

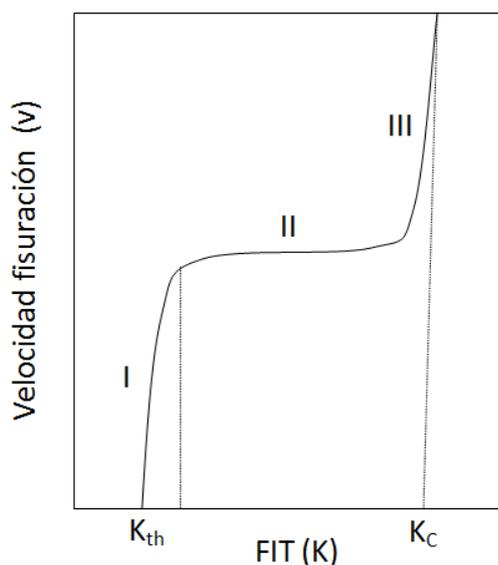


Fig. 3.2. Esquema de una curva de crecimiento de fisuras con la etapa próxima al umbral de iniciación (I), meseta (II) y etapa final de fractura (III).

Se considera que el proceso de FH en metales consta de las siguientes etapas (TORIBIO y KHARIN, 1999b; ASM, 2004f): adsorción del hidrógeno presente en el ambiente, absorción superficial y entrada en el interior del alambre, y finalmente transporte de hidrógeno en el interior del metal hacia determinados puntos (futuros núcleos de fractura) donde se acumula de forma progresiva, promoviendo el daño local que conduce a la fractura final.

La fase de penetración de hidrógeno en el metal incluye el proceso de adsorción de las especies químicas que contienen hidrógeno en la superficie del metal, la disociación de hidrógeno atómico o quimisorción y su disolución en las capas superficiales. La fase superficial de la absorción se podría considerar como un proceso dependiente del tiempo bajo condiciones de baja hidrogenación en las proximidades del concentrador de tensiones. No obstante esta situación no es habitual en los casos de hidrogenación corrosiva o electroquímica en los que la actividad química del hidrógeno es muy elevada (TORIBIO y KHARIN, 1998a; 1998b) siendo el proceso de absorción en la superficie del material casi instantáneo.

En la fase de transporte de hidrógeno hacia los futuros núcleos de fractura, se pueden dar dos modos de transporte (TORIBIO y KHARIN, 1998a; 1999b): el transporte por difusión y el transporte por movimiento de dislocaciones. El transporte de hidrógeno por difusión depende, además del gradiente de concentraciones, del estado tensodeformacional presente en el material, apareciendo tanto en casos estacionarios como transitorios. El transporte es continuo hasta alcanzar una concentración de hidrógeno estacionaria. Por el contrario el transporte por dislocaciones se observa exclusivamente en procesos dinámicos en los que varían las deformaciones plásticas. En este tipo de transporte la velocidad de deformación plástica es la variable que gobierna el proceso de transporte y su evolución en el tiempo se realiza hacia distribuciones de hidrógeno de no equilibrio (produciendo sobresaturaciones locales). El hidrógeno, una vez eliminada la sollicitación, se escapa por difusión de corto alcance hacia las zonas próximas para restaurar el equilibrio termodinámico.

El transporte y acumulación de hidrógeno en los lugares donde se inicia el daño en el material por tanto es debido a la acción de los dos mecanismos de transporte descritos anteriormente. Si bien en determinadas condiciones mecánicas, carga constante o cuasi estática, la sobresaturación local de hidrógeno producida por el movimiento de dislocaciones desaparece por difusión de corto alcance y por tanto se podría considerar despreciable el transporte por dislocaciones. Por tanto el principal mecanismo de transporte de hidrógeno desde la superficie hasta los futuros núcleos de fractura es la difusión de hidrógeno de largo alcance. Este proceso es el más lento de todas las etapas, por lo que se considera que determina la acumulación de hidrógeno en el metal y la velocidad de crecimiento de la fisura.

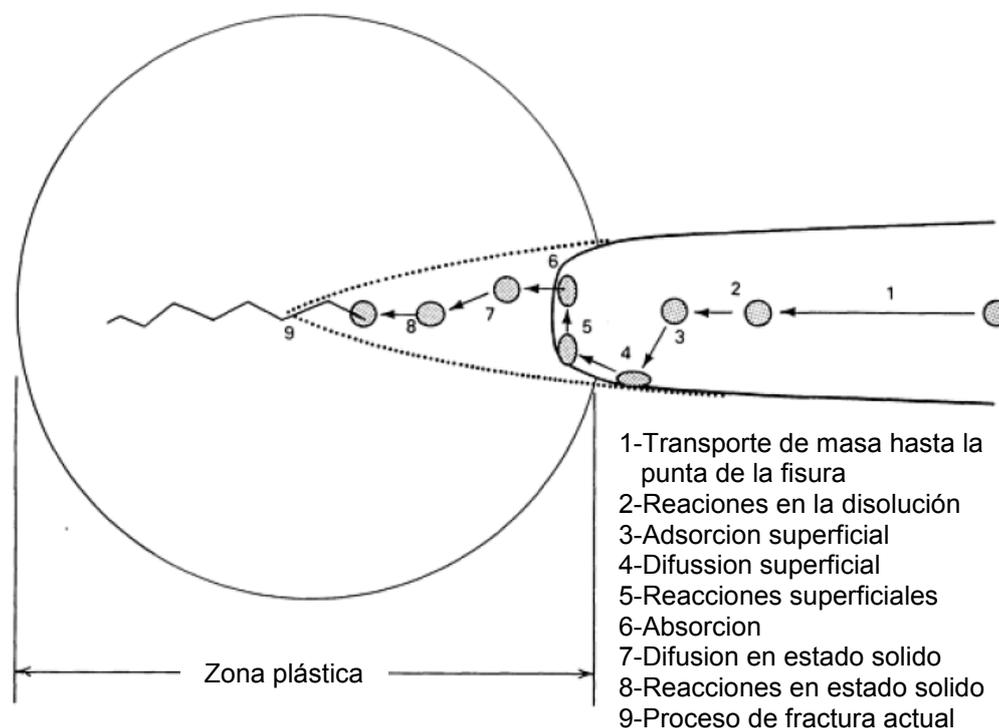


Fig. 3.3. Esquema de las etapas de interacción metal-hidrógeno en el transcurso del crecimiento de una fisura por FAH (ASM, 2004f).

El análisis de los tiempos de difusión de hidrógeno en el interior de un acero muestra una disminución de la velocidad de difusión respecto a la que cabría esperar de forma teórica (ASM, 2004f) a partir de los valores de la difusividad de hidrógeno en hierro puro. Este retardo se debe a que el hidrógeno, durante el proceso de difusión, se detiene en determinados puntos del material (denominados *trampas de hidrógeno*), de tal forma que la densidad de estas trampas es uno de los factores que determinan la movilidad (difusividad, D_A) de hidrógeno en estos aceros. Este hecho queda reflejado en la disminución de la difusividad del hidrógeno en el acero con el aumento de la densidad de trampas de hidrógeno, tal como muestra la Fig. 3.4.

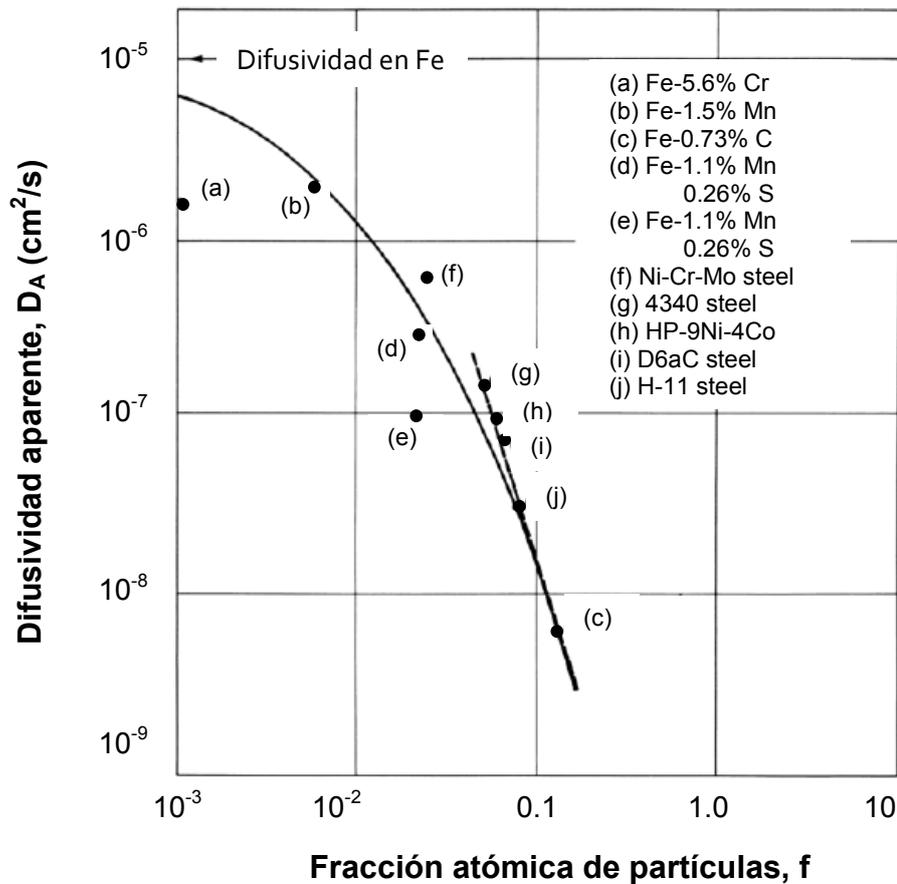


Fig. 3.4. Descenso de la difusividad de hidrógeno al aumentar la fracción de partículas para diferentes metales (ASM, 2004f).

Las denominadas trampas de hidrógeno son la interacción de los átomos de hidrógeno con los defectos cristalinos, impurezas o elementos aleantes. Esta interacción se debe a múltiples factores: la acción de campos eléctricos locales, campos tensionales o pozos de potencial químico. Las trampas de hidrógeno se pueden clasificar siguiendo diferentes criterios. Atendiendo a su movilidad se pueden clasificar en trampas móviles (dislocaciones, vacantes intersticiales) o estacionarias (bordes de grano, partículas de carburos, etc.). También se pueden clasificar en trampas reversibles (o trampas de corta duración) o irreversibles (o trampas de larga duración) dependiendo de la energía que necesita el átomo de hidrógeno para abandonar la trampa (energía de interacción o acoplamiento, ε_H^i). En la Tabla 3.1 presenta una clasificación de las trampas de hidrógeno en el acero dependiendo de su tamaño.

Tabla 3.1. Clasificación de las trampas de hidrógeno en aceros en función de su tamaño (ASM, 2004f).

Tipo de trampa	Ejemplo de trampa		Energía de Interacción ^a (eV)	Carácter	Influencia del diámetro (d)	
	Elementos a la derecha del Fe	Elementos con $\epsilon_{\text{H}}^i < 0$				
Puntual		Ni	(0.083)	Reversible	Pocos espacios interatómicos	
	Mn	Mn	(0.09)			
	Cr	Cr	(0.10)			
	V	V	(0.16)			
		Ce	(0.16)	Reversible		
		Nb	(0.16)			
		Ti	0.27	Irreversible		
	Sc	O	(0.71)			
	Ca	Ta	(0.98)			
	K	la	(0.98)			
	Nd	(1.34)				
Lineal	Dislocaciones		0.31	Reversible	3 nm para las dislocaciones de borde	
			0.25	Reversible		
	Intersección de 3 bordes de grano		Depende de la coherencia			
Bidimensional	Intercaras partícula-matriz					
	TiC (incoherente)	0.98		Irreversible	Diámetro de la partícula	
	Fe ₃ C	0.8-0.98				
	MnS					
	Bordes de grano			0.27	Reversible	Lo mismo que las dislocaciones
				Valor medio 0.55-0.61 (gran ángulo)	Reversible o irreversible	
	Maclas				Reversible	Pocos espacios interatómicos
Superficies internas						
Volumen	Huecos		>0.22		Dimensiones del defecto	
	Fisuras					
	Partículas		Depende de la exotermicidad de la disolución de H por la partícula			

(a) Los valores de las energías de interacción corresponden a valores experimentales (entre paréntesis se indican los valores calculados) a temperatura ambiente.

Otro factor importante en los procesos de FH es la temperatura. Las condiciones más desfavorables se dan a temperatura ambiente, reduciéndose hasta hacerse inapreciable a altas temperaturas (en las que la movilidad de hidrógeno es muy alta, por lo que la acumulación de hidrógeno en las trampas es menor) o bajas temperaturas (en las que la difusividad de hidrógeno es lo suficientemente lenta como para no llegar a las zonas potenciales de daño).

La Federación Internacional de Pretensado (FIP) ha propuesto el ensayo en tiocianato amónico, en inglés *Ammonium Thiocyanate Test* (ATT), para determinar la susceptibilidad de los aceros de pretensado a la FH (FIP-78, 1981). A pesar de algunas objeciones (gran dispersión en el tiempo de rotura) este método de ensayo de corrosión estándar es considerado como el más adecuado para el control y aceptación del acero de pretensado (PARKINS, ELICES y SÁNCHEZ-GÁLVEZ, 1981). El ensayo FIP recogido en las normas ISO 15630-3 (ISO, 2002) y UNE 36464 (UNE, 1986) consiste en someter simultáneamente la probeta de acero de pretensado a la acción del medio agresivo y a una carga mecánica constante en tracción correspondiente al 80% de la resistencia a tracción del acero hasta la rotura del mismo. El tiempo transcurrido entre el inicio del ensayo hasta la rotura queda registrado durante el ensayo, siendo este valor el resultado del ensayo. El medio agresivo es una solución acuosa a una temperatura constante durante el ensayo de 50°C con el 20% en peso de tiocianato amónico (NH_4SCN) y el 80% restante de agua (VALIENTE, 2006).

Fundamentalmente la dispersión en los tiempos de rotura obtenidos en este ensayo se atribuye a la presencia de tensiones residuales en los alambres (TORIBIO y ELICES, 1991). El daño producido por el hidrógeno se produce de forma localizada en las proximidades de la superficie, a una profundidad menor de 0.1 mm (TORIBIO y ELICES, 1991; ATIENZA, RUÍZ-HERVÍAS y ELICES, 2008a; 2008b). Por lo tanto variaciones en los estados tensodeformacionales en esta zona afectan de forma significativa a los tiempos de rotura. De esta forma las tensiones residuales localizadas en la superficie tienen un efecto importantísimo en este parámetro, puesto que son estados tensionales que se añaden a la carga en servicio aplicada al material. Los resultados de los estudios realizados por diversos autores (TORIBIO y ELICES, 1991; ATIENZA, RUÍZ-HERVÍAS y ELICES, 2008a; 2008b) han demostrado una buena correlación entre las tensiones residuales en la superficie de los alambres y los tiempos de rotura medidos en los ensayos FIP.

Gran parte de la investigación relacionada con la FH se centra en los efectos que produce el hidrógeno en los metales a nivel microestructural. Consecuentemente, el análisis fractográfico se ha establecido como una parte esencial en el estudio de metales bajo FH, puesto que permite examinar la microfísica del proceso de fragilización en el material. Los micromecanismos de fractura producidos en los aceros perlíticos debidos

a la acción del hidrógeno se ven influidos claramente por diferentes variables microestructurales, tales como el grano austenítico previo o el espaciado interlaminar (PARK y BERNSTEIN, 1979; LEWANDOWSKI y THOMPSON, 1986).

Los ensayos realizados en ambientes agresivos bajo condiciones de FH en probetas entalladas o prefisuradas de acero perlítico revelan un modo microscópico de fractura específico denominado *tearing topography surface* (TTS). Este mecanismo difiere de las cuatro formas tradicionales de fractura: intergranular, clivaje, cuasiclivaje y coalescencia de microhuecos. En diferentes estudios se considera que este tipo de micromecanismo de fractura corresponde a la zona afectada por el hidrógeno en perlita a nivel microestructural (TORIBIO, LANCHI y ELICES, 1991; 1992).

Las dimensiones de la zona TTS dependen de las condiciones electroquímicas en las que se ha desarrollado la acción dañina del hidrógeno. De esta forma a medida que disminuye el potencial electroquímico la zona TTS aumenta de forma clara (TORIBIO, LANCHI y ELICES, 1992) mientras que este aumento es mucho menos significativo cuando disminuye el pH del medio (TORIBIO, LANCHI y ELICES, 1992). Además de los parámetros que definen el ambiente agresivo también las condiciones mecánicas en las que se realiza el ensayo influyen en las dimensiones de la región dañada por el hidrógeno. Los estudios de TORIBIO, LANCHI y ELICES (1992) revelan cómo el tamaño de la TTS disminuye con la velocidad de deformación o con el valor de la carga máxima utilizada en el proceso de prefisuración por fatiga en probetas fisuradas. En los estudios de TORIBIO, LANCHI y ELICES (1992) se observó una clara relación entre las dimensiones de la zona TTS y la posición del máximo de la distribución de las tensiones hidrostáticas, tal como cabría esperar de acuerdo a los modelos de difusión asistida por el estado tensional en el que el gradiente de tensiones hidrostáticas actúa como un potenciador del proceso de difusión de hidrógeno en el interior del metal.

La utilización de concentradores de tensiones (entallas o fisuras) ha sido la forma más generalizada para incluir un estado triaxial de tensiones en los análisis de los procesos FH (TORIBIO, LANCHI y ELICES, 1992; TORIBIO y AYASO, 2004; VERGARA, 2007). Así pues, la mejor forma de analizar el desarrollo de los procesos de FH en los alambres en los casos planteados en este trabajo consiste en el estudio de los procesos de transporte de hidrógeno por difusión desde la superficie exterior del alambre hacia el interior

mediante el MEF, con el fin de determinar las distribuciones de la concentración de hidrógeno en todos los puntos del material a lo largo del tiempo de exposición al ambiente agresivo, y a partir de éstas determinar los posibles puntos donde se puede producir el microdaño. En el caso particular del análisis de la influencia de las tensiones y deformaciones residuales producidas por precargas en probetas entalladas sobre la FH, los resultados de los ensayos en ambiente agresivo permiten completar la información obtenida en la simulación numérica, por un lado mediante el análisis de los tiempos de rotura, y por otro observando con el MEB las fractografías en busca de los efectos del daño producido por el hidrógeno a nivel microestructural.

2. MODELIZACIÓN DE LA DIFUSIÓN DE HIDRÓGENO EN METALES ASISTIDA POR EL ESTADO TENSODEFORMACIONAL

2.1. Modelo teórico del fenómeno de FH

El fallo producido por el hidrógeno se debe a diferentes mecanismos de naturaleza mecánica y química. De esta forma el criterio de fractura se obtiene considerando la acción sinérgica del estado tensodeformacional y el hidrógeno proveniente del ambiente sobre la rotura a escala microscópica. Se puede considerar que los procesos de fractura aparecen de forma localizada en aquellos lugares donde el valor de la concentración de hidrógeno (C) alcanza en el transcurso de un tiempo (t) una determinada concentración crítica que depende del estado tensodeformacional en el punto del material considerado, de la forma siguiente

$$C(r, t) = C_{cr} \left(\underline{\underline{\sigma}}, \underline{\underline{\varepsilon}}_p \right) \quad (3.2)$$

donde $\underline{\underline{\sigma}} = \underline{\underline{\sigma}}(\vec{r}, t)$ y $\underline{\underline{\varepsilon}}_p = \underline{\underline{\varepsilon}}_p(\vec{r}, t)$ son el tensor de tensiones y el tensor de deformaciones plásticas respectivamente. En los casos de estudio de este trabajo se ha considerado siempre que el sólido está sometido a una acción mecánica constante en el tiempo y, por tanto, se puede asumir que los estados tensodeformacionales sólo dependen de las coordenadas espaciales.

La concentración de hidrógeno en un punto del alambre se puede considerar como una función de la posición del punto, del instante de tiempo considerado y del estado tensodeformacional, de tal forma que matemáticamente se puede expresar como

$$C = C(r, t) \quad (3.3)$$

Los valores de la concentración en las fronteras del dominio, *i.e.*, en la superficie del material dependen de cómo se produce la entrada de hidrógeno en el interior del metal. Habitualmente se suele considerar que este proceso se puede caracterizar por un valor de concentración de equilibrio en la superficie (C_Γ), de tal forma que este valor permanece inalterado a lo largo del tiempo.

$$C(\Gamma, t) = C_T. \quad (3.4)$$

Diversos estudios (TORIBIO y KHARIN, 1998b; TORIBIO y KHARIN, 2000a) consideran que la fuerza motriz de la difusión de hidrógeno se puede expresar a través del gradiente de su potencial químico (μ_H) de la forma

$$\vec{X}_D = -\nabla\mu_H. \quad (3.5)$$

El potencial químico de hidrógeno depende de la temperatura, de la concentración, también de la microestructura del metal y de su estado tensodeformacional expresados de forma indirecta a través de la solubilidad de hidrógeno en el metal, K_s , que representa la densidad de lugares disponibles para el hidrógeno en la red cristalina:

$$\mu_H = RT \ln\left(\frac{C}{K_s}\right), \quad (3.6)$$

donde R es la constante universal de los gases ideales y T es la temperatura absoluta. Aquí la solubilidad de hidrógeno en el metal, K_s , es un parámetro que depende de varias variables: la temperatura, el nivel de tensiones hidrostáticas (σ), la microestructura de la aleación, la composición química de las fases constituyentes y la densidad de trampas de hidrógeno. Tal como se comentó en la introducción de este capítulo, se considera que las imperfecciones cristalinas, bordes de grano, dislocaciones, etc. actúan como “trampas” para el hidrógeno en el proceso de difusión, siendo las dislocaciones, de forma general, el tipo de trampa más fuerte pero no la única.

La densidad total de trampas depende fundamentalmente del nivel de deformaciones plásticas presentes en el material. Este nivel de deformación se podría representar por el segundo invariante del tensor de deformaciones plásticas, *i.e.*, la denominada deformación plástica efectiva o equivalente acumulada ($\bar{\varepsilon}_P$). Otro aspecto esencial que debe ser tenido en consideración es que las deformaciones plásticas podrían afectar a la composición de las fases de la aleación, causando por tanto variaciones en la solubilidad

de hidrógeno, tal como ocurre en los aceros austeníticos, en los que las deformaciones son inducidas por la transformación $Fe_\gamma \rightarrow Fe_\alpha$. Por tanto, de forma conjunta a la acción de las tensiones hidrostáticas y la temperatura, las deformaciones plásticas afectan a la solubilidad de hidrógeno en los metales. Esta influencia se puede expresar de la forma mostrada en la ecuación (3.7) en la que añade un término a la solubilidad que depende de las deformaciones plásticas ($K_{s\varepsilon}$). Este término, multiplicado por un factor en el que se incluye la dependencia con las tensiones hidrostáticas y la temperatura de forma exponencial, establece el valor de la solubilidad.

$$K_s(\sigma, \bar{\varepsilon}_P, T) = K_{s\varepsilon}(\bar{\varepsilon}_P, T) e^{\Omega\sigma} \quad \text{siendo } \Omega = \frac{V_H}{RT} \quad (3.7)$$

Por lo tanto, aparte del gradiente de concentración ∇C , cualquier gradiente en alguno de los factores de los que depende la solubilidad puede producir la fuerza motriz para el flujo de hidrógeno por difusión. Si se considera que la distribución de temperatura en el sólido es uniforme (hipótesis válida en los casos de estudio analizados en este trabajo) el flujo de difusión de hidrógeno se puede expresar como

$$\vec{J} = \frac{DC}{RT} \vec{X}_D = -DC \nabla \ln \left(\frac{C}{K_s} \right), \quad (3.8)$$

donde D es el coeficiente de difusión de hidrógeno en el metal.

En realidad el coeficiente de difusión del hidrógeno en el metal (o difusividad) debería considerarse como una función de las deformaciones plásticas, *i.e.*, $D(\bar{\varepsilon}_P)$, para reflejar la influencia de la variación de la composición de la fase o de la densidad de trampas en la movilidad promediada (a nivel macroscópico) de los átomos de hidrógeno que se difunden en el metal de forma añadida al efecto ya mostrado anteriormente de las deformaciones plásticas en la solubilidad de hidrógeno. De esta forma el flujo de hidrógeno se puede obtener a partir de la ecuación (3.8) como

$$\vec{J} = D(\bar{\varepsilon}_P) \left\{ -\nabla C + C \left(\nabla(\Omega\sigma) + \frac{\nabla K_{s\varepsilon}(\bar{\varepsilon}_P)}{K_{s\varepsilon}(\bar{\varepsilon}_P)} \right) \right\} \quad (3.9)$$

La ley de la conservación de la materia (SHEWMON, 1989) permite relacionar el flujo con la variación de la concentración de hidrógeno en el tiempo de la forma siguiente

$$\frac{\partial C}{\partial t} = -\text{div } \vec{J} \quad (3.10)$$

Aplicando esta ecuación a la expresión que determina el flujo de hidrógeno asistido por las tensiones y las deformaciones plásticas mostrada en la ecuación (3.9) la evolución de las concentraciones en el tiempo queda

$$\frac{\partial C}{\partial t} = -\nabla \cdot \left[-D\nabla C + DC \left(\Omega \nabla \sigma + \frac{\nabla K_{s\varepsilon}}{K_{s\varepsilon}} \right) \right] \quad (3.11)$$

La solución exacta del problema es sencilla en el caso de alcanzar el equilibrio (el que se podría considerar a $t \rightarrow \infty$) en el transcurso de la difusión asistida por las tensiones y deformaciones, para sólidos en los que la actividad del ambiente agresivo se caracteriza por una concentración de equilibrio estacionario. Este es el estado de equilibrio en el que el flujo de hidrógeno está anulado. Esto sucede cuando la fuerza motriz sea nula, *i.e.*, el cociente C/K_s sea constante. Por lo tanto, teniendo en cuenta la solución estacionaria de equilibrio $C_{eq}(r)$, se puede escribir la concentración para tiempo infinito de la siguiente forma

$$C_{\infty}(\vec{r}) = C_{eq}(\vec{r}) = C_0 K_{s\varepsilon} \left(\varepsilon_P(\vec{r}) \right) e^{\Omega \sigma(\vec{r})} \quad (3.12)$$

donde C_0 es la concentración de hidrógeno presente en el metal en ausencia de tensiones.

Esta expresión engloba la expresión de la solución estacionaria de equilibrio del problema de difusión asistido por las tensiones simplemente anulando las deformaciones plásticas, lo que convierte al término $K_{s\varepsilon}$ en la unidad.

En el desarrollo del modelo teórico del proceso de FH se han asumido las siguientes hipótesis: la primera es considerar que el principal mecanismo de transporte de hidrógeno en el interior del material es la difusión, por lo que el transporte debido al movimiento de dislocaciones se considera despreciable, de acuerdo con los resultados de TORIBIO y KHARIN (1998b; 2000a) y otros investigadores (SOFRONIS y MCMEECKING, 1989; SOFRONIS y LUFRANO, 1999). La segunda hipótesis consiste en considerar que la absorción de hidrógeno adsorbido en la superficie es cuasi instantánea (TORIBIO y ELICES, 1991; TORIBIO y KHARIN, 2000a) por lo que se puede considerar que en esta zona la concentración de hidrógeno se mantiene en el valor de equilibrio conforme a la expresión (3.12).

De esta forma el problema queda expresado a través de las expresiones definidas en el volumen V, del modo siguiente:

$$\nabla \cdot \left[D \nabla C - DC \left(\Omega \nabla \sigma + \frac{\nabla K_{s\varepsilon}}{K_{s\varepsilon}} \right) \right] - \frac{\partial C}{\partial t} = 0 \text{ en V} \quad (3.13)$$

2.2. Condición de contorno y condición inicial del problema de difusión

En el contorno S del volumen analizado se pueden distinguir dos condiciones diferentes. La primera corresponde a la superficie en la que está definido un flujo de hidrógeno (S_f) y la segunda es aquella en la que se define la condición de la superficie expuesta al ambiente agresivo (S_{eq}) que puede expresarse en función de la concentración de equilibrio, asumiendo que existe un intercambio de masa lo suficientemente rápido para mantener la concentración en esta superficie constante. Para que esto se cumpla el valor del parámetro \mathcal{G} debe ser muy grande.

$$\begin{aligned} \vec{Jn}|_{S_f} &= J_f && \text{en } S_f \subset S \\ \vec{Jn}|_{S_{eq}} &= \mathcal{G}(C - C_{eq}) \Leftrightarrow C|_{S_{eq}} = C_{eq} && \text{en } S_{eq} \subset S \end{aligned} \quad (3.14)$$

donde C_{eq} es la concentración de hidrógeno en la superficie exterior del alambre en contacto con el ambiente agresivo que viene dada en el contorno Γ del volumen V por la siguiente expresión.

$$C_{eq} = C_0 K_s(\Gamma) = C_0 K_{s\varepsilon}(\bar{\varepsilon}_P(\Gamma)) e^{\Omega\sigma(\Gamma)} \quad (3.15)$$

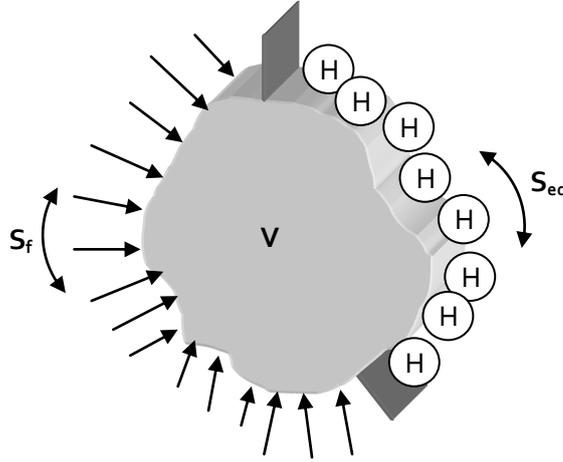


Fig. 3.5. Esquema de las condiciones de contorno aplicadas sobre el volumen V expresadas en términos del flujo (superficie S_f) y sobre la superficie en contacto con el ambiente agresivo (S_{eq}).

Finalmente la definición del problema de difusión asistida por el estado tensodeformacional se completa imponiendo la condición inicial del problema. Para ello se ha considerado que los puntos situados en la superficie exterior del alambre en contacto con el ambiente agresivo presentan la concentración de equilibrio dada por la ecuación (3.12) en todos los instantes de tiempo desde el comienzo del proceso de difusión, mientras que en los puntos internos se asume que el material presenta la concentración de hidrógeno dada por la concentración C_0 que representa la cantidad de hidrógeno que admite el material libre de tensiones y deformaciones plásticas en equilibrio con el ambiente hidrogenante.

$$\begin{aligned} C|_{t_0} &= C_0 & \text{en } V \\ C|_{t_0} &= C_{eq} & \text{en } S_{eq} \end{aligned} \quad (3.16)$$

2.3. Aproximación numérica del problema de difusión asistida por las tensiones y deformaciones

La ecuación de la difusión asistida por las tensiones y deformaciones (3.13–3.14) no tiene solución analítica exacta, y por tanto es necesario utilizar métodos numéricos para poder obtener una solución aproximada de la distribución de hidrógeno. De esta forma el problema se plantea como un análisis desacoplado compuesto por un lado del problema mecánico (determinación del estado tensodeformacional del sólido), y por otro del problema de la difusión de hidrógeno (determinación de la concentración de hidrógeno en los diferentes puntos del material a lo largo del tiempo).

En ambos casos el método numérico más adecuado es el MEF. No obstante, mientras que para resolver el problema mecánico se puede utilizar un programa comercial que implemente el MEF, para resolver el problema de difusión ha sido necesario implementar la solución aproximada dada por el MEF de la ecuación diferencial de la difusión asistida por el estado tensodeformacional (cf. ecuación 3.13–3.14) en un programa de cálculo matemático a partir de los estados tensodeformacionales obtenidos en la simulación numérica del problema mecánico.

Los resultados de esta aproximación permiten determinar las distribuciones de la concentración de hidrógeno en todos los puntos del dominio estudiado mediante la interpolación de los valores de las concentraciones nodales, C_i , utilizando las denominadas funciones de forma ($N_i^{(e)}$) de la forma mostrada en la siguiente ecuación.

$$C = \sum_{i=1}^{n_e} \sum_{i=1}^{n_n} N_i^{(e)} C_i, \quad (3.17)$$

donde n_e y n_n son los números de elementos y número de nodos respectivamente.

El MEF establece que las funciones de forma son funciones asociadas a cada uno de los nodos que forman un elemento (e) que discretiza el dominio estudiado. Estas funciones toman un valor unitario en el nodo al que están asociado y nulo en el resto de nodos que forman el elemento donde están definidas. De esta forma el análisis MEF del problema

de difusión se centra en determinar los valores de las concentraciones nodales y a partir de estas con la ecuación (3.17) es posible determinar la concentración de hidrógeno de cualquier punto del dominio estudiado.

Para resolver el problema de contorno para la ecuación diferencial (3.13) se ha aplicado el método de los residuos ponderados sobre la formulación débil del problema variacional correspondiente que se obtiene realizando una serie de transformaciones a la ecuación (3.13) siguiendo el siguiente proceso. Para ello se agrupa la ecuación diferencial definida en el volumen V del sólido en cuestión (3.13) y en sus superficies contorno en una única expresión y se multiplica por determinadas funciones arbitrarias (W_i) denominadas funciones de peso, tal como se muestra en la siguiente ecuación:

$$\int_V W_i \left[-\nabla \vec{J} - \frac{\partial C}{\partial t} \right] dV + \int_S W_i [\vec{J} \vec{n}] dS = 0 \quad (3.18)$$

donde el flujo de hidrógeno \vec{J} se expresa en términos de concentración conforme a la ecuación (3.9).

Esta expresión se puede simplificar teniendo en cuenta la siguiente igualdad obtenida a partir de la derivada del producto de la función de peso (W_i) y el vector flujo de hidrógeno (\vec{J}).

$$W_i \nabla \vec{J} = \nabla W_i \vec{J} - \nabla W_i \vec{J} \quad (3.19)$$

Sustituyendo este término en la ecuación (3.18) se obtiene la expresión

$$\int_V \nabla [W_i (-\vec{J})] dV - \int_V \nabla W_i (-\vec{J}) dV + \int_V W_i \left[-\frac{\partial C}{\partial t} \right] dV + \int_S W_i [\vec{J} \vec{n} - J_f - g(C - C_{eq})] dS = 0 \quad (3.20)$$

Si se aplica el teorema de Gauss–Ostrogradski es posible transformar una de las integrales de volumen en una integral de superficie que se anula con la integral de superficie del problema de contorno, con lo que la ecuación se reduce a

$$\int_V \nabla [W_i \vec{J}] dV = \int_S W_i \vec{J} \vec{n} dS \quad (3.21)$$

$$\int_V \nabla W_i \vec{J} dV + \int_V W_i \left[-\frac{\partial C}{\partial t} \right] dV + \int_S W_i [-J_f - \mathcal{G}(C - C_{eq})] dS = 0 \quad (3.22)$$

El flujo de hidrógeno (\vec{J}) en términos de concentración conforme a la ecuación (3.9) a partir de (3.22) se obtiene

$$\begin{aligned} & \int_V \nabla W_i \left[D \nabla C - DC \left(\Omega \nabla \sigma + \frac{\nabla K_{S\varepsilon}}{K_{S\varepsilon}} \right) \right] dV + \int_V W_i \left[-\frac{\partial C}{\partial t} \right] dV + \\ & \int_S W_i [-J_f - \mathcal{G}(C - C_{eq})] dS = 0 \end{aligned} \quad (3.23)$$

Reordenando términos se obtiene

$$\begin{aligned} & - \int_V W_i \dot{C} dV - \int_V \nabla W_i \left[D \nabla C - D \Omega C \nabla \sigma - DC \frac{\nabla K_{S\varepsilon}}{K_{S\varepsilon}} \right] dV \\ & + \int_{S_f + S_{eq}} W_i [\vec{J}_f + \mathcal{G}(C - C_{eq})] = 0 \quad \forall i = 1, 2, \dots, n_n \end{aligned} \quad (3.24)$$

Finalmente se aplica el método de Galerkin en el que se asume como funciones de peso las propias funciones de forma utilizadas para interpolar el campo de concentraciones de hidrógeno en el interior del volumen, como presenta la expresión (3.17), *i.e.*,

$$W_i = N_i \quad (3.25)$$

De esta forma el problema de la difusión de hidrógeno asistida por el estado tensodeformacional queda reducido al sistema de las ecuaciones diferenciales ordinarias respecto a los valores nodales de concentración $C_i(t)$ ($i=1 \dots n_n$):

$$\begin{aligned} & \sum_j \left[- \int_V N_i N_j dV \right] \dot{C} + \\ & + \sum_j \left[\int_V \left[D \nabla N_i - D \Omega (\nabla \sigma \nabla N_i) N_j - D \nabla N_i N_j \frac{\nabla K_{S\varepsilon}}{K_{S\varepsilon}} \right] dV + \mathcal{G} \int_{S_{eq}} N_i N_j dS \right] C_j = \\ & = J_f \int_{S_f} N_i dS + \alpha C_{eq} \int_{S_{eq}} N_i dS \quad \forall i = 1 \dots n_n \end{aligned} \quad (3.26)$$

El sistema de ecuaciones (3.26) expresado matricialmente de forma reducida queda

$$[M] \dot{C} + [K] C = [F] \quad (3.27)$$

Donde las matrices $[M]$, $[K]$ y $[F]$ se obtienen acoplando las matrices respectivas definidas para cada elemento finito:

$$[m]_e = \int_{V_e} N_i N_j dV \quad (3.28)$$

$$[k]_e = \underbrace{\int_V D \nabla N_i \nabla N_j dV}_{[k_1]_e} + \underbrace{\int_V - D \Omega (\nabla \sigma \nabla N_i) N_j dV}_{[k_{2S}]_e} + \underbrace{\int_V - \nabla N_i \nabla N_j \frac{\nabla K_{S\varepsilon}}{K_{S\varepsilon}} dV}_{[k_{2K}]_e} \quad (3.29)$$

$$[f]_e = J_f \int_{S_f} N_i dS + \mathcal{G} C_{eq} \int_{S_{eq}} N_i dS \quad (3.30)$$

Los resultados del análisis mecánico del problema obtenidos de la simulación con el programa MARC vienen dados en los nodos de la malla. Por tanto, al igual que en el caso de las concentraciones, es necesario emplear una expresión semejante a la (3.17) para interpolar el campo de tensiones y deformaciones (con las mismas funciones de forma empleadas para la concentración de hidrógeno) a lo largo de todo el dominio, a

partir de los valores nodales proporcionados en la parte de la simulación mecánica del problema, tal como muestran las ecuaciones.

$$\sigma(x) = \sum_{i=1}^{n_n} \sigma_i N_i(x) \quad (3.31)$$

$$\bar{\varepsilon}_p(x) = \sum_{i=1}^{n_n} \bar{\varepsilon}_{p_i} N_i(x) \quad (3.32)$$

donde σ_i y $\bar{\varepsilon}_{p_i}$ son los valores de las tensiones hidrostáticas y deformaciones plásticas equivalentes nodales conocidas a partir del análisis tensodeformacional exclusivamente mecánico de una historia de carga impuesta. Este cálculo se puede desarrollar tanto de forma simultánea como previa a los cálculos de difusión, puesto que se asume que la difusión de hidrógeno no afecta al estado tensodeformacional del sólido.

En este punto, el problema de difusión se ha reducido a un sistema de ecuaciones diferenciales de primer orden (3.26). La solución de este sistema a lo largo del tiempo puede emprenderse con la ayuda del algoritmo numérico fácilmente programable propuesto por ZIENKIEWICZ *et al* (1984) para resolver ecuaciones diferenciales ordinarias lineales. Si se realiza una aproximación de primer orden de las incógnitas, $C_i(t)$ ($i = 1 \dots n_n$), en cada uno de los intervalos de tiempo $[t_{q-1}, t_q]$, siendo q el número del intervalo, en los que se ha dividido el proceso de difusión, se pueden obtener los valores de la concentración en los nodos al principio, $C|_{q-1}$, y en el instante final, $C|_q$ del q -ésimo intervalo de tiempo $[t_{q-1}, t_q]$ al resolver el siguiente sistema de ecuaciones lineales.

$$(C|_q - C|_{q-1})([M] + \tau \Delta t [K]) / \Delta t + [K] C_{q-1} = [F] \quad (3.33)$$

donde $\Delta t = t_q - t_{q-1}$, y la constante τ se debe elegir de tal forma que se asegure la estabilidad de este algoritmo. Obviamente para el primer intervalo de tiempo, *i.e.* para $q = 1$, el vector C_0 se debe determinar de acuerdo a las condiciones iniciales del problema de difusión. De esta forma los valores de C_q se obtienen a partir del sistema de ecuaciones algebraicas (3.33) con alguno de los métodos conocidos para resolver este

tipo de sistemas, en el caso estudiado la ecuación matricial (3.27) expresada de forma simbólica conduce a la siguiente solución

$$C|_q = C|_{q-1} + ([M] + \tau \Delta t [K])^{-1} ([F] - [K]C|_{q-1}) \Delta t \quad (3.34)$$

En el presente trabajo se ha comprobado que el algoritmo descrito anteriormente es incondicionalmente estable cuando el valor de $\tau \in [0.5, 1]$.

De esta forma, la aproximación numérica de la modelización de la difusión asistida por el estado tensodeformacional queda definida en términos generales. Las transformaciones posteriores en un código utilizable llevan a establecer los procedimientos habituales a la hora de definir un problema por el MEF. (*i.e.*, la elección apropiada de la geometría, de los elementos que discretizan dicha geometría, las funciones de forma más apropiadas, las matrices elementales incluidas en la ecuaciones (3.28–3.30), el uso de integración numérica, etc.). Estas ecuaciones son generales para cualquier sólido con independencia de la geometría que esté presente. Para el análisis de determinados problemas y en función de sus características geométricas se pueden establecer hipótesis que permitan adaptar estas ecuaciones generales a las necesidades del cálculo. Por ejemplo, en el caso del análisis de la difusión en un sólido en el que no existan inhomogeneidades ni geométricas ni en los estados tensodeformacionales entre las diferentes secciones del mismo, la aproximación unidimensional del proceso permite obtener resultados satisfactorios, mientras que en casos en los que no se cumplan estas condiciones se hace necesario la utilización de la aproximación bidimensional.

Una consideración importante a tener en cuenta en la modelización MEF del proceso es el tipo de elemento utilizado en la simulación. Como es bien sabido, los elementos se pueden clasificar en familias dependiendo de las funciones de interpolación utilizadas, siendo éstas habitualmente los miembros de los polinomios de la potencia elegida. De esta forma se tiene la familia de elementos lagrangianos (entre los que se encuentran los elementos lineales de dos nodos, los triangulares de tres nodos, los elementos cuadriláteros de cuatro nodos etc...) y los serendípicos (en los que se encuentran los elementos cuadráticos, cuadriláteros de ocho nodos, etc...). Como es bien sabido los elementos cuadráticos definidos sobre el mismo número de nodos ofrecen un mejor

resultado en comparación con los elementos lineales, pero a costa de necesitar mayor potencia de cálculo (puesto que emplean mayor número de nodos por elemento). También es sabido que a tiempos cortos estos elementos ofrecen una mejor respuesta que los lineales. Por este motivo en la presente tesis se exponen diferentes aproximaciones numéricas en los que dependiendo de las necesidades impuestas por el problema a resolver se ha utilizado diferentes aproximaciones con el fin de optimizar el modelo numérico, de tal forma que se obtengan buenos resultados con el mínimo consumo de recursos informáticos.

En este trabajo se han considerado tres aproximaciones diferentes. Una válida para problemas unidimensionales en los que se asume que todas las secciones transversales del sólido presentan el mismo comportamiento y dos modelos bidimensionales en los que se analizan las discontinuidades geométricas. Las diferencias entre los dos modelos bidimensionales considerados son el tipo de elemento. Por un lado se han considerado elementos lineales triangulares de tres nodos por su sencillez, y por otro lado los elementos cuadráticos cuadriláteros (de 8 nodos).

El modelo expuesto del proceso de difusión asistida por tensiones y deformaciones engloba otros casos de estudio como casos particulares de este modelo general simplemente anulando el efecto de las deformaciones (difusión asistida por el estado tensional) y el efecto de las tensiones y de las deformaciones (difusión convencional). El análisis de las distribuciones de concentración de hidrógeno que proporcionan estos casos de estudio permiten revelar la contribución al proceso de difusión de cada uno de los factores de los que depende el flujo de hidrógeno en el interior del material: el gradiente de concentraciones, el gradiente de tensiones y el gradiente de solubilidad que es dependiente de la deformación plástica del material.

2.3.1. Aproximación unidimensional

Una vez definidas las ecuaciones generales de la aproximación dada por la formulación débil del problema MEF de difusión asistida por tensiones y deformaciones, el siguiente paso es definir el tipo de aproximación utilizado. Para ello hay que llegar a una solución de compromiso entre los objetivos a alcanzar y los recursos disponibles, siendo un criterio adecuado el utilizar las simplificaciones geométricas (hipótesis que permitan simplificar el problema) con el fin de optimizar los recursos informáticos.

La aproximación más sencilla es la unidimensional en la que se considera exclusivamente el flujo de hidrógeno en una dirección. Esta aproximación resulta adecuada para el caso de los alambres lisos con una distribución de tensiones y deformaciones invariable en todas las secciones transversales a lo largo de todo el alambre trefilado, tal como se ha obtenido en el apartado 3.4 del segundo capítulo de este trabajo, *i.e.*, estados dependientes sólo de la coordenada radial r e independientes de la coordenada axial z con condiciones de hidrogenación también independientes de z , *i.e.*, variables a lo largo del eje del alambre. Obviamente, en este caso la única variable espacial a considerar para el caso axisimétrico será la coordenada radial r .

Para los problemas de contorno unidimensionales, *i.e.*, con la única variable espacial ξ , el primer tipo de elemento considerado es un elemento lineal de dos nodos. En este elemento cualquier campo escalar $U(\xi)$ (representando desplazamientos, tensiones, deformaciones o en el caso del problema de difusión concentraciones de hidrógeno) se obtiene mediante funciones de interpolación lineales, tal como indican las siguientes ecuaciones

$$U(\xi) = \sum_e \{U\} [H] \quad (3.35)$$

Donde $\{U\} = \{u_1, \dots, u_{ne}\}$ es un vector fila en el que se incluyen los valores nodales de la variable U y $[H]$ es un vector columna en el que se incluyen las funciones de forma asociadas a cada uno de los nodos del elemento. El sumatorio se extiende sobre todos los elementos, e , que forman el dominio.

Las funciones de forma utilizadas en los nodos de este elemento lineal vienen representadas por las ecuaciones.

$$[H] = \begin{bmatrix} 1 - \frac{\xi}{L_e} \\ \frac{\xi}{L_e} \end{bmatrix} \quad (3.36)$$

Para este elemento es posible obtener la matriz derivada de las funciones de forma $[B]$ y el jacobiano $[J]$ necesarias para obtener las siguientes matrices elementales:

$$[B] = \begin{bmatrix} -\frac{1}{L_e} \\ \frac{1}{L_e} \end{bmatrix} \quad (3.37)$$

En las ecuaciones generales el jacobiano representa la transformación del elemento diferencial de volumen dV de coordenadas cartesianas a coordenadas cilíndricas y posteriormente a coordenadas locales (proceso denominado en inglés “*mapping*” que consiste en transformar el elemento con una geometría cualquiera en un elemento normalizado con dimensiones unitarias). En el caso unidimensional la transformación a cilíndricas se realiza considerando un incremento de longitud unitario ($dz = 1$) y posteriormente el elemento se transforma en coordenadas locales con la variable, ξ , de la forma indicada en la ecuación.

$$dV = dx dy dz = 2\pi r dr = 2\pi(r_e + \xi)d\xi \quad (3.38)$$

siendo r_e la posición del primer nodo del elemento e .

Para los problemas de contorno formulados es necesario considerar la variación del coeficiente de difusión, D , y la solubilidad, K_s , en el alambre. Para ello se ha considerado la misma aproximación lineal dentro de cada elemento de estos parámetros a lo largo del radio del alambre, conforme a la expresión genérica (3.17) para estos variables, $D(\xi)$ y $K_s(\xi)$, del modo siguiente:

$$D_e(\xi) = \{D\}[H] \quad (3.39)$$

$$K_{S\varepsilon}(\xi) = \{K\}[H] \quad (3.40)$$

Siendo $\{D\} = \{D_e, D_{e+1}\}$ y $\{K\} = \{K_e, K_{e+1}\}$

De esta forma las matrices para cada elemento finito son

$$[m]_e = \int_V W_i W_j dV = \int_0^{L_e} \begin{pmatrix} 1 - \frac{\xi}{L} \\ \frac{\xi}{L} \end{pmatrix} \begin{pmatrix} 1 - \frac{\xi}{L} & \frac{\xi}{L} \end{pmatrix} (r_e + \xi) d\xi = L_e \left[\frac{r_e}{6} \begin{bmatrix} 2 & 1 \\ 1 & 2 \end{bmatrix} + \frac{L_e}{6} \begin{bmatrix} 1 & 1 \\ 1 & 3 \end{bmatrix} \right] \quad (3.41)$$

$$\begin{aligned} [k_1]_e &= \int_V D(x) \nabla W_i \nabla W_j dV = \int_0^{L_e} \left(\frac{D_{e+1} - D_e}{L_e} \xi + D_e \right) \begin{pmatrix} -\frac{1}{L} \\ \frac{1}{L} \end{pmatrix} \begin{pmatrix} -\frac{1}{L} & \frac{1}{L} \end{pmatrix} (r_e + \xi) d\xi = \\ &= \left[\frac{D_{e+1} - D_e}{L_e} \left(\frac{r_e}{2} + \frac{L_e}{3} \right) + D_e \left(\frac{r_e}{L_e} + \frac{1}{2} \right) \right] \begin{pmatrix} 1 & -1 \\ -1 & 1 \end{pmatrix} \end{aligned} \quad (3.42)$$

$$\begin{aligned} [k_{2s}]_e &= \int_V -D(x) \Omega \nabla \sigma \nabla W_i \nabla W_j dV = \\ &= \int_V - \left(\frac{D_{e+1} - D_e}{L_e} \xi + D_e \right) \Omega \frac{\sigma_{e+1}(t) - \sigma_e(t)}{L_e} \begin{pmatrix} -\frac{1}{L} \\ \frac{1}{L} \end{pmatrix} \begin{pmatrix} 1 - \frac{\xi}{L} & \frac{\xi}{L} \end{pmatrix} (r_e + \xi) d\xi \end{aligned} \quad (3.43)$$

$$\begin{aligned} [k_{2k}]_e &= \int_V -D(x) \frac{\nabla K_{S\varepsilon}}{K_{S\varepsilon}} \nabla W_i \nabla W_j dV = \\ &= \int_V - \left(\frac{D_{e+1} - D_e}{L_e} \xi + D_e \right) \frac{dK}{K_e + dK\xi} \begin{pmatrix} -\frac{1}{L} \\ \frac{1}{L} \end{pmatrix} \begin{pmatrix} 1 - \frac{\xi}{L} & \frac{\xi}{L} \end{pmatrix} (r_e + \xi) d\xi \end{aligned} \quad (3.44)$$

Tal como se puede apreciar los valores de las matrices elementales $[m]$ y $[k_l]$ se pueden integrar directamente. Las integrales de la matriz $[k_{2s}]$ y $[k_{2k}]$ se han evaluado numéricamente utilizando el programa de cálculo matemático MathCAD.

Finalmente el problema se completa con las matrices que incluyen las condiciones de contorno del problema de difusión, que son de dos tipos, en términos de flujo en los ejes de simetría (donde se puede considerar flujo nulo) y en términos de concentración de equilibrio en la superficie expuesta al ambiente hidrogenante. En este caso unidimensional estas condiciones sólo están afectadas en los dos nodos extremos de la sección analizada. Para incluir este efecto se ha utilizado la función delta de Kroneker, $\delta(\xi_{eq}, \xi)$, que toma un valor unitario en la coordenada fija y es nula en el resto de puntos del intervalo. De esta forma la función de Kroneker aplicada al nodo de la superficie permite representar la condición de contorno para la concentración constante en la superficie y aplicada en nodo situado en el eje del alambre representa la condición de contorno de flujo nulo:

$$[k_{2G}] = \mathcal{G} \int_{S_{eq}} W_i W_j dS = \mathcal{G} \delta(\xi_{eq}, \xi) \Big|_{\xi=\xi_{eq}}, \quad (3.45)$$

$$[f_e] = -J_f \int_{S_f} W_i dS + \mathcal{G} C_{eq} \int_{S_{eq}} W_i W_j dS = \mathcal{G} C_{eq} \delta(\xi_{eq}, \xi) \Big|_{\xi=\xi_{eq}} \quad (3.46)$$

Una vez obtenidas las matrices elementales (3.41-3.46) en cada uno de los elementos utilizados en la discretización del dominio, se aplica el proceso de ensamblaje de las matrices elementales en una matriz que consiste en sumar las contribuciones de cada nodo de la malla (incluido en las matrices elementales) en una matriz global (esta matriz corresponde a una matriz cuadrada de dimensiones $k_l \cdot n_n$ siendo k_l el número de grados de libertad de los nodos considerados, en este caso 1, y n_n es el número de nodos de la malla considerada). Una vez determinadas las matrices ensambladas $[M]$, $[K_l]$, $[K_{2s}]$, $[K_{2k}]$, $[K_s]$ y $[F]$ se pueden sustituir en el sistema (3.27) que se puede resolver aplicando el algoritmo planteado en las ecuaciones (3.34) y (3.35).

2.3.2. Aproximación bidimensional

Existen casos en los que la aproximación unidimensional del problema es insuficiente y se hace necesario ampliar el análisis a un problema bidimensional. Este es precisamente el caso de las geometrías axisimétricas en las que existen distribuciones de los campos tensodeformacionales no homogéneos entre las diferentes secciones transversales a lo largo del eje debidos a cambios geométricos producidos por algún tipo de concentrador de tensiones, como por ejemplo las probetas entallas analizadas en la presente Tesis. En estos casos ni los campos tensodeformacionales son homogéneos a lo largo de eje z ni el proceso de difusión puede ser considerado exclusivamente unidireccional, y por este motivo para ajustarse más a la realidad es necesario utilizar una aproximación bidimensional del problema de difusión axisimétrico en cuestión. En las probetas entalladas el problema se puede reducir a un problema bidimensional, puesto que presentan una simetría de revolución y por tanto se puede considerar como un problema axisimétrico. Además es posible reducir la geometría de análisis debido a la simetría de la probeta respecto a un plano perpendicular a su eje que pase por los centros de la superficie tórica que genera la entalla circular (plano de simetría de la entalla, Fig. 3.6).

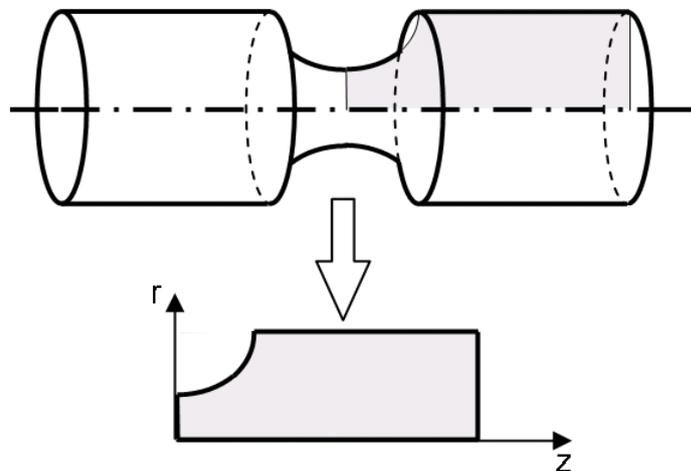


Fig. 3.6. Reducción de la geometría de las probetas entalladas a una geometría axisimétrica.

Para que esta reducción de la geometría sea efectiva es necesario imponer una serie de condiciones de contorno que reproduzcan en la simulación el efecto de las partes de la probeta eliminadas. Las condiciones de contorno se pueden dividir en dos tipos. Por un lado las correspondientes al problema mecánico, expresadas en desplazamientos

impedidos en el eje de simetría de revolución y en el eje de simetría vertical. Por otro lado las condiciones de contorno del problema de difusión que se expresan como flujo nulo en los ejes de simetría de la probeta y, en la superficie expuesta en el ambiente agresivo, la condición de contorno se expresa en términos de concentración imponiendo que en todos los puntos de esta superficie la concentración sea la de equilibrio dada por la ecuación (3.12).

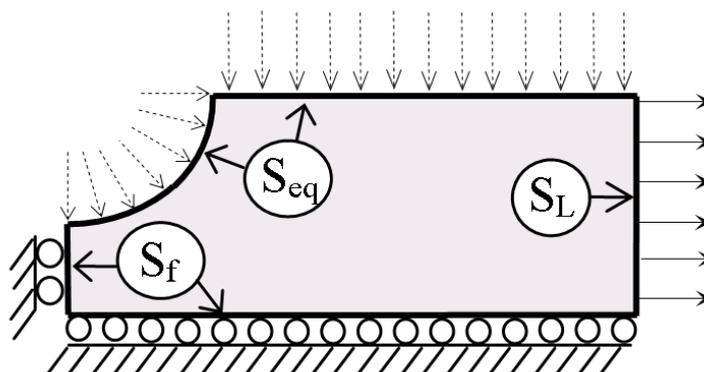


Fig. 3.7. Condiciones de contorno aplicadas a la geometría axisimétrica analizada en el problema de difusión.

Tal como se ha comentado anteriormente la discretización del dominio en el caso bidimensional se ha planteado considerando dos aproximaciones diferentes: una con elementos lineales, triángulos de tres nodos (T3) y una segunda con elementos cuadráticos, cuadriláteros de ocho nodos (Q8), que a continuación se exponen de forma individual en los siguientes apartados.

2.3.2.1. Elementos triangulares de tres nodos (T3)

El elemento bidimensional más sencillo es el triángulo formado por tres nodos situados cada uno de ellos en los vértices del triángulo, tal como muestra la Fig. 3.8. En este tipo de elemento se utilizan funciones de interpolación lineales que se pueden expresar en función de las coordenadas cilíndricas (r, z) de la forma indicada en las ecuaciones (3.47) y (3.48) en términos de las coordenadas normalizadas (ξ, η) utilizando la siguiente transformación de coordenadas (cf. VÁZQUEZ, 2001).

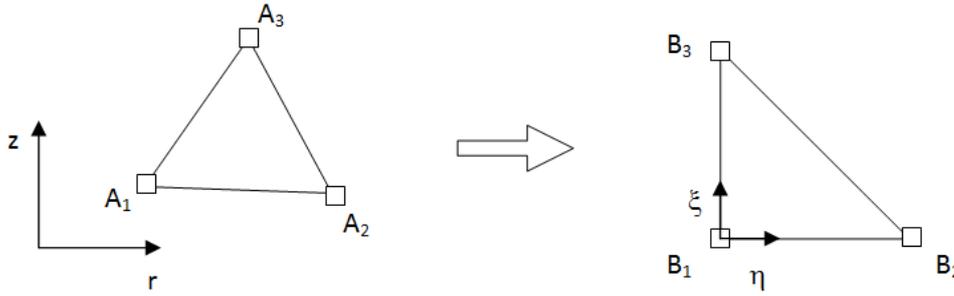


Fig. 3.8. Esquema de los elementos triangulares de tres nodos en coordenadas cilíndricas y en coordenadas normalizadas.

$$r = \alpha_0 + \alpha_1 \xi + \alpha_2 \eta \quad (3.47)$$

$$z = \beta_0 + \beta_1 \xi + \beta_2 \eta \quad (3.48)$$

donde α_i y β_i son constantes.

Las tres funciones de forma del elemento triangular lineal en coordenadas normalizadas se pueden expresar de forma conjunta en la matriz de funciones de forma $[H]$

$$[H] = \begin{bmatrix} 1 - \xi - \eta \\ \xi \\ \eta \end{bmatrix} \quad (3.49)$$

Este tipo de elemento tiene la particularidad de que las funciones de forma, en coordenadas cilíndricas (r, z) , se pueden expresar en función de las coordenadas de los vértices del elemento triangular (nodos A_1, A_2 y A_3 , Fig. 3.8) denominadas coordenadas de área (VÁZQUEZ, 2001) de tal forma que el problema se simplifica en gran medida siendo A_{T3} el área del elemento:

$$[H] = \frac{1}{2A_{T3}} \begin{bmatrix} r_2 z_3 - r_3 z_2 + (z_2 - z_3)r + (r_3 - r_2)z \\ r_3 z_1 - r_1 z_3 + (z_3 - z_1)r + (r_1 - r_3)z \\ r_1 z_2 - r_2 z_1 + (z_1 - z_2)r + (r_2 - r_1)z \end{bmatrix} \quad (3.50)$$

Además de la matriz de funciones de forma [H] resulta necesario determinar la matriz de sus derivadas [B]. Teniendo en cuenta que las funciones de forma son lineales, su derivada respecto a las coordenadas del problema será constante, y por lo tanto dependerá exclusivamente de las coordenadas del elemento, tal como muestra la siguiente ecuación:

$$[B] = \begin{Bmatrix} \frac{\partial}{\partial r} \\ \frac{\partial}{\partial z} \end{Bmatrix} [H] = \frac{1}{2A_{T3}} \begin{bmatrix} z_2 - z_3 & z_3 - z_1 & z_1 - z_2 \\ x_2 - x_3 & x_3 - x_1 & x_1 - x_2 \end{bmatrix} \quad (3.51)$$

Finalmente, para poder integrar las matrices es necesario expresar el elemento diferencial de volumen (dV) en coordenadas cilíndricas y posteriormente en coordenadas normalizadas (ξ, η). En cada una de estas transformaciones es necesario determinar el jacobiano de la transformación de coordenadas. En la primera transformación (cartesianas a cilíndricas) el jacobiano de la transformación es r . Teniendo en cuenta que el problema es axisimétrico la coordenada angular (θ) es independiente (todos los términos de las integrales dependen de las coordenadas r y z), por lo que se puede integrar de forma independiente, dando como resultado 2π . Para realizar la segunda transformación (cilíndricas a normalizadas) el jacobiano se obtiene derivando de la forma indicada las funciones de transformación mostradas en las ecuaciones (3.47) y (3.48), dando como resultado una matriz constante cuyos términos se pueden obtener aplicando en cada uno de los elementos que forman la malla el proceso conocido por el término inglés “*mapping*”. En las ecuaciones (3.52) y (3.53) se muestran los elementos diferencial de volumen y diferencial de superficie expresados en las coordenadas normalizadas.

$$dV = r dr d\theta dz = 2\pi r |J| d\xi d\eta, \quad (3.52)$$

y

$$dS = r dr d\theta = 2\pi r |J| d\xi, \quad (3.53)$$

donde

$$|J| = \begin{vmatrix} \alpha_1 & \beta_1 \\ \alpha_2 & \beta_2 \end{vmatrix} \quad (3.54)$$

El proceso de “mapping” consiste en determinar las constantes de las funciones de interpolación resolviendo el sistema lineal de ecuaciones que se forma al sustituir las coordenadas cilíndricas de los nodos del elemento en las ecuaciones (3.47) y (3.48), tal como se muestra a continuación en el sistema de ecuaciones.

$$\begin{aligned} A_1(r_1, z_1) &\longrightarrow B_1(\xi_1, \eta_1) = (0, 0) \\ r_1 &= \alpha_0 \\ z_1 &= \beta_0 \quad , \\ A_2(r_2, z_2) &\longrightarrow B_2(\xi_2, \eta_2) = (1, 0) \\ r_2 &= \alpha_0 + \alpha_1 \\ z_2 &= \beta_0 + \beta_1 \quad , \\ A_3(r_3, z_3) &\longrightarrow B_3(\xi_3, \eta_3) = (0, 1) \\ r_3 &= \alpha_0 + \alpha_2 \\ z_3 &= \beta_0 + \beta_2 \quad , \end{aligned} \quad (3.55)$$

Este sistema de seis ecuaciones con seis incógnitas se puede expresar matricialmente de la siguiente forma:

$$\begin{bmatrix} r_i \\ z_i \end{bmatrix} = [A] \begin{bmatrix} \alpha_i \\ \beta_i \end{bmatrix} \Rightarrow \begin{bmatrix} \alpha_i \\ \beta_i \end{bmatrix} = [A]^{-1} \begin{bmatrix} r_i \\ z_i \end{bmatrix} \quad \forall i = 1 \dots 3 \quad , \quad (3.56)$$

donde

$$[A] = \begin{bmatrix} 1 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 1 & 0 & 0 & 0 & 0 \\ 1 & 0 & 1 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 1 & 0 & 1 & 0 & 0 \\ 1 & 0 & 0 & 0 & 1 & 0 \\ 0 & 1 & 0 & 0 & 0 & 1 \end{bmatrix} \quad (3.57)$$

La solución de este sistema de ecuaciones permite conocer las constantes α_i y β_i , por lo que el jacobiano de la ecuación (3.58) queda definido como

$$|J| = \begin{vmatrix} \alpha_1 & \beta_1 \\ \alpha_2 & \beta_2 \end{vmatrix} = \begin{vmatrix} r_2 - r_1 & z_2 - z_1 \\ r_3 - r_1 & z_3 - z_1 \end{vmatrix} \quad (3.58)$$

Por tanto el jacobiano de esta última transformación se obtiene con las derivadas parciales de las funciones de interpolación (ecuaciones 3.47–3.48) respecto a las coordenadas locales (ξ, η) . En este caso, por ser las funciones de interpolación lineales, los términos de la matriz jacobiana son constantes, y por lo tanto su determinante (el jacobiano de la transformación de las coordenadas cilíndricas a coordenadas locales) también lo será.

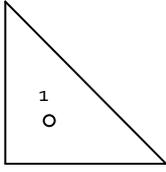
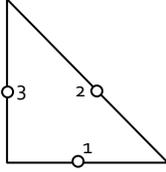
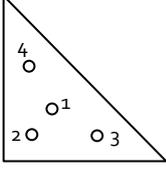
Una vez determinadas las matrices $[H]$, $[B]$ y el jacobiano, se pueden sustituir en las matrices elementales (ecuaciones 3.28–3.30). Para resolver las integrales que aparecen en las matrices elementales se ha utilizado la integración numérica dada por el método de la cuadratura de Gauss en el que se considera que el valor de la integral se puede calcular de forma aproximada como la suma del producto de unas constantes, denominadas pesos, por el integrando evaluado en unos determinados puntos del elemento, denominados puntos de Gauss, tal como se muestra en la siguiente expresión:

$$I = \int_0^1 \int_0^{1-\eta} \Psi(\xi, \eta) d\xi d\eta \approx \sum_{i=1}^{n_n} w_i \Psi(\xi_i, \eta_i) \quad (3.59)$$

donde (ξ_i, η_i) son las coordenadas normalizadas de los denominados puntos de Gauss y w_i , son los llamados pesos de Gauss.

Este método proporciona una solución exacta de la integral cuando se utilizan $2g_p - 1$ puntos de integración siendo g_p el grado del polinomio del integrando. Los valores de los pesos y los puntos de Gauss recogidos en la Tabla 3.2 para los elementos triangulares se pueden encontrar en la bibliografía (ZIENKIEWICZ y TAYLOR, 1994).

Tabla 3.2. Coeficientes para integración numérica de elementos triangulares.

Puntos de Gauss	ξ_i	η_i	w_i
	$\xi_1 = 1/3$	$\eta_1 = 1/3$	$P_1 = 1/2$
	$\xi_1 = 1/2$ $\xi_2 = 1/2$ $\xi_3 = 0$	$\eta_1 = 0$ $\eta_2 = 1/2$ $\eta_3 = 1/2$	$P_1 = 1/6$ $P_2 = 1/6$ $P_3 = 1/6$
	$\xi_1 = 1/3$ $\xi_2 = 1/5$ $\xi_3 = 3/5$ $\xi_4 = 1/5$	$\eta_1 = 1/3$ $\eta_2 = 1/5$ $\eta_3 = 1/5$ $\eta_4 = 3/5$	$P_1 = -27/96$ $P_2 = 25/96$ $P_3 = 25/96$ $P_4 = 25/96$

De esta forma el valor numérico de las matrices elementales se puede obtener sustituyendo en las siguientes expresiones, donde Ψ_m , Ψ_{k1} , Ψ_{k2s} y Ψ_{k2k} representan la función del integrando de las matrices elementales $[m]$, $[k_1]$, $[k_{2s}]$ y $[k_{2k}]$ respectivamente.

$$[m_e] = \sum_{i=1}^4 w_i [\Psi_m(\xi_i, \eta_i)] \quad (3.60)$$

donde

$$[\Psi_m] = 2\pi \begin{Bmatrix} 1-\xi-\eta \\ \xi \\ \eta \end{Bmatrix} (1-\xi-\eta \quad \xi \quad \eta) \begin{Bmatrix} r_1 \\ r_2 \\ r_3 \end{Bmatrix} |J| \quad ; \quad (3.61)$$

$$[k_1] = \frac{1}{2} [\Psi_{k_1}(\xi_i, \eta_i)] \quad (3.62)$$

donde

$$[\Psi_{k_1}] = 2\pi D [B]^T [B] (1 - \xi - \eta \quad \xi \quad \eta) \begin{Bmatrix} r_1 \\ r_2 \\ r_3 \end{Bmatrix} |J| ; \quad (3.63)$$

$$[k_{2s}] = \frac{1}{6} [\Psi_{k_2}(\xi_i, \eta_i)] , \quad (3.64)$$

donde

$$[\Psi_{k_{2s}}] = 2\pi D \Omega [B]^T [B] \{\sigma\} (1 - \xi - \eta \quad \xi \quad \eta) (1 - \xi - \eta \quad \xi \quad \eta) \begin{Bmatrix} r_1 \\ r_2 \\ r_3 \end{Bmatrix} |J| ; \quad (3.65)$$

$$[k_{2k}] = \frac{1}{6} [\Psi_{k_{2k}}(\xi_i, \eta_i)] , \quad (3.66)$$

donde

$$[\Psi_{k_{2s}}] = 2\pi D \beta [B]^T [B] \frac{1}{1 + \beta [H]} \{\varepsilon^{nodal}\}^T \{\varepsilon^{nodal}\} (1 - \xi - \eta \quad \xi \quad \eta) (1 - \xi - \eta \quad \xi \quad \eta) \begin{Bmatrix} r_1 \\ r_2 \\ r_3 \end{Bmatrix} |J| \quad (3.67)$$

Donde $\{\varepsilon^{nodales}\}$ representa un vector con las deformaciones plásticas equivalentes nodales.

$$[k_3] = \sum_{i=0}^1 w_i [\Psi_{k_3}(\xi_i, \eta_i)] , \quad (3.68)$$

donde

$$[\Psi_{k3}] = 2\pi\vartheta \begin{Bmatrix} 0 \\ 1-\eta \\ \eta \end{Bmatrix} (0 \quad 1-\eta \quad \eta) (1-\eta \quad \eta) \begin{Bmatrix} r_2 \\ r_3 \end{Bmatrix}; \quad (3.69)$$

$$[f_1] = \sum_{i=0}^2 w_i [\Psi_{f1}(\xi_i, \eta_i)] \quad , \quad (3.70)$$

donde

$$[\Psi_{f1}] = 2\pi\vartheta \{C_{eq}\} \begin{Bmatrix} 0 \\ 1-\eta \\ \eta \end{Bmatrix} (0 \quad 1-\eta \quad \eta) (1-\eta \quad \eta) \begin{Bmatrix} r_2 \\ r_3 \end{Bmatrix}; \quad (3.71)$$

Finalmente para el caso de las matrices de superficie se ha considerado la transformación de uno de los lados del elemento triangular en coordenadas cilíndricas en lado B₂-B₃ del elemento triangular normalizado (Fig. 3.8). Por tanto la matriz [H] de funciones de forma del elemento lineal en la superficie se puede expresar como

$$[H_s] = \begin{bmatrix} 1-\eta \\ \eta \end{bmatrix}, \quad (3.72)$$

de tal forma que las matrices en la superficie son

$$[k_3] = 2\pi\vartheta \int [H_s]^T [H_s] [H_s] \{r\} d\eta \quad , \quad (3.73)$$

$$[f] = 2\pi\vartheta C_{eq} \int [H_s]^T [H_s] [H_s] \{r\} d\eta = C_{eq} [K_3] \quad , \quad (3.74)$$

Al igual que en el caso de las integrales de volumen los valores de estas integrales se han obtenido con la integración numérica de Gauss aplicada a elementos lineales. Los valores empleados se incluyen en la Tabla 3.3 (FORNONS, 1982; ZIENKIEWICZ y MORGAN, 1983; ZIENKIEWICZ y TAYLOR, 1994; VÁZQUEZ, 2001).

Tabla 3.3. Coeficientes para la integración numérica unidimensional transformados.

Puntos de Gauss	ξ_i	w_i
2	$\frac{1}{2} \pm \frac{1}{\sqrt{3}}$	$\frac{1}{2}$

2.3.2.2. Elementos cuadriláteros de ocho nodos (Q8)

A pesar de que los elementos triangulares son adecuados para la modelización del problema bidimensional de difusión asistida por el estado tensodeformacional (debido fundamentalmente a su sencillez), estos elementos exhiben ciertas deficiencias, como la imprecisión para tiempos de difusión cortos. Por este motivo resulta interesante analizar el proceso utilizando una modelización con elementos más complejos, tales como los elementos cuadriláteros de ocho nodos con la interpolación cuadrática.

Estos elementos tienen forma de cuadrilátero y ocho nodos situados en los vértices de dicho cuadrilátero y en los puntos medios de los cuatro lados, tal como se muestra en la Fig. 3.9.

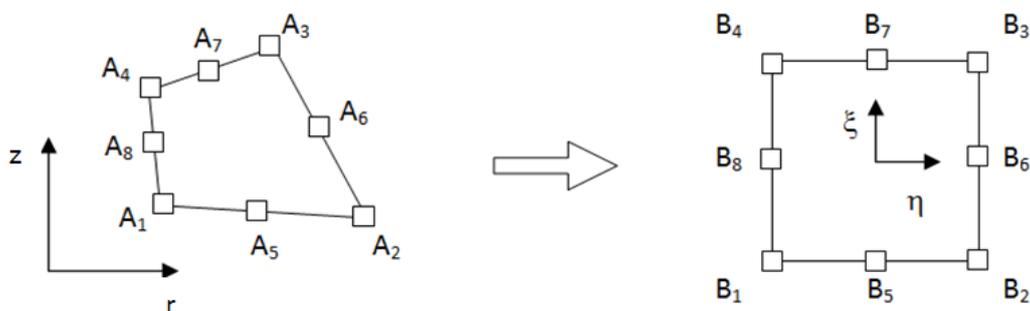


Fig. 3.9. Esquema del elemento cuadrilátero de ocho nodos en coordenadas cilíndricas y normalizadas.

En este tipo de elementos se aplica una función cuadrática para interpolar la distribución de las variables nodales, lo que supone un aumento en la precisión de los resultados frente a los elementos que utilizan la interpolación lineal (T3). La función de transformación expresada en términos de las variables normalizadas viene dada por la ecuación.

$$r = \alpha_0 + \alpha_1\xi + \alpha_2\eta + \alpha_3\xi^2 + \alpha_4\xi\eta + \alpha_5\eta^2 + \alpha_6\xi\eta + \alpha_7\xi\eta^2 \quad (3.75)$$

$$z = \beta_0 + \beta_1\xi + \beta_2\eta + \beta_3\xi^2 + \beta_4\xi\eta + \beta_5\eta^2 + \beta_6\xi\eta + \beta_7\xi\eta^2 \quad (3.76)$$

La matriz de funciones de forma [H] de los elementos Q8 se puede expresar en función de las coordenadas normalizadas de la siguiente forma:

$$[H] = \begin{bmatrix} \phi_1 \\ \phi_2 \\ \phi_3 \\ \phi_4 \\ \phi_5 \\ \phi_6 \\ \phi_7 \\ \phi_8 \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \frac{1}{4}(1-\xi)(1-\eta)(-1-\xi-\eta) \\ \frac{1}{4}(1+\xi)(1-\eta)(-1+\xi-\eta) \\ \frac{1}{4}(1+\xi)(1+\eta)(-1+\xi+\eta) \\ \frac{1}{4}(1-\xi)(1+\eta)(-1-\xi+\eta) \\ \frac{1}{2}(1-\xi^2)(1-\eta) \\ \frac{1}{2}(1+\xi)(1-\eta^2) \\ \frac{1}{2}(1-\xi^2)(1+\eta) \\ \frac{1}{2}(1-\xi)(1-\eta^2) \end{bmatrix} \quad (3.77)$$

A partir de estas funciones es posible obtener la matriz derivada de las funciones de forma [B] simplemente derivando dichas funciones de la manera mostrada en la siguiente ecuación (3.78).

$$[B] = [\nabla H] = \begin{bmatrix} \frac{\partial}{\partial \xi} \\ \frac{\partial}{\partial \eta} \end{bmatrix} [H] \Rightarrow [B]^T = \begin{bmatrix} \frac{1}{4}(1-\eta)(2\xi+\eta) & \frac{1}{4}(1-\xi)(\xi+2\eta) \\ \frac{1}{4}(1-\eta)(2\xi-\eta) & \frac{1}{4}(1+\xi)(-\xi+2\eta) \\ \frac{1}{4}(1+\eta)(2\xi+\eta) & \frac{1}{4}(1+\xi)(\xi+2\eta) \\ \frac{1}{4}(1+\eta)(2\xi-\eta) & \frac{1}{4}(1-\xi)(-\xi+2\eta) \\ -\xi(1-\eta) & -\frac{1}{2}(1-\xi^2) \\ \frac{1}{2}(1-\eta^2) & -\eta(1+\xi) \\ -\xi(1+\eta) & \frac{1}{2}(1-\xi^2) \\ -\frac{1}{2}(1-\eta^2) & -\eta(1-\xi) \end{bmatrix} \quad (3.78)$$

Tal como se puede apreciar al observar los términos de la matriz [B], éstas son funciones de las coordenadas normalizadas (a diferencia de lo que ocurría en los elementos triangulares de tres nodos). Esto supone una complicación añadida a la hora de resolver el problema, puesto que las funciones con las que se va a trabajar son de orden superior.

Finalmente, en todas las matrices elementales que se han obtenido por la aproximación por el método de los elementos finitos de la formulación general del problema de contorno además de las matrices [H] y [B], es necesario definir el jacobiano de las transformaciones realizadas para los elementos diferencial de volumen y diferencial de superficie en las integrales.

$$[J] = \begin{bmatrix} \alpha_1 + 2\alpha_3\xi + \alpha_4\eta + 2\alpha_6\xi\eta + \alpha_7\eta^2 & \alpha_2 + \alpha_4\xi + 2\alpha_5\eta + \alpha_6\xi^2 + 2\alpha_7\xi\eta \\ \beta_1 + 2\beta_3\xi + \beta_4\eta + 2\beta_6\xi\eta + \beta_7\eta^2 & \beta_2 + \beta_4\xi + 2\beta_5\eta + \beta_6\xi^2 + 2\beta_7\xi\eta \end{bmatrix} \quad (3.79)$$

En esta expresión aparecen funciones de orden dos expresadas en términos de las coordenadas normalizadas locales (ξ , η) y de las constantes α_i y β_i . Para determinar el jacobiano es necesario obtener las constantes del polinomio de interpolación (α_i , β_i).

Esto se consigue resolviendo un sistema lineal de ecuaciones de orden $2n_{ne}$ siendo n_{ne} el número de nodos del elemento. Las ecuaciones de este sistema se establecen relacionando las coordenadas generales o globales de los n_{ne} nodos del elemento (nodo A_i , cf. Fig. 3.9) con las coordenadas locales (ξ_i, η_i) del nodo (nodo B_i , cf. Fig. 3.9) que se transforma en el elemento normalizado unitario mostrado en la Fig. 3.9 en el que las coordenadas locales de los nodos son conocidas. El sistema de ecuaciones obtenido para el elemento cuadrilátero de ocho nodos se muestra a continuación:

$$\begin{aligned}
A_1(r_1, z_1) &\longrightarrow B_1(\xi_1, \eta_1) = (-1, -1) \\
r_1 &= \alpha_0 - \alpha_1 - \alpha_2 + \alpha_3 + \alpha_4 + \alpha_5 - \alpha_6 - \alpha_7 \\
z_1 &= \beta_0 - \beta_1 - \beta_2 + \beta_3 + \beta_4 + \beta_5 - \beta_6 - \beta_7 \\
A_2(r_2, z_2) &\longrightarrow B_2(\xi_2, \eta_2) = (1, -1) \\
r_2 &= \alpha_0 + \alpha_1 - \alpha_2 + \alpha_3 - \alpha_4 + \alpha_5 - \alpha_6 + \alpha_7 \\
z_2 &= \beta_0 - \beta_1 - \beta_2 + \beta_3 - \beta_4 + \beta_5 - \beta_6 + \beta_7 \\
A_3(r_3, z_3) &\longrightarrow B_3(\xi_3, \eta_3) = (1, 1) \\
r_3 &= \alpha_0 + \alpha_1 + \alpha_2 + \alpha_3 + \alpha_4 + \alpha_5 + \alpha_6 + \alpha_7 \\
z_3 &= \beta_0 + \beta_1 + \beta_2 + \beta_3 + \beta_4 + \beta_5 + \beta_6 + \beta_7 \\
A_4(r_4, z_4) &\longrightarrow B_4(\xi_4, \eta_4) = (-1, 1) \\
r_4 &= \alpha_0 - \alpha_1 + \alpha_2 + \alpha_3 - \alpha_4 + \alpha_5 + \alpha_6 - \alpha_7 \\
z_4 &= \beta_0 - \beta_1 + \beta_2 + \beta_3 + \beta_4 + \beta_5 + \beta_6 - \beta_7 \\
A_5(r_5, z_5) &\longrightarrow B_5(\xi_5, \eta_5) = (0, -1) \\
r_5 &= \alpha_0 - \alpha_2 + \alpha_5 \\
z_5 &= \beta_0 - \beta_2 + \beta_5 \\
A_6(r_6, z_6) &\longrightarrow B_6(\xi_6, \eta_6) \\
r_6 &= \alpha_0 + \alpha_1 + \alpha_3 \\
z_6 &= \beta_0 + \beta_1 + \beta_3 \\
A_7(r_7, z_7) &\longrightarrow B_7(\xi_7, \eta_7) \\
r_7 &= \alpha_0 + \alpha_2 + \alpha_5 \\
z_7 &= \beta_0 + \beta_2 + \beta_5 \\
A_8(r_8, z_8) &\longrightarrow B_8(\xi_8, \eta_8) \\
r_8 &= \alpha_0 - \alpha_1 + \alpha_3 \\
z_8 &= \beta_0 - \beta_1 + \beta_3
\end{aligned} \tag{3.80}$$

Este sistema de ecuaciones se puede representar matricialmente de forma simplificada

$$\begin{bmatrix} r_i \\ z_i \end{bmatrix} = [A] \begin{bmatrix} \alpha_i \\ \beta_i \end{bmatrix} \Rightarrow \begin{bmatrix} \alpha_i \\ \beta_i \end{bmatrix} = [A]^{-1} \begin{bmatrix} r_i \\ z_i \end{bmatrix} \quad \forall i = 1 \dots 8 \quad (3.81)$$

donde la matriz [A] queda expresada de la siguiente forma

$$[A] = \begin{bmatrix} 1 & 0 & -1 & 0 & -1 & 0 & 1 & 0 & 1 & 0 & 1 & 0 & -1 & 0 & -1 & 0 \\ 0 & 1 & 0 & -1 & 0 & -1 & 0 & 1 & 0 & 1 & 0 & 1 & 0 & -1 & 0 & -1 \\ 1 & 0 & 1 & 0 & -1 & 0 & 1 & 0 & -1 & 0 & 1 & 0 & -1 & 0 & 1 & 0 \\ 0 & 1 & 0 & 1 & 0 & -1 & 0 & 1 & 0 & -1 & 0 & 1 & 0 & -1 & 0 & 1 \\ 1 & 0 & 1 & 0 & 1 & 0 & 1 & 0 & 1 & 0 & 1 & 0 & 1 & 0 & 1 & 0 \\ 0 & 1 & 0 & 1 & 0 & 1 & 0 & 1 & 0 & 1 & 0 & 1 & 0 & 1 & 0 & 1 \\ 1 & 0 & -1 & 0 & 1 & 0 & 1 & 0 & -1 & 0 & 1 & 0 & 1 & 0 & -1 & 0 \\ 0 & 1 & 0 & -1 & 0 & 1 & 0 & 1 & 0 & -1 & 0 & 1 & 0 & 1 & 0 & -1 \\ 1 & 0 & 0 & 0 & -1 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 1 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 1 & 0 & 0 & 0 & -1 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 1 & 0 & 0 & 0 & 0 \\ 1 & 0 & 1 & 0 & 0 & 0 & 1 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 1 & 0 & 1 & 0 & 0 & 0 & 1 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 \\ 1 & 0 & 0 & 0 & 1 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 1 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 1 & 0 & 0 & 0 & 1 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 1 & 0 & 0 & 0 & 0 \\ 1 & 0 & -1 & 0 & 0 & 0 & 1 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 1 & 0 & -1 & 0 & 0 & 0 & 1 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 \end{bmatrix} \quad (3.82)$$

La evaluación de las integrales que forman parte de la ecuación matricial simplificada de la aproximación del problema de difusión asistido por el estado tensodeformacional se realiza aplicando la integración numérica de Gauss bidimensional (ZIENKIEWICZ y TAYLOR, 1994) que para el caso de los elementos cuadriláteros de ocho nodos se aplica utilizando nueve puntos de Gauss distribuidos en el elemento (Fig. 3.10), lo que da en el caso del elemento cuadrilátero de ocho nodos la expresión mostrada en la siguiente ecuación (VÁZQUEZ, 2001):

$$I = \int_{-1}^1 \int_{-1}^1 \Psi(\xi, \eta) d\xi d\eta \approx \sum_{j=1}^{nGauss} w_j \left[\sum_{i=1}^{nGauss} w_i \Psi(\xi_i, \eta_i) \right] \quad (3.83)$$

$$I = \frac{1}{81} [25(\Psi_1 + \Psi_3 + \Psi_7 + \Psi_9) + 40(\Psi_2 + \Psi_4 + \Psi_6 + \Psi_8) + 64\Psi_5] \quad (3.84)$$

Siendo $\Psi_i = \Psi(\xi_i, \eta_i)$ el valor de la función de la integral a calcular evaluada en el punto de Gauss i .

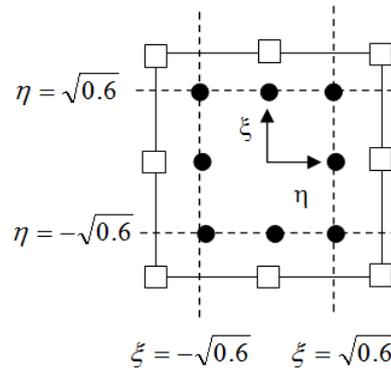


Fig. 3.10. Puntos de integración de la cuadratura de Gauss bidimensional en el elemento cuadrilátero de ocho nodos.

Los valores de los pesos, w_i , y de las coordenadas, ξ_i , de los puntos de Gauss (mostrados en la Tabla 3.4) utilizados en este tipo de elemento se pueden encontrar en la bibliografía (ZIENKIEWICZ y TAYLOR, 1994; VÁZQUEZ, 2001).

Tabla 3.4. Valores de los pesos (w_i) y coordenadas (ξ_i, η_i) de los puntos de Gauss para elementos cuadriláteros de ocho nodos.

ξ_i, η_i	w_i
$\pm\sqrt{0.6} = 0.77459\ 66692$	$5/9 = 0.55555\ 55556$
0	$8/9 = 0.88888\ 88889$

Para concluir la aproximación bidimensional con elementos Q8 del problema de contorno de difusión asistida por el estado tensodeformacional es necesario determinar las matrices de las funciones de forma de los elementos situados en la superficie de la probeta. De forma general la superficie puede estar situada en cualquiera de los cuatro lados del cuadrilátero (Fig. 3.11). De esta forma, dependiendo del lado del elemento situado en la superficie, las matrices de las funciones de forma de la superficie serán diferentes. Para obtener estas matrices basta con imponer en cada lado del cuadrilátero el valor de la coordenada normalizada que lo define (*e.g.* en el lado ①, $\xi = 1$, en el lado ② $\eta=1$) en la matriz de funciones de forma del elemento [H] (cf. ecuación 3.77). Finalmente la expresión de la matriz de las funciones de forma superficiales se obtiene eliminando los valores nulos, tal como se muestra en las ecuaciones siguientes.

$$[H_S]_{\xi=1} = \begin{bmatrix} 0 \\ -\frac{1}{4}2(1-\eta)\eta \\ \frac{1}{4}2(1+\eta)\eta \\ 0 \\ 0 \\ 1-\eta^2 \\ 0 \\ 0 \end{bmatrix} \longrightarrow [H_{S1}] = \begin{bmatrix} -\frac{\eta(1-\eta)}{2} \\ \frac{\eta(1+\eta)}{2} \\ 1-\eta^2 \end{bmatrix} \quad (3.85)$$

$$[H_S]_{\eta=1} = \begin{bmatrix} 0 \\ 0 \\ \frac{1}{4}2(1+\xi)\xi \\ -\frac{1}{4}2(1-\xi)\xi \\ 0 \\ 0 \\ 1-\xi^2 \\ 0 \end{bmatrix} \longrightarrow [H_{S2}] = \begin{bmatrix} \frac{\xi(1+\xi)}{2} \\ -\frac{\xi(1-\xi)}{2} \\ 1-\xi^2 \end{bmatrix} \quad (3.86)$$

$$[H_S]_{\eta=-1} = \begin{bmatrix} -\frac{1}{4}2(1-\xi)\xi \\ \frac{1}{4}2(1+\xi)\xi \\ 0 \\ 0 \\ 1-\xi^2 \\ 0 \\ 0 \\ 0 \end{bmatrix} \longrightarrow [H_{S3}] = \begin{bmatrix} -\frac{\xi(1-\xi)}{2} \\ \frac{\xi(1+\xi)}{2} \\ 1-\xi^2 \end{bmatrix} \quad (3.87)$$

$$[H_S]_{\xi=-1} = \begin{bmatrix} -\frac{1}{4}2(1-\eta)\eta \\ 0 \\ 0 \\ \frac{1}{4}2(1+\eta)\eta \\ 0 \\ 0 \\ 0 \\ 1-\eta^2 \end{bmatrix} \longrightarrow [H_{S4}] = \begin{bmatrix} -\frac{(1-\eta)\eta}{2} \\ \frac{(1+\eta)\eta}{2} \\ 1-\eta^2 \end{bmatrix} \quad (3.88)$$

Los elementos de la superficie presentan un orden menor en las dimensiones respecto a los elementos de volumen. De esta forma los elementos de superficie en la modelización bidimensional son cuadráticos de tres nodos. La selección de la matriz de funciones de forma superficial depende de la posición de la superficie en cada uno de los elementos. En este caso se ha realizado un programa que permite identificar el lado del cuadrilátero situado en la superficie a partir de la numeración de los nodos y la posición que ocupan en la tabla de conectividad de los elementos.

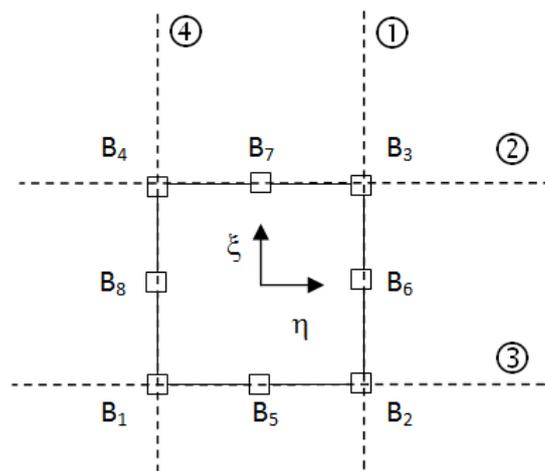


Fig. 3.11. Tipos de elementos en la superficie y detalle de los lados situados en el contorno exterior de la probeta.

2.4. Comprobación de las aproximaciones numéricas planteadas

Para asegurar la validez de los resultados obtenidos con estas aproximaciones numéricas se han realizado una serie de comprobaciones que permiten asegurar su buen funcionamiento. Las comprobaciones realizadas se describen a continuación:

La primera comprobación consiste en observar si la evolución de la concentración de hidrógeno obtenida en la simulación numérica del proceso de difusión asistida por el estado tensodeformacional para tiempos de difusión largos alcanza el estado de equilibrio dado por la solución estacionaria de la ecuación (3.12).

La segunda comprobación fue comparar si los resultados obtenidos en una simulación en la que se anule el efecto de las tensiones y deformaciones (difusión convencional) se ajustan a los resultados de una simulación con un programa comercial de MEF del problema de difusión.

En ambos casos las comprobaciones han sido satisfactorias, tal como se verá en las evoluciones de las concentraciones de hidrógeno presentadas en los siguientes apartados.

3. INFLUENCIA DEL ESTADO TENSODEFORMACIONAL RESIDUAL PRODUCIDO POR EL TREFILADO EN LA DIFUSIÓN DE HIDRÓGENO

3.1. Influencia de las tensiones y deformaciones residuales producidas por el proceso de trefilado en la FH

Tal como se mostró en la Fig. 2.49 la distribución de las tensiones hidrostáticas y de las deformaciones plásticas equivalentes al final del proceso de trefilado es idéntica en todas las secciones del alambre. Por lo tanto se puede considerar que la modelización unidimensional en términos de la coordenada radial r es la más adecuada (esto se debe a que las derivadas parciales respecto a la coordenada axial z son nulas y por tanto los gradientes de las tensiones hidrostáticas y de la solubilidad son nulos en esa dirección con lo que el flujo de hidrógeno solo se producirá en la dirección radial). Por este motivo se ha utilizado en este estudio el modelo unidimensional de la difusión de hidrógeno asistida por el estado tensodeformacional descrito anteriormente en el apartado 2.3.1 del capítulo III.

Para resolver estas ecuaciones se ha utilizado el método de los residuos ponderados con la aproximación de Galerkin que resulta ser incondicionalmente estable (ZIENKIEWICZ y TAYLOR, 1994). Este método es el más adecuado siempre y cuando un parámetro relacionado con la malla, el denominado número de Peclet no sea muy alto, puesto que en esa situación el método produce un deterioro muy grande de la precisión de los resultados, haciendo necesario la utilización del método de Petrov–Galerkin (ZIENKIEWICZ y TAYLOR, 1994). Afortunadamente esta complicación no apareció en ninguna de las simulaciones realizadas. El campo tensodeformacional se ha tomado a partir de los resultados de la simulación numérica del proceso de trefilado mostrada en el apartado 3.4 del capítulo II como un valor promediado en tres secciones intermedias del alambre. Con estos resultados es posible interpolar los campos de tensión hidrostática y deformación plástica producidas al final del proceso utilizando las mismas funciones de forma.

Además es necesario definir otros parámetros que condicionan el proceso de difusión, como por ejemplo la temperatura ($T = 298 \text{ K}$) y el volumen parcial molar de hidrógeno en el acero $V_H = 2 \text{ cm}^3/\text{mol}$ (HIRTH, 1980). Así mismo, otro de los factores que influyen

en la difusión de hidrógeno es su difusividad. Este parámetro es muy sensible a las alteraciones en la composición química del acero, así como de la microestructura y de la deformación plástica que presenta el mismo (VAN LEEUWEN, 1974; CAMPOS y ELICES, 1987; KHARIN, 1987). Existen estudios en los que se estima que la difusividad de hidrógeno en aleaciones BCC a temperaturas inferiores a 500 K está comprendida entre 10^{-13} a 10^{-8} m²/s (VAN LEEUWEN, 1974). De esta forma, en el caso del acero perlítico fuertemente trefilado que se analiza en este estudio, se podría considerar que su difusividad a temperatura ambiente es de 10^{-12} m²/s debido a las grandes deformaciones que ha sufrido la fase ferrítica, con el consecuente aumento de la densidad de dislocaciones en dicha fase. Los valores medios del coeficiente de difusión de hidrógeno en el alambre se pueden tomar a partir de los resultados del estudio de LILLARD, ENOS y SCULLY (2000) para el acero inicial $\langle D \rangle^{(0)} = 6.6 \cdot 10^{-11}$ m²/s y del estudio de TORIBIO y ELICES (1991) para el acero final fuertemente trefilado $\langle D \rangle^{(6)} = 4.99 \cdot 10^{-12}$ m²/s.

Para estimar la variabilidad de la solubilidad de hidrógeno en el metal se ha tomado la siguiente expresión basada en estudios previos (ASTIZ, ÁLVAREZ y GUTIÉRREZ-SOLANA, 1998) en función de las deformaciones plásticas no homogéneas.

$$K_{s\varepsilon}^{(i)}(r) = 1 + 4\bar{\varepsilon}_p^{(i)}(r), \quad (3.89)$$

Para poder diferenciar la contribución de tensión y deformación plástica en la hidrogenación del alambre, se han considerado tres casos de difusión de hidrógeno obtenidos a partir de la ecuación (3.11): (a) difusión asistida por las tensiones y deformaciones; (b) difusión asistida sólo por las tensiones, de acuerdo a la ecuación (3.15) con $K_S(\varepsilon_p) = 1$; y, (c) difusión convencional con $\nabla K_S(\varepsilon_p) = 0$ y $\nabla \sigma = 0$. Las ecuaciones son respectivamente:

$$\vec{J} = -D(\varepsilon_p) \left\{ \nabla C - C \left[\Omega \nabla \sigma + \frac{\nabla K_{s\varepsilon}(\varepsilon_p)}{K_{s\varepsilon}(\varepsilon_p)} \right] \right\}, \quad (3.90)$$

$$\vec{J} = -D(\varepsilon_p) \{ \nabla C - C [\Omega \nabla \sigma] \}, \quad (3.91)$$

$$\vec{J} = -D(\varepsilon_p) \{ \nabla C \}. \quad (3.92)$$

En la Fig. 3.12 se muestran las distribuciones de concentración relativa de hidrógeno (C/C_0) en la sección del alambre, obtenidas en los casos de difusión convencional, difusión asistida por el estado tensional y difusión asistida por el estado tenso-deformacional. En esta figura se puede observar cómo de forma general el perfil de concentraciones relativas de hidrógeno es decreciente con la profundidad desde la superficie donde alcanza el valor máximo admisible (C_{eq}). El valor de la concentración en la superficie es marcadamente mayor en el modelo de difusión asistida por el estado tenso-deformacional que en el modelo de difusión asistida exclusivamente por las tensiones, que a su vez es ligeramente superior a la concentración obtenida en la simulación de la difusión convencional en la que la concentración relativa en la superficie es la unidad. La tendencia general seguida por los perfiles muestra cómo se produce la acumulación progresiva del hidrógeno en el alambre a medida que aumenta el tiempo de exposición al ambiente agresivo, alcanzando de forma gradual profundidades mayores hasta obtener la hidrogenación completa de la sección en tiempos de difusión largos (200 horas).

A tiempos de exposición cortos y medios ($t \leq 10$ horas; cf. Fig. 3.12a–d) el caso de difusión convencional predice concentraciones a lo largo de la sección ligeramente menores que las del caso de difusión asistida por las tensiones, y mucho menores que las del caso de difusión asistida por las tensiones y deformaciones. Esta tendencia se cumple en todos los instantes del proceso de hidrogenación, hasta que el hidrógeno alcanza el centro del alambre. No obstante, para tiempos de exposición más largos ($t \geq 20$ horas; cf. Fig. 3.12e–f), a partir de una coordenada $r/a = 0.85$ la cantidad de hidrógeno obtenida con el modelo de difusión asistida por las tensiones es inferior a la obtenida mediante difusión convencional. Esto puede ser debido a la acción de las tensiones de compresión, que de acuerdo con los resultados obtenidos en la simulación numérica del trefilado (Fig. 2.54), aparecen en la zona interna del alambre. Resulta interesante remarcar que la zona afectada por el hidrógeno es menor en el caso de la difusión convencional que en el caso de la difusión asistida por el estado tenso-deformacional, que a su vez es menor que la asistida por las tensiones. Por lo tanto los resultados obtenidos ponen de manifiesto la necesidad de considerar *el efecto de las deformaciones plásticas* en el proceso de difusión de hidrógeno, con el fin de no subestimar en gran medida el valor de la cantidad de hidrógeno presente en el material.

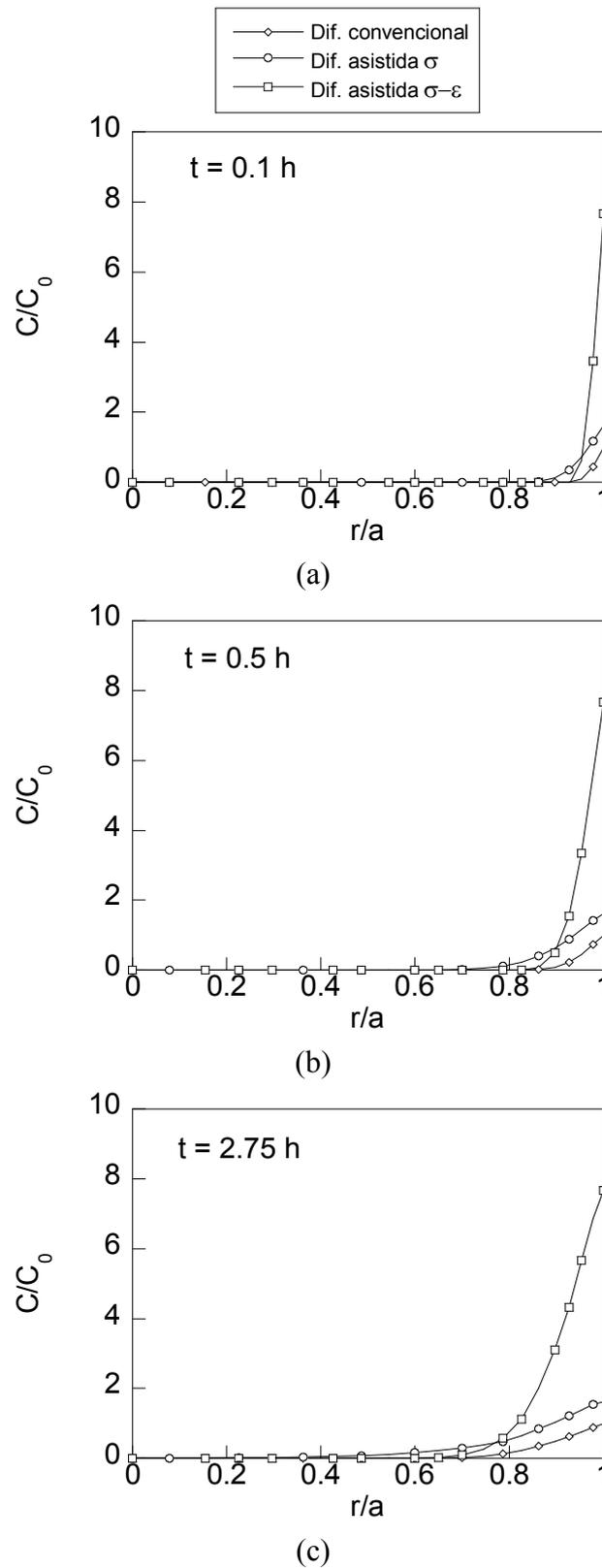
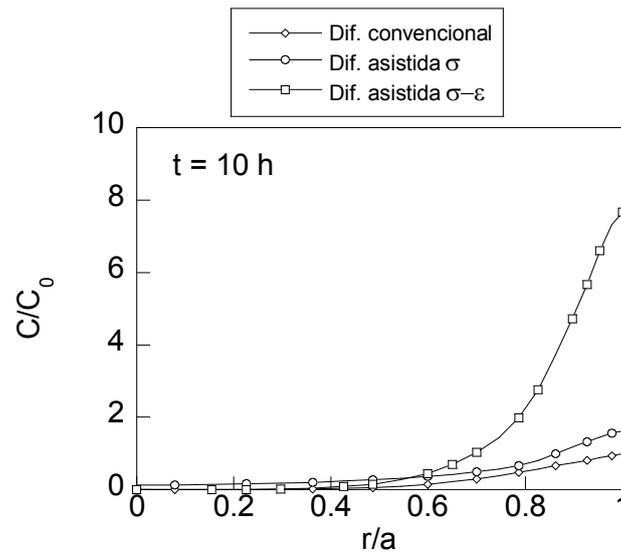
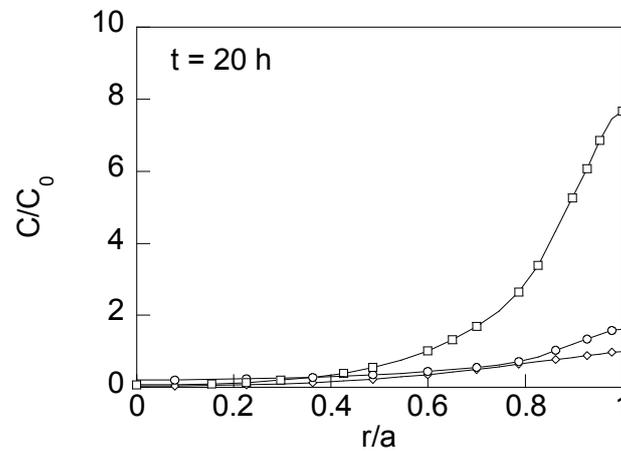


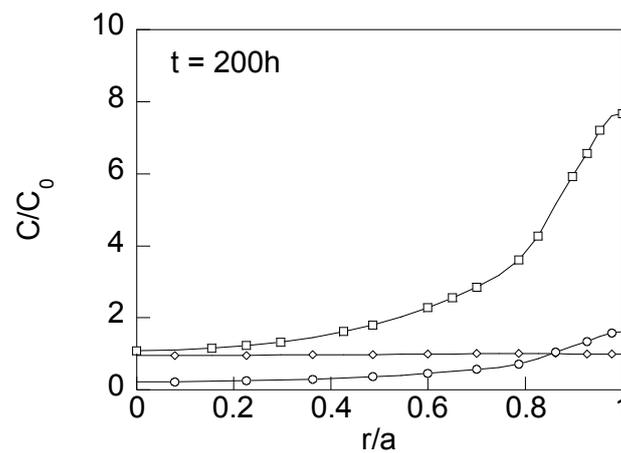
Fig. 3.12. Distribuciones de concentración relativa de hidrógeno en el interior del alambre frente al radio adimensionalizado en los instantes de tiempo 0.1 h(a), 0.5 h (b), 2.75 h (c).



(d)



(e)



(f)

Fig. 3.12 (cont.). Distribuciones de concentración relativa de hidrógeno en el interior del alambre frente al radio adimensionalizado en los instantes de tiempo 10 h (d), 20 h (e), 200 h (f).

En la Fig. 3.13 se muestra la evolución de la concentración de hidrógeno a lo largo del tiempo de difusión en diferentes puntos de la sección del alambre, donde se puede ver claramente cómo los casos de difusión asistida por el estado tensodeformacional alcanzan, a todas las profundidades, valores de concentración muy superiores a los establecidos por el caso de difusión asistida por el estado tensional, las cuales son ligeramente superiores a los del caso de difusión convencional, por lo que queda claro nuevamente la necesidad de considerar el efecto de las deformaciones en el proceso de difusión, para no subestimar la cantidad de hidrógeno en el material. En particular el modelo de difusión asistida por las tensiones y deformaciones proporciona una concentración en la superficie 4 veces mayor que de la difusión asistida por las tensiones y 8 veces mayor que la de la difusión convencional.

En la superficie se pueden ver claramente las diferencias establecidas entre las concentraciones de equilibrio proporcionadas por los diferentes modelos de difusión de hidrógeno. En el caso de la difusión asistida por el estado tensodeformacional existe mucho más hidrógeno en la superficie capaz de entrar y difundirse en el material que en los otros dos casos, en los que esa cantidad se subestima de forma manifiesta. Las diferencias se van reduciendo a medida que disminuye la coordenada radial (r/a) debido a que los valores máximos de las tensiones y deformaciones plásticas equivalentes se localizan fundamentalmente en la zona superficial.

En las figuras anteriores se observa cómo, a medida que aumenta la coordenada radial (r/a), *i.e.*, a medida que el punto considerado está más cerca de la superficie, la pendiente de la curva de acumulación de hidrógeno (que puede considerarse como un indicador de la velocidad a la que se alcanza la concentración de equilibrio) aumenta, por lo que los puntos próximos a la superficie, en tiempos cortos de difusión, alcanzan la situación estacionaria de forma muy rápida, mientras que los puntos internos necesitan mucho más tiempo para llegar a esa situación de equilibrio. También resulta interesante resaltar como la pendiente de las curvas mostradas en la Fig. 3.13. (velocidad de acumulación de hidrógeno hasta alcanzar la situación de equilibrio) es menor en el caso de difusión convencional que en los casos de difusión asistida por las tensiones y difusión asistida por las tensiones y deformaciones, en todos los puntos considerados de la sección.

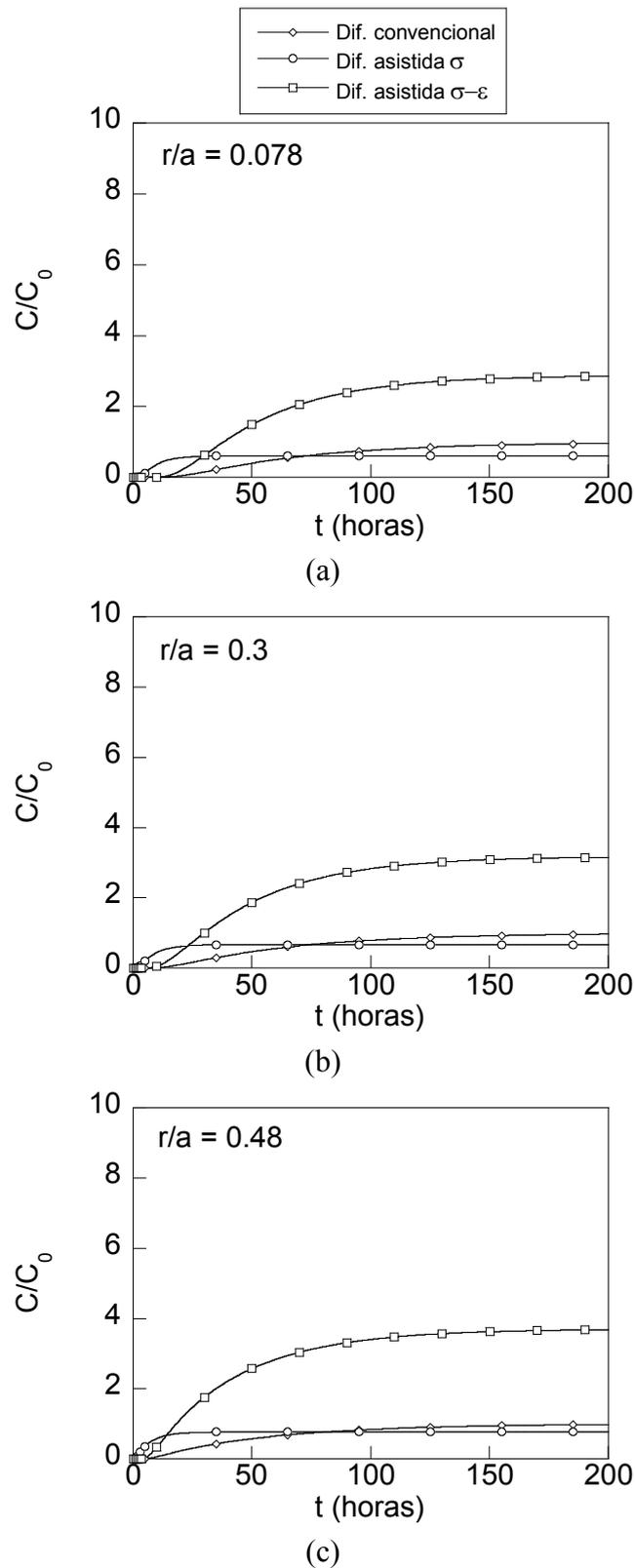


Fig. 3.13. Evolución de concentración relativa de hidrógeno en el interior del alambre frente al tiempo en diferentes puntos de la sección del alambre: $r/a = 0.078$ (a), $r/a = 0.3$ (b), $r/a = 0.48$ (c).

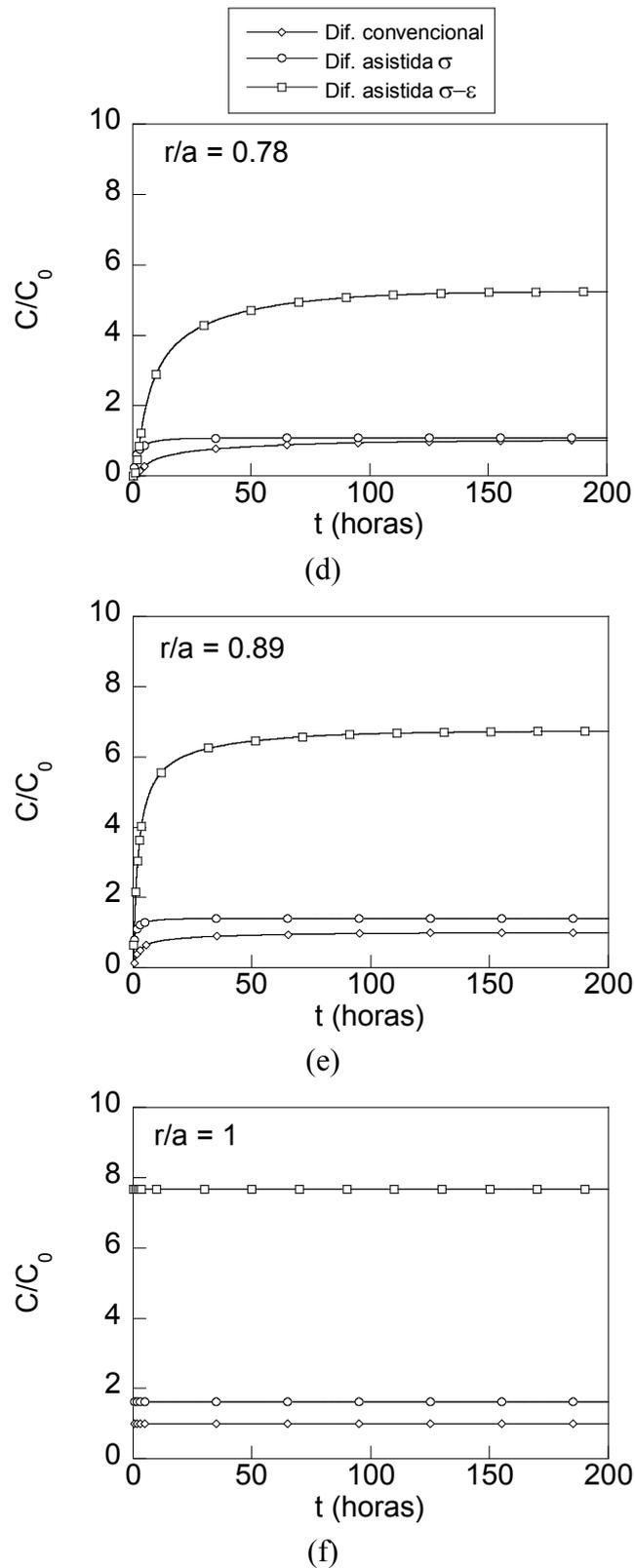


Fig. 3.13 (cont.). Evolución de concentración relativa de hidrógeno en el interior del alambre frente al tiempo en diferentes puntos de la sección del alambre: $r/a = 0.78$ (d), $r/a = 0.89$ (e), $r/a = 1$ (f).

A pesar de que las velocidades de acumulación de hidrógeno en los modelos de difusión asistida por las tensiones y asistida por las tensiones y deformaciones es muy parecida, el tiempo necesario para alcanzar el equilibrio es mayor en el caso de difusión asistida por el campo tensodeformacional. De forma general esto se debe a que la concentración de equilibrio es sustancialmente mayor en este caso, por lo que se necesita más tiempo para que llegue más hidrógeno desde la superficie del alambre.

No obstante, en las zonas internas del alambre ($r/a < 0.48$) aparece otro factor que hace que el tiempo necesario para alcanzar la concentración de equilibrio sea mayor en los casos de difusión asistida por las tensiones y deformaciones y difusión convencional. En estos casos aparece de forma más acusada una zona donde las concentraciones son nulas durante un determinado tiempo. Esta zona representa el tiempo que tarda el hidrógeno en alcanzar esa posición del alambre. Este periodo de tiempo aumenta con la profundidad, siendo mayor en el centro del alambre debido a que la distancia a la superficie (fuente hidrogenante) es mayor.

Las diferencias entre las concentraciones obtenidas por los diferentes casos considerados van disminuyendo a medida que disminuye la coordenada radial (r/a). Esto es debido fundamentalmente a las variaciones de la deformación plástica equivalente y la tensión hidrostática a lo largo del radio del alambre. Los valores de las deformaciones plásticas equivalentes, tal como se mostró en la Fig. 2.53, presentan un máximo en un punto próximo a la superficie, siendo las deformaciones plásticas equivalentes mayores en esta zona que en el interior. De forma similar, en la zona superficial ($r/a > 0.7$), el perfil de tensiones hidrostáticas (Fig. 2.51) presenta estados de tracción. Esto hace que la concentración de equilibrio (C_{eq}) obtenida con la ecuación (3.12) sea mayor en la zona externa del alambre que en el interior, y por tanto que las diferencias entre las concentraciones que proporcionan los diferentes casos de difusión varíen dependiendo del valor de las tensiones hidrostáticas y de las deformaciones plásticas equivalentes en el punto de la sección considerado.

3.2. Influencia de la geometría de la hilera de trefilado en la difusión de hidrógeno

3.2.1. Influencia del ángulo de entrada en la difusión de hidrógeno

Al igual que en el caso analizado en el apartado anterior, las distribuciones de tensiones hidrostáticas y deformaciones plásticas obtenidas al final del proceso de trefilado realizado con diferentes ángulos de hilera no presentan grandes variaciones en la dirección axial, por lo que se puede considerar que los gradientes en esa dirección son nulos y por tanto la difusión se produce fundamentalmente en la dirección radial.

Por este motivo, y al igual que en el caso anterior, la aproximación unidimensional (1D) del modelo de difusión es la más adecuada. Las modelizaciones del proceso de difusión se han realizado teniendo en cuenta las mismas consideraciones que en el apartado anterior, pero en este caso sólo se ha considerado el modelo de difusión asistida por las tensiones y deformaciones. Los valores de los parámetros utilizados en el análisis de la difusión son los mismos que en el caso anterior.

Las distribuciones de concentración de hidrógeno se muestran en la Fig. 3.14, a lo largo del radio adimensional del alambre (r/a) en diferentes instantes del proceso de difusión: tiempos cortos (0.1 horas (a), 0.5 horas (b), 2.75 horas (c)) y tiempos largos de exposición al ambiente agresivo (10 horas (d), 20 horas (e), 200 horas (f)) respectivamente.

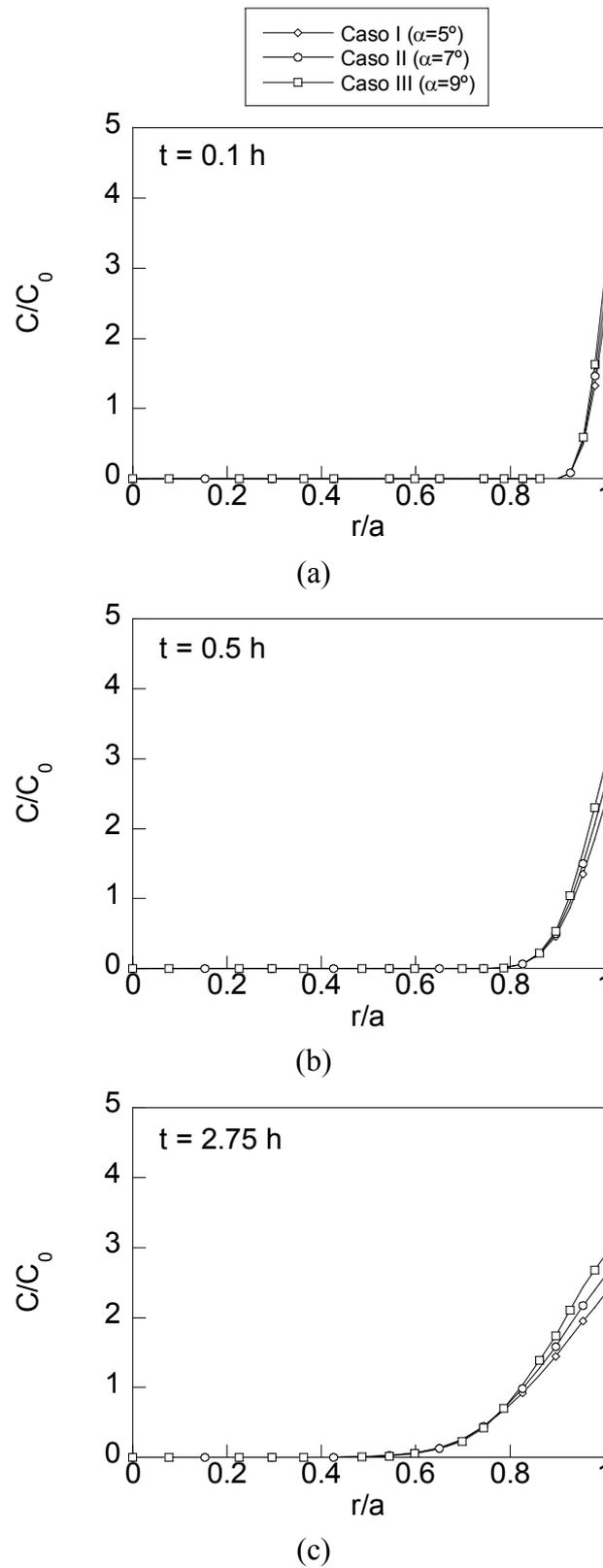
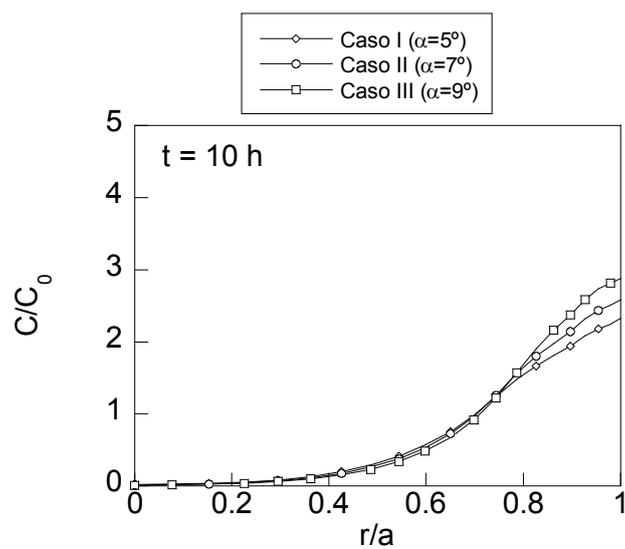
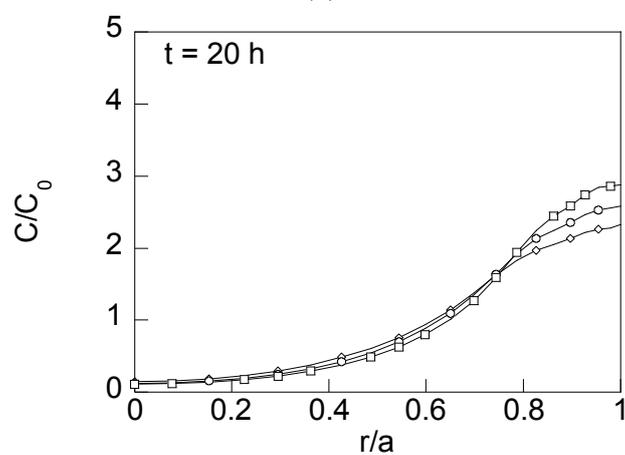


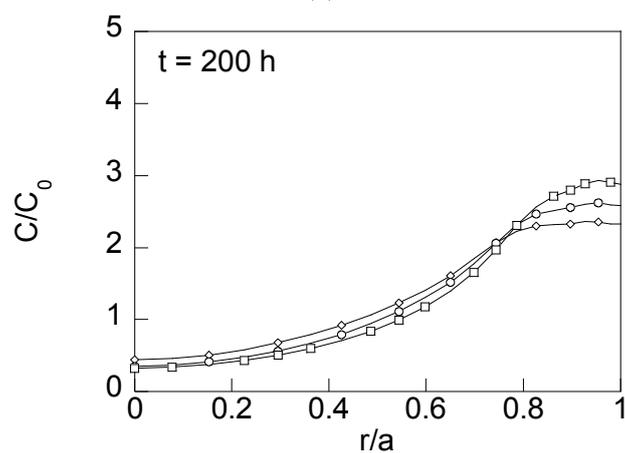
Fig. 3.14. Distribuciones de concentración relativa de hidrógeno en el interior de los alambres trefilados con diferente ángulo de entrada frente al radio adimensionalizado en los instantes de tiempo 0.1 horas (a), 0.5 horas (b), 2.75 horas (c).



(d)



(e)



(f)

Fig. 3.14 (cont.). Distribuciones de concentración relativa de hidrógeno en el interior de los alambres trefilados con diferente ángulo de entrada frente al radio adimensionalizado en los instantes de tiempo 10 horas (d), 20 horas (e), 200 horas (f).

En la Fig. 3.14 se puede observar cómo se produce el proceso de difusión de hidrógeno en el alambre a lo largo del tiempo. Las distribuciones de hidrógeno a lo largo de la sección son decrecientes con la profundidad desde la superficie, lugar donde se alcanza el valor máximo admisible (C_{eq}). Esto se debe a que, de acuerdo con la expresión (3.12), la concentración de equilibrio depende del estado tensodeformacional presente en el material. De esta forma, las distribuciones de tensión hidrostática (Fig. 2.51) y deformación plástica equivalente (Fig. 2.53), al variar el ángulo de entrada modifican los valores de la concentración máxima alcanzable en la superficie del alambre (C_{eq}) siguiendo el mismo orden creciente con el ángulo de hilera. Estas diferencias observadas en la superficie del alambre se mantienen a lo largo de todo el proceso de hidrogenación del mismo.

Las distribuciones de la Fig. 3.14 permiten conocer cómo se produce la difusión de forma gradual en los diferentes instantes de tiempo. Inicialmente, para tiempos de difusión cortos, el hidrógeno procedente de la superficie avanza hacia el interior del material de forma progresiva, alcanzando profundidades mayores ($r/a = 0.9$ en 0.1 horas, $r/a = 0.8$ en 0.5 horas, $r/a = 0.6$ en 2.75 horas, $r/a = 0.3$ en 10 horas y $r/a = 0$ en 20 horas) a medida que transcurre el tiempo de exposición al ambiente agresivo, hasta alcanzar el centro del material a las 20 horas.

Las principales diferencias observadas en las distribuciones se localizan en las proximidades a la superficie del alambre ($0.75 < r/a < 1$) manteniendo el mismo orden creciente con el ángulo de entrada observado en la superficie del alambre. Estas distribuciones permiten comprobar una vez más cómo el estado tensodeformacional condiciona el flujo y la acumulación de hidrógeno en el alambre.

Esto se puede ver claramente en las distribuciones de la concentración de hidrógeno obtenidas a tiempos de exposición largos (20 horas y 200 horas) una vez obtenida la hidrogenación completa del alambre (Fig. 3.14e-f). En estas distribuciones se pueden apreciar nítidamente la semejanza entre los perfiles de tensión hidrostática y las distribuciones de concentración de hidrógeno.

En la Fig. 2.59 se observó cómo el ángulo de entrada producía variaciones en los perfiles de tensión hidrostática en la zona superficial aproximadamente igual a la zona

en la que se han observado las principales diferencias en las distribuciones de hidrógeno en la sección del alambre. Para tiempos muy largos de exposición al hidrógeno en los que se puede considerar que toda la sección del alambre ha alcanzado la hidrogenación de equilibrio, se observa cómo, a medida que aumenta el ángulo de entrada, la distribución de hidrógeno en la zona superficial ($0.75 < r/a < 1$) cambia, pasando de ser prácticamente uniforme a tener una ligera curvatura, reduciéndose la zona de altas concentraciones de hidrógeno. En el caso del ángulo de entrada mayor aparece un máximo localizado en $r/a \approx 0.9$.

En la Fig. 3.15 se muestra la evolución de la concentración de hidrógeno en diferentes puntos de la sección del alambre a lo largo del tiempo de exposición al ambiente agresivo. De forma análoga a las distribuciones de hidrógeno obtenidas en el apartado anterior, se observa cómo las concentraciones de hidrógeno en la superficie del alambre se mantienen constantes a lo largo de todo el proceso en el valor de la concentración de equilibrio (C_{eq}). De forma análoga a la Fig. 3.14, en la Fig. 3.15 se puede apreciar de forma nítida como el valor de este parámetro aumenta con el ángulo de entrada. En el resto de los puntos de la sección del alambre la evolución es creciente con el tiempo hasta alcanzar un valor estacionario. El tiempo necesario para alcanzar el estado estacionario aumenta ligeramente con la profundidad. Este efecto se puede apreciar observando la pendiente de la curva en la zona de acumulación de hidrógeno. Ésta pendiente disminuye de forma gradual con la profundidad. No obstante no se observan grandes diferencias en los tiempos necesarios para alcanzar el equilibrio. Al igual que en el caso anterior, se observa en los nodos muy profundos (próximos al centro del alambre) un periodo de tiempo en el que las concentraciones de hidrógeno son despreciables; este periodo se corresponde con el tiempo que necesita el hidrógeno para alcanzar esa profundidad. Este tiempo es mayor a medida que aumenta la profundidad.

Tal como cabría esperar, el estado tensodeformacional también tiene su reflejo en las Fig. 3.15, al igual que en las Fig. 3.14 donde se aprecia cómo las diferencias entre las concentraciones de equilibrio en la superficie del alambre se mantienen en la posición $r/a = 0.9$ y se reducen en la posición $r/a = 0.78$, desapareciendo por completo en el resto de posiciones analizadas con profundidades mayores.

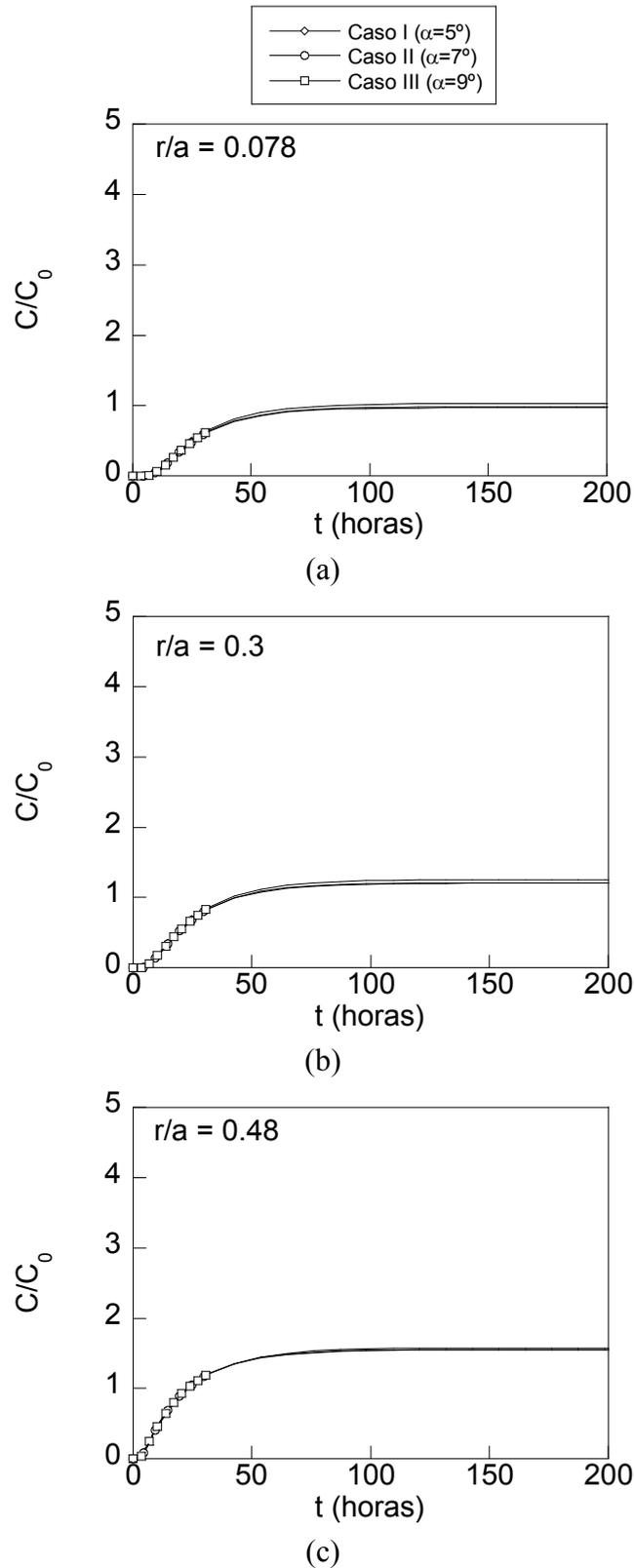
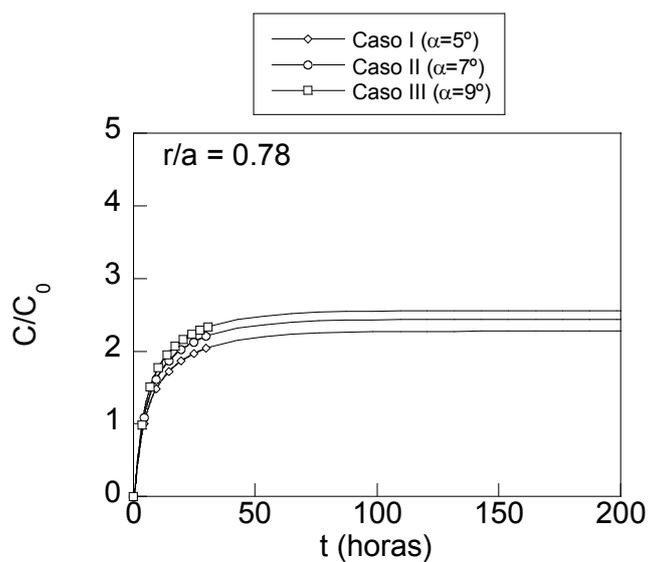
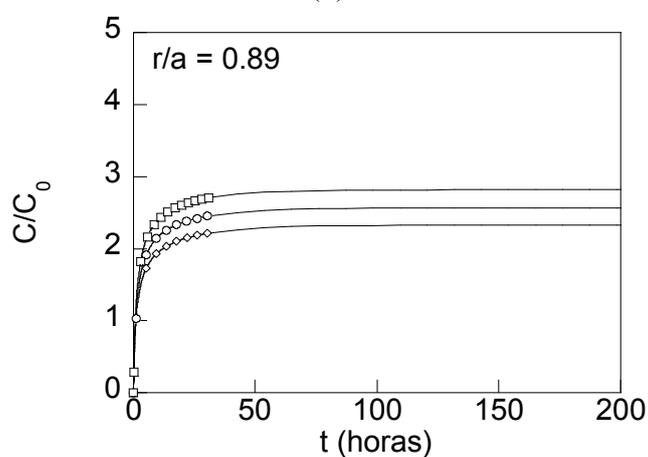


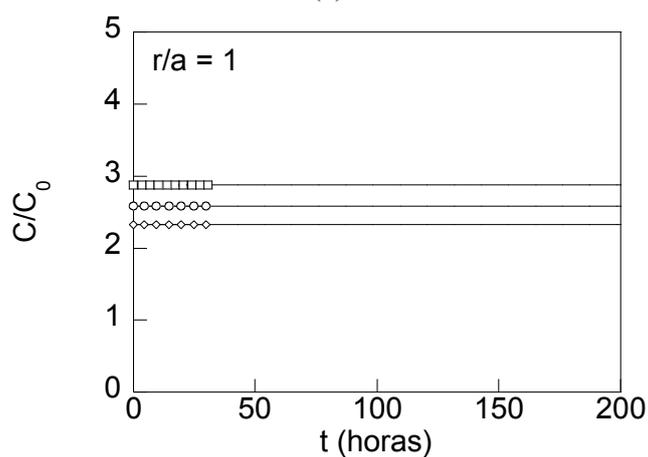
Fig. 3.15. Evolución de concentración relativa de hidrógeno en el interior de los alambres trefilados con diferentes ángulos de entrada frente al tiempo en diferentes puntos de la sección del alambre: $r/a = 0.078$ (a), $r/a = 0.3$ (b), $r/a = 0.48$ (c).



(d)



(e)



(f)

Fig. 3.15 (cont.). Evolución de concentración relativa de hidrógeno en el interior de los alambres trefilados con diferentes ángulos de entrada frente al tiempo en diferentes puntos de la sección del alambre: $r/a = 0.78$ (d), $r/a = 0.89$ (e), $r/a = 1$ (f).

Este comportamiento se ajusta a lo esperado tras el análisis de la Fig. 3.14 (f) en la que se puede ver cómo las principales diferencias se localizan en la zona superficial del alambre ($0.7 < r/a < 1$). En los puntos interiores del mismo las diferencias son mínimas, siendo ligeramente mayores en el caso del ángulo menor.

3.2.2. Influencia de la longitud de transición en la difusión de hidrógeno

El segundo estudio para determinar la influencia de la geometría de la hilera en los procesos de FH de los aceros trefilados se centra en el parámetro que caracteriza la segunda zona de la hilera: la longitud de transición (cf. Fig. 2.32). Para realizar este estudio se han considerado las mismas aproximaciones y consideraciones que en el caso del análisis del ángulo de entrada del apartado anterior, puesto que se dan las mismas condiciones en ambos y, por tanto, el modelo es igual de válido en los dos casos. La única diferencia obviamente aparece en los estados tensodeformacionales que corresponden a las distribuciones de las tensiones hidrostáticas y deformaciones plásticas obtenidas en el apartado 3.5.2 del capítulo II del presente trabajo.

En las Fig. 3.16 y Fig. 3.17 se muestran, de forma análoga a los casos anteriores, las distribuciones de la concentración relativa de hidrógeno a lo largo de la coordenada radial adimensionalizada en diferentes instantes de tiempo de la simulación, y la evolución de la concentración a lo largo del tiempo en diferentes puntos del alambre para los tres casos considerados respectivamente.

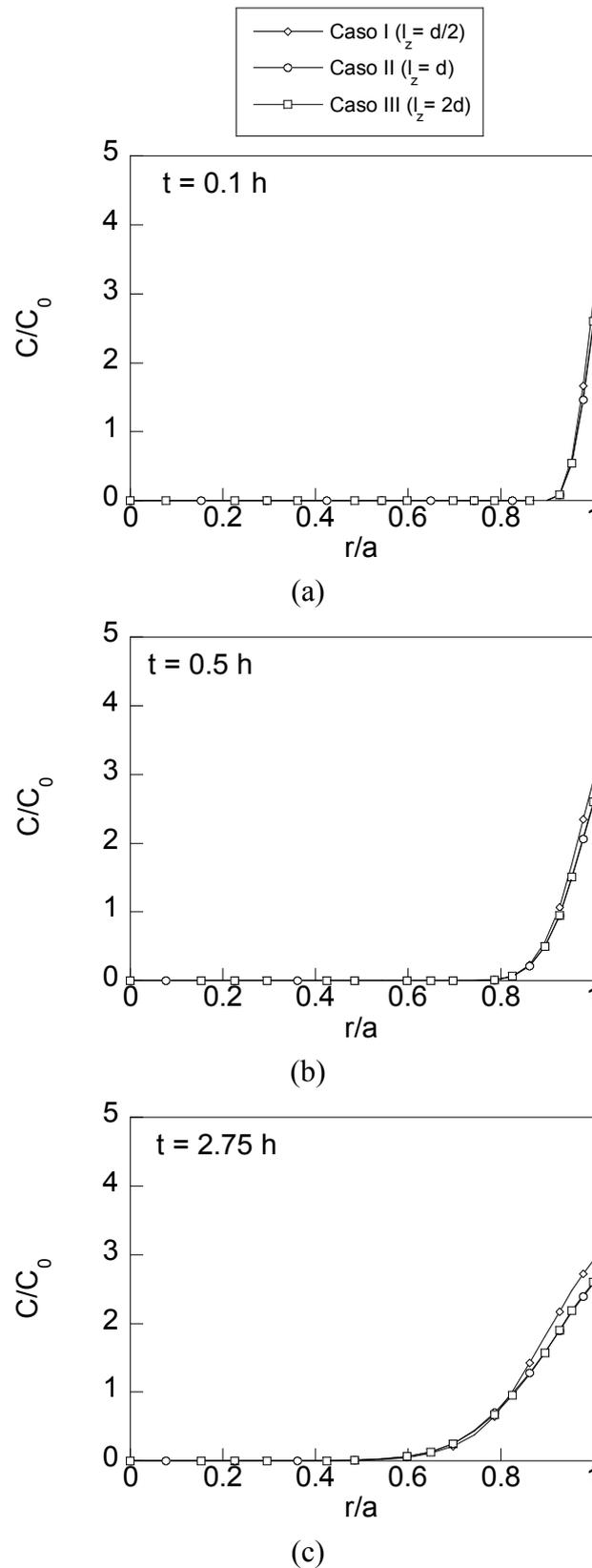
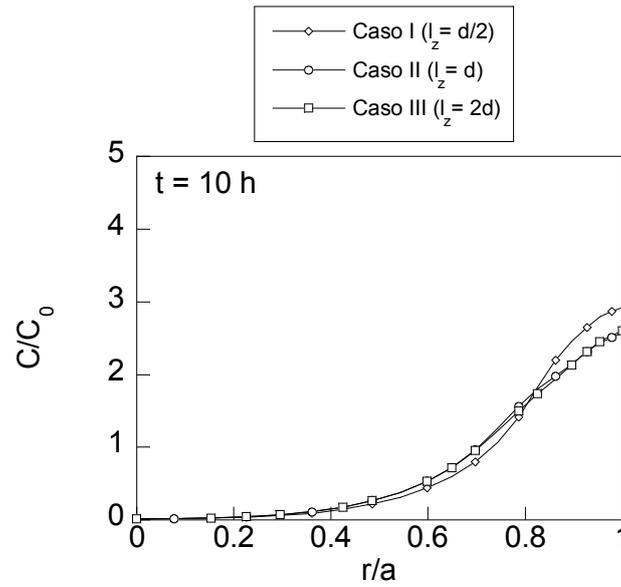
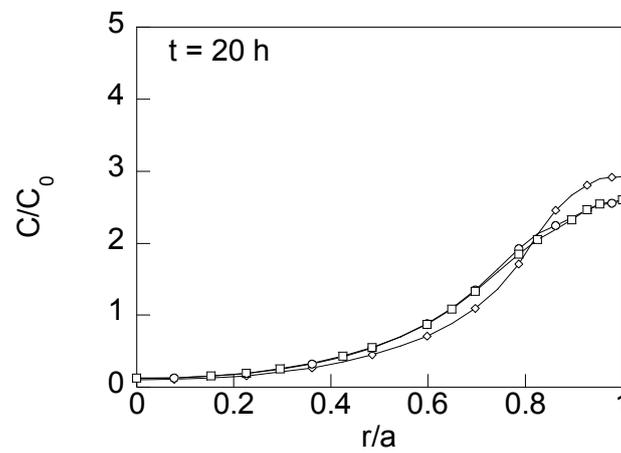


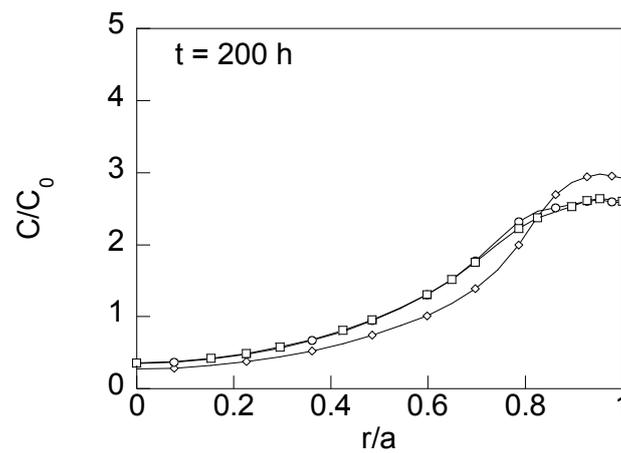
Fig. 3.16. Distribuciones de concentración relativa de hidrógeno en los alambres trefilados con diferentes longitudes de transición frente al radio adimensionalizado en los instantes de tiempo 0.1 horas (a), 0.5 horas (b), 2.75 horas (c).



(d)



(e)



(f)

Fig. 3.16 (cont.). Distribuciones de concentración relativa de hidrógeno en los alambres trefilados con diferentes longitudes de transición frente al radio adimensionalizado en los instantes de tiempo 10 horas (d), 20 horas (e), 200 horas (f).

En las distribuciones mostradas en la Fig. 3.16 se puede observar cómo se produce la evolución de la concentración de hidrógeno a lo largo del radio en diferentes instantes de tiempo. Para tiempos de exposición muy cortos ($t = 0.036$ horas) las distribuciones son decrecientes con el radio hasta $r/a = 0.9$, a partir del cual, la cantidad de hidrógeno en el material es despreciable. Las únicas diferencias se localizan en la superficie del alambre donde el hidrógeno alcanza la concentración de equilibrio. Puesto que esta concentración, de acuerdo con la ecuación (3.12), depende del estado tenso-deformacional y, teniendo en cuenta que en la superficie los niveles de la tensión hidrostática y deformación plástica son mayores en el caso I (*i.e.*, con longitud de transición inferior al valor recomendado) que las obtenidas en los casos II y III (cf. Fig. 2.63 y Fig. 2.65) resulta lógico que estas diferencias se reflejen en las distribuciones de la concentración, tal como se aprecia en la Fig. 3.16, siendo las distribuciones en el caso I ligeramente superiores a las de los casos II y III (prácticamente coincidentes entre sí).

A medida que avanza el tiempo de difusión, el hidrógeno procedente de la superficie va profundizando en el material de forma progresiva ($r/a = 0.8$ en 0.1 horas, $r/a = 0.6$ en 1.2 horas, $r/a = 0.3$ en 2.75 horas) hasta alcanzar la hidrogenación completa del alambre (cuando llega al centro) a las 20 horas de exposición. Finalmente para tiempos de exposición muy largos se observa un ligero aumento de la concentración de hidrógeno en la zona más interna del alambre (próxima al centro).

Observando la Fig. 3.16 se puede apreciar cómo a medida que avanza el tiempo de difusión, las distribuciones de concentración de hidrógeno del caso II y caso III presentan diferencias más acusadas con respecto al caso I. En todos los casos la distribución obtenida en el caso I es muy superior a las otras dos en la zona superficial ($0.8 < r/a < 1$), sobre todo a partir de las 10 horas de exposición al ambiente agresivo, siendo ligeramente inferior en profundidades menores a ésta.

También resulta interesante destacar cómo, para tiempos de exposición largos, esta zona próxima a la superficie presenta un especie de meseta hasta una coordenada radial adimensionalizada $r/a = 0.75$ en los casos II y III, en las que las concentraciones son ligeramente decrecientes con la profundidad, por lo que en estos casos la zona de daño asistido por el hidrógeno deberá ser mucho más extensa que en el caso I en el que se obtiene una concentración superior, localizándose el daño en una zona más reducida

puesto que, tal como se puede observar en la Fig. 3.16, esta zona se extiende hasta $r/a = 0.85$.

En las evoluciones de la concentración de hidrógeno a lo largo del tiempo mostradas en la Fig. 3.17 se puede apreciar cómo se desarrolla el proceso de hidrogenación en diferentes puntos de la sección del alambre. Para comprender mejor este comportamiento resulta conveniente recordar las distribuciones de tensión hidrostática y deformación plástica obtenidas en el capítulo II. En estas distribuciones las principales diferencias se localizaban, al igual que en el caso del análisis del efecto del ángulo de la hilera, en las proximidades de la superficie del alambre, siendo prácticamente iguales los perfiles en la zona interna del mismo. Por tanto, teniendo en cuenta la importancia del papel que juegan las tensiones y las deformaciones en el proceso de difusión de hidrógeno en estos aceros, resulta lógico que, en la evolución de la concentración de hidrógeno, los puntos situados lejos de la superficie del alambre no presenten grandes diferencias entre los tres casos estudiados, mientras que, en la zona más superficial del alambre, las diferencias en los estados tensodeformacionales observadas en las Fig. 2.63a y Fig. 2.65, repercuten en las distribuciones de concentración de hidrógeno, mostrando en esa zona diferencias en los casos estudiados.

Estas gráficas también revelan información que puede resultar interesante sobre el proceso de difusión de hidrógeno en el material. Tal como se puede apreciar en las zonas más internas del material, el hidrógeno tarda un determinado tiempo en llegar hasta esa profundidad, lo que queda reflejado en un periodo de concentración despreciable más largo a medida que el punto este situado más lejos de la superficie del alambre. Así se puede ver cómo en un punto situado muy cerca de la superficie del alambre se necesitan unas 10 horas para que el hidrógeno procedente de la superficie exterior alcance esta posición del alambre. Para el caso (b) de la Fig. 3.17 este tiempo se reduce a 5 horas y en el caso (c) de la Fig. 3.17 el tiempo necesario es sensiblemente menor de 1 hora. En el caso de la superficie la concentración se mantiene constante a lo largo de todo el proceso de difusión, representando la condición de contorno impuesta en el modelo. Finalmente resulta interesante destacar que, a pesar de alcanzar un mayor nivel de concentración de hidrógeno el caso I no necesita más tiempo que los casos II y III para alcanzar la situación estacionaria, tal como se puede apreciar en las Fig. 3.17.

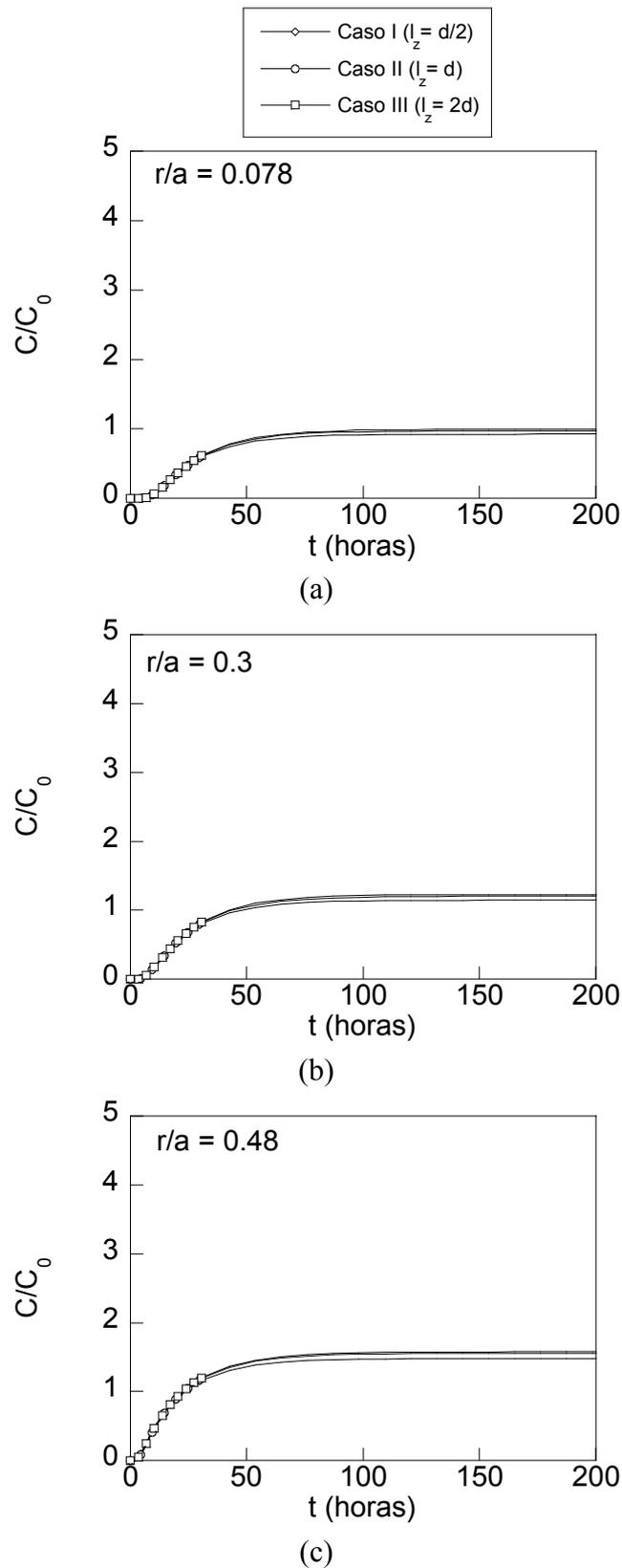


Fig. 3.17. Evolución de concentración relativa de hidrógeno en alambres trefilados con diferentes longitudes de transición frente al tiempo en diferentes puntos de la sección del alambre: $r/a = 0.078$ (a), $r/a = 0.3$ (b), $r/a = 0.48$ (c).

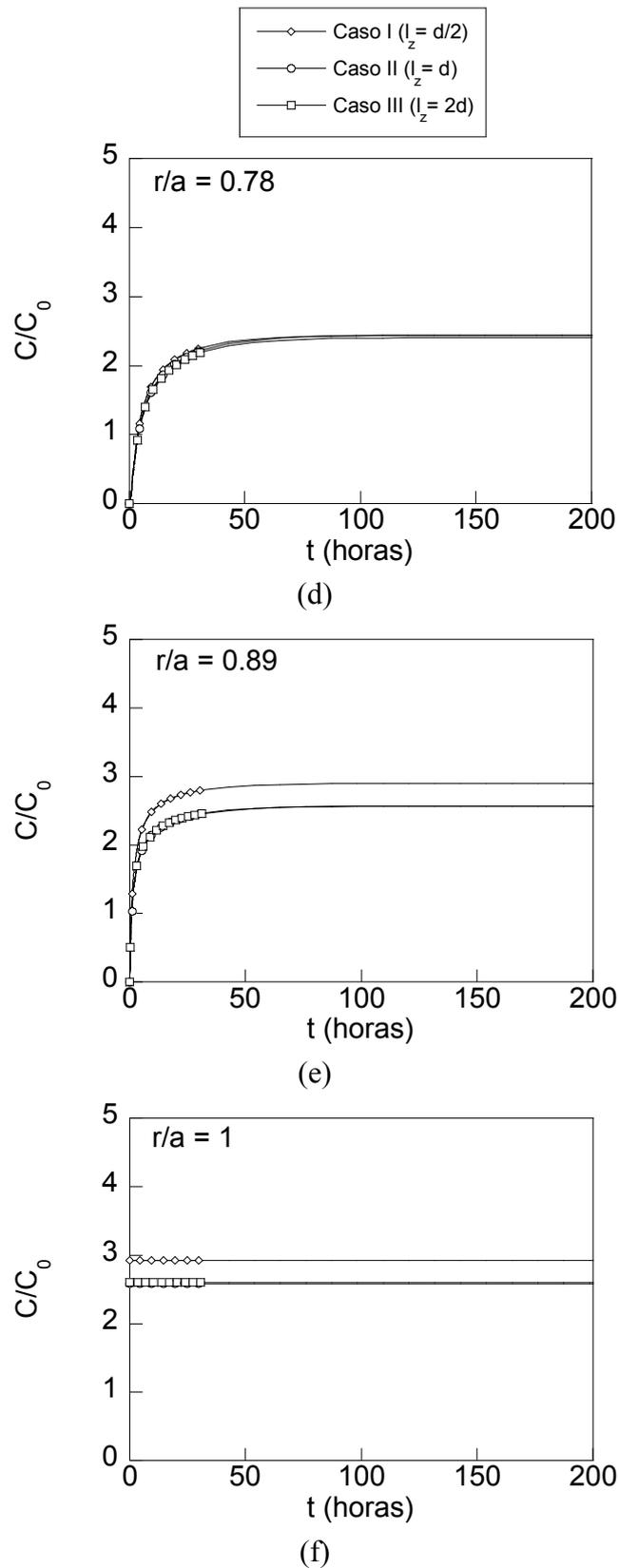


Fig. 3.17. (cont.). Evolución de concentración relativa de hidrógeno en alambres trefilados con diferentes longitudes de transición frente al tiempo en diferentes puntos de la sección del alambre: $r/a = 0.78$ (d), $r/a = 0.89$ (e), $r/a = 1$ (f).

4. INFLUENCIA DE LOS ESTADOS TENSODEFORMACIONALES RESIDUALES PRODUCIDOS POR PRECARGAS EN PROBETAS ENTALLADAS EN LA DIFUSIÓN DE HIDRÓGENO

4.1. Introducción

Tal como se planteó en el capítulo anterior, las probetas entalladas permiten generar una distribución tensodeformacional residual *ad hoc* (modificando sus parámetros geométricos) al aplicarle un ciclo de precarga. Esta situación puede resultar interesante en el análisis de los procesos de FH con el fin de esclarecer el papel de la difusión de hidrógeno en el interior del material, puesto que obteniendo distribuciones tensodeformacionales claramente diferenciadas es posible conseguir comportamientos muy diferentes frente a la FH en cuanto a la localización del foco de FH (*i.e.*, modificando el camino de difusión) a través de las variaciones de la componente mecánica (estado tensodeformacional) de la fuerza motriz de la difusión de hidrógeno.

Por este motivo se han analizado los efectos de la precarga I ($90\%P_R$) en el comportamiento frente a la FH de las probetas entalladas consideradas en el estudio del capítulo II (apartado 4). Para determinar este efecto de la precarga se han considerado dos casos de estudio por entalla. El primero caso corresponde al análisis del comportamiento en fractura en ambiente agresivo de la probeta entallada sin precarga y el segundo corresponde al caso en el que se aplica a la misma probeta entallada una precarga previa a la acción del ambiente agresivo. En ambos casos las condiciones ambientales son idénticas. La carga de ensayo considerada en los ensayos de FH corresponde al $70\%P_R$ por los motivos expuestos en el capítulo II (puesto que, de acuerdo con los resultados obtenidos en el apartado 4.5 del capítulo II, esta carga establece mayores diferencias entre los perfiles de tensión hidrostática y deformación plástica equivalente producidos en los casos con y sin precarga).

El presente estudio se divide en dos partes: (i) simulación numérica del proceso de difusión asistida por las tensiones y deformaciones y (ii) realización de ensayos en ambiente agresivo. El análisis de los resultados de la parte experimental de este estudio (tiempos de rotura de la probetas en los ensayos en ambiente agresivo y análisis fractográfico de las superficies de fractura) permite completar la información sobre los

procesos de difusión que proporcionan los resultados obtenidos en la simulación numérica del problema.

4.2. Procedimiento de ensayo para la generación de tensiones residuales

Tal como se ha comentado previamente, las distribuciones tensodeformacionales residuales se han generado en las probetas entalladas del tipo A y tipo B (cf. Fig. 2.67) aplicando un ciclo de precarga en control de desplazamiento (a una velocidad de desplazamiento constante de 0.01 mm/s en el caso de la entalla A y de 0.002 mm/s en el caso de la entalla B) en una máquina universal de ensayos. La descarga se ha realizado de forma manual a una velocidad de descenso de 1 mm/min hasta un nivel de carga de 1 kN aproximadamente, evitando que la probeta entre en compresión al final de la descarga.

Los ensayos se han realizado con el siguiente equipo experimental disponible en el Laboratorio de Ensayos Mecánicos del Grupo de Fractura de Materiales e Integridad Estructural de la Universidad de Salamanca:

- Máquina universal de ensayos servo mecánica MTS modelo RF100 con una célula de carga de 100 kN de capacidad (Fig. 3.18).
- Cuñas planas *Advantage* 53–537–403 de MTS

Los niveles máximos de carga corresponden al 90% de P_R de los alambres entallados obtenidas en la Tesis de AYASO (2001) mostrados en la Tabla 3.5 que corresponden a los valores alcanzados durante el ensayo.

Tabla 3.5. Cargas utilizadas en los ensayos de generación de estados tensodeformacionales en las probetas entalladas mediante precargas.

Probeta	P_R (kN)	$P_{\text{precarga}} [90\%P_R]$ (kN)
A0A	86.52	77.87
A0B	28.25	25.42
A6A	52.71	47.44
A6B	15.74	14.16



Fig. 3.18. Máquina de ensayo MTS RF100 utilizada en los ensayos para la generación de estados tensodeformacionales en probetas entalladas.

4.3. Ensayos de FH en probetas entalladas

Los ensayos reproducen las condiciones en las que se encuentran los alambres de acero de pretensado en servicio rodeados de un ambiente agresivo en régimen catódico. Los resultados de las investigaciones de LANCHA (1987) y OVEJERO (1998) revelaron que el pH que mejor se ajusta a las condiciones que soporta el alambre durante su vida en servicio es de 12.5. De acuerdo con los resultados de OVEJERO (1998), en el rango de pH entre 10 a 14 los fenómenos de fractura relacionados con la presencia de hidrógeno se obtienen a potenciales inferiores a -900 mV ECS (Electrodo de Calomelanos Saturado), siendo el potencial electroquímico que mejor reproduce las condiciones del acero -1200 mV ECS. Por estos motivos los ensayos de FH se han realizado manteniendo estas condiciones, *i.e.*, pH = 12.5 y E = - 1200 mV ECS.

Para obtener un ambiente agresivo que reproduzca las condiciones electroquímicas del acero de pretensado en el hormigón armado se ha utilizado la disolución empleada por otros investigadores de estos fenómenos en probetas similares (LANCHA, 1987; OVEJERO, 1998; VERGARA, 2007) consistente en una disolución saturada de $\text{Ca}(\text{OH})_2$ con una ligera cantidad de cloruros (0.1 g/l de NaCl). Esta disolución presenta un pH de 12.5 tal como se pretendía. El medio utilizado para reproducir estas condiciones ha sido, al igual que en las investigaciones de otros autores, utilizar un potenciostato (ver Fig. 3.19) que permite imponer un potencial constante durante el ensayo entre una muestra metálica (electrodo de trabajo) inmersa en un líquido conductor con respecto a un electrodo de referencia (ECS). Para cerrar el circuito de electrolisis se utiliza un tercer electrodo (electrodo auxiliar) por lo general de un material inmune al efecto corrosivo del medio (platino, grafito,....).

Los ensayos consisten, por tanto, en aplicar una carga constante en condiciones catódicas ($E = -1200 \text{ mV ECS}$) a cada caso de estudio. Para ello se ha instalado en la probeta, colocada en la máquina universal de ensayo, una celda electroquímica conectada de la forma indicada en la Fig. 3.19 a un potenciostato, de tal forma que se pueda aplicar de forma conjunta la acción mecánica y la acción del ambiente agresivo.

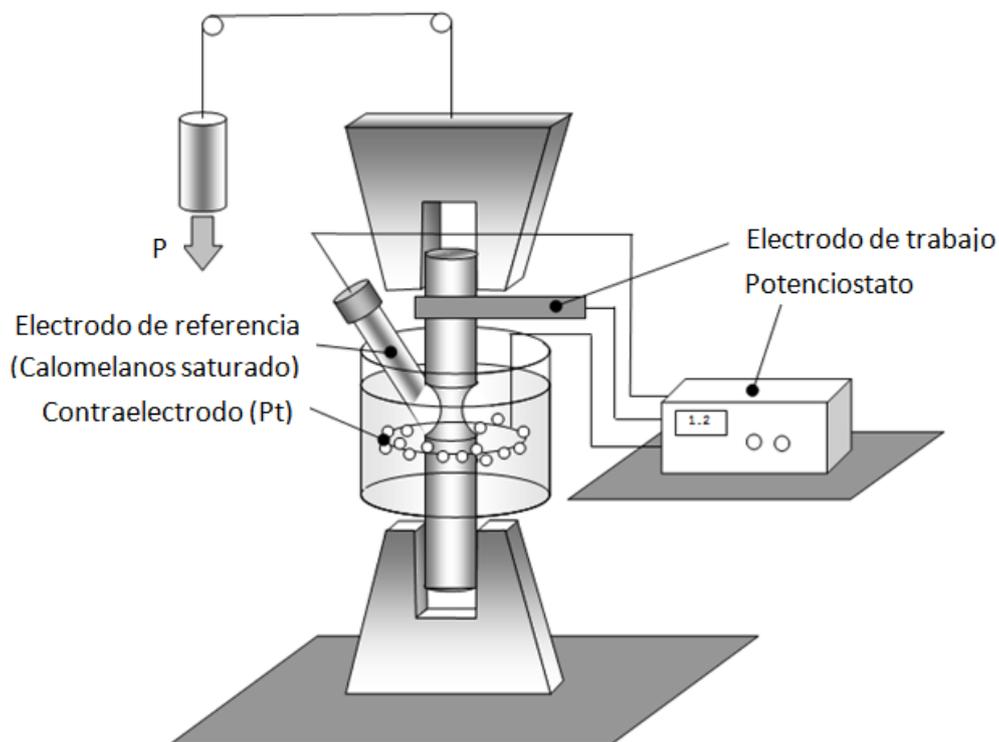


Fig. 3.19. Esquema de las condiciones en las que se han realizado los ensayos de FH.

Para aplicar la carga constante en el transcurso del ensayo en el ambiente en la máquina universal de ensayos se ha programado un método en el que, tras una rampa de ascenso realizada a gran velocidad (5 mm/min) hasta la carga de ensayo, se realizan varios ciclos que oscilan ligeramente (± 0.1 kN) respecto a la carga nominal del ensayo a una velocidad muy lenta (0.005 mm/min). La finalidad de la velocidad de ascenso alta es conseguir que el tiempo empleado en alcanzar la carga de ensayo sea despreciable frente al tiempo total de ensayo y, de esta forma, asegurar que los efectos debidos a la acción del hidrógeno se producen durante la aplicación de la carga constante.

Los valores de las cargas de ensayo incluidas en la Tabla 3.6 corresponden al 70% de la carga de rotura (P_R) de los alambres entallados obtenidas en la Tesis Doctoral de AYASO (2001).

Tabla 3.6. Cargas aplicadas a las probetas entalladas durante los ensayos de FH.

	P_R (kN)	P_{FAH} (kN)
A0A	86.52	60.57
A0B	28.25	19.80
A6A	52.71	36.90
A6B	15.74	11.00

Los ensayos se han realizado con el siguiente equipamiento disponible en el Laboratorio de Ensayos Mecánicos del Grupo de Fractura de Materiales e Integridad Estructural de la Universidad de Salamanca:

- Perfilómetro Nikon® modelo V-12B
- Cortadora de disco STRUERS® modelo Labotom.
- Máquina de ensayo universal servomecánica MTS® modelo RF/100 con una célula de carga de 100 kN de capacidad (Fig. 3.18).
- Programa de adquisición de datos TestWorks 4 de MTS® que permite registrar y almacenar los datos del ensayo.
- Cuñas planas *Advantage* 53–537–401 de MTS®.
- Cuñas cilíndricas *Advantage* 53–537–403 de MTS®.

- Balanza de precisión Ohaus[®], modelo Explorer.
- Medidor digital de pH MeterLab[®] modelo PHM210 Standard, con un electrodo de KCl·Ag.
- Célula electroquímica para ensayos de corrosión de fabricación casera (Fig. 3.20), compuesta por un recipiente cilíndrico de metacrilato, un electrodo de calomelanos saturado Radiometer Analytical[®] modelo XR100 (*electrodo de referencia*), un electrodo de platino (*electrodo auxiliar*), una solución corrosiva saturada compuesta de $\text{Ca}(\text{OH})_2$ y NaCl y un potenciostato Radiometer Analytical Voltalab PGP 201.
- Programa de adquisición de datos VoltaMaster 4 v6.0 de Radiometer Analytical[®] que permite registrar y almacenar los datos de la celda electroquímica durante el ensayo.

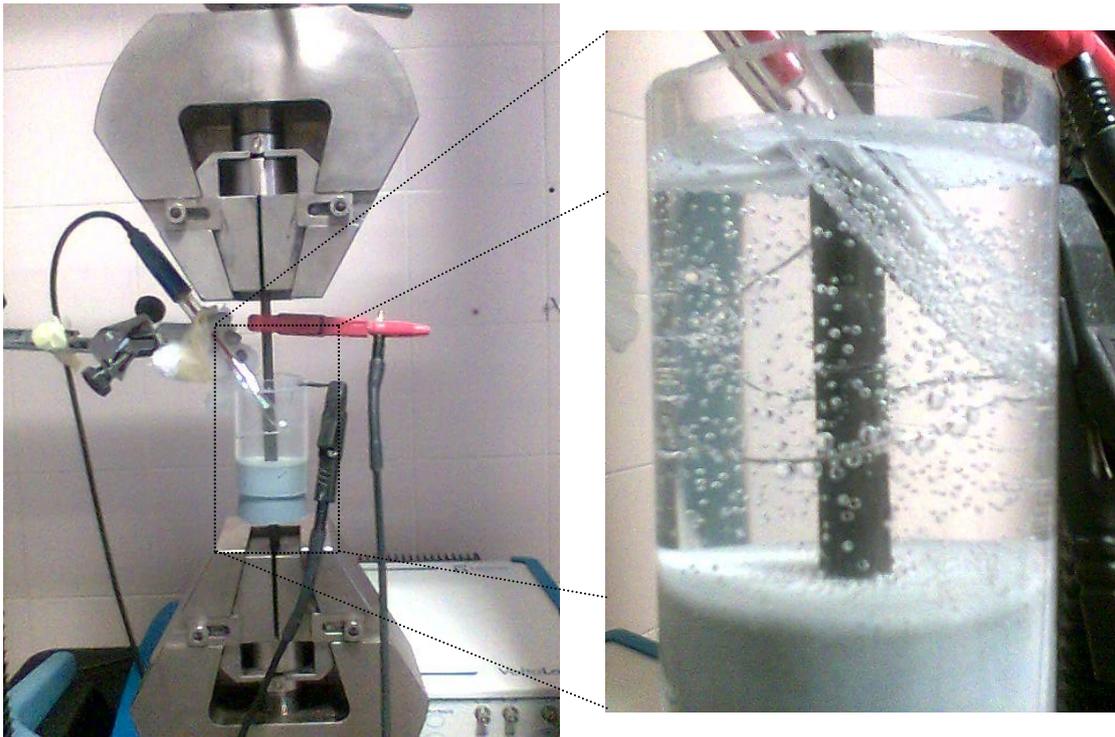


Fig. 3.20. Celda electroquímica empleada en la realización de los ensayos de FH en la máquina universal de ensayos.

4.4. Resultados de los ensayos de FH

Entre los datos registrados durante los ensayos en ambiente agresivo destaca el tiempo transcurrido desde el inicio del ensayo hasta la rotura final de las probetas ensayadas (t_R) puesto que este valor es el reflejo a nivel macroscópico del efecto de fragilización producido por la acción del hidrógeno a nivel microestructural. La comparación de los valores de los tiempos de rotura obtenidos en cada uno de los ensayos realizados permite determinar la influencia de la geometría de la entalla o de la existencia de tensiones y deformaciones residuales (a través de los ensayos realizados con probetas entalladas sometidas a una precarga previa) en la susceptibilidad a la FH de los aceros estudiados. En la Tabla 3.7 se muestran los valores de los tiempos de rotura de los alambres ensayados sin precarga (t_R), y de los alambres ensayados con precarga (t_R^*). En la Tabla 3.7 también se incluye el cociente de los tiempos de rotura de las probetas ensayadas sin y con precarga. Este parámetro puede servir como un indicador del efecto de la precarga en los procesos de FH.

Tabla 3.7. Tiempos de rotura obtenidos en los ensayos de FH

	Sin precarga	Con precarga	t_R/t_R^*
	t_R (s)	t_R^* (s)	
A0A	7769	2927	2.65
A0B	1217631	1108532	≈ 1
A6A	10006	3298	3
A6B	57549	243112	0.24

En el caso de los ensayos realizados con las probetas A0B no se produjo la fractura durante el ensayo en ambiente agresivo transcurridos 15 días de exposición, tanto en la probeta ensayada sin precarga como en la probeta ensayada con precarga previa al ensayo en ambiente agresivo. Debido a la larga duración de estos ensayos se decidió parar el ensayo y romperlas, sometiéndolas a un ensayo de tracción simple en aire en control de desplazamiento creciente de forma monótona hasta rotura, con el fin de encontrar posteriormente algún indicio de la acción del hidrógeno mediante el análisis fractográfico de las superficies de fractura.

La carga de rotura en el caso de la probeta sometida a una precarga previa fue 24.78 kN mientras que en el caso de la probeta ensayada sin precarga dicha carga de rotura fue 25.6 kN. Estas reducciones en la carga de rotura en aire permiten ver de forma indirecta el efecto fragilizador producido por el hidrógeno durante el ensayo en ambiente agresivo, puesto que sus valores son ligeramente inferiores (12% en el caso de la probeta precargada y 10% en el caso de la probeta ensayada sin precarga) a las cargas de rotura obtenidas por AYASO (2001).

Los tiempos de rotura de las probetas ensayadas permiten realizar un primer análisis que determina en qué medida la aplicación de la precarga modifica el efecto del daño producido por el hidrógeno. El efecto de la precarga en el comportamiento en fractura se puede diferenciar por el tipo de entalla. En las entallas tipo A, tanto del alambón como del acero fuertemente trefilado, los tiempos de rotura de los ensayos de las probetas ensayadas sin precargas son mayores que los tiempos de rotura de la probeta ensayada con precarga. La proporción entre los tiempos de rotura de la probeta ensayada sin precarga y la probeta precargada (t_R/t_R^*) en estos aceros es similar, aunque resulta ser ligeramente superior en el acero fuertemente trefilado.

Por el contrario, en el caso de las entalla A6B esta tendencia se invierte. El tiempo de rotura de la probeta ensayada con precarga es superior (en torno a cuatro veces mayor) que el tiempo de rotura de la probeta ensayada sin precarga. En el caso de las entallas tipo A0B no es posible determinar los efectos de la precarga, puesto que la fractura no se produjo durante los ensayos realizados en ambiente agresivo.

Al comparar los tiempos de rotura de los distintos alambres ensayados se puede ver de forma general que los tiempos de ensayo de las probetas tipo B son sensiblemente mayores que los de las entallas tipo A. Por otro lado los valores de los tiempos de rotura de las entallas tipo A0A (tanto en la probeta ensayada sin precarga como en la probeta sometida a precarga) son ligeramente inferiores a los obtenidos en las entallas tipo A del acero fuertemente trefilado.

Por lo tanto se puede considerar, a la vista de los resultados, que el efecto de la precarga reduce el efecto de fragilización por hidrógeno al aumentar la durabilidad de la muestra, tan sólo en las entallas tipo A6B con un aumento sustancial (en torno a cuatro veces

superior) del tiempo de rotura de los alambres precargados. Por el contrario, en las probetas entalladas tipo A, tanto en el alambroón como en el acero fuertemente trefilado, la precarga favorece los procesos de difusión y daño por hidrógeno, puesto que los tiempos de rotura son sensiblemente menores en la probeta ensayada con una precarga previa (en torno a 2.65 veces menor en el alambroón y 3 veces menor en la probeta del acero trefilado).

4.5. Análisis fractográfico de las superficies de fractura

Con el fin de hallar el foco donde se inició la fractura asistida por hidrógeno y la extensión del daño producido a nivel microestructural por el hidrógeno se ha realizado un análisis fractográfico de las superficies de fractura de las probetas ensayadas. La principal evidencia del efecto de FH en aceros perlíticos suele ser la presencia en la superficie de fractura de una topografía característica de este fenómeno, la denominada zona TTS (TORIBIO, LANCHÁ y ELICES, 1991; 1992). Por este motivo resulta interesante realizar un análisis fractográfico de las superficies de fractura obtenidas de los ensayos en ambiente agresivo en busca de este tipo de micromecanismo de fractura, para comprobar el lugar y la extensión del daño microestructural producido por el hidrógeno.

La finalidad del análisis de la superficie de fractura es obtener información sobre la forma en la que se ha producido el daño por hidrógeno en las probetas durante los ensayos en ambiente agresivo. Este análisis se ha realizado a través de la observación macro y microscópica de las superficies de fractura obtenidas en las probetas entalladas.

El análisis fractográfico del estudio planteado en este trabajo se ha realizado con el siguiente equipamiento experimental perteneciente al Grupo de Fractura de Materiales e Integridad Estructural de la Universidad de Salamanca.

- Cortadora de disco STRUERS modelo Labotom.
- Máquina de ultrasonidos STRUERS modelo Metason 120T, empleado para la limpieza del material aislante (AISLARCO®) que protege las superficies de fractura contra la corrosión hasta el momento de ser analizadas.

- Equipo de pulverización catódica BAL-TEC SCD005, empleado para recubrir las superficies de fractura con una capa de platino de un espesor de 25 nm.
- Microscopio electrónico de barrido (MEB) JEOL modelo JSM-5610 LV, capaz de generar imágenes de electrones secundarios y de electrones retrodispersados acelerados (Fig. 2.6).
- Equipo de análisis de imágenes Soft Imaging System GmbH formado por un ordenador y un programa de análisis de imagen ANALYSIS[®] versión 3.1.
- Perfilómetro Nikon[®] modelo V-12B.

Para evitar la corrosión de la superficie de fractura en el periodo de tiempo transcurrido entre el final del ensayo y la observación de la probeta en el Microscopio Electrónico de Barrido (MEB) se ha aplicado sobre ésta un recubrimiento aislante que la mantiene en las mismas condiciones que tenía en el instante de fractura. Para observar las superficies de fractura en el MEB ha sido necesario realizar una serie de operaciones previas que consisten en cortar la probeta para que tenga una longitud de 15 mm aproximadamente y eliminar la capa protectora de la superficie de fractura mediante un proceso de limpieza por ultrasonidos, sumergiendo las probetas en un baño de acetona durante unos 20–30 minutos.

4.5.1. *Análisis visual de las superficies de fractura*

El análisis visual permite identificar a grandes rasgos las características distintivas de los diferentes tipos de fractura que pueden aparecer en las probetas. Este análisis visual se basa en cuestiones tales como el aspecto o textura de las diferentes regiones de la superficie de fractura, (tonalidad o rugosidad). Se considera que fundamentalmente existen dos micromecanismos de fractura: el clivaje asociado con la fractura frágil y la formación y coalescencia de microhuecos (CMH) que se asocia con la fractura dúctil del material (ASM, 2004g). El primer tipo tiene un aspecto visual muy rugoso con grandes variaciones. Es habitual encontrar en la zona de clivaje marcas características que permiten identificar la dirección en la que se ha propagado la fractura. El segundo tipo (CMH) se produce por la unión de diferentes micro–huecos a nivel microscópico durante el proceso de fractura. Este tipo de fractura se puede identificar por una

tonalidad más clara y una textura con una rugosidad muy uniforme. Las indicaciones obtenidas del análisis visual de la superficie de fractura son preliminares y deben tomarse con cierta precaución. No obstante resultan útiles, puesto que permiten identificar las posibles zonas de interés del análisis a nivel microscópico de la superficie de fractura. En las Fig. 3.21 se muestran las vistas en planta de las superficies de fractura de los ocho casos considerados en el estudio.

Las superficies de fractura muestran un comportamiento claramente diferenciado para las entallas mecanizadas en el alambroón y en el acero trefilado. En las primeras la fractura se produce en el plano de simetría de la entalla (perpendicular al eje del alambre) mientras que en las segundas la fractura se produce fuera de dicho plano, por lo cual la información que proporciona la vista en planta de la superficie de fractura no es suficiente y resulta útil analizar la vista en alzado de la probeta para comprender, en mejor medida, como se ha producido la fractura de la probeta. Este comportamiento en fractura se debe fundamentalmente a la microestructura del acero trefilado en la cual las colonias y láminas de perlita están orientadas en la dirección del trefilado (OVEJERO, 1998). Esta orientación microestructural hace que este acero muestre un comportamiento anisótropo en fractura muy acusado, tal como muestran los perfiles de fractura de las probetas correspondientes al acero trefilado mostradas en la Fig. 3.22.

El análisis visual de las superficies de fractura de las probetas ensayadas permite distinguir el comportamiento en fractura en condiciones catódicas de las entallas tipo A y tipo B. En la entalla A0A ensayada sin precarga previa al ensayo FH (Fig. 3.21a) se puede observar de forma nítida una zona, situada en el lateral izquierdo de la probeta, claramente diferenciada del resto de la superficie de fractura por una tonalidad más clara. Esta región se extiende hacia la parte inferior de la probeta reduciendo su espesor de forma gradual hasta desaparecer. En la parte interior de la superficie de fractura la textura presenta una rugosidad poco uniforme con marcas ligeramente definidas (característica de la fractura frágil). La dirección de estas marcas (van desde la parte izquierda de la superficie de fractura hacia la parte derecha) puede dar una idea de la dirección en la que se produjo la fractura frágil de la probeta.

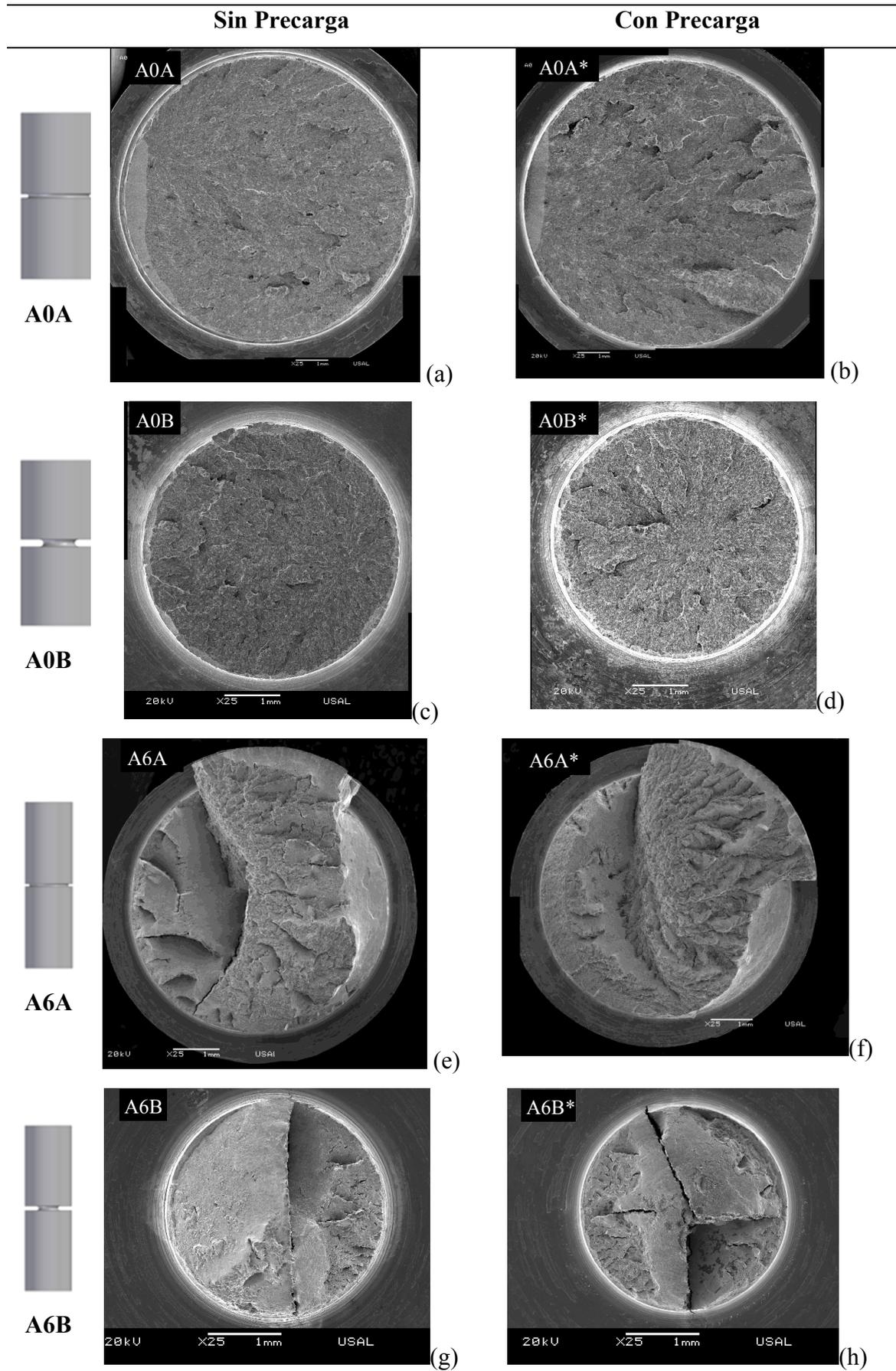


Fig. 3.21. Superficies de fractura de las probetas ensayadas

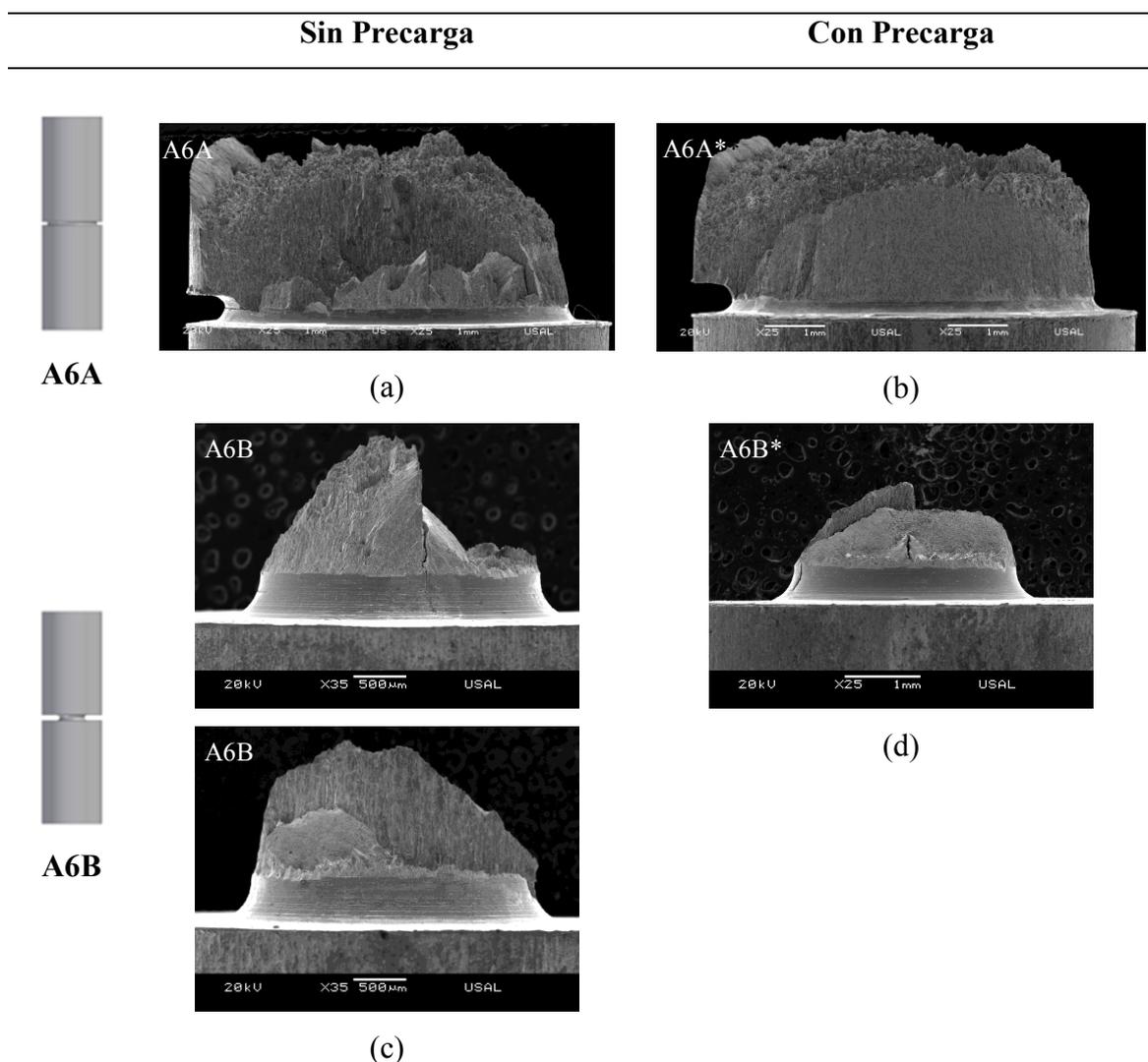


Fig. 3.22. Superficies de fractura en alambres de pretensado entallados (vista en perfil): Comportamiento anisótropo en fractura.

En la probeta A0A ensayada con precarga previa (Fig. 3.21b), la superficie de fractura es similar a la mostrada anteriormente (probeta A0A sin precarga). En el lateral izquierdo de la superficie de fractura aparece una zona en forma de luna, aproximadamente de la misma profundidad, que se extiende sobre una longitud sensiblemente inferior a la del caso anterior (*i.e.*, de la probeta A0A sin precarga). De igual forma, en la parte interior de la probeta aparece una superficie con una rugosidad muy abrupta (más acusada que en el caso de la probeta A0A sin precarga) con marcas muy bien definidas que permiten identificar la dirección de propagación de la fractura frágil (de izquierda a derecha).

La fractura en ambos casos parece haberse iniciado en el lateral izquierdo para a continuación propagarse hacia la derecha de la probeta, produciendo la fractura catastrófica final. Este hecho hace pensar que la región observada en la parte izquierda de la probeta pueda ser un foco de TTS. No obstante, circundando la superficie de fractura aparece, en ambas probetas, una corona exterior cuyo análisis a nivel microscópico con el MEB permitirá comprobar si el daño producido por el hidrógeno se ha localizado exclusivamente en el lado izquierdo o por el contrario han surgido durante el ensayo otros focos de daño a lo largo de la superficie exterior de la entalla.

A diferencia de las entallas A0A, en las entallas A0B no aparece una zona en forma de luna en la parte exterior de la superficie de fractura (Fig. 3.21c–d). No obstante, como en el caso de las entallas A0A, se pueden diferenciar dos zonas: la corona exterior con un ancho muy reducido y la zona interna en la que la rugosidad de la superficie de fractura es muy abrupta (fractura frágil). En esta zona se pueden apreciar marcas que, al igual que en el caso anterior, permiten conocer cómo se produjo la fractura frágil de la probeta.

En la probeta precargada (Fig. 3.21d) se aprecia que la dirección de las marcas es radial (desde el centro a la periferia). Esto hace pensar que la fractura probablemente se produjo en esa dirección. En la probeta sin precarga (Fig. 3.21c) la fractura es similar pero, en este caso, las marcas de la zona interior no están tan definidas como en la superficie de fractura de la probeta A0B ensayada con precarga. En ambas probetas, aunque es más acusado en la probeta A0B ensayada con precarga, se observan sobre el flanco de la entalla (fuera de la sección de fractura) múltiples manchas con diferentes tonalidades.

Los resultados de este análisis deben tomarse con cierta precaución ya que, tal como se comentó previamente, la fractura de la probeta se produjo durante un ensayo de tracción en aire posterior al ensayo en ambiente agresivo. Esta circunstancia hace imprescindible el análisis microscópico de la corona exterior para poder diferenciar las posibles zonas dañadas por la acción del hidrógeno durante el ensayo en ambiente agresivo de las zonas de fractura generadas durante el posterior ensayo de tracción en aire hasta rotura.

Las superficies de fractura de las probetas tipo A del acero fuertemente trefilado (A6A) muestran, al igual que en las entallas tipo A del alambre (A0A), una zona con tonalidad más clara en forma de luna en la parte izquierda de la superficie de fractura (Fig. 3.21e). Esta región se extiende a lo largo de la mitad de la sección (abarca un ángulo de 180° en la probeta ensayada con precarga y un ángulo de 130° en la probeta ensayada sin precarga, (Fig. 3.21e y Fig. 3.21f). Esta zona, tal como se aprecia en la vista en alzado (Fig. 3.22a), se encuentra en un plano inclinado debido a la fractura anisótropa que se ha producido en el acero fuertemente trefilado. En la vista en alzado se puede ver que la altura de esta zona en la probeta precargada es mayor que la de la probeta ensayada sin precarga previa al ensayo en ambiente agresivo. A continuación de esta zona aparece una meseta con una rugosidad muy uniforme en la que se aprecian marcas radiales (en forma de fisuras) que indican que la dirección de propagación fue hacia el centro de la probeta.

Aproximadamente cerca del centro del alambre aparece un cambio brusco de nivel en la superficie de fractura. En el plano elevado de la superficie de fractura la rugosidad es muy abrupta, con marcas dirigidas hacia la derecha de la probeta, lo que indica que la fractura en esta zona fue frágil. En la parte superior de la zona elevada se puede ver una corona exterior en forma de fractura típicamente dúctil del tipo copa-cono. En la parte inferior de la derecha se observa una zona con una rugosidad muy uniforme sin marcas que hace pensar que en esta zona se produjo una fractura dúctil. Por tanto en esta probeta la fractura parece haberse iniciado en el lateral izquierdo (en la zona en forma de luna) para propagarse a continuación hacia el interior del alambre de forma frágil. El proceso de fractura en esta probeta es similar al seguido en las entallas de tipo A del alambre, aunque en el acero fuertemente trefilado la fractura está condicionada en gran medida por la anisotropía generada por el proceso de trefilado.

En la probeta A6A, ensayada en ambiente agresivo sin precarga previa, la superficie de fractura es muy similar a la obtenida en la entalla A6A sometida a una precarga previa (Fig. 3.21e–f). No obstante, se pueden apreciar algunas diferencias entre los dos casos estudiados. La primera diferencia es el ancho de la luna que aparece en el lateral izquierdo de la probeta, que en el caso de la probeta ensayada sin precarga es menor. Otra diferencia es la extensión de la zona en forma de luna del lado izquierdo. En el caso de la probeta ensayada sin precarga la extensión de la zona dañada es menor (se

extiende sobre un arco aproximadamente de unos 150° mientras que en la probeta sometida a una precarga previa el arco que abarca esta zona es de unos 200°). Por el contrario, en el lado derecho la zona de rugosidad uniforme situada en el plano de fractura inferior se extiende sobre una longitud mayor en el caso de la probeta ensayada sin precarga. Otra diferencia apreciable entre las dos entallas A6A es que las marcas en la meseta situada entre la luna y la pared vertical están más definidas y son más largas en la probeta ensayada con precarga.

Las entallas tipo B del acero fuertemente trefilado (Fig. 3.21g–h), al igual que sucede en el alambroón, no presentan una zona claramente diferenciada en el lateral de la superficie de fractura. Por tanto sólo el análisis de la corona exterior a nivel microscópico permitirá determinar la acción del hidrógeno sobre la probeta. En el lado izquierdo del interior de la superficie de fractura de la probeta A6B ensayada sin precarga (Fig. 3.21g y Fig. 3.22c) se puede ver una amplia zona con una rugosidad muy uniforme donde la fractura se ha podido producir de forma dúctil. Esta zona se encuentra en un plano inclinado que se extiende hasta aproximadamente la mitad de la probeta. En el lado derecho la fractura se produce sobre un plano horizontal con algunas marcas bien definidas que parten de la corona exterior hacia el centro de la probeta. No obstante en la parte inferior se observa, de forma similar al lado izquierdo, una zona en la que la rugosidad es muy uniforme situada en un plano inclinado. Por tanto se puede pensar que la fractura se produjo de forma dúctil predominantemente en el lado izquierdo de la probeta y en el instante crítico de rotura la fractura frágil se propagó desde la corona exterior del lado derecho hacia el interior.

La superficie de fractura de la probeta ensayada con precarga (Fig. 3.21h y Fig. 3.22d) es similar a la ensayada sin precarga, ya que no se aprecia una zona diferenciada en el borde de la superficie y por tanto también se hace necesario el análisis microscópico de la corona exterior para determinar la acción del hidrógeno. Otra similitud que se puede observar en las probetas A6B es que en el lateral izquierdo aparece una zona rugosa con marcas dirigidas hacia el interior (Fig. 3.21h). A continuación aparece una zona con una rugosidad muy uniforme sobre un plano inclinado que se extiende hasta el centro del alambre, donde se encuentra con otro plano (con la misma textura muy uniforme) que parte del lado superior derecho de la probeta. En el sector derecho inferior, formando un cuadrante casi perfecto, la fractura se produce sobre un plano horizontal.

4.5.2. Análisis microscópico de las superficies de fractura

El análisis a nivel microscópico de las superficies de fractura de las probetas ensayadas se ha realizado a partir de los resultados del análisis visual siguiendo el proceso de fractura desde el lugar de iniciación. También se han observado diferentes puntos de la corona exterior de la superficie de fractura en busca de los efectos del hidrógeno. Este análisis permite corroborar las impresiones del análisis preliminar visual, permitiendo aclarar en mayor medida el proceso de fractura que han sufrido las probetas ensayadas.

Para comprender mejor el análisis microfractográfico resulta conveniente utilizar la clasificación de los diferentes tipos de fractura que pueden aparecer en este tipo de probetas utilizando la terminología de AYASO (2001) y VERGARA (2007). En la Tabla 3.8 se define la nomenclatura utilizada para identificar los diferentes tipos de microfractura: el clivaje asociado a la fractura frágil (C), la coalescencia de microhuecos (CMH) asociada a la fractura dúctil y la superficie de desgarro producida por la acción del hidrógeno (*Tearing Topography Surface* o TTS).

En determinadas zonas existe una mezcla de los dos tipos de fractura básicos (C y CMH) por lo que para definir estas zonas se utiliza una nomenclatura mixta colocando en primer lugar el tipo de fractura predominante.

Finalmente, en las fractografías analizadas en el MEB se ha observado, además de los tipos de fractura mencionados anteriormente, una superficie de fractura similar a la CMH. La principal diferencia respecto a la CMH típica de la fractura dúctil en aire es que la superficie de fractura analizada parece estar afectada por el ambiente agresivo. Esta forma de fractura se ha denominado CMH-AA.

Tabla 3.8. Nomenclatura empleada para describir las superficies de fractura
(AYASO, 2001, VERGARA, 2007).

Símbolo	Significado	%C	%CMH	%TTS
C	Sólo C (prácticamente)	≈100	≈0	≈0
C(+CMH)	C y poca presencia de CMH	95-80	5-20	≈0
C+CMH	C y CMH (con predominio de C)	80-55	20-45	≈0
CMH+C	CMH y C (con predominio de CMH)	45-20	55-80	≈0
CMH(+C)	CMH y poca presencia de C	20-5	80-95	≈0
CMH	Sólo CMH	≈0	≈100	≈0
CMH-AA	CMH degradado por el Ambiente Agresivo	≈0	≈100	≈0
TTS	Sólo TTS	≈0	≈0	≈100

4.5.2.1. Estudio micro-fractográfico: probetas entalladas A0A ensayadas sin precarga

En la Fig. 3.23 se muestra el esquema y la fractografía de la entalla A0A en la que se identifican las zonas analizadas con el MEB. En la Fig. 3.24 se incluyen cada una de las ampliaciones de las diferentes zonas analizadas.

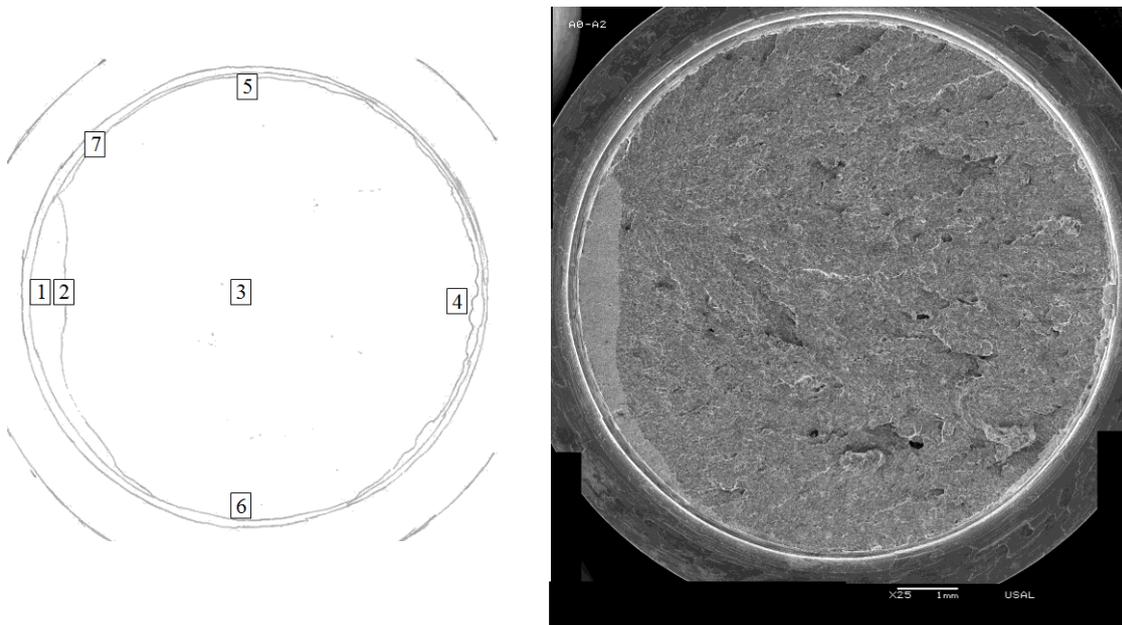


Fig. 3.23. Esquema y vista general de las zonas analizadas de la superficie de fractura de la probeta A0A ensayada sin precarga.

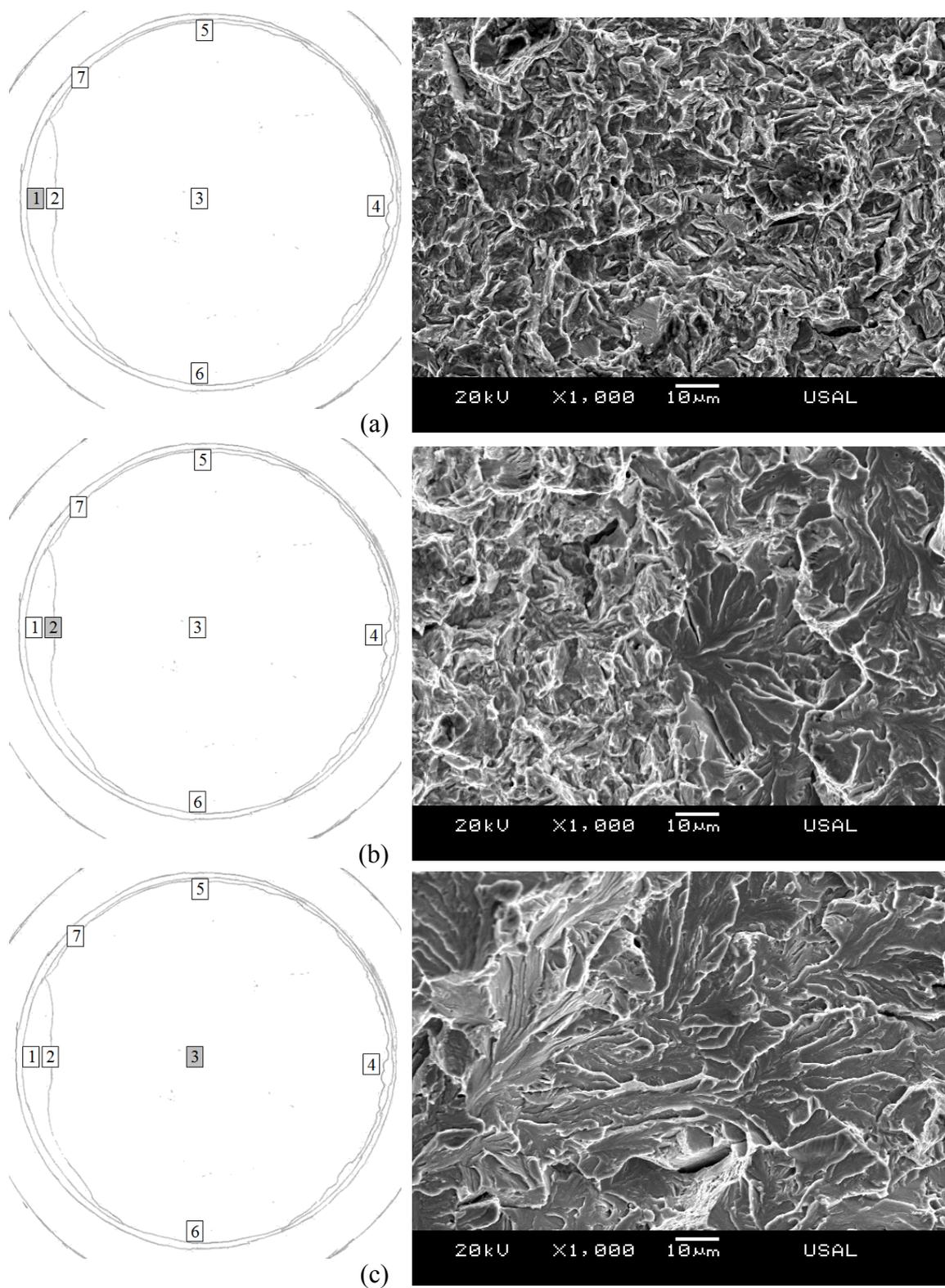


Fig. 3.24. Fractografías de la entalla A0A ensayada sin precarga:
(a) ampliación nº 1; (b) ampliación nº 2; (c) ampliación nº 3.

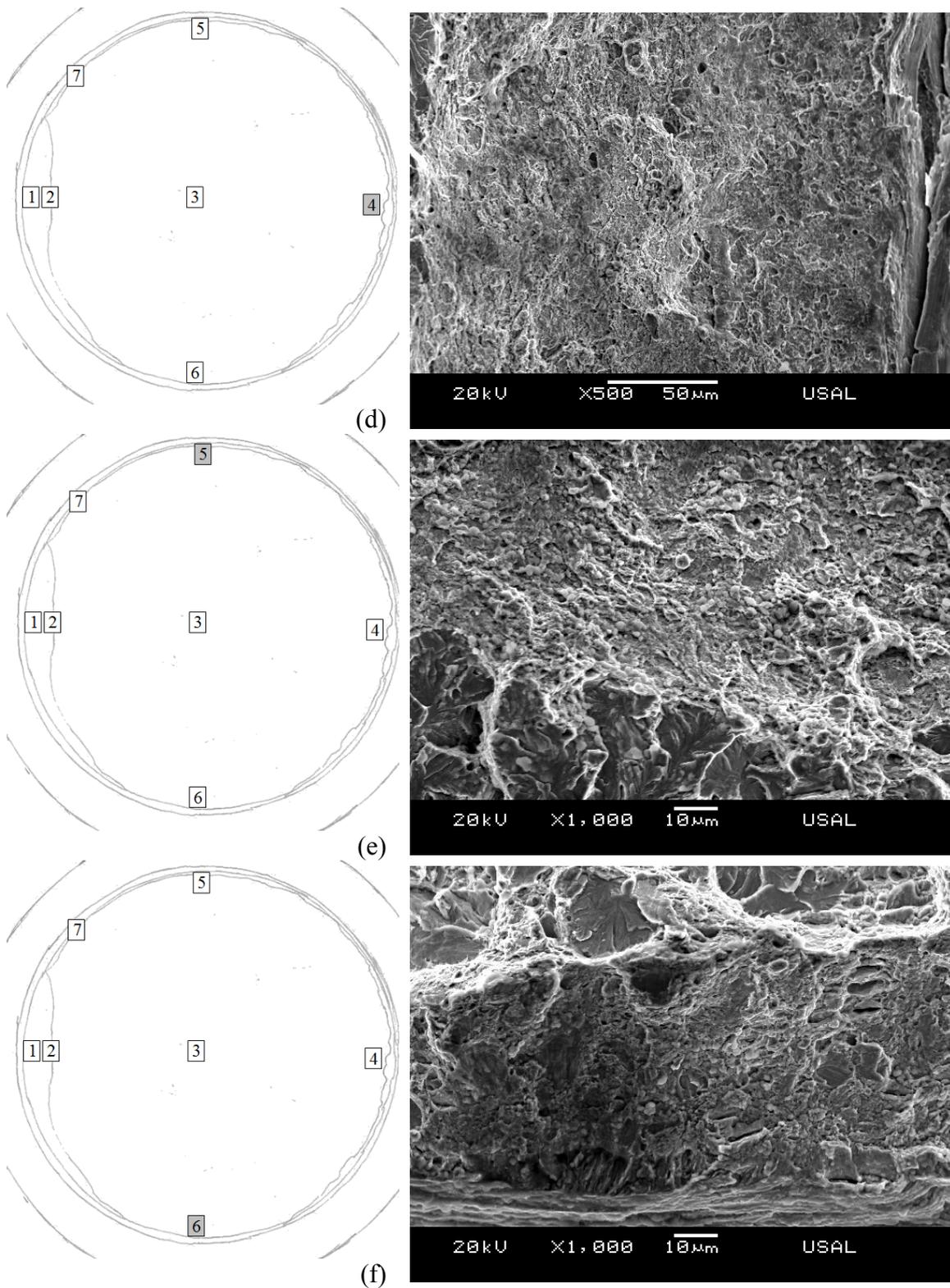


Fig. 3.24 (cont.). Fractografías de la entalla A0A ensayada sin precarga:

(d) ampliación nº 4; (e) ampliación nº 5; (f) ampliación nº 6.

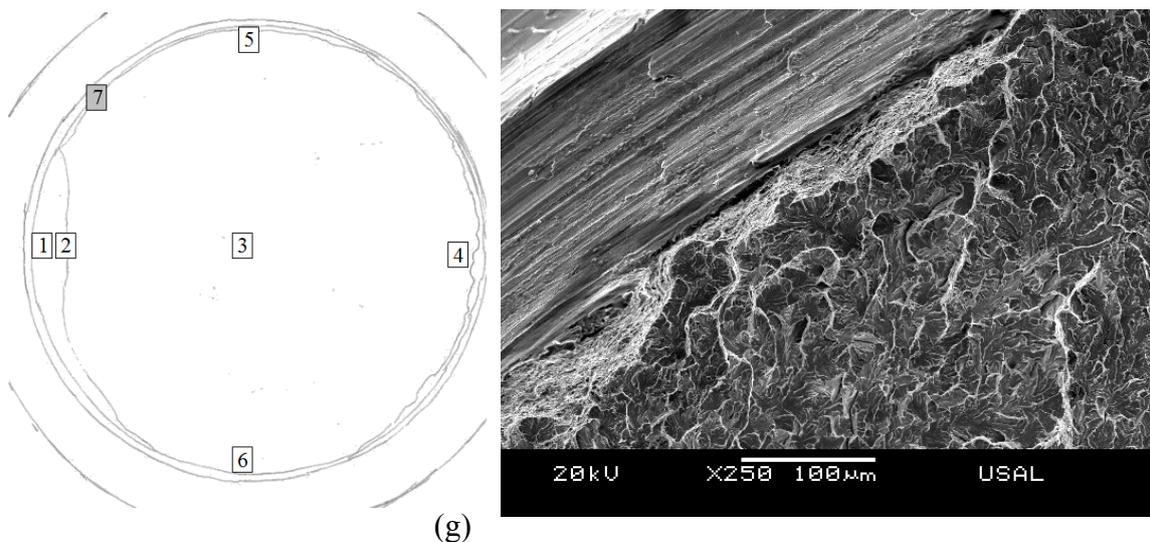


Fig. 3.24 (cont. 2). Fractografías de la entalla A0A ensayada sin precarga:
(g) ampliación nº 7.

El análisis visual de la superficie de fractura indicó que el inicio del proceso de fractura se produjo en la zona en forma de luna del lateral izquierdo de la probeta (Fig. 3.23). Por este motivo ésta ha sido la primera zona analizada. En las Fig. 3.24a y Fig. 3.24b (representativas de dicha zona) se puede ver la topografía de desgarró típica del daño producido a nivel microestructural por el hidrógeno (zona TTS) en dicha zona. Esto confirma la hipótesis establecida inicialmente en el análisis visual en la que se asignaba el inicio del proceso de fractura a esta región.

En la Fig. 3.24b obtenida en el límite de esta región se puede observar la transición de la zona TTS a una región en la que se identifica de forma clara la fractura frágil con facetas de clivaje muy definidas con marcas orientadas hacia el interior de la probeta que indican la dirección de propagación de la fractura. Esta dirección de propagación se aprecia en la Fig. 3.24c obtenida en la zona central de la probeta. En el lado opuesto a la zona de iniciación (TTS) aparece en la corona exterior, mostrada en la Fig. 3.24d, una fractura dúctil formada por múltiples huecos embebidos en una superficie de fractura semejante a la dañada por el ambiente agresivo que se ha denotado en este estudio como CMH-AA.

Este micromecanismo de fractura se extiende a lo largo de la corona exterior desde la parte superior de la probeta (Fig. 3.24e) hasta cerca de la parte inferior donde desaparece. En esta posición se aprecia (Fig. 3.23f) una zona en la que el daño producido por el hidrógeno se encuentra en la etapa inicial de formación. En la zona superior de la superficie de fractura justo entre el final de la zona TTS y la zona CMH-AA aparece una región en la que la corona exterior desaparece (Fig. 3.24g).

A la vista de lo expuesto en el párrafo anterior se puede concluir que la fractura se inició en la zona identificada como TTS en el lado izquierdo de la probeta (Fig. 3.24a y Fig. 3.24b) para propagarse a continuación hacia el punto diametralmente opuesto tal como muestran las marcas de las facetas de clivaje (Fig. 3.24b y Fig. 3.24c). No obstante, a pesar de la aparición de un foco principal en el lado izquierdo, la acción del hidrógeno también aparece en forma de CMH-AA y de un segundo foco de TTS en diferentes puntos de la corona exterior.

4.5.2.2. Estudio micro-fractográfico: probetas entalladas A0A* ensayadas con precarga

En la Fig. 3.25 se muestra la fractografía y el esquema donde se identifican las zonas analizadas con el MEB de la probeta A0A sometida a la precarga I previa al ensayo en ambiente agresivo. En la Fig. 3.26 se incluyen cada una de las ampliaciones realizadas en las diferentes regiones estudiadas.

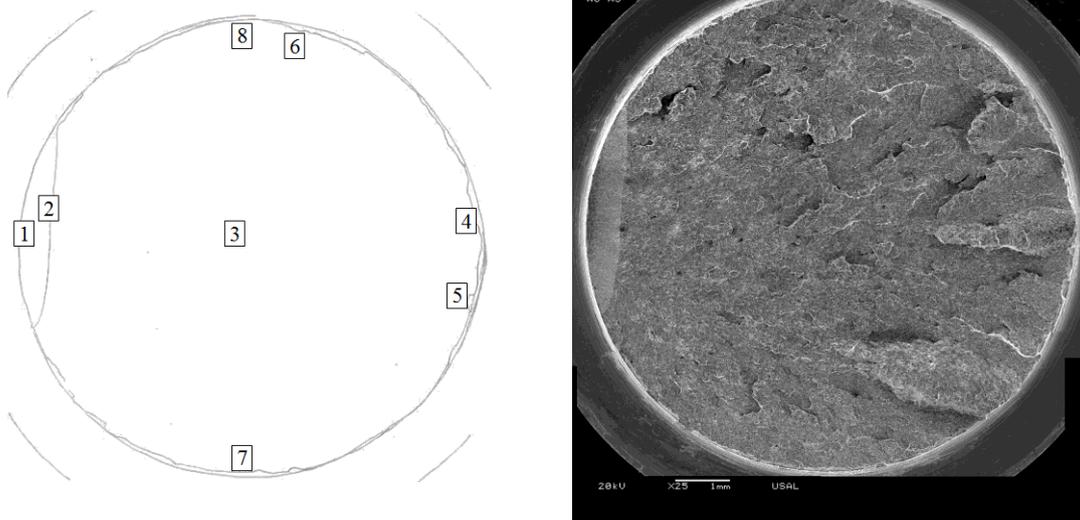


Fig. 3.25. Esquema y vista general de las zonas analizadas de la superficie de fractura de la probeta A0A ensayada con precarga.

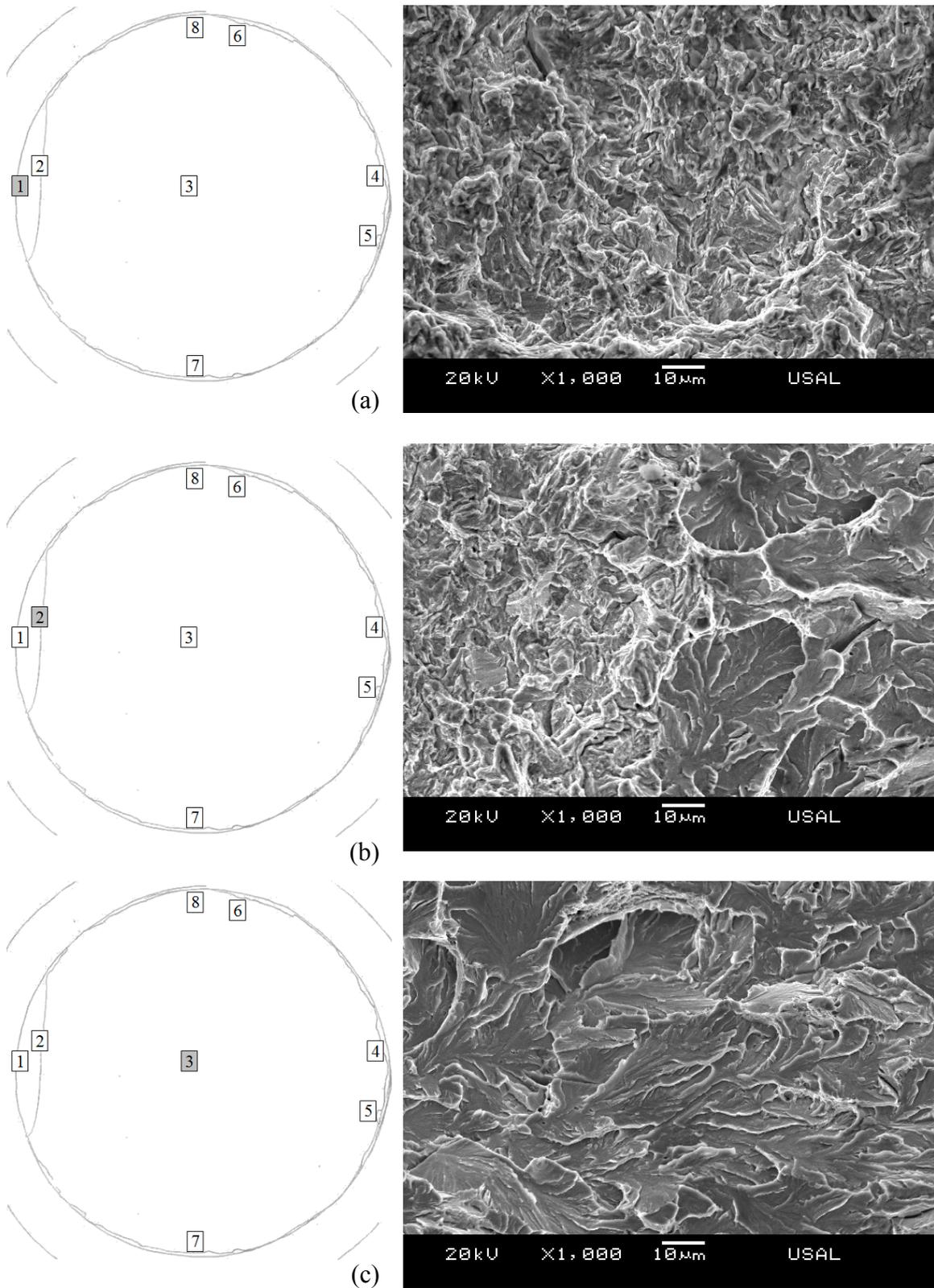


Fig. 3.26. Fractografías de la entalla A0A ensayada con precarga:
 (a) ampliación nº 1; (b) ampliación nº 2; (c) ampliación nº 3.

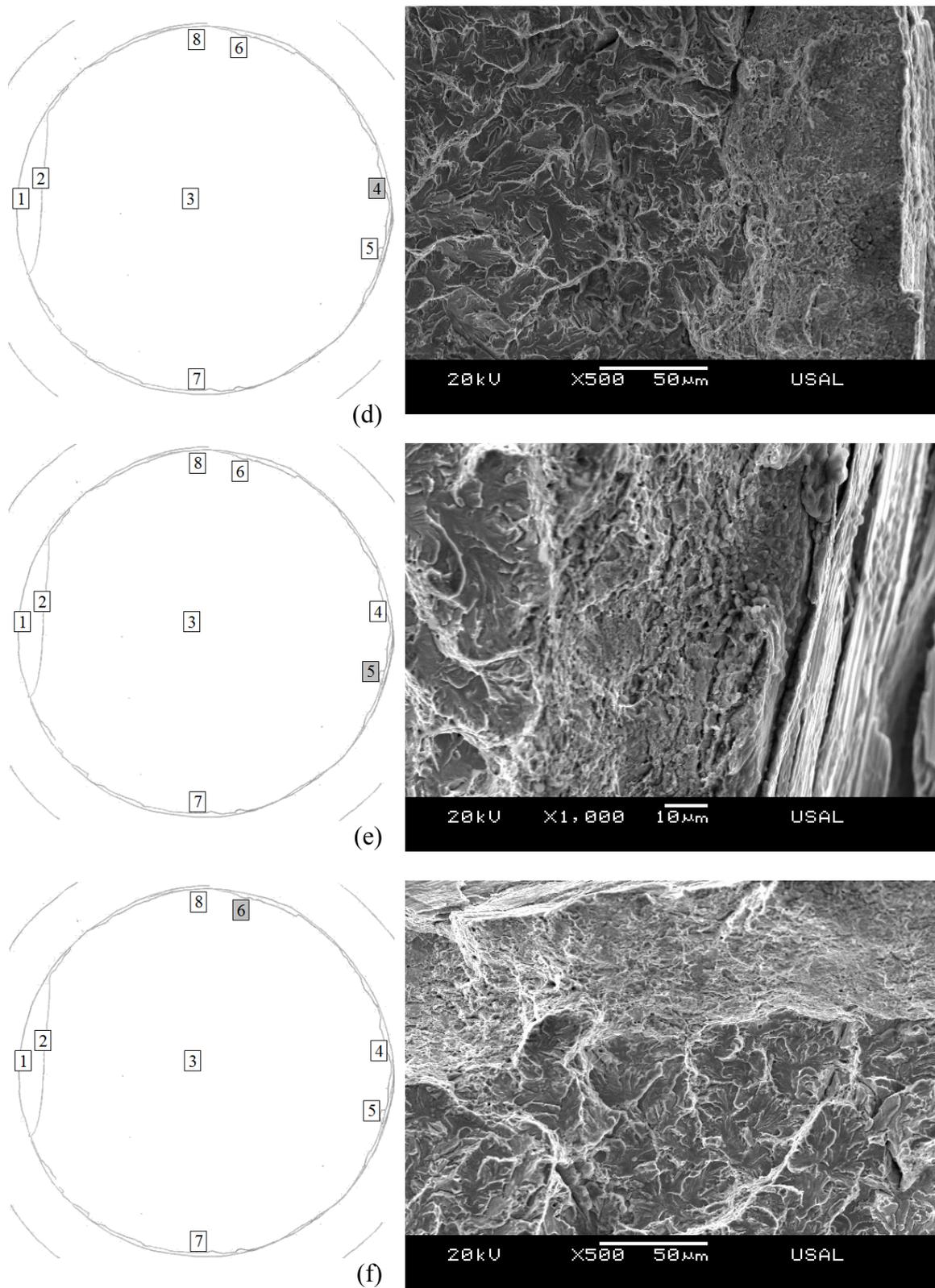


Fig. 3.26 (cont.). Fractografías de la entalla A0A ensayada con precarga:

(d) ampliación nº 4; (e) ampliación nº 5; (f) ampliación nº 6.

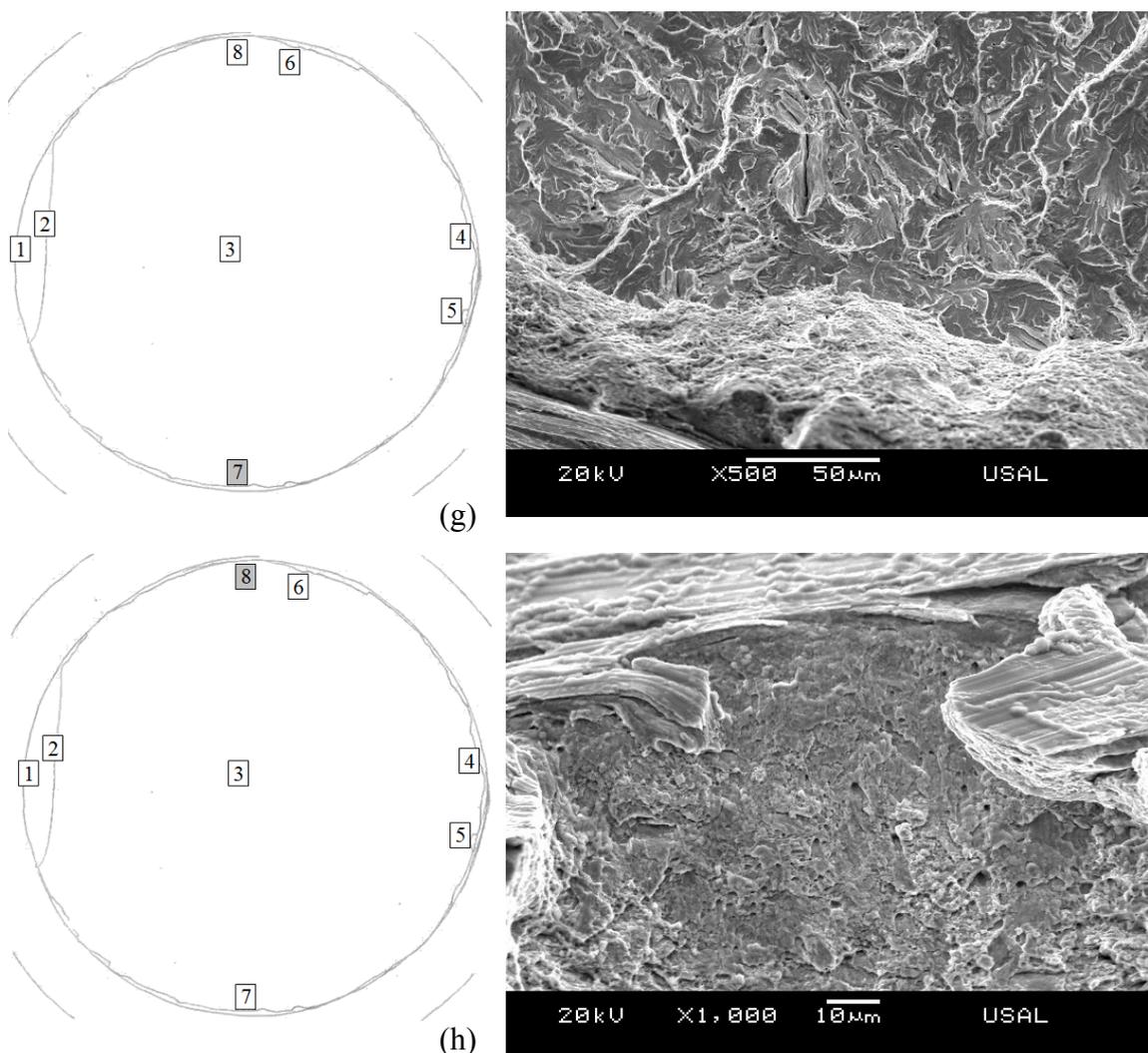


Fig. 3.26 (cont. 2). Fractografías de la entalla A0A ensayada con precarga:
(g) ampliación nº 7; (h) ampliación nº 8.

En las distintas representaciones de la Fig. 3.26 se puede observar un comportamiento en fractura similar al de la probeta entallada A0A ensayada sin precarga. La zona identificada en el lateral izquierdo, mostrada en las Fig. 3.26a y Fig. 3.26b, presenta una zona muy definida en la que se puede observar la fractura típica producida por el hidrógeno (zona TTS). Por tanto se puede considerar que, al igual que en el caso anterior, la zona TTS es el lugar donde se inició la fractura. La Fig. 3.26b obtenida en el borde de esta zona muestra la transición de la zona de daño por hidrógeno a la zona de fractura frágil por clivaje en la que de nuevo las marcas de las facetas de clivaje están

dirigidas hacia el interior del alambre. El análisis de la zona central de la superficie de fractura, Fig. 3.26c, muestra esta direccionalidad que corrobora la dirección de propagación de la fractura que se ha producido de izquierda a derecha tal como muestran las marcas de las facetas de clivaje. En el extremo opuesto al foco donde se inició la fractura, Fig. 3.26d, se aprecia en la corona exterior una zona que es muy similar a la zona de daño producida por el hidrógeno (TTS) en el lado opuesto pero mucho más estrecha que la del foco principal. Esta zona se extiende a lo largo de la corona exterior sobre un arco de unos 45° , tal como se puede apreciar en la Fig. 3.26e.

La acción del ambiente agresivo también se puede apreciar en la zona superior de la probeta, Fig. 3.26f, en forma del micromecanismo de fractura frágil afectado por el ambiente agresivo (CMH-AA) y en la zona inferior, Fig. 3.26g, donde se puede apreciar que la fractura se ha producido en forma de labio a 45° así como la llegada de las facetas de clivaje a la corona exterior. No obstante, en la parte superior de la probeta existe una zona, Fig. 3.26h, en la que el micromecanismo de fractura, a pesar de ser una fractura dúctil, parece no haber sido afectado por el hidrógeno, siendo similar a la CMH obtenida en aire. A la vista de lo expuesto se puede concluir que en este caso la fractura se produjo de forma similar a la probeta A0A ensayada en ambiente agresivo sin precarga a través de la formación de una zona TTS claramente definida en la parte izquierda de la probeta que se convirtió en el iniciador de la fractura. A partir de ésta la fractura se propagó hacia el extremo opuesto de la probeta en forma de fractura frágil.

A diferencia del caso anterior, la acción del hidrógeno se muestra también en un foco secundario de TTS en el lado derecho de la corona exterior de la probeta, diametralmente opuesto al foco principal, pero con un espesor claramente inferior al del foco principal. La acción del hidrógeno también se manifiesta en forma de CMH-AA en la parte superior e inferior de la corona situándose entre las zonas TTS.

4.5.2.3. Estudio micro-fractográfico: probetas entalladas A0B ensayadas sin precarga

En la Fig. 3.27 se muestra la fractografía y el esquema donde se identifican las diferentes zonas analizadas con el MEB de la probeta A0B ensayada en ambiente agresivo sin aplicarle ninguna precarga previa. En la Fig. 3.28 se muestran las ampliaciones realizadas con el MEB.

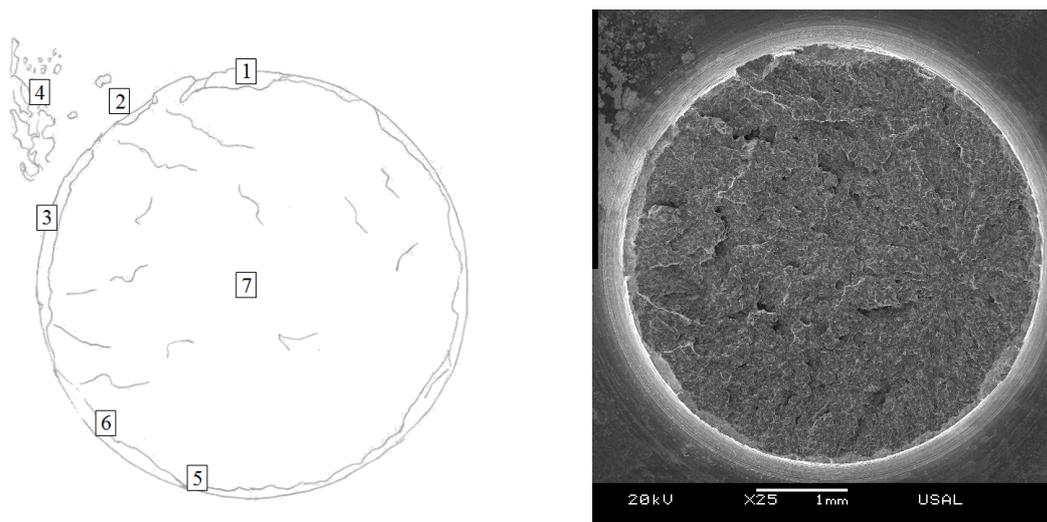


Fig. 3.27. Esquema y vista general de las zonas analizadas de la superficie de fractura de la probeta A0B ensayada sin precarga.

En estas probetas, a diferencia de las entallas A0A, no aparece una zona claramente diferenciada en la corona exterior por lo que resulta necesario analizar diferentes puntos de la corona exterior para poder definir la acción del hidrógeno. No obstante, este análisis debe hacerse con cierta precaución, sin olvidar que la fractura final de la probeta se produjo durante un ensayo de tracción en aire posterior al ensayo en condiciones catódicas una vez transcurridos 15 días de exposición al ambiente agresivo.

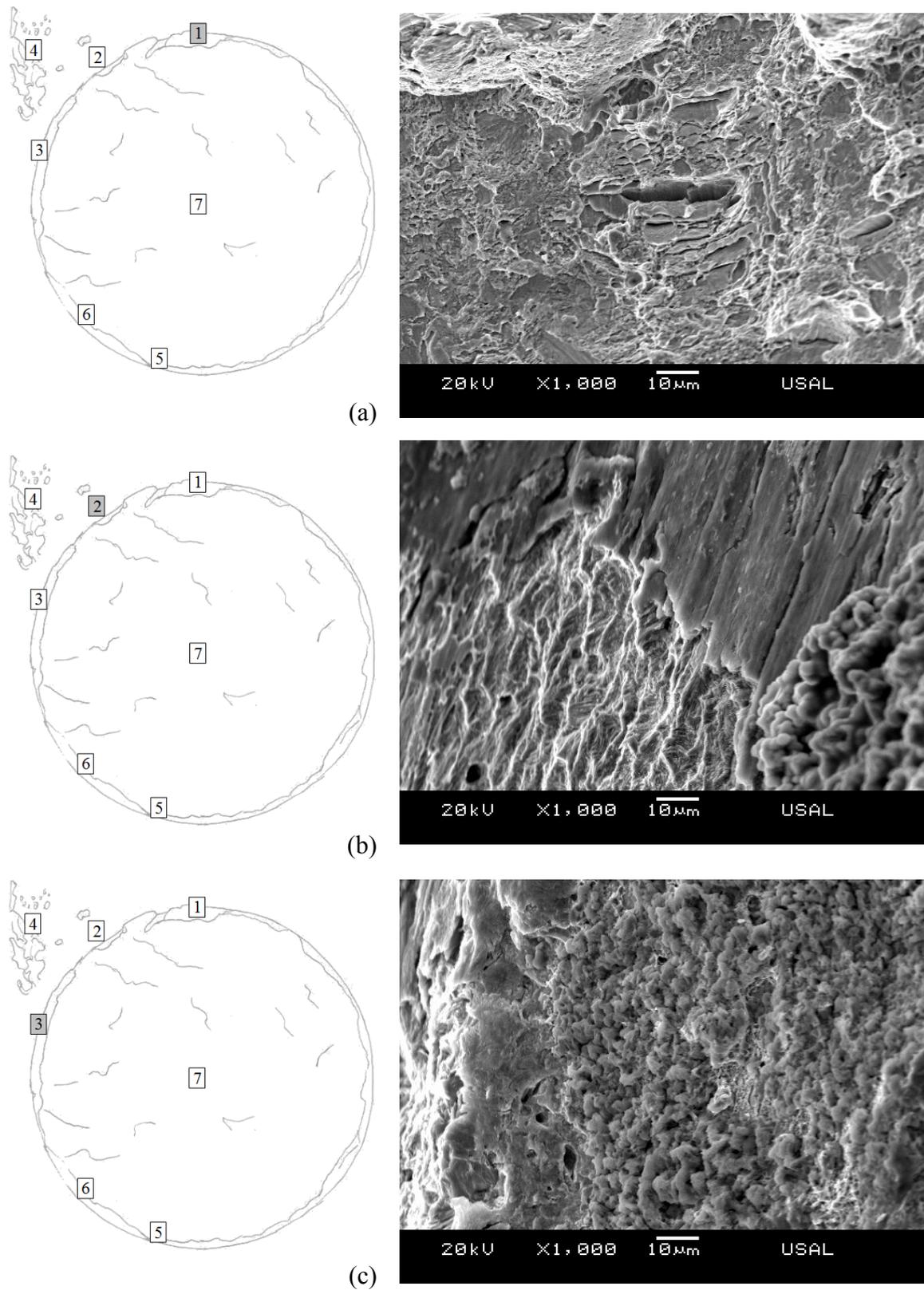


Fig. 3.28. Fractografías de la entalla A0B ensayada sin precarga:

(a) ampliación nº 1; (b) ampliación nº 2; (c) ampliación nº 3.

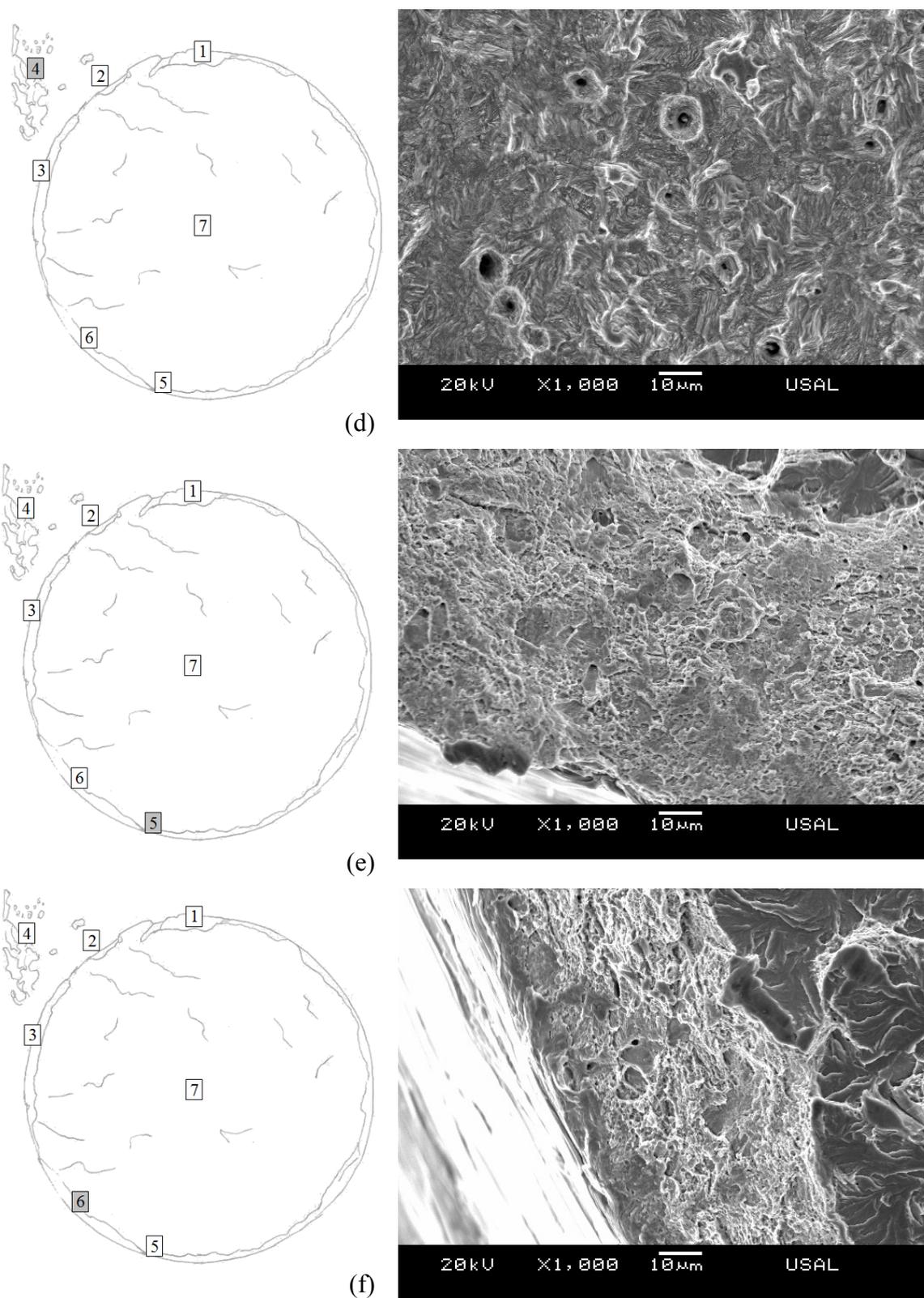


Fig. 3.28 (cont.). Fractografías de la entalla A0B ensayada sin precarga:
(d) ampliación nº 4; (e) ampliación nº 5; (f) ampliación nº 6.

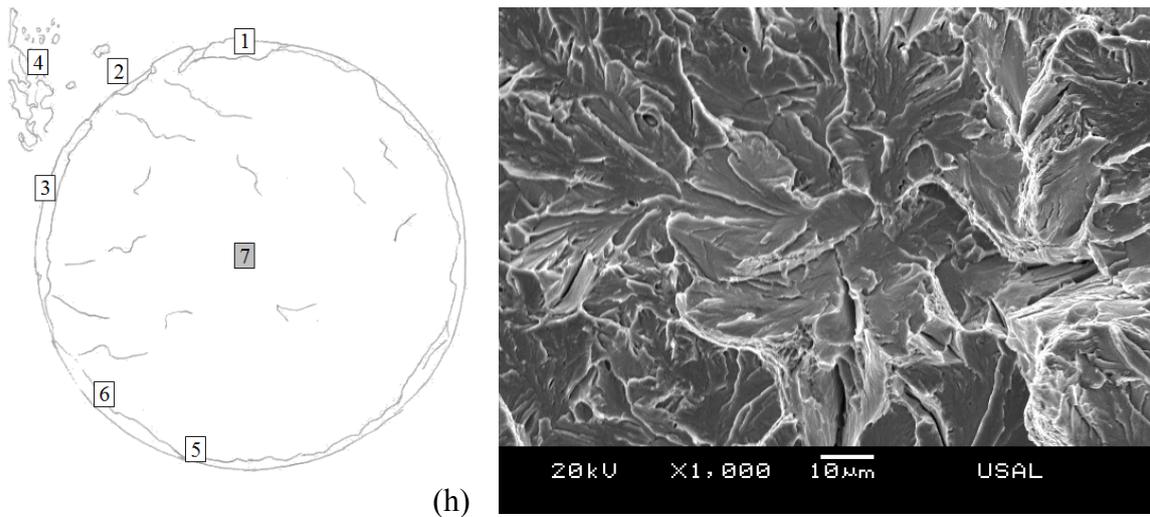


Fig. 3.28 (cont. 2). Fractografías de la entalla A0B ensayada sin precarga:
(h) ampliación nº 7.

El análisis microscópico de la corona exterior de la probeta mostró evidencias de la acción del hidrógeno (zonas TTS) de forma muy localizada en la parte superior de la probeta, Fig. 3.28a. En esta imagen se pueden ver múltiples fisuras embebidas en una superficie rugosa similar a la producida por la acción del hidrógeno. En la parte superior izquierda de la probeta, Fig. 3.28b, se puede observar también una zona TTS pero en este caso fuera del plano donde se produjo la fractura final de la probeta, dañando la superficie exterior de la entalla. En la Fig. 3.28b se observa en el borde de la entalla justo por encima de la zona dañada por el hidrógeno una acumulación de partículas de forma globular.

Para determinar la naturaleza de esta formación se ha analizado la composición con el equipo de difracción de rayos X (EDX, *Energy Dispersive X-ray spectroscopy*) incorporado en el MEB. Los resultados del análisis de la formación globular observada en la Fig. 3.28b demuestran la presencia en el espectro de hierro y oxígeno por lo que se puede deducir que estas distribuciones globulares son óxidos de hierro (Fig. 3.28i-j).

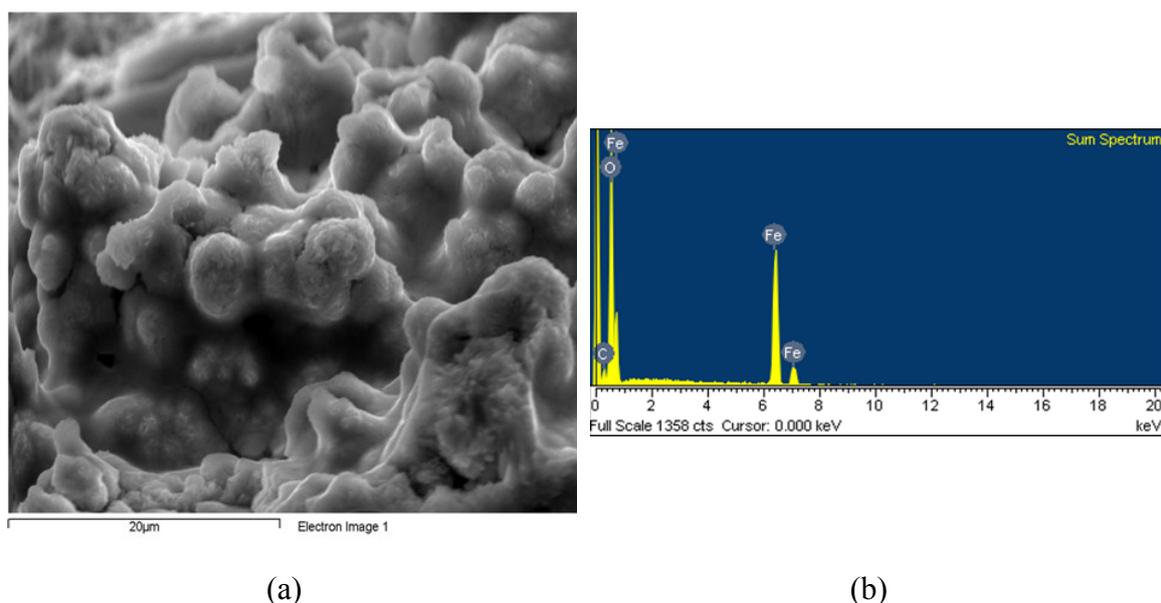


Fig. 3.28 (cont. 3). (i) Detalle de la zona analizada con el EDX de la formación globular observada la entalla A0B sin precarga y (j) espectro obtenido del análisis.

La formación de óxidos de hierro observada en la Fig. 3.28b se extiende a lo largo de la corona exterior de la superficie de fractura en el lado izquierdo de la probeta, tal como se puede observar en la Fig. 3.28c, distribuida sobre un plano inclinado. En la parte exterior de la entalla, sobre el labio de la entalla, se aprecia una zona muy dañada en comparación con las entallas tipo A. El análisis de esta zona, Fig. 3.28d, revela la acción del ambiente agresivo, en forma de corrosión por picadura en múltiples puntos (donde aparecen inclusiones en el material), embebida en una superficie de fractura que podría resultar similar a la zona de desgarro producida por el hidrógeno (TTS) aunque no está muy definida.

En el resto de la corona exterior se ha observado una fractura típicamente dúctil por CMH, Fig. 3.28e, que se extiende desde la parte inferior de la probeta hasta el final de la zona TTS observada en la parte superior. Entre la zona donde aparecen los óxidos y el final de la zona CMH en la parte inferior de la probeta se ha observado (Fig. 3.28f) una fractura dúctil formada por múltiples huecos en torno a una superficie rugosa que podría considerarse degradada por el ambiente agresivo (CMH-AA). En la zona interior aparece la fractura frágil del material con facetas de clivaje muy definidas, Fig. 3.28g, con marcas dirigidas de forma radial hacia el centro del alambre.

A la vista de lo expuesto se puede pensar que en la probeta A0B la acción del hidrógeno se ha producido de forma localizada pero no ha sido suficiente como para producir la fractura final de la probeta durante el ensayo en ambiente agresivo. La aparición de restos de corrosión en la corona exterior y la acción de daño producida fuera de la sección de fractura justo en el lado donde aparecen los restos de corrosión pueden ser indicios de que el hidrógeno durante el ensayo no se comportó de la misma forma que en resto de casos analizados (el hidrógeno se difunde desde la punta de la entalla hacia el interior sin producir daños en los bordes de la entalla). Esto puede ser debido a la mala calidad superficial en el borde (labio) de la entalla de las probetas mecanizadas donde se pueden ver “mordiscos” producidos por el mecanizado de las entallas que resulta especialmente difícil en estas entallas con gran profundidad. Esta no uniformidad en la superficie puede ser la causa de la concentración de tensiones (GRUM, 2001) que hace que el hidrógeno se difunda hacia estas zonas, reduciendo el transporte hacia la punta de la entalla y su posterior difusión hacia las zonas de máxima tensión hidrostática y deformación plástica. La aparición de la fractura frágil en la corona exterior se puede deber a que la fractura final de la probeta se realizó en aire.

La hipótesis que centra en la calidad del mecanizado (su calidad superficial) como la principal responsable de los procesos de corrosión, puede justificar por un lado la alta dispersión de los resultados de los ensayos realizados en las mismas condiciones, así como la larga duración de los ensayos observada en las entallas tipo B del alambón debido al escaso o nulo efecto del hidrógeno sobre estas probetas.

Por todo lo expuesto anteriormente resulta difícil establecer el cómo se ha producido la fractura con exactitud. Lo más probable es que durante el ensayo posterior en aire la fractura se haya iniciado en la corona exterior en zonas donde ya había sido dañada por el ambiente agresivo (zonas CMH-AA) y en los puntos donde aún no ha tenido efecto el ensayo en ambiente agresivo la fractura dúctil aparece como CMH típico de las roturas en aire. Esta iniciación en la corona exterior se propagó hacia el interior por clivaje, dando lugar a la rotura catastrófica final de la probeta.

4.5.2.4. Estudio micro-fractográfico: probetas entalladas A0B* ensayadas con precarga

En la Fig. 3.29 se muestra la vista en planta de la superficie de fractura de la probeta entallada A0B ensayada con precarga y un esquema en el que se incluyen las microfotografías tomadas con el MEB para esclarecer el tipo de fractura producido. En la Fig. 3.30 se muestran las ampliaciones realizadas con el MEB.

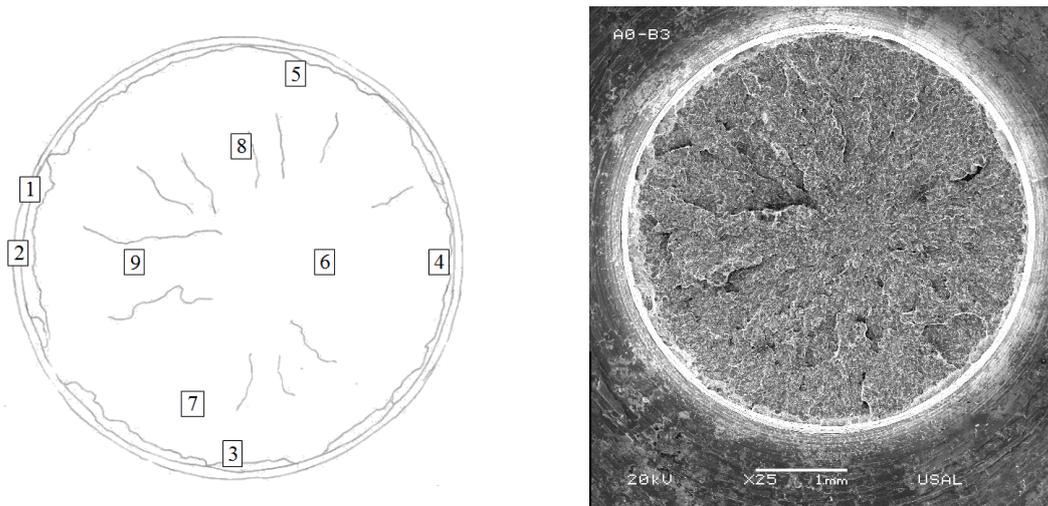


Fig. 3.29. Esquema y vista general de las zonas analizadas de la superficie de fractura de la probeta A0B ensayada con precarga.

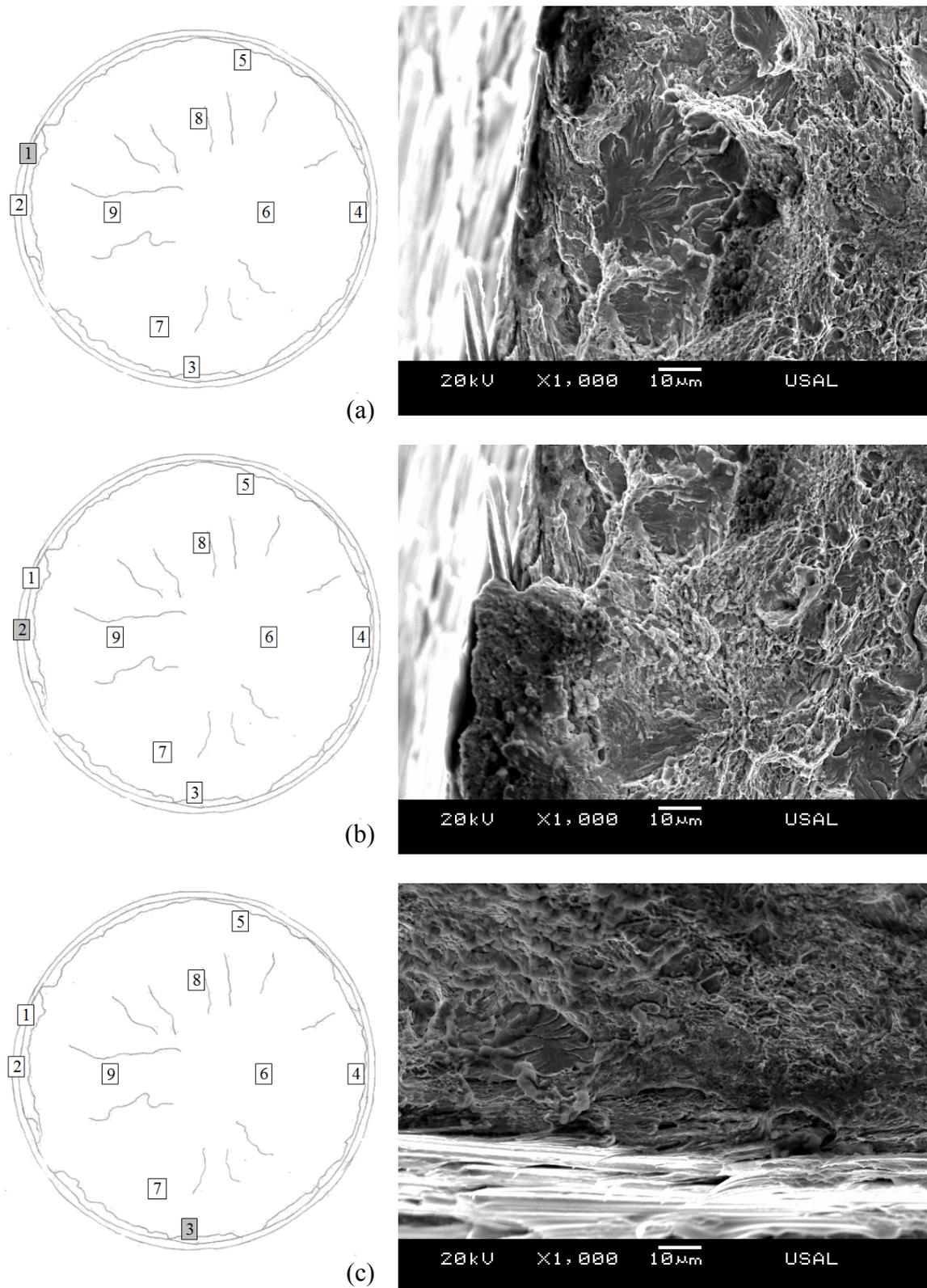


Fig. 3.30. Fractografías de la entalla A0B ensayada con precarga:

(a) ampliación nº 1; (b) ampliación nº 2; (c) ampliación nº 3.

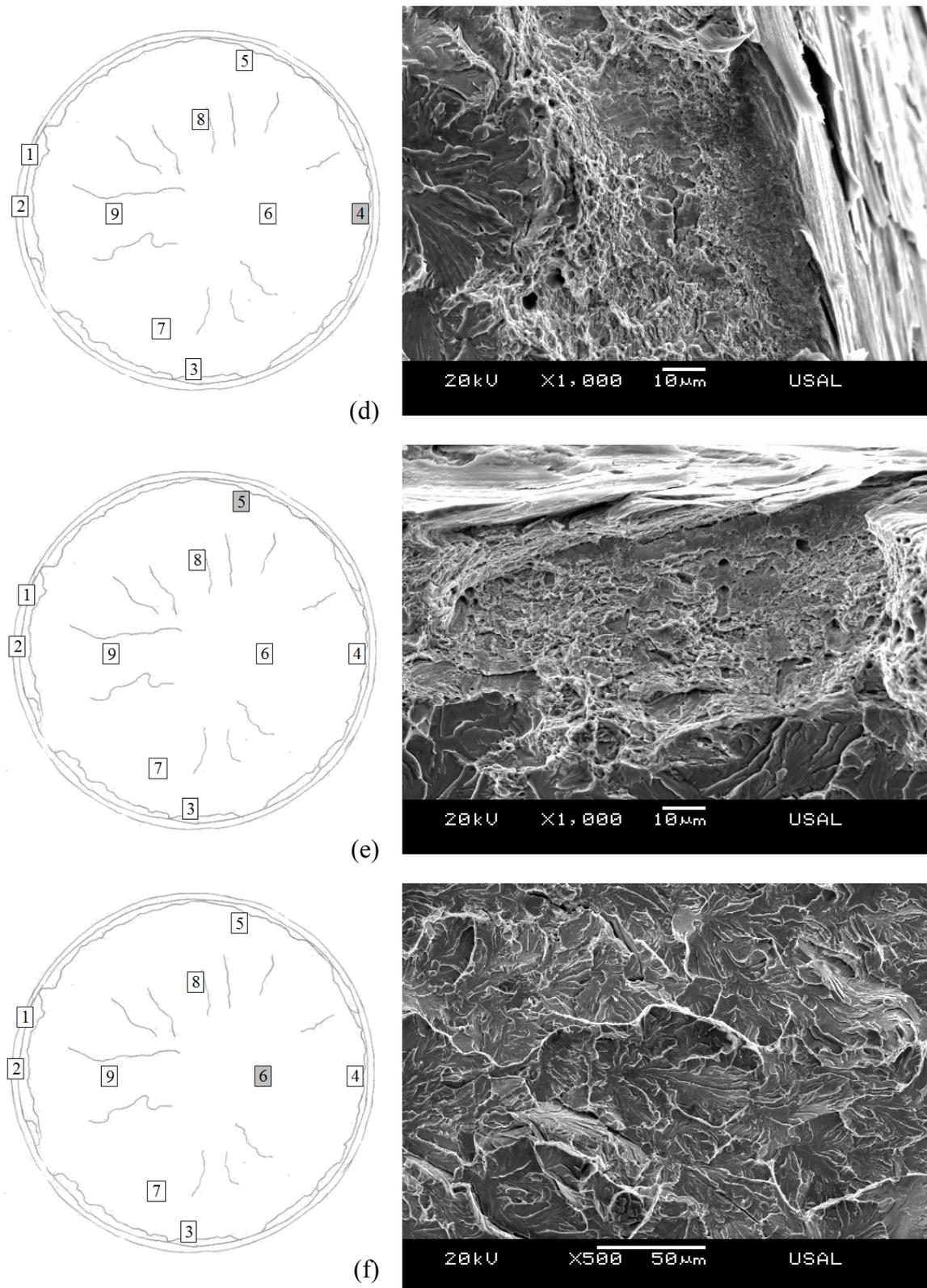


Fig. 3.30 (cont.). Fractografías de la entalla A0B ensayada con precarga:

(d) ampliación nº 4; (e) ampliación nº 5; (f) ampliación nº 6.

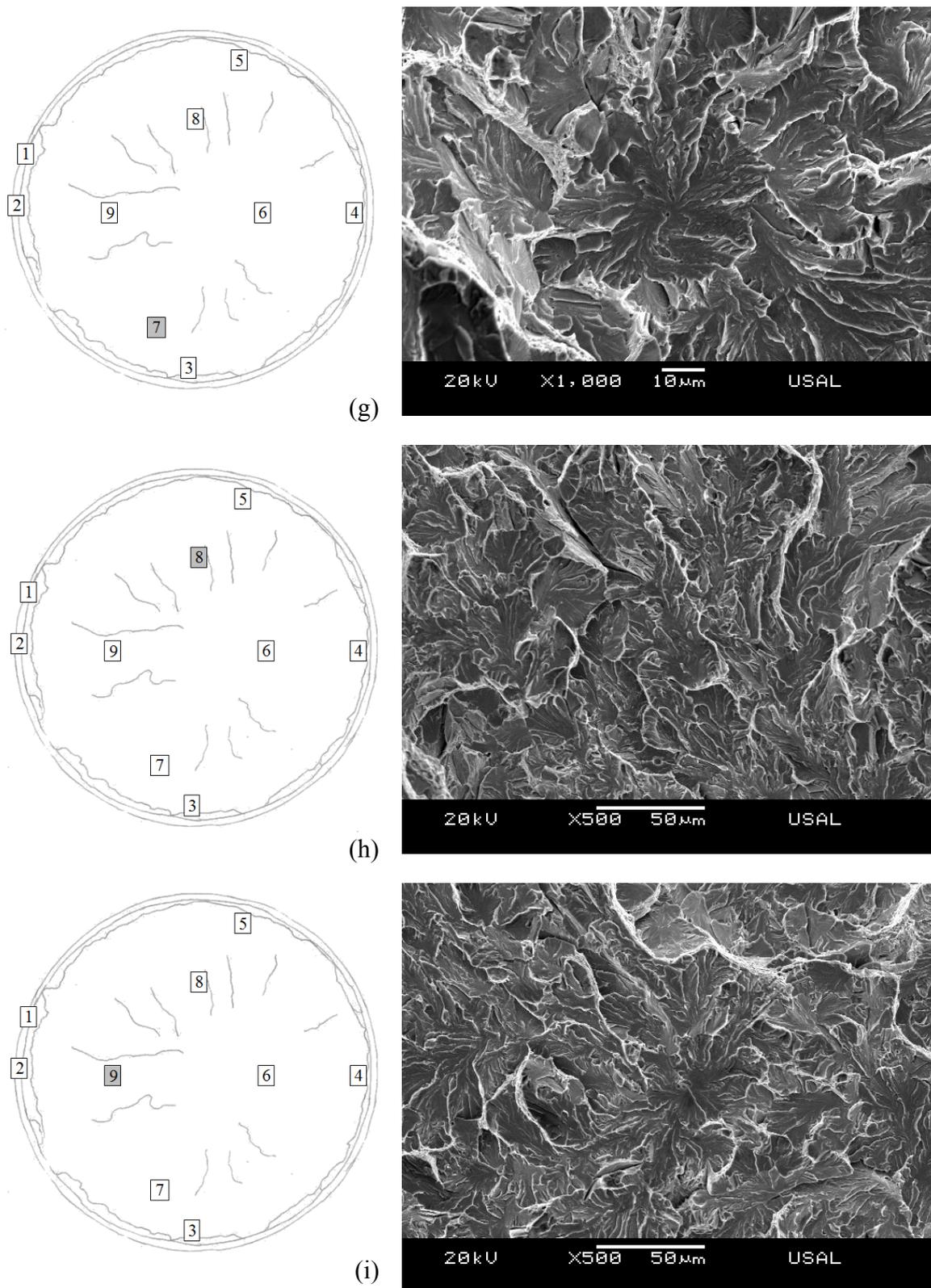


Fig. 3.30 (cont.2). Fractografías de la entalla A0B ensayada con precarga:
 (g) ampliación nº 7; (h) ampliación nº 8; (i) ampliación nº 9.

Al igual que en el caso de la entalla A0B en el ensayo sin precarga, la entalla A0B sometida a una precarga previa al ensayo en ambiente agresivo no muestra a simple vista una zona TTS tan claramente definida como la que apareció en las probetas entalladas A0A. El análisis de la corona exterior de la probeta permite identificar una zona similar a la TTS en el lateral izquierdo de la probeta, Fig. 3.30a y Fig. 3.30b, donde se pueden apreciar facetas de clivaje aisladas en una superficie de fractura muy rugosa.

A continuación de la zona TTS del lado izquierdo, Fig. 3.30c, aparece en la corona exterior una zona que se extiende hasta el lado superior derecho de la probeta, Fig. 3.30d, donde se puede apreciar un micromecanismo de fractura dúctil con formación de microhuecos, embebido en una superficie de fractura con una textura rugosa similar a la producida por la degradación microestructural por el ambiente agresivo, *i.e.* CMH-AA. Al final de esta zona (en la parte superior de la corona exterior) la fractura sigue siendo dúctil por CMH pero en este caso la superficie en la que aparecen los microhuecos parece no estar afectada por el ambiente agresivo, siendo muy similar a la que aparece en aire, Fig. 3.30e.

En el interior la fractura se ha producido por clivaje, tal como muestra la Fig. 3.30f, con facetas de clivaje muy bien definidas con marcas dirigidas hacia el exterior. En otros puntos de la sección de fractura se pueden ver diversos puntos que han actuado como iniciadores, con marcas de clivaje que salen de ese iniciador, Fig. 3.30g.

Los efectos del hidrógeno en la fractura de esta probeta, al igual que en el caso de la entalla A0B sin precarga, no están tan definidos como las entallas tipo A. La fractura en aire se ha podido producir a partir de las zonas previamente dañadas por el hidrógeno durante el ensayo en ambiente agresivo cuyo efecto no ha sido lo suficientemente alto como para producir la fractura catastrófica. En las zonas donde el ambiente agresivo no ha producido daño microestructural, el inicio de la fractura se produce por CMH al igual que sucede en la fractura en aire. Una vez iniciada la fractura en la corona exterior se propagó de forma frágil hacia el interior con múltiples puntos de disparo.

4.5.2.5. Estudio micro-fractográfico: probetas entalladas A6A ensayadas sin precarga

En la Fig. 3.31 se muestran la fractografías de la vista en planta y alzado de la probeta fracturada A6A ensayada en ambiente agresivo sin precarga previa, así como los esquemas en los que se identifican las diferentes regiones analizadas con el MEB mostradas en las Fig. 3.32 y Fig. 3.33.

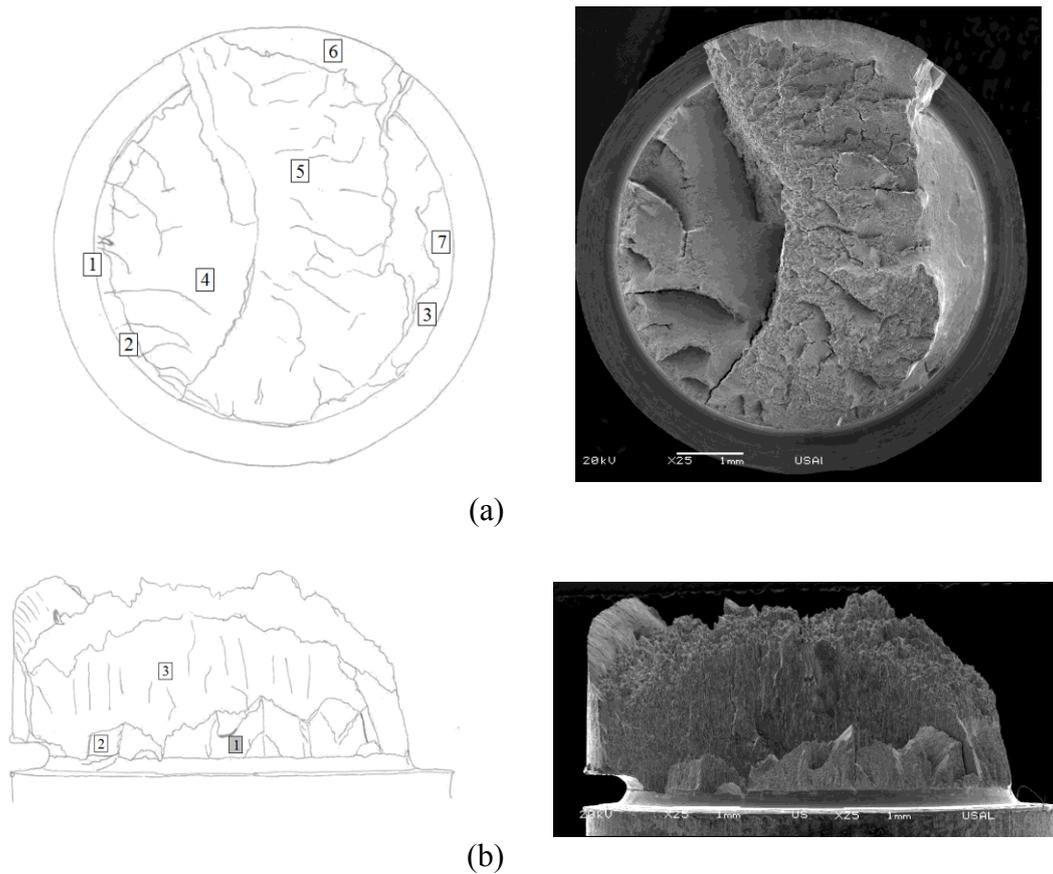


Fig. 3.31. Esquema y vista general de las zonas analizadas de la superficie de fractura de la probeta A6A ensayada sin precarga (a) vista en planta y (b) vista en alzado.

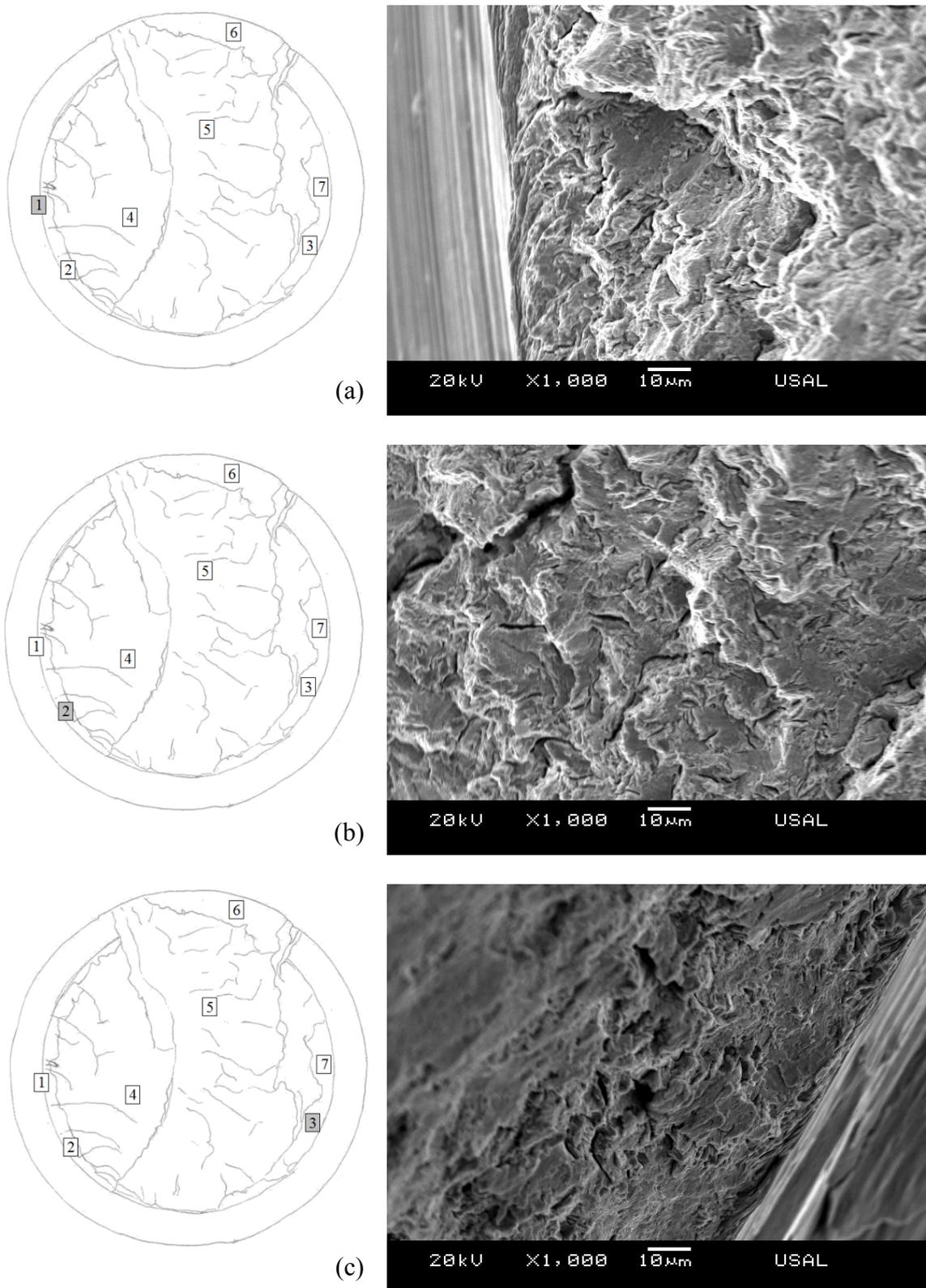


Fig. 3.32. Fractografías de la entalla A6A ensayada sin precarga:
(a) ampliación nº 1; (b) ampliación nº 2; (c) ampliación nº 3.

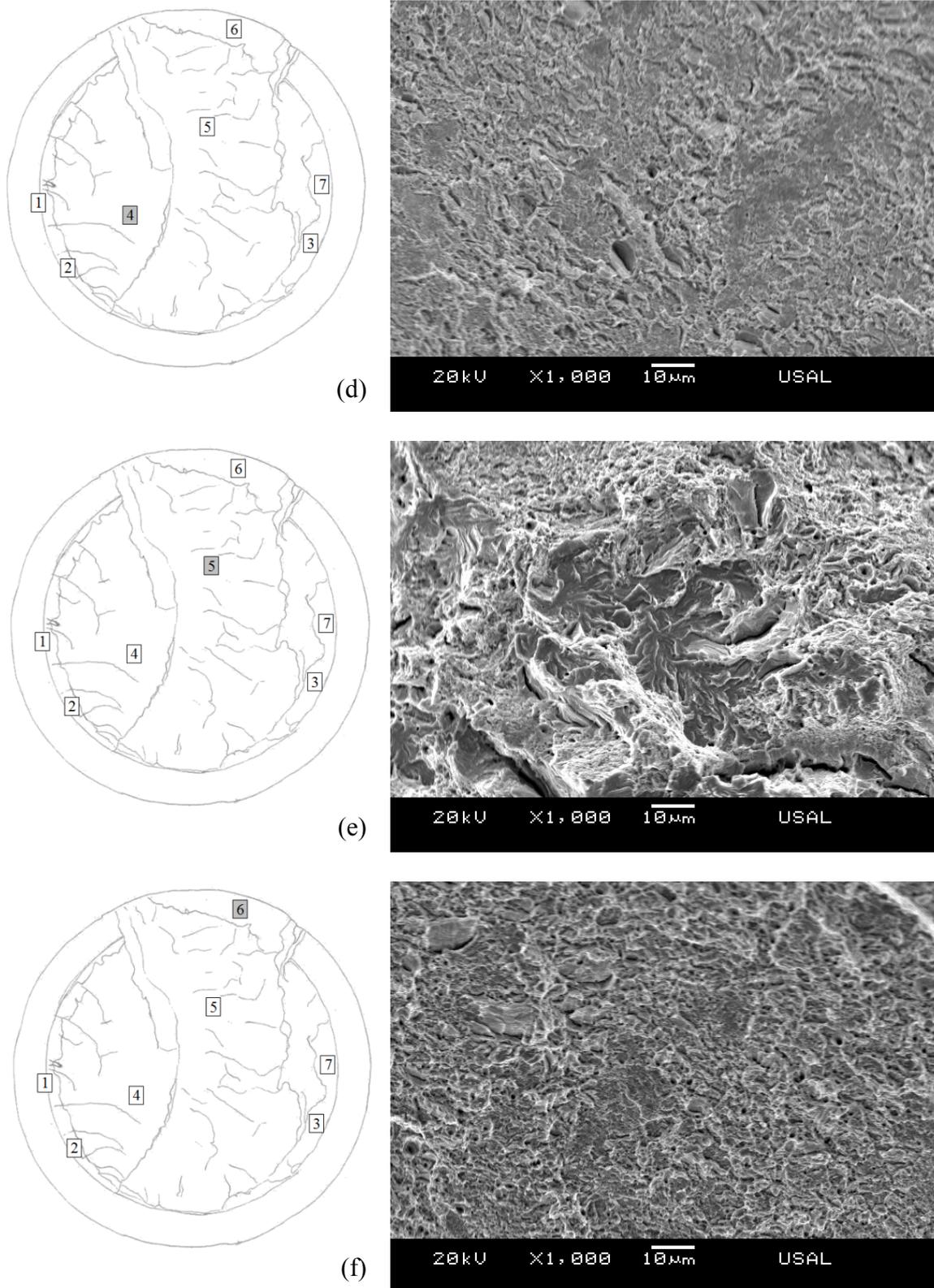


Fig. 3.32 (cont.). Fractografías de la entalla A6A ensayada sin precarga:

(d) ampliación nº 4; (e) ampliación nº 5; (f) ampliación nº 6.

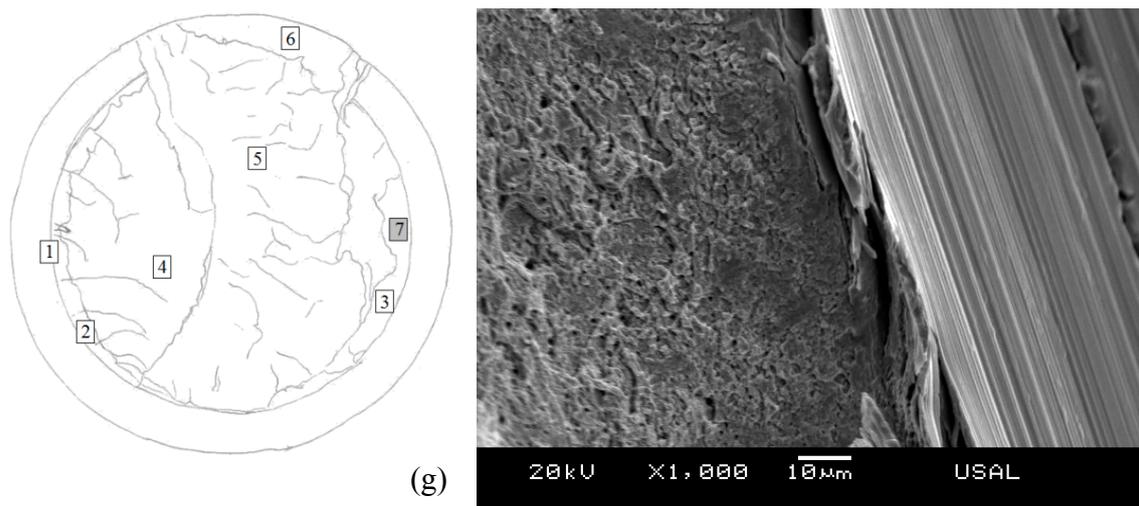


Fig. 3.32 (cont. 2). Fractografías de la entalla A6A ensayada sin precarga:
(g) ampliación n° 7.

Al igual que en el alambrión, la entalla A6A sin precarga presenta una zona claramente diferenciada en la corona exterior que se extiende a lo largo de un amplio sector en el lado izquierdo de la superficie de fractura (Fig. 3.31a). El análisis de esta zona con el MEB, Fig. 3.32a y Fig. 3.32b, muestra que el micromecanismo de fractura en esta zona está formado claramente por una TTS localizada en un plano inclinado, debido a la anisotropía propia del acero fuertemente trefilado. En la Fig. 3.32b se pueden apreciar las múltiples microfisuras producidas por la acción del hidrógeno sobre el material. A pesar de que la TTS aparece fundamentalmente en el lateral izquierdo, en la parte inferior del lado derecho aparece un foco secundario de TTS sobre una pared con una gran inclinación, tal como se aprecia en la Fig. 3.32c.

A continuación de la zona TTS del lado izquierdo de la superficie de fractura se puede observar una meseta con una rugosidad muy uniforme. El análisis de esta zona con el MEB muestra una superficie de fractura típicamente dúctil por CMH, Fig. 3.32d. Esta rugosidad muy uniforme solo desaparece en determinados puntos que salen de la zona TTS en los que se produce un levantamiento de la fractura respecto del plano en el que está situada la meseta.

El final de esta zona viene delimitado por una pared vertical que eleva la superficie de fractura a un plano superior en el que se observa, Fig. 3.32e, una mezcla de fractura dúctil CMH con fractura frágil (C) siendo el micromecanismo de fractura más abundante el primero (CMH+C). A continuación de esta región, en la zona superior derecha del borde exterior de la entalla, se puede observar una zona en la que se ha producido la fractura dúctil típica de aire por CMH en forma de un labio a 45°, Fig. 3.32f. Finalmente en el lateral derecho al final de la zona TTS aparece otro foco de CMH, Fig. 3.32g.

En las vistas del alzado de la probeta A6A ensayada sin precarga (Fig. 4.34) se puede ver de forma más clara los niveles en los que se ha producido la fractura de la probeta. El primero mostrado en las Fig. 3.33a y Fig. 3.33b corresponde a la zona de fractura producida por el hidrógeno en forma de TTS vertical, claramente alargada y orientada en la dirección del eje del alambre. En la Fig. 3.33a la fractura es predominantemente TTS alargada y orientada mientras que en la zona mostrada en la Fig. 3.33b se pueden ver facetas de clivaje, embebidas en una fractura del tipo TTS, orientadas en la dirección del eje del alambre.

La segunda zona corresponde a la pared vertical que delimita los dos planos en los que se produce la fractura. En la Fig. 3.33c, representativa de esta zona se aprecia como la fractura se produce por clivaje con facetas muy bien definidas y, al igual que la TTS, claramente alargadas y orientadas en la dirección del trefilado debido a la orientación microestructural producida por el trefilado. En la parte superior de esta pared se puede ver la zona rugosa correspondiente a la fractografía CMH con clivaje de la Fig. 3.32e en la vista en planta y finalmente en el lado izquierdo la zona típica de rotura en aire en forma de copa–cono vista en la Fig. 3.32g.

Se puede concluir que la fractura de esta probeta se ha iniciado en la zona TTS del lateral izquierdo de la probeta con un foco secundario en la zona inferior derecha. El proceso de fractura continuó con la formación de microhuecos en dos zonas situadas en planos diferentes que se unieron en el instante de fractura por un plano vertical donde la fractura se produjo de forma frágil por clivaje. La aparición de facetas de clivaje en el plano superior puede ser debida a que el proceso de formación y coalescencia de microhuecos no se completó en su totalidad, tal como ocurrió en el plano inferior.

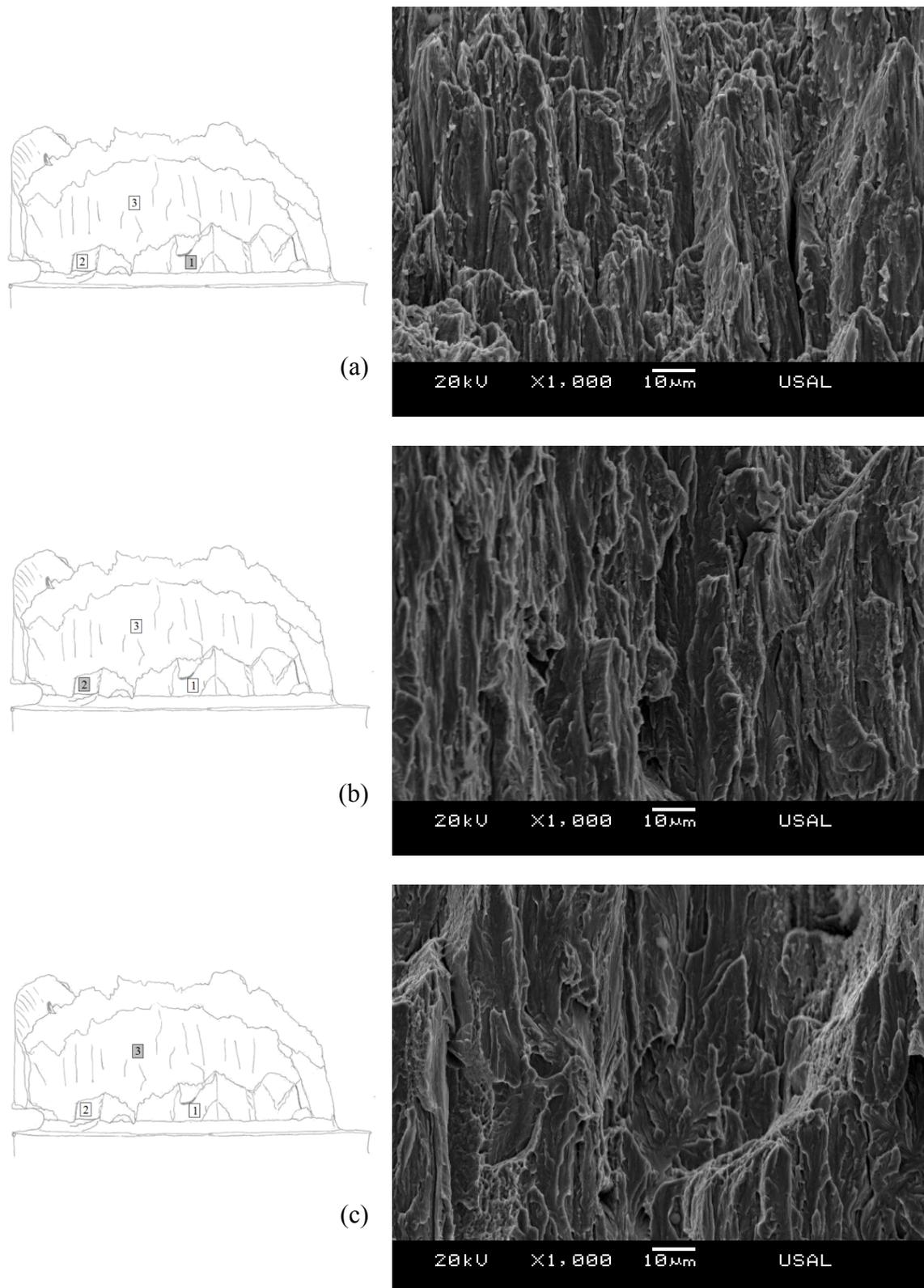


Fig. 3.33. Fractografías de la entalla A6A ensayada sin precarga:
(a) ampliación nº 1; (b) ampliación nº 2; (c) ampliación nº 3.

4.5.2.6. Estudio micro-fractográfico: probetas entalladas A6A* ensayadas con precarga

En la Fig. 3.34 se muestra la vista en planta y el alzado de la probeta A6A sometida a la precarga previa al ensayo en ambiente agresivo y un esquema en el que se identifican las diferentes zonas de la superficie de fractura analizadas con el MEB y mostradas en las Figs. 3.35 a 3.37.

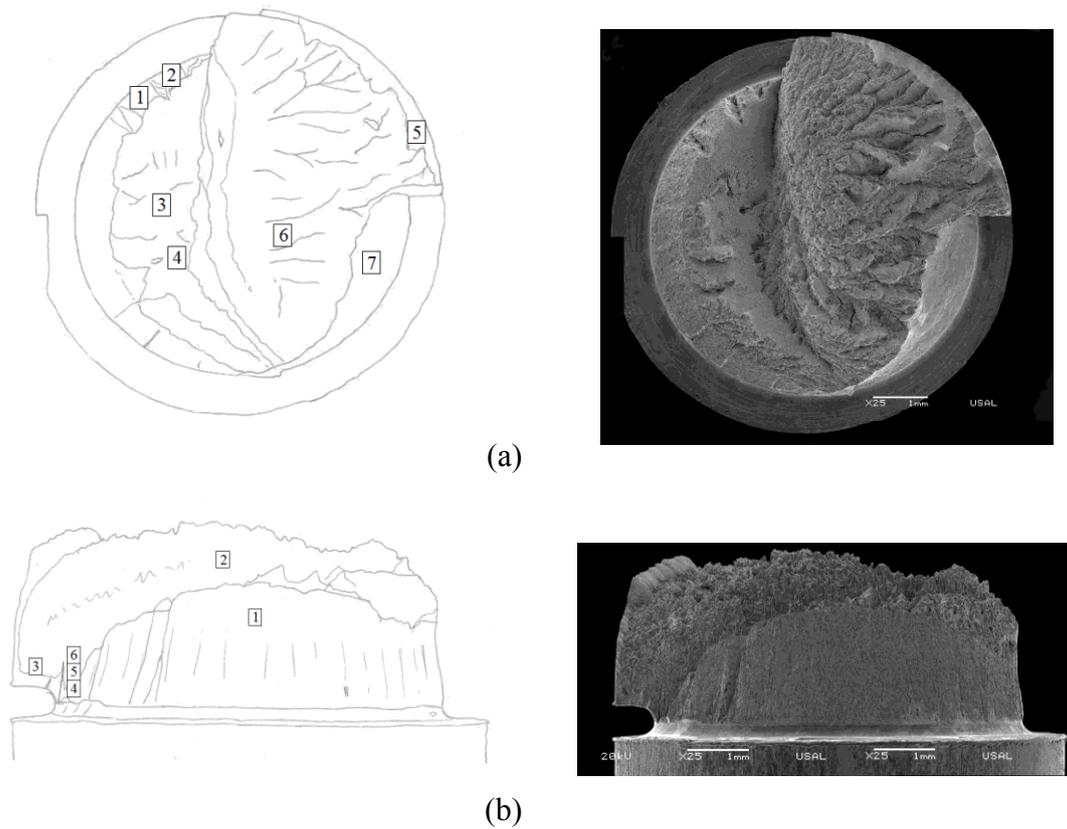


Fig. 3.34. Esquema y vista general de las zonas analizadas de la superficie de fractura de la probeta A6A ensayada con precarga (a) vista en planta y (b) vista alzado.

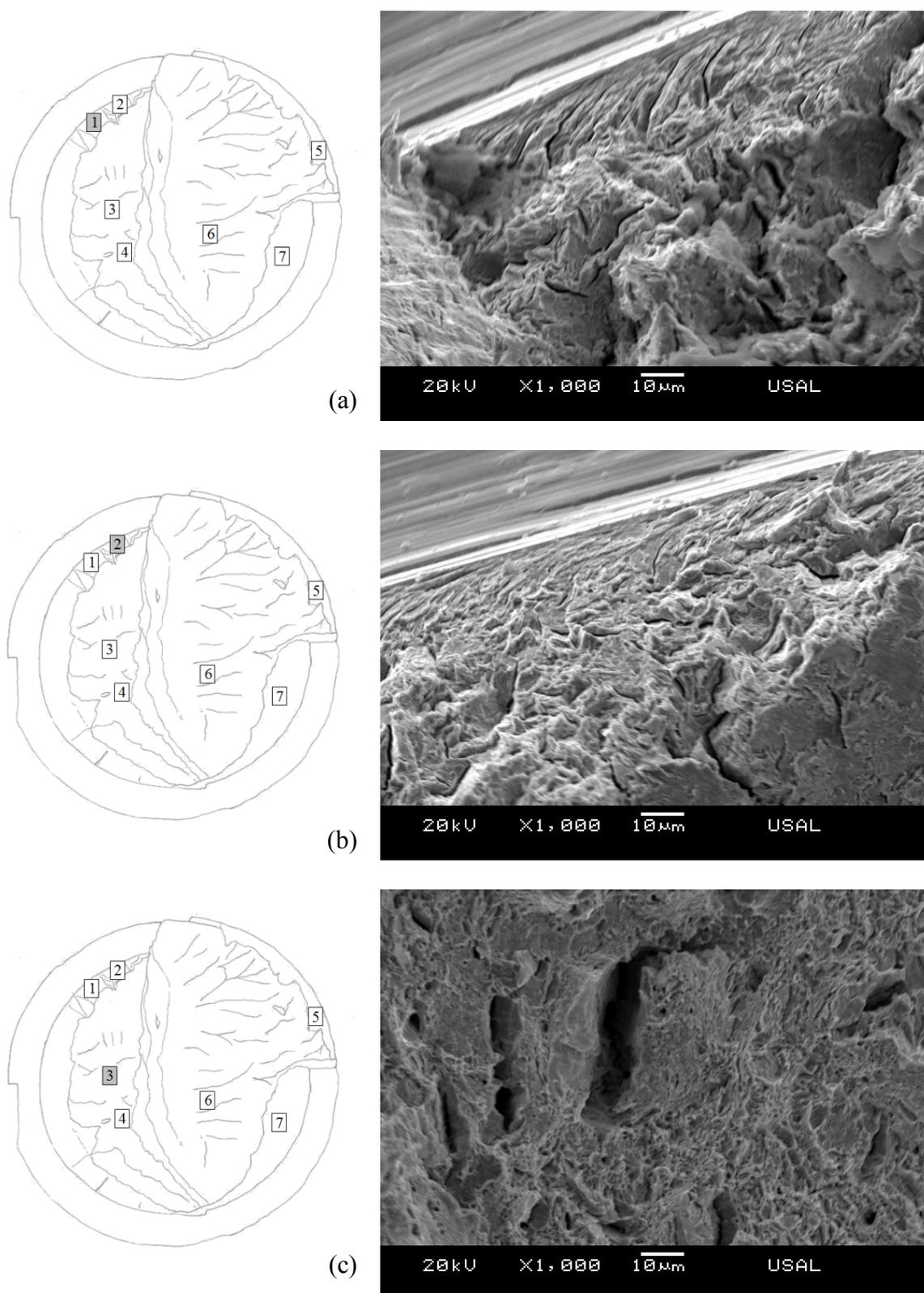


Fig. 3.35. Fractografías de la entalla A6A ensayada con precarga:
(a) ampliación nº 1; (b) ampliación nº 2; (c) ampliación nº 3.

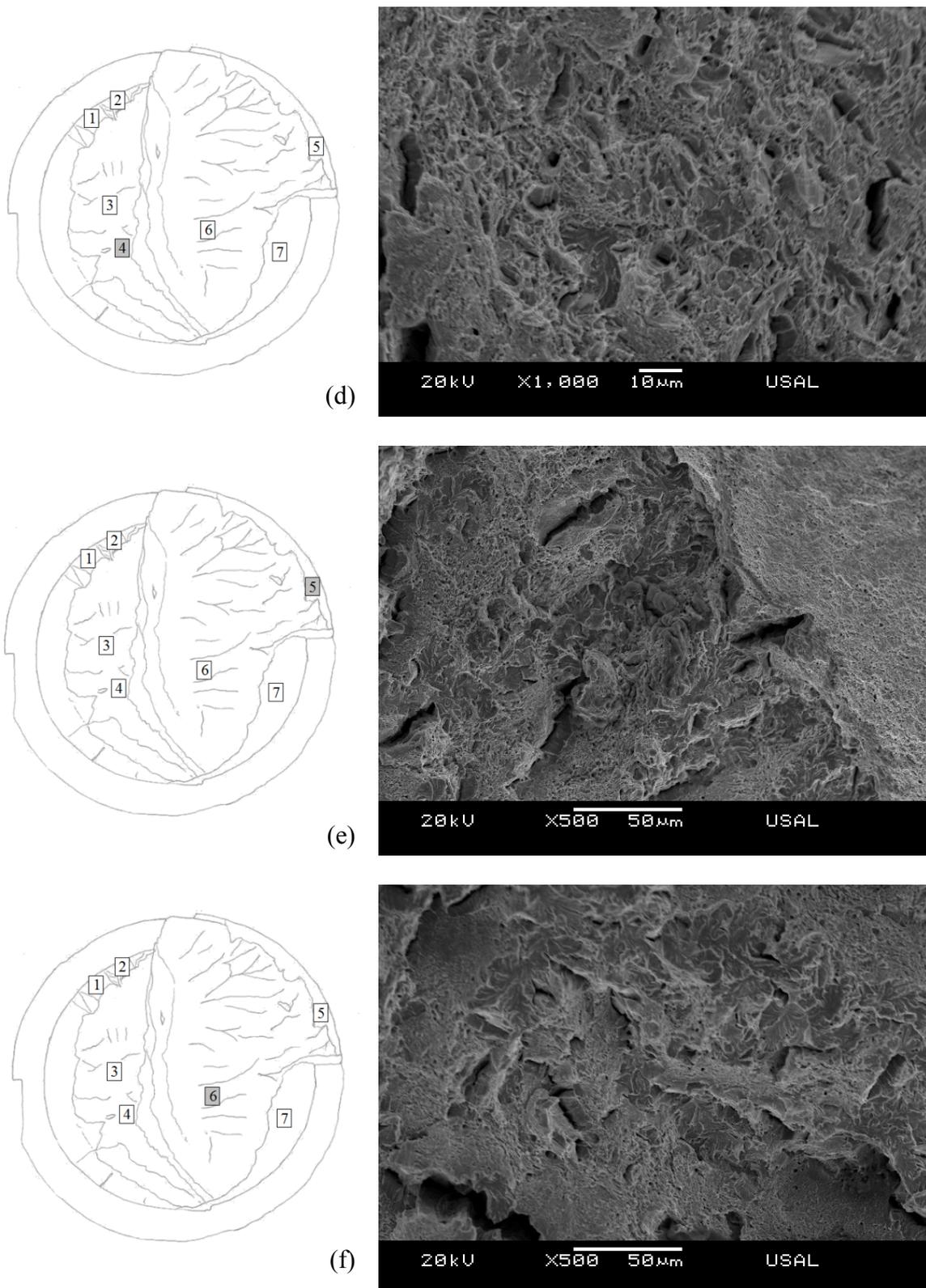


Fig. 3.35 (cont.). Fractografías de la entalla A6A ensayada con precarga:
(d) ampliación nº 4; (e) ampliación nº 5; (f) ampliación nº 6.

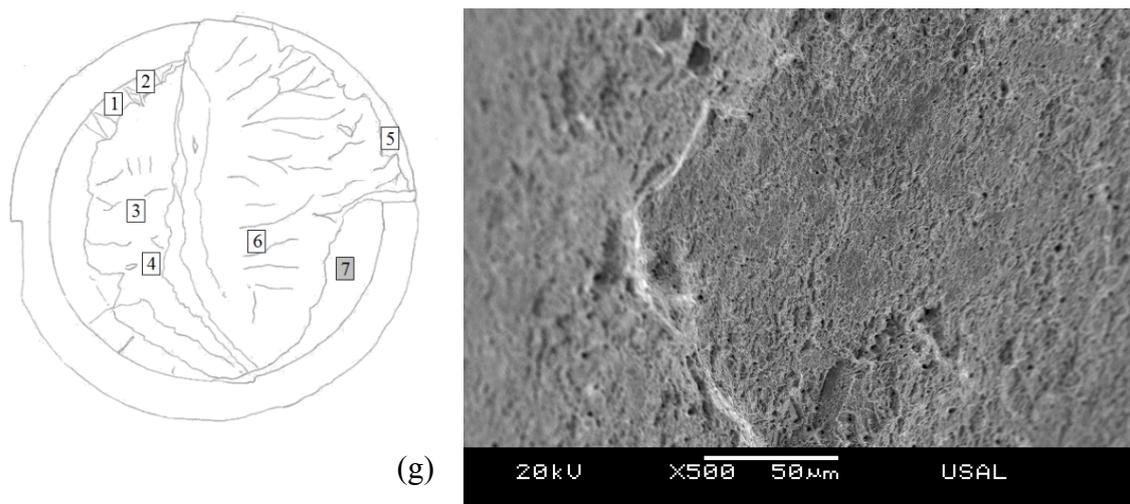


Fig. 3.35 (cont. 2). Fractografías de la entalla A6A ensayada con precarga:

(g) ampliación nº 7.

Al igual que en el caso de la probeta entallada A6A en el ensayo sin precarga, la superficie de fractura presenta una zona claramente definida en la parte izquierda de la probeta que se extiende sobre un arco de unos 200° y alcanza una profundidad mayor a la obtenida en la probeta A6A sin precarga. Las Fig. 3.35a y Fig. 3.35b de esta región permiten comprobar que en dicha zona se ha producido el daño por el hidrógeno (TTS) tal como muestra la superficie de desgarro situada en una pared inclinada.

De la misma forma que en la probeta A6A sin precarga, a continuación de la luna formada por la zona dañada por la acción del hidrógeno (zona TTS), aparece una meseta con una rugosidad uniforme con marcas radiales que parten de la zona TTS hacia el interior del alambre. Las Fig. 3.35c y Fig. 3.35d demuestran que en esta zona se ha producido un micromecanismo de fractura denominada CMH* (AYASO, 2001) con múltiples fisuras. Esta zona dañada es muy parecida a la que se observa en la zona de proceso de fractura (ZPF) en aire en probetas con entallas similares en la misma familia de aceros (cf. AYASO, 2001). Por tanto se puede considerar que es una zona en la que el proceso de fractura se produce a continuación del daño producido por el hidrógeno en la corona exterior.

Al final de esta zona de CMH* aparece un plano vertical que sitúa la siguiente zona de análisis en un plano elevado respecto a la superficie anterior. La Fig. 3.35f, representativa de esta zona, muestra una superficie de fractura CMH+C en la que predomina la fractura dúctil por CMH con alguna faceta de clivaje aislada. Esto puede dar una idea de cómo el daño se ha ido produciendo en diferentes secciones de la entalla causando la fractura final la unión de las secciones más dañadas, de la misma forma que ocurrió en la entalla A6A sin precarga.

Finalmente en la zona exterior de la parte derecha de la probeta se pueden ver dos zonas claramente definidas, la primera en la parte superior en la que se produce la fractura dúctil típica en aire (en forma de copa y cono a 45°) con un micromecanismo de fractura típico de CMH, Fig. 3.35e. De la misma forma, aunque esta vez en un plano inferior, Fig. 3.35g, aparece un foco en el que se produce el mismo tipo de fractura dúctil (CMH en aire) pero con una profundidad mayor y sin la forma de copa-cono.

Al igual que en la entalla A6A sin precarga, la vista en alzado (Fig. 3.36) de la superficie de fractura permite observar de forma más nítida cómo la fractura en la zona TTS se produce en un plano inclinado. En la Fig. 3.36a se puede observar cómo la anisotropía hace que la zona dañada por el hidrógeno se vea afectada por la orientación microestructural de las colonias y láminas de perlita, formándose la TTS en la dirección del eje del alambre.

En segundo plano (detrás de la zona TTS) se puede ver la pared vertical que separa los dos planos de fractura. La fractura en esta pared se produjo de forma frágil, tal como muestra la Fig. 3.36b en la que se puede observar claramente una fractura por clivaje puro. En esta imagen se puede ver las facetas de clivaje alargadas en la dirección del trefilado como consecuencia, una vez más, de la anisotropía del acero fuertemente trefilado (OVEJERO, 1998). La altura de la zona TTS y de la pared de clivaje son mucho mayores a las observadas en la entalla A6A sin precarga.

En el lateral izquierdo se aprecia a lo largo del labio de la entalla una región con una textura diferente al clivaje observado en la parte superior, Fig. 3.36b. Esta zona presenta una alta densidad de huecos embebidos en una fractura con una rugosidad muy

uniforme (fractura por CMH). En la Fig. 3.36c se puede ver el límite perfectamente definido entre esta región y la zona de fractura frágil por clivaje.

Precisamente en esta zona (el lateral izquierdo del perfil de la entalla A6A con precarga) se puede observar una fisura que se ha propagado en modo mixto desde el borde de la entalla hacia arriba debido a la anisotropía del material. El análisis de esta fisura resulta muy interesante, puesto que permite conocer cómo se han producido los efectos del hidrógeno a medida que la fisura se propaga.

La secuencia de la fisura mostrada en la Fig. 3.37 muestra que en los alrededores de la fisura (cerca de la superficie) aparece una fractografía en forma de TTS orientada y alargada (Fig. 3.36d). A medida que aumenta la distancia a la superficie la fractura pasa a ser una TTS con alguna faceta de clivaje aislada, Fig. 3.36e, a una fractura frágil producida por clivaje orientado y alargado en la dirección del eje del alambre (dirección del trefilado), tal como muestra la Fig. 3.36f en la que se puede ver la transición del daño producido por el hidrógeno (zona TTS) a la fractura por clivaje puro.

El análisis de la zona próxima a la punta de la fisura, mostrada en la Fig. 3.37a y Fig. 3.37b, permite observar una acumulación de partículas de forma globular distribuidas a lo largo de los flancos de la fisura. Estas distribuciones podrían asociarse a la acción de daño producido por el hidrógeno (en forma de TTS orientada y alargada) en la punta de fisura en el instante de rotura. La acumulación es muy acusada en la zona inferior de la punta de la fisura (Fig. 3.37b) precisamente donde el ancho de la fisura es mayor. En la punta de fisura (localizada en la parte inferior izquierda de la Fig. 3.37a) la acumulación de esta partículas aparece, de igual forma que la anterior, sobre todo el ancho de la fisura.

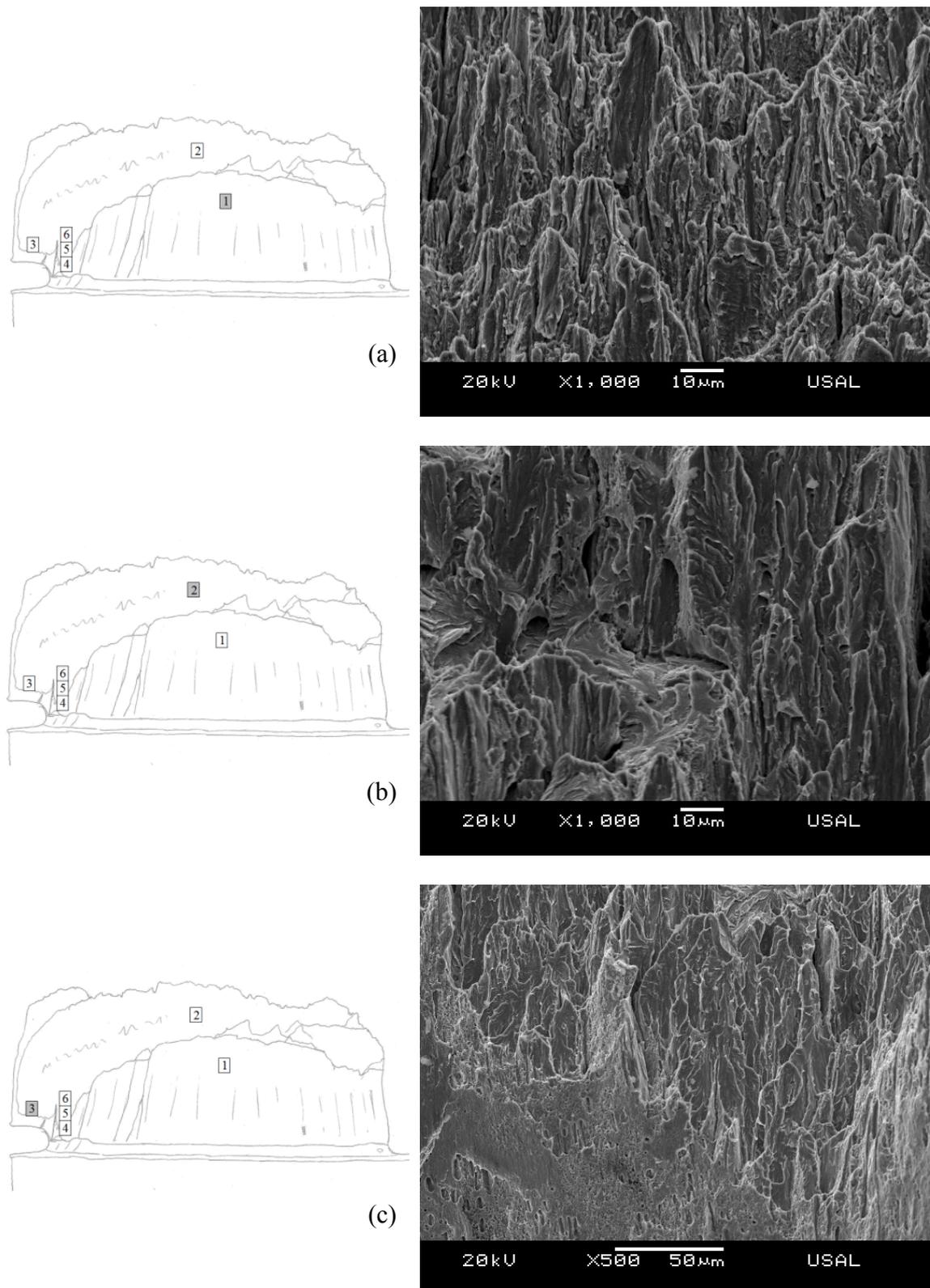


Fig. 3.36. Fractografías de la entalla A6A ensayada con precarga:
(a) ampliación nº 1; (b) ampliación nº 2; (c) ampliación nº 3.

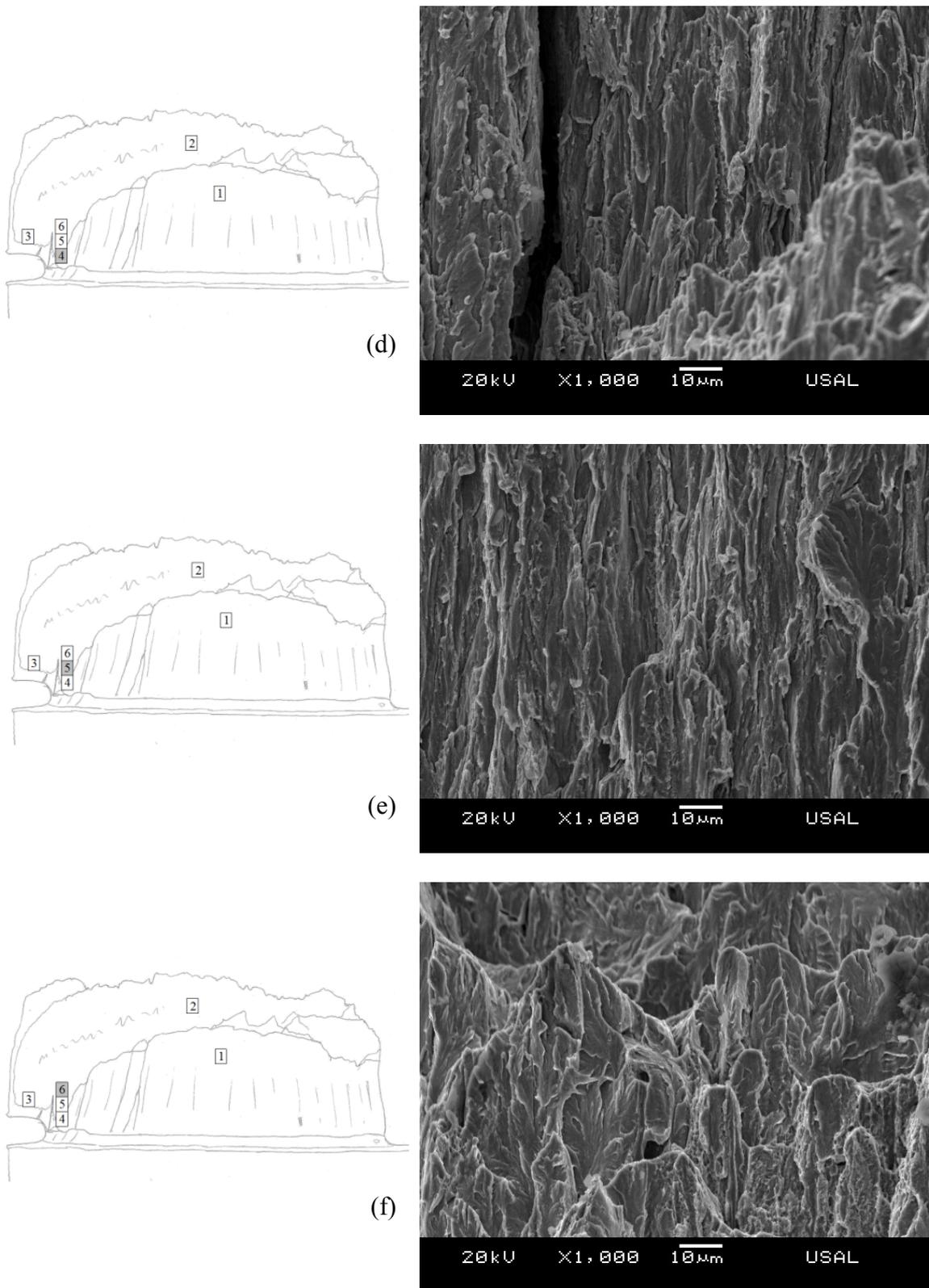


Fig. 3.36 (cont.). Fractografías de la entalla A6A ensayada con precarga:

(d) ampliación nº 4; (e) ampliación nº 5; (f) ampliación nº 6.

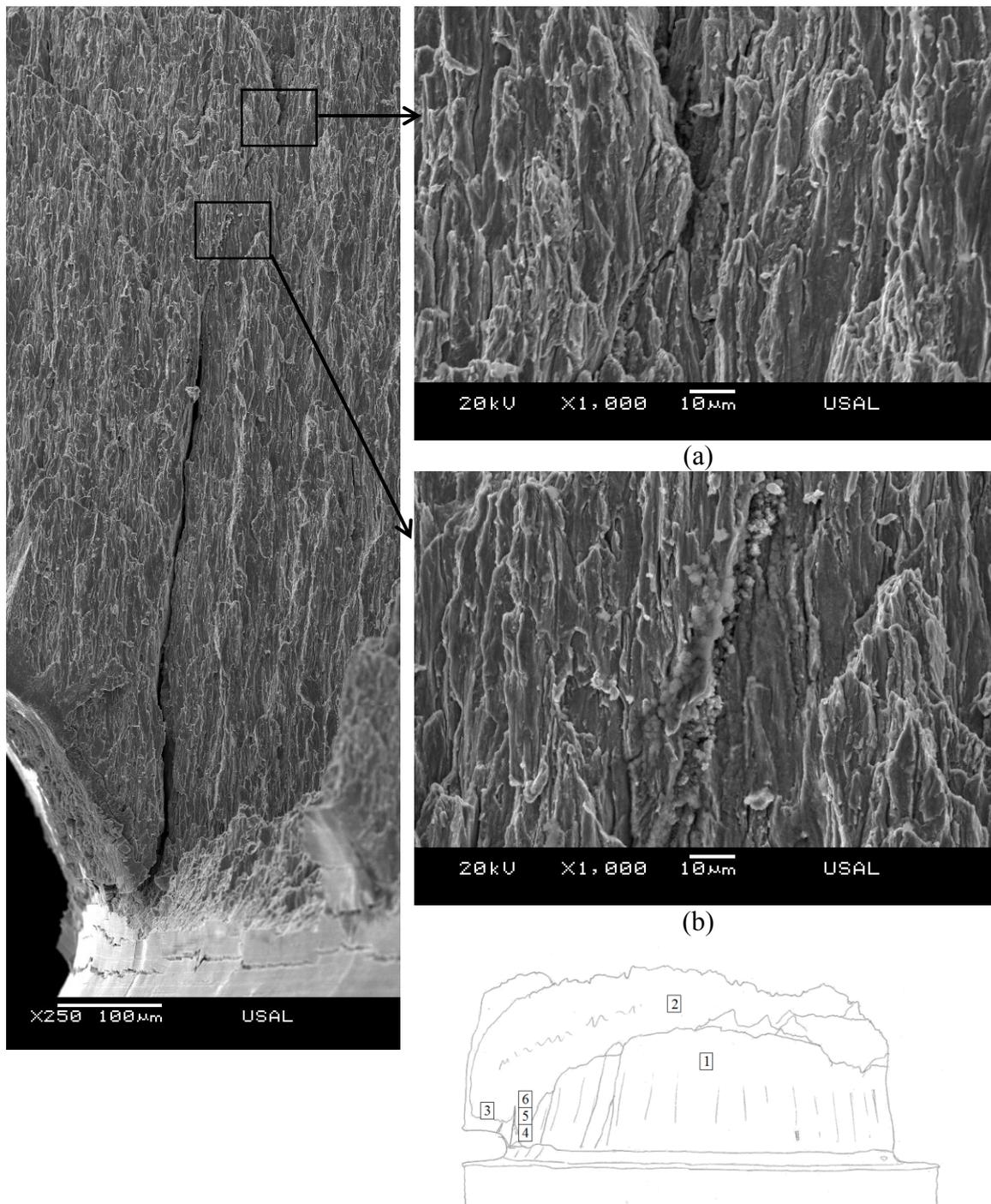


Fig. 3.37. Detalle de la fisura lateral encontrada en la vista de perfil de la entalla A6A ensayada con precarga (a) proximidades de la punta de la fisura y (b) punta de la fisura.

4.5.2.7. Estudio micro-fractográfico: probetas entalladas A6B ensayadas sin precarga

En la Fig. 3.38 se muestra el esquema y las fractografías del alzado y dos perfiles de la probeta A6B ensayada sin precarga en ambiente agresivo. En los esquemas se indican las zonas analizadas con el MEB para elucidar el tipo de fractura producido, y las ampliaciones se muestran en las Fig. 3.39 y 3.40.

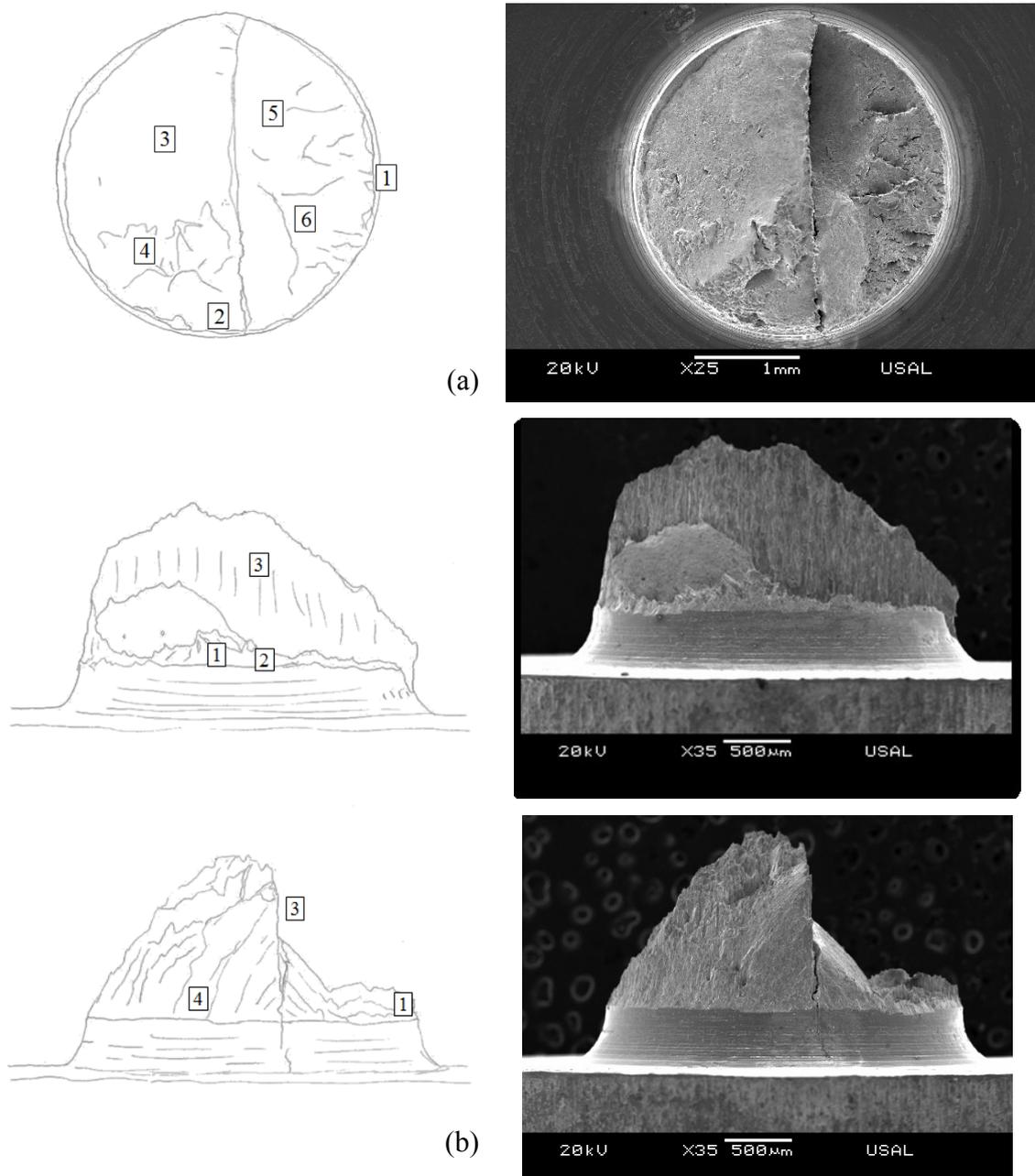


Fig. 3.38. Esquema y fractografías de la planta (a) y el alzado y el perfil (b) de la probeta A6B ensayada sin precarga en ambiente agresivo.

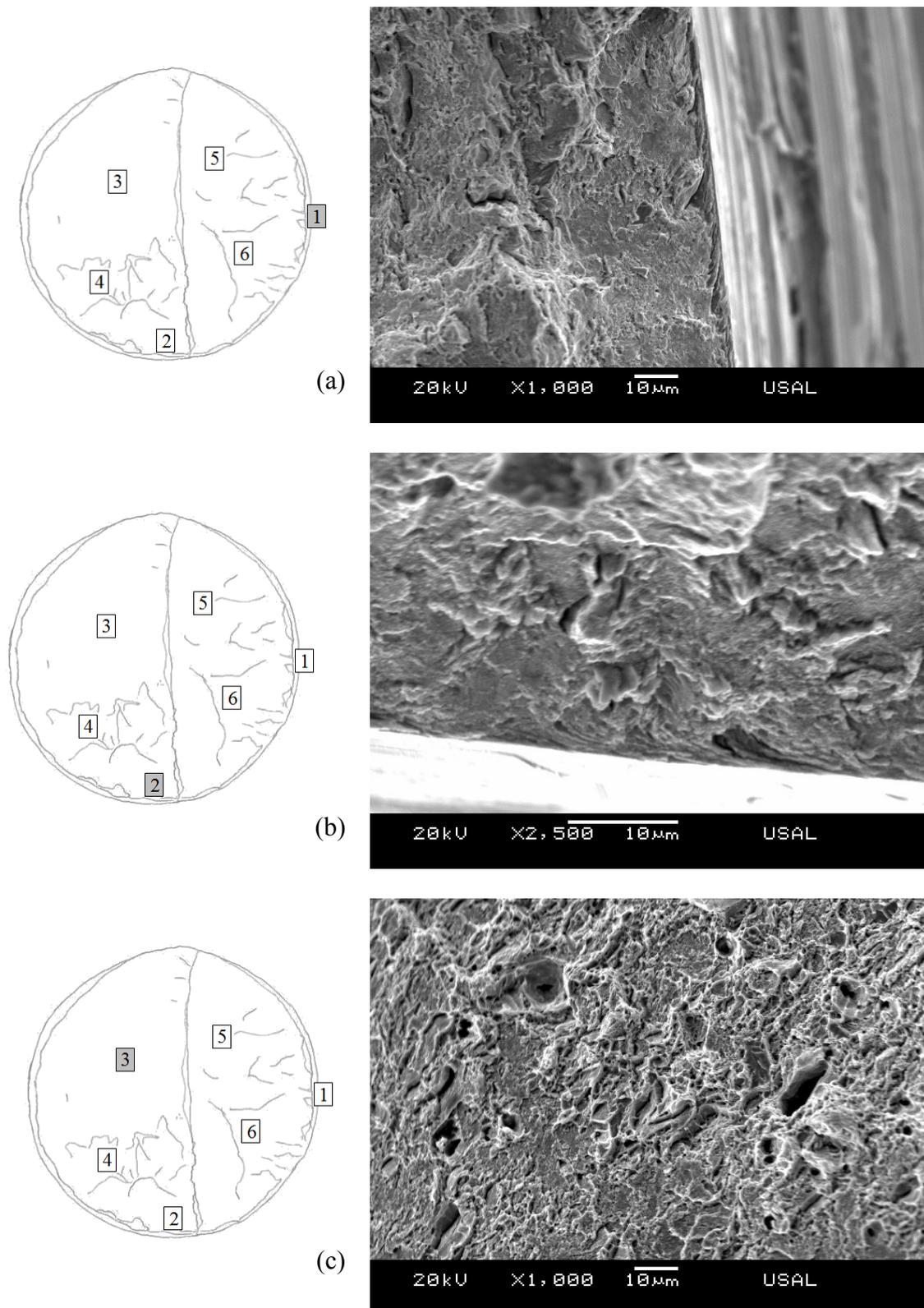


Fig. 3.39. Fractografías de la entalla A6B ensayada sin precarga:

(a) ampliación nº 1; (b) ampliación nº 2; (c) ampliación nº 3.

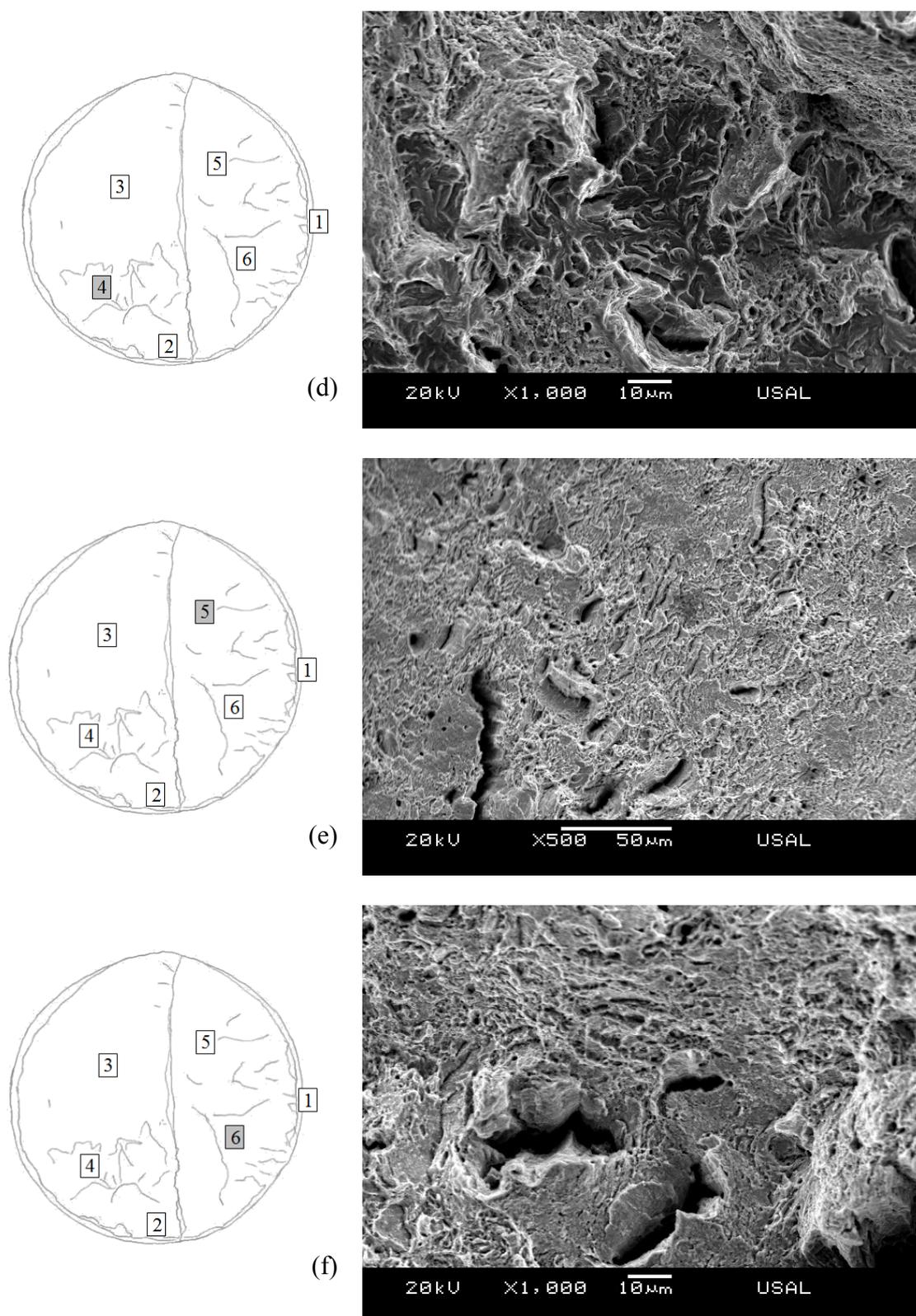


Fig. 3.39 (cont.). Fractografías de la entalla A6B ensayada sin precarga:
(d) ampliación nº 4; (e) ampliación nº 5; (f) ampliación nº 6.

El análisis de la superficie de fractura de las probetas de acero trefilado A6B revela que, al igual que en los alambres entallados A0B, la zona TTS no está tan bien definida como en las entallas tipo A (probetas A0A y A6A) por lo que nuevamente el análisis de la corona exterior resulta necesario para dilucidar como se ha producido la fractura de la probeta. El análisis con el MEB de esta corona, Fig. 3.38, muestra una zona de daño por hidrógeno claramente definida a lo largo de todo el perímetro exterior de la superficie de fractura. La zona TTS formada en la corona exterior, al igual que en las probetas anteriores del acero fuertemente trefilado, aparece en planos inclinados orientados en la dirección del eje del alambre o dirección del trefilado.

En la zona central de la superficie de fractura aparece un plano vertical que divide la superficie de fractura en dos partes. En la parte interior del lado izquierdo de la superficie de fractura (a continuación de la corona exterior) aparecen dos texturas diferentes: en la parte superior la rugosidad es muy uniforme y en la parte inferior la rugosidad es más abrupta. El análisis con el MEB de la primera zona, Fig. 3.39c, revela que la fractura que se ha producido en esta zona ha sido del tipo dúctil por CMH. Por el contrario el análisis de la parte inferior del lado izquierdo donde la rugosidad de la superficie es más abrupta, Fig. 3.39d, muestra que la fractura es dúctil por CMH a diferencia de la parte superior, aparecen facetas de clivaje embebidas, por tanto se puede considerar que en esta zona el micromecanismo de fractura es CMH+C.

En el lado derecho de la superficie de fractura, Fig. 3.39b, aparece una textura con una rugosidad poco uniforme. El análisis con el MEB de la parte superior, Fig. 3.39e, y de la zona inferior, Fig. 3.39f, muestran una fractura dúctil del mismo tipo de la que aparece en la zona de proceso de fractura en aire con grandes huecos de formas irregulares por lo que se puede considerar que en estas zonas la fractura se ha producido por CMH*.

La vista del alzado de la probeta fracturada (Fig. 3.40) permite observar con más detalle algunos aspectos de la fractura de esta probeta. En primer plano se puede ver de forma clara la zona TTS formada en la corona exterior de la superficie de fractura. Las Fig. 3.40a–b de esta zona muestran de forma clara el daño producido por el hidrógeno en forma de TTS orientada y alargada en la dirección del eje del alambre.

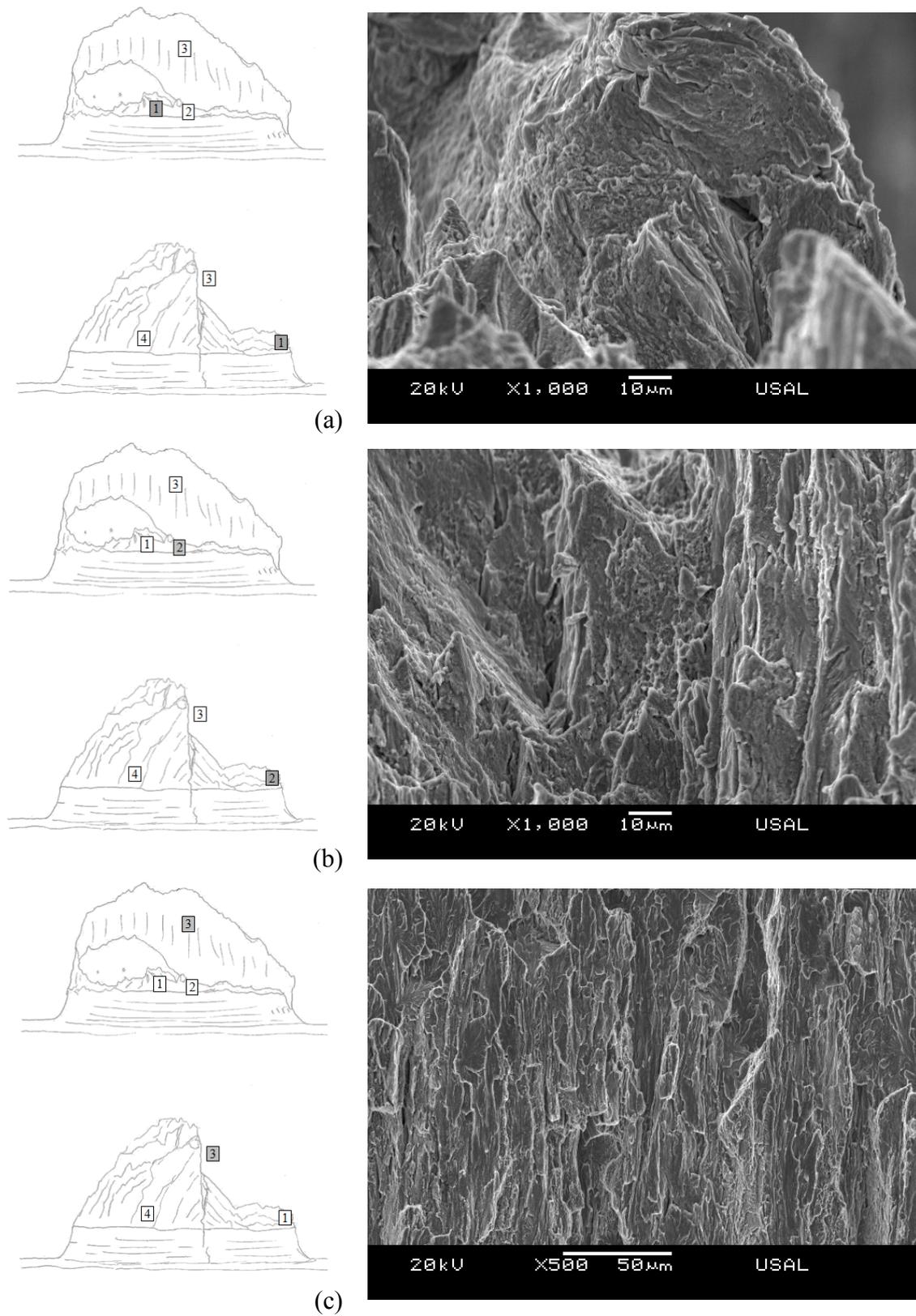


Fig. 3.40. Fractografías de la entalla A0A ensayada sin precarga:
 (a) ampliación nº 1; (b) ampliación nº 2; (c) ampliación nº 3.

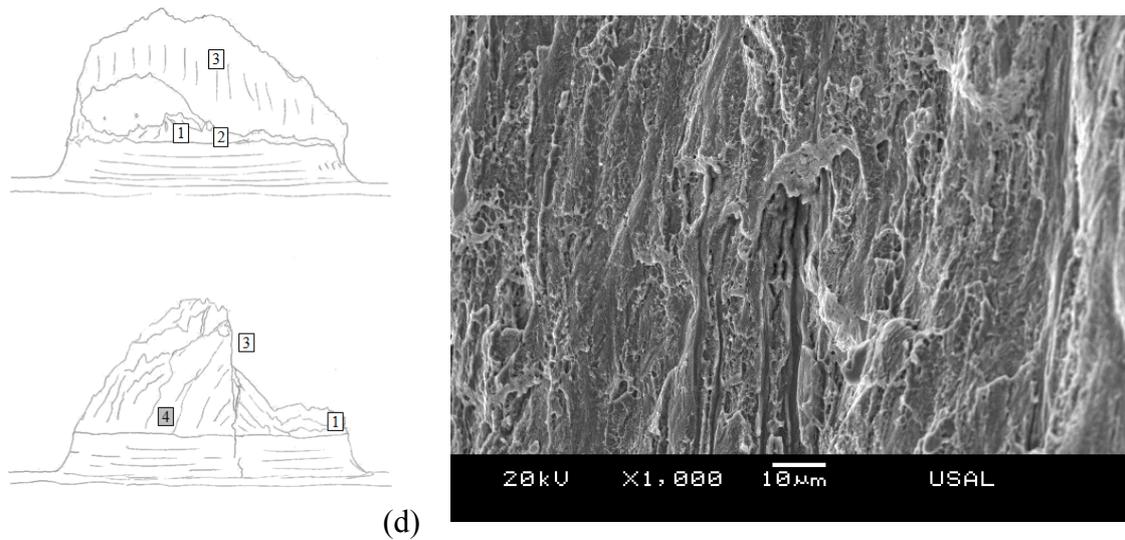


Fig. 3.40 (cont.). Fractografías de la entalla A0A ensayada sin precarga:

(d) ampliación nº 4.

En segundo plano se puede ver la pared vertical que divide la probeta en dos partes. El análisis de esta pared con el MEB, Fig. 3.40c, muestra una superficie formada por clivajes muy definidos alargados y orientados en la dirección del eje del alambre o dirección de trefilado. En la parte izquierda de esta vista se puede ver la ladera formada por CMH* observada en la Fig. 3.39f. Finalmente para completar el análisis se ha observado el perfil izquierdo de la probeta para identificar en mejor medida la zona TTS observada en la zona de la derecha de la corona exterior. En la Fig. 3.40d, representativa de esta zona, se puede ver nuevamente la acción del hidrógeno en forma de TTS orientada y alargada en la dirección del eje del alambre.

Por lo tanto se puede pensar que la fractura se inició en diferentes focos de la corona exterior de la probeta promovida por la acción del hidrógeno. Durante el proceso de degradación en la superficie, en el interior de la probeta la fractura se produjo de forma dúctil por CMH apareciendo zonas de proceso de fractura (CMH*) en las proximidades de las zonas más afectadas por la acción del hidrógeno (lateral derecho y zona inferior del lateral izquierdo). Estas zonas dañadas promovieron la fractura frágil final del material hacia el interior hasta encontrar el plano vertical situado en la sección central de la probeta.

4.5.2.8. Estudio micro-fractográfico: probetas entalladas A6B* ensayadas con precarga

Las fractografías y los esquemas de la planta y el alzado de la probeta A6B sometida a una precarga previa al ensayo en ambiente agresivo se muestran en la Fig. 3.41. Las zonas analizadas con el MEB se indican en el esquema de la superficie de fractura y las ampliaciones se muestran en las Figs. 3.42 y 3.43.

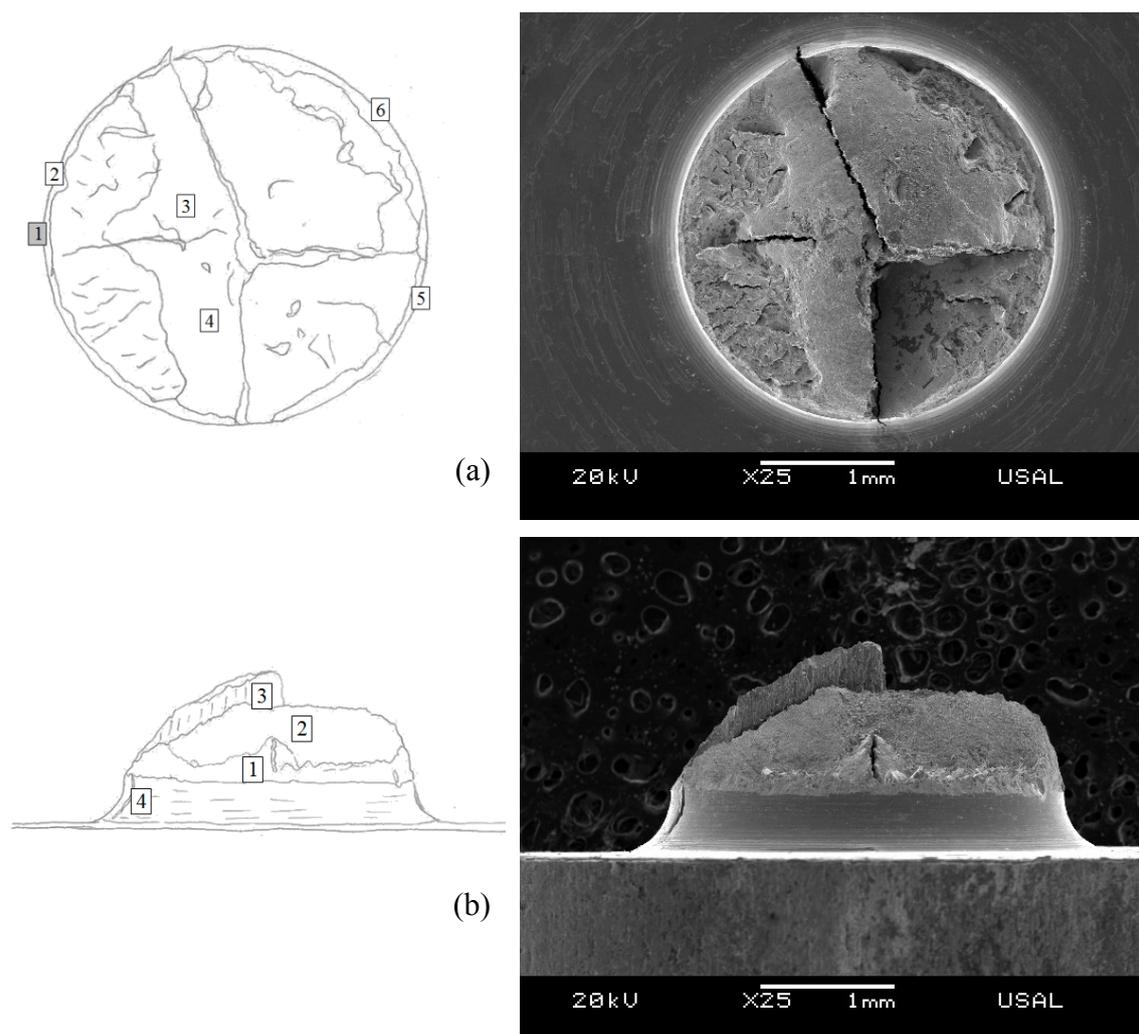


Fig. 3.41. Esquema y fractografía de la planta (a) y el alzado (b) de la probeta A6B ensayada con precarga.

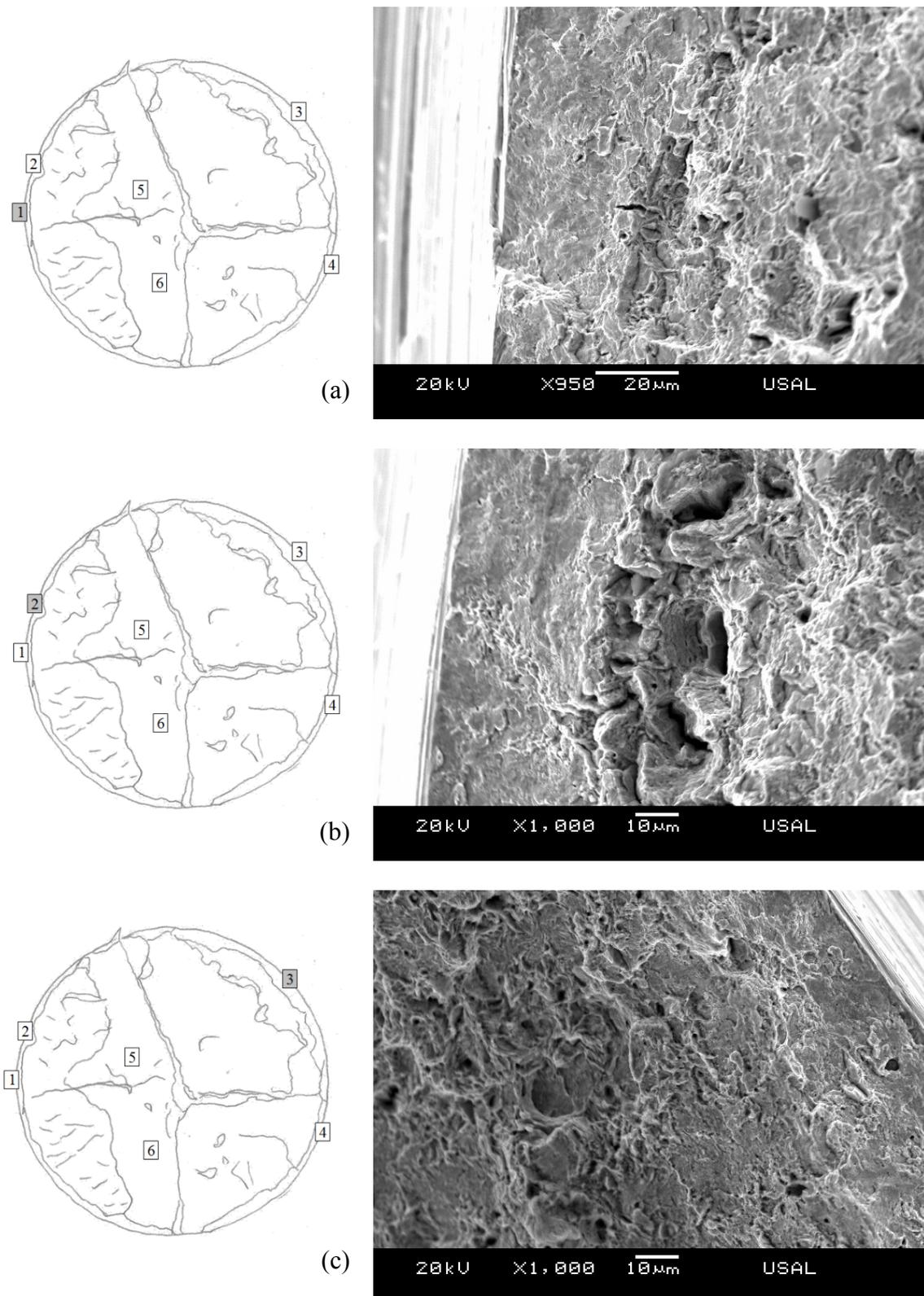


Fig. 3.42. Fractografías de la entalla A6B ensayada con precarga:

(a) ampliación nº 1; (b) ampliación nº 2; (c) ampliación nº 3.

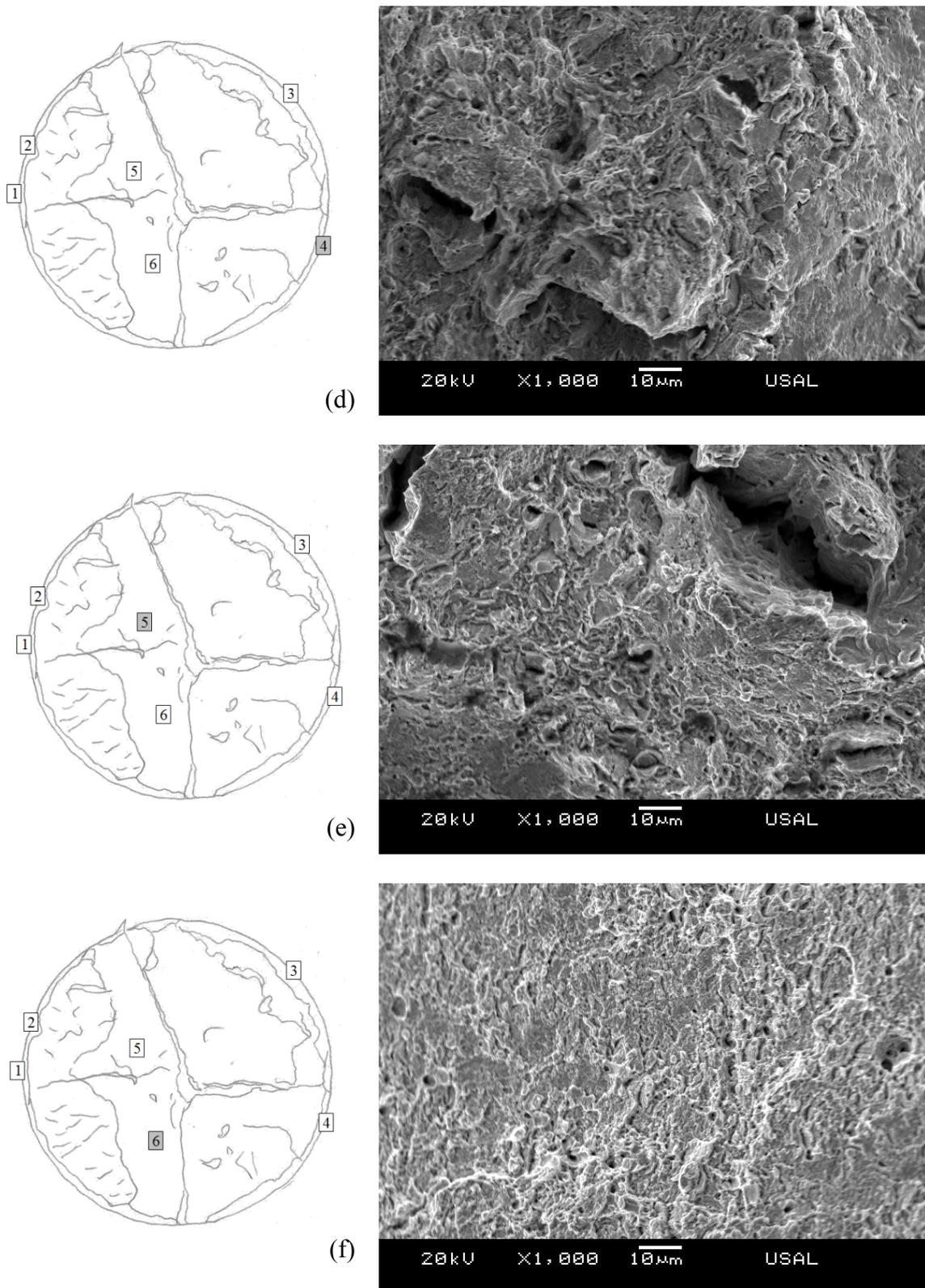


Fig. 3.42 (cont.). Fractografías de la entalla A6B ensayada con precarga:

(d) ampliación nº 4; (e) ampliación nº 5; (f) ampliación nº 6.

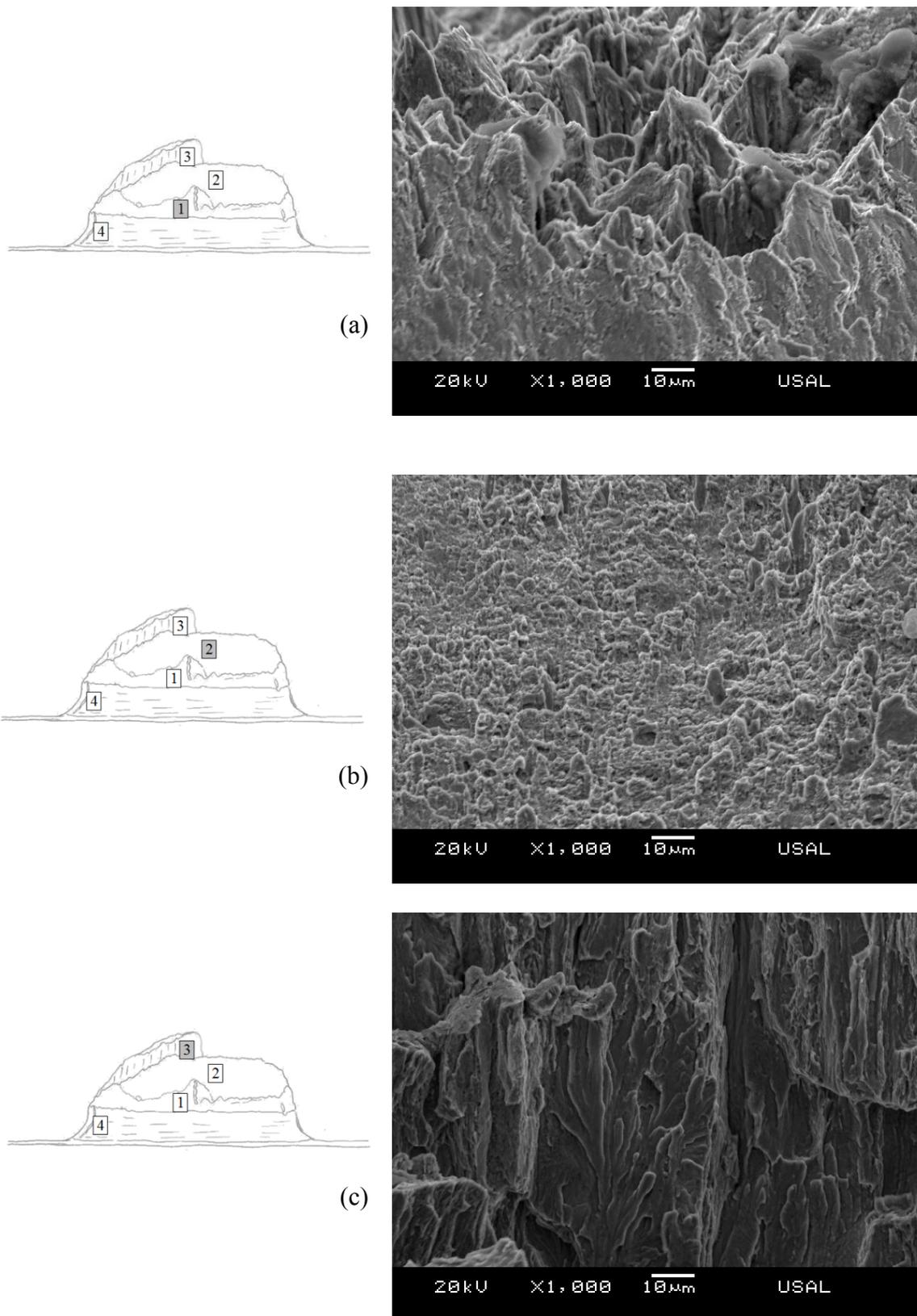


Fig. 3.43. Fractografías de la entalla A6B ensayada con precarga:

(a) ampliación nº 1; (b) ampliación nº 2; (c) ampliación nº 3.

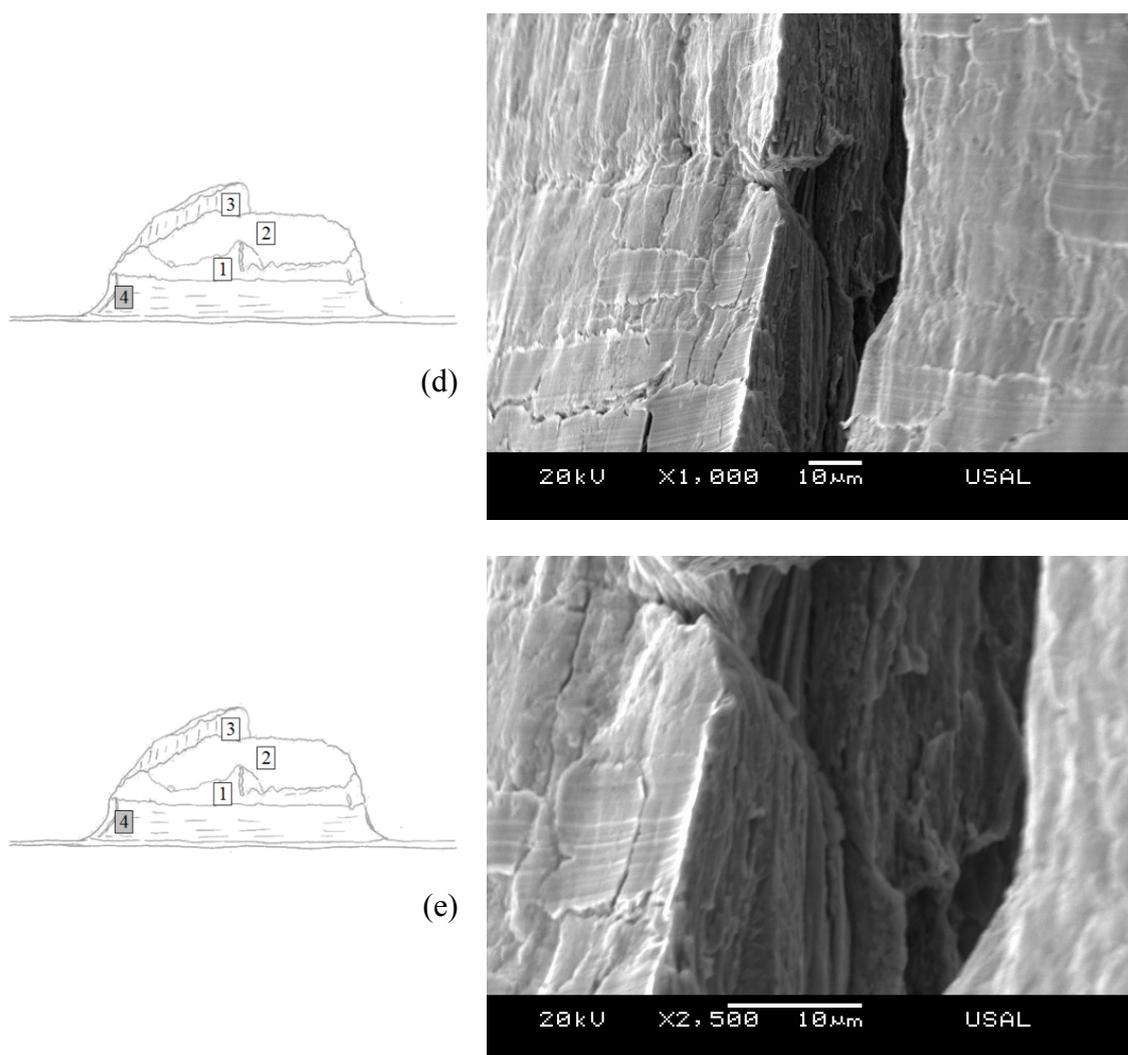


Fig. 3.43 (cont.). Fractografías de la entalla A6B ensayada con precarga:
(d) ampliación nº 4 a 1000x y (e) ampliación nº4 a 2500x.

En la corona exterior de la probeta A6B con precarga, al igual que en la probeta ensayada en ambiente agresivo sin precarga previa, no aparece una zona tan definida como en las entallas A6A, por lo que nuevamente se hace necesario analizar diferentes puntos de la corona exterior para comprobar la acción del hidrógeno en la fractura de la probeta. A lo largo de toda la corona exterior se ha observado la fractura producida por la acción del hidrógeno (TTS) distribuida sobre un plano inclinado tangente a la corona exterior (Fig. 3.42a–b en el extremo del lateral izquierdo y la Fig. 3.42c en la parte superior del lateral derecho). No obstante, a diferencia de la probeta ensayada sin

precarga, aparece una zona en el cuadrante inferior derecho en la que se puede observar, Fig. 3.42d, un micromecanismo de fractura típico de las zonas de proceso de fractura en aire (CMH*). Por lo tanto se puede pensar que en esta zona la acción del hidrógeno en la fractura no ha sido apreciable.

Al igual que en la probeta ensayada sin precarga, a continuación de la corona exterior, aparece una superficie con una rugosidad muy uniforme situada sobre un plano inclinado en la parte izquierda y en la parte superior del lado derecho de la superficie de fractura. El análisis con el microscopio de la parte superior de la ladera del lado izquierdo, Fig. 3.42e, revela que esta zona ha sido una zona de proceso de fractura CMH* con algunas zonas en las que se aprecia la acción del hidrógeno en forma de TTS. Mientras, en la parte inferior de esta ladera, aparece una fractografía típica de la rotura dúctil en aire (CMH) tal como se puede apreciar en la Fig. 3.42f.

El análisis del alzado de dicha probeta, Fig. 3.41b, permite observar las diferentes etapas del proceso de fractura situadas en diferentes planos. En primer lugar la TTS vertical del primer plano aparece como iniciador de la fractura, tal como se puede ver en la Fig. 3.43a, donde la altura de la pared formada por TTS es similar a la observada en la probeta ensayada sin precarga. A continuación, en segundo plano, se puede ver la zona de la planta formada por CMH (Fig. 3.43b) y finalmente en un último plano se puede ver la pared vertical formada por clivajes puros orientados y alargados en la dirección del eje de la probeta o dirección del trefilado, Fig. 3.43c.

En la vista del alzado se puede observar en el lateral de la entalla una fisura longitudinal. El análisis de esta zona con el MEB revela la acción del hidrógeno en forma de TTS en el interior de la fisura, Fig. 3.43d.

Por los motivos expuestos anteriormente resulta lógico pensar que la fractura se inició en la superficie exterior a través de la acción de daño producido por el hidrógeno para propagarse de forma dúctil hasta aproximadamente la mitad de la probeta, donde se produjo la fractura frágil por clivaje a lo largo de una pared vertical. Por el lado de la derecha surgen dos procesos de fractura diferentes: el segundo foco de TTS en la parte superior y la CMH* de la parte inferior que producen diferentes regiones de fractura en los sectores donde aparecen.

4.5.3. *Análisis cuantitativo de las superficies de fractura*

Para poder evaluar en mejor medida el efecto del hidrógeno en las entallas se han analizado, mediante el programa de análisis de imagen AnaliSYS©, las fractografías de las probetas entalladas ensayadas, con el fin de cuantificar las dimensiones de las diferentes zonas de la superficie de fractura. Para ello se han medido las dimensiones del área de la superficie de fractura total, A_T , la profundidad, x_i , la extensión, L_i , y las áreas, A_i , de las diferentes zonas (siendo subíndice i el tipo de fractura producido de acuerdo a la nomenclatura presentada en la Tabla 3.8, *e.g.*, para las zonas TTS el subíndice i es TTS y para las zonas de clivaje el subíndice es C) que se pueden identificar en la corona exterior de las probetas ensayadas, diferenciadas en el análisis microscópico de la superficie de fractura.

En la Tabla 3.9 se incluyen los valores de las medidas realizadas en las diferentes regiones de la corona exterior, donde aparecen los tres tipos de fractura: la fractura asociada a la acción del hidrógeno (TTS), la fractura dúctil afectada por el ambiente agresivo (CMH-AA) y la fractura dúctil en aire (CMH). En las probetas del acero fuertemente trefilado en las que la fractura se produjo fuera del plano de la entalla también se han medido las alturas de las diferentes regiones, h_i , en la vista en alzado.

En algunas probetas aparecen, en diferentes puntos de la corona exterior, varios focos de un mismo micromecanismo de fractura. Los valores de los focos secundarios se indican entre paréntesis en las Tablas 3.9 y 3.10.

Los valores medidos del área total de la superficie de fractura en las probetas ensayadas sin precarga y en las probetas precargadas son similares en todas las entallas ensayadas. No obstante, a pesar de esta semejanza, se pueden diferenciar dos comportamientos diferentes dependiendo del material. En las entallas mecanizadas en el alambroón la superficie de fractura de la probeta ensayada sin precarga es ligeramente mayor a la medida en la probeta ensayada con precarga. Esto sucede tanto en la entalla tipo A como en la entalla tipo B. En el caso de las entallas mecanizadas en el acero fuertemente trefilado esta tendencia se invierte, siendo la sección de la probeta ensayada con una precarga previa la que presenta un área de fractura ligeramente mayor.

Tabla. 3.9. Dimensiones de las zonas características de la superficie de fractura de las probetas ensayadas sin precarga y con precarga (con asterisco). Los valores indicados entre paréntesis representan las dimensiones del foco secundario.

Muestra	A0A	A0A*	A0B	A0B*	A6A	A6A*	A6B	A6B*
A_T(mm²)	60.90	59.13	16.13	14.59	25.54	31.05	6.08	6.96
x_{TTS} (mm)	0.66 (0.09)	0.63 (0.14)	(0.20) -	(0.13) -	0.26 (0.07)	0.57 -	0.05 (0.04)	0.10 (0.03)
h_{TTS} (mm)	- -	- -	- -	- -	1.95 (0.42)	1.88 (0.44)	0.12 (0.09)	0.27 (0.04)
L_{TTS} (mm)	7.75 (6.12)	2.05 (8.36)	1.88 -	5.85 -	13.81 (3.11)	16.44 -	6.74 (4.51)	8.18 (7.50)
A_{TTS} (mm²)	2.47 (0.12)	1.83 (0.28)	(0.52) -	(0.2) -	1.39 (0.09)	3.36 -	0.04 (0.05)	0.34 (0.14)
h_C (mm)	- -	- -	- -	- -	4.81 (1.52)	2.89 (2.29)	1.10 -	1.29 (0.95)

Tal como se comentó en apartados anteriores, las zonas TTS observadas en las probetas son un indicador del daño producido por el hidrógeno a nivel microestructural. Por tanto la medida del área de esta zona permite establecer de forma cuantitativa el grado de fragilización. En las entallas A0A la profundidad máxima del foco principal de la zona TTS es similar en las probetas ensayadas con y sin precarga ($x_{TTS} = 0.63$ y $x_{TTS} = 0.66$ respectivamente). Los valores medidos son ligeramente superiores a los observados en las investigaciones de otros autores (TORIBIO, LANCHI y ELICES, 1992). A pesar de esta similitud el área de la zona TTS medida en la probeta precargada es menor que la zona TTS medida en la probeta ensayada con precarga debido a que la longitud sobre la que se extiende es menor en este caso. En las entallas A0B los valores medidos siguen una tendencia similar a la entalla A0A pero con valores menores.

En las probetas mecanizadas en el acero fuertemente trefilado la influencia de la precarga es más acusada, tal como muestran los valores de las profundidades de la zona TTS. En las entallas A6A y A6B la profundidad de esta zona es aproximadamente el doble en la probeta sometida a una precarga previa. Esta misma tendencia aparece en las

longitudes de la zona TTS. El análisis de las alturas de las zonas TTS medidas en el alzado de la superficie de fractura muestra un comportamiento diferente en las entallas A6A y A6B. En las primeras la altura es ligeramente inferior en la probeta precargada mientras que en la probeta A6B la altura de la zona TTS medida en la probeta precargada es aproximadamente el doble de la altura medida en la entalla ensayada sin precarga. Las dimensiones de las zonas TTS (profundidad, altura) son mayores en las entallas tipo A que en las entallas tipo B en el acero fuertemente trefilado.

Otro parámetro que permite cuantificar el efecto de la precarga es la altura de la zona de clivaje en la fractura anisótropa de las probetas A6A. En las mediciones realizadas se puede ver que la altura de esta zona en la probeta ensayada sin precarga previa al ensayo en ambiente agresivo es mayor que la obtenida en la probeta precargada. Por el contrario, en las entallas A6B las diferencias en las medidas de la altura máxima de la región de clivaje no son tan acusadas entre las probetas ensayadas con y sin precarga, aunque el valor resulta ligeramente inferior en la probeta ensayada sin precarga.

La fractura dúctil asociada al ambiente agresivo (CMH-AA) tan sólo aparece en las entallas mecanizadas en el alambión (A0A sin precarga y A0B con y sin precarga). La aparición de focos secundarios de TTS más definidos en la probeta A0A precargada hacen que no exista este tipo de fractura en esta probeta. En la probeta A0A ensayada sin precarga la profundidad máxima es aproximadamente la mitad de la profundidad de la zona TTS extendiéndose sobre una zona muy amplia. En las entallas tipo B la profundidad de esta zona es muy similar a la zona TTS, pero en este caso se extiende sobre una región menor. La fractura dúctil no asociada al ambiente agresivo (CMH) aparece fundamentalmente en las entallas A0B y en las entallas del acero fuertemente trefilado (A6A y A6B). Los valores de la profundidad de esta zona son muy parecidos en las probetas de la entalla A6A ensayadas con y sin precarga. No obstante, el valor del área de estas zonas es mayor en la probeta ensayada sin precarga debido a que la longitud sobre la que se extiende es mayor en este caso. Al igual que los casos anteriores las dimensiones medidas en la entalla tipo A6B son sensiblemente menores a las de la entalla A6A.

Tabla. 3.10. Dimensiones de las zonas características de la superficie de fractura de las probetas ensayadas. (entre paréntesis se indica el valor del foco secundario).

Muestra	A0A	A0A*	A0B	A0B*	A6A	A6A*	A6B	A6B*
x_{CMH_AA}	0.32	-	0.20	0.19	-	-	-	-
(mm)	(0.08)	-	-	-	-	-	-	-
L_{CMH_AA}	24.11	-	8.89	13.56	-	-	-	-
(mm)								
A_{CMH_AA}	0.76	-	-	0.9	-	-	-	-
(mm ²)	(0.32)	-	-	-	-	-	-	-
x_{CMH}	-	-	0.11	0.10	0.78	0.76	0.05	-
(mm)	-	-	-	-	-	(0.3)	-	-
h_{CMH}	-	-	-	-	6.41	-	0.71	0.66
(mm)								
L_{CMH}	-	-	11.74	4.03	7.05	9.12	3.83	-
(mm)	-	-	-	-	-	-	-	-
A_{CMH}	-	-	0.89	0.16	2.76	1.87	0.04	-
(mm ²)	-	-	-	-	-	(1.17)	-	-

4.6. Distribuciones de hidrógeno en los alambres entallados

Las distribuciones de hidrógeno en el interior de los alambres entallados se pueden hallar a través de la modelización del proceso de difusión de hidrógeno, asistida por el estado tensodeformacional, utilizando los modelos desarrollados en apartados anteriores. En este caso la geometría de la probeta entallada, debido a la perturbación producida por el concentrador en el campo tensodeformacional del alambre, hace necesario considerar el modelo bidimensional axisimétrico de la difusión asistida por el estado tensodeformacional.

Aunque ya han sido expuestos con detalle previamente, a continuación se describen de forma resumida los aspectos más relevantes de la modelizaciones numéricas realizadas. La modelización mecánica consistió en simular un proceso de carga linealmente creciente con el tiempo hasta la carga de rotura del alambre entallado obtenida en el

trabajo de AYASO (2001). De esta forma es posible determinar de forma general los estados tensodeformacionales que presenta la probeta en cualquier instante de la carga aplicada, y en particular en el instante de carga correspondiente al nivel de carga aplicado en los ensayos de FH (70% P_R). Para realizar esta modelización la geometría tridimensional del alambre se simplificó a un problema axisimétrico debido a la simetría de revolución del alambre. La geometría analizada también se puede reducir a la mitad debido al plano de simetría de la entalla perpendicular al eje de revolución del alambre. Para que esta simplificación de la geometría sea válida es necesario imponer una condición de contorno en forma de desplazamientos impedidos en los ejes de simetría.

Con la información obtenida del problema mecánico (estados tensodeformacionales en el instante de carga correspondiente al 70% P_R) es posible plantear el problema de difusión de hidrógeno asistida por el estado tensodeformacional en la misma geometría bidimensional analizada en el problema mecánico. Además de los estados tensodeformacionales, también es necesario definir los valores de diferentes parámetros que forman parte de las ecuaciones que gobiernan el proceso de flujo de hidrógeno. De esta forma en la modelización realizada se ha considerado que el proceso de difusión se realiza a una temperatura de $T = 298$ K. El volumen parcial molar de hidrógeno en el acero se ha tomado a partir del estudio de HIRTH (1980), $V_H = 2$ cm³/mol. La difusividad de hidrógeno en estos aceros se ha tomado a partir de los resultados del estudio de LILLARD, ENOS y SCULLY (2000) para el alambraón A0 ($D_{A0} = 6.60 \cdot 10^{-11}$ m²/s) y a partir de los estudios de TORIBIO y ELICES (1991) para el acero fuertemente trefilado A6 ($D_{A6} = 4.99 \cdot 10^{-12}$ m²/s).

El interés de este análisis se ha centrado en el estudio de la influencia en las distribuciones de concentración de hidrógeno en el alambre de la perturbación producida por la entalla en los campos tensodeformacionales. Para determinar esta influencia se han obtenido las distribuciones de la concentración relativa de hidrógeno (C/C_0) en la sección de la entalla del alambre en diferentes instantes del proceso de difusión asistida por el estado tensodeformacional. Las distribuciones de la tensión hidrostática y la deformación plástica equivalente consideradas en el proceso de difusión se han obtenido a partir de la simulación numérica mostrada en el apartado 4.5 del capítulo II de este trabajo en el instante de carga correspondiente al 70% P_R .

También resulta interesante analizar la evolución a lo largo del tiempo de exposición al ambiente agresivo de las concentraciones relativas en los nodos de la sección de la entalla, para poder comprender en mejor medida como se ha producido el proceso de difusión. Las distribuciones de concentración relativa de hidrógeno en la sección de la entalla, se muestran en la Fig. 3.44 en diferentes instantes de tiempo en las entallas A0A simuladas sin carga previa (a) y con una precarga de 90% P_R previa (b) al proceso de exposición al ambiente hidrogenante bajo la carga de 70% P_R .

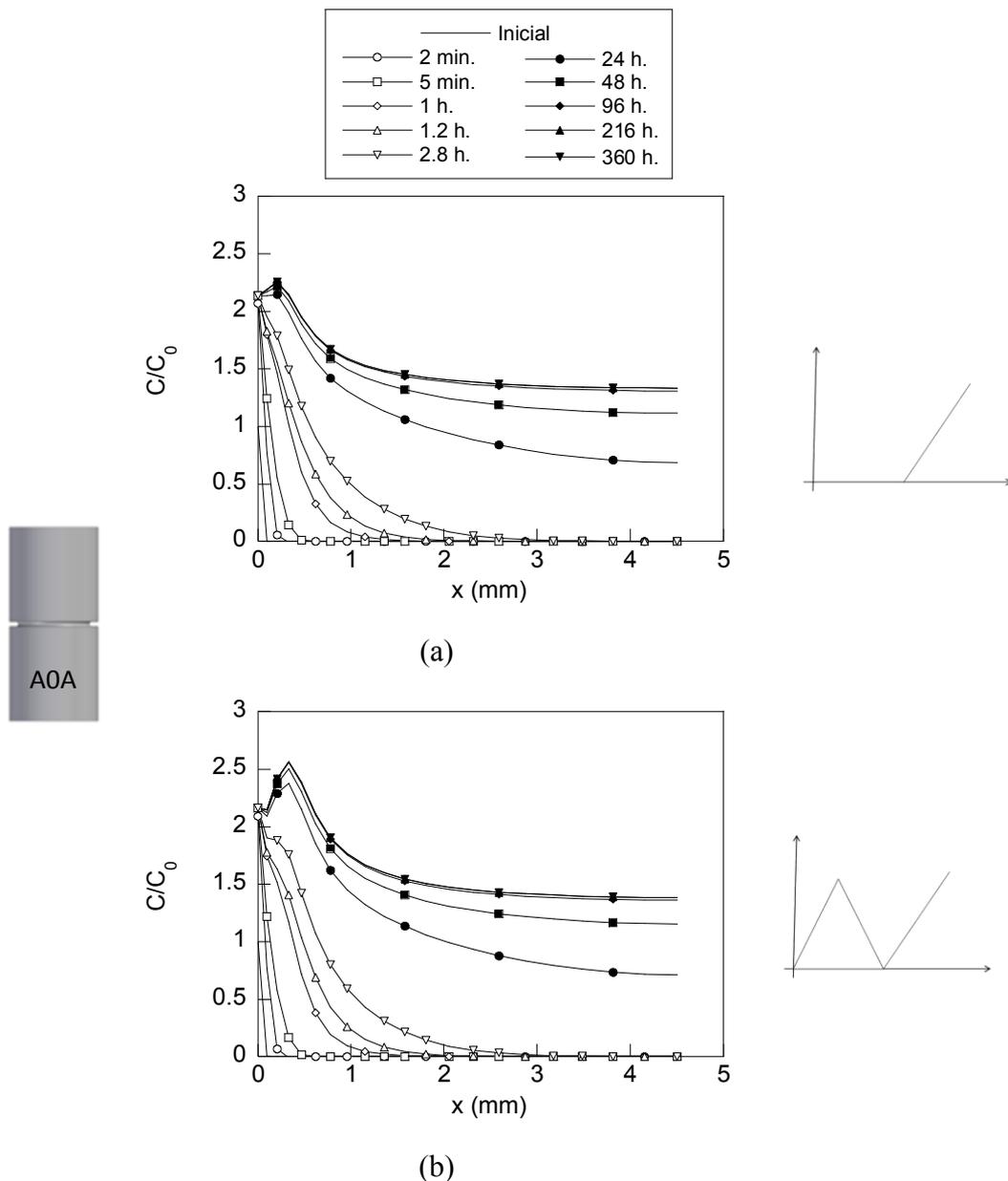


Fig. 3.44. Distribuciones de la concentración de hidrógeno en la probeta entallada A0A durante el ensayo de FH bajo la carga 70% P_R (a) sin precarga y (b) con la precarga I (90% P_R).

En las distribuciones de concentración de hidrógeno en la probeta simulada sin precarga (Fig. 3.44a) se puede ver cómo evoluciona el perfil de concentraciones de hidrógeno a lo largo del tiempo. En tiempos cortos de exposición al ambiente agresivo el perfil decrece con la profundidad desde un valor máximo situado en la superficie del alambre donde toma el valor de equilibrio. A medida que aumenta el tiempo de exposición la profundidad máxima a la que penetra el hidrógeno en el alambre aumenta. De esta forma en tiempos cortos (5 min.) la profundidad alcanzada por el hidrógeno es de 0.1 mm mientras que para un tiempo de exposición de 1 hora la profundidad alcanzada por el hidrógeno es de 1 mm.

Para tiempos largos de exposición al ambiente agresivo (24 horas) la distribución ha alcanzado el límite superior de la hidrogenación completa de equilibrio en todos los puntos de la sección de la entalla. En este instante de tiempo se puede observar que en la distribución de la concentración relativa de hidrógeno aparece un máximo situado a una profundidad de 0.4 mm de la superficie de la entalla. A medida que transcurre el tiempo de exposición, la zona próxima a la superficie no sufre cambios significativos, mientras que la concentración relativa de hidrógeno en los puntos interiores del alambre aumenta de forma progresiva hasta alcanzar un estado de equilibrio en todos los puntos de la sección de la entalla una vez transcurridas 200 horas de exposición al ambiente agresivo.

En el caso de las distribuciones obtenidas en el análisis de la entallas A0A sometidas al ciclo de precarga I (90% P_R) (mostradas en la Fig. 3.44b) se pueden ver, a grandes rasgos, los mismos efectos comentados en las distribuciones de las concentraciones de hidrógeno en la probeta simulada sin precarga; *i.e.*, la concentración de hidrógeno disminuye con la profundidad desde un valor máximo que aparece en la superficie de la entalla. No obstante, a diferencia de la probeta sin precarga, a partir de 3 horas de exposición al ambiente hidrogenante se forma una meseta en la zona superficial que, en los siguientes instantes de tiempo, evoluciona para tomar una forma semejante a la del perfil de tensiones hidrostáticas obtenido en el apartado 4.5 del capítulo II, Fig. 2.88. Para tiempos largos de exposición aparece un mínimo local cerca de la superficie. La presencia de este mínimo desplaza hacia el interior del alambre el punto donde aparece la concentración máxima. Las diferencias entre la concentración de la superficie y la concentración del máximo son apreciablemente mayores en la probeta simulada con

precarga que en la probeta simulada sin precarga. Al igual que en el caso anterior, el perfil para tiempos largos de exposición al ambiente agresivo, alcanza un estado estacionario de equilibrio en todos los puntos de la sección de la entalla.

Los resultados obtenidos hacen complicado poder determinar si la precarga previa puede favorecer o ralentizar el daño producido por el hidrógeno debido a la acción de dos efectos contrapuestos. Por un lado la aparición del mínimo de concentración de hidrógeno cerca de la superficie de la probeta sometida a la precarga hace que el máximo de concentración de hidrógeno esté situado a una profundidad mayor, lo que aumenta el tiempo de difusión de hidrógeno hasta alcanzar esa posición. No obstante, por otro lado el valor de la concentración de hidrógeno alcanzada en el punto máximo del perfil de concentración de la probeta sometida a una precarga previa es sensiblemente mayor al de la probeta simulada sin precarga. Esto significa que el proceso de daño por hidrógeno a nivel microestructural puede ser más acusado en la probeta precargada.

Teniendo en cuenta que la diferencia entre las profundidades a las que se alcanza el valor máximo de la concentración de hidrógeno no es muy grande y que las diferencias entre las concentraciones máximas de hidrógeno entre las probetas simuladas con y sin precarga sí lo son parece razonable pensar que en estas probetas la precarga puede favorecer el proceso de difusión de hidrógeno.

Para completar el análisis del proceso de difusión asistida por el estado tensodeformacional en la entalla A0A se muestra la evolución en el tiempo de la concentración de hidrógeno de diferentes puntos de la sección de la entalla (Fig. 3.45). En estas distribuciones se puede ver cómo la concentración relativa en el nodo de la superficie de la entalla ($r/a = 1$) se mantiene constante en el valor de la concentración de equilibrio de acuerdo con las condiciones de contorno aplicadas en la simulación del proceso de difusión. A medida que aumenta la profundidad se puede ver como la tendencia de los perfiles es creciente de forma monótona hasta alcanzar un valor estable de equilibrio que coincide en todos los casos con el valor dado por la ecuación (3.12).

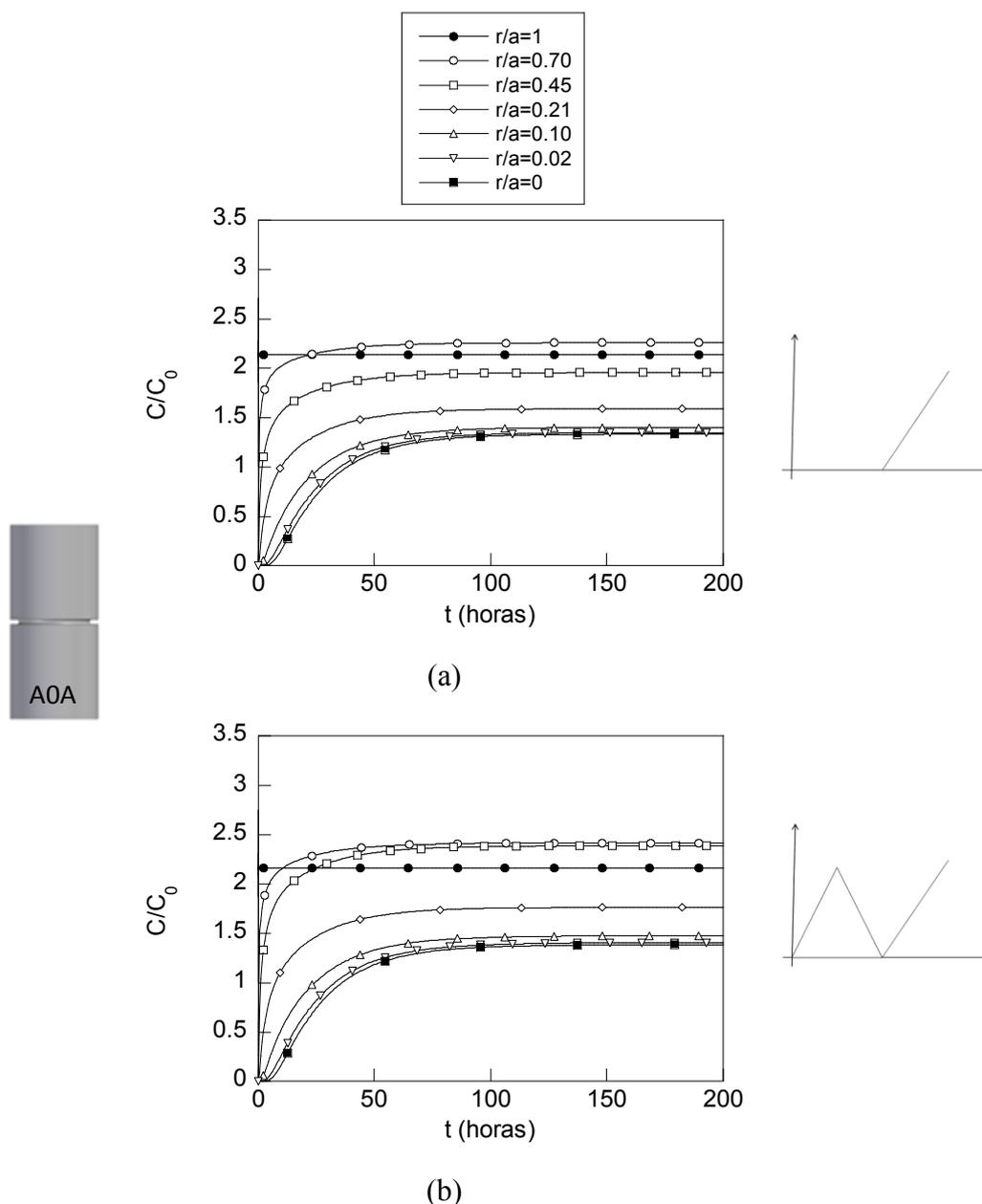


Fig. 3.45. Evolución de la concentración de hidrógeno en la probeta entallada A0A simuladas (a) sin precarga y (b) con precarga I (90% P_R).

A medida que aumenta la profundidad, el tiempo necesario para alcanzar ese estado de equilibrio es mayor debido fundamentalmente a la acción de dos factores, por un lado los puntos están situados más lejos de la fuente de hidrógeno (superficie), por lo que el hidrógeno tarda más tiempo en llegar a esa posición. Por otro lado, en los puntos interiores el gradiente de tensiones y deformaciones es negativo, *i.e.*, va en contra del flujo de hidrógeno, por lo que la velocidad de difusión, que podría estimarse a través de

la pendiente en la zona variable de las curvas de la Fig. 3.45, es menor en los puntos interiores.

La evolución de las concentraciones relativas de hidrógeno de los puntos internos de la sección de la entalla ($r/a = 0$, $r/a = 0.02$, $r/a = 0.1$) permiten comprobar esta situación. En ellas se puede ver como la concentración relativa de hidrógeno es despreciable en los primeros instantes del proceso hasta que, transcurridas unas 5 horas (tiempo necesario para que el hidrógeno proveniente de la superficie alcance esa posición), el hidrógeno procedente de la superficie se empieza a acumular de forma similar a la acumulación de hidrógeno de los puntos situados cerca de la superficie de la probeta. El hecho de que los estados tensodeformacionales sean muy similares en los puntos internos de la sección de la entalla hace que las diferencias entre las velocidades de acumulación de hidrógeno y la concentración de equilibrio de estos puntos no sean tan acusadas como en los puntos de la sección de la entalla más externos.

También resulta interesante observar cómo todas las distribuciones de hidrógeno de los puntos de la sección de la entalla (salvo el nodo situado a $r/a = 0.7$) se sitúan por debajo de la concentración de equilibrio en el punto situado en la superficie de la entalla. Esto se debe a que la tensión hidrostática y la deformación plástica equivalente de todos los nodos de la Fig. 3.45, salvo en el punto $r/a = 0.7$, son menores al estado tensodeformacional alcanzado en la superficie de la entalla y por tanto la concentración de equilibrio que alcanzan en el estado estacionario también será menor. En la Fig. 3.45 también se puede observar que el tiempo necesario para alcanzar el valor de equilibrio es mayor a medida que aumenta la profundidad.

La evolución en el tiempo de la concentración relativa de hidrógeno en la probeta entallada A0A simulada con precarga (cf. Fig. 3.45b) presenta las mismas características que en la probeta simulada sin precarga. No obstante, existe una clara diferencia en la evolución de la concentración en el punto situado a una coordenada radial $r/a = 0.2$, donde se puede ver cómo alcanza un valor de equilibrio muy semejante a la concentración de equilibrio del punto situado en la coordenada radial $r/a = 0.1$. Esto se debe a que los estados tensodeformacionales de ambos puntos son muy similares debido al efecto que produce la precarga en los perfiles de tensiones hidrostáticas y deformaciones plásticas (Fig. 2.88a y Fig. 2.89a).

En la Fig. 3.46 se muestran las distribuciones de concentración de hidrógeno en la sección de las entallas A0B sin precarga (a) y con precarga (b) en distintos instantes de tiempo a lo largo de la exposición al ambiente agresivo bajo la carga $70\%P_R$.

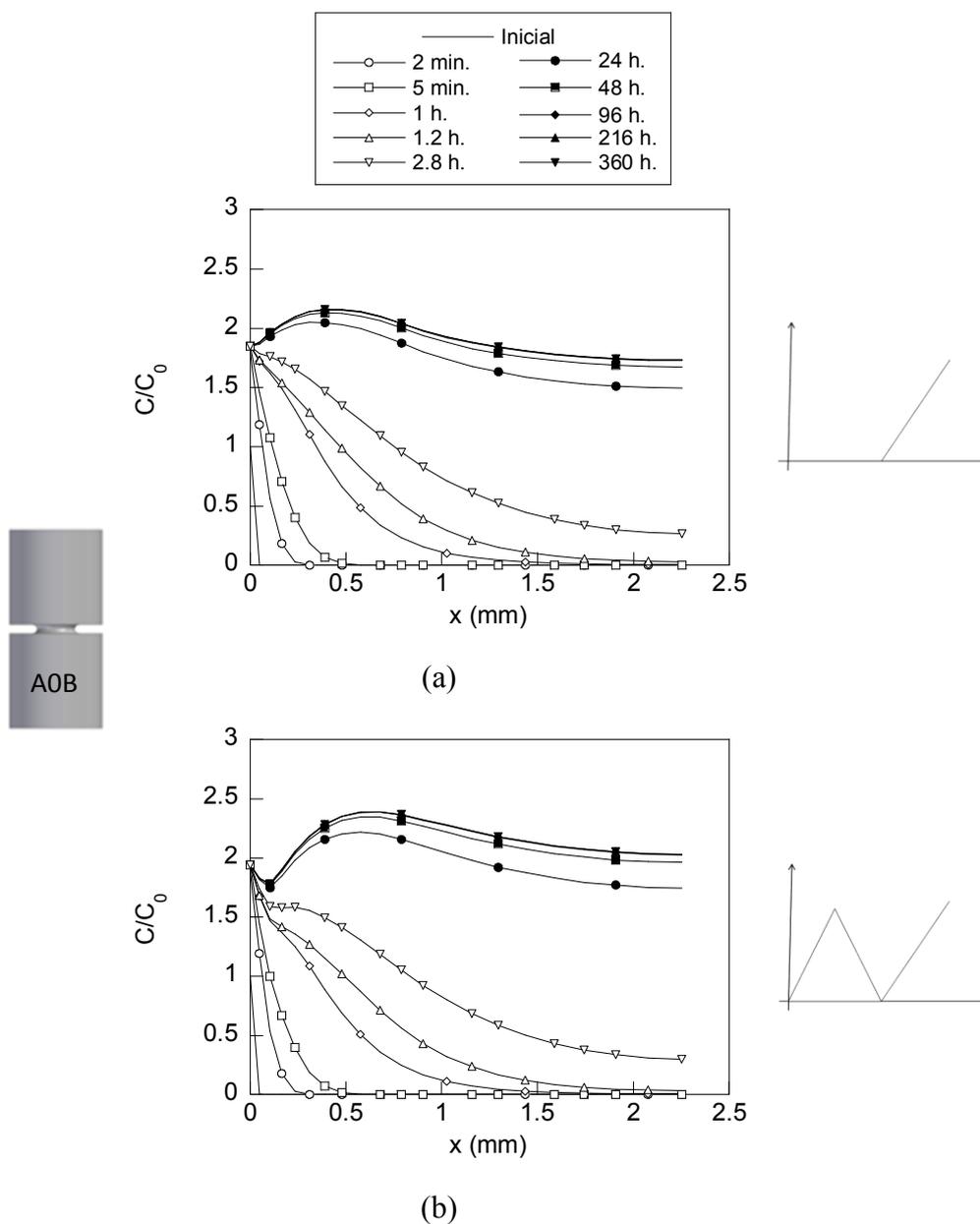


Fig. 3.46. Distribuciones de la concentración de hidrógeno en la probeta entallada A0B durante el ensayo de FH bajo la carga $70\% P_R$ (a) sin precarga y (b) con la precarga I ($90\% P_R$).

En estas distribuciones se puede observar cómo se produce la acumulación de hidrógeno en la sección de la entalla a lo largo del tiempo de exposición al ambiente hidrogenante. En los instantes iniciales, al igual que en el caso anterior, el perfil de concentración relativa de hidrógeno decrece con la profundidad, manteniendo el valor máximo en la superficie. El valor de este máximo es ligeramente inferior al de las entallas tipo A. A medida que aumenta el tiempo de exposición, el hidrógeno va alcanzando profundidades mayores de forma gradual, hasta alcanzar la hidrogenación completa de la sección del alambre en torno a las 2 horas de exposición al ambiente.

Para tiempos largos de exposición al ambiente agresivo aparece un máximo en la distribución de concentración cerca de la superficie a una profundidad ($d = 0.6 \text{ mm}$) similar a la observada en las distribuciones de las tensiones hidrostáticas (Fig. 2.89b). Al igual que en la entalla A0A se puede ver cómo a partir de las 100 horas de exposición la distribución apenas sufre variaciones, por lo que se puede considerar que, transcurrido este tiempo, el alambre ha alcanzado la situación de equilibrio en todos los puntos de la sección de la entalla.

En la distribución de la concentración obtenida en el caso del alambre precargado se pueden ver de forma general los mismos efectos que en el caso de la probeta simulada sin precarga en los primeros instantes del proceso de difusión. No obstante, a partir de tiempos de exposición superiores a 1 hora, se puede ver cómo en la distribución de las concentración relativa de hidrógeno empieza a formarse una meseta. Esta meseta se hace evidente a las 2.8 horas de exposición al ambiente agresivo. La concentración de hidrógeno en los puntos de esta zona (cuya profundidad es de unos 0.5 mm) es inferior ($C/C_0 = 1.6$) a la concentración relativa de hidrógeno obtenida en la probeta simulada sin precarga ($C/C_0 = 2$).

Para tiempos de difusión largos, la forma del perfil de concentración relativa de hidrógeno cambia. Cerca de la superficie aparece un mínimo local, al igual que en la distribuciones de la entalla A0A simulada con precarga. Otro efecto de la precarga es que el máximo se desplaza hacia el interior, siendo el valor de este máximo mayor al alcanzado en la probeta simulada sin precarga ($C/C_0 = 2$). Al igual que con la precarga, para tiempos de difusión largos el perfil alcanza una forma estable sin sufrir grandes variaciones en incrementos de tiempos grandes.

En la Fig. 3.47 se muestra la evolución a lo largo del tiempo de exposición al ambiente agresivo de las concentraciones relativas de hidrógeno en las entallas A0B simuladas sin precarga (Fig. 3.47a) y con precarga (Fig. 3.47b).

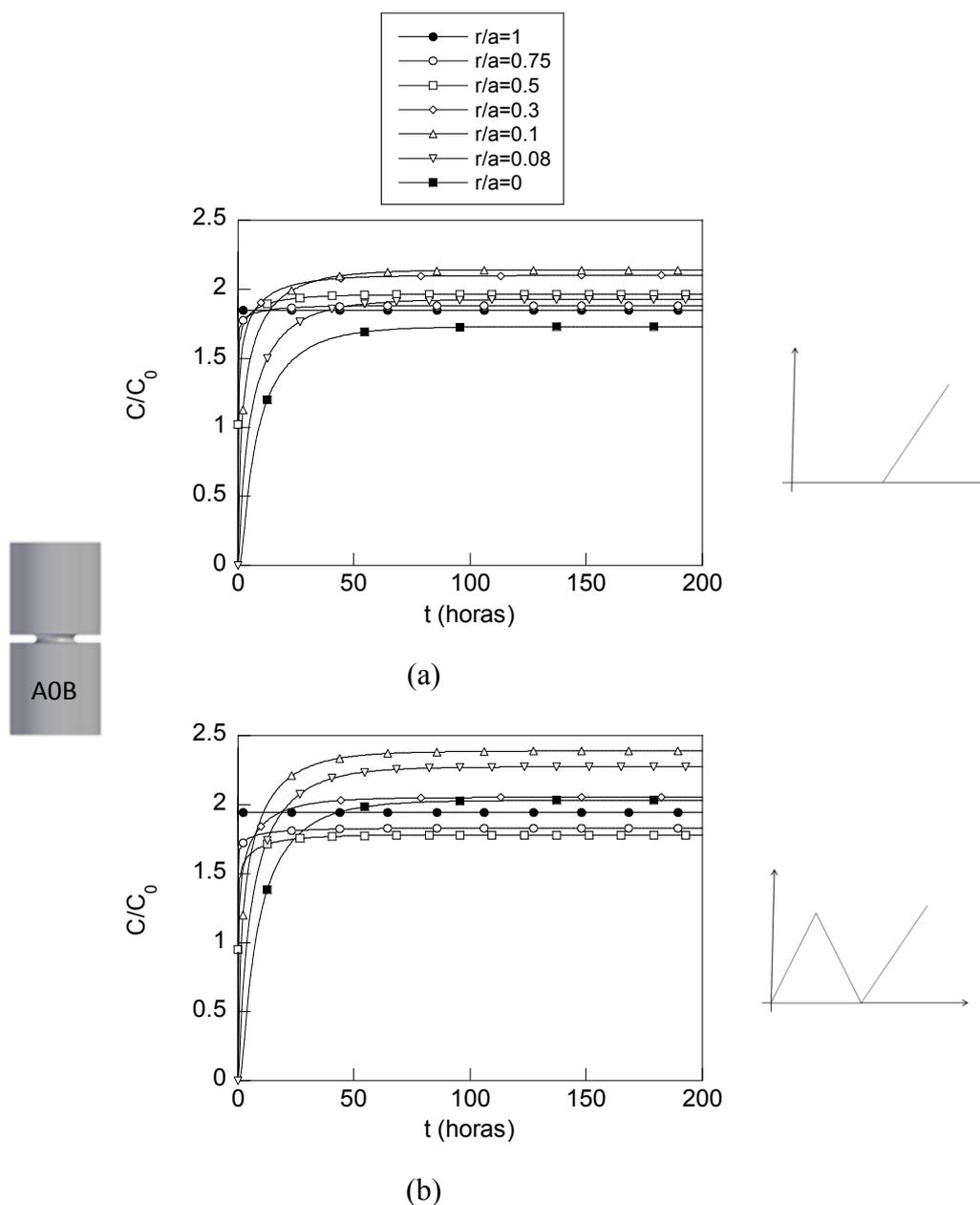


Fig. 3.47. Evolución de la concentración de hidrógeno en la probeta entallada A0B simuladas (a) sin precarga y (b) con precarga I (90% P_R).

En estas evoluciones se puede observar cómo se repiten las tendencias observadas en el caso de la entalla A0A. En la superficie ($r/a = 1$) la concentración se mantiene constante

en su valor de equilibrio. En los puntos internos la acumulación de hidrógeno es gradual hasta alcanzar una concentración de equilibrio. La velocidad de acumulación de hidrógeno decrece con la profundidad. Las distribuciones de la tensión hidrostática y deformación plástica equivalente de la entalla precargada, Fig. 2.89b, superan los valores alcanzados en la superficie en muchos puntos de la sección de la entalla. Esto hace que la concentración de equilibrio que alcanzan estos puntos para tiempos de exposición al ambiente hidrogenante largos también lo sea. Por este motivo en la evolución de la concentración relativa de hidrógeno de la probeta precargada aparecen puntos que superan el valor de la concentración de equilibrio del punto situado en la superficie.

En este caso los tiempos necesarios para alcanzar la situación de equilibrio son ligeramente menores a los de la entalla A0A debido a que la distancia desde la superficie al eje del alambre es menor, a pesar de que la concentración de equilibrio en las entallas A0B, sea mayor en los puntos internos.

En las distribuciones de la concentración relativa de hidrógeno en la probeta A0B sometida a una precarga previa a la exposición al ambiente agresivo se puede ver cómo la concentración relativa de hidrógeno en los puntos próximos a la superficie se sitúa por debajo de la concentración de equilibrio en la superficie ($r/a = 1$), que, al igual que en los casos anteriores, se mantiene constante a lo largo de todo el proceso de difusión. Esto se debe a la aparición de un valor mínimo en las distribuciones de la concentración relativa de hidrógeno mostradas en la Fig. 3.46b formado como consecuencia de la aplicación de la precarga. Por el contrario, y a diferencia de los casos anteriores, la evolución de la concentración de hidrógeno en los puntos internos de la probeta alcanza valores superiores al valor de la concentración de equilibrio del nodo de la superficie. Esto es consecuente con los resultados obtenidos en el perfil donde la concentración en los puntos internos alcanzada en tiempos de difusión largos es superior a la concentración en la superficie, tendiendo a alcanzar la concentración de equilibrio que en este caso es superior, de la misma forma que sucede en los perfiles de la tensión hidrostática. Por este motivo, en todos los puntos se alcanzan concentraciones de hidrógeno superiores a la concentración de hidrógeno de la superficie. Las concentraciones de hidrógeno son mayores en los puntos próximos al valor máximo de la distribución de las concentraciones de hidrógeno que, según la Fig. 3.47, se alcanza a

una profundidad de 0.5 mm. A profundidades superiores a ésta, las tensiones decrecen y con ellas las concentraciones máximas de equilibrio que se pueden alcanzar en esos puntos del material a lo largo del proceso de hidrogenación.

Las distribuciones de la concentración de hidrógeno en la sección de la entalla en diferentes instantes de tiempo se muestran en la Fig. 3.48 para la probeta entallada A6A simulada sin precarga (a) y con precarga (b).

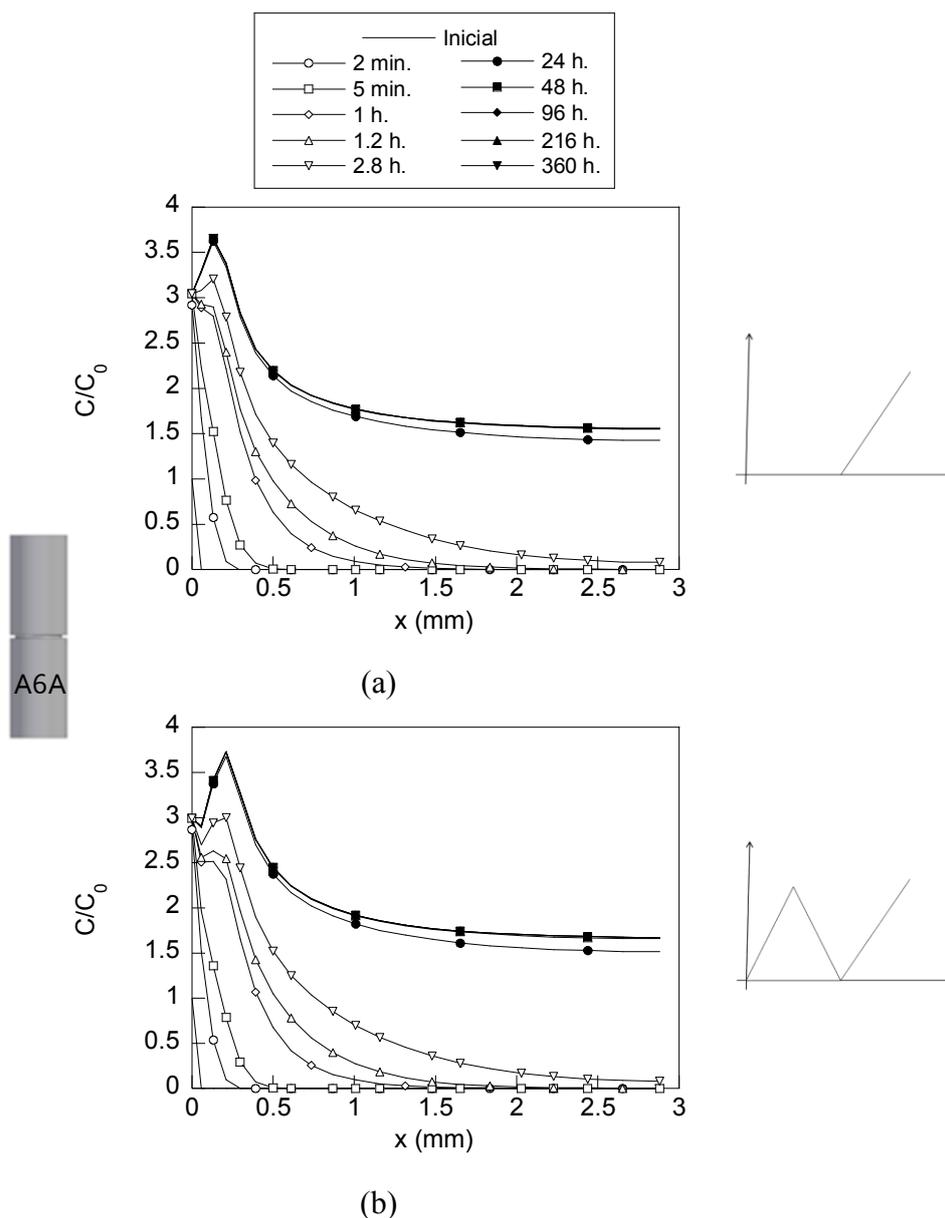


Fig. 3.48. Distribuciones de la concentración de hidrógeno en la probeta entallada A6A durante el ensayo de FH bajo la carga 70% P_R (a) sin precarga y (b) con la precarga I (90% P_R).

En la Fig. 3.48 se puede ver cómo, al igual que en los casos anteriores, en tiempos cortos las distribuciones son decrecientes con la profundidad hasta alcanzar un valor despreciable que indica la profundidad máxima a la que ha llegado en ese instante de tiempo. Esta profundidad de penetración del hidrógeno aumenta a medida que transcurre el tiempo hasta alcanzar la hidrogenación completa del alambre aproximadamente a las 3 horas.

Tras 1 hora de exposición en las proximidades de la superficie se aprecia la formación de una meseta. El ancho de esta meseta de altas concentraciones de hidrógeno es muy pequeño. Esta acumulación desaparece a tiempos largos de difusión, formándose un máximo de concentración de hidrógeno en esa zona que se hace más acusado a medida que aumenta el tiempo de difusión. La diferencia entre la concentración de la superficie y la concentración máxima es significativamente mayor ($C/C_0 = 3$ en la superficie y $C/C_0 = 3.5$ en el máximo de la distribución) que la que aparecía en las entallas A0A sin precarga ($C/C_0 = 2.3$ en la superficie y $C/C_0 = 2.6$ en el máximo de la distribución) y A0B sin precarga ($C/C_0 = 2.2$ en la superficie y $C/C_0 = 2.4$ en el máximo de la distribución) debido a las diferencias entre los estados tensodeformacionales que se han obtenido en estas entallas.

A partir de 1 hora de exposición al ambiente agresivo se puede ver, en el caso de la probeta sin precarga (Fig. 3.48a), cómo empieza a formarse una meseta en la superficie del alambre, siendo el ancho de esta meseta de altas concentraciones de hidrógeno sensiblemente inferior al observado en el caso de la entalla A0A. Para tiempos de difusión más largos esta distribución de hidrógeno se modifica, apareciendo en la zona central de la meseta un máximo de concentración de hidrógeno que va aumentando a medida que transcurre el tiempo. La diferencia entre la concentración relativa de hidrógeno en la superficie y la concentración relativa máxima de hidrógeno es muy alta.

A profundidades mayores que la del máximo de concentraciones, el perfil de concentración relativa de hidrógeno decrece hasta hacerse prácticamente uniforme. Las diferencias entre las distribuciones de concentración de hidrógeno para tiempos de exposición superiores a las 24 horas son mínimas, por lo que se puede considerar que la distribución ha alcanzado la situación estacionaria en todos los puntos de la sección.

Esto puede ser debido a la forma del perfil de tensiones hidrostáticas (Fig. 2.89c) en la que aparece un fuerte gradiente entre la superficie y el punto de tensión hidrostática máxima. Los valores de la concentración relativa de hidrógeno son mayores en la entallas A0A ($C/C_0 = 2$ en la superficie) que las concentraciones obtenidas en la entalla A6A ($C/C_0 = 3$ en la superficie), debido al valor mayor que toman las tensiones y las deformaciones plásticas en esta probeta.

En el caso del alambre simulado con precarga las distribuciones de concentración de hidrógeno obtenidas son muy parecidas a las de la entalla simulada sin precarga. La principal diferencia se observa en tiempos de difusión cortos. Al igual que en la probeta simulada sin precarga, aparece una meseta, pero en este caso a un nivel de concentración relativa de hidrógeno inferior ($C/C_0 = 2.5$) al de la probeta simulada con precarga ($C/C_0 = 3$). Para tiempos de exposición al ambiente agresivo largos estas diferencias desaparecen. Al igual que en los casos anteriores el efecto de la precarga se manifiesta en una reducción de la concentración relativa de hidrógeno en las proximidades de la superficie.

Este efecto produce un ligero desplazamiento del máximo de la distribución de concentración relativa de hidrógeno hacia el interior del alambre. A diferencia de casos anteriores (entallas A0A y A0B) el valor máximo aumenta al aplicar la precarga ($C/C_0 = 3.6$). Las diferencias entre las distribuciones de la concentración relativa de hidrógeno para tiempos de difusión largos (superiores a 24 horas) no son apreciables por lo que, al igual que en la probeta simulada sin precarga, se puede considerar que en ese tiempo se ha alcanzado la situación de equilibrio estacionaria en todos los puntos de la sección del alambre.

La evolución a lo largo del tiempo de las concentraciones relativas de hidrógeno en los nodos de la sección de la entalla A6A simuladas sin precarga y con precarga se muestran en la Fig. 3.49a y b respectivamente.

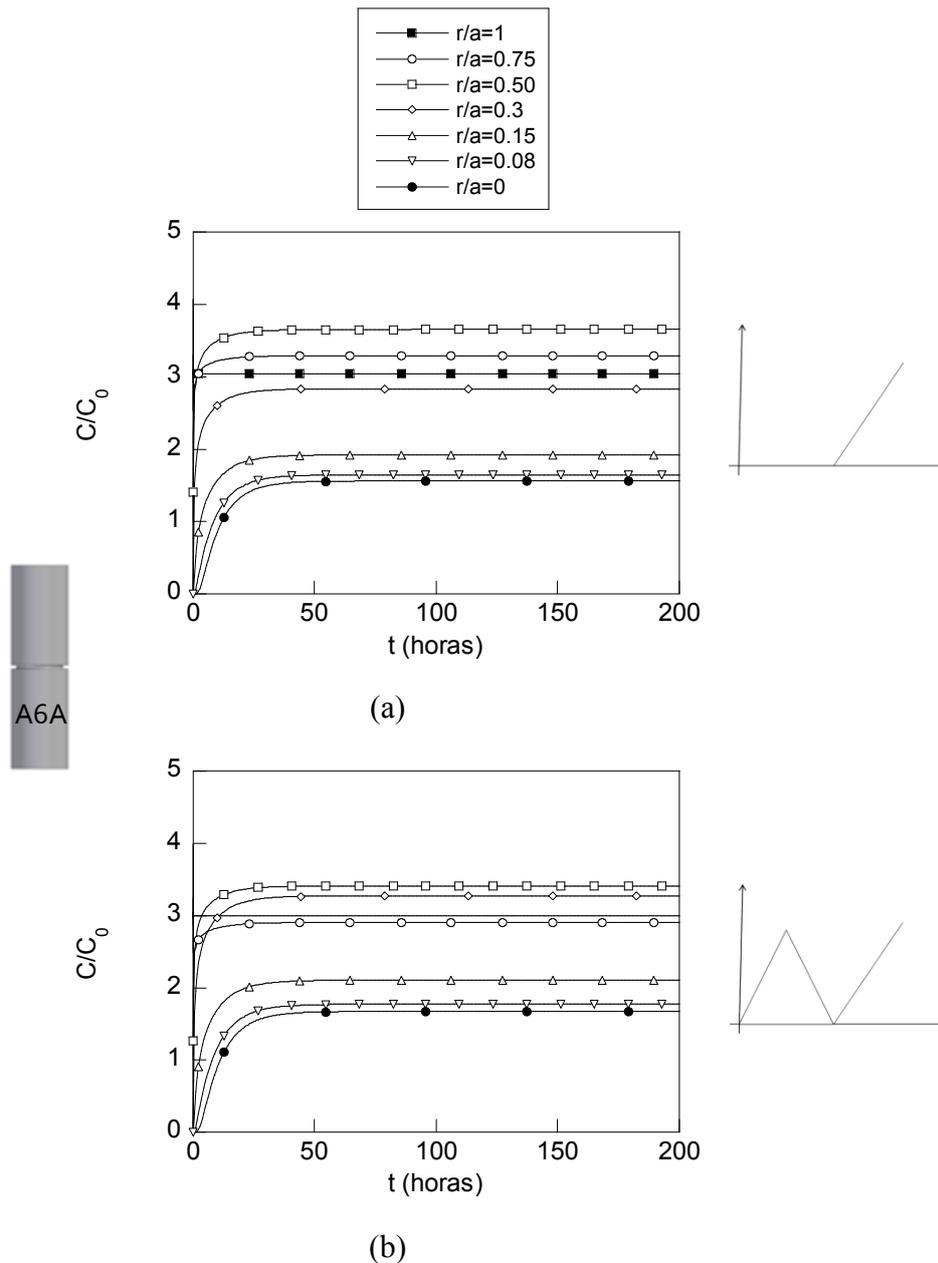


Fig. 3.49. Evolución de la concentración de hidrógeno en la probeta entallada A6A simuladas (a) sin precarga y (b) con precarga I (90% P_R).

En la Fig. 3.49 se puede observar el proceso de acumulación de hidrógeno en los puntos de la sección de las entallas A6A. Al igual que en los casos anteriores, la tendencia que sigue la acumulación de hidrógeno es monótona creciente hasta alcanzar un valor de equilibrio. De la misma forma, las pendientes de las curvas decrecen con la profundidad, por lo que los nodos internos necesitan más tiempo que los nodos situados cerca de la superficie para alcanzar su estado de equilibrio, tal como cabría esperar.

Estos puntos presentan, debido a la aparición del valor máximo de tensiones hidrostáticas, una concentración relativa de hidrógeno superior a la de la superficie en la que la concentración, al igual que en los casos anteriores, se mantiene constante a lo largo del tiempo de exposición al ambiente agresivo. El tiempo necesario para alcanzar la concentración de equilibrio de estos puntos es sensiblemente inferior al tiempo observado en la probeta A0A (aproximadamente 5 horas).

En las distribuciones de concentración relativa de hidrógeno obtenidas en la simulación de la entalla precargada, la tendencia que sigue la concentración de hidrógeno en diferentes puntos de la sección de la entalla es similar a la evolución de la concentración de hidrógeno en la probeta simulada sin precarga. En ambos casos, al igual que en la entalla A0A, en los puntos internos (situados más cerca del eje del alambre) aparece un rellano en el que la concentración relativa de hidrógeno es despreciable. Esta zona es sensiblemente menor en la entalla A0B debido a que la distancia desde la superficie al centro del alambre es menor en esta geometría y por tanto el tiempo necesario para que el hidrógeno procedente de la superficie llegue a esa posición consecuentemente es menor.

A medida que aumenta la profundidad, los tiempos necesarios para alcanzar la concentración de equilibrio son mayores. Esta tendencia se puede ver claramente en la evolución de las concentraciones de hidrógeno de los puntos $r/a = 0.15$ y $r/a = 0.3$ que, debido a su proximidad al valor máximo, presentan estados tensodeformacionales muy parecidos y por tanto las concentraciones de hidrógeno alcanzadas en dichos puntos en el estado estacionario son similares. No obstante debido a la mayor distancia a la superficie del punto más profundo, el tiempo necesario para alcanzar el valor de equilibrio es mucho mayor. Esta tendencia se mantiene en el resto de los puntos, siendo la pendiente menor a medida que se tiene mayor profundidad. Las distribuciones de concentración de hidrógeno en los puntos situados en la mitad más interna del radio del alambre son similares, al igual que en el caso de la probeta sin precarga.

El tiempo necesario para alcanzar la concentración de equilibrio crece con la profundidad, por tanto la hidrogenación completa del alambre se produce a tiempos de exposición al ambiente agresivo menores que los observados en casos anteriores, tal como cabría esperar debido a que la distancia desde la superficie hasta el eje del

alambre es menor. Las diferencias entre las distribuciones de concentración de hidrógeno en la probeta simulada sin precarga y con precarga previa a la exposición al ambiente agresivo no son tan apreciables como en los casos anteriores.

En la Fig. 3.50 se muestran las distribuciones de la concentración relativa de hidrógeno obtenidas en la sección de la entalla A6B simulada sin precarga (a) y con precarga (b).

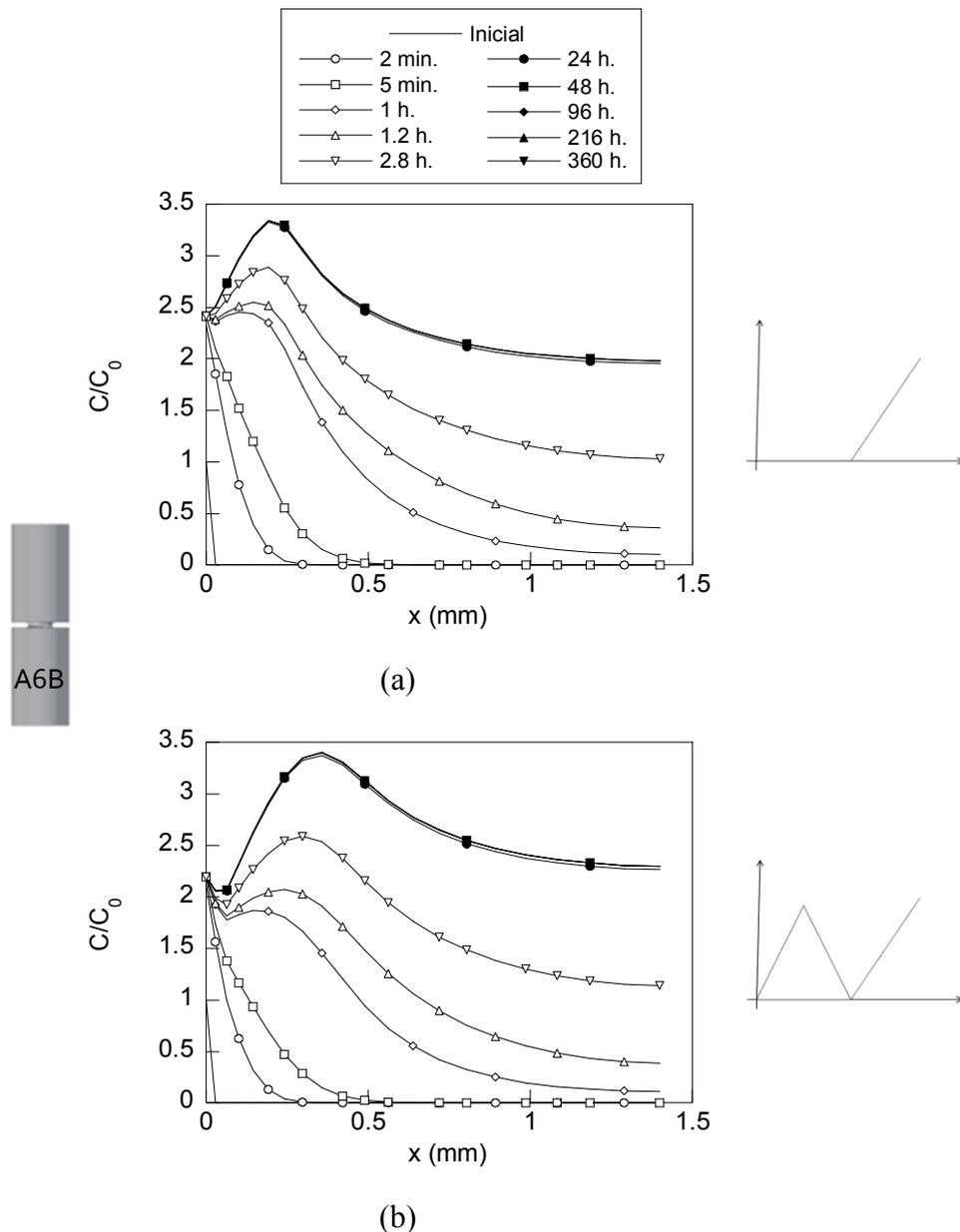


Fig. 3.50. Distribuciones de la concentración de hidrógeno en la probeta entallada A6B durante el ensayo de FH bajo la carga $70\% P_R$ (a) sin precarga y (b) con la precarga I ($90\% P_R$).

En estas distribuciones (Fig. 3.50) se puede ver cómo se repiten los efectos comentados anteriormente en las entallas A0A, A0B y A6A. Para tiempos de difusión cortos las distribuciones son decrecientes con la profundidad, desde un valor máximo que se alcanza en la superficie. A medida que aumenta el tiempo de difusión aumenta la profundidad máxima alcanzada por el hidrógeno en la sección de la entalla.

Al igual que en la entalla A6A transcurrida una hora de exposición al ambiente agresivo empieza a formarse una meseta en las proximidades de la superficie que posteriormente se convertirá en el máximo de la distribución de la concentración relativa de hidrógeno. A medida que aumenta el tiempo las diferencias entre el máximo de la concentración de hidrógeno y el valor de la concentración que toma en la superficie son mayores (a las 3 horas, $C/C_0 = 2.4$ en la superficie y $C/C_0 = 2.7$ en el máximo mientras que para tiempos largos llega a alcanzar $C/C_0 = 3.4$ en el máximo). Otro efecto observado en las distribuciones de la Fig. 3.50 es que la posición donde aparece el máximo de concentración de hidrógeno está ligeramente desplazado hacia el interior del alambre. La hidrogenación completa en todos los puntos del alambre se alcanza a partir de las 24 horas de exposición al ambiente agresivo puesto que las distribuciones de concentración de hidrógeno son prácticamente idénticas a partir de ese tiempo.

Las distribuciones de hidrógeno obtenidas en el caso de la probeta simulada con una precarga previa son muy parecidas a las obtenidas en el caso de la probeta simulada sin precarga aunque, al igual que en los casos anteriores, también se observan diferencias localizadas fundamentalmente en la zona próxima a la superficie para tiempos cortos de exposición al ambiente agresivo. En esta zona el efecto de la precarga se manifiesta con la formación de una meseta de valores de concentración de hidrógeno menores a los obtenidos en esta zona en la probeta simulada sin precarga (de forma equivalente a la entalla A6A).

La concentración de equilibrio en los nodos de la superficie es menor en la probeta precargada ($C/C_0 = 2$) que el valor de la concentración obtenido en la probeta simulada sin precarga ($C/C_0 = 2.5$). Esto se debe a la reducción de la tensión hidrostática en la superficie producida por la precarga. Esto puede ralentizar el proceso de daño y mejorar el comportamiento en fractura en ambiente agresivo de esta entalla, ya que la

concentración relativa de hidrógeno en la superficie es menor, y por tanto existe menor cantidad de hidrógeno capaz de entrar en el alambre.

En la Fig. 3.51a– b se muestra la evolución en el tiempo de las concentraciones relativas de hidrógeno en diferentes puntos de la entalla A6B simulada sin precarga y con precarga respectivamente.

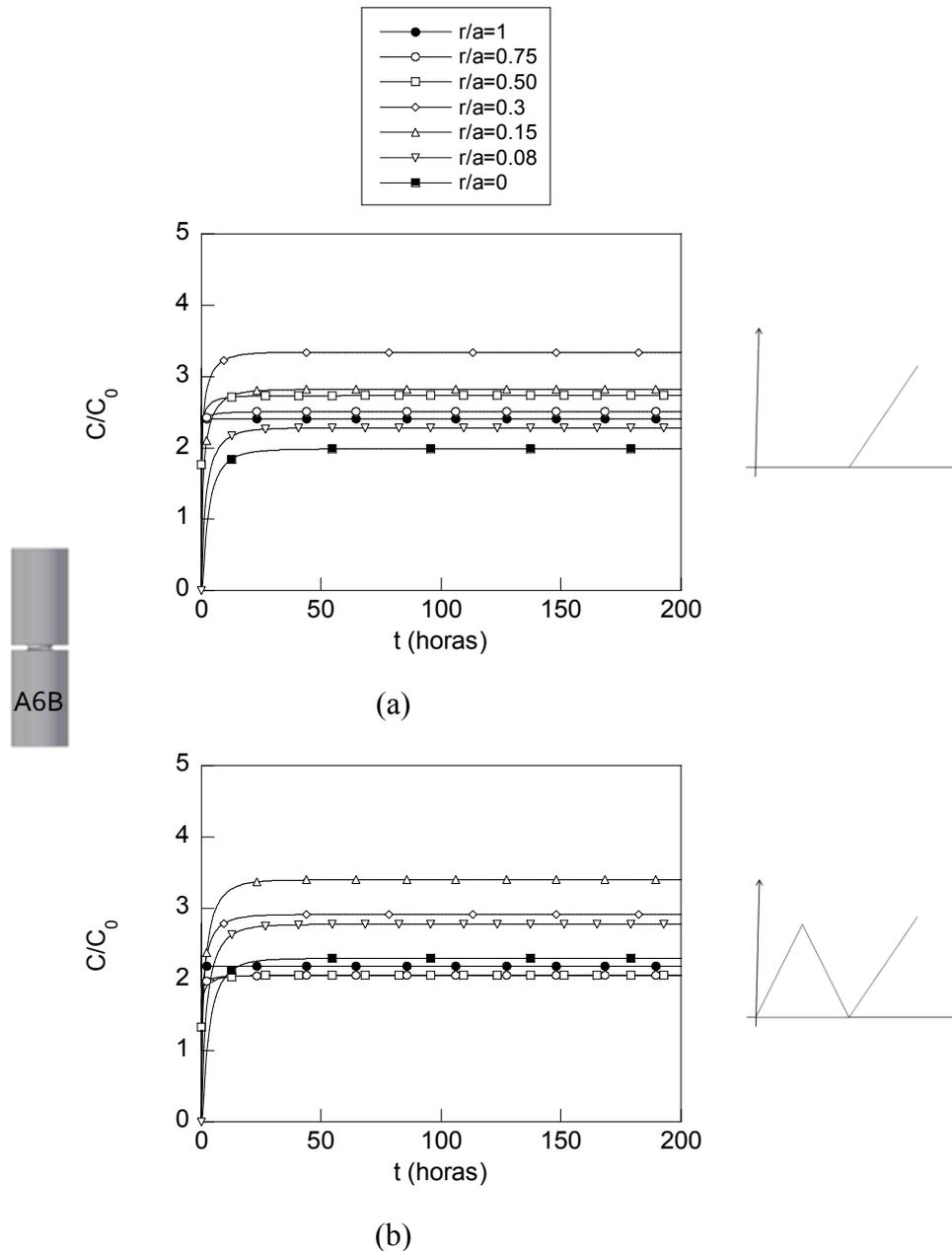


Fig. 3.51. Evolución de la concentración de hidrógeno en la probeta entallada A6B simuladas (a) sin precarga y (b) con precarga I (90% P_R).

En la Fig. 3.51 se puede observar nuevamente la misma tendencia creciente con el tiempo de la concentración hasta alcanzar la concentración de equilibrio en los distintos puntos de la sección de la entalla dada por la ecuación (3.12). En este caso varios puntos alcanzan concentraciones de equilibrio superiores a la concentración de hidrógeno en la superficie que, al igual que en los casos anteriores, se mantiene constante a lo largo de todo el proceso.

A diferencia con el caso de la entalla A6A, las variaciones entre la concentración relativa de hidrógeno en los puntos más internos son mayores. Al igual que en los casos anteriores, a medida que aumenta la profundidad, el tiempo necesario para alcanzar la concentración de equilibrio es mayor. No obstante y, a diferencia de los casos anteriores, el estado de equilibrio se alcanza a tiempos sensiblemente inferiores tal como se puede ver en la evolución de la concentración de hidrógeno en el punto más interno en el que la concentración de equilibrio se alcanza tras 20 horas de hidrogenación. La principal diferencia con la entalla A6A es que los tiempos necesarios para alcanzar la concentración de equilibrio son más pequeños debido a las reducidas dimensiones de la sección del alambre, *i.e.*, la distancia entre el eje y la superficie es muy pequeña.

La concentración de equilibrio en la superficie del alambre con la entalla A6B precargada es menor que el valor obtenido en la entalla simulada sin precarga. De esta forma todos los puntos de la sección de la entalla se sitúan por encima de la curva que marca la evolución de la concentración relativa de hidrógeno en la superficie. Esto se cumple en todos los puntos salvo en el punto más próximo a la superficie ($r/a = 0.08$) que se sitúa ligeramente por debajo de la curva del punto superficial debido a que en esa posición aparece un mínimo en el perfil de concentraciones de hidrógeno (Fig. 3.51b) para tiempos largos de exposición al ambiente agresivo. Al igual que en los casos anteriores, se puede ver como la pendiente de las curvas, antes de alcanzar el estado estacionario, disminuye con la profundidad del punto considerado. Sin embargo, a diferencia de los casos anteriores, en las evoluciones de la concentración relativa de hidrógeno en los puntos más internos, próximos al centro del alambre, no se aprecia la aparición del tiempo de retardo. Esto puede ser debido a que en esta entalla las dimensiones de la sección de la entalla A6B son muy pequeñas en comparación con los otros casos considerados.

IV. DISCUSIÓN

1. CARACTERIZACIÓN MECÁNICA

1.1. Evolución de los parámetros mecánicos con el grado de trefilado

El análisis de los resultados de los ensayos de caracterización realizados en este trabajo permite observar tanto el efecto beneficioso del proceso de trefilado sobre las propiedades mecánicas del acero de pretensado como las nocivas consecuencias de la aparición de las tensiones residuales en el comportamiento mecánico del alambre trefilado. Para ello se ha representado la evolución de cada uno de los parámetros que representan el comportamiento mecánico del material frente a la deformación plástica acumulada en el material como variable representativa del proceso de trefilado.

En la Fig. 4.1 se muestra la evolución del módulo de elasticidad (E) con la deformación plástica acumulada. Tal como se puede ver en dicha figura, no existen cambios significativos, debido fundamentalmente a que este parámetro es una propiedad intrínseca del material relacionada directamente con las uniones interatómicas que presenta la red cristalina del acero (ASHBY y JONES, 2002). Por este motivo los cambios producidos durante el proceso de trefilado no afectan en medida alguna a este parámetro. Los valores obtenidos, con una dispersión máxima inferior al 10%, se sitúan en torno al valor de 210 GPa que habitualmente presentan los aceros (ASM, 2004a).

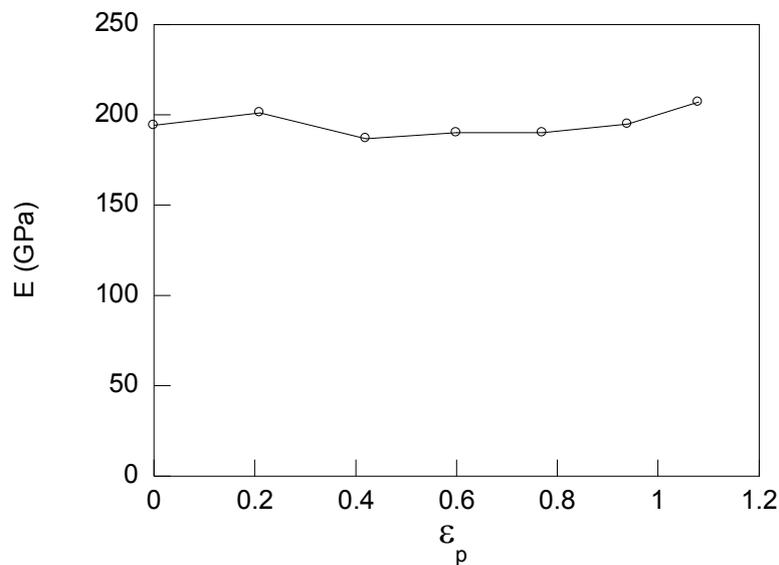


Fig. 4.1. Evolución del módulo de elasticidad con la deformación plástica acumulada en el material como variable representativa del grado de trefilado.

Si bien el comportamiento elástico del acero se mantiene inalterado con el proceso de trefilado (tal como muestra la variación del módulo de elasticidad), el inicio del comportamiento plástico del material (marcado por el límite elástico convencional, σ_y) sufre, tal como se puede apreciar en la Fig. 4.2, un aumento notable durante el proceso de trefilado. Este aumento del límite elástico (en torno al 50%) se realiza de forma progresiva durante el proceso, manteniendo una tendencia creciente de forma casi lineal. Esta tendencia sólo se rompe en el caso de la primera reducción, en la que el aumento del límite elástico es muy significativo, en torno a 35%, y en el caso del último paso de trefilado en la que el aumento es ligeramente mayor (15%) al de los pasos intermedios (5%).

En la Fig. 4.2 se representa de forma conjunta a la evolución del límite elástico y la variación del espaciado interlaminar, s_0 , definido como la distancia entre las láminas de cementita y ferrita en una colonia de perlita. De acuerdo con los estudios de TORIBIO y OVEJERO (1998a), la reducción de este parámetro con el trefilado, de forma conjunta con la orientación en la dirección del trefilado de las colonias y láminas de perlita, observado en la Fig. 2.7, son la causa a nivel microestructural de la mejora sustancial de las propiedades mecánicas del acero al final del proceso.

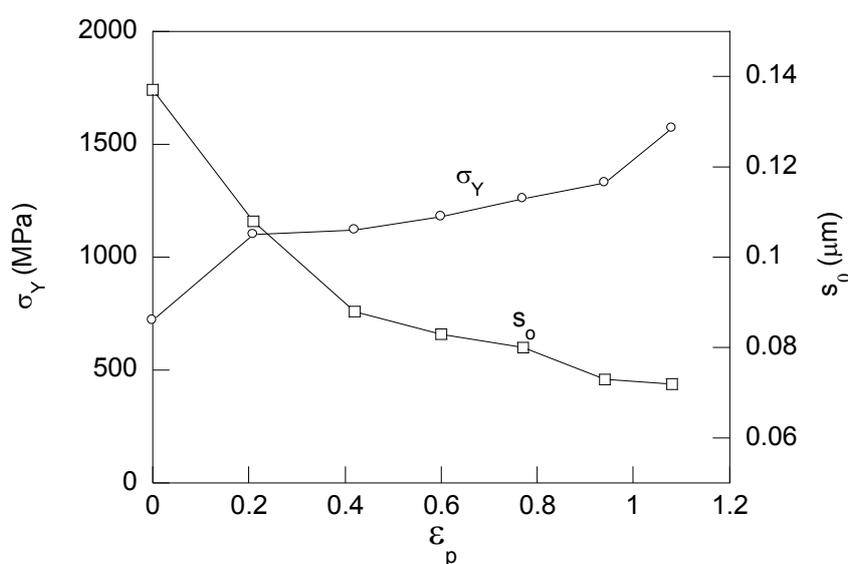


Fig. 4.2. Evolución del límite elástico y del espaciado interlaminar con el grado de trefilado representado por la deformación plástica.

En la Fig. 4.3 se representa la evolución de los parámetros de rotura de los alambres ensayados, pudiéndose observar de forma conjunta los dos efectos contrapuestos producidos por el proceso de trefilado. Por un lado la evolución creciente con el grado de trefilado de la tensión última de rotura (UTS , σ_R) como indicador del aumento de la resistencia mecánica (al igual que el límite elástico). Por otro lado la evolución de la deformación de rotura (ϵ_R) con el grado de trefilado permite entrever los efectos de las tensiones residuales en el comportamiento mecánico del material. Tal como se puede apreciar en la Fig. 4.3, las deformaciones de rotura en los pasos intermedios (con tensiones residuales) son similares y claramente inferiores a las obtenidas en los pasos inicial (libre de tensiones residuales) y final (en el que debido al tratamiento termomecánico de relajación de tensiones, se puede considerar que las tensiones

residuales son menores a las obtenidas en los pasos intermedios). De esta forma se podría establecer una correlación entre las distribuciones de tensiones residuales obtenidas en la simulación numérica del proceso de trefilado (Fig. 2.54 y Fig. 2.55) y la evolución de las deformaciones de rotura de los alambres trefilados. De esta forma las mínimas variaciones obtenidas en los perfiles de tensiones residuales respecto a la distribución de las mismas en el primer paso de trefilado podrían hacer pensar que los efectos de dichas tensiones en la fractura son similares en los pasos intermedios, tal como muestra la evolución de la deformación de rotura mostrada en la Fig. 4.3.

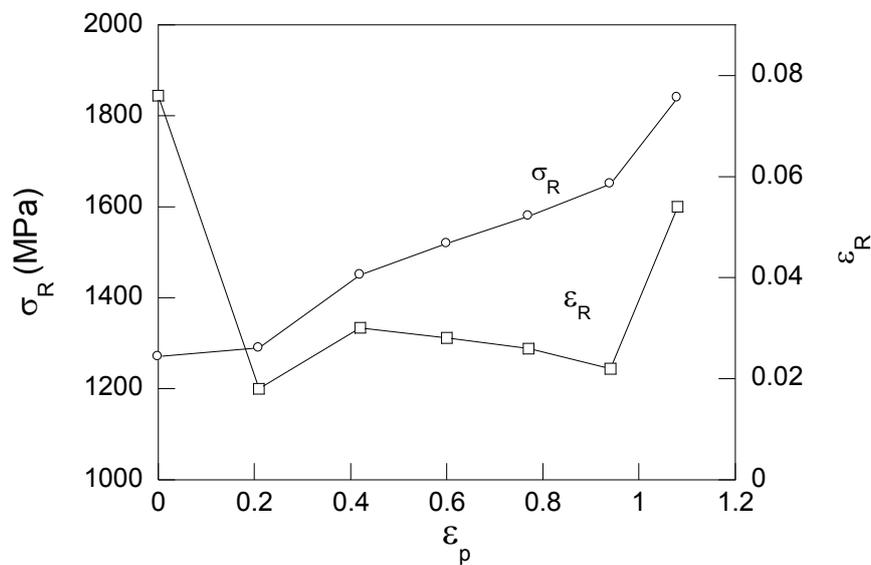


Fig. 4.3. Evolución de la tensión y deformación de rotura con la deformación plástica generada en los diferentes pasos de trefilado.

Finalmente en el caso de los parámetros que representan la rama plástica a través del ajuste de la curva de comportamiento a una ley del tipo Ramberg–Osgood, mostrados en la Fig. 4.4, se puede observar una tendencia creciente con el grado de deformación producido en el trefilado, al igual que en los casos anteriores. El crecimiento en el caso del coeficiente de endurecimiento P es muy suave y claramente lineal. La evolución creciente de este parámetro indica nuevamente la mejora de las propiedades mecánicas con el proceso de trefilado. En el caso del exponente de endurecimiento (m), se puede considerar que sigue una tendencia más o menos uniforme en los pasos intermedios del proceso de trefilado.

Las principales variaciones se localizan en el primer y en el último paso de trefilado en los que se produce, al igual que en el límite elástico o en la tensión de rotura, un aumento más acusado respecto al obtenido en las etapas intermedias del proceso. La explicación de este comportamiento se puede encontrar observando las curvas de tensión–deformación obtenidas a partir del ensayo de tracción simple de cada uno de los aceros, cf. Fig. 2.11. En ella se puede ver cómo las ramas plásticas de los aceros inicial y final del proceso de trefilado difieren a simple vista de las obtenidas en los pasos intermedios, en los que las deformaciones de rotura son menores y, por tanto, las curvas obtenidas en el ensayo son más cortas. Probablemente este efecto se debe a la presencia de tensiones residuales en los alambres de los pasos intermedios producidas por el proceso de trefilado, que son eliminadas en el último paso con el ya mencionado previamente tratamiento termomecánico de relajación de tensiones.

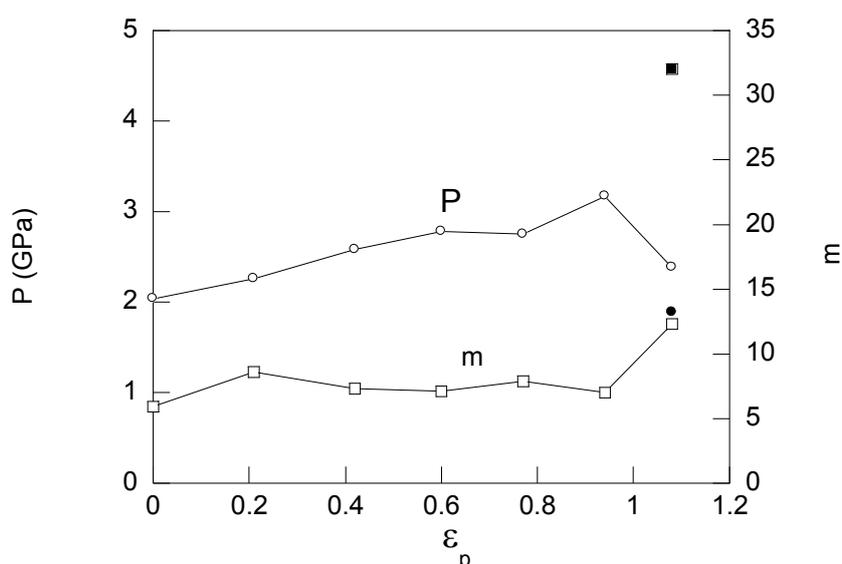


Fig. 4.4. Evolución de los parámetros de la ecuación de Ramberg–Osgood con la deformación plástica del proceso de trefilado. Los símbolos en negrita representan los valores de los parámetros en el primer tramo de la curva Ramber–Osgood para el último paso de trefilado.

Para comprender mejor el comportamiento analizado en las figuras anteriores se ha representado en la Fig. 4.5 la evolución del porcentaje de reducción de área por paso de trefilado (A_{esp}) y la reducción de área acumulada del alambre durante el proceso de trefilado (A_{acum}).

En la Fig. 4.5 se puede ver como la reducción de sección (A_{esp}) mayor aparece en el primer paso de trefilado y decrece a medida que avanza el grado de deformación plástica (entre el 19% del primer paso de trefilado hasta el 14% de la etapa final). Debido a que la variación de este parámetro no es muy acusada en los diferentes pasos de trefilado resulta lógico pensar que los cambios producidos en las distribuciones de tensiones residuales, a su vez, tampoco sufrirán cambios apreciables en los pasos intermedios del proceso. De la misma forma se puede relacionar de forma directa el grado de reducción acumulado con la mejora de propiedades mecánicas.

Finalmente la evolución de la reducción de área acumulada por el alambre durante los diferentes pasos de trefilado muestra una tendencia monótona creciente que refleja cómo el proceso de reducción de la sección transversal se hace de forma gradual en los diferentes pasos de trefilado hasta alcanzar valores superiores al 65%.

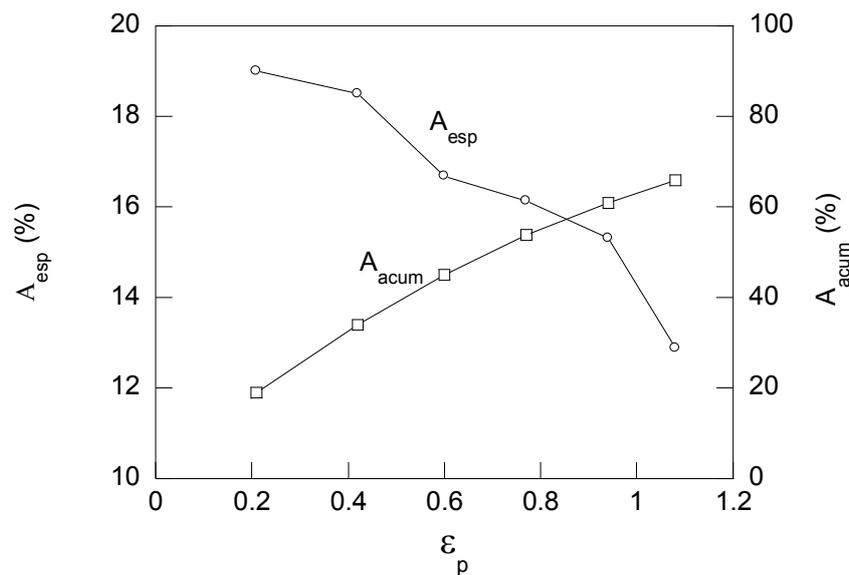


Fig. 4.5. Evolución del porcentaje de reducción de área acumulada y por paso frente a la deformación plástica generada en el proceso de trefilado.

Por todo lo expuesto anteriormente se puede pensar que en el material obtenido al final del proceso de trefilado la mejora de las propiedades mecánicas no sólo se limita a un aumento de su resistencia mecánica (límite elástico y UTS) sino que además también se

hace más tenaz (mejora su comportamiento frente a la fractura, TOLEDANO, 1998) y más duro (mejora contra la indentación superficial–iniciación de fisuras).

Las deformaciones plásticas no uniformes generadas en el alambre durante el proceso de trefilado son la causa de los cambios a nivel microestructural producidos por el trefilado (disminución del espaciado interlaminar y orientación de las colonias y láminas de perlita en la dirección del trefilado) que producen la mejora de las propiedades mecánicas del acero pero a su vez también son el origen de la aparición de efectos perjudiciales para el comportamiento mecánico del alambre como la aparición de las tensiones residuales, que tal como se ha visto disminuyen la ductilidad del material.

1.2. Efecto Bauschinger y tipo de endurecimiento por deformación

Para poder alcanzar uno de los objetivos principales de esta Tesis (obtención de los estados tensodeformacionales residuales producidos por el trefilado mediante la simulación numérica del proceso de trefilado según el MEF) resulta necesario determinar el modelo de endurecimiento por deformación que se ajusta mejor al comportamiento real del acero estudiado y garantizar de esta forma la validez de los estados tensodeformacionales residuales obtenidos en las modelizaciones numéricas. El método más sencillo es a través de la información obtenida en los denominados ensayos en los que se analiza el *efecto Bauschinger* del material (CHOTEAU, QUAEGBEUR y DEGALLAIX, 2005).

La evolución de los indicadores del efecto Bauschinger expresados en tensiones, deformaciones o energías de deformación con la predeformación plástica aplicada en los diferentes ensayos Bauschinger demuestran que el producto inicial del proceso de trefilado presenta de forma acusada el denominado efecto Bauschinger. Esto se debe a que los valores de estos parámetros se sitúan aproximadamente en la mitad del rango de variación de los indicadores del efecto Bauschinger.

La evolución de las denominadas tensión efectiva (σ_{ef}) y tensión interna (σ_{int}), relacionadas con el diámetro y la posición del centro de la superficie de cedencia del

material respectivamente, con la predeformación plástica aplicada en cada ensayo, permite comprobar que el alambre del producto inicial del proceso de trefilado presenta un endurecimiento por deformación de tipo mixto. La componente cinemática (σ_{int}) presenta una variación significativamente mayor que la isótropa (σ_{ef}) a niveles de predeformación plástica pequeños, mientras que para niveles de predeformación plástica altos la variación resulta similar.

Por lo tanto resulta razonable pensar que el alambón (acero A0) exhibe un endurecimiento por deformación de tipo mixto, siendo la componente cinemática del endurecimiento la que presenta una variación más acusada con la deformación plástica para pequeños niveles de deformación plástica, mientras que para deformaciones plásticas más elevadas la variación de las dos componentes del endurecimiento por deformación es similar.

Lamentablemente, debido a las reducidas dimensiones del alambre fuertemente trefilado, no se ha podido completar el estudio del efecto Bauschinger en este acero. No obstante resulta altamente interesante determinar si los cambios producidos a nivel microestructural en el acero trefilado pueden modificar los parámetros Bauschinger o el tipo de endurecimiento por deformación del acero, por lo que este análisis se plantea como una línea de investigación posterior a este trabajo.

Por tanto en las simulaciones planteadas resulta necesario incluir este tipo de endurecimiento por deformación para poder aproximar en mayor medida los resultados de la simulación numérica a la realidad. No obstante, tal como se ha aplicado en la simulación numérica del proceso de trefilado, el modelo de endurecimiento isótropo es próximo al cinemático si durante el proceso de descarga (salida de la hilera de trefilado) no se producen deformaciones plásticas en el material. Esta condición se cumple en el caso del proceso de trefilado (cf. Fig. 2.44–Fig. 2.47) y por tanto los resultados obtenidos en la simulación realizada con el modelo de endurecimiento isótropo son equivalentes a los del modelo cinemático. Por el contrario, en la simulación numérica del proceso de precarga aplicado a los alambres entallados, esta condición no se cumple, y por tanto resulta necesario considerar en la simulación numérica el modelo de endurecimiento cinemático.

2. ESTADOS TENSODEFORMACIONES RESIDUALES PRODUCIDOS POR EL TREFILADO Y FH

2.1. Tensiones y deformaciones residuales tras el proceso de trefilado

La modelización numérica del proceso de trefilado mostrada en el capítulo II de este trabajo aporta una información útil para conocer mejor el proceso de generación de tensiones y deformaciones residuales durante la fabricación de acero de pretensado. Los resultados de esta modelización (Fig. 2.54) han permitido establecer que el trefilado genera un estado multiaxial de tensiones y deformaciones plásticas que en modo alguno puede ser considerado despreciable. Los valores más altos de estas distribuciones se localizan en las componentes axial y circunferencial, que presentan estados de tracción en la superficie y compresión en el interior. A pesar de estar fuera de los objetivos de esta Tesis, la información obtenida puede resultar útil para el análisis de los procesos de iniciación y propagación subcrítica de fisuras bajo cargas de fatiga. Las componentes del tensor de deformaciones plásticas revelan la progresiva acumulación de deformación a lo largo del proceso, siendo ésta relativamente homogénea a lo largo del eje del alambre en las direcciones axial, radial y circunferencial. Las deformaciones radial y circunferencial son negativas debido a la reducción de la sección transversal producida al pasar el alambre por la hilera, mientras que en la componente axial aparecen estados positivos debidos a la aplicación de la fuerza de tirado.

Pero realmente la principal utilidad de estos resultados, para obtener los objetivos planteados en la Tesis, es conocer la evolución de los variables que representan el estado tensodeformacional en los modelos de difusión de hidrógeno asistidos por el estado tensodeformacional: la tensión hidrostática (σ) y la deformación plástica equivalente ($\bar{\epsilon}_p$).

La distribución de tensión hidrostática obtenida al final del proceso de trefilado (Fig. 2.55) es semejante en la forma a la componente axial. La principal diferencia se localiza en la zona próxima a la superficie (profundidad de 0.5 mm) donde la componente axial presenta una tendencia decreciente muy suave, mientras en la tensión hidrostática esa zona no aparece. Los valores de la tensión hidrostática en la superficie son de tracción (por encima de los 500 MPa) y de compresión en el interior (-500 MPa).

La zona donde se produce una mayor variación del perfil se localiza entre la superficie y una distancia al centro de 1 mm, siendo la tensión hidrostática prácticamente constante a partir de ese punto.

La distribución de deformación plástica equivalente, otro de los factores que influyen en el proceso de difusión de hidrógeno en el interior del acero, es apreciablemente variable a lo largo del radio del alambre, al contrario de lo que sucedía en las componentes del tensor de deformaciones plásticas. En esta distribución el máximo de deformación plástica ($\bar{\epsilon}_p = 1.5$) se localiza cerca de la superficie, a una profundidad de 0.3 mm aproximadamente. La variación respecto a la deformación plástica en la superficie ($\bar{\epsilon}_p = 1.4$) es ligera, siendo el gradiente de la deformación plástica en esta zona positivo aunque pequeño. Entre el valor máximo y un punto situado a una distancia de 0.7 mm del centro del alambre la reducción de la deformación plástica es progresiva, hasta alcanzar un valor constante que se mantiene hasta el centro del alambre, siendo su valor próximo al obtenido por la ecuación (2.1) y semejante al valor medio de la deformación plástica axial.

Estos resultados permiten estimar cualitativamente el comportamiento de la difusión de hidrógeno en los procesos de FH a través de cuatro parámetros clave: la tensión hidrostática y la deformación plástica equivalente en la superficie, el gradiente de la tensión hidrostática y el gradiente de la solubilidad de hidrógeno en el material. Este último se asume que varía linealmente con la deformación plástica, por lo que el gradiente de la deformación plástica equivalente permite dar una idea del gradiente de la solubilidad de hidrógeno.

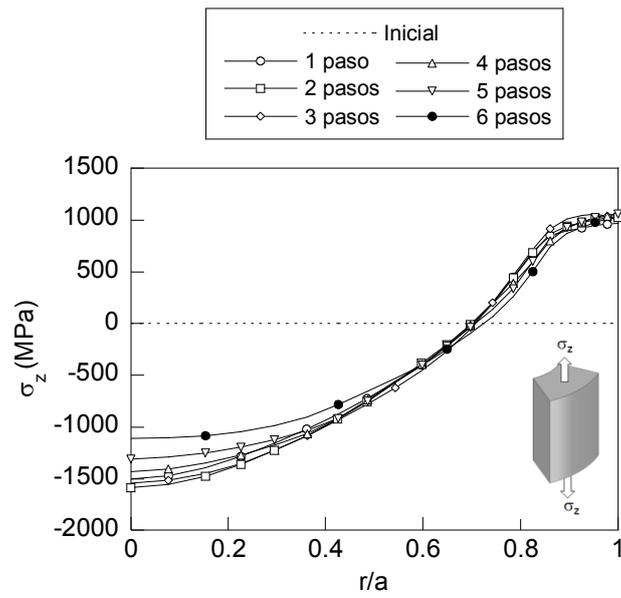
Los estados de tracción obtenidos en la superficie del alambre, junto con las altas deformaciones plásticas producidas por el trefilado, favorecen la acumulación de hidrógeno en la superficie del alambre, lo que supone un riesgo para el material, puesto que existe mucho hidrógeno en la superficie que potencialmente puede difundirse hacia el interior del alambre. En cuanto a las implicaciones en el proceso de difusión de hidrógeno propiamente dicho se puede ver que el gradiente de tensiones hidrostáticas es negativo, lo que supone que la contribución de las tensiones hidrostáticas al proceso de difusión no es significativa. Por el contrario el gradiente de la solubilidad de hidrógeno

influye de una forma determinante en el proceso, puesto que el máximo de la solubilidad de hidrógeno aparece a una distancia a la superficie similar ($500 \mu\text{m}$ aproximadamente, *i.e.*, $r/a = 0.86$) a la profundidad a la que en otros estudios se ha observado el efecto de daño por hidrógeno en estos aceros (TORIBIO y ELICES, 1991; TORIBIO y OVEJERO; 1998b). Esto supone que el gradiente de la solubilidad es positivo y por tanto actúa como fuerza motriz de la difusión del hidrógeno acumulado en la superficie del acero. De esta forma este análisis previo establece que el modelo de difusión asistido por las tensiones resulta insuficiente, y por tanto es necesario emplear el modelo de difusión de hidrógeno asistido por las tensiones y por las deformaciones.

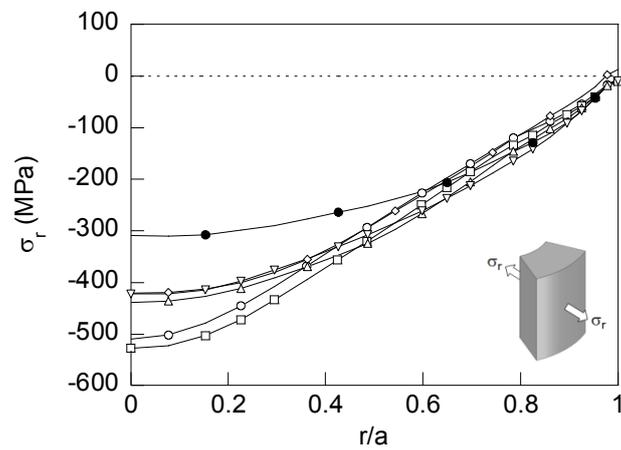
La simulación del proceso de trefilado no sólo permite conocer las distribuciones tensodeformacionales al final del proceso, sino que también determina las tensiones y deformaciones residuales en los pasos intermedios. Estos resultados permiten conocer en mejor medida cómo se produce la generación de tensiones residuales a lo largo de las diferentes etapas del proceso de trefilado. Las Fig. 2.54–2.57, en las que se representó la evolución de las componentes del tensor de tensiones, demostraron que al final de cada etapa de trefilado los estados tensionales no sufrían cambios apreciables.

Para visualizar mejor esta evolución, en la Fig. 4.6 se ha representado la evolución de las componentes del tensor de tensiones frente a la coordenada radial adimensionalizada con el radio del alambre trefilado (a). De esta forma la comparación entre los perfiles es directa y se pueden observar en mayor medida las variaciones y similitudes que presentan.

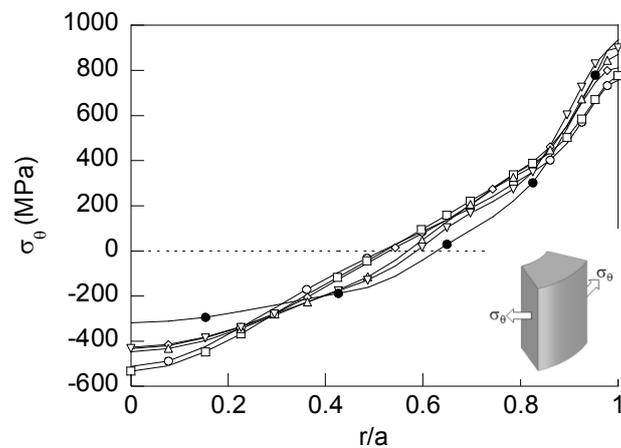
En esta representación se observa que las componentes del tensor de tensiones se agrupan dentro de una banda estrecha a lo largo del radio adimensionalizado del alambre entre la superficie y el centro del mismo. Entre el centro y el eje se observa cómo, a medida que aumenta el número de pasos de trefilado, las distribuciones se separan de la banda, reduciendo su valor, y siendo especialmente destacable este efecto en la componente radial del tensor de tensiones.



(a)



(b)



(c)

Fig. 4.6. Distribuciones de las componentes del tensor de tensiones frente a la coordenada radial adimensionalizada con el radio del alambre trefilado (r/a).

El hecho de que las tensiones residuales se agrupen en una banda podría ser explicado porque la reducción de la sección transversal del alambre se aplica en el primer paso de trefilado, de tal forma que los pasos posteriores, con una reducción de área que disminuye con el grado de trefilado, no producen reducciones de sección mayores a la aplicada en el paso anterior, y por tanto la acumulación de la deformación plástica no produce cambios significativos en los estados tensionales.

La reducción de sección también permitiría explicar la disminución de la tensión observada en los alambres en la mitad interna de la sección. Como es bien sabido (ATIENZA, 2001; ASM, 2004a) uno de los procesos utilizados para reducir las tensiones residuales es someter al alambre a una ligera reducción de sección al hacerlo pasar por una hilera de trefilado. La principal consecuencia de este tratamiento mecánico es la homogeneización de la distribución de tensiones residuales.

En la Fig. 4.7 se muestran las distribuciones de las componentes del tensor de deformaciones plásticas frente a la coordenada adimensional. La evolución de las componentes muestra cómo se realiza el proceso de acumulación progresiva de deformación plástica en los distintos pasos de trefilado, distribuyéndose de forma uniforme a lo largo del radio del alambre.

Las deformaciones plásticas dependen de la reducción de la sección transversal aplicada en el proceso de trefilado. De esta forma, no sólo el signo de las mismas depende de los cambios producidos al pasar el alambre por la hilera, sino que también la magnitud de las deformaciones depende del grado de reducción aplicado en cada paso. De esta forma se puede ver que la separación entre los perfiles disminuye al aumentar el grado de trefilado. Esto resulta lógico teniendo en cuenta que a medida que aumenta el grado de trefilado la reducción de la sección transversal disminuye (cf. Fig. 4.5). Por tanto se podría considerar que en los pasos intermedios el incremento de deformación producido no es tan elevado como el producido en el paso inicial.

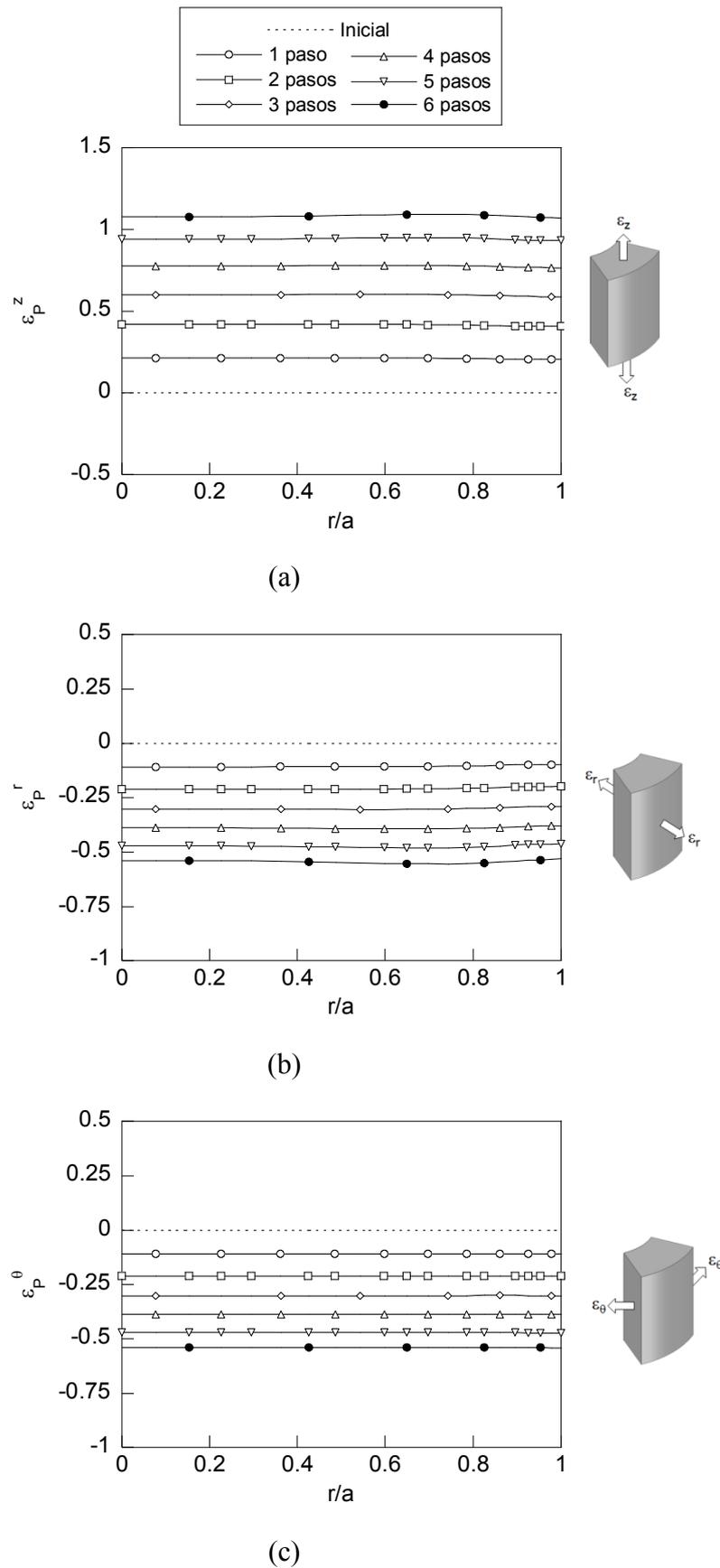


Fig. 4.7. Distribuciones de las componentes del tensor de deformaciones plásticas frente a la coordenada radial adimensionalizada con el radio del alambre (r/a).

Pero en realidad el interés, para la obtención de los objetivos de esta Tesis, se centra en la variación de las variables que gobiernan el flujo de hidrógeno en el interior de un metal: la tensión hidrostática (Fig. 4.8) y la deformación plástica equivalente (Fig. 4.9).

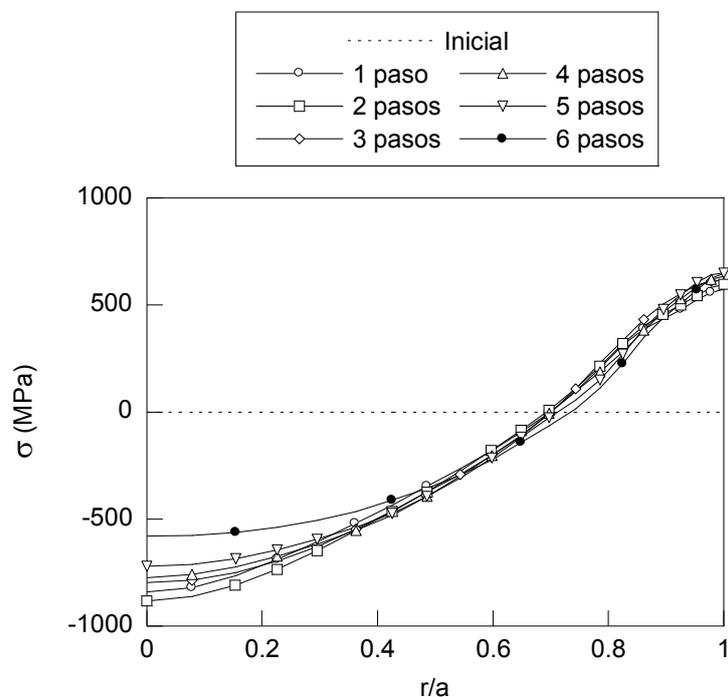


Fig. 4.8. Distribuciones de la tensión hidrostática frente a la coordenada radial adimensionalizada con el radio del alambre (r/a).

Las distribuciones de la tensión hidrostática mostradas en la Fig. 4.8 son muy similares a la observada en la componente axial del tensor de tensiones (tensiones de tracción en la superficie y compresión en el interior) agrupándose todas las curvas, de igual forma, en una banda común entre la superficie y la mitad del radio del alambre. A medida que la distribución se aproxima al eje del alambre los perfiles abandonan la banda en orden inverso al paso de trefilado, al igual que en el caso de la componente axial del tensor de tensiones mostrada en la Fig. 4.6a. Debido a la reducción en el centro del alambre se puede considerar que las distribuciones se van haciendo más uniforme a medida que aumenta el número de pasos de trefilado.

Por otro lado la influencia de las deformaciones plásticas en los procesos de difusión de hidrógeno viene dada por las deformaciones plásticas equivalentes de forma indirecta a

través de la solubilidad de hidrógeno. En la Fig. 4.9a se muestra la variación de esta variable al final de cada etapa del proceso de trefilado. En esta Fig. se puede ver de forma clara cómo, a medida que aumenta el grado de trefilado, la distribución de las deformaciones plásticas equivalentes se hace menos uniforme, apareciendo un máximo claramente definido a una coordenada relativa $r/a = 0.8$ aproximadamente.

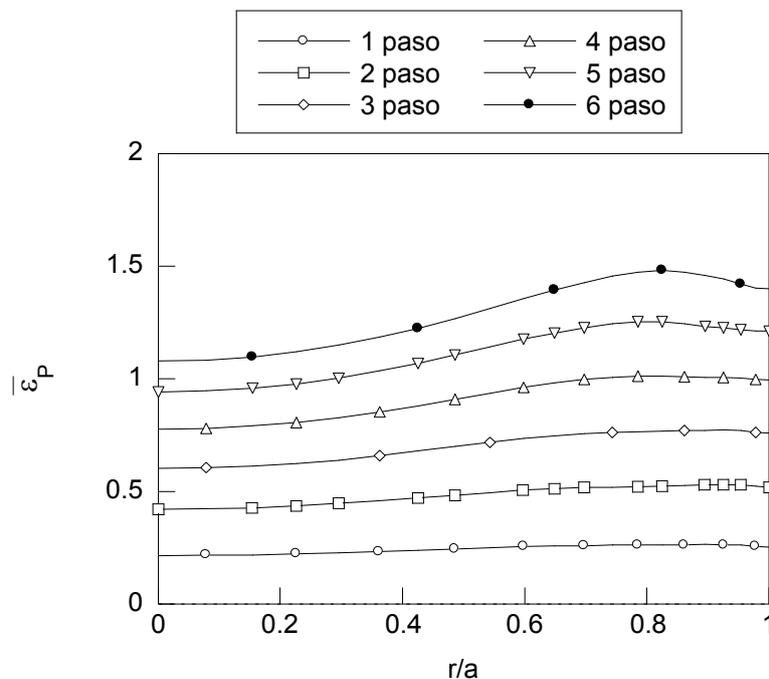


Fig. 4.9. Distribuciones de la deformación plástica equivalente frente a la coordenada radial adimensionalizada con el radio del alambre (r/a).

Las variaciones observadas en las distribuciones de la tensión hidrostática y la deformación plástica equivalente permiten establecer *a priori* de forma cualitativa sus efectos en los procesos de difusión de hidrógeno. Tal como se ha visto anteriormente, el grado de trefilado no produce un aumento de la tensión hidrostática en la superficie, pero sí de la deformación plástica equivalente. Por tanto se puede pensar que esta variable contribuye de forma decisiva a que los alambres fuertemente trefilados presenten una cantidad de hidrógeno en la superficie mayor que en los pasos iniciales. El gradiente de las tensiones hidrostáticas en las proximidades de la superficie no sufre grandes variaciones con el grado de trefilado y en todos los pasos es negativo. Esto indica que la componente de la difusión de hidrógeno dependiente de las tensiones no atrae al hidrógeno hacia el interior, y por tanto su efecto no es relevante. Por el

contrario, el gradiente de las deformaciones plásticas equivalentes (que da una idea del gradiente de la solubilidad de hidrógeno) es positivo entre la superficie y el valor máximo alcanzado a una profundidad relativa de $r/a = 0.8$.

Los resultados muestran una evolución creciente de la magnitud del gradiente de deformaciones plásticas equivalentes en esta zona con el grado de trefilado. Por lo tanto se puede considerar que en el alambre fuertemente trefilado los procesos de difusión se verán más acelerados que en los pasos anteriores. Esto, unido a la mayor acumulación de hidrógeno en la superficie del alambre, contribuye a que la susceptibilidad al daño producido por el hidrógeno sea mayor a medida que aumenta el grado de trefilado, debido fundamentalmente al efecto de las deformaciones plásticas equivalentes sobre la solubilidad y por tanto en la fuerza motriz de la difusión. Por lo tanto se pone de manifiesto nuevamente la necesidad de emplear el modelo de difusión asistido por el estado tensodeformacional, frente a los más sencillos de difusión asistida sólo por la tensión o difusión convencional de tipo Fick (sin asistencia de tensión ó deformación).

2.2. Influencia del estado tensodeformacional residual producido por el trefilado en la FH

A partir de los resultados presentados en el apartado 3.1 del capítulo III, el efecto de las tensiones y deformaciones residuales sobre la hidrogenación se revela en un aumento local de la concentración de hidrógeno en los puntos del alambre donde aparecen tensiones más altas, *i.e.*, cerca de la superficie del alambre donde la tensión hidrostática residual es de tracción y la deformación plástica equivalente presenta un máximo relativo después del proceso de trefilado. Esto se observa de forma nítida en la Fig. 3.13 donde la distribución de concentraciones en la piel del alambre (*i.e.*, en $r/a = 1$) y en su vecindad, especialmente para tiempos de difusión cortos (Fig. 3.13a) en los que no hay tiempo suficiente para aportar hidrógeno a zonas más internas del alambre. Estos resultados confirman el peligro potencial que supone la presencia de tensiones residuales de tracción cerca de la superficie del alambre debido a la alta susceptibilidad a la FH de los aceros de pretensado, tal como se puntualizó en el trabajo pionero de TORIBIO y ELICES (1991).

La Fig. 3.14 indica que la evolución en el tiempo de las concentraciones de hidrógeno en diferentes lugares aumenta con el tiempo de tal manera que la tendencia se aproxima al estado estacionario asociado a la saturación de hidrógeno. La aproximación a este estado estacionario es más rápida en el caso de la difusión asistida sólo por la tensión que en el caso de la difusión asistida por la tensión y deformación, mientras que la difusión convencional (sin asistencia) se comporta de una forma similar a la difusión asistida por la tensión y deformación (Fig. 3.14). Esto se debe a que la cantidad de hidrógeno en estado de equilibrio del modelo de difusión asistida por el estado tensodeformacional es mayor que la dada por el caso de difusión asistida por las tensiones, y por tanto necesita más tiempo para alcanzar este estado. En relación a las diferencias entre los resultados del análisis en distintos puntos, la aproximación al estado estacionario es más rápida en puntos más cercanos al eje del alambre ($r/a = 0.78$) que en los puntos localizados cerca de la superficie ($r/a = 0.48$), como cabría esperar.

En relación a la distinción entre la hidrogenación asistida por las tensiones y deformaciones y la asistida sólo por la tensión, aparecen dos efectos que compiten entre sí. El primero es el incremento de la solubilidad de hidrógeno debida a las tensiones de tracción y a la deformación plástica acumulada, ecuación (3.90), que causa un aumento de la absorción de hidrógeno por el metal. Por otro lado, el descenso de la difusividad de hidrógeno (de su movilidad) en el material deformado plásticamente, ecuación (3.89) ralentiza el proceso de acumulación de hidrógeno en el alambre.

Para analizar los dos efectos anteriormente descritos, la Fig. 3.13 es clave, ya que se puede observar que la sobre-hidrogenación relativa aparece en la superficie del alambre ($r = a$) y en su vecindad (área crítica donde puede aparecer una fisura inducida por hidrógeno). Por otro lado la hidrogenación en las proximidades de la piel del alambre, donde cabe esperar que ocurra la FH (TORIBIO y ELICES, 1991), es muy alta, puesto que el campo de deformaciones residuales produce un aumento drástico de la cantidad de hidrógeno acumulado en su piel para tiempos de difusión cortos ($t = 2.75$ h; Fig. 3.13a), siendo esa acumulación mucho mayor para tiempos de exposición largos ($t = 200$ h; Fig. 3.13b), lo que produce un aumento de la hidrogenación de los alambres de aceros de pretensado. Por tanto, en materiales altamente deformados tales como los aceros trefilados en frío, el aumento de la solubilidad de hidrógeno debido a la deformación

plástica acumulada predomina sobre la disminución de la difusividad de hidrógeno (movilidad) en el material deformado plásticamente.

Se puede considerar que los procesos de FH se inician en la piel del alambre, *i.e.*, la profundidad x_c donde aparece la nucleación de la fractura. Esta profundidad representa la dimensión de la profundidad crítica (endosuperficial) de la fisura (TORIBIO y ELICES, 1991) que se podría estimar como $450 \mu\text{m}$, *i.e.*, $r = a - x_c \approx 0.9a$. La Fig. 3.13 muestra que, en la localización crítica, el modelo de difusión asistida por las tensiones y deformaciones predice una cantidad de hidrógeno mucho más alta (en esa zona) que los otros dos modelos (el ratio es aproximadamente 4.8). Por lo tanto, los campos de deformaciones plásticas deben ser tenidos en cuenta en los modelos de difusión de hidrógeno en alambres de acero de trefilado en frío porque la consideración de la difusión asistida sólo por tensiones conduce a una dramática (no conservadora) infravaloración del contenido de hidrógeno en la zona crítica.

2.3. Influencia del ángulo de la hilera de trefilado en el estado tensodeformacional residual

Los resultados obtenidos en la simulación del proceso de trefilado considerando diferentes ángulos de entrada (cf. capítulo 3.5.1 del capítulo II) demuestran la importancia de este parámetro en el proceso de generación de tensiones residuales, puesto que una ligera variación de dicho ángulo produce cambios significativos en las distribuciones de tensiones y deformaciones residuales producidas por el trefilado.

En el caso de la componente axial del tensor de tensiones, Fig. 2.58a, se pueden observar claras diferencias entre las distribuciones obtenidas en los tres casos estudiados, a pesar de tener una tendencia común. Los procesos de trefilado con ángulos de hilera menores producen estados tensodeformacionales más uniformes en todas las componentes del tensor de tensiones y deformaciones plásticas, aunque este efecto se muestra en la tensión axial y en la radial en mayor medida que en la circunferencial. Esto se debe a que, al disminuir el ángulo de entrada, la reducción de sección es más progresiva, puesto que la fuerza de tirado del alambre se aplica sobre una longitud de contacto mayor.

Pero, al igual que en los casos anteriores, el interés de este análisis se centra en la evolución de la tensión hidrostática y de la deformación plástica equivalente. En el caso de las primeras, las distribuciones obtenidas presentan una forma similar a las leyes de tensión axial con estados de tracción en la superficie y compresión en el interior. La influencia del ángulo de entrada aparece de forma más acusada en la zona superficial del alambre, donde se produce un aumento del 40% al aumentar 4° el ángulo de entrada mientras que en el interior la variación es sensiblemente menor (8%).

También el ángulo de entrada ejerce una notable influencia en las distribuciones de la deformación plástica equivalente localizada en la superficie del alambre. El principal efecto es la disminución de la uniformidad del perfil al aumentar el ángulo de entrada, formándose en las proximidades de la superficie una zona de altas deformaciones plásticas equivalentes, con un máximo claramente definido que sufre aproximadamente el mismo aumento (18%) que las deformaciones plásticas equivalentes en la superficie, al variar 4° el ángulo de entrada.

Estos cambios permiten establecer *a priori* los efectos del ángulo de entrada en el proceso de difusión de hidrógeno asistida por el estado tensodeformacional. El aumento de la tensión hidrostática y de la deformación plástica equivalente en la superficie del alambre al aumentar el ángulo de trefilado hace que el hidrógeno que se acumula en la superficie del alambre sea mayor en los alambres trefilados con ángulos de entrada altos. Al igual que en los casos anteriores el efecto del gradiente de la tensión hidrostática y del gradiente de la solubilidad son opuestos. El primero pasa de ser prácticamente nulo en el trefilado con el ángulo más pequeño a ser negativo a medida que aumenta el ángulo de la hilera, lo que supone que el proceso de difusión no se ve favorecido por este factor. Por otro lado, al igual que en los casos anteriores, el efecto del gradiente de la solubilidad es determinante, puesto que en las distribuciones de deformaciones plásticas equivalentes obtenidas el gradiente de esta variable en las proximidades de la superficie aumenta de forma notable con el ángulo de hilera. Este efecto, actuando de forma conjunta con el aumento de la cantidad de hidrógeno en la superficie del alambre producida por el aumento del estado tensodeformacional con el ángulo de entrada, hace pensar que el proceso de difusión de hidrógeno se ve favorecido en los alambres trefilados con ángulos de hilera grandes.

2.4. Influencia del ángulo de la hilera de trefilado en la FH

Las distribuciones de concentración de hidrógeno en la sección del alambre, mostradas en diferentes instantes de tiempo en la Fig. 3.15, permiten conocer cómo se realiza el proceso de difusión bajo los estados tensodeformacionales producidos por diferentes tipos de trefilado. De forma general, las diferencias se localizan en la zona superficial del alambre ($0.7 < r/a < 1$), precisamente donde las distribuciones de tensión hidrostática (cf. Fig. 2.59) y deformación plástica equivalente (cf. Fig. 2.61) presentan las máximas variaciones.

En la zona superficial la concentración de hidrógeno es mayor a medida que aumenta el ángulo de entrada (debido a que esta tendencia creciente con el ángulo de entrada también aparece con la tensión hidrostática y la deformación plástica equivalente, que de este modo modifican la concentración de equilibrio en la superficie del alambre). Las diferencias no son muy elevadas pero sí apreciables (la concentración relativa de hidrógeno aumenta un 20% al aumentar 4° el ángulo de entrada). Otra diferencia que puede ser relevante en la acumulación de hidrógeno es la transformación de la distribución de concentración en esa zona, prácticamente uniforme en el caso del trefilado menor, hasta una distribución con un máximo definido (reduciéndose la zona de altas concentraciones) con el aumento del ángulo de entrada.

Esto supone que el efecto del hidrógeno es mucho más localizado en una zona más próxima a la superficie a medida que aumenta el ángulo de trefilado. Esto, unido a la tendencia creciente con el ángulo de entrada de la concentración máxima, hace pensar que el daño producido por el hidrógeno es mucho más severo en los alambres trefilados con ángulos de entrada mayores, puesto que no sólo la concentración es mayor, sino que el efecto está más localizado en la zona superficial (se podría estimar como $450 \mu\text{m}$, *i.e.*, $r = a - x_c \approx 0.9 a$) donde experimentalmente se ha observado (TORIBIO y ELICES, 1991) la presencia de la topografía TTS característica de los procesos de nucleación de fisuras producidas por el daño inducido por el hidrógeno a nivel microestructural. El caso más favorable para evitar en la medida de lo posible el daño por hidrógeno es el caso del ángulo de hilera menor en el que no sólo la distribución de la concentración de hidrógeno es menor, sino que además es prácticamente uniforme, por lo que no existe una zona preferente para localizar el daño.

En la zona interior no se aprecian diferencias significativas entre las distribuciones de hidrógeno en el alambre obtenidas en los diferentes casos. No obstante, en la distribución obtenida a tiempos largos de exposición al ambiente hidrogenante, en la mitad de la sección se observa cómo la tendencia que sigue la concentración de hidrógeno es opuesta a la exhibida en la superficie (crece con la disminución del ángulo de entrada). En el centro del alambre esta tendencia se mantiene, apareciendo la concentración máxima, en el caso del trefilado con el ángulo menor, pero las diferencias entre los casos de ángulos intermedio y mayor desaparecen.

Estas diferencias observadas en las distribuciones radiales de concentración de hidrógeno tienen su reflejo en la Fig. 3.16, donde se muestra la evolución de la acumulación de hidrógeno a lo largo del tiempo de exposición al ambiente agresivo en diferentes puntos de la sección del alambre. De esta forma, las diferencias observadas en la zona superficial ($0.75 < r/a < 1$) y en el centro del alambre mantienen las mismas tendencias observadas en el perfil de concentración de hidrógeno una vez alcanzado el estado estacionario.

En esta figura, tal como cabría esperar, el proceso de acumulación de hidrógeno en la superficie es más rápido que en el interior, alcanzando el valor de equilibrio de forma similar en los tres casos estudiados. Esto se puede apreciar en la pendiente de las curvas, que es idéntica en los tres casos analizados, por lo que se puede pensar que el ángulo de entrada no afecta a la velocidad a la que se acumula el hidrógeno en el material. No obstante se observa una clara dependencia de la pendiente de la curva con la profundidad del punto analizado, de tal forma que decrece con la profundidad. En los puntos internos ($r/a < 0.5$) aparece un periodo de tiempo de retardo que representa el tiempo necesario para que llegue el hidrógeno a esa posición desde la superficie. Este tiempo de retraso aumenta con la profundidad, siendo máximo en el centro del alambre, tal como cabría esperar.

El hecho de que los tiempos necesarios para alcanzar la concentración de equilibrio en los diferentes puntos de la sección sean aproximadamente similares (en torno a las 30–40 horas) se debe a la acción de dos efectos contrapuestos. Por un lado en la superficie la velocidad de acumulación es muy alta por su proximidad al foco de hidrógeno pero la concentración de equilibrio es mayor, mientras que en el interior la

velocidad es menor por estar más lejos de la fuente de hidrógeno pero su concentración es menor, por lo que al final el efecto total en el tiempo necesario para alcanzar la situación estacionaria es similar en todos los puntos de la sección del alambre.

Por tanto el proceso de trefilado con ángulos pequeños no sólo es recomendable desde el punto de vista mecánico del problema analizado (los estados tensodeformacionales son más reducidos y más uniformes) sino que, además, también es mejor de cara a la acción fragilizadora del hidrógeno, puesto que los estados tensodeformacionales condicionan el proceso de difusión y la acumulación de hidrógeno en el material, que es menor y más uniforme en el caso del ángulo de hilera menor.

2.5. Influencia de la longitud de transición de la hilera de trefilado en el estado tensodeformacional residual

La influencia de la longitud de transición en la generación de tensiones residuales durante el proceso de trefilado se muestra de forma diferente al ángulo de entrada en que se producía una variación proporcional de los estados tensodeformacionales con este parámetro de la hilera. En el caso de la longitud de transición existen dos comportamientos diferenciados, dependiendo de si este parámetro es inferior o supera (igual o mayor) a un valor de la longitud de transición característico. Este valor coincide con la dimensión radial del alambre trefilado, tal como recomienda la norma ASM (2004a) en estos procesos. De esta forma la norma establece una distancia lo suficientemente alejada de la zona de contacto alambre–hilera para garantizar, mediante el principio de Sant Venant, que los efectos locales producidos por la concentración tensional en el contacto no modifiquen la distribución tensodeformacional del alambre a la salida de la hilera.

Este efecto se ha observado en mayor medida en las componentes del tensor de tensiones que en las componentes del tensor de deformaciones plásticas. En el caso de la componente axial el efecto es especialmente significativo en la superficie donde se produce un aumento del 33% en el proceso de trefilado con longitud inferior al valor característico.

Pero, al igual que en los casos anteriores, la información realmente relevante para el análisis de los procesos de difusión asistidos por el estado tensodeformacional viene dado por las distribuciones de la tensión hidrostática y la deformación plástica equivalente. Al igual que en la componente axial del tensor de tensiones, se puede observar un comportamiento diferenciado dependiendo de si la longitud de transición empleada en el trefilado es inferior al valor característico. De esta forma las distribuciones de la tensión hidrostática en el alambre trefilado con la longitud inferior a dicho valor son menos uniformes, alcanzando tensiones más altas en la superficie (40%) y en el interior (10%) que las obtenidas en los alambres trefilados en las condiciones marcadas por la norma.

Por otro lado la influencia de este parámetro en las distribuciones de las deformaciones plásticas equivalentes es mínima. Esto se debe a que el efecto de este parámetro está relacionado con la concentración de tensiones producida en la zona de contacto y no con el proceso de reducción de la sección transversal del alambre. Por tanto en este caso los efectos del hidrógeno se verán favorecidos en los alambres trefilados con longitudes de hilera inferiores al valor característico debido al aumento de la concentración de hidrógeno en la superficie del alambre producido por el aumento de la tensión hidrostática en este punto. El gradiente de tensión hidrostática no sufre grandes variaciones y por tanto su efecto en la difusión de hidrógeno no es muy destacado. Por el contrario el gradiente de deformación plástica equivalente, similar en los tres casos, es significativo, y por tanto nuevamente se revela la necesidad del caso de difusión asistido por tensiones y deformaciones. Por tanto en este caso el alambre trefilado con longitud inferior al valor característico será más susceptible a los procesos de FH debido a la mayor cantidad de hidrógeno acumulado en la superficie del alambre a pesar de que el proceso de difusión se realice bajo la misma fuerza motriz tal como marca la igualdad de los gradientes de tensiones hidrostáticas y deformaciones plásticas equivalentes en los diferentes casos analizados.

2.6. Influencia de la longitud de transición de la hilera de trefilado en la FH

Al igual que en los casos anteriores las variaciones producidas en los estados tensodeformacionales tienen su reflejo en las distribuciones de las concentraciones de hidrógeno a lo largo de la sección del alambre en diferentes instantes del tiempo. En las distribuciones de tensión hidrostática y deformación plástica equivalente (cf. Fig. 2.63 y Fig. 2.65) en las que se pudo ver cómo existe un valor característico de este parámetro (cuando la longitud de transición es igual al diámetro del alambre trefilado). Esto hace que estas distribuciones sean muy semejantes para valores superiores al valor característico, y sensiblemente diferentes cuando la longitud de transición es inferior a dicho valor.

Este comportamiento se observa en las distribuciones de concentración de hidrógeno en función de la coordenada radial desde el inicio del proceso de difusión en la superficie del alambre (la concentración relativa es un 10% mayor) y, una vez alcanzada la situación de hidrogenación completa del mismo, en toda la sección donde en el centro del alambre la concentración de hidrógeno es ligerísimamente menor en el caso de la longitud de transición menor.

Las principales diferencias se localizan en la zona superficial del alambre ($0.75 < r/a < 1$) donde la concentración de hidrógeno del caso con longitud de transición menor es más alta que los otros dos casos, y en la zona central donde la tendencia es contraria (la concentración de hidrógeno es menor en el caso de la longitud de transición menor). Otro efecto relevante en los procesos de fragilización en la zona superficial es que la zona de altas concentraciones de hidrógeno se extiende, en el caso de la longitud menor, sobre una longitud más pequeña que en los casos en los que la longitud supera el valor característico. Además, en esta zona la curvatura, y por tanto el máximo de la distribución de la distribución de deformación plástica equivalente ($\bar{\epsilon}_p$) es mucho más marcado en el caso de la longitud de transición menor, situándose el máximo en torno a la coordenada $r/a = 0.9$. Esto resulta altamente peligroso, puesto que de acuerdo con diferentes estudios (TORIBIO y ELICES, 1991) en esa posición es donde se localiza el daño por hidrógeno en los aceros trefilados.

Esta situación hace pensar que el proceso de trefilado más adecuado es el que se produce con longitudes de transición superiores al valor característico, puesto que las distribuciones de la concentración de hidrógeno en la superficie son más uniformes y menores que los niveles de concentración de hidrógeno alcanzados en los casos en los que la longitud de transición es inferior al valor característico.

Las diferencias observadas entre los diferentes casos analizados en la distribución radial de la concentración de hidrógeno una vez alcanzada la situación estacionaria de equilibrio, se repiten en la Fig. 3.17, en la que se muestra la evolución en el tiempo de la concentración de hidrógeno en diferentes puntos de la sección del alambre. Las diferencias aparecen fundamentalmente en la zona superficial del radio del alambre entre los casos en los que la longitud de transición es superior al valor característico y las situaciones en las que dicha longitud de transición es inferior al valor característico. Estas diferencias están claramente marcadas en los valores de la concentración de equilibrio en la superficie del alambre, lo que se debe a los diferentes valores que toman la tensión hidrostática y la deformación plástica equivalente (cf. Fig. 2.63 y Fig. 2.65) que son mayores en el caso de la longitud de transición menor. En el punto donde se localiza el máximo de la concentración de hidrógeno las diferencias entre los casos se mantienen. A partir de esa posición las diferencias son difícilmente apreciables.

Al igual que en los casos anteriores se puede observar cómo, a medida que aumenta la profundidad, la pendiente de la evolución temporal de las concentraciones de hidrógeno (*i.e.*, la velocidad con la que se acumula el hidrógeno en el alambre) disminuye debido a que a mayor profundidad el hidrógeno necesita más tiempo para llegar a esa posición. La pendiente en las tres curvas obtenidas es idéntica por lo que, al igual que en el caso del ángulo de la hilera, la longitud de transición no influye en la velocidad de acumulación de hidrógeno.

En los puntos con profundidades superiores a $r/a = 0.5$ aparece el tiempo de retardo en el que la concentración es muy reducida hasta que llega el hidrógeno de la superficie. Este tiempo de retardo es mayor a medida que aumenta la profundidad del punto considerado. En los tres casos considerados el tiempo es el mismo por lo que, al igual que con la velocidad de acumulación, la longitud de transición tampoco afecta al tiempo de retardo. Por lo tanto, a la vista de los resultados obtenidos, se puede pensar que la

influencia de la longitud de transición es solamente apreciable cuando el valor de esta variable es inferior a un valor característico (diámetro del alambre trefilado).

De acuerdo con estos resultados, el proceso de trefilado óptimo se realiza con longitudes de transición superiores al valor característico, tanto desde el punto de vista mecánico (las distribuciones de tensión hidrostática y deformación plástica son menores y más uniformes) como desde el punto de vista de la susceptibilidad a la FH (puesto que la acumulación de hidrógeno es mayor y se localizan de forma más acusada en la zona superficial donde experimentalmente se encuentra evidencias de la acción fragilizadora del hidrógeno en el acero).

3. ESTADOS TENSODEFORMACIONALES RESIDUALES PRODUCIDOS POR PRECARGAS EN ENTALLAS Y FH

Por los motivos expuestos en el apartado 2.4.4, la precarga que muestra mayores diferencias entre las distintas entallas, y por tanto puede resultar más interesante para el análisis de los efectos en la FH, es la precarga I (90% P_R). Por este motivo, la discusión de los resultados se centra, a partir de este momento, en la comparación de las distribuciones de tensiones y deformaciones producidas en las diferentes entallas al aplicar dicha precarga con las distribuciones obtenidas en las probetas simuladas sin aplicar ningún tipo de precarga. Esta comparación resulta especialmente interesante en el instante final de la precarga (estados residuales) y en el instante correspondiente a la carga elegida para realizar los ensayos en ambiente agresivo (70% P_R).

Las distribuciones de tensión hidrostática residual generadas por la precarga se muestran en la Fig. 4.10. En todas ellas aparecen estados de compresión en la superficie y estados de tracción en el interior del alambre. En el perfil aparece un valor mínimo situado muy cerca de la superficie y un máximo ligeramente desplazado de esta posición.

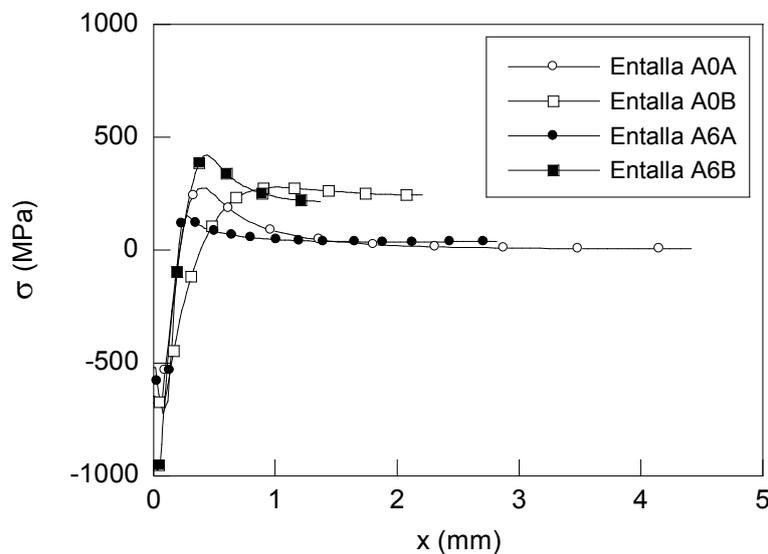


Fig. 4.10. Perfiles de tensión hidrostática residual generadas en las probetas entalladas por la precarga I en el instante final de la precarga.

Los valores obtenidos en los puntos característicos del perfil de tensiones hidrostáticas (superficie, centro del alambre y en el mínimo y máximo de la distribución) varían dependiendo de la geometría de la entalla y del grado de trefilado del acero. La influencia de la geometría de la entalla se aprecia en la forma del perfil. En las entallas tipo A las variaciones de la distribución de tensiones se localizan fundamentalmente entre la superficie y el punto donde el perfil alcanza el valor máximo. En estas entallas las tensiones que aparecen en el interior del alambre son prácticamente nulas. Por el contrario, en las entallas tipo B la precarga produce un estado tensional residual sobre toda la sección del alambre. La geometría de las entallas también influye en el valor máximo de la distribución y en la posición en la que aparece. De esta forma las entallas tipo B alcanzan valores más altos que en las entallas tipo A y se sitúan a distancias de la superficie mayores que las de las entallas tipo A.

El hecho de que las entallas tipo A presenten estados de tensión más localizados en la zona próxima a la superficie que las en las entallas tipo B puede ser debido a dos factores. El primero es que la sección neta de las entallas tipo A es mayor que la sección de las entallas B. El segundo factor es que el radio de la entalla tipo A es ligeramente menor que el de las entallas tipo B, lo que supone que la concentración tensional es mayor y ejerce un efecto más localizado. Debido a que la diferencia entre los radios es muy pequeña se puede considerar que este segundo factor es de segundo orden.

El grado de trefilado del alambre también modifica la distribución de tensión hidrostática una vez aplicado un ciclo de precarga, puesto que las ecuaciones constitutivas empleadas en los análisis de los aceros A0 y A6 son marcadamente distintas. Entre la superficie y el valor mínimo del perfil se puede observar un comportamiento diferente en las entallas del alambrón y las del acero fuertemente trefilado. En el alambrón la variación entre las distribuciones de las entallas A0A y A0B es muy pequeña mientras que, por el contrario, en el acero trefilado las diferencias entre las entallas A6A y A6B son muy acusadas. Las diferencias entre las entallas A6A y A6B en esta zona son, por un lado, la diferencia entre las tensiones en la superficie y el valor mínimo del perfil (muy acusadas en la entalla A6A y menores en la A6B) y por otro lado, la tensión en la superficie del alambre. En el caso de la entalla A6A esta tensión es menor ($\sigma = -500$ MPa) que la tensión de las entallas del alambrón, A0A y

A0B, ($\sigma = -600$ MPa) mientras que en la entalla A6B la tensión en la superficie es mayor ($\sigma = -1000$ MPa).

La aparición de estados de compresión en la superficie del alambre producidos por la precarga supone una disminución de la concentración de hidrógeno en la superficie del alambre. No obstante el hidrógeno que entra en el material es absorbido rápidamente hacia el interior (hasta el punto donde se alcanza el máximo de la distribución de tensión hidrostática) en virtud del fuerte gradiente de tensión hidrostática que aparece en esta zona. Este efecto es más acusado en las entallas tipo A que en las entallas tipo B, aunque es la entalla A0B donde el gradiente es claramente inferior, y por tanto se puede considerar que la contribución de las tensiones al proceso de difusión en esta geometría es sensiblemente menor con respecto al resto de geometrías.

Las distribuciones de deformaciones plásticas equivalentes producidas en las cuatro geometrías entalladas se muestran en la Fig. 4.11.

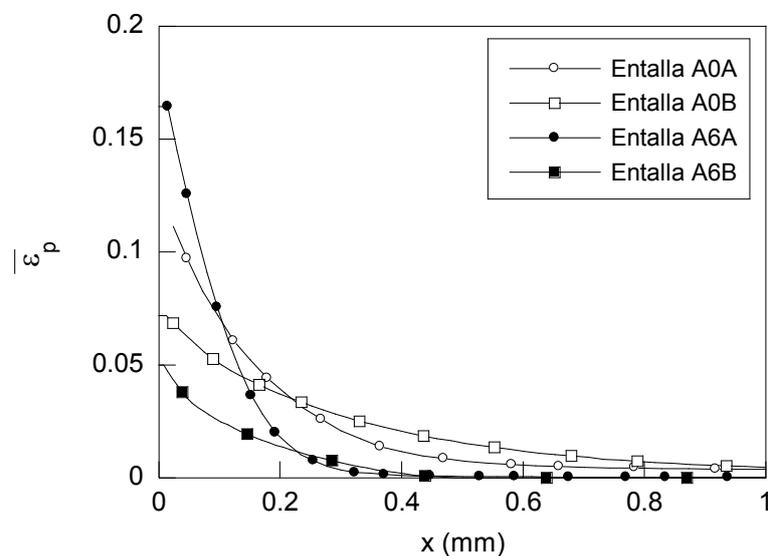


Fig. 4.11. Perfiles de la deformación plástica residual generadas en las probetas entalladas por la precarga I en el instante final de la precarga.

Las distribuciones de la Fig. 4.11 muestran que el efecto de concentración de tensiones producido por la entalla localiza las deformaciones plásticas en los alrededores del fondo de la misma donde alcanzan en todos los casos el valor máximo. Al igual que en los estados tensionales, las distribuciones de deformaciones plásticas equivalentes varían en función de la geometría de la entalla y del grado de trefilado sufrido por el alambre.

Los perfiles de deformación plástica equivalente en las entallas tipo A presentan valores en la superficie muy superiores a los de las entallas tipo B. En el caso del alambroón, el cociente entre la deformación plástica equivalente en la superficie de la entalla tipo A y la entalla tipo B es aproximadamente 1.5 mientras que en el acero trefilado este cociente es ligeramente mayor que 3. La geometría de la entalla también influye en la profundidad de la zona plástica generada por la precarga en la sección de la entalla. De forma general se puede ver que, en relación con la sección de la entalla, las entallas tipo B generan una zona plástica más profunda que las entallas tipo A en las que el efecto de la precarga se localiza más cerca de la superficie. Este efecto es similar al observado en las distribuciones de las tensiones hidrostáticas debido a la relación intrínseca que existe entre las tensiones y las deformaciones. En el caso de la entalla A0A, todos los puntos de la sección sufren deformaciones plásticas, aunque los valores de estos estados en el interior son sensiblemente menores que los generados en la zona próxima a la superficie.

El grado de trefilado del acero también influye en las distribuciones de las deformaciones plásticas equivalentes de forma diferente en las entallas tipo A y tipo B. En las entallas tipo A produce un aumento de la deformación plástica en la superficie con el grado de trefilado ($\Delta\bar{\epsilon}_p = 0.054$) mientras que en las entallas tipo B el efecto es contrario, se produce una reducción con el grado de trefilado ($\Delta\bar{\epsilon}_p = -0.022$).

A la vista de los resultados obtenidos se puede pensar que el efecto de las deformaciones plásticas sobre los procesos de difusión de hidrógeno en el interior de un alambre de acero debido exclusivamente al estado tensodeformacional residual producido por la precarga (*i.e.*, sin aplicar ninguna carga externa) se limita a la zona próxima a la superficie de la entalla. En este caso el efecto de las entallas tipo A, con

deformaciones plásticas mayores en la superficie, es mucho más acusado que el producido por las entallas tipo B.

Las distribuciones de la tensión hidrostática obtenidas en el instante de carga correspondiente al $70\%P_R$ (nivel de carga utilizado en los ensayos en ambiente agresivo) para las cuatro geometrías analizadas en los casos de análisis con precarga y sin precarga se muestran en la Fig. 4.12.

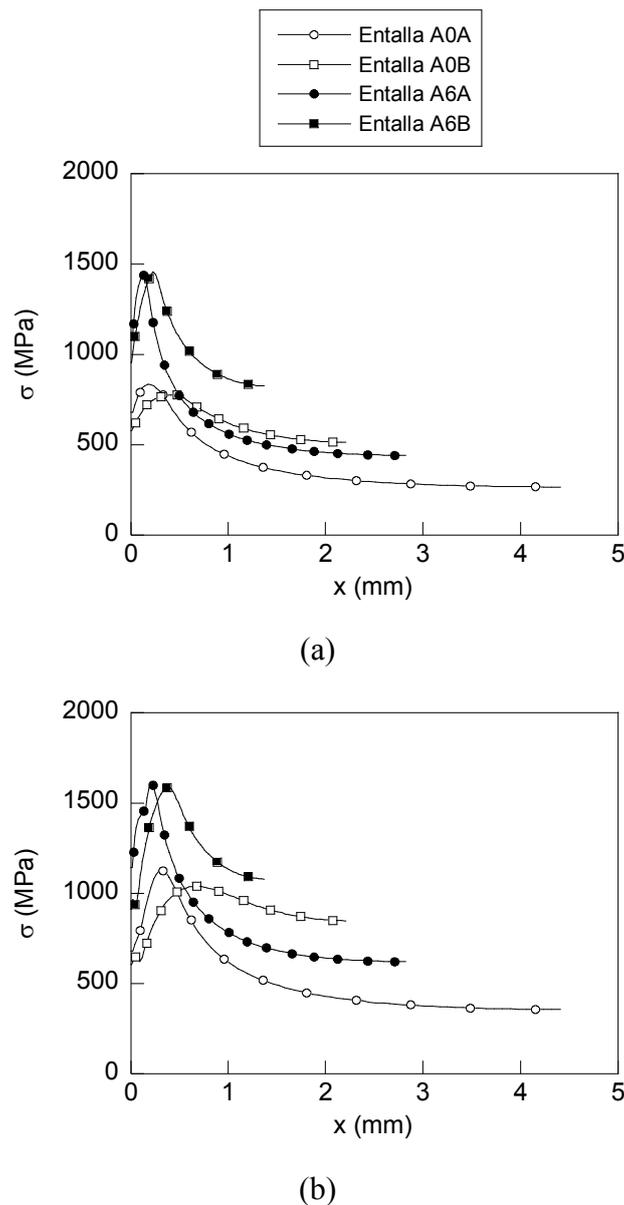


Fig. 4.12. Perfiles de tensión hidrostática generadas en las probetas entalladas simuladas (a) sin precarga y (b) con la precarga I en el instante de carga del ensayo de FH correspondiente al $70\% P_R$.

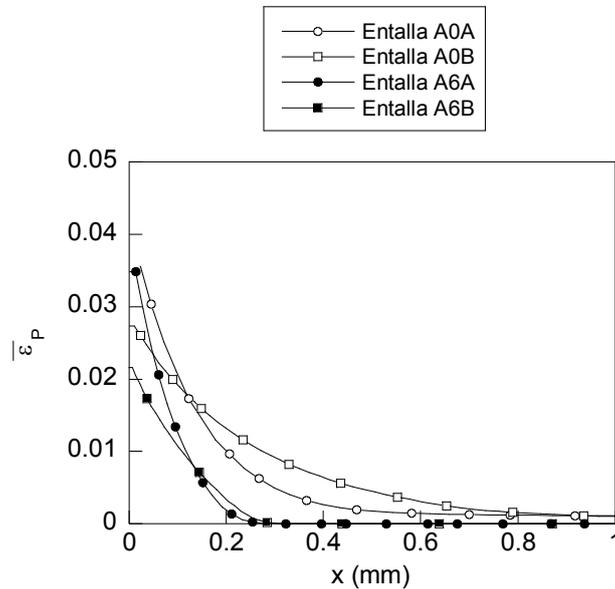
En las distribuciones de tensión hidrostática mostradas en la Fig. 4.12 en el instante de carga correspondiente a los ensayos de FH se puede observar de forma clara la influencia de la geometría de la entalla y del grado de trefilado del alambre (ecuaciones constitutivas *i.e.*, de material endurecido y no) tanto en las distribuciones del caso simulado sin precarga como en el caso con precarga. La geometría del alambre modifica los perfiles de tensión hidrostática de igual forma que en los perfiles de tensión hidrostática residual mostradas en la Fig. 4.10. Las entallas tipo A presentan un efecto más localizado, cerca de la superficie del alambre, que las entallas tipo B, tal como se puede observar en la posición del máximo del perfil y en el valor de la tensión hidrostática en el interior del alambre. La geometría de la entalla también modifica los valores de la tensión en la superficie y de la tensión máxima. De esta forma se puede ver en la Fig. 4.12 que las entallas tipo A presentan valores en estos puntos ligeramente superiores a los de las entallas tipo B.

El grado de trefilado también influye en las distribuciones de tensión hidrostática, tal como muestra la Fig. 4.12, donde se puede observar que las distribuciones obtenidas en el acero fuertemente trefilado son muy superiores a la generada en las entallas del alambón.

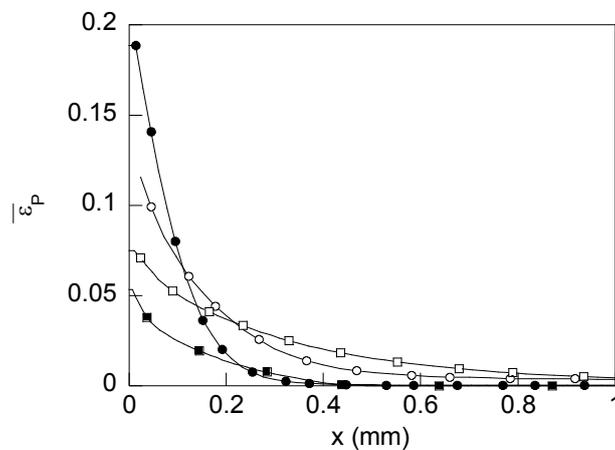
Las diferencias en las distribuciones de tensión hidrostática de las diferentes entallas producen efectos diferentes en los procesos de difusión de hidrógeno en el acero. De esta forma se puede ver que en las entallas tipo A el gradiente de tensiones hidrostáticas es mayor que en las entallas tipo B, tanto en el alambón como en el acero fuertemente trefilado. De la misma forma la profundidad a la que aparece el máximo de la distribución es menor en las entallas tipo A.

Estas dos circunstancias hacen que, *a priori*, en estas entallas el efecto de daño por hidrógeno debería ser más acusado que en las entallas tipo B donde el hidrógeno debe recorrer una profundidad mayor con una fuerza motriz menor (el gradiente de tensiones hidrostáticas). Esto se hace particularmente notorio en el caso de la entalla AOB en la que la posición del máximo de tensiones hidrostáticas es la que está más alejada de la superficie y el gradiente de tensiones es el menor de los cuatro casos estudiados.

Las distribuciones de deformación plástica equivalente obtenidas en la simulación numérica realizada en las cuatro geometrías analizadas con y sin precarga se muestra en la Fig. 4.13.



(a)



(b)

Fig. 4.13. Perfiles de deformación plástica generadas en las probetas entalladas simuladas (a) sin precarga y (b) con la precarga I en el instante de carga correspondiente al 70% P_R .

En las distribuciones de deformación plástica equivalente mostradas en la Fig. 4.13 se pueden observar, de forma similar a los perfiles de tensiones hidrostáticas, los efectos de la geometría de la entalla y del grado de trefilado.

La influencia del primero se refleja en los valores de la deformación plástica en la superficie y en la profundidad de las zonas plásticas generadas por la carga. En las entallas tipo A las deformaciones plásticas en la superficie son mayores que las generadas en las entallas tipo B. Las dimensiones de la zona plástica también dependen de la geometría de la entalla. En las entallas tipo A la profundidad de la zona plástica es menor, en comparación con la sección total de la entalla, que en las entallas tipo B, por lo que el efecto de la acción del hidrógeno se distribuirá en una zona menos extensa en las entallas tipo A.

La influencia del grado de trefilado se muestra en diferente forma en las entallas tipo A y tipo B, de forma similar al caso de las distribuciones de la deformación plástica (Fig. 4.11). En las entallas tipo A se produce un aumento en la superficie de la deformación plástica. Por el contrario en las entallas tipo B se produce una reducción de la deformación plástica en la superficie con el grado de trefilado.

El efecto de estas distribuciones de deformación plástica sobre la difusión de hidrógeno se limita a la zona próxima a la superficie, siendo más acusado en las entallas tipo A que en las entallas tipo B, en las que las deformaciones plásticas son menores en la superficie.

Finalmente para analizar la influencia de la precarga en las distribuciones tenso-deformacionales se han comparado las distribuciones de tensión hidrostática (Fig. 4.14) y de deformación plástica equivalente (Fig. 4.15) en las cuatro geometrías estudiadas en el instante de carga de ensayo de FH en los dos casos de análisis: sin precarga y con precarga.

Los resultados mostrados en la Fig. 4.14 presentan una tendencia común en todas las geometrías analizadas. En ellas se puede ver, de forma general, que la precarga produce un aumento en las distribuciones de la tensión hidrostática en los puntos de la sección del alambre situados a profundidades mayores que la del máximo de tensión de la probeta simulada sin precarga. Asimismo, la precarga produce un desplazamiento de los máximos de las distribuciones de tensión hidrostática hacia el interior del alambre.

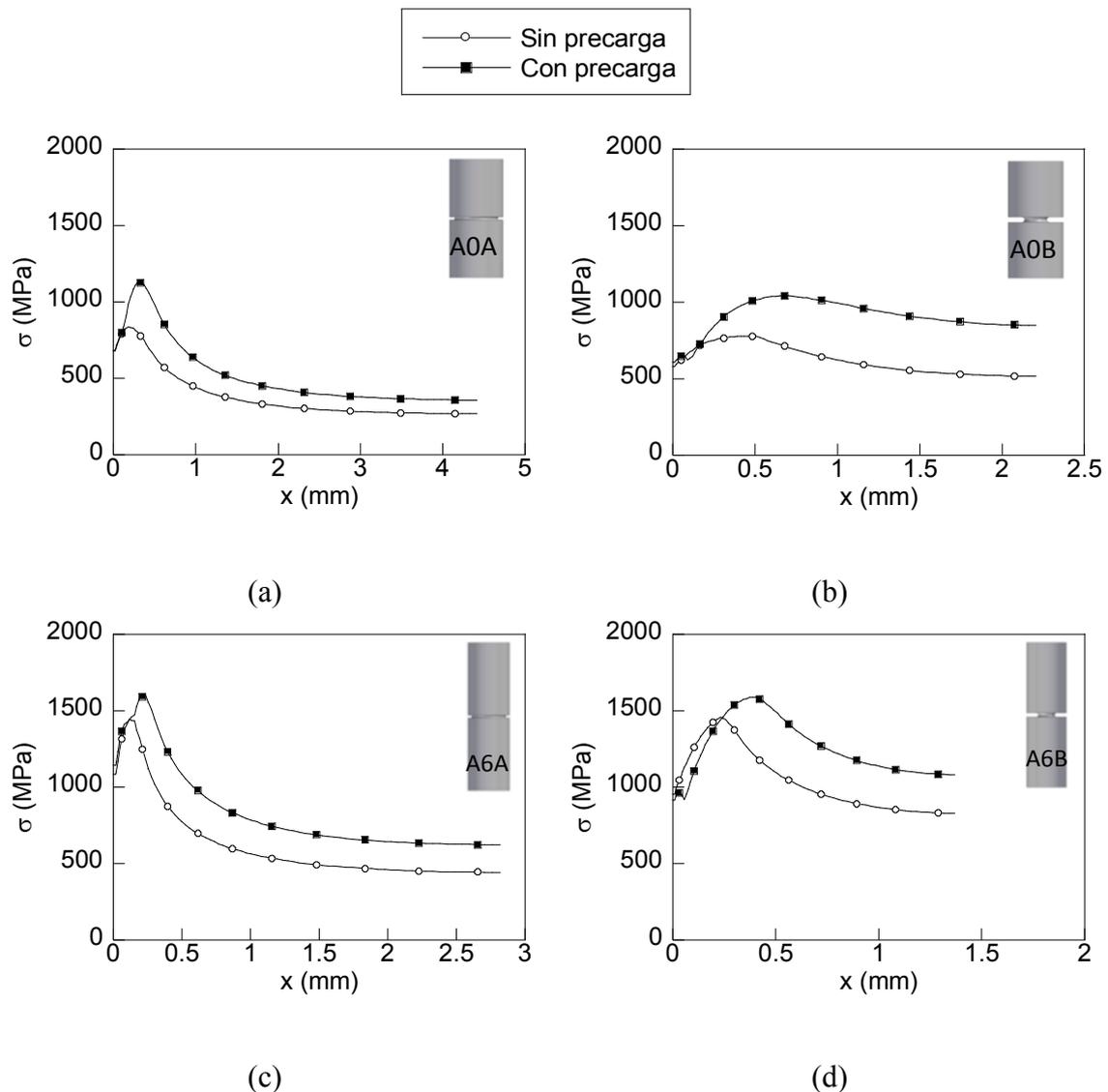


Fig. 4.14. Perfiles de tensión hidrostática generada en las probetas entalladas: entalla A0A (a), entalla A0B (b), entalla A6A (c) y entalla A6B (d) por la precarga I y sin precarga en el instante de carga de ensayo de FH correspondiente al 70% P_R .

El efecto de la geometría de la entalla y del grado de trefilado se puede determinar analizando cuantitativamente las variaciones producidas por la precarga en las distribuciones de tensión hidrostática en los puntos donde se han observado estos cambios. En el valor máximo de la distribución de la tensión hidrostática se puede observar que la variación producida en las entallas del alambraón ($\Delta\sigma_{\max} = 26\%$ en la entalla A0A y $\Delta\sigma_{\max} = 25.4\%$ en la entalla A0B) es muy superior a la observada en las entallas del acero fuertemente trefilado ($\Delta\sigma_{\max} = 9.8\%$ en la entalla A6A y $\Delta\sigma_{\max} = 8.3\%$ en la entalla A6B respectivamente).

Estas variaciones también pueden servir para conocer la influencia de la geometría de la entalla en los efectos producidos por la precarga en las distribuciones de tensión hidrostática. La comparación de los gradientes de tensión hidrostática producidos por la precarga en las entallas tipo A revela que los valores obtenidos en estas entallas son ligeramente superiores a los obtenidos en las entallas tipo B. Esto puede ser debido a que, tal como se mostró en el capítulo II, las dimensiones del radio de la entalla tipo A son ligeramente menores que las de la entalla tipo B, por lo que el efecto de concentración de tensiones, y de forma análoga los efectos derivados de la precarga, son ligeramente mayores en la entalla A. No obstante, los efectos de la geometría de la entalla son de segundo orden comparados con los del grado de trefilado.

En el análisis cuantitativo de las variaciones producidas por la precarga en los máximos de las distribuciones de la tensión hidrostática se muestra que el efecto del grado de trefilado predomina sobre la geometría de la entalla, cuyo efecto se puede considerar de segundo orden en este caso.

El análisis de las variaciones producidas en la posición en la que aparecen los máximos de las distribuciones de la tensión hidrostática muestra que el desplazamiento es similar en todas las geometrías analizadas salvo en la entalla A0B. En las entallas tipo A se produce el mismo aumento del desplazamiento tanto en el alambón como en el acero fuertemente trefilado ($\Delta x_{\max} = 40\%$). Este aumento del desplazamiento es ligeramente menor al producido en la entalla A6B ($\Delta x_{\max} = 51\%$) y notablemente mayor al obtenido en la entalla A0B ($\Delta x_{\max} = 38\%$). La similitud entre el aumento del desplazamiento del máximo de tensiones en todas las geometrías analizadas, salvo la A0B, hace pensar que el efecto del grado de trefilado en las entallas tipo A no existe.

Las variaciones en la tensión hidrostática en el centro del alambre (σ_0) producidas por la precarga son notablemente mayores en las entallas tipo B ($\Delta\sigma_0 = 39\%$ en la entalla A0B y $\Delta\sigma_0 = 23\%$ en la entalla A6B) que las obtenidas en las entallas tipo A ($\Delta\sigma_0 = 25\%$ en la entalla A0A y $\Delta\sigma_0 = 29\%$ en la entalla A6A respectivamente). El aumento producido por la precarga en el interior no sigue una tendencia común con grado de trefilado puesto que en las entallas tipo A, el incremento es mayor en el acero fuertemente trefilado, mientras que en las entallas tipo B el efecto es contrario. En este caso, a

diferencia de lo que sucede en el punto de máxima tensión hidrostática, la influencia de la geometría predomina sobre el grado de trefilado. Esta diferencia de comportamiento se puede explicar por la forma en la que influye la geometría de la entalla en la distribución del estado tensodeformacional sobre la sección de la entalla. Tal como se expuso previamente, en las entallas tipo A el efecto es muy localizado en la zona próxima al fondo de la entalla, mientras que en la entalla tipo B el efecto de la entalla sobre la distribución tensional se extiende sobre toda la sección del alambre.

Las variaciones producidas en la tensión hidrostática en la superficie del alambre (σ_{sup}) también pueden ser determinantes en el proceso de difusión de hidrógeno, puesto que la cantidad máxima de hidrógeno presente en la superficie del alambre depende de este valor, conforme a la ecuación (3.14). Las variaciones producidas en la entalla A0A son despreciables ($\Delta\sigma_{\text{sup}} = 0.1 \%$) mientras que en la entalla A6A se produce un aumento más notable de esta tensión ($\Delta\sigma_{\text{sup}} = 4.8 \%$). En las entallas tipo B la precarga afecta de forma diferente a la tensión en este punto dependiendo del grado de trefilado. En el alambroón se produce un aumento de 5% mientras que en el acero fuertemente trefilado se produce una reducción de 4%.

Por tanto los resultados no muestran una tendencia común que permita definir la influencia de la geometría de la entalla o del grado de trefilado. No obstante los incrementos producidos en esta posición son lo suficientemente pequeños en relación con el valor de la tensión hidrostática en la superficie como para poder considerar que su efecto en el proceso de difusión de hidrógeno es secundario.

Las distribuciones de la deformación plástica equivalente generadas en el instante de carga correspondiente al 70% P_R durante el ensayo de FH se muestran en la Fig. 4.15 para cada entalla ensayada en las simulaciones realizadas con y sin precarga.

En el caso de la deformación plástica equivalente el efecto de la precarga se puede determinar, debido a la forma del perfil, a partir de la comparación de dos parámetros de sus distribuciones: la deformación producida en la superficie del alambre y la profundidad de la zona plástica generada. De forma general se puede ver que la

precarga produce en todos los casos las distribuciones de deformación plástica con valores más altos en la superficie, generando zonas plásticas más profundas.

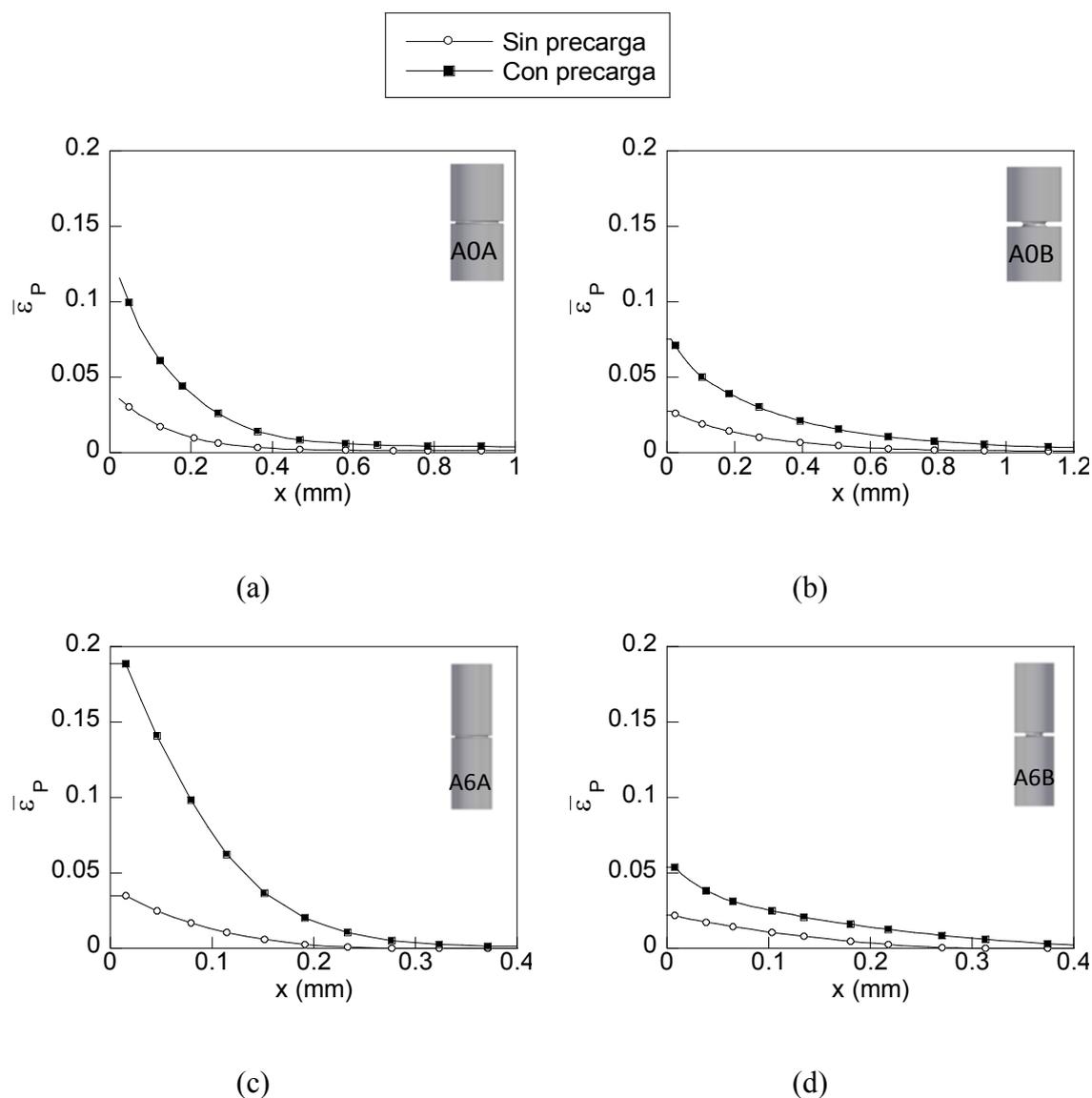


Fig. 4.15. Perfiles de deformación plástica generada en las probetas entalladas: entalla A0A (a), entalla A0B (b), entalla A6A (c) y entalla A6B (d) por la precarga I y sin precarga en el instante de carga de ensayo de FH correspondiente al 70% P_R .

Al igual que con las distribuciones tensionales, tanto la geometría de la entalla como el grado de trefilado influyen en los efectos producidos por la precarga aplicada en el alambre. En las entallas tipo A el efecto de la precarga, reflejado en la deformación

plástica en la superficie del alambre, es mucho más acusado ($\Delta\bar{\varepsilon}_p = 69.3\%$ en la entalla A0A y $\Delta\bar{\varepsilon}_p = 81.5\%$ en la entalla A6A) que el producido en las entallas tipo B ($\Delta\bar{\varepsilon}_p = 63.6\%$ en la entalla A0B y $\Delta\bar{\varepsilon}_p = 59.6\%$ en la entalla A6B respectivamente). Tal como se puede observar en las entallas tipo A la influencia de la precarga es mayor en el acero fuertemente trefilado que en alambón, mientras que en las entallas tipo B la tendencia es contraria, *i.e.*, las variaciones producidas por la precarga en la deformación plástica de la superficie son mayores en el alambón que en el acero trefilado.

El aumento de la profundidad de la zona plástica (x_{ZP}) producida por la precarga es mayor en las entallas tipo B ($\Delta x_{ZP} = 9\%$ en la entalla A0B y $\Delta x_{ZP} = 83.4\%$ en la entalla A6B) que en las entallas tipo A ($\Delta x_{ZP} = 9.7\%$ en la entalla A0A y $\Delta x_{ZP} = 67.6\%$ en la entalla A6A respectivamente).

Esta tendencia permite explicar por qué las entallas tipo A presentan una perturbación en los estados tensionales mucho más localizada que las entallas tipo B. Este efecto se puede comprender en mejor medida con los valores de la profundidad de la zona plástica adimensionalizada con el radio del alambre (x_{\max}/a). Los valores de este parámetro en la entalla A ($x_{\max}/a = 0.09$ en la entalla A0A y $x_{\max}/a = 0.075$ en la entalla A6A) son mucho menores a los que aparecen en la entalla tipo B ($x_{\max}/a = 0.30$ en la entalla A0B y $x_{\max}/a = 0.15$ en la entalla A6B).

En el caso de la profundidad de la zona plástica, aparece una tendencia clara de su variación con el grado de trefilado, puesto que el aumento de la zona plástica producido por la precarga es mayor en las entallas del alambón que las obtenidas en el acero fuertemente trefilado, *i.e.*, a medida que aumenta el grado de trefilado disminuye la zona plástica generada por la sobrecarga. Esto puede ser una consecuencia directa de la mejora de las propiedades mecánicas producidas por el proceso de trefilado, especialmente del límite elástico. De esta forma el acero trefilado, con un límite elástico mayor que el alambón, necesita estados tensionales más elevados para sufrir deformaciones plásticas. Esto también explicaría la diferencia entre las dimensiones de las zonas plásticas entre las entallas tipo A y tipo B que aparecen en el alambón y en el acero fuertemente trefilado, que resultan ser menores en este último.

Las variaciones producidas por la precarga en los estados tensodeformacionales determinan *a priori* un comportamiento diferenciado en los procesos de difusión de hidrógeno asistidos por el estado tensodeformacional para las entallas estudiadas. Para determinar este efecto es necesario analizar las variaciones producidas por la precarga en tres parámetros clave en el proceso de difusión de hidrógeno: el gradiente de tensión hidrostática (a través del valor máximo de la distribución de la tensión hidrostática y su posición), el gradiente de deformación plástica y los valores de las tensiones hidrostáticas y deformaciones plásticas en la superficie del alambre (la cantidad de hidrógeno presente en la superficie del alambre depende de estos valores).

En las entallas tipo A los cambios producidos por la precarga en la distribución de tensión hidrostática afectan al proceso de difusión de formas contrapuestas. Por un lado el gradiente de la distribución de la tensión hidrostática (se podría estimar a partir de la pendiente del perfil de la Fig. 4.14) en ambos casos es similar. No obstante aparecen dos efectos de la precarga diferentes: el primero es el aumento del gradiente de la tensión hidrostática, lo que favorece el proceso de difusión; el segundo es el aumento de la profundidad donde aparece el máximo, lo que supone que el hidrógeno debe recorrer una distancia mayor hasta alcanzar la posición del máximo del perfil de tensiones. La influencia de la precarga sobre el segundo factor (la distribución de deformaciones plásticas) favorece el proceso de difusión de hidrógeno, puesto que los valores de la distribución de deformaciones plásticas son más elevados en el caso de la precarga. Finalmente el tercer factor, la cantidad de hidrógeno en la superficie del alambre, es ligeramente superior en el caso de la probeta precargada, por lo que el efecto de este factor en las entallas tipo A no es destacado. Por estos motivos parece lógico pensar que en estas entallas el efecto de la precarga favorece los procesos de difusión de hidrógeno fundamentalmente por la notable diferencia entre los estados de deformación plástica producidos por la precarga.

En el caso de las entallas tipo B las variaciones producidas por la precarga en las distribuciones de la tensión hidrostática presentan gradientes de tensión más pequeños que los de las entallas tipo A, por lo que cabría esperar que el efecto en la difusión de hidrógeno en estas entallas será menor. Por otro lado la precarga produce, al igual que en las entallas tipo A, un aumento de la tensión máxima que favorece el proceso de

difusión y un desplazamiento de la posición del máximo hacia el interior del alambre que favorece el proceso de difusión de hidrógeno.

El efecto de la precarga sobre el segundo factor del proceso de difusión (las deformaciones plásticas) favorece también la difusión de hidrógeno por el aumento que produce la precarga en las distribuciones de la deformación plástica. No obstante, y a diferencia de las entallas tipo A, las variaciones son sensiblemente menores, y por tanto el efecto en la difusión de hidrógeno de las deformaciones plásticas en estas entallas es menor. La acción del tercer factor, la cantidad de hidrógeno en la superficie, es diferente en el alambrón y en el acero trefilado. En el primero la precarga produce una ligera variación cuya influencia en el proceso de difusión es menor. Por el contrario en el acero trefilado la precarga reduce la concentración de equilibrio en la superficie de forma apreciable. De esta forma en el caso de la entalla A6B la precarga podría retardar los procesos de difusión, puesto que en este caso hay menos hidrógeno en la superficie y la influencia de las deformaciones y las tensiones es menos acusada.

El análisis de los estados tensodeformacionales que presentan las probetas entalladas simuladas con y sin precarga permite establecer de forma preliminar el comportamiento del hidrógeno en cada uno de los casos estudiados. No obstante, la información obtenida de este análisis es cualitativa y debe ser corroborada por el análisis de los resultados del estudio de la influencia de los estados tensodeformacionales producidos por la precarga en la FH de los aceros estudiados.

Los tres bloques en los que se ha dividido el estudio: la simulación numérica del proceso de difusión de hidrógeno en las probetas entalladas, la realización de ensayos en ambiente agresivo de las probetas entalladas consideradas en este estudio y finalmente el análisis fractográfico de las superficies de fractura de las probetas ensayadas en ambiente agresivo permiten conocer la influencia de los estados tensodeformacionales residuales producidos por la precarga sobre la FH. Cada una de estas partes del estudio complementa a las otras. Los resultados de la simulación numérica permiten interpretar la información proporcionada por los ensayos y el análisis fractográfico.

Los resultados de la simulación numérica del proceso de difusión de hidrógeno en las probetas entalladas simuladas con y sin precarga previa a la exposición al ambiente

agresivo permiten determinar la concentración relativa de hidrógeno en la sección de la entalla en diferentes instantes del proceso de difusión. El análisis de estas distribuciones de forma conjunta con las distribuciones tensodeformacionales obtenidas en la simulación numérica del apartado anterior completa el análisis previo sobre la influencia de la precarga en los procesos de difusión.

De forma general los efectos de la precarga en las distribuciones de la concentración de hidrógeno se manifiestan en la variación de la concentración relativa de hidrógeno en las proximidades de la superficie del alambre. Esta variación es más acusada en las entallas tipo B ($\Delta C/C_0 = -0.095$ en la entalla A0B y $\Delta C/C_0 = 0.221$ en la entalla A6B) que en las entallas tipo A ($\Delta C/C_0 = 0.026$ en la entalla A0A y $\Delta C/C_0 = 0.054$ en la entalla A6A respectivamente). Para tiempos cortos de exposición al ambiente agresivo, en la zona donde se produce esta reducción, se genera una meseta donde las concentraciones relativas de hidrógeno son uniformes y que, posteriormente, a tiempos largos de exposición, se convierte en el punto donde aparece el máximo del perfil de concentración de hidrógeno.

Esta reducción ralentiza el proceso de difusión en el interior del alambre, puesto que la concentración de hidrógeno en la zona próxima a la superficie es menor, y por tanto es menos susceptible de sufrir el daño por el hidrógeno. No obstante la magnitud de esta reducción depende de la geometría de la entalla. La reducción es mucho menor en las entallas tipo A (A0A y A6A) que en las entallas tipo B (A0B y A6B), por lo que el efecto retardante en la difusión de hidrógeno de la precarga será más acusado en éstas.

La precarga presenta el mismo efecto sobre el perfil de concentraciones de hidrógeno a tiempos de exposición largos (cf. Fig. 3.45, Fig. 3.47, Fig. 3.49 y Fig. 3.51) que sobre la distribución de tensiones hidrostáticas (cf. Fig. 4.12), *i.e.*, en las entallas del alambón produce un aumento del valor máximo de la concentración y un desplazamiento de su posición hacia el interior. En el acero fuertemente trefilado, el efecto se limita al desplazamiento del máximo de la distribución, sin aumentar su valor de forma apreciable. Las posiciones en las que aparecen los valores máximos de concentración de hidrógeno son muy parecidos a los de la posición del máximo de la tensión hidrostática, salvo en las entallas tipo B ensayadas sin precarga en las que los valores son ligeramente menores.

Al igual que en las distribuciones de la tensión hidrostática y deformación plástica, la concentración de hidrógeno se acumula de forma diferente dependiendo de la geometría de la entalla y del grado de trefilado. En las entallas tipo A, donde el efecto de la entalla en los estados tensodeformacionales es muy localizado, se produce en las distribuciones de la concentración de hidrógeno el mismo efecto localizador en las proximidades del fondo de la entalla. Por el contrario, en las entallas tipo B la concentración de hidrógeno se distribuye de forma más uniforme sobre la sección de la entalla, alcanzando concentraciones relativas de hidrógeno en el interior del alambre similares a las alcanzadas en la superficie del mismo.

La precarga también afecta a la cantidad de hidrógeno máxima en la superficie del alambre (a través de los estados tensodeformacionales) de forma diferente en función del grado de trefilado y de la geometría de la entalla. En las entallas del alambraón el efecto de la precarga se manifiesta con un leve aumento de la concentración de equilibrio en la superficie del alambre, mientras que, en las entallas del acero fuertemente trefilado, el efecto de la precarga se muestra como una reducción de la concentración de hidrógeno. La magnitud de esta reducción depende a su vez de la geometría de la entalla. En la entalla A6A la reducción es muy pequeña mientras que en la entalla A6B la reducción es significativa. Por este motivo se puede considerar que el beneficio producido por la precarga al reducir la cantidad de hidrógeno en la superficie exterior sólo es apreciable en la entalla tipo A6B.

Por todo lo expuesto anteriormente se puede pensar que el efecto de retardo en la difusión de hidrógeno producido por la precarga es más acusado en las entallas tipo B, especialmente en la entalla A6B, que en las entallas tipo A. Para determinar de forma más precisa los efectos de la precarga sobre los procesos de fragilización por hidrógeno resulta interesante comparar las distribuciones de concentración relativa de hidrógeno en los instantes de rotura obtenidos en los ensayos de las probetas entalladas dentro del régimen catódico.

Los resultados de estos ensayos demostraron que el efecto de la precarga sobre la FH depende de la geometría de la entalla y del grado de trefilado. De esta forma la precarga en las entallas tipo A favorece la difusión de hidrógeno puesto que, tanto en el alambraón como en el acero trefilado, el tiempo de rotura de la probeta ensayada sin precarga es

superior (en torno a 2.7 veces en el alambón y 3 veces mayor en el acero trefilado) al obtenido en la probeta sometida a una precarga previa al ensayo en ambiente agresivo. El grado de trefilado ralentiza los procesos de difusión en estas entallas, puesto que el tiempo de rotura de la entalla A del acero fuertemente trefilado es mayor que el obtenido en la entalla A del alambón.

Por el contrario en las entallas A6B la aplicación de la precarga ralentiza la difusión de hidrógeno, puesto que el tiempo de rotura de la probeta ensayada con precarga es superior al tiempo de rotura registrado en la probeta ensayada sin precarga. En el caso de la entalla A0B no se produjo en ninguna de las probetas ensayadas la fractura catastrófica del alambre durante el ensayo en ambiente agresivo tras 15 días de exposición. No obstante, los valores de las cargas de rotura obtenidas en los ensayos en aire de estas probetas (después del ensayo en ambiente agresivo) muestran una reducción de la carga de rotura respecto a la obtenida por AYASO (2001). La reducción es ligeramente menor en el caso de la entalla ensayada sin precarga, por lo que se puede pensar que en estas entallas el efecto de la precarga no es tan acusado como en el resto de las entallas consideradas.

Estas tendencias observadas en los resultados de los ensayos en ambiente agresivo se ajustan a los resultados del análisis de la simulación numérica del proceso de difusión de hidrógeno. En las entallas tipo A la precarga favorece la difusión de hidrógeno, debido a que en estas entallas la precarga produce un aumento significativo de los valores máximos de la tensión hidrostática y de la deformación plástica equivalente, lo que favorece en gran medida el proceso de difusión de hidrógeno. Además en estas entallas el desplazamiento del máximo de la distribución de las tensiones hidrostáticas no es muy acusado (debido al gran efecto concentrador que ejercen estas entallas sobre el estado tensodeformacional) y por tanto la disminución de la velocidad de difusión de hidrógeno no es significativa en estas geometrías. Otro efecto beneficioso de la precarga es la reducción de la concentración relativa de hidrógeno en la superficie. En el caso de las entallas tipo A es mínima por lo que al igual que el desplazamiento su efecto se puede considerar despreciable.

En el alambón las diferencias (aumento del valor máximo de las tensiones hidrostáticas y el desplazamiento de este punto hacia el interior del alambre) entre los estados

tensodeformacionales producidos en las probetas ensayadas con la precarga son mayores que las obtenidas en el acero trefilado.

Por otro lado en las entallas tipo B los resultados de la simulación numérica muestran que el efecto de la entalla se distribuye a lo largo de toda la sección del alambre, tal como se puede ver en las dimensiones de las zonas plásticas (Fig. 4.15). Además el gradiente de la distribución de la tensión hidrostática es menor al de las entallas tipo A, especialmente en el caso de la entalla A0B, y los valores de la deformación plástica son sensiblemente menores a los obtenidos en las entallas tipo A. Por todos estos motivos parece lógico pensar que los tiempos de rotura de los ensayos en ambiente agresivo de las probetas tipo B sean mayores que los obtenidos en las entallas tipo A, especialmente en la entalla A0B en la que las diferencias son más acusadas.

Los efectos de retardo en la difusión de hidrógeno producido por la precarga observados en la entalla A6B podrían ser explicados en parte también por los resultados de la simulación numérica. El efecto de la precarga en estas geometrías se manifiesta en un aumento del valor máximo de la distribución de tensiones hidrostáticas (menor que en las entallas tipo A) y en un desplazamiento de este punto hacia el interior (mayor que en las entallas tipo A). Además el aumento de la deformación plástica generada por la precarga no es tan acusado como en las entallas tipo A.

Todo esto conduce a que el efecto de la precarga se manifieste en la superficie a través de una reducción apreciable de la concentración de equilibrio, que representa la cantidad de hidrógeno presente en la superficie y, que claramente impide la entrada de hidrógeno en el material. Por tanto la acción de todos estos factores hace que la precarga retarde la difusión de hidrógeno, tal como se puede concluir a partir de los resultados de los ensayos realizados en estas probetas.

Las importantes diferencias que existen entre las distribuciones tensodeformacionales de las probetas tipo B del alambón y del acero fuertemente trefilado (fundamentalmente el gradiente de tensiones y la posición del máximo de la distribución de la tensión hidrostática) pueden ser la causa de que no se haya producido la fractura catastrófica de las entallas A0B durante los ensayos en ambiente agresivo.

Los resultados del análisis fractográfico de las superficies de fractura permiten confirmar los efectos observados en el análisis de las distribuciones de la concentración relativa de hidrógeno de las distintas entallas y de los tiempos de rotura obtenidos en los ensayos en ambiente agresivo. De esta forma se puede diferenciar claramente el comportamiento en fractura de las entallas ensayadas en función de su geometría y del grado de trefilado que ha sufrido el alambre, así como identificar la profundidad del foco del daño producido por el hidrógeno (x_{TTS}).

El análisis de las superficies de fractura revela que la geometría de la entalla es un factor determinante en el proceso de difusión de hidrógeno. En las entallas tipo A la acción del hidrógeno aparece de forma nítida en forma de TTS en un lateral de la corona exterior del alambre (Fig. 3.22). Esta zona de daño actúa como foco iniciador del proceso de fractura de la probeta que se extiende hacia el extremo opuesto. Por el contrario en las entallas tipo B el efecto del hidrógeno en la superficie de fractura no está tan localizado como en las entallas tipo A y se extiende sobre una profundidad significativamente menor (Fig. 3.22). En estas geometrías la fractura se ha iniciado desde varios focos de TTS formados en la corona exterior y se ha propagado hacia el interior.

Este comportamiento diferenciado en las entallas tipo A y tipo B se puede explicar con los resultados de la simulación numérica del proceso de difusión y las distribuciones de las tensiones hidrostáticas y deformaciones plásticas. En las entallas tipo A, tal como se expuso anteriormente, la perturbación en los estados tensodeformacionales (y a partir de ellos en la distribuciones de hidrógeno) es mayor que en las entallas tipo B. Esto hace que el proceso de difusión se vea favorecido en las entallas tipo A, puesto que los gradientes de tensiones hidrostáticas y de deformaciones plásticas son mayores que los de las entallas tipo B. De esta forma resulta lógico pensar que la acción del hidrógeno se manifiesta en mayor medida en las entallas tipo A. Precisamente esto es lo que ocurre en los tiempos de rotura de las entallas tipo A durante los ensayos en ambiente agresivo y en las dimensiones de la zona TTS observadas en las superficies de fractura.

Por otro lado el grado de trefilado también es un factor determinante en el proceso de fractura de las probetas entalladas. Tal como se expuso anteriormente, una de las principales consecuencias del proceso de trefilado es la orientación de las colonias y láminas de perlita en la dirección del trefilado (OVEJERO, 1998). Esta orientación

microestructural convierte al acero trefilado en un material fuertemente anisótropo. Esta anisotropía influye de forma decisiva en el proceso de fractura en el que las zonas de fractura frágil (TTS y C) están orientadas en la dirección de las colonias de perlita.

Otro efecto que se puede atribuir al grado de trefilado es que, tal como se observó, los tiempos de rotura de las probetas A6A son mayores que los obtenidos en las probetas A0A. Estas diferencias pueden ser debidas a la fractura anisótropa de la entalla tipo A del acero trefilado, cuya deflexión requiere más tiempo (retardo de la fisura) que la fractura de la entalla tipo A del alambroón, la cual se produce en el plano de simetría de la entalla.

El análisis microestructural realizado en las entallas A0B permite añadir un nuevo factor que podría justificar el reducido efecto del hidrógeno en estas geometrías. En el labio de la entalla aparece una zona con una alta irregularidad en la superficie mecanizada (Fig. 4.16). Esta irregularidad superficial puede ser la consecuencia de la complejidad que supone mecanizar entallas muy profundas con radios muy pequeños en aceros de alta resistencia. Las consecuencias del mecanizado de la entalla A0B aparecen, en el análisis microestructural, en forma de “*mordiscos*” en el flanco de la entalla producidos durante este proceso. Es probable que estas marcas fueran debidas a la fractura de la herramienta de corte o a que el mecanizado se realizó en pocas pasadas. Esto ha podido producir distribuciones de tensiones residuales locales en estas zonas (GRUM, 2001) que modifican las condiciones en las que realiza el proceso de difusión de hidrógeno.

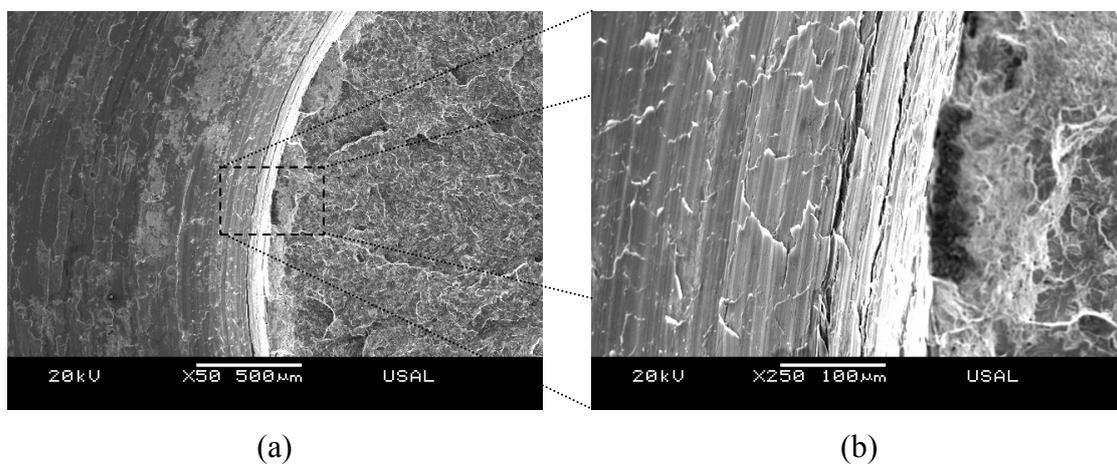


Fig. 4.16. Marcas producidas durante el proceso de mecanizado sobre el labio de la entalla A0B ensayada sin precarga: (a) vista general y (b) detalle del labio de la entalla.

V. CONCLUSIONES

1. CARACTERIZACIÓN MECÁNICA

Los resultados de la caracterización mecánica de los aceros correspondientes a cada una de las etapas en las que se ha dividido el trefilado han permitido conocer cómo se produce la mejora de las propiedades mecánicas a lo largo del trefilado. Este proceso no modifica de forma significativa la rigidez del acero (representada por el módulo de elasticidad) pero sí mejora sustancialmente la resistencia mecánica del material (representada por el límite elástico), de forma progresiva con el grado de trefilado. El análisis metalográfico del acero perlítico progresivamente trefilado ha mostrado la causa de esta mejora: los cambios microestructurales producidos durante la fabricación: la reducción del espaciado laminar y la alineación de los componentes microestructurales

(colonias y láminas de perlita) en la dirección del trefilado. Estos cambios microestructurales producen en el acero fuertemente trefilado una fuerte anisotropía que condiciona su comportamiento mecánico. Los resultados de la caracterización mecánica permiten entrever el efecto de las tensiones y deformaciones residuales producidas en el proceso en la reducción de la ductilidad de los alambres obtenidos en los pasos intermedios del trefilado.

Los ensayos Bauschinger realizados al alambrón (producto inicial del proceso de trefilado) han demostrado que este material presenta el denominado efecto Bauschinger de forma acusada. A partir de la información obtenida en estos ensayos también ha sido posible determinar el modelo de endurecimiento por deformación que mejor se ajusta al comportamiento real del material. Los resultados demuestran que en este acero presenta un endurecimiento por deformación de tipo mixto en el que la componente cinemática presenta una variación con la deformación plástica más acusada que la componente isótropa.

2. INFLUENCIA DE LOS ESTADOS TENSODEFORMACIONALES RESIDUALES PRODUCIDOS POR EL TREFILADO EN LA FH

Los resultados de la simulación numérica del proceso de trefilado han revelado que el mismo genera un estado tensodeformacional multiaxial en el alambre al final del proceso. Debido a la axisimetría del problema analizado el estado tensional residual presente en el material se limita a las componentes normales del tensor de tensiones y del tensor de deformaciones plásticas. Los valores más altos de las componentes del tensor de tensiones y del tensor de deformaciones plásticas se han obtenido en la componente axial, donde aparecen estados de tracción en la superficie y estados de compresión en el interior. A pesar de estar fuera de los objetivos de esta Tesis, estos resultados pueden resultar útiles en el análisis de la iniciación y propagación de fisuras por fatiga en estos aceros bajo cargas de fatiga.

El estado tensodeformacional residual producido por el proceso de trefilado aumenta la susceptibilidad del alambre a la FH, puesto que la aparición en la superficie del alambre

de las tensiones hidrostáticas de tracción, de forma conjunta con las deformaciones plásticas equivalentes favorece la acumulación de hidrógeno en la superficie. Este hidrógeno se difunde hacia el interior del metal favorecido en mayor medida por el gradiente de deformación plástica equivalente que por el gradiente de tensiones hidrostáticas (que al ser negativo en realidad ralentiza el proceso de difusión).

El análisis de los resultados obtenidos en la evolución de las distribuciones de los estados tensodeformacionales en los diferentes pasos del proceso de trefilado ha demostrado que los perfiles de tensiones residuales se generan en la primera etapa del proceso de trefilado. De esta forma las distribuciones tensionales (componentes normales del tensor y tensión hidrostática) obtenidas en las diferentes etapas del proceso se agrupan en una banda en la que sólo es apreciable una reducción progresiva con el grado de trefilado de la tensión en el interior del alambre.

La evolución de las componentes del tensor de deformación plástica con el grado de trefilado refleja la acumulación progresiva de las deformaciones plásticas al pasar por cada una de las hileras que forman el proceso de trefilado. Los resultados obtenidos permiten observar una relación entre la acumulación de la deformación plástica y el grado de reducción de la sección transversal del alambre aplicado en cada etapa de trefilado. De esta forma la acumulación de deformación plástica aumenta con la reducción de la sección del alambre, siendo el incremento mayor en las etapas en las que se produce una mayor reducción de la sección del alambre.

Las diferencias obtenidas en los valores de las distribuciones de concentración relativa de hidrógeno que predicen los tres casos considerados en la simulación numérica del proceso de difusión de hidrógeno (difusión convencional, difusión asistida por el estado tensional y difusión asistida por el estado tensodeformacional) han remarcado el papel fundamental que ejercen las deformaciones plásticas en el proceso de acumulación de hidrógeno en un material. Esta influencia es particularmente importante en la zona próxima a la superficie del alambre, donde las diferencias entre las concentraciones relativas de hidrógeno obtenidas con los tres casos son máximas. De esta forma se pone de manifiesto la necesidad de considerar el efecto de las deformaciones plásticas en los procesos de difusión de hidrógeno en metales tensionados, puesto que los modelos de difusión convencional y difusión asistida sólo por las tensiones conducen a una

subestimación de la cantidad de hidrógeno que presenta el alambre en la zona potencialmente crítica respecto a FH, lo que supone un grave riesgo para la integridad estructural del material.

La contribución de las deformaciones plásticas al proceso de acumulación progresiva de hidrógeno se manifiesta en dos formas contrapuestas: por un lado el aumento de las deformaciones plásticas produce un aumento de la solubilidad de hidrógeno en el material, lo que favorece el proceso de daño, y por otro lado se produce una reducción de la difusividad de hidrógeno (movilidad) dentro del material deformado plásticamente, lo que supone un retardo en el proceso de acumulación de hidrógeno.

El estado tensodeformacional también afecta a la velocidad de acumulación de hidrógeno en el material. De esta forma la velocidad de acumulación de hidrógeno obtenida en la simulación del proceso de difusión asistida por las tensiones y difusión asistida por las tensiones y deformaciones son mayores que la velocidad obtenida en el modelo de difusión convencional.

Los resultados predicen que el daño producido por el hidrógeno se producirá en las proximidades de la superficie del alambre donde los valores de las concentraciones relativas de hidrógeno alcanzan los valores máximos. Estos resultados ponen de manifiesto la importancia de los estados tensodeformacionales en el proceso de acumulación de hidrógeno, puesto que es precisamente esta zona donde aparecen los valores máximos de las distribuciones de tensiones hidrostáticas y de deformaciones plásticas equivalentes.

El estudio sobre la influencia del ángulo de entrada del alambre en la hilera de trefilado ha demostrado que este parámetro es determinante en la generación de tensiones y deformaciones residuales. Los resultados obtenidos demuestran que pequeños incrementos del ángulo de entrada producen estados tensodeformacionales más elevados en todas las componentes de los tensores de tensiones y deformaciones plásticas, aunque es en las componentes axiales de los tensores donde este efecto, localizado fundamentalmente en la zona próxima a la superficie, es más acusado. La influencia del ángulo de entrada también se manifiesta de forma notable en la distribución de las deformaciones plásticas equivalentes, de tal forma que los procesos

con ángulos de entrada grandes generan a lo largo del radio del alambre distribuciones menos uniformes. Esto supone que los procesos de difusión de hidrógeno se ven favorecidos en mayor medida en los alambres trefilados con grandes ángulos de entrada, puesto que en estos alambres existe una mayor cantidad de hidrógeno en la superficie (debido al aumento con el ángulo de entrada de la tensión hidrostática y de la deformación plástica equivalente en la superficie) que se difunde con mayor facilidad debido a que el gradiente de la deformación plástica equivalente es mayor en los alambres trefilados con ángulos de entrada grandes. Por el contrario el efecto sobre el gradiente de las tensiones hidrostáticas no es apreciable, puesto que en todos los casos no favorece el proceso de difusión. De esta forma estos resultados ponen de manifiesto, una vez más, la importancia de los estados deformacionales en los procesos de difusión.

Los resultados de la simulación del proceso de difusión asistida por el estado tensodeformacional realizado sobre alambres trefilados con diferentes ángulos de entrada demuestran la notable influencia de dicho ángulo en los procesos de FH. Las principales diferencias en los perfiles de la concentración relativa de hidrógeno se localizan en la zona próxima a la superficie del alambre. En esta zona la acumulación de hidrógeno es mayor a medida que aumenta el ángulo de entrada, por lo que el riesgo de que se produzca en esta región el daño por la acción del hidrógeno aumenta con dicho ángulo.

El estudio de la influencia de la longitud de transición de la hilera de trefilado en la generación de tensiones y deformaciones residuales ha permitido identificar un valor característico de este parámetro (diámetro del alambre trefilado) que delimita dos comportamientos diferenciados. Cuando la longitud de transición es igual o superior a este valor característico los estados tensodeformacionales no sufren cambios apreciables, mientras que si es inferior a este valor se produce un incremento apreciable en el estado tensional en la zona superficial del alambre, sin producir cambios significativos en las distribuciones de las deformaciones plásticas. Este efecto se debe a la concentración tensional producida en la zona de contacto entre la hilera y el alambre, de tal forma que si la salida de la hilera está lo suficientemente alejada de la zona de contacto el efecto es nulo.

La influencia de la longitud de transición en las variables mecánicas que gobiernan el proceso de difusión de hidrógeno (la tensión hidrostática y la deformación plástica equivalente) sólo aparece de forma significativa en la tensión hidrostática, produciendo un aumento de esta variable en el alambre trefilado de forma localizada en la superficie con una longitud inferior a la longitud característica. Esto supone que estos alambres presentarán una mayor susceptibilidad a la FH puesto que, a pesar de la igualdad del gradiente de la solubilidad, en la superficie del alambre trefilado con la longitud inferior a la característica hay más hidrógeno que puede difundirse hacia el interior del alambre.

Los resultados de la simulación del proceso de difusión asistido por el estado tensodeformacional han demostrado que la acumulación de hidrógeno en los alambres trefilados con longitudes de transición iguales o superiores al valor característico son prácticamente idénticas entre sí e inferiores a las obtenidas en el alambre trefilado con la longitud de transición inferior al valor característico. Esto supone que las distribuciones tensodeformacionales residuales presentes en el alambre trefilado en estas condiciones (longitud de transición inferior al valor característico) favorecen los procesos de acumulación de hidrógeno, fundamentalmente en las proximidades de la superficie del alambre.

De esta forma se puede concluir que el proceso de trefilado óptimo, bajo el criterio de minimizar los estados tensodeformacionales residuales y reducir la susceptibilidad a la FH, se realiza con hileras de trefilado que tengan ángulos de entrada lo más pequeños posible y longitudes de transición superiores al valor característico (diámetro del alambre trefilado).

3. INFLUENCIA DE LOS ESTADOS TENSODEFORMACIONALES RESIDUALES PRODUCIDOS POR PRECARGAS EN PROBETAS ENTALLADAS EN LA FH

Para comprender en mejor medida la influencia de las tensiones y deformaciones residuales en los procesos de difusión de hidrógeno se ha considerado un método para generar estados tensodeformacionales residuales alternativo a los procesos de conformación plástica en frío (como el trefilado) que permita “elegir” los estados tensodeformacionales residuales de una forma sencilla. El método elegido para generar estos estados ha sido aplicar una precarga a alambres correspondientes al producto inicial y al final del proceso de trefilado, a los que se les han mecanizado dos tipos de entalla de pequeño radio que se diferencian en la profundidad (entalla A, poca profundidad y entalla B gran profundidad). Los resultados permiten identificar la influencia de la geometría de la entalla y del grado de trefilado en la generación de las tensiones y deformaciones residuales y, a través de ellas, su influencia en los procesos de difusión de hidrógeno.

El análisis de las distribuciones tensodeformacionales residuales producidas por la precarga determina que la geometría de la entalla es determinante en el proceso de generación de tensiones y deformaciones residuales. En las entallas de poca profundidad (entallas A) el estado tensodeformacional multiaxial generado se distribuye de forma muy localizada en las proximidades del fondo de la entalla, mientras que por el contrario en las entallas tipo B, de gran profundidad, los estados tensodeformacionales se distribuyen a lo largo de toda la sección neta del alambre. Este efecto concentrador de las entallas tipo A también se ha observado en las distribuciones de las deformaciones plásticas, no sólo en la magnitud de las mismas en el fondo de la entalla, sino también en las dimensiones de la zona plástica, que son inferiores a las obtenidas en las entallas tipo B.

Las distribuciones tensodeformacionales residuales producidas al final de la precarga modifican las distribuciones de las variables que influyen en los procesos de difusión de hidrógeno durante una sollicitación posterior. De esta forma en los perfiles de las tensiones hidrostáticas de las probetas precargadas se produce un aumento del valor máximo de la distribución, así como un desplazamiento de la posición de este máximo

hacia el interior del alambre sin producir cambios en la tensión hidrostática en la superficie del mismo.

La precarga también modifica las distribuciones de las deformaciones plásticas, provocando un aumento del valor de esta variable en la superficie, así como un aumento de la zona plástica. De esta forma los cambios producidos por la aparición de tensiones y deformaciones residuales al final de la precarga afectan al proceso de difusión de hidrógeno de la misma forma pero en diferente magnitud en las entallas tipo A (más acusado) y en las entallas tipo B (menos acusado). En ambas geometrías el proceso de difusión sólo se ve favorecido por dos factores, el aumento de la deformación plástica equivalente en la superficie (que produce un aumento de la concentración de hidrógeno en la piel del alambre) y el gradiente de las tensiones hidrostáticas (que no sufre cambios apreciables al aplicar la precarga). Por el contrario el gradiente de las deformaciones plásticas, negativo en todos los casos, ralentiza la difusión de hidrógeno hacia el interior del material.

Los resultados de la simulación numérica del proceso de difusión asistida por el estado tensodeformacional generado por la precarga en las probetas entalladas ha permitido observar que los perfiles de concentración de hidrógeno se distribuyen de forma diferente dependiendo de la geometría de la entalla en las entallas tipo A el efecto es muy localizado y en las entallas tipo B se distribuye sobre toda la sección del alambre. Por lo tanto se puede considerar que el efecto del hidrógeno será más acusado en las entallas tipo A que en las entallas tipo B.

El efecto de la precarga aumenta la susceptibilidad al fallo por hidrógeno en las entallas tipo A. Por el contrario en las entallas tipo B del acero fuertemente trefilado el efecto de la precarga reduce la susceptibilidad a la FH. El motivo de esta diferencia en el comportamiento de esta entalla es que la reducción en la concentración en la superficie del alambre producida por la precarga es muy acusada en esta geometría, por lo que la entrada de hidrógeno en el material se produce en menor medida que en el caso de la probeta no precargada.

Los ensayos realizados en ambiente agresivo han permitido comprobar el efecto observado en los resultados de la modelización numérica del proceso de difusión, tanto

en los resultados obtenidos directamente del ensayo (tiempos de rotura) como en el análisis de las zonas dañadas por el hidrógeno en la superficie de fractura realizado con el MEB. El efecto localizador del estado tensodeformacional observado en las entallas tipo A es la causa de que los tiempos de rotura de las entallas tipo A sean inferiores a los obtenidos en las entallas tipo B. Por lo tanto, de acuerdo con estos resultados, las entallas tipo A son más susceptibles a la FH que las entallas tipo B. El efecto de las distribuciones tensodeformacionales residuales en los tiempos de rotura está condicionado por el efecto local observado en las entallas tipo A. De esta forma la precarga en las entallas tipo A produce una reducción del tiempo de rotura debido a que el efecto del hidrógeno se localiza muy cerca de la superficie del alambre, mientras que en las entallas tipo B se produce un aumento del tiempo de rotura. Este efecto se debe al aumento de la zona plástica y el desplazamiento del máximo de la distribución de tensiones hidrostáticas hacia el interior del alambre, que de acuerdo con los resultados obtenidos es sensiblemente mayor en las entallas tipo B que en las entallas tipo A.

El análisis fractográfico con el MEB de las superficies de fractura de las probetas ensayadas ha permitido observar los efectos del daño producido por el hidrógeno (topografía TTS) en diferente forma dependiendo de la geometría de la entalla y del grado de trefilado. La influencia del primer parámetro es determinante en el proceso de difusión de hidrógeno. En las entallas tipo A, el efecto del daño producido por el hidrógeno está muy localizado en una zona de la corona exterior de la superficie de fractura donde aparece una TTS muy definida, a partir de la cual la fractura se propaga de forma catastrófica. Por el contrario, en las entallas tipo B, el daño producido por el hidrógeno se reparte sobre toda la corona exterior, de tal forma que la fractura se propaga desde varios puntos hacia el interior del alambre.

El grado de trefilado también resulta determinante en el proceso de fractura en ambiente agresivo. En las probetas del acero fuertemente trefilado se produce la fractura en modo mixto debido a la anisotropía del material tras los cambios producidos a nivel microestructural. Esta anisotropía influye en los micromecanismos de fractura del material (Clivaje y TTS) orientándolos en la dirección del trefilado. Esta orientación puede ser una de las causas de que los tiempos de rotura de los ensayos de las probetas del acero trefilado sean, de forma general, mayores que los del alambcón, debido al denominado *retardo por deflexión* de la fisura.

Los resultados obtenidos del análisis de las superficies de fractura muestran cómo la geometría de la entalla y el tipo de material son dos factores determinantes en el comportamiento en fractura en ambiente agresivo de estos aceros. El primero (la geometría de la entalla) afecta a la forma en la que se manifiesta la acción del hidrógeno a nivel microestructural, la topografía TTS. De forma general en las geometrías con entallas poco profundas (entalla tipo A) esta región está muy bien definida mientras que, por el contrario, en las entallas tipo B (con gran profundidad) el efecto del hidrógeno no está tan localizado. El caso de las entallas tipo B del alambón los efectos del hidrógeno no se han podido observar en la misma forma que en el resto de entallas debido a la influencia en la difusión de hidrógeno del deficiente acabado superficial en el fondo de la entalla, por la gran dificultad que supone el mecanizado de esta entalla con un radio muy pequeño y gran profundidad. De esta forma el proceso de mecanizado ha podido generar estados tensodeformacionales residuales que condicionan el flujo de hidrógeno hacia el interior del alambre por los flancos de la entalla, tal como se ha revelado el análisis fractográfico.

Finalmente, se puede concluir que los resultados de este estudio han revelado el papel determinante que juegan *tanto las tensiones residuales como las deformaciones plásticas* que presenta el material en los procesos de difusión de hidrógeno. De esta forma se establece la necesidad de considerar de forma conjunta el efecto de estas variables en los procesos de difusión de hidrógeno en metales, con el fin de no subestimar de forma drástica la distribución de hidrógeno presente en el material, lo que puede conducir a la fractura catastrófica del componente estructural producida por un proceso de FH.

BIBLIOGRAFÍA

ABEL, A. (1973)

The Bauschinger effect and stacking fault energy.

Philosophical Magazine, **27**, 585-594.

ALMER, J.D., COHEN, J.B., MORAN, B. (2000)

The effect of residual macrostresses on fatigue crack initiation.

Materials Science and Engineering A, **284**, 268-279.

ARAN, A., DEMIRKOL, M., KARABULUT, A. (1987)

Bauschinger effect in precipitation-strengthened aluminium alloy 2024.

Materials Science and Engineering A, **89**, L35-L39.

ASHBY, M. F., JONES, D.R.H. (2002)

Engineering Materials 1: an introduction to their properties and applications

Butterworth-Heinemann, Oxford.

ASM (2004a)

ASM Handbook, Volume I: Properties and Selection.

ASM Internacional, Materials Park, OH.

ASM (2004b)

ASM Handbook, Volume 4: Heat Treating.

ASM Internacional, Materials Park, OH.

ASM (2004c)

ASM Handbook, Volume 5: Surface Engineering.

ASM Internacional, Materials Park, OH.

ASM (2004d)

ASM Handbook, Volume 8: Mechanical Testing and Evaluation.

ASM Internacional, Materials Park, OH.

ASM (2004e)

ASM Handbook, Volume 11: Failure Analysis and Prevention.

ASM Internacional, Materials Park, OH.

ASM (2004f)

ASM Handbook, Volume 13a: Corrosion Fundamentals.

ASM Internacional, Materials Park, OH.

ASM (2004g)

ASM Handbook, Volume 12: Fractography.

ASM Internacional, Materials Park, OH.

ASTIZ, M.S., ÁLVAREZ, J.A., GUTIÉRREZ-SOLANA, F. (1998)

Modelo numérico para analizar el efecto del hidrógeno sobre los procesos de fisuración dúctil.

Anales de Mecánica de la Fractura, **15**, 79-84.

ATIENZA, J.M. (2001)

Tensiones residuales en alambres de acero trefilados.

Tesis Doctoral, Universidad Politécnica de Madrid.

ATIENZA, J.M., MARTÍNEZ-PÉREZ, M.L., RUÍZ-HERVÍAS, J., MOMPEAN, F., GARCÍA HERNÁNDEZ, M., ELICES, M. (2005a)

Residual stresses in cold drawn ferritic rods.

Scripta Materialia, **52**, 305-309.

ATIENZA, J.M., MARTÍNEZ-PÉREZ, M.L., RUÍZ-HERVÍAS, J., MOMPEAN, F., GARCÍA-HERNÁNDEZ, M., ELICES, M. (2005b)

Residual stresses in cold drawn pearlitic rods.

Scripta Materialia, **52**, 1223-1228.

ATIENZA, J.M, RUÍZ, J., ELICES, M. (2003)

Influencia de las tensiones residuales en el ensayo FIP de corrosión bajo tensión de aceros de pretensado.

Anales de Mecánica de la Fractura, **20**, 167-172.

ATIENZA, J.M., RUÍZ-HERVÍAS, J., ELICES, M. (2008a)

Control de las tensiones residuales como herramienta de mejora de los alambres de pretensado: 1. Caracterización de las tensiones residuales.

Anales de Mecánica de la Fractura, **25**, 199-204.

ATIENZA, J.M., RUÍZ-HERVÍAS, J., ELICES, M. (2008b)

Control de las tensiones residuales como herramienta de mejora de los alambres de pretensado: 2. Optimización de las propiedades mecánicas.

Anales de Mecánica de la Fractura, **25**, 205-210.

AVITZUR, B. (1989)

Flow through die. Update-1989.

Wire Industry, 243-249

AYASO, J. (2001)

Fractura de alambres entallados de acero eutectoide progresivamente trefilado.

Tesis Doctoral, Universidad de A Coruña.

AYASO, F.J., GONZÁLEZ, B., MATOS, J.C., VERGARA, D., LORENZO, M., TORIBIO, J. (2005)

Análisis fractográfico cuantitativo del comportamiento en fractura de aceros perlíticos progresivamente trefilados.

Anales de Mecánica de la Fractura, **22**, 128-133.

BATE, P.S., WILSON, M. (1986)

Analysis of the Bauschinger effect.

Acta Metallurgica, **34**, 1097-1105.

BAUSCHINGER, J. (1881)

Ueber die veränderung der elastic-itätsgrenze und des elasticitätsmodulus verschiedener metalle.

Civiling N.F., **27**, 289-348.

BERETTA, S., MATTEAZZI, S. (1996)

Short crack propagation in eutectoid steels wires

International Journal of Fracture, **18**, 451-456.

BERETTA, S., BONIARDI, M. (1999)

Fatigue strength and surface quality of eutectoid steel wires

International Journal of Fracture, **21**, 329-335.

BERGSMAN, F., BOON, J.W., ETIENNE, C.F. (1978)

Détermination de la sensibilité des aciers précontrains à la fragilisation par l'hydrogène.

Revue de Métallurgie **75**, 153-164.

BROEK, D. (1982)

Elementary engineering fracture mechanics.

Kluwer Academic Publishers, Boston.

BROEK, D. (1988)

The practical use of Fracture Mechanics.

Kluwer Academic Publishers, Boston.

BUCKLEY, S.N., ENTWISTLE, K.M. (1956)

The Bauschinger effect in super-pure aluminium single crystals and polycrystals.

Acta Metallurgica, **4**, 325-361.

BURYACHENKO, V.A. (2000)

Internal residual stresses in elastically homogeneous solids: II. Stress fluctuations near a crack tip and effective energy release rate.

International Journal of Solids and Structures, **37**, 4211-4238.

CABALLERO, L. (2004)

Discussion on “Failure mechanisms of high strength steels in bicarbonate solutions under anodic polarization” by E. Proverbio and P. Longo [Corrosion Science 45 (9) (2003) 2017].

Corrosion Science, **46**, 1813-1820.

CABALLERO, F.G., GARCÍA DE ANDRÉS, C., CAPDEVILA, C. (2004)

Characterization and morphological analysis of pearlite in a eutectoid steel.

Materials Characterization, **45**, 111-116.

CABALLERO, F.G., CAPDEVILA, C., GARCÍA DE ANDRÉS, C. (2000)

Influence of scale parameters of pearlite on the kinetics of anisothermal pearlite-to-austenite transformation in a eutectoid steel.

Scripta Materialia, **42**, 1159-1165.

CAMPOS, J.M., ELICES, M. (1987)

Tensiones residuales internas en alambres trefilados.

Anales de Mecánica de la Fractura, **4**, 143-157.

CAMPOS, H.B., CELTIN, P.R. (1998)

The influence of die semi-angle and the coefficient of friction on the uniform tensile elongation of drawn copper bars.

Journal of Materials Processing Technology, **80-81**, 388-391.

CARSLAW, H. S., JAEGER, J.C. (1959)

Conduction of heat in solids.

Clarendon Press, Oxford.

CHOTEAU, M., QUAEGBEUR, P., DEGALLAIX, S. (2005)

Modelling of Bauschinger effect by various constitutive relations derived from thermodynamical formulation.

Mechanics of Materials, **37**, 1143-1152.

CORONEAU, N., ROYER, J. (2000)

Simplifying hypotheses for the fatigue growth analysis of surface cracks in round bars.
Computers and Structures, **77**, 381-389.

COTRELL, A.H. (1953)

Dislocation and plastic flow in crystals.
Oxford University Press. London.

CRITESCU, M. (1980)

On the optimum die angle in fast wire drawing.
Journal of Working Technology, **3**, 275-287.

DELAFOSSÉ, D., MAGNIN, T. (2001)

Hydrogen induced plasticity in stress corrosion cracking of engineering systems.
Engineering Fracture Mechanics, **68**, 693-729.

DIXIT, U.S., DIXIT, P.M. (1995)

An analysis of the steady-state wire drawing of strain-hardening materials.
Journal of Materials Processing Technology, **47**, 201-229.

DOEGE, E., KROFF, A., MASSAI, A. (2000a)

Stress and strain analysis of automated multistage fem-simulation of wire drawing considering the backward force.
Wire Journal International, 144-149.

DOEGE, E., KROFF, A., ROTARESCU, M.I. (2000b)

FEM analysis of wire drawing regarding the material damage.
Proceedings of TPR 2000, 131-136.

ELICES, M. (1985)

Fracture of steels for reinforcing and prestressing concrete.
Fracture Mechanics of Concrete, G.C. Sih, Martinus Nijhoff Publishers, 226-271.

ELICES, M. (1998)

Mecánica de la fractura aplicada a sólidos elásticos bidimensionales.

Universidad Politécnica de Madrid. Madrid.

ELICES, M., (2004)

Influence of residual stresses in the performance of cold drawn pearlitic wires.

Journal of Materials Science. **39**, 3889-3899.

ELICES, M., SÁNCHEZ GÁLVEZ, V., ENTRENA, A. (1981)

Stress corrosion testing of cold drawn steel wires in NH₄SCN solutions. K_{SCC} measurements.

Proceedings. 3rd FIP Symposium, FIP-Berkeley, Wexham Springs, Slough UK.

ELICES, M., MAEDER, G., SÁNCHEZ GÁLVEZ, V. (1983)

Effect of surface residual stress on hydrogen embrittlement of prestressing steels

British Corrosion Journal, **18**, 80-81.

EMBURY, J.D. (1987)

Structural aspects of the Bauschinger effect.

Materials Forum, **10**, 27-32.

ENGHAG, P. (1997)

Computer program for the calculation of drafting, drawing force and drawing power.

Wire Industry, **1**, 570-577.

FEAUGEAS, M. (1999)

On the origin of tensile flow stress in the stainless steel AISI 316L at 300K: back stress and effective stress.

Acta Materialia, **47**, 3617-3632.

FIP-78 (1981)

Stress corrosion test. Stress corrosion cracking resistance for prestressing tendons.

Technical Report, **5** FIP, Wexham Springs, Slough.

FORNONS, J.M. (1982)

El método de los elementos finitos en la ingeniería de estructuras.

Universidad Politécnica de Barcelona.

GOES, B., GIL-SEVILLANO, J., D'HAENE, U. (1996)

Short crack propagation in eutectoid steels wires.

International Journal of Mechanical Sciences, **41**, 1031-1050.

GONZÁLEZ, B. (2007)

Influencia del proceso de fabricación en el comportamiento plástico y en fractura de aceros de pretensado.

Tesis Doctoral, Universidad de Salamanca.

GODFREY, H., RICHARDS, F., SASON, S. (2000)

The benefits of using wiredrawing dies with smaller included angles and longer nibs.

Wire Journal International, **1**, 102-113.

GROMOV, V. E., TSELLERMAER, V.Y., LEBOSHKIN, B.M., KOZLOV, E.V., BAZAIKIN, V.I., KUCHUMOVA, E.S. (2001)

Redistribution of hydrogen in calibrated wire.

International Journal of Hydrogen Energy, **26**, 741-747.

GRUM, J. (2001)

A review of the influence of grinding conditions on resulting residual stresses after induction surface hardening and grinding.

Journal of Materials Processing Technology, **114**, 212-226.

GRUM, J., BOZIC, S., ZUPANCIC, M. (2001)

Influence of quenching process parameters on residual stress in steels.

Journal of Materials Processing Technology, **114**, 57-70.

HÄRTING, M. (1998)

A seminumerical method to determine the depth profile of the three dimensional residual stress state with X-ray diffraction.

Acta Materialia, **46**, 1427-1436.

HE, S., VAN BAEL, A., LI, S.Y., VAN HOUTTE, P., MEI, F., SARBAN, A. (2003)

Residual Stress determination in cold drawn steel wire by FEM simulation and X diffraction.

Materials Science and Engineering A, **18**, 101-107.

HE, S., VAN HOUTTE, P., VAN BAEL, A., MEI, F., SARBAN, A., BOESMAN, F., GALVEZ, P., ATIENZA, J.M. (2002)

Strain rate effect in high speed wire drawing process.

Modelling and simulation of Materials Science and Engineering, **10**, 267-276.

HIRTH, J.P. (1980)

Effects of hydrogen on the properties of iron and steel.

Metallurgical Transactions, **11A**, 861-890.

HUNEAU, B., MENDEZ, J. (2000)

Fatigue behavior of a high strength steel in vacuum, in air and in 3.5% NaCl solution under cathodic protection.

Materials Science and Engineering A, **345**, 14-22.

IBRAHIM, N., EMBURY, J.D. (1975)

The Bauschinger effect in single phase bcc materials.

Materials Science and Engineering, **19**, 147-149.

ICHTANI, K., KANNO, M. (2003)

Visualization of hydrogen diffusion in steels by high sensitivity hydrogen microprint technique.

Science and Technology of Advanced Materials, **4**, 545-551.

IRIMESCU, B. (1984)

Evidentiera efectului Bauschinger la trei marcel de otel.

Metallurgica, **36**, 72-76.

ISO (2002)

Norma ISO 15630-3: Steel for the reinforcement and prestressing of concrete-Test methods.

ISO, Madrid.

JAMIESON, R.M., HOOD, J.E. (1971)

Bauschinger effect in high strength steels.

Journal Iron Steels Institute, **209**, 46-48.

KATAGIRI, K., SATO, T., KASABA, K., SASAKI, S., TASHIRO, H. (1999)

Effects of post-drawing treatments on the fatigue strength of eutectoid steel wires.

Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures, **22**, 753-760.

KHARIN, V.S. (1987)

Crack growth in deformed metals under the action of hydrogen.

Soviet Materials Science, **23**, 348-357.

KUHLMANN-WILSDORF, D., LAIRD, C. (1979)

Dislocation behavior in fatigue: II friction stress and back stress as inferred from an analysis of hysteresis loops.

Materials Science and Engineering, **37**, 111-120.

KROM, A.H.M., KROERS, R.W.J., BAKKER, A. (1999)

Hydrogen transport near a blunting crack tip.

Journal of the Mechanics of Physics of Solids, **47**, 971-992.

KROM, A.H.M., MAIER, H.J., KROERS, R.W.J., BAKKER, A. (1999)

The effect of strain rate on hydrogen distribution in round tensile specimens.

Materials Science and Engineering A, **271**, 22-30.

LANCHA, A. M. (1987)

Influencia del trefilado en la corrosión bajo tensión de aceros eutectoides.

Tesis Doctoral, Universidad Complutense de Madrid.

LANGUILLAUME, J., KAPELSKY, G., BAUDELET, B. (1997a)

Cementite dissolution in heavily cold drawn pearlitic steel wires.

Acta Materialia, **45**, 1201-1212.

LANGUILLAUME, J., KAPELSKY, G., BAUDELET, B. (1997b)

Evolution of the tensile strength in heavily cold drawn and annealed pearlitic steel wires.

Materials Letters, **33**, 241-245.

LAZZARIN, P., FILIPPI, S. (2006)

A generalized Stress Intensity Factor to be applied to rounded V-shaped notched.

International Journal of Solids and Structures, **43**, 2461-2478.

LEI, Y., O'DOWD, N.P., WEBSTER, G.A. (2000)

J estimation and defect assessment for combined residual stress and mechanical loading.

International Journal of Pressure Vessels and Piping, **77**, 321-333.

LEMAITRE, J., CHABOCHE, J.L. (1985)

Mechanique des matériaux solides.

Dunod Edition.

LEWANDOWSKI, J.J., THOMPSON, A.W. (1986)

Effects of the prior austenite grain size on the ductility of pearlitic eutectoid steel.

Metallurgical Transactions, **17A**, 461-472.

LI, C.C., FLASCK, J.D., YAKER, J.A., LESLIE, W.C. (1978)

On minimizing Bauschinger effect in steels by dynamic strain aging.

Metallurgical Transactions, **9A**, 85-90.

LIANG, Y., SOFRONIS, P., ARAVAS, N. (2003)

On the effect of hydrogen in plasticity instabilities in metals.

Acta Materialia, **51**, 2717-2730.

LILLARD, R.S., ENOS, D.G., SCULLY, J.R. (2000)

Calcium hydroxide as a promoter of hydrogen absorption in 99.5% Fe and a fully pearlitic 0.8% C steel during electrochemical reduction of water.

Corrosion, **56**, 1119-1132.

LODINI, A. (2001)

The recent development of neutronic techniques for determination of residual stresses.

Radiation Physics and Chemistry, **67**, 227-233.

LUFRANO, J., SOFRONIS, P. (1998)

Enhanced hydrogen concentration ahead of rounded notches and cracks: competition between plastic strains and hydrostatic stress.

Acta Materialia, **46**, 5, 1519-1526.

LUFRANO, J., SOFRONIS, P., BIRMBBAUN, H.K. (1996)

Modelling of hydrogen transport and elastically accommodated hydride formation near a crack tip.

Journal of the Mechanics and Physics of Solids, **44**, 2, 179-205.

LUKSZA, J., MAJTA, J., BURDEK, M., RUMINSKI, M. (1998)

Modelling and measurements of mechanical behaviour in multi-pass drawing process.

Journal of Materials Processing Technology, **80-81**, 398-405.

MACKERLE, J. (2001)

FEM and BEM analysis and modeling of residual stress: a bibliography (1998-1999).

Finite Elements in Analysis and Design, **37**, 253-262.

MACKERLE, J. (2003)

FEM and simulation of machining: an addendum a bibliography (1996-2002).

International Journal of Materials Tools and Manufacture, **43**, 103-114.

MANOLATOS, P., DURET-TUHAL, C., LECOZE, J., JEROME, M., BOLLINGER, E. (1995)
The electrochemical permeation of hydrogen in steels without PT coating: Part II:
influence of microstructure on hydrogen diffusion.

Corrosion Science, **37**, 1785-1796.

MARGOLIN, H., HAZAVEH, F., YAGUCHI, H. (1978)

The grain boundary contribution to the Bauschinger effect.

Scripta Metallurgica, **12**, 1141-1145.

MARTÍNEZ-PÉREZ, M.L., BORLADO, C.R., MOMPEAN, F.J., GARCÍA-HERNÁNDEZ, M.,
GIL-SEVILLANO, J., RUÍZ-HERVÍAS, J., ATIENZA, J.M., ELICES, M., PENG, R.L.,
DAYMOND, M.D. (2005)

Measurement and modeling of residual stress in straightened commercial eutectoid
steel rods.

Acta Materialia, **53**, 4415-4425.

MARTÍNEZ-PÉREZ, M.L., MOMPEAN, F.J., RUÍZ-HERVÍAS, J., BORLADO, C.R., ATIENZA,
J.M., GARCÍA-HERNÁNDEZ, M., ELICES, M., GIL-SEVILLANO, J., PENG R. L., BUSLAPS, T.
(2004)

Residual stress profiling in the ferrite and cementite phases of cold-drawn steel rods by
synchrotron X rays and Neutron diffraction.

Acta Materialia, **52**, 5303-5313.

MATOS, J.C. (2008)

Iniciación y propagación de fisuras por fatiga en alambres de acero de pretensado.

Tesis Doctoral, Universidad de Salamanca.

MUKHOPADHYAY, N.K., SRIDHAR, G., PARIDA, N., TARAFDER, S., RANGANHATH, F.
(1999)

Hydrogen Embrittlement failure of hot dip galvanized high tensile wire.

Engineering Failure Analysis, **6**, 253-265.

- NAGUMO, M., TAKAI, K., OKUDA, N. (1999)
Nature of hydrogen trapping sites in steels induced by plastic deformations.
Journal of Alloys and Compounds, **293**, 310-316.
- NAKAGIRI, A., YAMANO, T., KONAKA, M., YOSHIDA, K., ASAKAWA, M. (2000)
Chevron crack and optimum drawing condition in the diagram of mean stress and die.wire contact length ratio by FEM simulation
Wire & Cable Technical Symposium, 75-82.
- NAM, W.J., BAE, C.M. (1995)
Void initiation and microstructural changes during wire drawing of pearlitic steels.
Materials Science and Engineering, **203**, 278-285.
- NAM, W.J., BAE, C.M., OH, S.J., KWON, S.J. (2000)
Effect of interlamellar spacing on cementite dissolution during wire drawing of pearlitic steel wires.
Scripta Materialia, **42**, 457-463.
- NEIMARLIJA, N. (1988)
Experimental testing and numerical simulation of temperature field in dies for dry steel wire drawing.
Wire Journal International, 74-83
- ONO, N., TSUCHIKAWA, T., NISHIMURA, S., KARASHIMA S. (1983)
Intergranular constraint and the Bauschinger Effect.
Materials Science and Engineering, **59**, 223-233.
- OVEJERO, E. (1998)
Fractura en ambiente agresivo de aceros perlíticos con distinto grado de trefilado.
Tesis Doctoral, Universidad de A Coruña.
- ÖVERSTAM, H. (2006)
The influence of bearing geometry on residual stress state on cold drawn wire.
Journal of Materials Processing Technology, **171**, 446-450.

PANASYUK, V.V., ANDREIKIV, O.Y., GEMBARA, O.V. (2000)

Hydrogen degradation of materials under long-term operation of technological equipment.

International Journal of Hydrogen Energy, **25**, 67-74.

PARK, Y.J., BERNSTEIN, I.M. (1979)

The process of crack initiation and effective grain size for cleavage fracture in pearlitic eutectoid steel.

Metallurgical Transactions, **10A**, 1653-1664.

PARKINS, R.N., ELICES, M., SÁNCHEZ-GÁLVEZ, V. (1981)

Some comments on the standardization of test methods for prestressing steel.

Proc. 3rd. FIP Symposium, FIP-Berkeley, Wesham Springs, Slough UK

PEDERSEN, O.B., BROWN, L.M., STOBBS, W.M. (1981)

The Bauschinger effect in copper.

Acta Metallurgica, **29**, 1843-1850.

PETERSON, R.E. (1974)

Stress concentration factors.

John Wiley and Sons Inc., New York.

PLUMTREE, A., ABDEL-RAOUF, H.A. (2001)

Cyclic stress-strain response and substructure.

International Journal of Fatigue, **23**, 799-805.

PRON, H., HENRY, J.F., FLAN, B., LUC, J., OFFERMANN, S., BEAUDOIN, J.L. (2002)

Estimation of residual stresses induced by shot-peening. Measurement of the thermal dissipation with an infrared camera.

International Journal of Thermal Sciences, **41**, 369-375.

PROVERBIO, E., LONGO, P. (2003)

Failure mechanisms of high strength steels in bicarbonate solutions under anodic polarization.

Corrosion Science, **45**, 2017-2030.

PROVERBIO, E., LONGO, P. (2004)

Reply to Discussion on “Failure mechanisms of high strength steels in bicarbonate solutions under anodic polarization” by L. Caballero.

Corrosion Science, **46**, 1821-1829.

PYZALLA, A. (2000)

Stress and strain measurements: X-rays and neutrons.

Physica B, **276-278**, 833-836.

QIAN, X., YAO, Z., CAO, Y., LU, J. (2005)

An inverse approach to construct residual stress existing in axisymmetric structures using BEM.

Engineering Analysis with Boundary Elements, **29**, 986-999.

READ, H.G., REYNOLDS, W.T., HONO, K., TARUI, T. (1997)

APFIM and TEM studies of drawn pearlitic wire.

Scripta Materialia, **37**, 1221-1230.

REES, D.W.A. (1981)

Anisotropic hardening theory and the Bauschinger effect.

Journal of Strain Analysis for Engineering Design, **16**, 85-95.

SADANANDA, K., VASUDEVAN, A. K. (2003)

Fatigue crack growth mechanism in steels

International Journal of Fracture, **25**, 899-914.

SADANANDA, K., VASUDEVAN, A. K., HOLTZ, R. L., LEE, E.U. (1999)

Analysis of overload effect and related phenomena

International Journal of Fracture, **21**, S233-S246.

SALEH, Y., MARGOLIN, H. (1979)

Bauschinger effect during cyclic straining for two ductile phase alloys.

Acta Metallurgica, **27**, 535-544.

SÁNCHEZ-GÁLVEZ, V. (1999)

Curso de comportamiento plástico de materiales.

Universidad Politécnica de Madrid. Madrid.

SEREBRINSKY, S., CARTER, E.A., ÓRTIZ, M. (2004)

A quantum mechanically informed continuum model of hydrogen embrittlement.

Journal of the Mechanics and Physics of Solids, **52**, 2403-2430.

SHEWMON, P. (1989)

Diffusion in Solids.

The Minerals, Metals and Materials Society, Pennsylvania.

SMITH, E. (1994)

Fracture assessment methods for steel and concrete structures: contrasts and similarities.

International Journal of Pressures Vessels and Pipping, **58**, 161-170.

SMITH, D.J., FARRAHI, G.H., ZHU, W.X., MCMAHON, C.A. (2001a)

Experimental measurement and FE simulation of interaction between residual stress and mechanical loading.

International Journal of Fatigue, **23**, 293-302.

SMITH, D.J., FARRAHI, G.H., ZHU, W.X., MCMAHON, C.A. (2001b)

Obtaining multiaxial residual stress distributions from limited measurements.

Materials Science and Engineering A, **23**, 281-291.

SMITH, R.A., MILLER, K.J. (1978)

Prediction of fatigue regimens in notched components

International Journal of Mechanical Sciences, **20**, 201-206.

SOFRONIS, P., McMEECKING, R.M. (1989)

Numerical analysis of hydrogen transport near a blunting crack tip.

Journal of the Mechanics and Physics of Solids, **37**, 317-350.

SOFRONIS, P., LUFRANO, J. (1999)

Interaction of local elastoplasticity with hydrogen: embrittlement effects.

Materials Science and Engineering A, **260**, 41-47.

SOWERBY, R., UKO D.K. (1979)

A review of certain aspects of the Bauschinger Effect in metals.

Materials Science and Engineering A, **41**, 43-58.

STOLZ, R.E., PELLOUX, R.M. (1974)

Cyclic deformation and Bauschinger effect in the Al-Cu-Mg alloys.

Scripta Metallurgica, **8**, 269-276.

SURESH, S. (1998)

Fatigue of materials.

Cambridge University Press. Cambridge.

TIMOSHENKO, S.P. (2002)

Resistencia de Materiales.

Thompson Paraninfo, Madrid.

TIWARI, G.P., BOSE, A., CHAKRAVARTTY, J.K., WADEKAR, S.L., TOTLANI, M.K. ARYA,

R.N., FOTEDAR, R.K. (2000)

A study of internal hydrogen embrittlement of steels.

Materials Science and Engineering A, **286**, 269-281.

TOLEDANO, M. (1998)

Fatiga y fractura de aceros perlíticos con distinto grado de trefilado.

Tesis Doctoral, Universidad de A Coruña.

TORIBIO, J. (1996)

Hydrogen plasticity interactions in pearlitic steel: a fractographic and numerical study.

Materials Science and Engineering A, **219**, 180-191.

TORIBIO, J. (1997)

Hydrogen embrittlement of prestressing steels: the concept of effective stress in design.

Materials & Design, **18**, 81-85.

TORIBIO, J. (1999)

Micromechanical modeling of time-dependent stress corrosion behavior of high strength steels.

Mechanics of Time-Dependent Materials, **2**, 229-244.

TORIBIO, J. (2000)

Numerical modelling of hydrogen embrittlement of cylindrical bars with residual stress field.

Journal of Strain Analysis, **35**, 189-203.

TORIBIO, J. (2004a)

Fracture of progressively drawn pearlitic steels under triaxial stress states.

Damage and Fracture Mechanics VIII, **8**, 3-12.

TORIBIO, J. (2004b)

Microstructure-based modelling of fracture in progressively drawn pearlitic steels.

Engineering Fracture Mechanics, **71**, 769-777.

TORIBIO, J. (2004c)

Relationship between microstructure and strength in eutectoid steels.

Materials Science and Engineering A, **387-389**, 227-230.

TORIBIO, J., AYASO, J. (2001)

Fracture performance of progressively drawn pearlitic steel under triaxial stress states.

Materials Science, **37 (5)**, 707-717.

TORIBIO, J., AYASO, J. (2002a)

Micromechanics of fracture in notched samples of high drawn steels.

International Journal of Fracture, **115**, L29-L34.

TORIBIO, J., AYASO, J. (2002b)

Investigation of the type of cleavage related to anisotropic fracture in heavily drawn steels.

Journal of Materials Science Letters, **21**, 1509-1512.

TORIBIO, J., AYASO, J. (2003)

Anisotropic fracture behaviour of cold drawn steel: a materials science approach.

Materials Science and Engineering A, **343**, 265-272.

TORIBIO, J., AYASO, J. (2004)

Optimization of round-notched specimen for hydrogen embrittlement testing of materials.

Journal of Materials Science Letters, **39**, 4675-4678.

TORIBIO, J., AYASO, F.J., GONZÁLEZ, B., MATOS, J.C., VERGARA, D., LORENZO, M. (2006)

De las pseudocolonias perlíticas y su papel como iniciadores de rotura en aceros fuertemente trefilados.

INASMET **93**, 95-106.

TORIBIO, J., CORTÉS, R., CABALLERO, L., VALIENTE, A. (1998)

An integrated approach to the modelling of hydrogen assisted failure in 316L steel.

Fusion Engineering and Design, **41**, 91-96.

TORIBIO, J., ELICES, M. (1991)

Influence of residual stresses on hydrogen embrittlement susceptibility of prestressing steels.

International Journal of Solids and Structures, **28**, 791-803.

TORIBIO, J., KHARIN, V. (1997a)

K-dominance condition in hydrogen assisted cracking: the role of the farfield.

Fatigue and Fracture Engineering Materials and Structures, **20**, 729-745.

TORIBIO, J., KHARIN, V. (1997b)

The effect of history on hydrogen assisted cracking 1: coupling of hydrogenation and crack growth.

International Journal of Fracture, **88**, 233-245.

TORIBIO, J., KHARIN, V. (1997c)

The effect of history on hydrogen assisted cracking 2: a revision of *K*-dominance.

International Journal of Fracture, **88**, 247-258.

TORIBIO, J., KHARIN, V. (1998a)

The meaning of thresholds in hydrogen assisted cracking.

Materials Science, **34**, 476-489.

TORIBIO, J., KHARIN, V. (1998b)

Evaluation of hydrogen assisted cracking: the meaning and significance of the fracture mechanics approach.

Nuclear Engineering and Design, **182**, 149-163.

TORIBIO, J., KHARIN, V. (1999a)

Role of fatigue crack closure stresses in hydrogen assisted cracking.

Advances in fatigue crack closure measurement and analysis. Second volume. ASTM STP 1343, Philadelphia.

TORIBIO, J., KHARIN, V. (1999b)

Fracture mechanics approach to hydrogen assisted cracking: analysis of *K*-dominance condition.

Materials Science, **35**, 461-476.

TORIBIO, J., KHARIN, V. (2000a)

A hydrogen diffusion model for applications in fusion nuclear technology.

Fusion Engineering and Design, **51-52**, 213-218.

TORIBIO, J., KHARIN, V. (2000b)

Role of cyclic pre-loading in hydrogen assisted cracking.

ASTM STP, **1401**, 329-342.

TORIBIO, J., KHARIN, V. (2002)

Influence of cyclic preloading on the hydrogen degradation of materials.

Materials Science, **38**, 514-525.

TORIBIO, J., KHARIN, V. (2004)

Role of crack tip mechanics on stress corrosion cracking of high strength steels.

International Journal of Fracture, **126**, L57-L62.

TORIBIO, J., KHARIN, V. (2006)

Crack tip stress and strain fields during cyclic loading and effect of overload.

International Journal of Fracture, **139**, 333-340.

TORIBIO, J., LANCHÁ, A.M. (1995)

Stress corrosion behavior of high strength steels: design on the basis of the crack growth kinetics curve.

Materials & Design, **16**, 283-288.

TORIBIO, J., LANCHÁ, A.M. (1996)

Overload retardation effect on stress corrosion behavior of prestressing steels.

Construction and Building Materials, **10**, 501-505.

TORIBIO, J., LANCHÁ, A.M., ELICES, M. (1991)

Macroscopic variables governing the microscopic fracture of pearlitic steels.

Materials Science and Engineering A, **145**, 167-177.

TORIBIO, J., LANCHÁ, A.M., ELICES, M. (1992)

The tearing topography surface as the zone associated with hydrogen embrittlement processes in pearlitic steel.

Metallurgical Transactions, **23A**, 1573-1584.

TORIBIO, J., OVEJERO, E. (1997)

Microstructure evolution in a pearlitic steel subjected to progressive plastic deformation.

Materials Science and Engineering A, **234-236**, 579-582.

TORIBIO, J., OVEJERO, E. (1998a)

Effect of cumulative cold drawing on the pearlite interlamellar spacing in eutectoid steel.

Scripta Materialia, **39**, 323-328.

TORIBIO, J., OVEJERO, E. (1998b)

Effect of cold drawing on microstructure and corrosion performance of high strength steels.

Mechanics of Time-Dependant Materials, **1**, 307-319.

TORIBIO, J., OVEJERO, E. (1998c)

Microstructure orientation in a pearlitic steel subjected to progressive plastic deformation.

Journal of Materials Science Letters, **17**, 1037-1040.

TORIBIO, J., OVEJERO, E. (1999a)

Role of crack tip blunting in stress corrosion cracking on high strength steels.

International Journal of Fracture, **98**, L31-L36.

TORIBIO, J., OVEJERO, J. (1999b)

Corrosion assisted cracking in progressively drawn pearlitic steels: a materials science approach.

Materials Science, **35**, 802-810.

TORIBIO, J., OVEJERO, E. (1999c)

Micromechanics of hydrogen assisted cracking in progressively drawn steels.

Scripta Materialia, **40**, 943-948.

TORIBIO, J., SÁNCHEZ-GÁLVEZ, V., ASTIZ, M.A. (1991)

Stress intensification in cracked shank of tightened bolt.

Theoretical and Applied Fracture Mechanics, **15**, 85-97.

TORIBIO, J., TOLEDANO, M. (2000)

Fatigue and fracture performance of cold drawn wires for prestressed concrete.

Construction and Building Materials, **14**, 47-53.

TORIBIO, J., VALIENTE, A. (2006)

Failure analysis of cold drawn eutectoid steel wires for prestressed concrete.

Engineering Failure Analysis, **13**, 301-311.

TORIBIO, J., VALIENTE, A., CORTÉS, R., CABALLERO, L. (1995)

Modelling hydrogen embrittlement in 316L austenitic stainless steel for the first wall of the Next European Torus.

Fusion Engineering and Design, **29**, 442-447.

TORIBIO, J., VASSEUR, E. (1997)

Hydrogen assisted microdamage evolution in pearlitic steel.

Journal of Materials Science Letters, **16**, 1345-1348.

TORRES, M.A.S., VOORWALD, H.J.C. (2002)

An evaluation of shot peening, residual stress and stress relaxation on the fatigue life of AISI 4340 steel.

International Journal of Fatigue, **24**, 877-886.

TURKMEN, H.S., DAWSON, P.R., MILLER, M.P. (2000)

The evolution of crystalline stresses of a polycrystalline metal during cyclic loading.

International Journal of Plasticity, **18**, 941-949.

UNE (1986)

Norma UNE 36464: Armaduras de hormigón pretensado–Ensayo de fragilización por hidrógeno–Método del tiocianato amónico.

AENOR, Madrid.

VALIENTE, A. (2006)

Especificaciones y dispersión de resultados en el ensayo FIP de corrosión bajo tensión.

Anales de Mecánica de la Fractura, **23**, 629-634.

VALIENTE, A., ELICES, M. (1998)

Premature failure of prestressed steel bars.

Engineering Failure Analysis, **5**, 219-227.

VALIENTE, A., RUÍZ, G.H., ELICES, M. (2005)

A probabilistic model for pearlite-induced cleavage of a plain carbon structural steel.

Engineering Fracture Mechanics, **72**, 709-728.

VAN ACKER, K., ROOT, J., VAN HOUTTE, P., AERNOUDT, E. (1996)

Neutron diffraction measurement of the residual stress in the cementite and ferrite phases of cold-drawn steel wires.

Acta Materialia, **44**, 4039-4049.

VAN LEEUWEN, H.P. (1974)

Analyse quantitative de la fragilisation par l'hydrogène.

Memoirs Scintifique Revue de Metallurgie, **71**, 509-525.

VÁZQUEZ, M. (2001)

El Método de los elementos finitos aplicado al análisis estructural.

Ed. Noela, Madrid.

VENKATA, N., DIXIT, P.M., LAL, G.K. (2000)

Ductile fracture criteria and its prediction in axisymmetric drawing.

International Journal of Machine Tools & Manufacture, **40**, 95-111.

VERGARA, D. (2007)

Fragilización por hidrogeno de aceros de pretensado sometidos a estados triaxiales de tensión.

Tesis Doctoral, Universidad de Salamanca.

VOGT, J.B., MAGNIN, T., FOCT, J. (1993)

Effective stress and microstructure in cyclically deformed 316L austenitic stainless steel.

Fatigue and Fracture Engineering Materials and Structures, **16**, 555-564.

WALTERS, J., KURTZ, S., WU, W., TANG, J. (1997)

The “state of the art” in cold forming simulation.

Journal of Materials Processing Technology, **47**, 201-229.

WANG, M., AKIYAMA, E., TSUZAKI, K. (2005)

Crosshead speed dependence of the notch tensile strength of a high strength steel in the presence of hydrogen.

Scripta Materialia, **53**, 713-718.

WEBSTER, G.A., EZEILO, A.N. (2001)

Residual stress distributions and their influence on fatigue lifetimes.

International Journal of Fatigue, **23**, S375-S383.

WEBSTER, P.J., MILLS, G. (1998)

Neutron diffraction measurement of the residual stress in the cementite and ferrite phases of cold-drawn steel wires.

Physica B, **241-243**, 1270-1273.

WEBSTER, G.A., WIMPORY, G. (1998)

Non destructive measurements of residual stress by neutron diffraction.

Journal of Materials Processing and Technology, **117**, 395-399.

- WELTER, G. (1949)
Metallurgica. Part I.
Acta Metallurgica, **34**, 1097-1105.
- WHITERS, P.J., BHADESHIA, H.K.D.H. (2008a)
Residual stress. Part 1: measurement techniques.
Materials Science and Technology, **17**, 355-365.
- WHITERS, P.J., BHADESHIA, H.K.D.H. (2008b)
Residual stress Part 2: nature and origins.
Materials Science and Technology, **17**, 366-375.
- WOODTLI, J., KIESELBACH, R. (2000)
Damage due to hydrogen embrittlement and stress corrosion cracking.
Engineering Failure Analysis, **7**, 427-450.
- WOOLEY, R.L. (1953)
The Bauschinger effect in some face centred and bodycentred cubic metals.
Philosophical Magazine, **44**, 597-618.
- WRIGHT, R. (1997)
Physical conditions in the lubricant layer.
Wire Journal International, 88-92.
- YOKOBORI, T., NEMOTO, T., SATOH, K., YAMADA T. (1996)
Numerical analysis on hydrogen diffusion and concentration in solid with emission around the crack tip.
Engineering Fracture Mechanics, **55**, 47-60.
- YOSHIOKA, M., UENO, A., KISHIMOTO, H. (2004)
Analysis of hydrogen behaviour in crack growth tests of γ -TiAl by means of the hydrogen microprint technique.
Intermetallics, **12**, 23-31.

YOUNG, W.C., BUDYNAS, R.G. (2001)

Roark's formulas for stress and strains.

McGraw Hill, Maidenhead.

ZEREN, A., ZEREN, M. (2003)

Stress relaxation properties of prestressed steel wires.

Journal of Materials Processing Technology, **141**, 86-92.

ZIENKIEWICZ, O.C., MORGAN, K. (1983)

Finite elements and approximation.

Wiley-Interscience, Singapore.

ZIENKIEWICZ, O.C., TAYLOR, R.L. (1994)

El método de los elementos finitos: formulación básica y problemas lineales.

McGraw Hill, Madrid.

ZIENKIEWICZ, O.C., WOOD, W.L., HINE, N.W., TAYLOR, R.L. (1984)

A unified set of single step algorithms. Part 1: general formulation and applications.

International Journal for Numerical Methods in Engineering **20**, 1592-1552.

ZHUANG, W.Z., HALFORD, G.R. (2001)

Investigation of residual stress relaxation under cyclic load.

International Journal of Fatigue, **21**, S31-S37.

ZOLOTOREVSKY, N.Y., KRIVONOSOVA, N.Y. (1996)

Effect of ferritic crystals plastic anisotropy on residual stress in cold drawn steel wire.

Materials Science and Engineering, **203**, 278-285.