

UNIVERSIDAD POLITÉCNICA DE MADRID
Escuela Técnica Superior de Ingenieros de Caminos, Canales y Puertos



**Seguridad estructural de barras de
acero de alta resistencia para la
construcción en ambientes agresivos**

TESIS DOCTORAL

Presentada para optar al título de Doctor por:

Patricia Santos Sánchez

Ingeniera Geóloga

Madrid, 2025



UNIVERSIDAD POLITÉCNICA DE MADRID
Escuela Técnica Superior de Ingenieros de Caminos,
Canales y Puertos

**Doctorado en Ingeniería de Estructuras, Cimentaciones y
Materiales**

**Seguridad estructural de barras de
acero de alta resistencia para la
construcción en ambientes agresivos**

TESIS DOCTORAL

Presentada para optar al título de Doctor por:

Patricia Santos Sánchez

Ingeniera Geóloga

Bajo la dirección de:

Dra. Mihaela Iordachescu

Dr. Andrés Valiente Cancho

Madrid, 2025

Título: Seguridad estructural de barras de acero de alta resistencia para la construcción en ambientes agresivos

Autor: Patricia Santos Sánchez

Programa de Doctorado: Doctorado en Ingeniería de Estructuras, Cimentaciones y Materiales

Dirección de tesis:

Dra. Mihaela Iordachescu, Catedrática de Universidad, UPM (Directora)

Dr. Andrés Valiente Cancho, Profesor Emérito, UPM (Codirector)

Revisores externos:

Tribunal de tesis:

Fecha de defensa:

Esta tesis ha sido parcialmente financiada por el Ministerio de Ciencia e Innovación, mediante los proyectos PRE_2019-088263 y Seguridad estructural de barras de acero de alta resistencia para la construcción en ambientes agresivos-SEBARCA RTI2018-097221-B-I00 (UPM-OTT).

*Podemos encontrarnos con muchas derrotas,
pero no debemos ser vencidos.
(Maya Angelou)*

Agradecimientos

Quiero aprovechar esta página para que quede reflejado mi más sincero agradecimiento a mis dos directores de tesis, la profesora Mihaela Iordachescu y el profesor Andrés Valiente Cancho. Han sido la guía principal para poder llevar a cabo este trabajo. Gracias por vuestra paciencia, dedicación y rigurosidad, que me han permitido aprender y crecer como investigadora y persona a lo largo de estos años. Sin vosotros, no habría sido posible llegar hasta aquí.

También quiero expresar mi profundo agradecimiento a mis compañeros y al personal técnico, que me acogieron con los brazos abiertos desde el primer momento, poniendo de manifiesto la gran calidad humana que tienen. Deseo hacer especial mención a aquellos con los que he tenido la suerte de trabajar de forma más estrecha, que me han facilitado mi día a día con su buena disposición a la hora de resolver cualquier duda e imprevisto y son un ejemplo para mí, es un orgullo haber podido trabajar codo con codo con todos vosotros.

Por último, reflejo en este párrafo mi gratitud a mis padres, Trini y Cele, por haber confiado en mí siempre, por sus palabras de aliento y por su cariño incondicional; y a mi marido, Iván, por ser mi pilar en los momentos de duda, por creer en mí más que yo misma, por ofrecerme su apoyo en los días difíciles y por celebrar conmigo cada pequeño logro.

Abstract

The thesis addresses a critical aspect of the mechanical behavior of high-strength steel bars of lath martensitic microstructure, recently developed for highly demanding Civil Engineering applications related to Structural Integrity. The analyzed aspect was the bar steel resistance to fracture and to hydrogen-assisted cracking, i.e., crack growth under mechanical loading, in an inert medium and, in an aggressive environment, capable of steel embrittlement by hydrogen absorption. The research has focused on two complementary lines: experimental and theoretical.

The experiments involved fracture tests according to BS-8571 in both environments using pre-cracked SENT tensile specimens extracted from the bars. The tests carried out in the aggressive medium were made by adapting the strain measurement system involving conventional extensometry into the BS-8571, to a computerized video extensometry system. The main experimental results were the applied load - CMOD and the J-integral - CMOD for each crack size tested. The shape of these curves suggested the use of cohesive crack as a possible theoretical model for predicting them.

The theoretical prediction of the test curves from the Dugdale cohesive model required its application to the SENT specimens after previous determination of the crack faces displacement fields. The corresponding theoretical developments were carried out based on the Green's function proposed by Chell and the reciprocity theorem reformulated by Rice for cracked Hookean solids, and that allowed obtaining the test curves as function of crack size and the cohesive strength of the steel, as a material constant. These predictions reproduce the tests results with the cohesive strength as unique freedom degree, which leads to its determination by simple fitting.

The comparison of cohesive strength values obtained for the inert medium and the aggressive environment allowed the quantitative assessment of the embrittlement effect, which causes a loss of cohesive strength exceeding 40%. This sensitivity to hydrogen embrittlement is perfectly consistent with the micromechanisms that produce it, namely HELP and HEDE, since the microscopic effects of both enhance the cohesive zone behavior. The HELP micromechanism localizes and intensifies plastic deformation, and the HEDE micromechanism reduces the local stress level required for this, favoring the loss of cohesion between the microstructural components.

Resumen

La tesis aborda un aspecto crítico del comportamiento mecánico de barras de acero de alta resistencia con microestructura martensítica de listones, recientemente desarrolladas para funciones de Ingeniería Civil muy comprometidas con la integridad estructural. El aspecto analizado es la resistencia del acero de las barras a la fractura y a la fisuración asistida por hidrógeno, es decir al crecimiento de fisuras por carga mecánica, tanto en ambiente inerte como en ambiente agresivo, capaz de fragilizar al acero por absorción de hidrógeno. La investigación se ha centrado en 2 vías complementarias, experimental y teórica respectivamente.

Los experimentos han consistido en la realización de ensayos de fisuración según la norma BS-8571 en ambos ambientes con probetas de tracción de configuración SENT extraídas de las barras y prefisuradas. Los ensayos realizados en ambiente fragilizante han sido posibles mediante la adaptación del sistema de medida de deformaciones con extensometría convencional de la norma a un sistema de vídeo-extensometría computarizada. Los experimentos han propiciado la obtención de las curvas que relacionan la carga aplicada y la integral J con el CMOD para cada tamaño de fisura ensayado. La forma de estas curvas ha sugerido el uso de la fisura cohesiva como posible modelo teórico capaz de predecirlas.

La predicción teórica de las curvas de ensayo a partir del modelo cohesivo de Dugdale ha requerido la aplicación del modelo a las probetas SENT previa determinación de los campos de desplazamiento de las caras de la fisura involucrados. Los desarrollos teóricos correspondientes se han realizado a partir de la función de Green propuesta por Chell y del teorema de reciprocidad reformulado por Rice para sólidos hookeanos fisurados, y han permitido deducir las curvas buscadas en función del tamaño de fisura y de la resistencia cohesiva del acero, como constante del material. Estas predicciones reproducen los resultados de los ensayos con la resistencia cohesiva como único grado de libertad, lo que conduce a su determinación por ajuste simple.

La comparación de los valores de la resistencia cohesiva obtenidos para ambiente inerte y para ambiente fragilizante han permitido valorar cuantitativamente el efecto de la fragilización, que causa una pérdida de resistencia cohesiva superior al 40%. La sensibilidad de esta magnitud a la fragilización por hidrógeno es perfectamente consistente con los micromecanismos que la producen, HELP y HEDE, por cuanto los efectos microscópicos de ambos contribuyen a potenciar el comportamiento de la zona cohesiva. El micromecanismo HELP localiza e intensifica la deformación plástica, y el micromecanismo HEDE reduce el nivel tensional local necesario para ello, favoreciendo la pérdida de cohesión entre los componentes microestructurales.

Tabla de Contenido

<i>Agradecimientos</i>	v
<i>Abstract</i>	vii
<i>Resumen</i>	ix
<i>Lista de Figuras</i>	xiii
<i>Lista de Tablas</i>	xix
<i>Abreviaturas y Acrónimos</i>	xxi
CAPÍTULO 1. JUSTIFICACIÓN, OBJETIVOS, PLANTEAMIENTO Y ANTECEDENTES DE LA TESIS	1
1.1. JUSTIFICACIÓN	2
1.2. OBJETIVOS DE LA TESIS	3
1.3. PLANTEAMIENTO Y ESTRUCTURA DE LA TESIS.....	4
1.4. ANTECEDENTES	8
1.4.1. Acero de alta resistencia con microestructura martensítica de listones.....	8
1.4.2. Metodología de ensayo de fisuración asistida por hidrógeno.....	11
1.4.3. Procesos de daño asociados a la fisuración asistida por hidrógeno	19
1.4.4. Bases para la aplicación del modelo cohesivo a las probetas SENT.....	21
CAPÍTULO 2. CARACTERIZACIÓN DE LAS BARRAS DE ACERO DE ALTA RESISTENCIA Y METODOLOGÍA EXPERIMENTAL	25
2.1. COMPOSICIÓN QUÍMICA DEL ACERO DE LAS BARRAS	26
2.2. MICROESTRUCTURA DEL ACERO DE LAS BARRAS.....	27
2.2.1. Procedimiento experimental.....	27
2.2.2. Resultados del análisis microestructural	28
2.3. COMPORTAMIENTO A TRACCIÓN DEL ACERO DE LAS BARRAS	32
2.3.1. Procedimiento experimental.....	33
2.3.2. Resultados de los ensayos	34
2.4. MEDIDAS DE DUREZA DEL ACERO DE LAS BARRAS.....	37
2.4.1. Procedimiento experimental.....	37
2.4.2. Resultados experimentales	39
2.5. MEDIDAS DE TENACIDAD DEL ACERO DE LAS BARRAS.....	42
2.5.1. Procedimiento experimental y resultados.....	43
2.6. MEDIDAS DE RESISTENCIA A LA FATIGA DEL ACERO DE LAS BARRAS.....	56
2.6.1. Procedimiento experimental.....	56
2.6.2. Resultados experimentales	57

2.7. RESISTENCIA DEL ACERO DE LAS BARRAS AL CRECIMIENTO DE GRIETA EN MEDIO INERTE ...	67
2.7.1. Procedimiento experimental.....	68
2.7.2. Resultados experimentales	70
2.7.3. Valores experimentales de integral J en medio inerte	74
2.8. ENSAYOS DE PROPAGACIÓN DE FISURAS EN MEDIO FRAGILIZANTE.....	78
2.8.1. Procedimiento experimental.....	79
2.8.2. Resultados experimentales	81
2.8.3. Valores experimentales de la integral J en medio fragilizante	84
2.9. MORFOLOGÍAS DE FRACTURA Y MICRO-MECANISMOS DE DAÑO.....	87
2.9.1. Análisis fractográfico de la propagación de fisuras en los ensayos de tenacidad J	88
CAPÍTULO 3. APLICACIÓN DEL MODELO COHESIVO A LAS PROBETAS SENT	97
3.1. TAMAÑO DE LA FISURA COHESIVA	98
3.2. PERFIL DE LA FISURA COHESIVA DEFORMADA.....	99
3.3. APERTURA FRONTAL DE LA FISURA (CMOD)	100
3.4. APERTURA DEL FRENTE DE FISURA (CTOD)	103
3.5. INTEGRAL J	105
CAPÍTULO 4. CONTRASTE DE RESULTADOS EXPERIMENTALES Y PREDICCIONES TEÓRICAS	113
4.1. COMPATIBILIDAD DE LA RESISTENCIA A LA FISURACIÓN DEL ACERO DE LAS BARRAS CON EL MODELO COHESIVO.....	114
4.2. CARACTERIZACIÓN DEL COMPORTAMIENTO COHESIVO DEL ACERO DE LAS BARRAS EN AMBIENTE INERTE	116
4.3. CARACTERIZACIÓN DEL COMPORTAMIENTO COHESIVO DEL ACERO DE LAS BARRAS EN AMBIENTE FRAGILIZANTE	122
4.4. COMPATIBILIDAD DEL MODELO COHESIVO CON LOS MICROMECHANISMOS DE FRAGILIZACIÓN POR HIDRÓGENO DEL ACERO DE LAS BARRAS	127
CAPÍTULO 5. CONCLUSIONES Y LÍNEAS FUTURAS DE INVESTIGACIÓN	129
BIBLIOGRAFÍA	135
ANEXO A. RESUMEN DE LOS DATOS DE LAS PROBETAS SENT ENSAYADAS	145
ANEXO B. PUBLICACIONES REALIZADAS DURANTE EL DESARROLLO DE LA TESIS	165

Lista de Figuras

Figura 1.4.1:Subestructuras en la microestructura martensítica de listones.	10
Figura 1.4.2:Configuraciones CT y SEB de probetas para ensayos de resistencia a la propagación de fisuras mediante la integral J.	14
Figura 1.4.3: Configuración de probeta SENT para ensayos de resistencia a la propagación de fisuras mediante la integral J	16
Figura 1.4.4: Determinación de la apertura CMOD en la probeta SENT a partir de medidas de aperturas COD sobre la cara de la probeta que contiene la boca de la fisura.	17
Figura 1.4.5: Factor de intensidad de tensiones de la probeta SENT para la carga de ensayo	23
Figura 1.4.6: Función de Green de la probeta SENT y factor de intensidad de tensiones para carga arbitraria sobre las caras de la fisura.	24
Figura 2.2.1: Corte de las barras para el análisis microestructural	28
Figura 2.2.2: Microestructura del acero estudiados en planos a) transversales y b) axiales	29
Figura 2.2.3: Inclusión de nitruro de titanio (TiN)	29
Figura 2.2.4: Inclusión de calcio-aluminio	30
Figura 2.2.5: Inclusión de óxido de aluminio (Al_2O_3).....	30
Figura 2.2.6: Inclusión de sulfuro de manganeso (MnS)	31
Figura 2.2.7: Inclusión de sulfuro de aluminio (Al_2S_3)	31
Figura 2.2.8: Inclusión de óxido de aluminio-magnesio	32
Figura 2.3.1:Esquema de las probetas cilíndricas para ensayos de tracción simple, orientadas paralelamente al eje longitudinal de las barras	33
Figura 2.3.2: de las probetas cilíndricas para ensayos de tracción simple, orientadas paralelamente al eje longitudinal de las barras	34
Figura 2.3.3: Probetas cilíndricas ensayadas a tracción para la caracterización del acero de las barras.....	35
Figura 2.3.4: Curvas tensión-deformación obtenidas a partir de los ensayos de tracción realizados en a) probetas axiales y b) probetas transversales	35
Figura 2.3.5: Ensayo de tracción según la dirección axial de las barras: a) superficie de fractura; b) Perfil de estricción.....	36

Figura 2.3.6: Superficie de fractura en un ensayo de tracción según la dirección transversal de las barras.....	37
Figura 2.4.1: Muestra empleada para la nano-indentación de la sección axial de las barras; b) Matriz de nano-indentación adoptada	38
Figura 2.4.2: a) Líneas de indentación de micro-dureza Vickers en las secciones transversal y axial de las barras; b) Detalle de una indentación.....	38
Figura 2.4.3: Curvas carga-penetración obtenidas de los ensayos de nano-indentación para las fases a) ferrítica y b) martensítica.....	40
Figura 2.4.4: Micro-dureza Vickers medida sobre las secciones axial y transversal de las barras	41
Figura 2.5.1: Geometría de probetas Chevron-Notch: a) SBS con sección rectangular (Barker, 1977); b) SBS con sección circular.....	44
Figura 2.5.2: a) Configuración de las probetas SBS de sección rectangular empleadas; b) Ensayo para determinar la tenacidad con probetas SBS	45
Figura 2.5.3: Curvas carga-CMOD registradas en los ensayos de tenacidad de las probetas SBS a) de 12 mm de espesor y b) de 16 mm de espesor	47
Figura 2.5.4: a) Superficie de fractura de una probeta SBS ensayada y b) detalle del frente de fisura.....	47
Figura 2.5.5: a) Configuración y dimensiones de las probetas cilíndricas empleadas para medir la tenacidad; b) Montaje del ensayo	49
Figura 2.5.6: Configuración de la fisura de fatiga en los ensayos de tenacidad con probetas cilíndricas	50
Figura 2.5.7: Curvas carga-CMOD obtenidas en los ensayos de tenacidad con probetas cilíndricas	51
Figura 2.5.8: Sección transversal de rotura a) y sección axial de simetría b) de la probeta C3, con detalles del perfil axial en las zonas de fatiga d), de fractura e) y de transición entre ambas c).....	54
Figura 2.5.9: Probeta C3: Fractografías de las zonas de fatiga a) y rotura d); Cavidades e inclusiones de la zona de fatiga b), c) y rotura e), f), g) h)	55
Figura 2.6.1: Ensayo de fatiga C2 a) Sección transversal de la probeta con la fisura de fatiga y sus frentes sucesivos; b) Registros carga-COD de las descargas estáticas parciales entre escalones de carga cíclica	58

Figura 2.6.2: Ensayo de fatiga C3 a) Sección transversal de la probeta con la fisura de fatiga y sus frentes sucesivos; b) Registros carga-COD de las descargas estáticas parciales entre escalones de carga cíclica	59
Figura 2.6.3: Ensayo de fatiga C5 a) Sección transversal de la probeta con la fisura de fatiga y sus frentes sucesivos; b) Registros carga-COD de las descargas estáticas parciales entre escalones de carga cíclica	60
Figura 2.6.4: Ensayo de fatiga C6 a) Sección transversal de la probeta con la fisura de fatiga y sus frentes sucesivos; b) Registros carga-COD de las descargas estáticas parciales entre escalones de carga cíclica	61
Figura 2.6.5: Ensayo de fatiga C7 a) Sección transversal de la probeta con la fisura de fatiga y sus frentes sucesivos; b) Registros carga-COD de las descargas estáticas parciales entre escalones de carga cíclica	62
Figura 2.6.6: Ensayo de fatiga C8 a) Sección transversal de la probeta con la fisura de fatiga y sus frentes sucesivos; b) Registros carga-COD de las descargas estáticas parciales entre escalones de carga cíclica	63
Figura 2.6.7: Ensayo de fatiga C9 a) Sección transversal de la probeta con la fisura de fatiga y sus frentes sucesivos; b) Registros carga-COD de las descargas estáticas parciales entre escalones de carga cíclica	64
Figura 2.6.8: Evolución de la profundidad relativa de fisura con el número de ciclos en los siete ensayos realizados	65
Figura 2.6.9: Ensayos de fatiga a) Evolución de la profundidad de fisura con el área fisurada; b) Crecimiento de la fisura por ciclo de carga	66
Figura 2.7.1: Probetas SENT empleadas para medir la tenacidad J	68
Figura 2.7.2: a) Esquema de la probeta y de cómo se coloca el extensómetro virtual en el ensayo en medio inerte; b) Montaje de un ensayo en medio inerte	69
Figura 2.7.3: Curvas F-CMOD de los ensayos de tenacidad J en medio inerte a) con descargas b) sin descargas.....	70
Figura 2.7.4: Evolución del tamaño de fisura en los ensayos de tenacidad J según las rigideces de descarga	71
Figura 2.7.5: a) Curva carga-CMOD del ensayo D2 ₁ de tenacidad J en medio inerte con descargas; b) Campos de deformaciones a lo largo del ensayo	73
Figura 2.7.6: a) Curva carga-CMOD del ensayo I1 ₁ de tenacidad J en medio inerte con interrupción en carga máxima; b) Campos de deformaciones a lo largo del ensayo	74

Figura 2.7.7: Curvas carga-CMOD e Integral J-CMOD de los ensayos de tenacidad J en medio inerte D1 _I y D2 _I	75
Figura 2.7.8: Curvas carga-CMOD e Integral J-CMOD de los ensayos de tenacidad J en medio inerte D3 _I y I1 _I	76
Figura 2.7.9: Curvas carga-CMOD e Integral J-CMOD de los ensayos de tenacidad J en medio inerte R1 _I y R2 _I	76
Figura 2.7.10: Curvas carga-CMOD e Integral J-CMOD de los ensayos de tenacidad J en medio inerte R3 _I y R4 _I	77
Figura 2.7.11: Curvas carga-CMOD e Integral J-CMOD del ensayo de tenacidad J en medio inerte R5 _I	77
Figura 2.8.1: Dispositivo experimental para los ensayos de tenacidad J en medio FIP.....	80
Figura 2.8.2: Curvas carga-CMOD de los ensayos de tenacidad J en medio FIP a) sin descargas y b) con descargas	82
Figura 2.8.3: a) Curva carga-CMOD del ensayo I1 _{FIP} de tenacidad J en medio FIP con interrupción en carga máxima; b) Campo de deformaciones ϵ_y a lo largo del ensayo	83
Figura 2.8.4: Curvas carga-CMOD e Integral J-CMOD de los ensayos de tenacidad J en medio FIP D1 _{FIP} y D2 _{FIP}	85
Figura 2.8.5: Curvas carga-CMOD e Integral J-CMOD de los ensayos de tenacidad J en medio FIP D3 _{FIP} y I1 _{FIP}	85
Figura 2.8.6: Curvas carga-CMOD e Integral J-CMOD de los ensayos de tenacidad J en medio FIP I2 _{FIP} y I3 _{FIP}	86
Figura 2.8.7: Curvas carga-CMOD e Integral J-CMOD de los ensayos de tenacidad J en medio FIP I4 _{FIP} y R1 _{FIP}	86
Figura 2.8.8: Curvas carga-CMOD e Integral J-CMOD del ensayo de tenacidad J en medio FIP R2 _{FIP}	87
Figura 2.9.1: Superficie de fractura del ensayo R1 _I de tenacidad J en ambiente inerte, con detalles de las morfologías de inicio y propagación	88
Figura 2.9.2: Superficie de fractura del ensayo D2 _I de tenacidad J en ambiente inerte, con detalles de las morfologías de inicio y propagación	89
Figura 2.9.3: Superficie de fractura del ensayo R2 _{FIP} de tenacidad J en ambiente fragilizante, con detalles de las morfologías de inicio y propagación	90

Figura 2.9.4: Superficie de fractura del ensayo $D1_{FIP}$ de tenacidad J en ambiente fragilizante, con detalles de las morfologías de inicio y propagación	91
Figura 2.9.5: Superficie de fractura del ensayo doble $I1_{FIP}-R2_I$ de tenacidad J en ambiente fragilizante e inerte, con detalles de las morfologías de inicio y propagación	93
Figura 2.9.6: Superficie de fractura del ensayo $R2_{FIP}$ de tenacidad J en ambiente fragilizante, con detalles de las morfologías de fractura inestable y colapso final	94
Figura 2.9.7: Microhuecos en los ensayos a) $R1_I$, b) $I1_{FIP}-R2_I$	95
Figura 2.9.8: a) Corte transversal de la probeta $I1_{FIP}-R2_I$, b) Detalle del perfil (b) y Superficie de fractura (c) correspondientes con la zona enmarcada en a).....	96
Figura 3.1.1: Contribuciones al factor de intensidad de tensiones nulo del frente de la fisura cohesiva de la probeta SENT	98
Figura 3.3.1: Curvas carga-CMOD (apertura frontal) de la probeta SENT que predice el modelo cohesivo para diferentes tamaños relativos $\tilde{a} = a/W$ de fisura física	102
Figura 3.5.1: Representación gráfica integral j	106
Figura 3.5.2: Valores de la integral J en función del CMOD según el modelo cohesivo para probetas SENT con diferentes tamaños relativos de fisura ($\tilde{a} = a/W$)	108
Figura 3.5.3: Correlación entre el tamaño relativo de fisura $\tilde{a} = a/W$ y la pendiente uniforme de las curvas integral J-CMOD ($J-\omega_M$) en probetas SENT con comportamiento cohesivo.....	109
Figura 3.5.4: Ejemplo de aplicación del modelo cohesivo con datos de ensayos de fisuración tomados de (Teixeira <i>et al.</i> , 2018) para probetas SENT de aceros de dos tipos.	110
Figura 4.2.1: Valores de la resistencia cohesiva Y determinadas por los ensayos de tenacidad J en medio inerte $D1_I$ y $D2_I$	117
Figura 4.2.2: Valores de la resistencia cohesiva Y determinadas por los ensayos de tenacidad J en medio inerte $D3_I$ y $I1_I$	118
Figura 4.2.3: Valores de la resistencia cohesiva Y determinadas por los ensayos de tenacidad J en medio inerte $R1_I$ y $R2_I$	118
Figura 4.2.4: Valores de la resistencia cohesiva Y determinadas por los ensayos de tenacidad J en medio inerte $R3_I$ y $R4_I$	119
Figura 4.2.5: Valores de la resistencia cohesiva Y determinadas por los ensayos de tenacidad J en medio inerte $R5_I$	119
Figura 4.2.6: Valores de la resistencia cohesiva resultantes de los ensayos de tenacidad J en medio inerte	120

Figura 4.3.1: Valores de la resistencia cohesiva Y determinados por los ensayos de tenacidad J en medio fragilizante $D1_{FIP}$ y $D2_{FIP}$	122
Figura 4.3.2: Valores de la resistencia cohesiva Y determinados por los ensayos de tenacidad J en medio fragilizante $D3_{FIP}$ y $I1_{FIP}$	123
Figura 4.3.3: Valores de la resistencia cohesiva Y determinados por los ensayos de tenacidad J en medio fragilizante $I2_{FIP}$ y $I3_{FIP}$	123
Figura 4.3.4: Valores de la resistencia cohesiva Y determinados por los ensayos de tenacidad J en medio fragilizante $I4_{FIP}$ y $R1_{FIP}$	124
Figura 4.3.5: Valores de la resistencia cohesiva Y determinados por los ensayos de tenacidad J en medio fragilizante $R2_{FIP}$	124
Figura 4.3.6: Valores de la resistencia cohesiva resultantes de los ensayos de tenacidad J en medio fragilizante.....	125

Lista de Tablas

Tabla 2.1.1: Composición química del acero en tanto por ciento en peso	26
Tabla 2.3.1: Parámetros mecánicos de las barras	36
Tabla 2.4.1: Módulo de elasticidad y nano-dureza obtenidos de los ensayos de nano-indentación para cada zona de las barras.....	40
Tabla 2.4.2: Resultados medios de micro-dureza de las muestras axial y transversal de las barras.....	41
Tabla 2.5.1: Medidas de la tenacidad del acero de las barras realizadas con probetas SBS.....	48
Tabla 2.5.2: Resumen de los ensayos de tenacidad con probetas cilíndricas de 5 mm de diámetro, prefisuradas por fatiga	53
Tabla 2.6.1: Datos y resultados del ensayo de fatiga C2	58
Tabla 2.6.2: Datos y resultados del ensayo de fatiga C3	59
Tabla 2.6.3: Datos y resultados del ensayo de fatiga C5	60
Tabla 2.6.4: Datos y resultados del ensayo de fatiga C6	61
Tabla 2.6.5: Datos y resultados del ensayo de fatiga C7	62
Tabla 2.6.6: Datos y resultados del ensayo de fatiga C8	63
Tabla 2.6.7: Datos y resultados del ensayo de fatiga C9	64
Tabla 2.7.1: Resultados de los ensayos de tenacidad J en medio inerte	72
Tabla 2.8.1: Resultados de los ensayos de tenacidad J en medio FIP.....	83
Tabla 4.2.1: Valores de la resistencia cohesiva resultantes de los ensayos de tenacidad J en medio inerte	120
Tabla 4.3.1: Valores de la resistencia cohesiva resultantes de los ensayos de tenacidad J en medio fragilizante.....	125
Tabla A.1: Superficie de rotura, curva F-CMOD y datos del ensayo D1 _i	147
Tabla A.2: Superficie de rotura, curva F-CMOD y datos del ensayo D2 _i	148
Tabla A.3: Superficie de rotura, curva F-CMOD y datos del ensayo D3 _i	149
Tabla A.4: Superficie de rotura, curva F-CMOD y datos del ensayo I1 _i	150
Tabla A.5: Superficie de rotura, curva F-CMOD y datos del ensayo R1 _i	151

Tabla A.6: Superficie de rotura, curva F-CMOD y datos del ensayo R2 _I	152
Tabla A.7: Superficie de rotura, curva F-CMOD y datos del ensayo R3 _I	153
Tabla A.8: Superficie de rotura, curva F-CMOD y datos del ensayo R4 _I	154
Tabla A.9: Superficie de rotura, curva F-CMOD y datos del ensayo R5 _I	155
Tabla A.10: Superficie de rotura, curva F-CMOD y datos del ensayo D1 _{FIP}	156
Tabla A.11: Superficie de rotura, curva F-CMOD y datos del ensayo D2 _{FIP}	157
Tabla A.12: Superficie de rotura, curva F-CMOD y datos del ensayo D3 _{FIP}	158
Tabla A.13: Superficie de rotura, curva F-CMOD y datos del ensayo I1 _{FIP}	159
Tabla A.14: Superficie de rotura, curva F-CMOD y datos del ensayo I2 _{FIP}	160
Tabla A.15: Superficie de rotura, curva F-CMOD y datos del ensayo I3 _{FIP}	161
Tabla A.16: Superficie de rotura, curva F-CMOD y datos del ensayo I4 _{FIP}	162
Tabla A.17: Superficie de rotura, curva F-CMOD y datos del ensayo R1 _{FIP}	163
Tabla A.18: Superficie de rotura, curva F-CMOD y datos del ensayo R2 _{FIP}	164

Abreviaturas y Acrónimos

A	Fisura cohesiva
\tilde{A}	Fisura cohesiva relativa
a_0	Fisura inicial de la probeta
a	Semilongitud del eje menor de la elipse
a	Tamaño fisura
\tilde{a}	Fisura relativa de la probeta (a/W)
b	Longitud del ligamento
b	Semilongitud del eje mayor de la elipse
B	Espesor
c	Semianchura fisura
C	Constante del material de la ley de Paris-Erdogan
COD	Crack Opening Displacement
CMOD	Crack Mouth Opening Displacement
CTOD	Crack Tip Opening Displacement
d	Semieje de la elipse perpendicular a la fisura
D	Diámetro
da/dN	Velocidad cíclica de crecimiento de fisuras por fatiga
E	Módulo de Young
EDS	Energy Dispersive Spectroscopy
ε	Deformación ingenieril
ε_m	Máxima deformación uniforme
$F_{m\acute{a}x}$	Carga máxima
$F_{m\acute{i}n}$	Carga mínima
F_i	Carga de iniciación
ΔF	Intervalo de carga

$G(a,x)$	Función de Green
GY	General Yielding
HEDE	Hydrogen-Enhanced Decohesion
HELP	Hydrogen-Enhanced Localized Plasticity
HV	Dureza Vickers
J	Integral J
J_e	Componente elástica de J
J_p	Componente plástica de J
K	Factor de intensidad de tensiones
K_{IC}	Tenacidad de fractura
K_L	Factor de intensidad de tensiones límite
K_p/p	Factor de intensidad de tensiones por unidad de carga
K_∞	Factor de intensidad de tensiones por la carga del ensayo
K_Y	Factor de intensidad de tensiones por la resistencia cohesiva
ΔK	Variación del factor de intensidad de tensiones
m	Constante del material de la ley de Paris-Erdogan
n	Constante de Ramberg-Osgood
N	Número de ciclos
R	Radio
R_i	Rigidez
$R_{p0,2}$	Límite elástico convencional
R_m	Resistencia a tracción
SEM	Scanning Electron Microscope
SENT	Single Edge Notch Tension
SSY	Small Scale Yielding
σ	Tensión
σ_i	Tensión de iniciación

$\sigma(x)$	Tensión normal
σ_0	Constante de Ramberg-Osgood
σ_∞	Tensión remota
\vec{t}	Tensiones internas transmitidas
\vec{t}_i	Tensiones internas aplicadas
U	Penetración indentación
\vec{u}	Campo de desplazamientos
U_p	Energía plástica de deformación
V_i	Aperturas COD
h_i	Distancia desde la cara fisurada
ν	Coefficiente de Poisson
W	Ancho efectivo de una probeta SENT
ω	Campo de densidad de energía elástica
ω_M	Apertura frontal de la fisura (CMOD)
ω_t	Apertura de la fisura cohesiva
x	Distancia al centro de rotación
Y	Resistencia cohesiva

CAPÍTULO 1

JUSTIFICACIÓN, OBJETIVOS, PLANTEAMIENTO Y ANTECEDENTES DE LA TESIS

Se detallan en este primer capítulo las razones que sirven como base para justificar la investigación realizada en la presente tesis. Para ello, se resumen los antecedentes relacionados con el material empleado, con los fenómenos de corrosión bajo tensión y fragilización por hidrógeno en las barras de acero de alta resistencia y con las teorías de Mecánica de la Fractura empleadas en la investigación como instrumento de análisis. Sobre esta base se fijan los objetivos y el planteamiento de la tesis. El capítulo concluye con la exposición detallada de la estructura que sigue el documento y con la enumeración de resultados que se han publicado como avance durante la realización de la investigación.

1.1. JUSTIFICACIÓN

Las barras de acero de alta resistencia representan una de las soluciones con que cuenta el sector de la construcción para afrontar los estándares de resiliencia y sostenibilidad incorporados a los actuales criterios de diseño en ingeniería estructural. La presencia de estas barras como soluciones permanentes y temporales en el campo de la ingeniería estructural es cada vez más frecuente (Valiente *et al.*, 2016) debido a la excepcional combinación de propiedades mecánicas que poseen (resistencia a tracción superior a 1 GPa, con ductilidad superior al 3%) y que hacen que sean capaces de resistir y transmitir cargas con precisión y versatilidad. Se emplean en puentes, edificios singulares, losas, muros de contención y otras estructuras, con funciones de armaduras activas para pretensado de hormigón, tirantes, tendones de anclajes, sujeciones de rigidización, etc.

Las aplicaciones estructurales de las barras de acero de alta resistencia requieren conocer su comportamiento frente a la rotura bajo diferentes condiciones de carga y ambientales, ya que se emplean cada vez más en condiciones que propician su exposición a medios agresivos y aumentan las posibilidades de fallo por corrosión bajo tensión (Toribio *et al.*, 2005). Ello se debe a que están fabricadas con aceros capaces de absorber hidrógeno del medio, con mayor facilidad cuanto más intenso sea el estado tensional. La presencia de hidrógeno en los granos cristalinos y en las singularidades microestructurales debilita la cohesión y localiza la deformación plástica, con la consiguiente merma de tenacidad y ductilidad (Wang *et al.*, 2007). Este proceso de fragilización por hidrógeno es la causa principal de la sensibilidad a la corrosión bajo tensión en aceros de alta resistencia (Bartz *et al.*, 1948, Berkowitz *et al.* 1984, Wu *et al.*, 2015 y Bernstein, 1970), si bien el daño que produce se manifiesta de diferentes formas según la composición del acero y el medio al que esté expuesto (Corrosion Atlas Series, 2020). La microfisuración de la matriz microestructural por zonas singulares como los bordes de grano es una de las más frecuentes (Nürnberg, 2002). Sin embargo, a pesar de las numerosas investigaciones de análisis fractográfico llevadas a cabo para identificar

los micromecanismo de fragilización en aceros (Tau *et al.*, 1996, Raja *et al.*, 2011), los que operan en aceros de alta resistencia aún no se comprenden en su totalidad (Nagumo, 2004). Lo que sí se ha confirmado es que el tamaño de grano, las inclusiones y el tipo de tratamiento térmico son factores de influencia (Morris *et al.*, 2003, Lovicu *et al.*, 2012, Venezuela *et al.*, 2016).

Los aceros con que se fabrican las barras de alta resistencia para construcción más convencionales son de microestructura perlítica fina, con y sin microaleantes. En la tesis doctoral precursora de ésta (Pérez-Guerrero, 2017) y en investigaciones derivadas de la misma (Valiente *et al.*, 2016 y Iordachescu *et al.*, 2018) se puso de manifiesto su fragilidad debido a la baja tenacidad de fractura, así como su casi ausencia de resistencia a la fisuración asistida por hidrógeno. Consecuentemente, las barras resultan muy sensibles al daño generado contra su integridad estructural en obra o en servicio, ya sea por acciones accidentales o ambientalmente asistidas (Pérez-Guerrero, 2017). En esos mismos trabajos se comparó el comportamiento de las barras convencionales con el de un nuevo tipo fabricado con acero microaleado de microestructura martensítica, cuya tenacidad de fractura duplicaba la de los aceros perlíticos y reducía sensiblemente el problema de la fragilidad, pero no así el de la fisuración asistida, particularmente con hidrógeno. Debido a ello, las barras de microestructura perlítica no han sido desplazadas del mercado por las de microestructura martensítica.

1.2. OBJETIVOS DE LA TESIS

El objetivo general de la tesis, declarado en el apartado anterior, es determinar y caracterizar la tolerancia al daño y a la fisuración asistida de las barras de acero de alta resistencia para construcción con microestructura martensítica en listones. Este objetivo general se concreta en los siguientes objetivos específicos de la investigación:

Para caracterizar la resistencia de las barras a la rotura sin influencia ambiental, será necesario medir la tenacidad de fractura del acero de las barras y, como objetivo añadido, derivado de la necesidad de fisurar previamente el acero, medir la resistencia del acero a la propagación de grietas por fatiga conforme a las teorías de Mecánica de Fractura.

Para evaluar la resistencia de las barras a la fisuración asistida, será necesario medir la resistencia del acero a la propagación de grietas por corrosión bajo tensión con fragilización por hidrógeno, conforme a las metodologías experimentales de Mecánica de Fractura y a los criterios establecidos en Ingeniería Estructural para cualificación de aceros de alta resistencia.

Para proporcionar un sustrato teórico que consolide los resultados experimentales y facilite la exploración de opciones de mejora del acero, se explicará la resistencia del acero a la fisuración asistida por hidrógeno mediante modelos de Mecánica de Fractura consistentes con los micromecanismos de daño aceptados de fragilización por hidrógeno en aceros y con la microestructura del acero de las barras.

1.3. PLANTEAMIENTO Y ESTRUCTURA DE LA TESIS

De acuerdo con los objetivos formulados en el punto 1.2 del presente documento, el programa de investigación adoptado para el desarrollo de la investigación se ha llevado a cabo con acero de alta resistencia para construcción, proporcionado por el fabricante en forma de barras lisas de 23 mm de diámetro y ha consistido en:

- La caracterización convencional (mecánica, química y microestructural) del acero de las barras.
- La determinación de la tenacidad de fractura del acero con probetas normalizadas compatibles con el límite elástico del acero y la geometría de las barras. Para ello, se ha confirmado previamente la ausencia de

anisotropía inducida en las barras por el proceso de fabricación mediante medidas previas de micro y nano-dureza, resistencia a tracción y ductilidad.

- La determinación de la resistencia del acero a la propagación de fisuras por fatiga en términos de la ley de Paris con probetas cilíndricas entalladas lateralmente, orientadas en la dirección axial de las barras y extraídas de éstas. La evolución del tamaño de fisura se ha medido indirectamente, mediante la flexibilidad local de la probeta entre ambos lados de la entalla, y directamente, mediante tintado térmico.
- La evaluación de la resistencia a la fisuración en medio inerte y asistida por hidrógeno mediante la aplicación de la norma BS-8571 a probetas procedentes de las barras, prefisuradas por fatiga, ensayadas a baja velocidad de carga (tracción lenta) e instrumentadas para monitorizar el crecimiento y la deformación de la fisura mediante video-extensometría computarizada (VIC). El medio adoptado para la fisuración asistida por hidrógeno es el empleado por la Federación Internacional de Pretensado para evaluar la sensibilidad de las armaduras activas a la corrosión bajo tensión (ISO 15630-3, 2019).
- La caracterización fractográfica de los procesos de fisuración mediante microscopía electrónica de barrido y su vinculación con la microestructura del acero, orientadas a establecer el efecto fragilizante en términos de los micromecanismos de daño HELP (*Hydrogen Enhanced Localized Plasticity*) y HEDE (*Hydrogen Enhanced Decohesion*), que originan la fisuración asistida por hidrógeno en aceros.
- La modelización de los procesos de fisuración observados en medio inerte y en medio fragilizante mediante teorías predictivas de Mecánica de Fractura, consistentes con los micromecanismos de fragilización y contrastables con la experimentación programada. El modelo finalmente explorado de fisuración cohesiva satisfacía estas condiciones.

El contenido del documento de la tesis se ha estructurado en los capítulos que se enumeran a continuación:

- En el presente Capítulo 1, titulado *Justificación, objetivos, planteamiento, y antecedentes*, se expone el interés científico-técnico que tiene la investigación, se formulan aquí los objetivos a alcanzar y se plantean el conjunto de acciones a emprender. El capítulo concluye con una recopilación de antecedentes que abarca las peculiaridades microestructurales del acero martensítico en listones y su influencia en el comportamiento mecánico, la metodología de ensayo de fisuración asistida por hidrógeno y su compatibilidad con la configuración de las barras de alta resistencia objeto de estudio, los micromecanismos de daño y fisuración inducidos por hidrógeno, y los fundamentos del modelo cohesivo junto con los elementos teóricos de Mecánica de Fractura que abren la puerta para aplicar el modelo a los ensayos de fisuración asistida, adaptados a la configuración de las barras.
- En el Capítulo 2, titulado *Caracterización de las barras de acero de alta resistencia y metodología experimental*, se describe el trabajo experimental realizado; es decir, la caracterización química y microestructural del acero estudiado y los diferentes ensayos mecánicos realizados, junto con los resultados obtenidos y su correspondiente elaboración:
 - ensayos de tracción simple con probetas lisas para determinar las propiedades mecánicas convencionales
 - ensayos de fractura con probetas prefisuradas para determinar la tenacidad
 - ensayos de tracción cíclica con probetas entalladas para determinar la resistencia a la fatiga
 - ensayos de tracción en ambiente inerte con probetas prefisuradas, como referencia para los ensayos de tracción lenta y fisuración asistida por

hidrógeno

– ensayos de tracción lenta y fisuración asistida por hidrógeno en ambiente fragilizante con probetas prefisuradas.

Así mismo, se presentan en este capítulo los resultados del análisis morfológico y de micromecanismos de daño realizado sobre las superficies de fractura mediante microscopía óptica y SEM.

- El Capítulo 3, titulado *Aplicación del modelo cohesivo a las probetas SENT*, contiene la formulación y el desarrollo del modelo cohesivo para la configuración de probeta prefisurada empleada en los ensayos de fisuración asistida.
- En el Capítulo 4, titulado *Contraste de resultados experimentales y predicciones teóricas*, se comparan los resultados experimentales del Capítulo 2 con las predicciones del modelo cohesivo, aplicando los resultados teóricos del Capítulo 3, para seguidamente establecer las consecuencias que se derivan de dicha comparación en cuanto al comportamiento cohesivo del acero ensayado y al efecto de hidrógeno. Las variaciones de comportamiento determinadas y las observaciones fractográficas del Capítulo 2 se analizan para valorar su consistencia con los micromecanismos de daño de fragilización por hidrógeno conocidos.
- En el Capítulo 5, titulado *Conclusiones y líneas futuras de investigación*, se formulan las conclusiones de la investigación y se indican las líneas de investigación abiertas por los resultados obtenidos.

Los artículos y ponencias publicados como avance de resultados de la tesis, se adjuntan como anexo único al documento (Anexo B).

1.4. ANTECEDENTES

1.4.1. Acero de alta resistencia con microestructura martensítica de listones

El alto grado de trefilado que admite la estructura perlítica del acero eutectoide permite proporcionar a este acero la combinación de resistencia y ductilidad requerida por las armaduras activas del hormigón pretensado. Desafortunadamente, el proceso de trefilado limita a alambres y cordones los productos para tendones de alta resistencia que pueden fabricarse con este material. La inadecuada rigidez de tales tendones para aplicaciones estructurales cada vez más extendidas se ha resuelto con barras de estructura perlítica endurecidas tras el proceso de laminación mediante tratamientos termomecánicos y/o añadiendo microaleantes hasta alcanzar la resistencia requerida. Las barras de alta resistencia para construcción están reguladas por normas distintas según las aplicaciones a que se destinan (prEN 10138-4, 2005; ASTM A354, 2011 y ASTM A722/A722M, 2015), y si bien coinciden en las especificaciones de propiedades mecánicas convencionales, no sucede lo mismo con las de fabricación y composición. Por esta causa, barras geométrica y mecánicamente comparables poseen microestructuras y propiedades mecánicas no convencionales, especialmente la tenacidad, que pueden ser muy distintas. Las barras se laminan en caliente hasta su configuración final, incluidas roscas o corrugas, a partir de palanquilla fabricada en horno eléctrico con los microaleantes añadidos al hierro fundido. Tras enfriarse se someten al tipo de tratamiento térmico especificado por la normativa, que varía entre estirado en frío y revenido (prEN 10138-4, 2005), temple y revenido (ASTM A354, 2011), o estirado en frío con ulterior calentamiento de relajación de tensiones (ASTM A722/A722M, 2015). La normativa restringe la presencia de impurezas de fósforo y azufre, de modo que la duración del enfriamiento, los microaleantes añadidos y los contenidos de carbono y manganeso son las variables básicas de que dispone el fabricante para dotar a las barras de la resistencia y ductilidad especificadas. Como resultado de estos procedimientos de fabricación se generan

microestructuras de perlita ultrafina o de perlita fina estabilizada por microaleantes, excepto en el caso del tratamiento de temple y revenido que da lugar a una microestructura martensítica, a veces con regiones ferrítico-perlíticas donde la transformación martensítica no es completa al no aplicarse por igual el tratamiento térmico en todo el volumen de la barra (Elices *et al.*, 2012). La tenacidad de fractura respectivamente asociada a las microestructuras perlíticas y martensíticas del acero de estas barras es baja (del orden de 60 MPam^{1/2}, propia de materiales frágiles), y media (del orden de 100 MPam^{1/2}) (Pérez-Guerrero, 2017). A estos dos tipos de barras se ha sumado recientemente un tercero, objeto de estudio de esta tesis, cuya microestructura, conocida como martensítica de listones (lath martensitic), es una variante de la martensítica de medio carbono.

La morfología microestructural de los aceros martensíticos de alta resistencia es función del contenido másico de carbono (ASM Handbook-9, 2004). Cuando dicho contenido supera el 0,6 %, la martensita adopta la forma de placas (plate martensitic), pero cuando es inferior al 0,6 % se presenta en forma de listones (Galindo *et al.*, 2016 y Maki *et al.*, 1980).

El desarrollo del acero martensítico de listones responde a la necesidad de disponer de un material de alta resistencia y suficiente ductilidad para aplicaciones estructurales con temperaturas de servicio extremadamente bajas (criogénicas o árticas). En general, el comportamiento en fractura de los aceros pasa de dúctil a frágil a medida que la temperatura disminuye, en consonancia con el aumento y la disminución que respectivamente experimentan el límite elástico y la tenacidad de fractura. La temperatura a la cual tiene lugar la transición disminuye con el tamaño de grano (Morris, 2011). En los metales policristalinos el tamaño medio de grano influye determinadamente en el valor de ambas magnitudes. Por ejemplo, el límite elástico crece linealmente con la raíz cuadrada inversa de dicho tamaño según la relación de Hall-Petch (Knott, 1973). Sin embargo, el concepto de tamaño de grano no es directamente aplicable a la estructura martensítica de listones por las razones que seguidamente se indican.

La martensita es una solución sólida de carbono en hierro a sobresaturada por

contener más del 0,02 % del primero. La microestructura martensítica se genera a partir de la austenita, solución sólida de carbono en hierro γ que se forma a temperaturas superiores a 700°C. Sometida a un enfriamiento continuo, la austenita se transforma en martensita, pero las fuertes deformaciones desviadoras que conlleva la acomodación del carbono disuelto a la nueva red dan lugar a una configuración de mínima energía consistente en listones de entre 0,2 y 2 μm de anchura, con densidades de dislocaciones muy elevadas. La división de un grano austenítico en listones origina las dos subestructuras jerárquicas por encima del listón que muestra la figura 1.4.1, ya que se forman listones con leves diferencias de orientación agrupados en haces llamados bloques. El grano queda dividido en regiones ocupadas por bloques contiguos y paralelos denominadas paquetes, que constituyen el nivel jerárquico más alto de la microestructura martensítica resultante del grano austenítico previo (Morris, 2011; Furuhashi *et al.*, 2008 y Bhadeshia *et al.*, 2006).

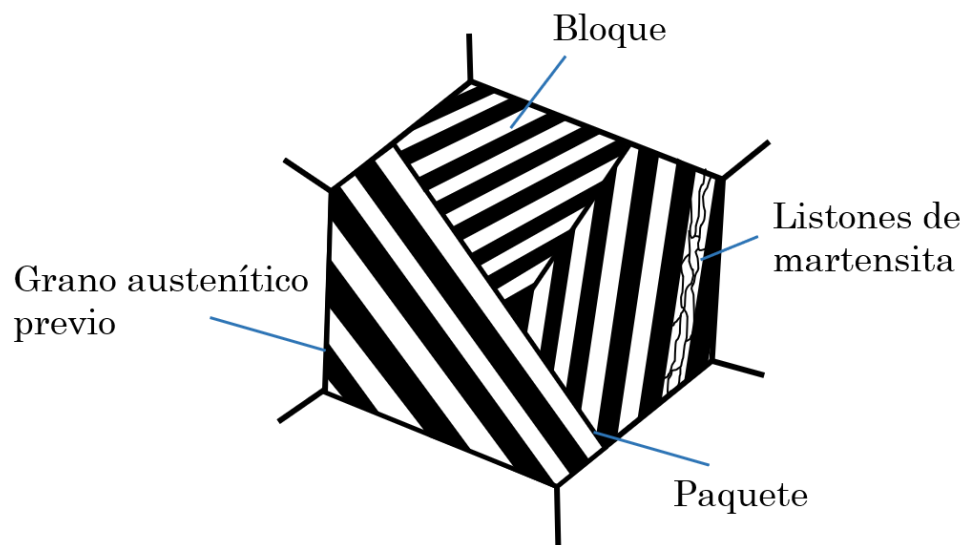


Figura 1.4.1: Subestructuras en la microestructura martensítica de listones.

Dada la complejidad de dicha microestructura, no hay una dimensión característica única que sea equivalente al tamaño de grano en aceros policristalinos sin subestructuras, de modo que su reducción mediante el refinamiento de la microestructura con tratamientos térmicos optimice el límite elástico y la tenacidad. En general, el refinamiento del grano austenítico favorece la reducción del tamaño de los bloques y los paquetes (Morito *et al.*, 2005 y Galindo *et al.*, 2015).

El tamaño de los bloques parece ser la variable determinante para disminuir la temperatura de transición dúctil-frágil sin perder la condición de acero de alta resistencia. El contenido de carbono desempeña un papel crítico en esta característica, ya que la película de carbono o de carburos que recubre bloques y paquetes constituye en gran medida una barrera para la transmisión de los micromecanismos de deformación plástica (Morris, 2011 y Morris *et al.*, 2013). En particular, la exigua movilidad de las dislocaciones más allá de los bloques da lugar a que sea en su interior donde se localice casi toda la deformación plástica propiciada por la alta densidad de dislocaciones que contienen (Morsdorf *et al.*, 2016).

Los microaleantes añadidos en el proceso de fabricación al acero de las barras de alta resistencia estudiadas facilitan la aplicación de los tratamientos térmicos durante dicho proceso y mejoran las prestaciones pretendidas del acero en cuanto a resistencia y tenacidad. El manganeso es fundamental en cuanto a este último cometido. El molibdeno y el vanadio generan precipitados cuya presencia en la microestructura obstaculiza la del hidrógeno (Moshtaghi *et al.*, 2023). El silicio, el cobre y el cromo incrementan la resistencia a la corrosión, además de contribuir el primero a eliminar el oxígeno residual de la fundición, y el tercero a reducir el desgaste.

1.4.2. Metodología de ensayo de fisuración asistida por hidrógeno

Los ensayos para medir la tenacidad de fractura de un material, es decir, la resistencia a la propagación de una fisura preexistente mediante acción mecánica en condiciones estáticas, están normalizados desde hace más de cuatro décadas, aunque en permanente actualización. La primera norma sobre el tema publicada por una institución de normalización (ASTM E-399, 1983) ha sido modificada en 12 ocasiones (ASTM E-399, 2023). El objeto de esta primera norma ASTM E-399 son los materiales metálicos prefisurados por fatiga cuya rotura por acción mecánica es frágil y consiste en la propagación brusca e inestable de la fisura. El comportamiento de la probeta de ensayo es esencialmente elástico-lineal hasta el colapso y la magnitud que se mide como tenacidad de fractura es el valor K_{IC} del

factor de intensidad de tensiones que caracteriza el campo de tensiones del frente de la fisura en el momento de la propagación.

El significado energético del factor de intensidad de tensiones propició el desarrollo y actualización de normas posteriores (ASTM E-813) para cuantificar la resistencia a la propagación estable de fisuras bajo acción mecánica, por desgarramiento progresivo del ligamento resistente con mayor o menor ductilidad (ASTM E-813, 1981 y ASTM E-813-1989). El cuadrado del factor de intensidad de tensiones es proporcional a la energía que, como trabajo de las fuerzas aplicadas y como aportación de la energía de deformación acumulada en la probeta, hay disponible en cada instante del ensayo para que la fisura pueda propagarse ocupando una nueva unidad de área. El factor de proporcionalidad es el inverso del módulo de elasticidad del material generalizado para tensión y deformación plana. Por consiguiente, la tenacidad de fractura K_{IC} determinada conforme al procedimiento ASTM E-399 y transformada mediante las operaciones indicadas representa la energía unitaria de fisuración absorbida por el material para el crecimiento de fisura, o equivalentemente, el límite energético de resistencia que el material opone a la propagación de la fisura preexistente.

La tenacidad de fractura que el procedimiento de la norma ASTM E-813 permite medir es directamente el límite energético anterior (Begley *et al.*, 1972) en materiales con comportamiento no lineal y propagación estable de fisuras bajo acciones mecánicas aplicadas en condiciones estáticas. El fundamento teórico del método es la relación (Rice *et al.*, 1973) entre la energía unitaria disponible para propagar la fisura (integral J) y la curva carga-desplazamiento complementario (el que determina el trabajo de la carga). Las configuraciones básicas de probeta de la norma ASTM E-813, CT (*Compact Tensile*) y SEB (*Single Edge-notched Bend*), han sido diseñadas de modo que esta relación es conocida y la integral J puede calcularse a partir del tamaño de fisura y del área del registro carga-desplazamiento complementario. La denominación de integral J empleada para designar la energía unitaria indicada se debe a que el valor de esta magnitud es también el de la expresión integral de dicho nombre, cuya definición y campo de aplicación se pormenorizan en el apartado 3.5.

Las pendientes de las descargas parciales que pueden intercalarse a lo largo del ensayo permiten conocer la evolución del tamaño de fisura y aplicar el criterio de la norma para establecer el comienzo del crecimiento de la fisura y el valor correspondiente JIC de la integral, que la norma adopta como valor medido de la tenacidad de fractura. Como alternativa a las descargas intercaladas, el ensayo puede repetirse varias veces con distintos tamaños de fisura inicial y en cada repetición interrumpirse cuando haya constancia de que la fisura ha crecido, para finalmente romper la probeta por la sección fisurada sin distorsionar el frente de fisura para que el avance experimentado durante el ensayo pueda ser medido directamente sobre la superficie de fractura. Cada ensayo aporta una pareja de valores integral J-crecimiento de fisura y la tendencia que el conjunto determina sirve para establecer, aplicando el criterio de la norma, la tenacidad de fractura JIC de iniciación de la fisuración.

Las configuraciones CT y SEB son simétricas y requieren la aplicación respectiva de esfuerzos de flexión o de tracción característicos de las máquinas universales de ensayos mecánicos, sin singularidades que dificulten la experimentación. En cambio, la medida directa del desplazamiento complementario de la carga, esencial para la determinación experimental de los valores de la integral J, comporta severas dificultades. La probeta SEB actúa en el ensayo como una viga biapoyada que se somete a flexión aplicando sobre la sección fisurada una fuerza concentrada equidistante de los dos apoyos. El desplazamiento a medir es el relativo entre el rodillo con el que se aplica la fuerza y los dos que sirven de apoyos, lo que obliga a emplear dispositivos interpuestos para transmitir dicho desplazamiento a un extensómetro resistivo. En la probeta CT es necesario medir el desplazamiento relativo, paralelamente a la línea de tracción, entre sendas zonas no deformadas de las dos mitades de la probeta. El diseño de la probeta propicia la ubicación y sujeción de extensómetros resistivos COD que proporcionan directamente la medida requerida.

La configuración de las probetas CT y SEB permite asumir, una vez superado el régimen elástico-lineal, un mecanismo de deformación global de ambas probetas que conduce a la fórmula de determinación de la integral J a partir de la curva

carga – desplazamiento complementario. El modelo que describe este mecanismo es una pareja de sólidos rígidos iguales, cada uno de los cuales representa una mitad de la probeta, conectados en el ligamento común mediante una rótula alrededor de la cual los dos sólidos giran simétricamente. El centro de la rótula es la frontera entre las áreas comprimida y traccionada del ligamento, supuesto plastificado en su totalidad y de material rígido-plástico sin endurecimiento por deformación (figura 1.4.2).

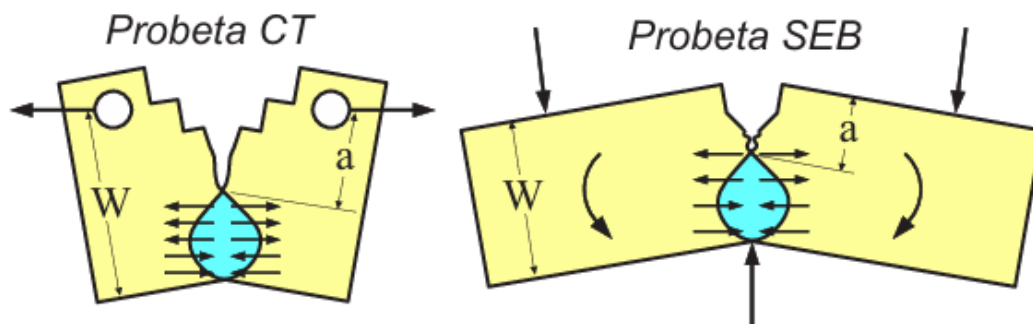


Figura 1.4.2: Configuraciones CT y SEB de probetas para ensayos de resistencia a la propagación de fisuras mediante la integral J.

Este modelo, junto con la condición de frente profundo de fisura conduce al resultado de que la componente plástica J_p de la integral J (Rice *et al.*, 1973 y Landes *et al.*, 1979) es, en cada instante del ensayo anterior al crecimiento de la fisura, proporcional a la energía de deformación plástica U_p/B que la probeta absorbe por unidad de espesor e inversamente proporcional a la longitud b del ligamento, con un factor de proporcionalidad η_p propio de la probeta y función del tamaño relativo \tilde{a} de la fisura inicial. La energía U_p es el área limitada por la curva que resulta de representar la carga aplicada frente a la componente plástica del desplazamiento complementario. El valor total de la integral J es el de J_p sumado a la componente elástica J_e , esto es, el cuadrado del factor de intensidad de tensiones K_I dividido por el módulo de elasticidad generalizado.

$$J = J_e + J_p = \frac{K_I^2}{E'} + \frac{\eta_p U_p}{Bb}$$

$$\eta_p = \begin{cases} 2 & \text{(probeta SEB)} \\ 2 \frac{1 + \tilde{a}}{1 + \tilde{a}^2} & \text{(probeta CT)} \end{cases} \quad (1.4.1)$$

$$E' = \begin{cases} E & \text{(tensión plana)} \\ \frac{E}{1 - \nu^2} & \text{(deformación plana)} \end{cases}$$

con E el módulo de elasticidad para tensión plana y $E/(1-\nu^2)$ para deformación plana, siendo ν el coeficiente de Poisson y \tilde{a} el tamaño relativo de la fisura ($\tilde{a} = a/W$).

Los valores de la integral J posteriores al avance de la fisura también pueden obtenerse mediante este procedimiento, siempre que los crecimientos correspondientes sean inferiores a los límites que establece la norma. En cualquier caso, el tamaño de fisura a particularizar en las expresiones 1.4.1 es el de la fisura inicial.

La fabricación de probetas CT y SEB a partir de productos lineales con función estructural plantea serias dificultades porque a menudo las dimensiones transversales del producto conducen a tamaños de probeta inadmisibles. Este es el caso de los tubos de acero y de sus uniones de empalme empleados en conducciones de fluidos a presión y también el de las barras de acero de alta resistencia para construcción. La incompatibilidad con los tubos ha impulsado el desarrollo de la norma BS-8571 (BS-8571, 2018) por parte de la institución British Standard. La configuración de probeta adoptada se conoce como probeta SENT (*Single Edge Notched Tensile*) y es la de un prisma rectangular con una fisura transversal de superficie, que se somete a carga de tracción (figura 1.4.3.). Esta configuración facilita enormemente la extracción de probetas de un tubo de pared delgada o de una barra cilíndrica cuya dirección de carga deba ser la dirección longitudinal del tubo o de la barra.

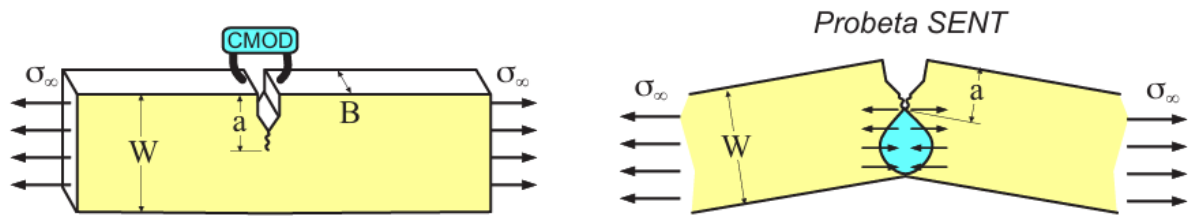


Figura 1.4.3: Configuración de probeta SENT para ensayos de resistencia a la propagación de fisuras mediante la integral J

La norma BS-8571 presenta otra importante novedad respecto a la ASTM-E813 referente al desplazamiento complementario de la carga para la obtención de la energía absorbida por la probeta. En sentido estricto, que es al que se atiene la norma ASTM-E813, ese desplazamiento debería ser el de separación de los centros de dos secciones transversales situadas a ambos lados de la sección fisurada y alejadas de ésta, pero las dificultades para medirlo son muy superiores a las de la probeta SEB y no se pueden superar, como en el caso de la probeta CT, modificando la probeta SENT para adaptarla a la medida porque iría en detrimento de ventajas que ofrece. La solución adoptada por la norma BS-8571 consiste en medir la apertura de la boca de la fisura (CMOD), calcular una energía de deformación plástica alternativa con la curva carga-CMOD, y sustituir la función η_p del tamaño relativo de fisura en Eq1.4.1 por el adecuado para que resulte la componente plástica J_p de la integral J. Este procedimiento asume que el material de la probeta y el nivel de carga no influyen significativamente en el factor η_p correspondiente al CMOD, como efectivamente se ha comprobado (Cravero *et al.*, 2007).

El mecanismo de rótula plástica (figura 1.4.3) asumido en la norma ASTM E-813 para relacionar la integral J con la energía de deformación plástica es también tenido en cuenta por la norma BS-8571 para medir el desplazamiento CMOD empleando dos extensómetros resistivos cuya base de medida no se ubica sobre la cara de la probeta que contiene la boca de la fisura, sino sobre sendas parejas de apoyos solidarios con la probeta que sobresalen de ella (figura 1.4.4). El centro de rotación de la rótula plástica dista x de dicha cara cuando el ángulo girado entre sí por las dos mitades de la probeta es θ .

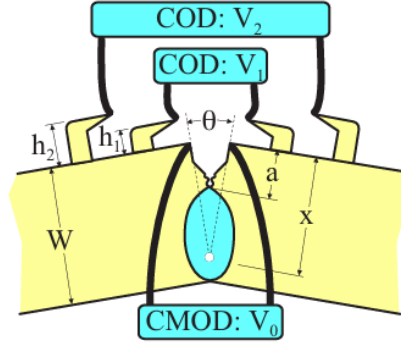


Figura 1.4.4: Determinación de la apertura CMOD en la probeta SENT a partir de medidas de aperturas COD sobre la cara de la probeta que contiene la boca de la fisura.

$$\operatorname{tg} \frac{\theta}{2} = \frac{V_0}{2x} = \frac{V_1}{2(x+h_1)} = \frac{V_2}{2(x+h_2)}$$

$$x = \frac{V_1 h_2 - V_2 h_1}{V_2 - V_1} \quad (1.4.2)$$

$$\text{CMOD} = V_0 = V_1 + \frac{h_1}{h_1 - h_2} (V_2 - V_1)$$

Las dos posibilidades contempladas por la norma BS-8571 en cuanto a la rigidez frente al giro del sistema de aplicación de la carga de tracción a la probeta SENT repercuten en las expresiones que proporciona para las componentes elástica y plástica de la integral J, a través del factor de intensidad de tensiones y del factor adimensional η_p , respectivamente; en el caso de un sistema rígido, dichas expresiones vienen dadas por sendas funciones adimensionales del tamaño relativo de fisura $\tilde{a} = a/W$, ambas válidas en el intervalo $0,05 \leq \tilde{a} \leq 0,7$.

$$\frac{K_I}{\sigma_\infty \sqrt{W} \sqrt{\pi \tilde{a}}} = 1,197 - 2,133\tilde{a} + 23,886\tilde{a}^2 - 69,05\tilde{a}^3 + 100,462\tilde{a}^4 - 41,97\tilde{a}^5 - 36,137\tilde{a}^6 + 51,215\tilde{a}^7 - 6,607\tilde{a}^8 - 52,322\tilde{a}^9 + 18,574\tilde{a}^{10} + 19,465\tilde{a}^{11} \quad (1.4.3)$$

$$\frac{J_p}{BW(1-\tilde{a})} = \eta_p = 1 - 1,089\tilde{a} + 9,519\tilde{a}^2 - 48,572\tilde{a}^3 + 109,225\tilde{a}^4 - 73,116\tilde{a}^5 - 77,984\tilde{a}^6 + 38,487\tilde{a}^7 + 101,401\tilde{a}^8 + 43,306\tilde{a}^9 - 110,770\tilde{a}^{10} \quad (1.4.4)$$

El fundamento de la expresión 1.4.2, ilustrado en la figura 1.4.4, permite aplicarla para obtener la apertura CMOD con medidas V_1 y V_2 de aperturas COD procedentes de extensómetros adosados a una cara lateral de la probeta, a distancias h_1 y h_2 de la cara frontal fisurada. La única medida singular a adoptar

sería particularizar Eq.1.4.2 atribuyendo signo negativo a dichas distancias. Esta posibilidad abre la puerta a la obtención de las medidas V_1 y V_2 por métodos ópticos y en particular mediante vídeo-extensometría computarizada, cuyo requisito fundamental es visualizar los puntos materiales de la superficie del sólido en deformación mediante motas de pintura identificables y reconocibles por el software del sistema en las imágenes digitales captadas a lo largo del ensayo.

La norma BS-8571 especifica las precauciones a adoptar para ensayar las probetas SENT en medios líquidos y gaseosos, lo que daría como resultado de ensayo la resistencia del material a la propagación de fisuras ambientalmente asistida y medida en términos de la integral J como tenacidad de fractura dependiente de la acción ambiental. El ensayo en estos medios es compatible con la utilización de la vídeo-extensometría computarizada siempre que el dispositivo experimental y el propio medio aseguren la accesibilidad de las cámaras digitales a la superficie de la probeta SENT para la toma de imágenes. El diseño de experimentos incluido en esta tesis ha permitido superar las dificultades sobre la base de utilizar medios agresivos transparentes y contenedores de materiales asimismo transparentes y no alterables por la acción del medio.

El medio elegido es el que la normativa de armaduras activas para pretensado de hormigón (peEN 10138-4, 2005) emplea en la cualificación de los productos de acero (alambres, barras y cordones) destinados a ese fin, con objeto de asegurar que la sensibilidad del acero a la corrosión bajo tensión no supera un umbral predeterminado. Se trata de una solución acuosa de tiocianato amónico con un alto poder hidrogenante, que le confiere su contenido del 20% de dicha especie química (UNE-EN ISO 15630-3, 2019). Este método de ensayo no permite controlar la cantidad de hidrógeno que absorbe la probeta SENT, pero, aunque fuera posible, el dato sería poco significativo porque el concentrador de tensiones que genera la fisura actúa de sumidero para el hidrógeno absorbido y origina una distribución muy heterogénea, con fuerte influencia del tamaño de fisura y de la velocidad de carga. La adopción de la integral J como medida de la sollicitación aplicada tiene en cuenta la primera y la igualdad de condiciones de ensayo reduce la segunda.

1.4.3. Procesos de daño asociados a la fisuración asistida por hidrógeno

La fisuración ambientalmente asistida es una seria amenaza para la integridad de los tendones estructurales de acero de alta resistencia cuyas condiciones de servicio entrañan riesgo de exposición del acero a la agresión ambiental, por la naturaleza del medio ambiente y por la pérdida de eficacia de las barreras protectoras del acero. El proceso de daño requiere la combinación de estas acciones con un estado de carga a tracción que, a grandes rasgos, sobrepase el 50 % del límite elástico del acero. La complejidad del proceso, denominado también corrosión bajo tensión, puede describirse como una combinación de ataque corrosivo localizado con generación, absorción y concentración de hidrógeno en el frente de fisuración. Si el medio al que el acero se halla expuesto propicia el ataque corrosivo y la generación de hidrógeno, la fisura comienza a formarse a partir de alguna irregularidad superficial dominante y a ejercer la función de concentrador de tensiones severo, haciendo que el frente de fisuración actúe como sumidero para el hidrógeno absorbido, se fragilice y avance por rotura hasta el acero no fragilizado, donde la secuencia se reproduce repetidamente hasta que la fisura alcanza el tamaño necesario para causar el colapso mecánico final. El tamaño así alcanzado se denomina crítico y el crecimiento previo subcrítico. Las fisuras secundarias son fisuras subcríticas no causantes del colapso final cuyo crecimiento queda interrumpido por éste.

La normativa anteriormente citada de los alambres, cordones y barras de acero para armaduras activas de hormigón pretensado (UNE-EN ISO 15630-3, 2019) cualifica estos productos como suficientemente resistentes a la corrosión bajo tensión cuando sometidos superan un periodo mínimo de tiempo sin colapsar sometidos al 80% de su capacidad portante como carga de tracción y al contacto directo con una solución acuosa agresiva generadora de hidrógeno a 50°C de temperatura (medio FIP).

En la investigación precursora de esta tesis (Pérez-Guerrero, 2017) y en las investigaciones posteriores derivadas de la misma (Valiente *et al.*, 2016 y Iordachescu *et al.*, 2018) se midió la resistencia que las barras comerciales

ferrito-perlíticas y ferrito-martensíticas de acero de alta resistencia para construcción presentaban a la fisuración asistida en agua de mar. En los tres casos estudiados se concluyó que el umbral de fisuración asistida apenas difería de la tenacidad de fractura de las barras ferrito-perlíticas, y consecuentemente en estas últimas la fase de fisuración subcrítica era inexistente. En cambio, la tenacidad de las barras ferrito-martensíticas duplicaba el umbral de fisuración asistida, pero la elevada velocidad de crecimiento de la fisura hacía insignificante la duración de la fisuración subcrítica.

Los mecanismos microestructurales por medio de los cuales el hidrógeno fragiliza los aceros no están bien establecidos, si bien las teorías propuestas permiten agruparlos en dos no excluyentes atendiendo a la naturaleza de la acción ejercida por el hidrógeno allí donde se ubica (Djukic *et al.*, 2019).

El micromecanismo conocido como HELP (*Hydrogen Enhanced Localized Plasticity*) se basa en la facilidad del hidrógeno disuelto en la red cristalina del acero para favorecer la movilidad de las dislocaciones de la red, toda vez que su energía de interacción disminuye con la presencia del hidrógeno. Dado que el movimiento y concentración de dislocaciones constituye la fuente de la deformación plástica, ésta se acumula de manera localizada en los lugares con mayor la presencia de hidrógeno. Esto ocurre en el frente de fisura, donde a esta acumulación se superpone la debida a la concentración de tensiones. La doble acumulación muy localizada de la deformación plástica activa la formación, crecimiento y coalescencia de microcavidades sobre las inclusiones ajenas a la matriz férrea que la microestructura contiene, hasta que finalmente, el área de localización se microfisura y la fisura avanza. A escala microestructural, el mecanismo de rotura HELP es en esencia de naturaleza dúctil, pero a escala macroscópica ofrece la apariencia frágil de un pseudo-clivaje muy acelerado.

En cambio, el micromecanismo denominado HEDE (*Hydrogen Enhanced Decohesion*) es frágil a ambas escalas. El papel crítico corresponde al hidrógeno alojado en las diferentes intercaras de separación entre componentes diferenciados de la microestructura y consiste en rebajar la capacidad de generar fuerzas internas de cohesión para mantenerlos unidos. Si éstas son insuficientes para

compensar las tensiones debidas a las fuerzas exteriores sobreviene la rotura por separación de los componentes y microfisuración del acero a través de las intercaras. El mecanismo es físicamente análogo al clivaje intergranular en fractura puramente mecánica y por tanto es intrínsecamente frágil. De nuevo el frente de fisura reúne las condiciones propicias (acumulación de hidrógeno y concentración de tensiones) para su activación.

Como se ha indicado anteriormente, los mecanismos HELP y HEDE no son excluyentes. De hecho, se han propuesto mecanismos unificados que tienen en cuenta posibles sinergias entre ambos (Djukic *et al.*, 2019).

Los componentes jerárquicos que presenta el acero martensítico de listones objeto de esta tesis condicionan la activación y el desarrollo de los mecanismos HELP y HEDE. Tanto la gran densidad de dislocaciones contenida en los listones como la exigua movilidad de las mismas más allá de los bloques favorece el primero, pero las dislocaciones de alta energía originadas por acumulación en las fronteras de bloques y paquetes llevan asociadas tensiones de origen interno a escala microscópica que reducen la cohesión de las intercaras y potencian el mecanismo HEDE.

1.4.4. Bases para la aplicación del modelo cohesivo a las probetas SENT

El modelo cohesivo para sólidos fisurados bajo carga mecánica tiene su origen en los trabajos de Dugdale (Dugdale, 1960) y Bilby, Cotrell y Swinden (Bilby *et al.*, 1963) El postulado fundamental del modelo es que las no linealidades asociadas a la deformación del frente de fisura equivalen a los efectos de una prolongación imaginaria de la fisura denominada zona cohesiva cuyas caras se separan a la vez que se transmiten tensiones de tracción iguales y opuestas de una a otra. El resto del sólido se comporta como un sólido hookeano sin no linealidades, de modo que el factor de intensidad de tensiones en el frente de la fisura ampliada con la zona cohesiva (en lo sucesivo fisura cohesiva) es nulo. Esta condición determina el tamaño de la zona cohesiva: ha de ser tal que haga iguales los factores de

intensidad de tensiones del sólido con fisura cohesiva, respectivamente debidos a las cargas aplicadas y a las tensiones internas de la zona cohesiva. El hecho de que estas últimas sean tracciones asegura que ambos factores sean de signo opuesto.

En las versiones iniciales del modelo, las tracciones transmitidas entre las caras de la fisura a través de la zona cohesiva eran uniformes y su valor era una constante Y del material (resistencia cohesiva), que representaba un límite elástico ideal y cuantificaba la capacidad de plastificación del material. La posterior aplicación del modelo cohesivo a la fractura de materiales no metálicos (hormigones, polímeros, cerámicos y materiales compuestos) y a procesos de carga no estáticos (dinámicos y cíclicos) ha dado lugar a la generalización de la resistencia cohesiva y a su sustitución por leyes de ablandamiento tensión-COD (*Crack Opening Displacement*) propias del material, es decir, por una relación biunívoca decreciente $\sigma = \sigma(\omega)$ entre cada pareja σ de tensiones de tracción iguales y opuestas mutuamente ejercidas entre las dos caras de la zona cohesiva y la separación experimentada ω por la pareja de puntos respectivos que las ejercen y reciben. La referencia (Shet *et al.*, 2002) presenta una detallada revisión de esta evolución y en particular de la ley de ablandamiento, con los parámetros sucesivamente incorporados a la misma. El modelo cohesivo ha sido aplicado a escala atómica para procesos de fragilización por hidrógeno de redes metálicas cristalinas con hidrógeno intersticial e hidrogeno atrapado en singularidades microestructurales (Jemblie *et al.*, 2017), pero las predicciones y los resultados experimentales obtenidos ensayando probetas CT fragilizadas con hidrógeno mediante polarización catódica difieren en más de un orden de magnitud.

La aplicación analítica del modelo cohesivo a una configuración dada de probeta fisurada requiere conocer los factores de intensidad de tensiones K_x y K_y , respectivamente generados por la carga de ensayo y por las tensiones cohesivas. En el caso de la probeta SENT de la norma BS-5871 (BS-8571, 2018) (figura 1.4.5), para la carga de tracción de ensayo hay otras soluciones disponibles,

además de la de la propia norma, en particular la dada por la Eq.1.4.5, de la referencia (Tada *et al.*, 2000).

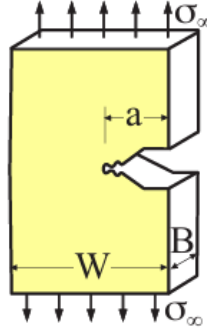


Figura 1.4.5: Factor de intensidad de tensiones de la probeta SENT para la carga de ensayo

$$\tilde{a} = \frac{a}{W}$$

$$K_{\infty} = \sigma_{\infty} \sqrt{W} k\left(\frac{a}{W}\right)$$

$$k\left(\frac{a}{W}\right) = k(\tilde{a}) = \sqrt{\pi \tilde{a}} \left(0,265(1 - \tilde{a}) + \frac{0,857 + 0,265\tilde{a}}{(1 - \tilde{a})^{3/2}} \right) \quad (1.4.5)$$

El factor de intensidad de tensiones para las tensiones cohesivas puede obtenerse con ayuda de la función de Green propuesta por Chell (Chell, 1976) para la configuración de la probeta SENT. La función de Green $G(a,x)$ es el factor de intensidad de tensiones K_p/p generado por unidad de carga en una probeta SENT con una fisura de profundidad a cuando sus caras son empujadas por sendas fuerzas lineales aplicadas a profundidad x con valor p por unidad de espesor. Chell formuló la función $G(a,x)$ a partir de otras dos, una de ellas $h(a,x)$ dada (en lo sucesivo función de Chell) y otra $k(a/W)$ determinada por el factor de intensidad de tensiones de la Eq.1.4.5). El principio de superposición determina el factor de intensidad de tensiones $K_{\sigma}(a)$ para cualquier distribución de tensiones normales $\sigma(x)$ de compresión actuando sobre ambas caras de la fisura (figura 1.4.6):

$$G(a,x) = \sqrt{W} k\left(\frac{a}{W}\right) h_2(a,x) \quad (1.4.6)$$

$$h(a,x) = 1 - \left(1 - \frac{x}{W}\right)^2 \frac{2}{\pi} \arccos\left(\frac{xW - a}{aW - x}\right) \quad (1.4.7)$$

$$K_{\sigma} = \int_0^a G(a, x) \sigma(x) dx = \sqrt{W} k\left(\frac{a}{W}\right) \int_0^a h_{,2}(a, x) \sigma(x) dx \quad (1.4.8)$$

con $h_{,2}(a, x)$ la derivada parcial $\partial h(a, x) / \partial x$ de la función $h(a, x)$ respecto a su segunda variable.

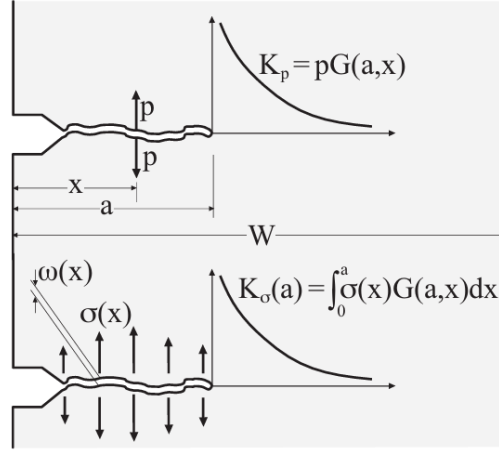


Figura 1.4.6: Función de Green de la probeta SENT y factor de intensidad de tensiones para carga arbitraria sobre las caras de la fisura.

$$h(a, x) = 1 - \left(1 - \frac{x}{W}\right)^2 \frac{2}{\pi} \arccos\left(\frac{xW - a}{aW - x}\right)$$

$$h_{,2}(a, x) = \frac{\partial h}{\partial x} = \frac{4}{W\pi} \left(1 - \frac{x}{W}\right) \arccos\left(\frac{xW - a}{aW - x}\right) + \frac{2}{W\pi} \frac{(W - a)(W - x)}{\sqrt{W(a - x)}\sqrt{aW + xW - 2ax}} \quad (1.4.9)$$

$$= 2 \frac{1 - h(a, x)}{W - x} + \frac{2}{W\pi} \frac{(W - a)(W - x)}{\sqrt{W(a - x)}\sqrt{aW + xW - 2ax}}$$

En virtud del teorema de reciprocidad, la función de Green $G(a, x)$ también permite determinar el perfil que adquiere la fisura por efecto de las tensiones $\sigma(x)$ (Tada *et al.*, 2000, Anejo B). En estado de tensión plana, el COD $\omega = \omega(x, a)$ o apertura de la fisura a profundidad x se puede determinar mediante la igualdad:

$$\omega = \omega(x, a) = \frac{2}{E} \int_x^a G(t, x) K_{\sigma}(t) dt \quad (1.4.10)$$

donde E es el módulo de elasticidad del material.

Incorporando la función de Green dada por Eq.1.4.6:

$$\omega = \omega(x, a) = \frac{2}{E} \sqrt{W} \int_x^a k\left(\frac{t}{W}\right) h_{,2}(t, x) K_{\sigma}(t) dt \quad (1.4.11)$$

CAPÍTULO 2

CARACTERIZACIÓN DE LAS BARRAS DE ACERO DE ALTA RESISTENCIA Y METODOLOGÍA EXPERIMENTAL

Este capítulo describe los dos tipos de ensayos realizados y los resultados obtenidos respectivamente para la caracterización química, microestructural y mecánica de las barras de acero martensítico de alta resistencia para construcción objeto de investigación, así como para la determinación de su resistencia a la fisuración, tanto en ausencia de acciones ambientales como asistida por hidrógeno. Las técnicas empleadas y las metodologías aplicadas para este fin se justifican y se exponen en detalle a continuación.

2.1. COMPOSICIÓN QUÍMICA DEL ACERO DE LAS BARRAS

El acero analizado, de medio carbono, alta resistencia y microestructura martensítica de listones contiene, además de C, Mn, Si y Fe, otros elementos de aleación indicados en la tabla 2.1.1, añadidos durante el proceso de fabricación por su efecto sobre las propiedades mecánicas. La composición química porcentual en peso del acero se ha determinado un analizados C/S (Icarus) y un espectrómetro de emisión atómica con inducción de plasma (Thermo Fisher).

De acuerdo con la tabla 2.1.1, los aleantes del acero analizado son silicio, manganeso, cromo y cobre. Cabe destacar la presencia de cobre porque no suele ser un aleante muy empleado en aceros martensíticos. Además de mejorar la resistencia a la corrosión, endurece el acero cuando precipita durante el tratamiento térmico de fabricación, es decir eleva el límite elástico.

El microaleante presente en mayor cantidad en el acero analizado es titanio, que se añade para fijar el nitrógeno, es decir, para que se formen nitruros de titanio en lugar de nitruros de hierro perjudiciales. Los nitruros de titanio limitan el crecimiento del grano y generan una microestructura más fina, mejorando la tenacidad y elevando el límite elástico. El titanio también contribuye a una mayor resistencia a la corrosión.

Tabla 2.1.1: Composición química del acero en tanto por ciento en peso

C	Mn	Si	P	S	Cu	Ni	Cr	V	Ti	Fe
0.45	0.65	1.77	0.017	0.004	0.11	0.06	0.15	0,003	0,03	Bal.

El acero fue suministrado en su forma final como producto comercial de construcción, como barras lisas de 23 mm de diámetro que son conformadas por laminado en caliente y adquieren sus características definitivas mediante un tratamiento térmico final de temple y revenido. Como se ha indicado con anterioridad, sus aplicaciones más importantes son los tendones estructurales y las armaduras activas en hormigón pretensado.

2.2. MICROESTRUCTURA DEL ACERO DE LAS BARRAS

El conocimiento de la microestructura del acero de alta resistencia y medio carbono objeto de esta investigación es fundamental para explicar sus propiedades mecánicas y su comportamiento en servicio. Dicha microestructura contiene martensita como fase única debido al tratamiento térmico específico aplicado en su fabricación. La martensita es una fase dura y frágil que confiere al acero un elevado límite elástico, pero que la contribución de los microaleantes añadidos la hace compatible con una capacidad de endurecimiento por deformación suficiente para alcanzar el nivel de ductilidad requerido a las barras en sus aplicaciones como tendones estructurales.

La microestructura del acero de las barras se determinó mediante el análisis metalográfico, utilizando la microscopía electrónica de barrido, a veces complementada con espectroscopía de rayos X (EDS) con el propósito de identificar algunos de sus elementos químicos y estimar su distribución espacial en la muestra microestructural analizada.

2.2.1. Procedimiento experimental

La preparación de muestras para el análisis metalográfico a través de la microscopía electrónica de barrido (SEM) comenzó cortando las barras con máquina-herramienta según planos longitudinales y transversales de las mismas (figura 2.2.1). A continuación, las secciones obtenidas se limpiaron en un baño de ultrasonidos sumergidas en alcohol para seguidamente ser embutidas en una resina termoendurecible que llega hasta la superficie de corte. El posterior desbaste y pulido a que esta superficie fue sometida permitió obtener un acabado a espejo totalmente liso. Finalmente, para determinar las microestructuras correspondientes, las muestras fueron atacadas con una solución de ácido nítrico y etanol (Nital 4%).

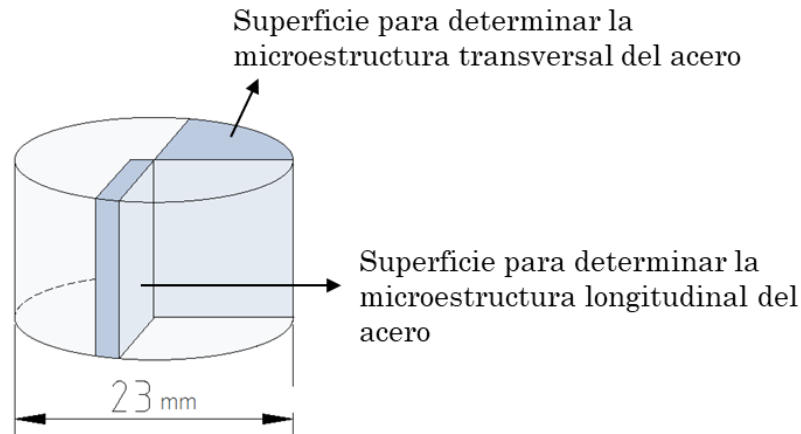


Figura 2.2.1: Corte de las barras para el análisis microestructural

2.2.2. Resultados del análisis microestructural

El examen de las muestras embutidas en el microscopio electrónico de barrido proporcionó imágenes representativas de las barras que permitieron determinar la microestructura del acero (figura 2.2.2) y confirmaron que ésta es esencialmente de martensita, si bien se observa una capa descarburada sobre la superficie de las barras cuyo espesor oscila entre 10 y 40 μm . La descarburación superficial es un proceso común en aceros sometidos a tratamientos térmicos con temperaturas elevadas, ya que éstas favorecen que el oxígeno atmosférico y el carbono superficial reaccionen, produciéndose una menor disponibilidad de carbono para la formación de martensita junto a la superficie de las barras. En su lugar se forman granos ferríticos alargados y de gran tamaño, que constituyen la capa descarburizada.

La matriz martensítica que sirve de sustrato a la capa de ferrita tiene como constituyente cristalográfico básico listones de martensita, en consonancia con su condición de martensita de bajo carbono. Como se observa en la figura 2.2.2, no se aprecian diferencias significativas de la microestructura que muestran las barras en los planos transversales (imagen a) y axiales (imagen b). Consecuentemente, no cabe esperar anisotropía inducida por la microestructura en el comportamiento del acero.

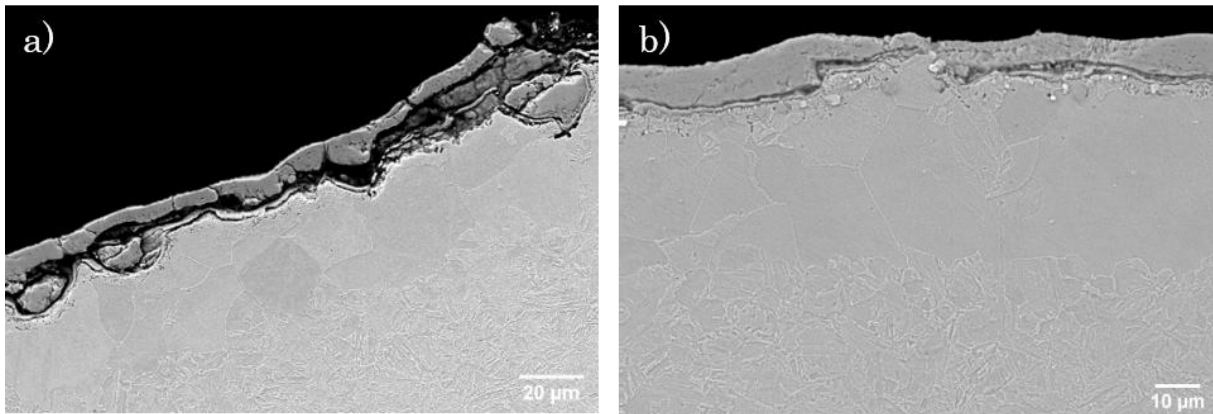


Figura 2.2.2: Microestructura del acero estudiados en planos a) transversales y b) axiales

La matriz martensítica contiene distintos tipos de inclusiones. El sistema de espectroscopía de rayos X (EDS) incorporado al microscopio electrónico ha permitido determinar la morfología y la composición de las más representativas (nitruro de titanio, calcio-aluminio, óxido de aluminio-magnesio, sulfuro de manganeso, sulfuro de aluminio, óxido de aluminio-magnesio) que pueden verse en las figuras 2.2.3 – 2.2.8.

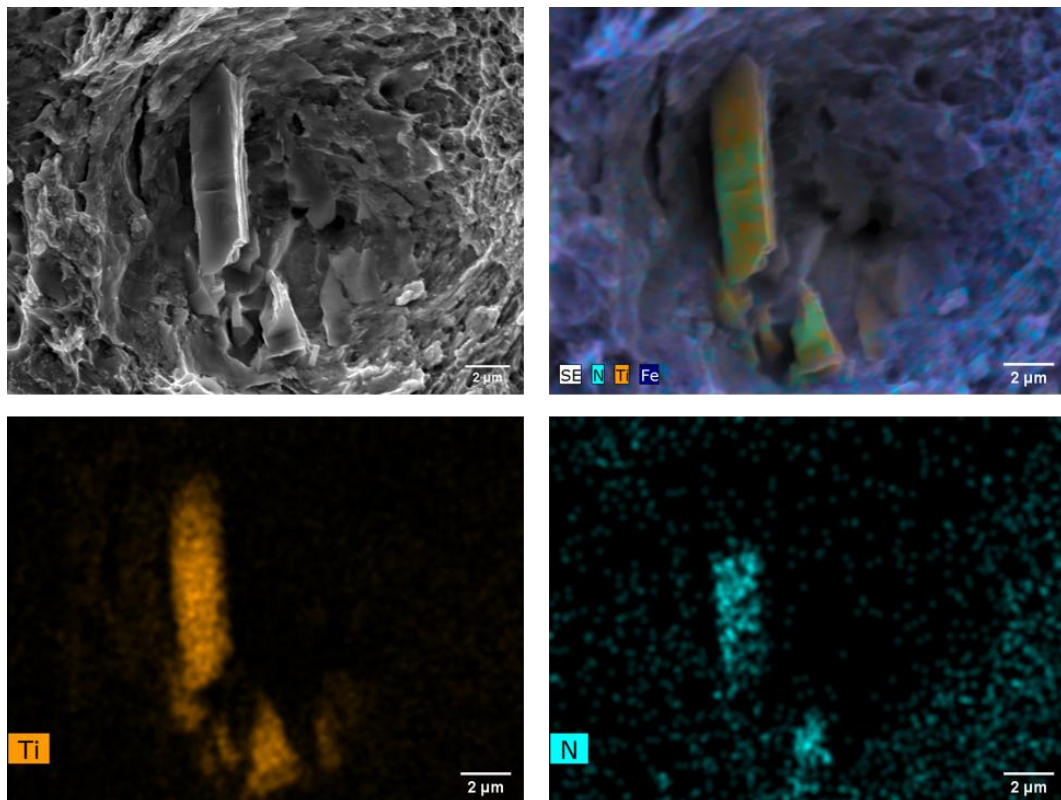


Figura 2.2.3: Inclusión de nitruro de titanio (TiN)

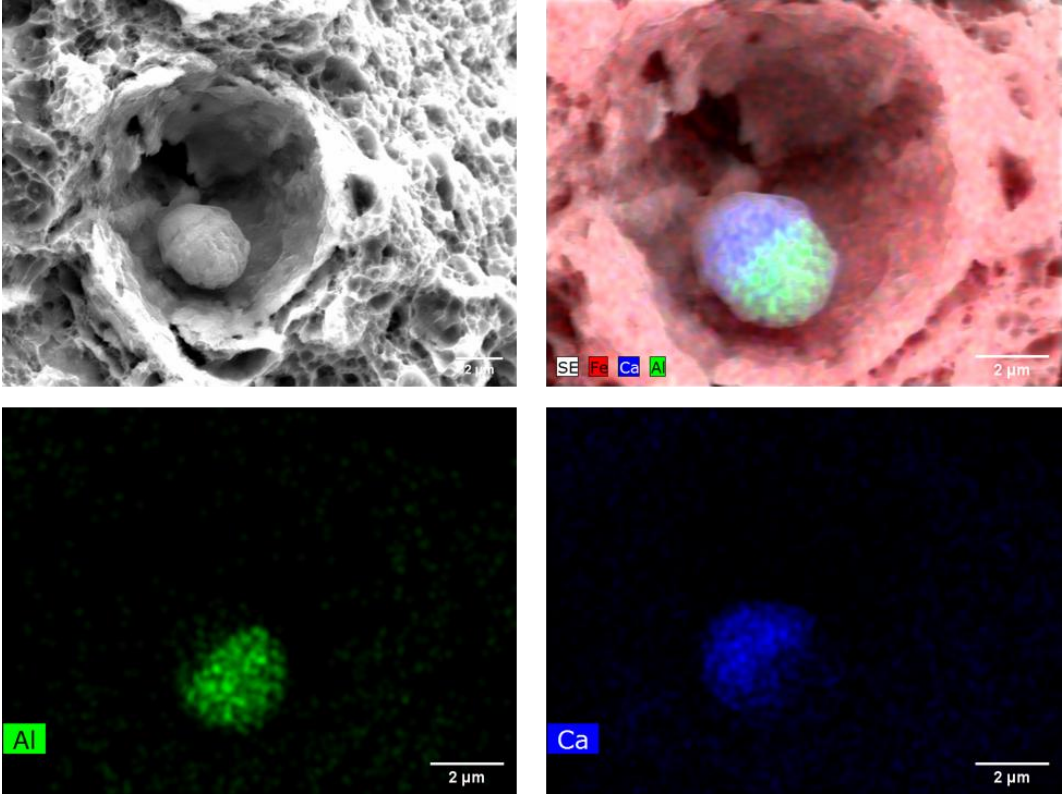


Figura 2.2.4: Inclusión de calcio-aluminio

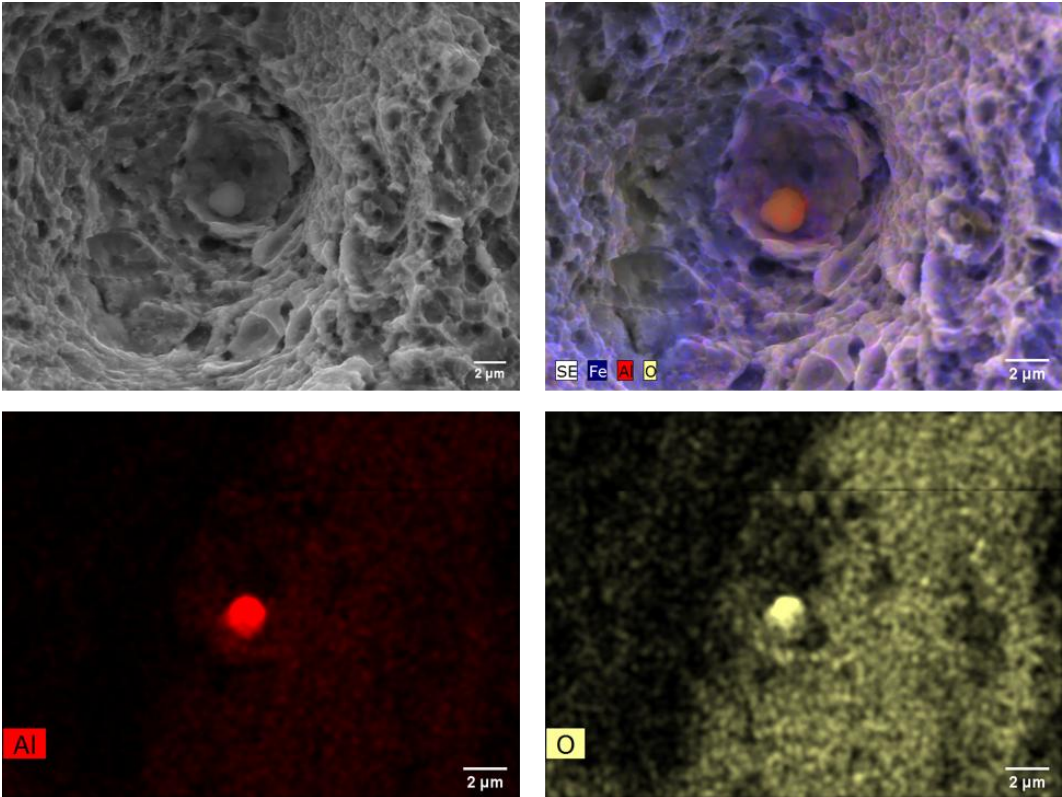


Figura 2.2.5: Inclusión de óxido de aluminio (Al_2O_3)

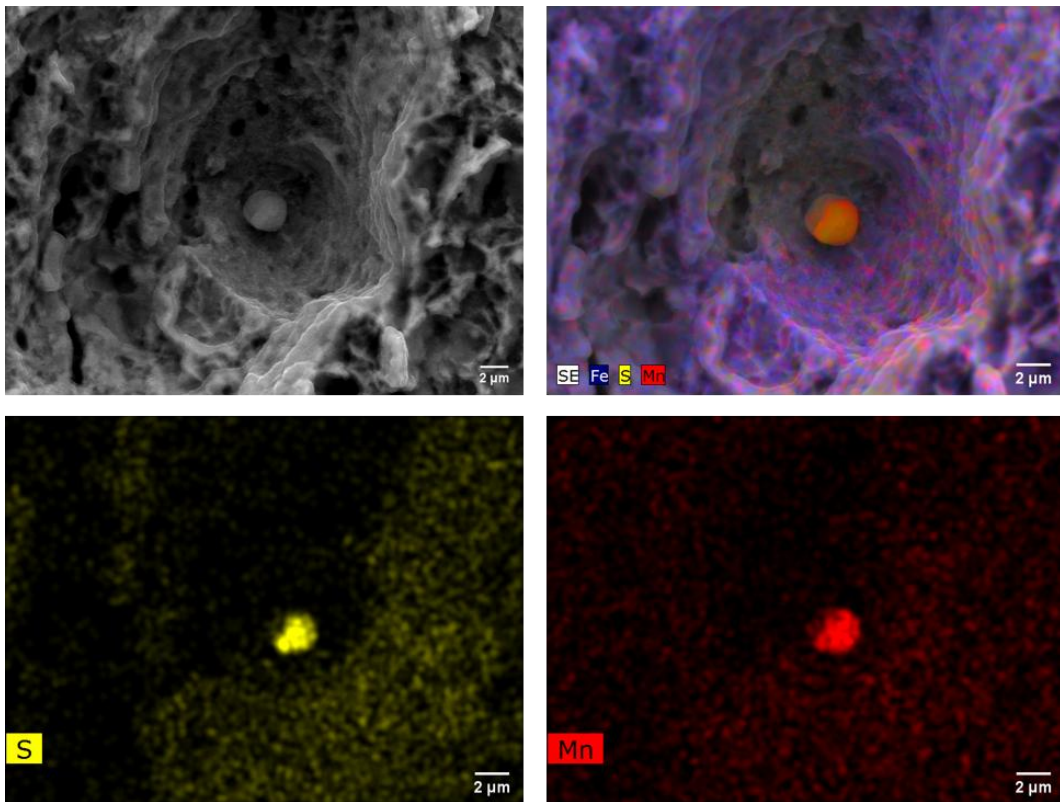


Figura 2.2.6: Inclusión de sulfuro de manganeso (MnS)

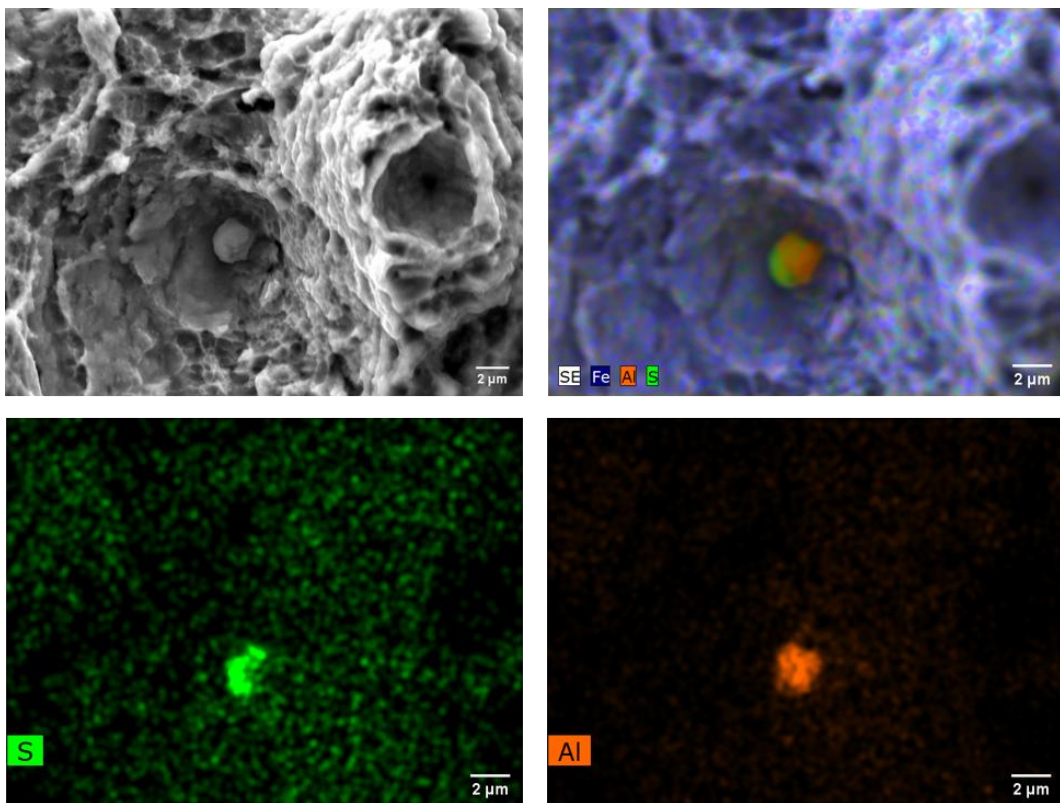


Figura 2.2.7: Inclusión de sulfuro de aluminio (Al₂S₃)

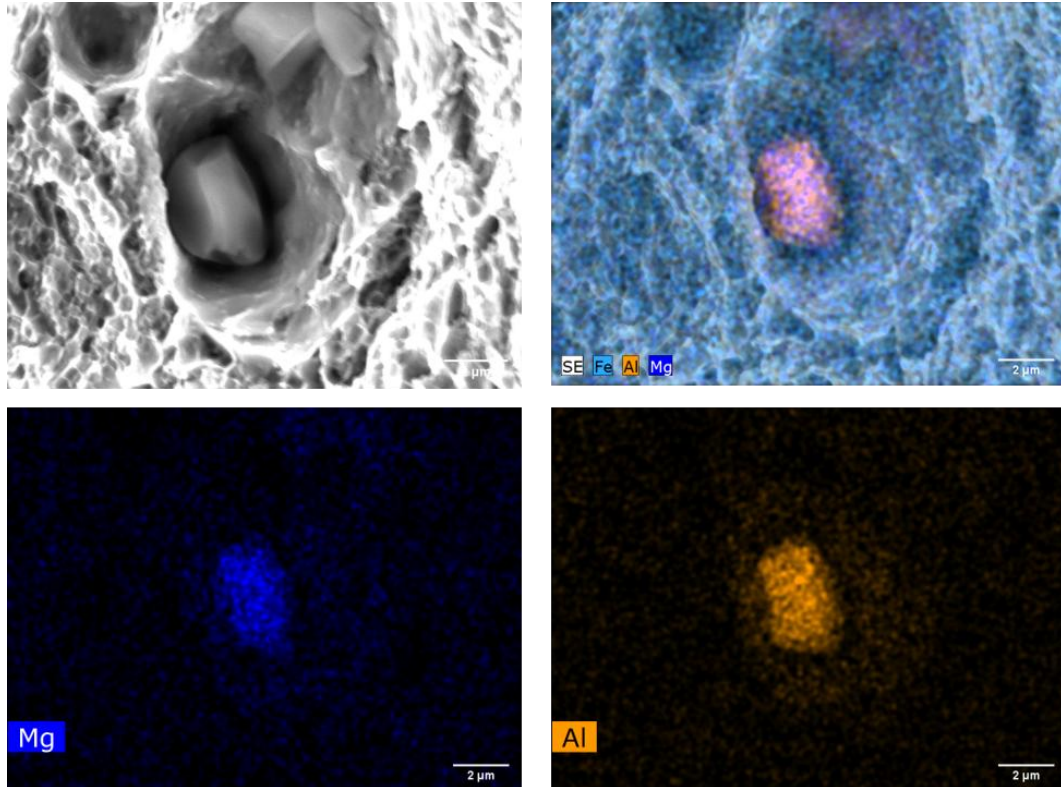


Figura 2.2.8: Inclusión de óxido de aluminio-magnesio

2.3. COMPORTAMIENTO A TRACCIÓN DEL ACERO DE LAS BARRAS

El acero de las barras estudiadas se ha sometido a ensayos de tracción simple para determinar su curva tensión-deformación $\sigma - \epsilon$ a temperatura ambiente y las propiedades mecánicas convencionales que de ella se derivan, es decir:

- El módulo de elasticidad o módulo de Young E , como pendiente del tramo recto inicial de dicha curva.
- El límite elástico convencional $R_{p0.2}$, como tensión que genera una deformación plástica del 0,2%.
- La resistencia a tracción R_m , como tensión máxima de la curva.
- La máxima deformación uniforme ϵ_m , como deformación correspondiente a

la tensión máxima.

- Las constantes n y σ_0 de la ley Ramberg-Osgood, que describen el comportamiento no lineal y la capacidad de endurecimiento por deformación del acero. Se han obtenido como parámetros de ajuste a la curva tensión-deformación plástica, resultante de restar la componente elástica σ/E a la deformación ε medida.

2.3.1. Procedimiento experimental

La curva tensión-deformación del acero en la dirección axial de las barras se obtuvo realizando cuatro ensayos de tracción simple en una máquina universal de ensayos mecánicos Suzpecar modelo MEN 101 10T. Los cuatro ensayos se llevaron a cabo en control de posición con una velocidad de desplazamiento del actuador de la máquina de 1 mm/min, y no se interrumpieron hasta la rotura de la probeta. Para medir las deformaciones se utilizó un extensómetro resistivo de 12,5 mm de base de medida.

Las probetas empleadas en estos ensayos fueron probetas cilíndricas de 5 mm de diámetro con cabezas roscadas, que se mecanizaron en taller tras ser extraídas de las barras haciendo coincidir las direcciones longitudinales respectivas (figura 2.3.1).

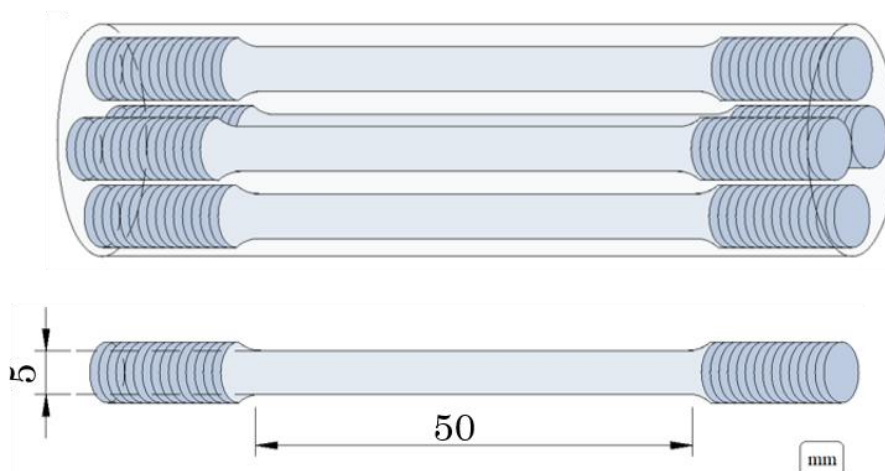


Figura 2.3.1: Esquema de las probetas cilíndricas para ensayos de tracción simple, orientadas paralelamente al eje longitudinal de las barras

La curva tensión-deformación del acero en la dirección transversal de las barras se obtuvo análogamente, ensayando a tracción simple dos micro-probetas cilíndricas roscadas, que también se mecanizaron en taller tras ser extraídas de las barras haciendo coincidir su dirección longitudinal con una dirección transversal de las barras. El tamaño hubo de ser necesariamente adaptado a los 29 mm de diámetro de las barras y optimizado, con el resultado que muestra la figura 2.3.2.

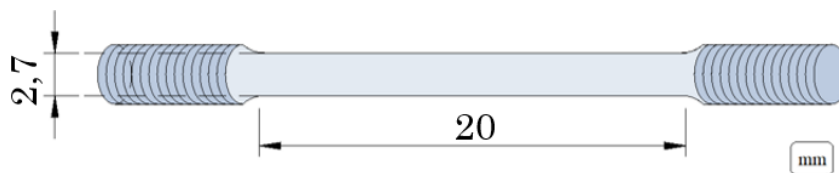


Figura 2.3.2: de las probetas cilíndricas para ensayos de tracción simple, orientadas paralelamente al eje longitudinal de las barras

Los dos ensayos se llevaron a cabo en la misma máquina de ensayos que los cuatro anteriormente descritos, sin interrupciones hasta la rotura de la probeta. Para medir las deformaciones se utilizó el mismo extensómetro resistivo de 12,5 mm de base de medida.

2.3.2. Resultados de los ensayos

La figura 2.3.3 muestra sendas imágenes de dos de las probetas ensayadas, una longitudinal y otra transversal, donde puede apreciarse la estricción experimentada por ambas con anterioridad a la rotura. En la figura 2.3.4 se han representado las curvas tensión-deformación obtenidas de los ensayos, con una marcada transición entre la zona elástica y la zona elastoplástica. La caída de carga que sigue a la carga máxima difiere entre los dos tipos de probeta a causa de la posición extensómetro respecto a la del cuello de estricción: éste se formó dentro de la base extensométrica de medida en las dos probetas de orientación axial y fuera en dos de orientación transversal.



Figura 2.3.3: Probetas cilíndricas ensayadas a tracción para la caracterización del acero de las barras

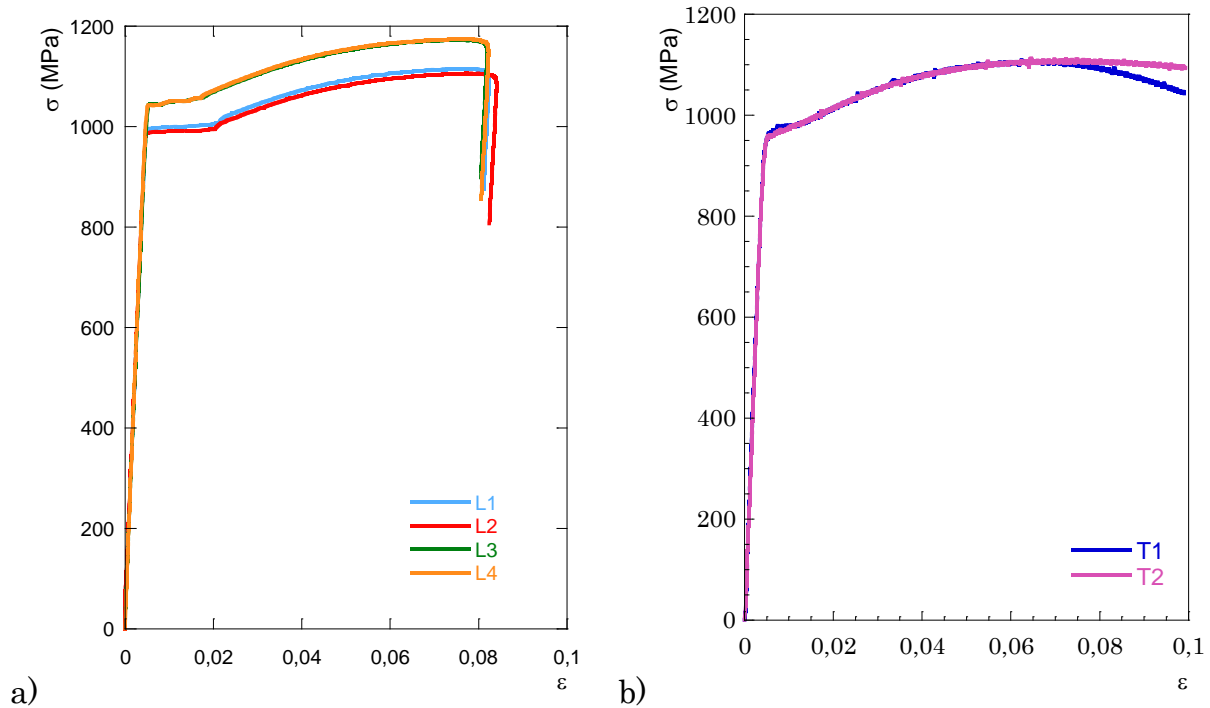


Figura 2.3.4: Curvas tensión-deformación obtenidas a partir de los ensayos de tracción realizados en a) probetas axiales y b) probetas transversales

La tabla 2.3.1 recoge los valores de las propiedades mecánicas derivadas de las curvas tensión-deformación y confirma la alta resistencia del acero y su moderada ductilidad. Los valores del exponente de Ramberg-Osgood evidencian que la capacidad de endurecimiento por deformación es relativamente baja.

Las diferencias entre valores correspondientes a la orientación de la probeta no indican comportamiento anisótropo, pero la transición de la rama elástica a la rama elastoplástica con escalón de cedencia sólo en las probetas axiales, así como la segregación por parejas de los valores del límite elástico también en estas últimas, sugieren que el comportamiento del acero no es perfectamente homogéneo en la sección transversal.

Tabla 2.3.1: Parámetros mecánicos de las barras

Dirección	Módulo elástico [GPa]	Límite elástico [Mpa]	Resistencia a tracción [Mpa]	Máxima elongación uniforme [%]	Reducción de área [%]	Constantes de Ramberg-Osgood ($\sigma = \sigma_0 \varepsilon^n$)
Longitudinal (L)	220	998	1138	8	61	$n=0,12$ $\sigma_0=1540$ MPa
Transversal (T)	196	963	1112	8	45	$n=0,12$ $\sigma_0=1506$ MPa

Las morfologías de fractura de las probetas fueron analizadas en el microscopio electrónico de barrido para ambas direcciones de ensayo. La figura 2.3.5 son imágenes de la superficie de fractura y del perfil de estricción de una de las probetas orientadas en la dirección longitudinal de las barras.

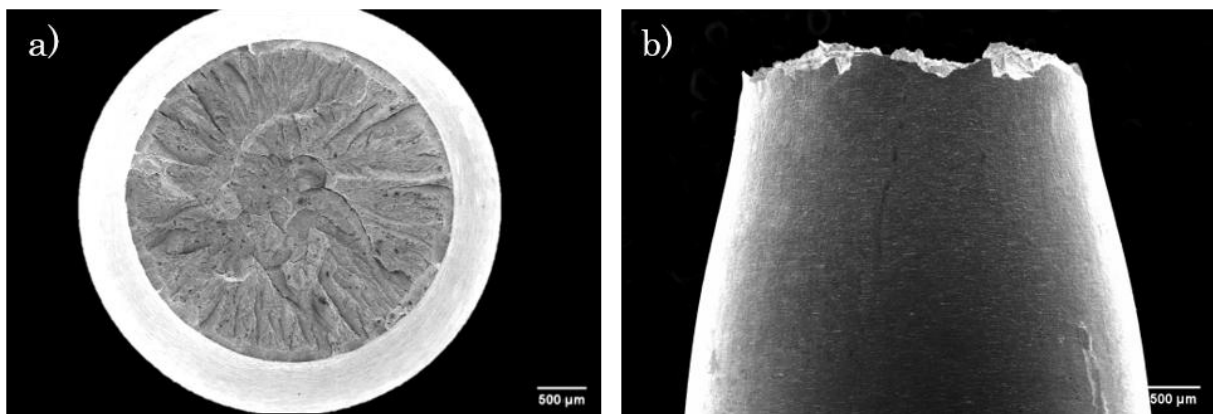


Figura 2.3.5: Ensayo de tracción según la dirección axial de las barras: a) superficie de fractura; b) Perfil de estricción

La rotura que se observa (Figura 2.3.5_a) es macroscópicamente dúctil, debida a un proceso de coalescencia de microhuecos que se extiende establemente como rotura desde el eje de la probeta hasta propagarse bruscamente a la periferia mediante fisuración axial con crecimiento radial. El perfil de la figura 2.3.5_b confirma que simultáneamente la probeta sufrió la importante reducción de sección transversal reflejada en la tabla 2.3.1 característica de materiales dúctiles.

La rotura resultante de los ensayos de tracción según la dirección transversal de las barras muestra diferencias en cuanto a los micromecanismos de rotura. La probeta marcas de decohesión en la dirección de tracción, es decir, en la dirección

axial de las barras, y la rotura final es menos dúctil debido al laminado longitudinal empleado en la fabricación de las barras (figura 2.3.6).

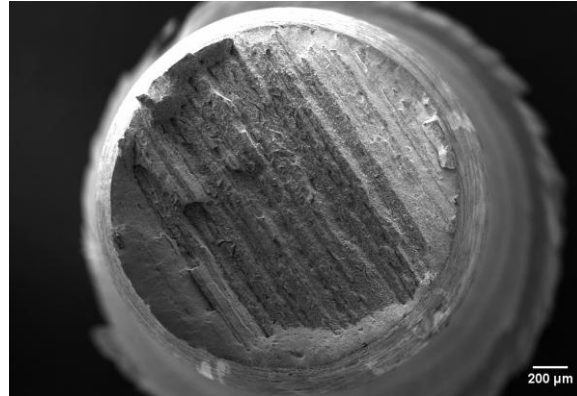


Figura 2.3.6: Superficie de fractura en un ensayo de tracción según la dirección transversal de las barras

2.4. MEDIDAS DE DUREZA DEL ACERO DE LAS BARRAS

Las técnicas empleadas para medir dureza en el acero de las barras han sido la microindentación y la nanoindentación Vickers, cuyos tamaños de indentador difieren en tres órdenes de magnitud. Estas técnicas de ensayos mecánicos se utilizan en el desarrollo y optimización de materiales y permiten determinar los valores locales, según la profundidad de indentación empleada, del módulo de elasticidad o de la dureza del material (Ruiz-Moreno *et al.*, 2018). En general, los ensayos realizados aplicando estas técnicas aportan información del comportamiento elastoplástico del material a escala local, correspondiente a los diferentes componentes microestructurales del material.

2.4.1. Procedimiento experimental

Se realizaron ensayos de nano-indentación XP (con control de la fuerza de penetración aplicada al indentador) sobre una sección axial de las barras, determinándose tanto el módulo de elasticidad como la dureza en cada uno de los puntos de indentación. En la figura 2.4.1_a puede verse que dicha sección es la cara libre de una muestra del acero de las barras embutida en un soporte

polimérico cilíndrico. Se hicieron un total de 50 nanoindentaciones, siguiendo la matriz de indentación de 5x10 con 20 μm de espaciamiento mostrada en la figura 2.4.1_b y situada junto al borde de la barra. Las indentaciones se realizaron con un indentador piramidal de base cuadrada y ángulos de 45° en el vértice, a fin de garantizar resultados representativos para los distintos componentes de interés detectados en el análisis microestructural (capa externa de óxido, zona descarburada de ferrita y matriz martensítica).

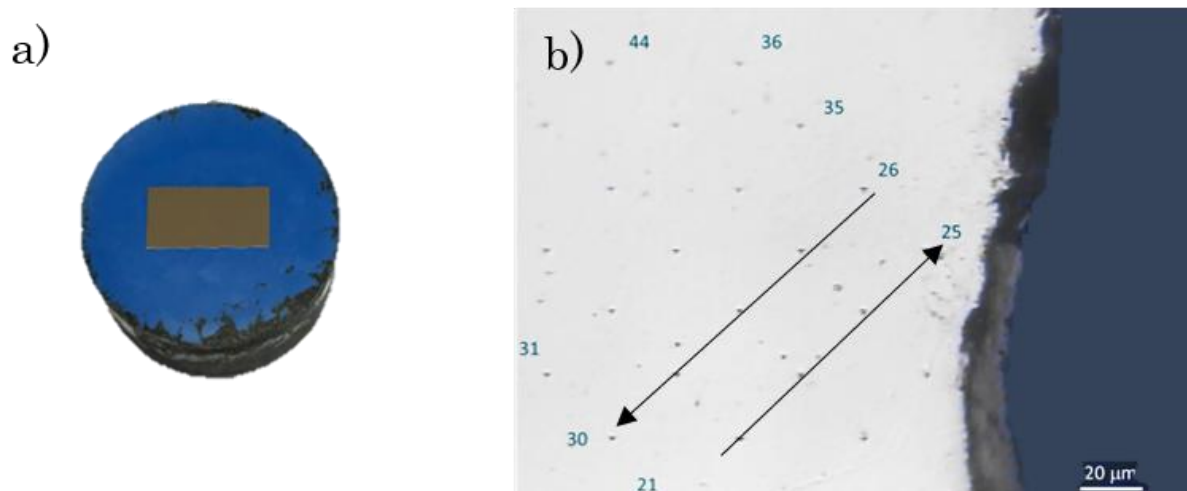


Figura 2.4.1: Muestra empleada para la nano-indentación de la sección axial de las barras; b) Matriz de nano-indentación adoptada

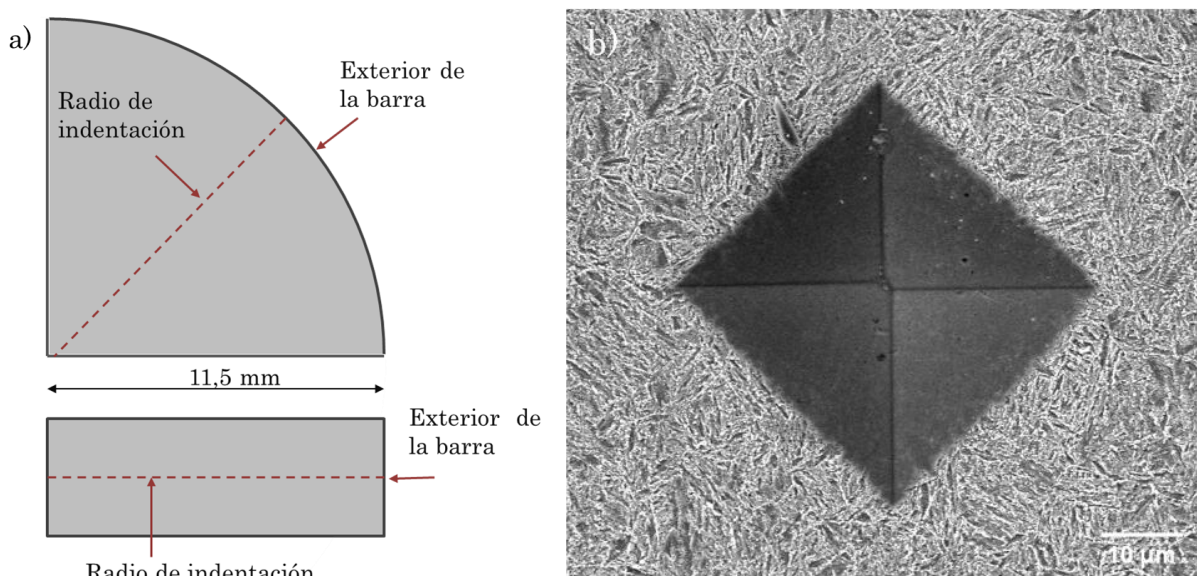


Figura 2.4.2: a) Líneas de indentación de micro-dureza Vickers en las secciones transversal y axial de las barras; b) Detalle de una indentación

Asimismo, se realizaron ensayos de micro-dureza Vickers sobre una sección axial

y otra transversal de las barras, contenidas en muestras análogas a las de la figura 2.4.1_a. Se efectuaron 50 indentaciones equiespaciadas a lo largo de tres segmentos rectos (uno sobre la sección axial y dos sobre la transversal) coincidentes con radios de las barras, tal como indica la figura 2.4.2_a.

2.4.2. Resultados experimentales

El resultado básico que se obtiene en los ensayos de nanoindentación es la curva que representa la fuerza aplicada frente a la penetración del indentador en la muestra ensayada, tanto en la fase de carga como en la de descarga. La pendiente de la recta correspondiente a esta última es función del módulo de elasticidad del material de la muestra y de la geometría del indentador, lo que permite que permite estimar dicho módulo midiendo la pendiente. La dureza es, por definición, el cociente entre un valor predeterminado de la fuerza de penetración y el área de la superficie de la muestra hundida por el indentador bajo dicha fuerza. La dureza H así medida está relacionada con la resistencia a tracción del material mediante una correlación de proporcionalidad con un factor aproximado de 3 (ver, por ejemplo, McClintock *et al.*, 1966).

La figura 4.2.3 muestra las curvas fuerza–penetración obtenidas por nano–indentación en el núcleo martensítico, la capa ferrítica descarburizada, y la capa exterior de óxido contenidos en las secciones axial y transversal de las barras. La tabla 2.4.1 recoge los valores correspondientes del módulo de elasticidad y la nano-dureza, cuyas diferencias ponen de manifiesto la distinta naturaleza de los componentes microestructurales analizados. En el caso del módulo de elasticidad los valores de las fases férreas son típicos de los aceros, y en particular el de la fase martensítica, constituyente del acero casi en su totalidad, apenas difiere del medido mediante ensayos de tracción. La resistencia a tracción, estimada como un tercio de la nanodureza de la fase martensítica, es superior a la medida en los ensayos de tracción, toda vez que en dicha resistencia nos sólo influyen tan las fases mayoritarias, sino también las singularidades microestructurales.

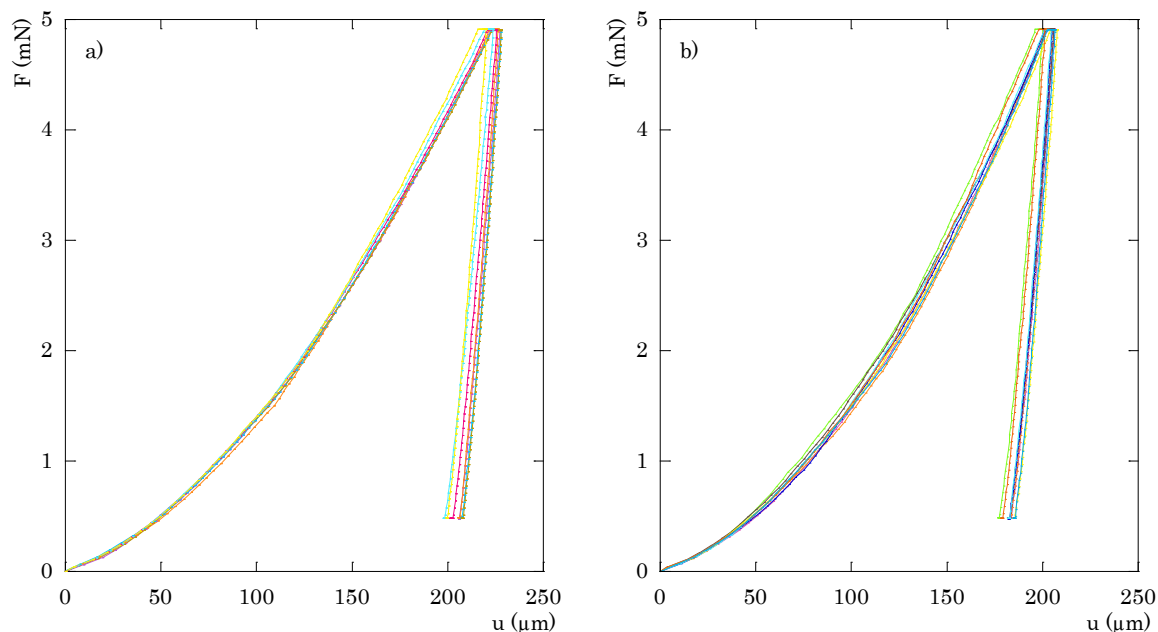


Figura 2.4.3: Curvas carga-penetración obtenidas de los ensayos de nano-indentación para las fases a) ferrítica y b) martensítica

Tabla 2.4.1: Módulo de elasticidad y nano-dureza obtenidos de los ensayos de nano-indentación para cada zona de las barras

FASE	MÓDULO DE ELASTICIDAD [GPa]	NANO-DUREZA [GPa]
Óxido	96	4,9
Ferrita	210	3,7
Martensita	234	4,5

Los resultados de los ensayos de micro-dureza Vickers realizados sobre las secciones axial y transversal de las barras pueden verse en la figura 2.4.4, donde se ha representado el valor HV de la dureza frente a la distancia del indentador al exterior de la barra. Los valores medios aparecen en la tabla 2.4.2. Tanto el gráfico como la tabla ponen de manifiesto que la dureza no es una característica dependiente de las direcciones del material asociadas a su microestructura y confirman la condición de isotropía del acero de las barras.

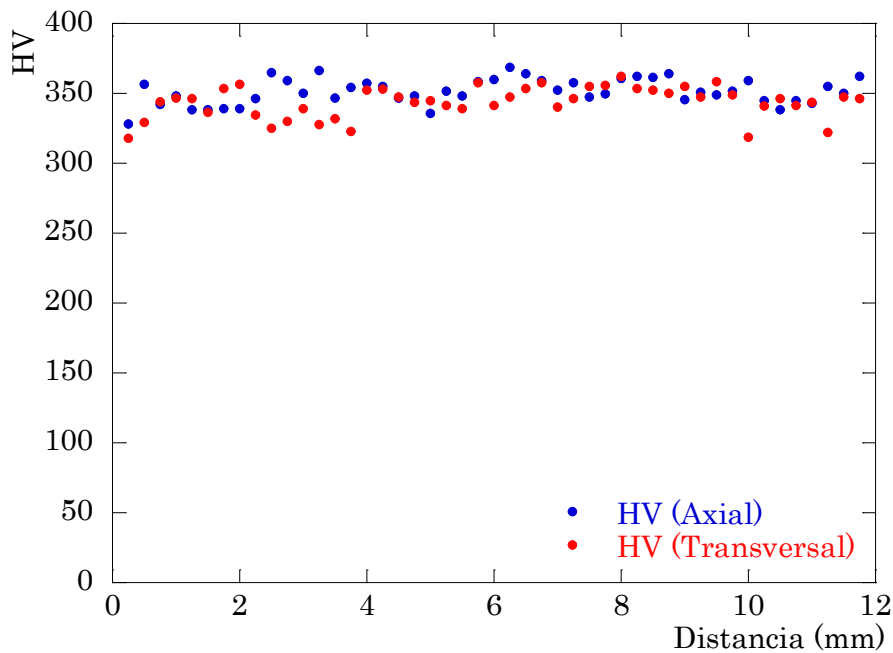


Figura 2.4.4: Micro-dureza Vickers medida sobre las secciones axial y transversal de las barras

Tabla 2.4.2: Resultados medios de micro-dureza de las muestras axial y transversal de las barras

PROBETA	MICRO-DUREZA (HV)
Axial	351 (3,44 GPa)
Transversal	344 (3,37 GPa)

La microdureza Vickers (HV) medida también es consistente con la resistencia a tracción de la tabla 2.3.1, pero la estimación de esta última como un tercio de la primera ($\approx 1,1$ GPa) es mucho más exacta. La explicación es que los volúmenes de material afectados por ambas medidas difieren al menos en un orden de magnitud y que por ello las medidas de microdureza reflejan más acusadamente el efecto de las singularidades microestructurales determinantes de la resistencia a tracción macroscópica.

2.5. MEDIDAS DE TENACIDAD DEL ACERO DE LAS BARRAS

La tenacidad de fractura mide la resistencia que un material con fisuras opone a que se propaguen por acciones puramente mecánicas. En materiales elastoplásticos, la propagación adquiere forma de rotura frágil o dúctil según la alteración que la plastificación previa del frente de fisura produce en el campo de tensiones de su entorno respecto al que se desarrollaría en ausencia de plasticidad. La rotura frágil tiene lugar cuando la zona plastificada es suficientemente pequeña para que ambos campos estén dominados por la misma singularidad, es decir, la del factor de intensidad de tensiones. Estas condiciones de comportamiento de la fisura se denominan régimen SSY (*Small Scale yielding*)

La tenacidad de fractura es el valor del factor de intensidad de tensiones que activa la rotura frágil. Su determinación mediante ensayos normalizados requiere someter a carga mecánica hasta rotura probetas prefisuradas por fatiga cuya configuración y tamaño hagan posible que dicha rotura se produzca en régimen SSY.

El diámetro de las barras de acero objeto de esta tesis es un serio obstáculo en cuanto a disponibilidad de material para confeccionar probetas normalizadas de tenacidad de fractura. No obstante, las limitaciones han podido ser superadas recurriendo a un tipo poco usual de probeta normalizada que no requiere prefisuración, y cuya relación entre la capacidad de mantenerse en régimen SSY y el tamaño es más favorable que las probetas de tenacidad más comúnmente utilizadas. Para maximizar dicha capacidad, y dada la isotropía del acero comprobada en los ensayos de tracción y de dureza, las probetas de tenacidad se han extraído de las barras haciendo coincidir el plano de fisuración de las primeras con el plano axial de las segundas. No obstante, también se ha medido la tenacidad del acero frente a la fisuración según el plano transversal de las barras. Estas medidas, no normalizadas, se han realizado ensayando a tracción hasta rotura probetas cilíndricas con fisuras de superficie generadas por fatiga.

2.5.1. Procedimiento experimental y resultados

2.5.1.1. Ensayos de tenacidad de fractura normalizados

Las probetas que adopta la norma ASTM E1304 (ASTM E1304, 2002) para medir la tenacidad de fractura se conocen como probetas Chevron-Notch y no requieren prefisuración por fatiga. La fisura previa se sustituye por un corte plano de pequeño espesor, que deja un ligamento cuya rotura genera una fisura que avanza abarcando un frente cada vez más ancho (Bubsey *et al.*, 1992). Como consecuencia, la función que determina la dependencia del factor de intensidad de tensiones con la profundidad del frente decrece hasta alcanzar un mínimo a partir del cual es monótonamente creciente. El efecto de esta característica sobre el ensayo de tenacidad es que la rotura del ligamento tiene lugar con una fase inicial estable durante la cual la carga crece y el factor de intensidad de tensiones se mantiene igual a la tenacidad de fractura del material. La rotura se vuelve inestable y la carga disminuye cuando la profundidad de la fisura creada en el ligamento hace mínima la función antes mencionada. Esta condición y el valor de la carga máxima permiten obtener la tenacidad de fractura del material como el factor de intensidad de tensiones para dicho valor de la carga.

No obstante, a menudo la inestabilidad se manifiesta bajo la forma de fluctuaciones escalonadas de la carga que impiden establecer con precisión los valores de cálculo para obtener la tenacidad de fractura, y por este motivo en esta investigación se han utilizado probetas Chevron-Notch cuyo ligamento ha sido fisurado por fatiga antes del ensayo de fatiga. Con ello, tanto la carga como la profundidad de fisura al iniciarse la rotura del ligamento se determinan inequívocamente sobre el registro carga-apertura de la fisura y sobre la superficie de fractura.

La capacidad de las probetas de tenacidad para mantenerse en régimen SSY se expresa mediante un valor límite del factor de intensidad de tensiones por encima del cual desaparece dicho régimen. El valor límite depende del límite elástico del

material y del tamaño de la probeta, dado por el espesor como dimensión característica. Para un mismo valor límite, las probetas Chevron Notch requieren la mitad de espesor que las probetas CT o las probetas de flexión de la norma ASTM E399 (ASTM E399, 2023).

Los dos tipos básicos de probetas Chevron Notch contemplados en la norma ASTM E1304 son sendos prismas, uno de base rectangular y otro de base circular, divididos parcialmente por uno de los planos de simetría paralelos a un lado o a un diámetro de la base. El ligamento que une las dos mitades es un triángulo isósceles con la base sobre la del prisma (figura 2.5.1). El nombre que reciben estas dos configuraciones de probeta es SBS (*Short Bar Specimen*).

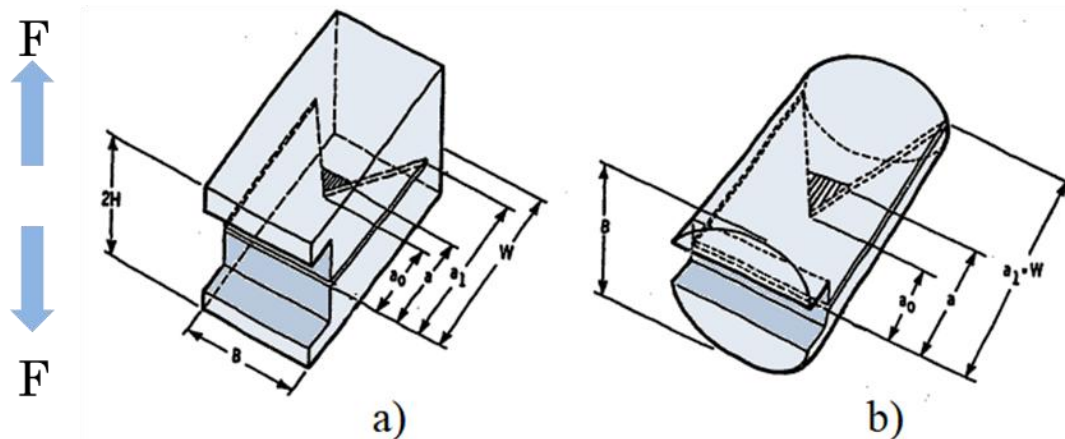


Figura 2.5.1: Geometría de probetas Chevron-Notch: a) SBS con sección rectangular (Barker, 1977); b) SBS con sección circular

Para medir la tenacidad de fractura de las barras objeto de estudio de esta tesis se emplearon probetas SBS de sección rectangular con el ligamento paralelo a la dirección axial de las barras. Los ensayos y la prefisuración se realizaron por triplicado para dos tamaños de probeta, los correspondientes a los valores 12 y 16 mm de la dimensión B (Figura 2.5.2_a), en una máquina Instron modelo 8501 de 100 kN de capacidad. Tanto la prefisuración como el ensayo de tenacidad se instrumentaron con un extensómetro resistivo COD de 5 mm de base mínima y 7 mm de recorrido que permitió registrar la apertura de la boca de la probeta (CMOD) para controlar el avance de la fisura durante la fisuración y para detectar el inicio de la rotura durante el ensayo. El extensómetro se adosó a las probetas mediante sendas cuchillas adheridas a las mordazas con forma de garra

que transmitían la carga de tracción a la probeta SBS (figura 2.5.2_b). A cada probeta se le aplicaron 12000 ciclos de carga cíclica armónica con 8 Hz de frecuencia y rango de carga de 0.5 a 3 kN. En los ensayos de tenacidad se obtuvo el registro carga-CTOD hasta rotura, con la carga causante de ésta. La profundidad de la fisura de fatiga se midió con un proyector de perfiles sobre las superficies de fractura, y con ambos datos se calculó la tenacidad de fractura del acero, aplicando las fórmulas dadas a continuación.

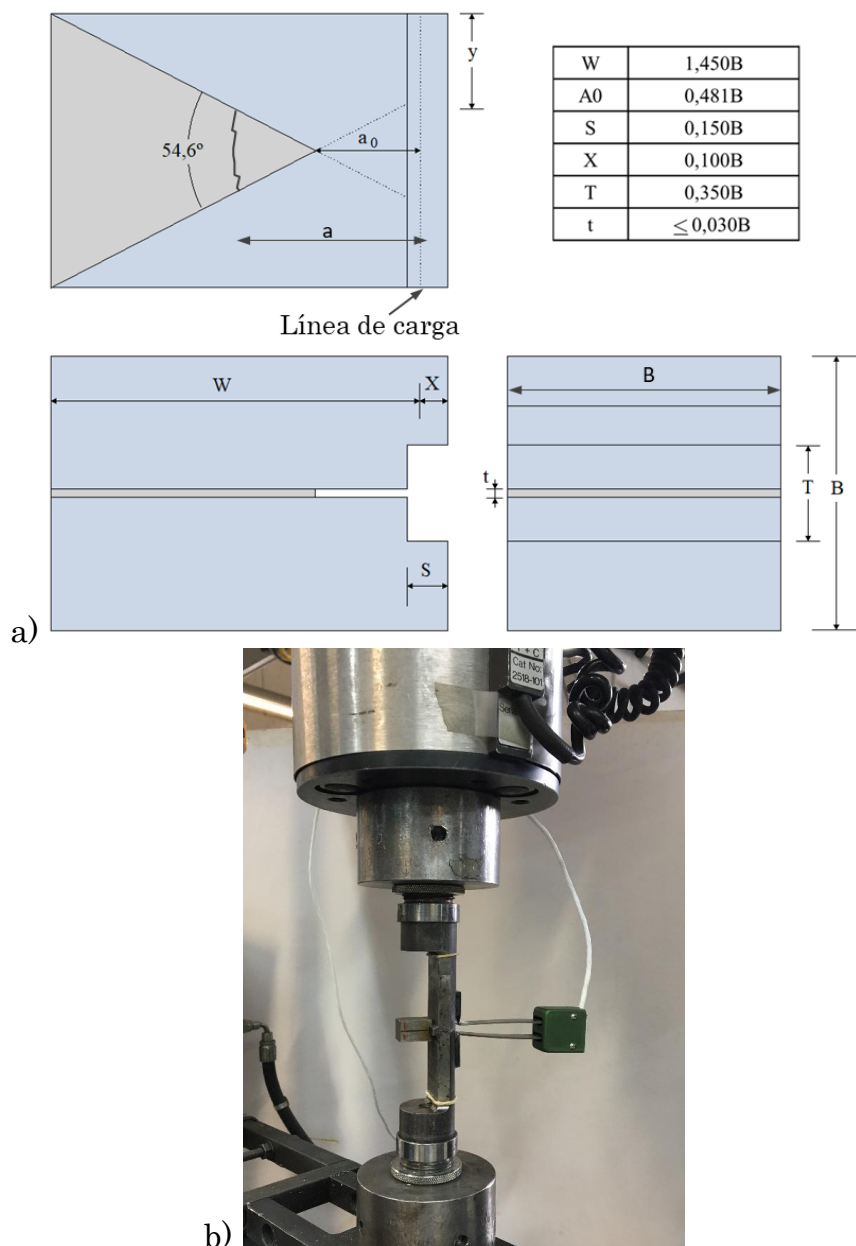


Figura 2.5.2: a) Configuración de las probetas SBS de sección rectangular empleadas; b) Ensayo para determinar la tenacidad con probetas SBS

El factor de intensidad de tensiones K_L que determina el límite de las probetas SBS para mantener el régimen SSY, y por tanto para medir la tenacidad de fractura, viene dado por la expresión:

$$K_L = 0.894R_{p0.2}\sqrt{B} \quad (2.5.1)$$

donde $R_{p0.2}$ es el límite elástico del acero y B el espesor de la probeta. Los valores límite que resultan de particularizar Eq.2.5.1 para los datos de la tabla (2.3.1) y para los dos tamaños de probetas de ensayo ensayadas son 94 y 109 MPam^{1/2}.

La expresión del factor de intensidad de tensiones K_I que genera una carga F en la probeta SBS de base cuadrada representada en la figura 2.5.2, de espesor B , profundidad de fisura a y profundidad relativa de fisura $\tilde{a} = a/W$, viene dada por (ASTM E1304, 2002):

$$K_I = 0,83 \frac{F}{B^{3/2}} Y^* \left(\frac{a}{W} \right) \quad (2.5.2)$$

con (Bubsey *et all.*, 1992):

$$Y^* \left(\frac{a}{W} \right) = Y^*(\tilde{a}) = 937,43 - 3751,3\tilde{a} + 13688,3\tilde{a}^2 - 14640,4\tilde{a}^3 + 5966,7\tilde{a}^4 \quad (2.5.3)$$

Los registros carga-CMOD obtenidos para cada una de las tres probetas de 12 mm y de 16 mm de espesor ensayadas se han representado en las figuras 2.5.3_a y 2.5.3_b, respectivamente. La curva correspondiente a la probeta de 12 mm SBS_B12_01 es lineal hasta rotura e indica que la probeta colapsa con una caída total de carga, es decir, la fisura se propaga inestablemente por la totalidad del ligamento. En cambio, las caídas de carga con escalones que experimentan las otras dos probetas de 12 mm indican que la propagación es inestable a intervalos, con paradas y reiniciaciones de la propagación. Las curvas correspondientes a las probetas de 16 mm de espesor muestran que la propagación es inestable en su totalidad.

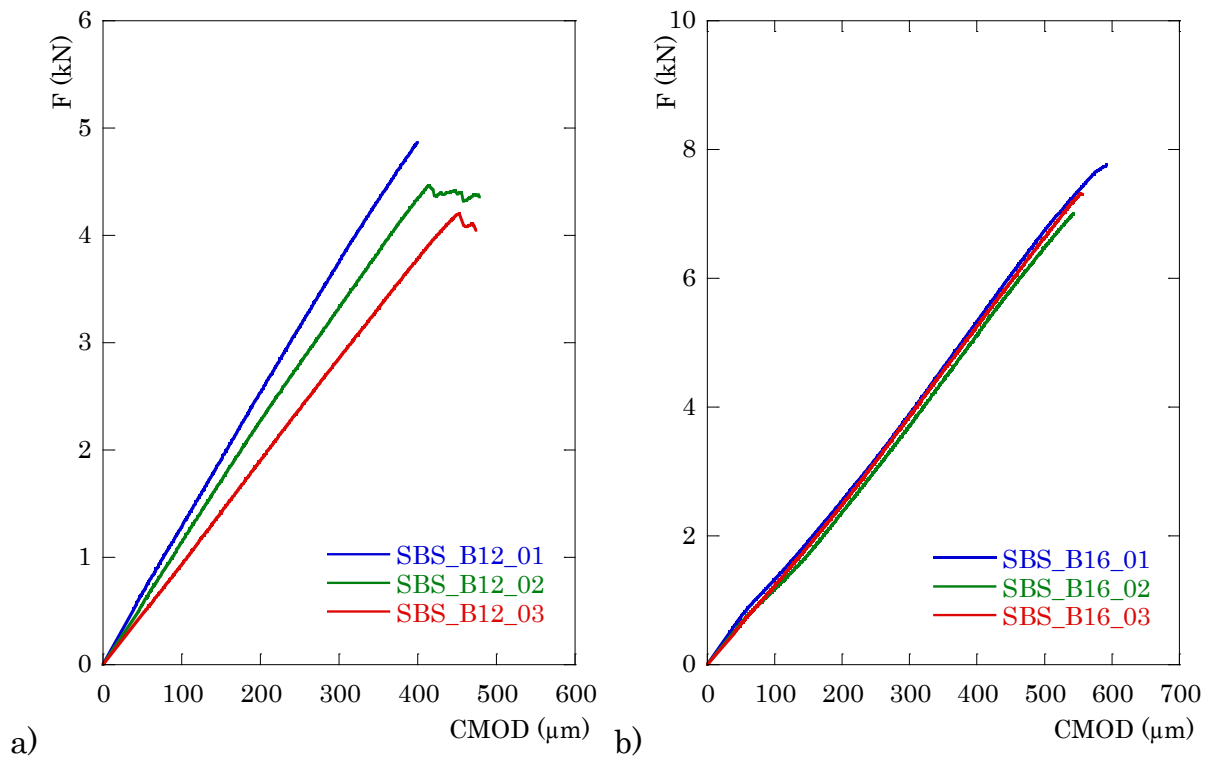


Figura 2.5.3: Curvas carga-CMOD registradas en los ensayos de tenacidad de las probetas SBS a) de 12 mm de espesor y b) de 16 mm de espesor

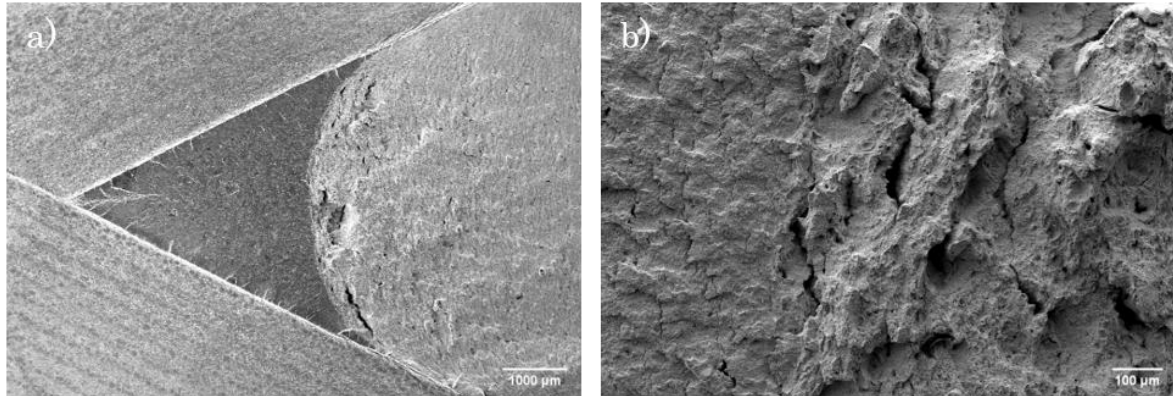


Figura 2.5.4: a) Superficie de fractura de una probeta SBS ensayada y b) detalle del frente de fisura

La figura 2.5.4 muestra la superficie de fractura de una de las probetas con el frente de la fisura de fatiga perfectamente delimitado. También puede verse un detalle del frente de fisura que pone de manifiesto la diferencia de morfología de la fractura entre las dos zonas, en particular entre las microfisuras que ambas exhiben. Las de la zona de rotura están mucho más deformadas y son prácticamente microhuecos alargados que se originan al estirarse y romperse los paquetes martensíticos. Entre ellos se aprecian también cavidades de mayor

tamaño formadas alrededor de las inclusiones presentes en la microestructura.

Para aplicar las expresiones Eq.2.5.2 y Eq.2.5.3 se adoptó como carga de rotura la de primera caída $F_{m\acute{a}x}$, y como profundidad de fisura, dado que el frente de la fisura no es recto, el valor medio resultante de medir dicha profundidad a lo largo de la anchura del ligamento. Los valores de la tenacidad del acero obtenidos de cada ensayo aparecen en la tabla 2.5.1, junto con las magnitudes medidas necesarias para los cálculos.

Tabla 2.5.1: Medidas de la tenacidad del acero de las barras realizadas con probetas SBS

Probeta	a [mm]	$F_{m\acute{a}x}$ [kN]	Y	K_{IC} [MPa m ^{1/2}]
SBS_B12_01	10,22	4,87	25,92	79,74
SBS_B12_02	10,93	4,46	26,74	75,33
SBS_B12_03	10,23	4,20	25,66	68,08
SBS_B16_01	13,18	7,76	25,48	79,10
SBS_B16_02	13,59	7,01	25,13	70,46
SBS_B16_03	13,42	7,31	25,56	74,73
				74,57 ± 6%

El valor medio de los seis ensayos también está recogido en la tabla con la desviación típica porcentual (75 MPam^{1/2} ± 6%). Es inferior al valor límite de régimen SSY de los dos tamaños de probeta ensayados, luego es la tenacidad de fractura del acero. Así pues, las barras de alta resistencia para construcción de acero martensítico de listones poseen una tenacidad intermedia entre la de las barras perlíticas (60 MPam^{1/2}) y la de las barras martensíticas (100 MPam^{1/2}), cuya alternativa constituyen.

2.5.1.2. Ensayos de tenacidad de fractura no normalizados

La tenacidad de fractura del acero de las barras medida mediante las probetas

SBS pudo ser confirmada ensayando hasta rotura probetas cilíndricas fisuradas procedentes de los ensayos de fatiga que se describen en apartados siguientes. Estas probetas no están normalizadas, pero permiten determinar la tenacidad siguiendo los principios de los ensayos normalizados.

La configuración de las probetas puede verse en la figura 2.5.5, junto con una imagen del montaje de ensayo. Son cilindros de 5 mm de diámetro y 50 mm de fuste con cabezas roscadas y eje de revolución paralelo a la dirección axial de las barras. En la mitad del fuste se practicó una entalla transversal con frentes recto semicircular, 0,5 mm de profundidad y 0,3 mm de anchura.

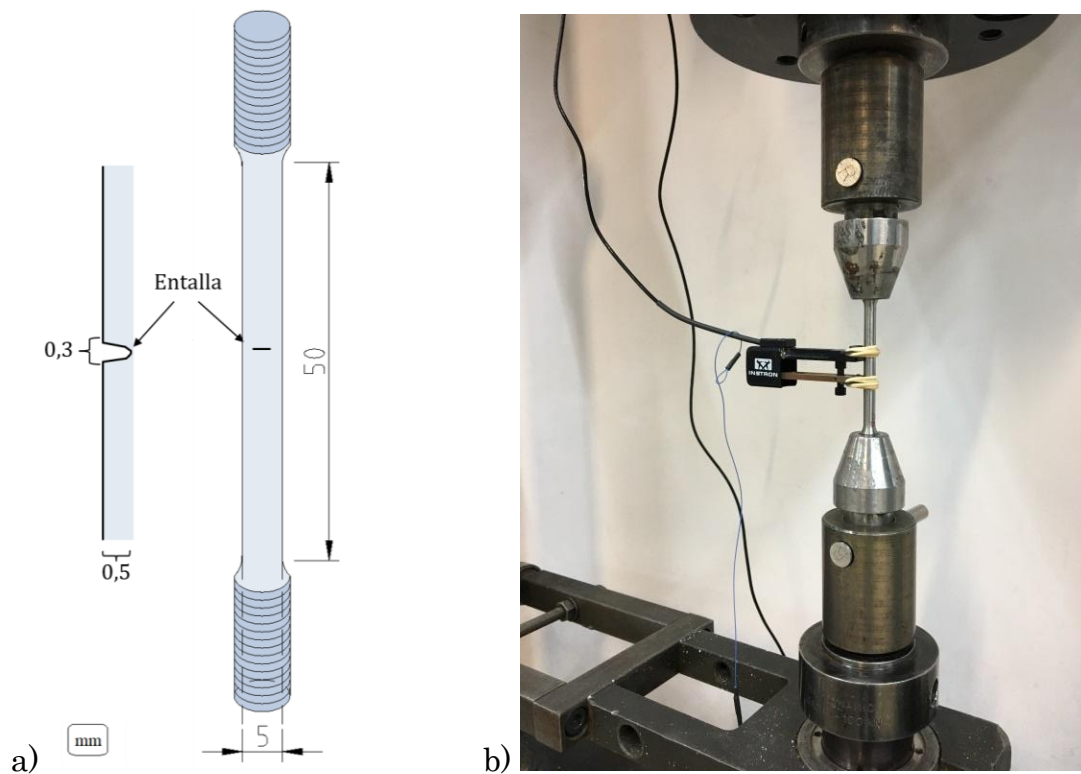


Figura 2.5.5: a) Configuración y dimensiones de las probetas cilíndricas empleadas para medir la tenacidad; b) Montaje del ensayo

La fisura de fatiga necesaria para medir la tenacidad de fractura se generó a partir de la entalla sometiendo las probetas a carga cíclica. Los pormenores de este proceso figuran en el apartado dedicado a la caracterización de la resistencia a fatiga de las barras, ya que el procedimiento de fisuración fue diseñado para servir a ambos propósitos.

El tipo de fisura generado a partir de la entalla se caracteriza por conservar los dos planos de simetría de la entalla y estar contenido por tanto en la sección transversal de la probeta. El frente de fisura es curvo y se ajusta con gran aproximación a una elipse cuyo eje menor se sitúa en la intersección de ambos planos y cuyo eje mayor es tangente al perímetro de la sección transversal. La semilongitud a del menor se mide directamente sobre la superficie de fractura por ser la profundidad a de la fisura, mientras que la semilongitud b del mayor se determina a partir de a y de la semianchura c de la fisura en superficie, que también se mide directamente (figura 2.5.6).

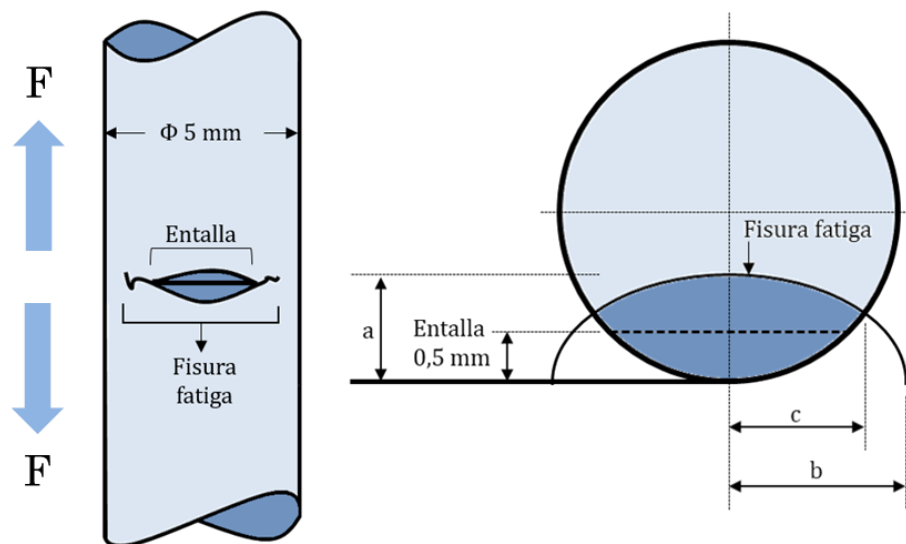


Figura 2.5.6: Configuración de la fisura de fatiga en los ensayos de tenacidad con probetas cilíndricas

El factor de intensidad de tensiones K_I de esta configuración tridimensional de fisura varía a largo del frente y es máximo en el punto más profundo, es decir, en el extremo del semieje menor. La condición de rotura en régimen SSY es que la carga aplicada F haga que dicho factor alcance el valor de la tenacidad de fractura K_{Ic} , luego esta magnitud se obtendría particularizando la expresión del factor K_I para la carga de rotura registrada en los ensayos y para las dimensiones de la fisura de fatiga medidas sobre la superficie de fractura. Dicha expresión es (Toribio *et al.*, 2009):

$$K_I = \frac{4F\sqrt{\pi a}}{\pi D^2} Y_A \quad (2.5.4)$$

$$Y_A = 0.67 - 0.033\xi + 5.73\zeta - 0.29\xi^2 - 2.943\xi\zeta - 22.692\zeta^2 + 2.41\xi^2\zeta + 10.684\xi\zeta^2 + 49.34\zeta^3 - 8.82\xi^2\zeta^2 - 10.16\xi\zeta^3 - 21.43\zeta^4 \quad (2.5.5)$$

donde $\xi=a/b$ y $\zeta=a/D$ y D es el diámetro de la probeta.

En total se han realizado siete ensayos de fractura traccionando hasta rotura con probetas cilíndricas con fisuras de fatiga con la forma de lúnula elíptica mostrada en la figura 2.5.6. Los ensayos fueron instrumentados con el extensómetro resistivo de 12,5 mm de base que puede verse en la figura 2.5.5 y que se adosó a las probetas enfrentado a la entalla para obtener una medida indicativa de la apertura de la fisura CMOD. Los registros carga-CMOD de los siete ensayos se han representado en la figura 2.5.7 junto con la imagen de una las superficies de fractura.

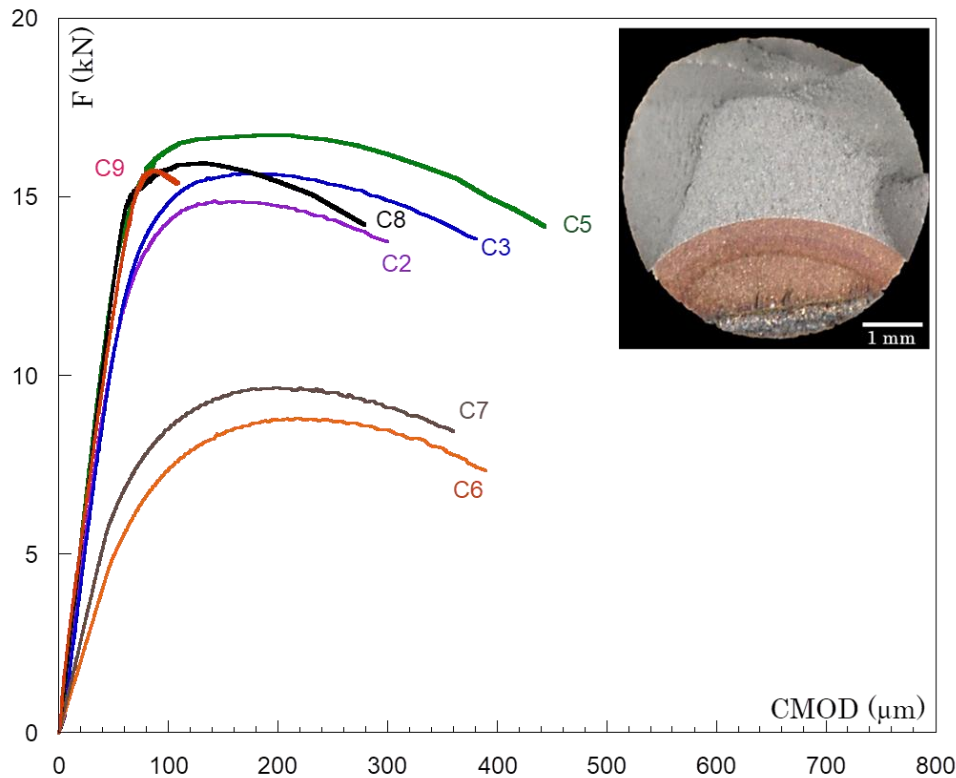


Figura 2.5.7: Curvas carga-CMOD obtenidas en los ensayos de tenacidad con probetas cilíndricas

El tipo de registro difiere fuertemente del obtenido con las probetas SBS (figura 2.5.3) e indica que el comportamiento global de las probetas cilíndricas deja de

ser elástico-lineal con mucha antelación al agotamiento plástico del ligamento resistente y al colapso de la probeta, que se produce con una caída de carga muy prolongada, salvo en el caso de la probeta C9. El régimen SSY de plasticidad contenida en el frente de fisura da paso al de plasticidad extendida y éste al agotamiento plástico, a menos que el factor de intensidad de tensiones crezca hasta igualar la tenacidad de fractura en la fase SSY de la secuencia. La norma ASTM E399 (ASTM E399, 2023) asume una condición empírica para asegurar este extremo consistente en que la carga máxima registrada $F_{\text{máx}}$ no supere en más del 10 % a la ordenada F_5 de intersección de la curva carga-CMOD obtenida en el ensayo con la recta que pasa por el origen y cuya pendiente es 0,95 veces la inicial de dicha curva. Una vez comprobado que la condición se cumple, la carga F_5 es la que determina el factor de intensidad de tensiones de rotura, y por ende la tenacidad de fractura. Si bien la condición sólo está establecida para las probetas compactas y de flexión que contempla la norma citada, en esta tesis será aplicada como referencia a las probetas cilíndricas ensayadas.

Los resultados de los ensayos de tenacidad con probetas cilíndricas se han resumido en la tabla 2.5.2 e incluyen para cada probeta las longitudes a y b de los semiejes de la fisura de fatiga, el valor de la función Y_A de (Eq.2.5.5), la carga máxima $F_{\text{máx}}$, la carga condicional F_5 y el valor K_C del factor de intensidad de tensiones (Eq.2.5.4) debido a esta última.

Los valores del cociente $F_{\text{máx}}/F_5$ indican que sólo los dos últimos ensayos de la tabla satisfacen la condición de colapso en régimen SSY extrapolada a las probetas cilíndricas, mientras que en los otros cinco el final de dicho régimen es muy anterior al colapso. Los valores de los factores de intensidad de tensiones K_C de esos dos ensayos para las respectivas cargas F_5 serían los valores de la tenacidad de fractura medida en cada uno de acuerdo con la extrapolación asumida. El valor medio de ambas medidas son 76 MPam^{1/2}, que coincide sensiblemente con el de la tenacidad del acero según la tabla 2.5.1. Los factores de intensidad de tensiones K_C de los restantes ensayos son muy inferiores, en consonancia con el hecho de no haber provocado la rotura de la probeta.

Tabla 2.5.2: Resumen de los ensayos de tenacidad con probetas cilíndricas de 5 mm de diámetro, prefisuradas por fatiga

Probeta	a [mm]	b [mm]	$F_{m\acute{a}x}$ [kN]	Y	K_C [MPa m ^{1/2}]
C2	1,98	2,51	14,89	1,35	80,62
C3	1,95	2,25	15,67	1,23	76,16
C5	1,55	1,91	16,93	1,10	66,25
C6	2,86	3,82	8,77	2,35	60,21
C7	2,64	3,45	9,63	2,00	89,18
C8	1,83	2,28	16,05	1,24	76,79
C9	1,95	2,54	15,76	1,36	85,19
					76,34

La morfología de la fractura de las probetas cilíndricas fue analizada en el microscopio electrónico de barrido. Para ello la cabeza de rotura de la probeta C3 mostrada en la figura 2.5.8_a fue seccionada según el plano de simetría de la entalla paralelo a la dirección axial de las barras. El perfil completo de intersección del plano de corte y la superficie de rotura, formado por la entalla, la fisura de fatiga y la fractura final, puede verse en la figura 2.5.8_b. La figura 2.5.8_c es una imagen de la transición entre estas dos últimas zonas, caracterizada por un marcado cambio de relieve e inclinación, y las figuras 2.5.8_d y 2.5.8_e son detalles respectivos de cada una de ellas, en los que la microestructura subyacente a las caras de la rotura ha sido realizada mediante ataque químico con la solución Nital (4%).

La imagen 2.5.8_b y el detalle 2.5.8_d ponen respectivamente de relieve que la fisura de fatiga se mantuvo en el plano de simetría de la entalla y que los límites de los paquetes, junto con las inclusiones, actuaron como barreras para su avance, el cual tuvo lugar a través de los límites de los bloques martensíticos, con las consiguientes desviaciones en el paso de cada bloque al contiguo. El efecto de estas desviaciones es la aparente rugosidad del orden de 1 μm de profundidad que

se observa en el detalle 2.5.8_d de la superficie de fractura.

Por el contrario, el detalle 2.5.8_e revela que propagación de la fisura en la etapa de rotura fue transgranular respecto a los paquetes y se debió a la decohesión de paquetes martensíticos pertenecientes a bloques próximos al plano de simetría de la entalla, pero situados a distintas profundidades. Como consecuencia la rugosidad aparente de las caras de fractura aumenta de profundidad en un orden de magnitud entre la fisura de fatiga y la rotura. La microestructura martensítica de listones y las inclusiones del acero alteran los micromecanismos de fisuración según el tipo de acción que la activa.

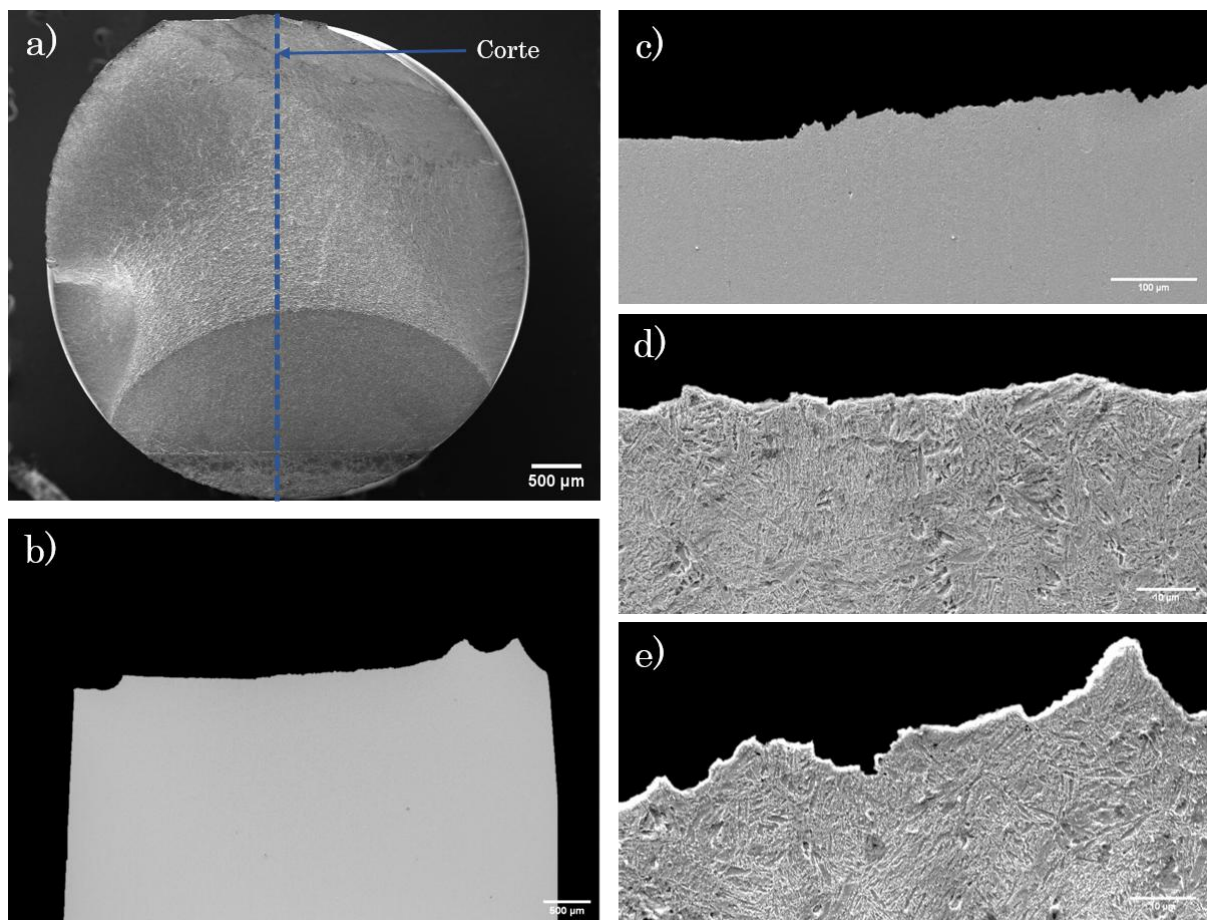


Figura 2.5.8: Sección transversal de rotura a) y sección axial de simetría b) de la probeta C3, con detalles del perfil axial en las zonas de fatiga d), de fractura e) y de transición entre ambas c)

La figura 2.5.9 es una composición de imágenes cenitales de las superficies de fractura en las zonas de fatiga y de rotura de la probeta C3, con ampliaciones de los detalles relevantes.

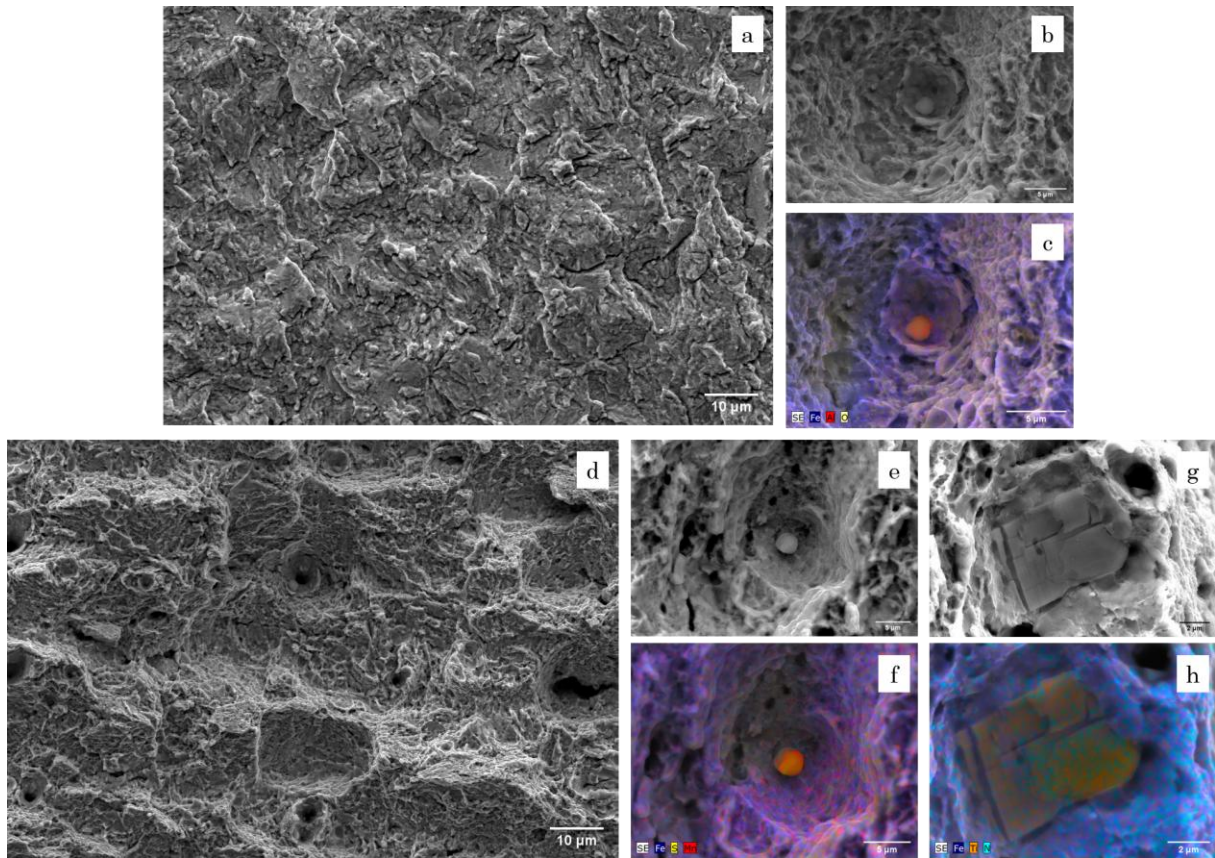


Figura 2.5.9: Probeta C3: Fractografías de las zonas de fatiga a) y rotura d); Cavidades e inclusiones de la zona de fatiga b), c) y rotura e), f), g) h)

La imagen 2.5.9_a corresponde a la zona de fatiga y en ella se observan tres morfologías de daño diferentes: fisuración secundaria en los límites de los bloques y paquetes, formación de cavidades en torno a las inclusiones, y cuasi-clivaje, en el resto. La figura 2.5.9_b muestra una inclusión esférica con tamaño inferior a $1,5 \mu\text{m}$ ocupando el fondo de una cavidad generada durante el ensayo de fatiga y dividida en dos por el crecimiento de la fisura. La relación entre los tamaños de la inclusión y la cavidad indica un desarrollo limitado de ésta antes de ser atravesada por la fisura, acorde con la magnitud moderada de las cargas de fatiga. Es su aplicación cíclica la causa de la rotura de la cavidad. La figura 2.5.9_c muestra nuevamente la inclusión con los colores que la identifican como alúmina por su composición química, determinada mediante el analizador EDX acoplado al microscopio.

La imagen de la figura 2.5.9_d corresponde a la zona de rotura de la probeta C3 y en ella pueden observarse cavidades divididas en dos y formadas no sólo a partir

de inclusiones, sino también de paquetes contiguos de martensita separados o paquetes de martensita rotos. La inclusión esférica mostrada en las figuras 2.5.9_e y f es sulfuro de manganeso y su tamaño es comparable a la de alúmina de la figura 2.5.9_b. En cambio, la inclusión prismática de las figuras 2.5.9_g y 2.5.9_h es un nitruro de titanio con un tamaño un orden de magnitud superior.

2.6. MEDIDAS DE RESISTENCIA A LA FATIGA DEL ACERO DE LAS BARRAS

2.6.1. Procedimiento experimental

Las probetas empleadas para medir la resistencia a fatiga del acero de las barras fueron las mismas probetas cilíndricas que permitieron medir la tenacidad de fractura por procedimientos no normalizados. De hecho, las fisuras finales generadas en los ensayos de fatiga sirvieron de pre-fisuras para los ensayos de tenacidad. Por consiguiente, la configuración de las probetas es la representada en la figura 2.5.5_a y su descripción es la dada en el apartado 2.5.2.

El montaje, la máquina y la instrumentación de ensayo, en particular la medida extensométrica de deformaciones, fueron los de la figura 2.5.5_b, sustituyendo la carga estática creciente de los ensayos de tenacidad por una carga cíclica sinusoidal de 8 Hz de frecuencia aplicada en escalones de amplitud constante cada uno, pero decreciente entre escalones sucesivos. Los ensayos se realizaron a temperatura ambiente, la carga máxima del ciclo se redujo entre dos escalones sucesivos y la carga mínima del ciclo se mantuvo o se redujo para evitar una plastificación excesiva del frente de fisura que provocase fenómenos de retardo por tensiones residuales y enmascarase los resultados de ensayo en cuanto a la velocidad de fisuración por fatiga. La evolución del tamaño de fisura durante los ensayos se estimó mediante el extensómetro adosado a la probeta, interrumpiendo periódicamente la carga cíclica y realizando un ciclo completo de igual amplitud de carga a baja velocidad de desplazamiento para medir la rigidez de la probeta

con ayuda del extensómetro, como pendiente de la recta carga–COD (apertura de la boca de la fisura).

Concluido cada escalón de carga cíclica, la probeta era retirada de la máquina de ensayos y sometida a un proceso de tintado térmico consistente en introducirla en un horno a 300°C de temperatura por espacio de 10 minutos. La finalidad de este tratamiento era que las áreas de crecimiento de la fisura durante los diferentes escalones de carga adquiriesen tonos de color suficientemente diferenciado para dejar marcado el frente de avance de la fisura en cada escalón. Una vez rota la probeta, el examen de la superficie de fractura con un proyector de perfiles, e incluso con el microscopio electrónico de barrido, permitió ajustar los sucesivos frentes de fisura a sendas elipses del tipo representado en la figura 2.5.6, así como medir sus dimensiones.

2.6.2. Resultados experimentales

Cada una de las figuras 2.6.1 a 2.6.7 muestran la fotografía de la sección transversal que contiene la fisura de fatiga de una de las siete probetas ensayadas, junto con los diferentes registros carga-apertura de la fisura obtenidos en los procesos de carga y descarga estáticas realizados entre escalones sucesivos de carga cíclica. Los frentes de avance correspondientes a cada escalón pueden observarse en la fotografía, resaltados por el tintado térmico. Los registros del gráfico son rectas cuya pendiente es una medida de la rigidez R de la probeta para el grado de fisuración alcanzado y está determinada por las constantes elásticas del acero, el diámetro de probeta, y la forma y tamaño relativo de la probeta. En formulación adimensional:

$$R = ED\tilde{R}\left(\frac{a}{D}, \frac{a}{c}\right) \quad (2.6.1)$$

Las tablas 2.6.1 a 2.6.7 resumen los datos y resultados del proceso de fisuración de las siete probetas: el número de ciclos, las cargas extremas y el intervalo de carga de cada escalón, el número de ciclos acumulado, y la rigidez de la probeta y

las dimensiones de la fisura en el cambio de escalón. La rigidez y las dimensiones iniciales corresponden a la entalla mecanizada, su profundidad y la longitud de su frente recto.

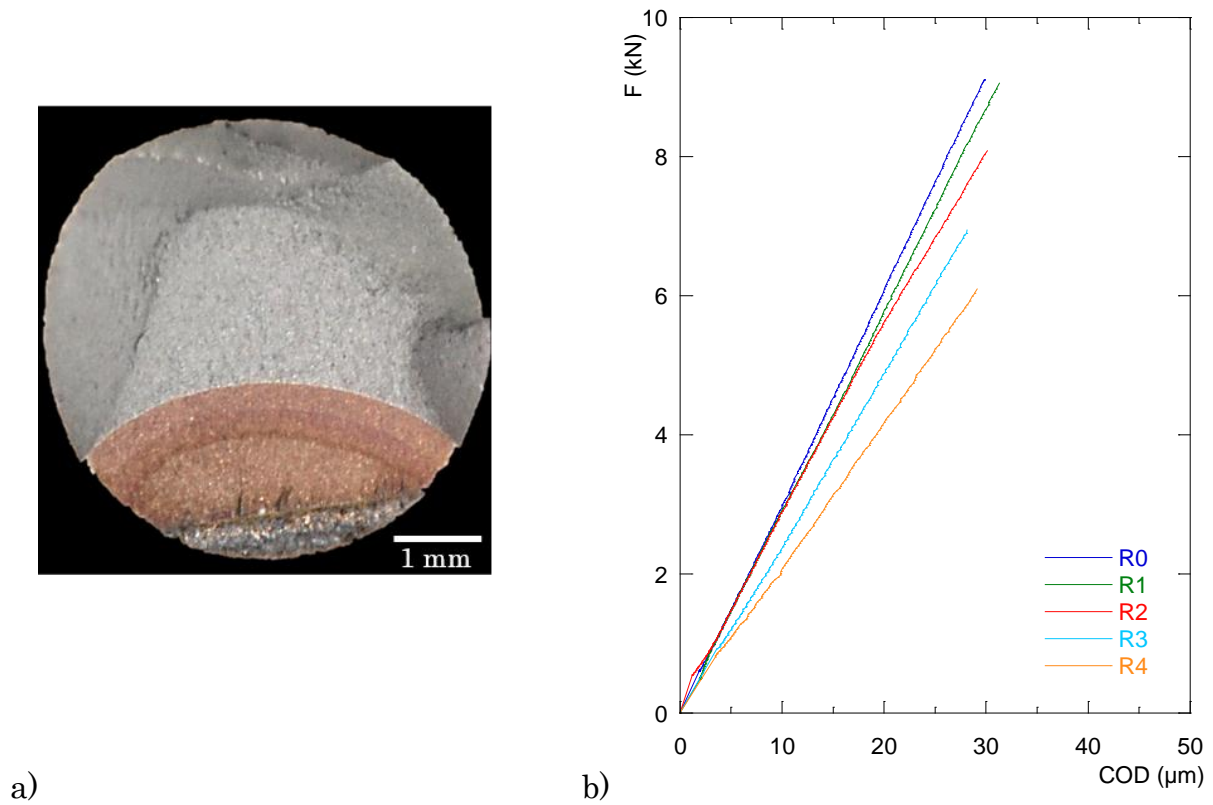


Figura 2.6.1: Ensayo de fatiga C2 a) Sección transversal de la probeta con la fisura de fatiga y sus frentes sucesivos; b) Registros carga-COD de las descargas estáticas parciales entre escalones de carga cíclica

Tabla 2.6.1: Datos y resultados del ensayo de fatiga C2

Rigidez, R [kN/μm]	F _{máx} [kN]	F _{min} [kN]	ΔF [kN]	N° de ciclos	ΣN° de ciclos	a [mm]	b [mm]
Probeta C2							
R0	0,308	-	-	-	-	0,47	1,37
R1	0,289	9	4,5	109729	109729	1,26	1,76
R2	0,268	8	1	22593	132332	1,38	1,89
R3	0,248	7	1	4007	136329	1,54	2,16
R4	0,207	6	1	3871	140200	1,98	2,51

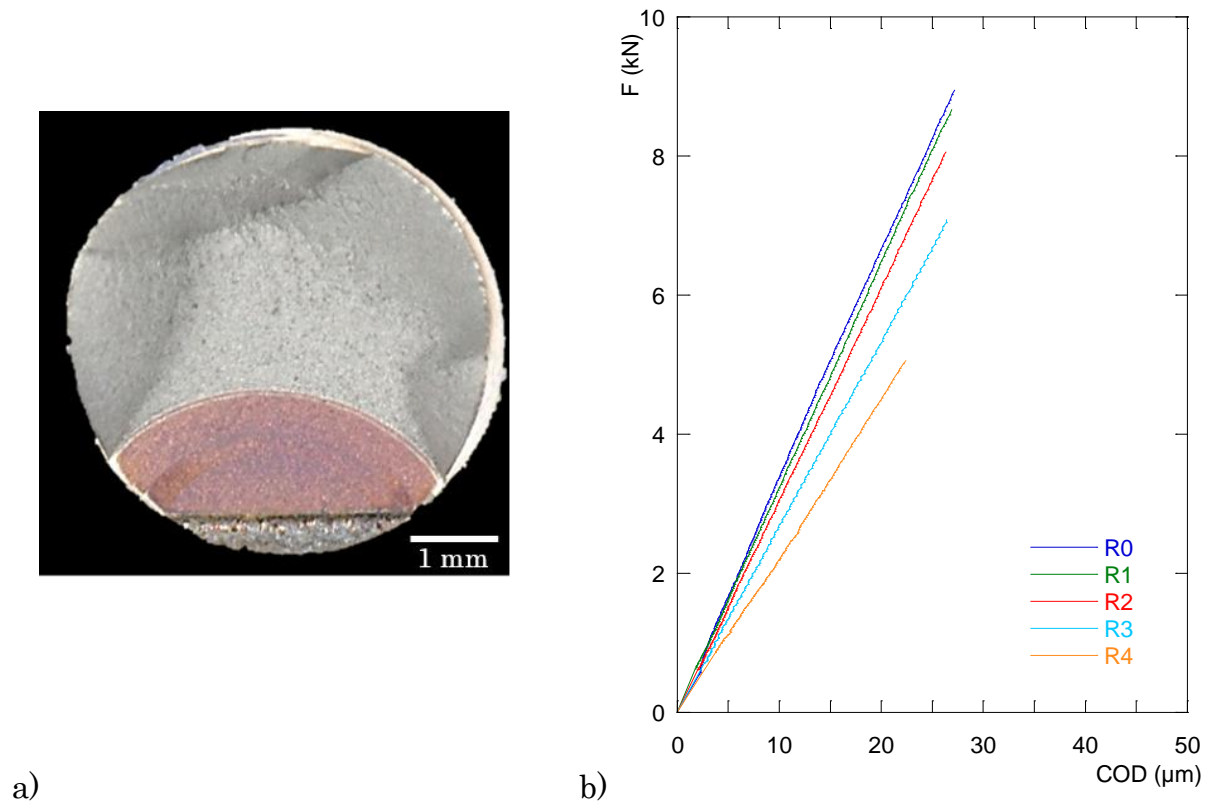


Figura 2.6.2: Ensayo de fatiga C3 a) Sección transversal de la probeta con la fisura de fatiga y sus frentes sucesivos; b) Registros carga-COD de las descargas estáticas parciales entre escalones de carga cíclica

Tabla 2.6.2: Datos y resultados del ensayo de fatiga C3

Rigidez, R [kN/μm]	$F_{m\acute{a}x}$ [kN]	$F_{m\acute{i}n}$ [kN]	ΔF [kN]	Nº de ciclos	ΣN° de ciclos	a [mm]	b [mm]
Probeta C3							
R0	0,331	-	-	-	-	0,38	1,28
R1	0,322	9	3,5	5,5	84531	1,08	1,53
R2	0,307	8	2,5	5,5	89802	1,37	1,71
R3	0,266	8	1	7	7502	1,61	1,89
R4	0,226	6	0,5	5,5	6562	1,95	2,25

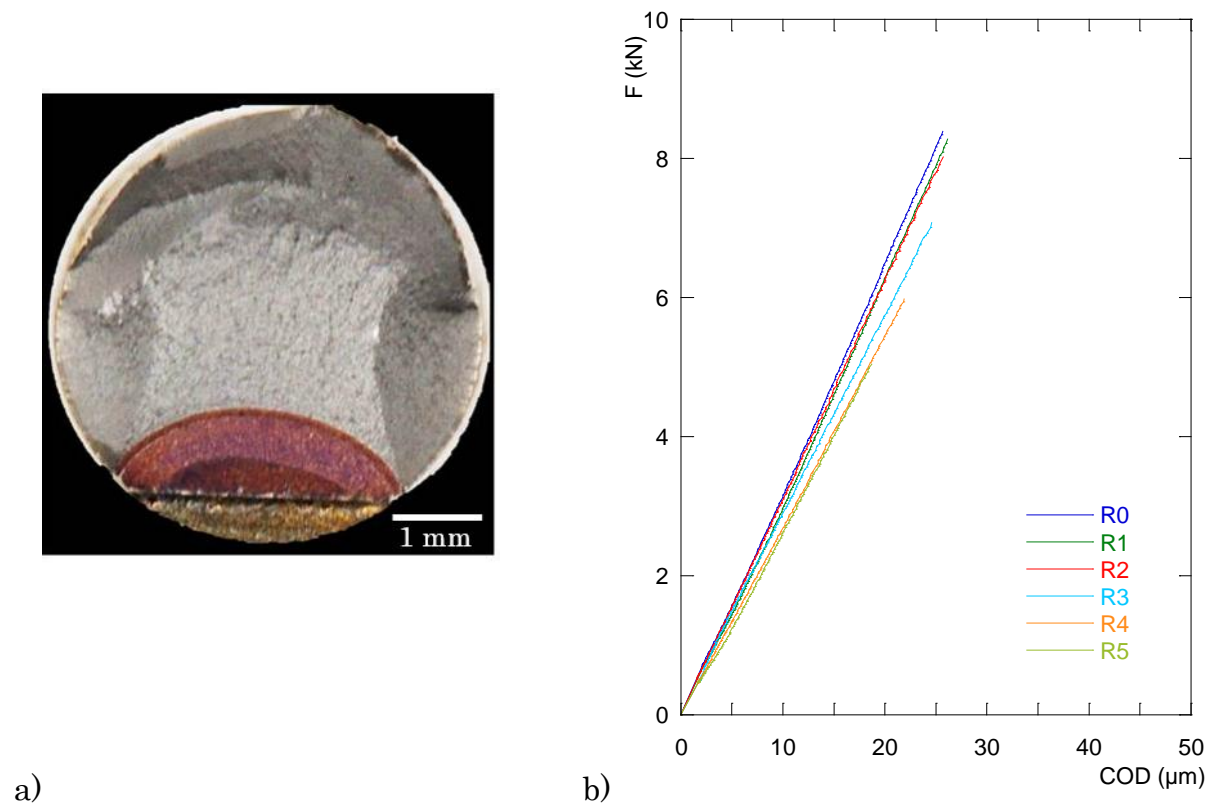


Figura 2.6.3: Ensayo de fatiga C5 a) Sección transversal de la probeta con la fisura de fatiga y sus frentes sucesivos; b) Registros carga-COD de las descargas estáticas parciales entre escalones de carga cíclica

Tabla 2.6.3: Datos y resultados del ensayo de fatiga C5

Rigidez, R [kN/μm]	F _{máx} [kN]	F _{min} [kN]	ΔF [kN]	N° de ciclos	ΣN° de ciclos	a [mm]	b [mm]	
Probeta C5								
R0	0,327	-	-	-	-	0,47	1,53	
R1	0,321	9	2,5	6,5	35002	0,97	1,46	
R2	0,313	8	2	6	4994	39996	1,20	1,61
R3	0,285	7	1	6	3009	43005	1,33	1,70
R4	0,273	6	0,5	5,5	4995	48000	1,41	1,80
R5	0,270	5	0	5	5004	53004	1,55	1,91

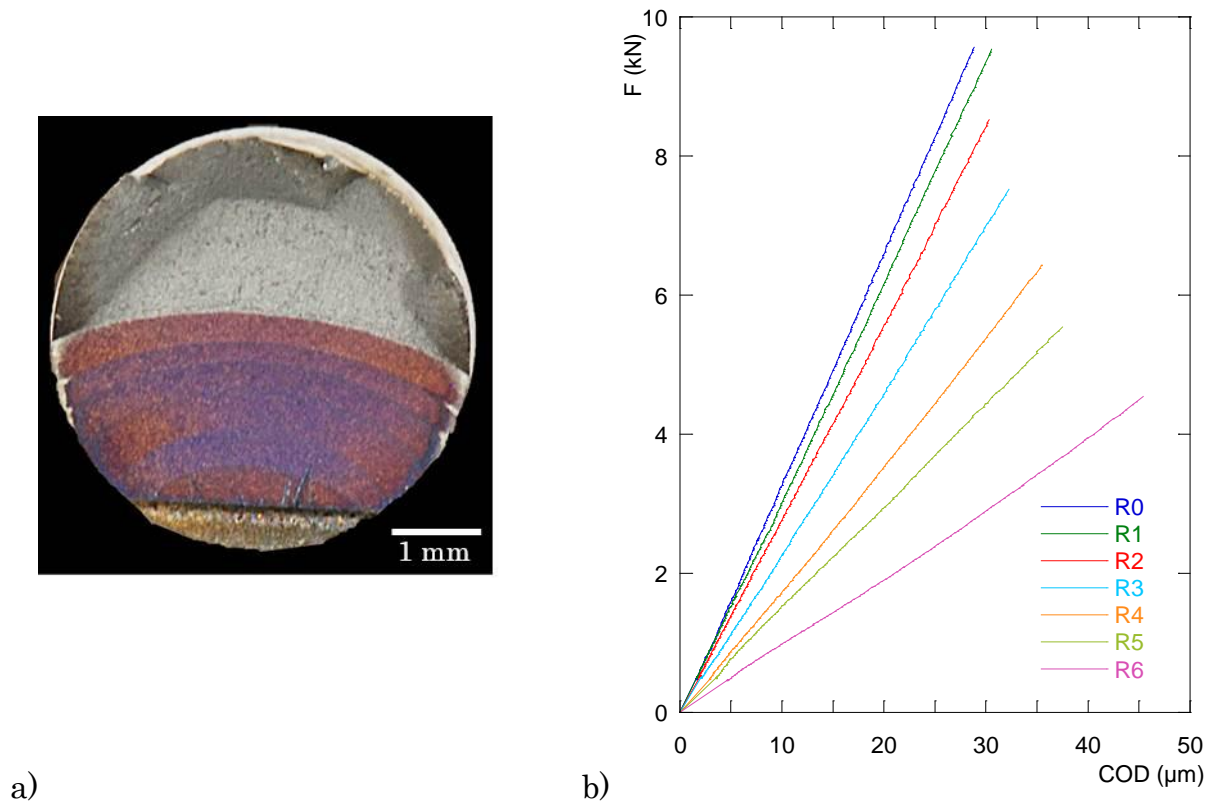


Figura 2.6.4: Ensayo de fatiga C6 a) Sección transversal de la probeta con la fisura de fatiga y sus frentes sucesivos; b) Registros carga-COD de las descargas estáticas parciales entre escalones de carga cíclica

Tabla 2.6.4: Datos y resultados del ensayo de fatiga C6

	Rigidez, R [kN/μm]	F _{máx} [kN]	F _{min} [kN]	ΔF [kN]	N° de ciclos	ΣN° de ciclos	a [mm]	b [mm]
Probeta C6								
R0	0,334	-	-	-	-	-	0,49	1,41
R1	0,312	9,5	2,5	7	26001	26001	1,03	1,49
R2	0,280	8,5	2,5	6	10003	36004	1,39	1,85
R3	0,234	7,5	1,5	6	5197	41201	1,85	2,46
R4	0,181	6,5	1,5	5	2292	43494	2,13	3,03
R5	0,146	5,5	1,5	4	1725	45219	2,42	3,36
R6	0,0986	4,5	1,5	3	1786	47005	2,86	3,82

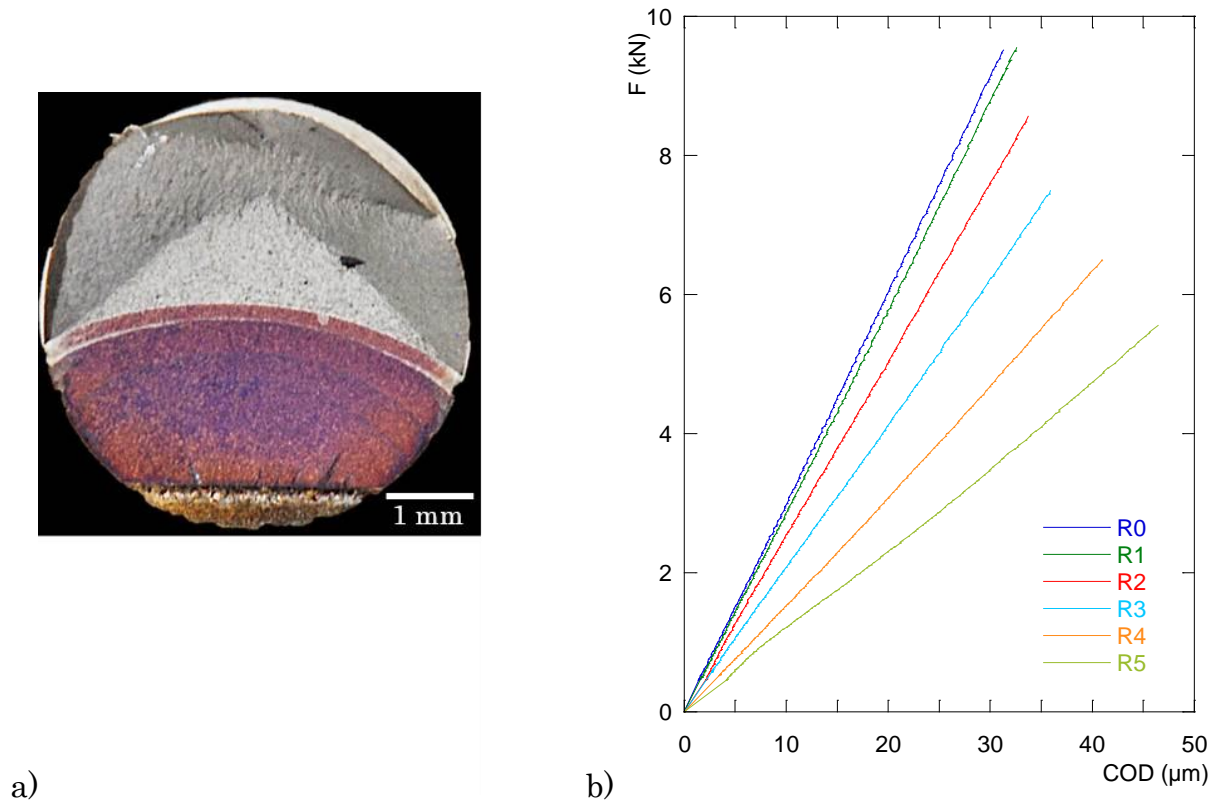


Figura 2.6.5: Ensayo de fatiga C7 a) Sección transversal de la probeta con la fisura de fatiga y sus frentes sucesivos; b) Registros carga-COD de las descargas estáticas parciales entre escalones de carga cíclica

Tabla 2.6.5: Datos y resultados del ensayo de fatiga C7

Rigidez, R [kN/μm]	F _{máx} [kN]	F _{min} [kN]	ΔF [kN]	N° de ciclos	ΣN° de ciclos	a [mm]	b [mm]	
Probeta C7								
R0	0,304	-	-	-	-	0,44	1,44	
R1	0,293	9,5	2,5	7	22037	1,26	1,91	
R2	0,254	8,5	2,5	6	12969	35006	1,66	2,50
R3	0,207	7,5	1,5	6	1996	37002	2,06	3,00
R4	0,159	6,5	1,5	5	1990	38992	2,47	3,49
R5	0,118	5,5	1,5	4	897	39889	2,64	3,45

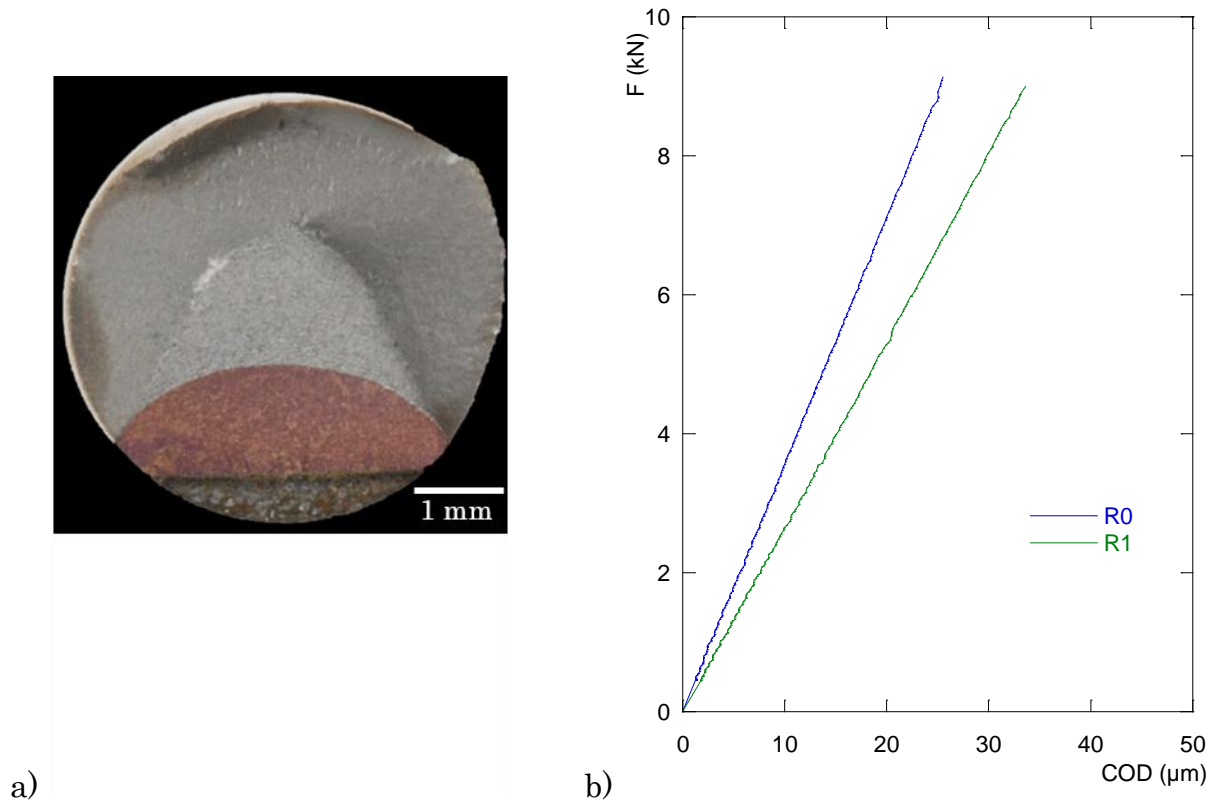


Figura 2.6.6: Ensayo de fatiga C8 a) Sección transversal de la probeta con la fisura de fatiga y sus frentes sucesivos; b) Registros carga-COD de las descargas estáticas parciales entre escalones de carga cíclica

Tabla 2.6.6: Datos y resultados del ensayo de fatiga C8

	Rigidez, R [kN/μm]	F _{máx} [kN]	F _{min} [kN]	ΔF [kN]	Nº de ciclos	ΣNº de ciclos	a [mm]	b [mm]
Probeta C8								
R0	0,354	-	-	-	-	-		
R1	0,268	9,5	2,5	7	25003	25003	1,83	2,28

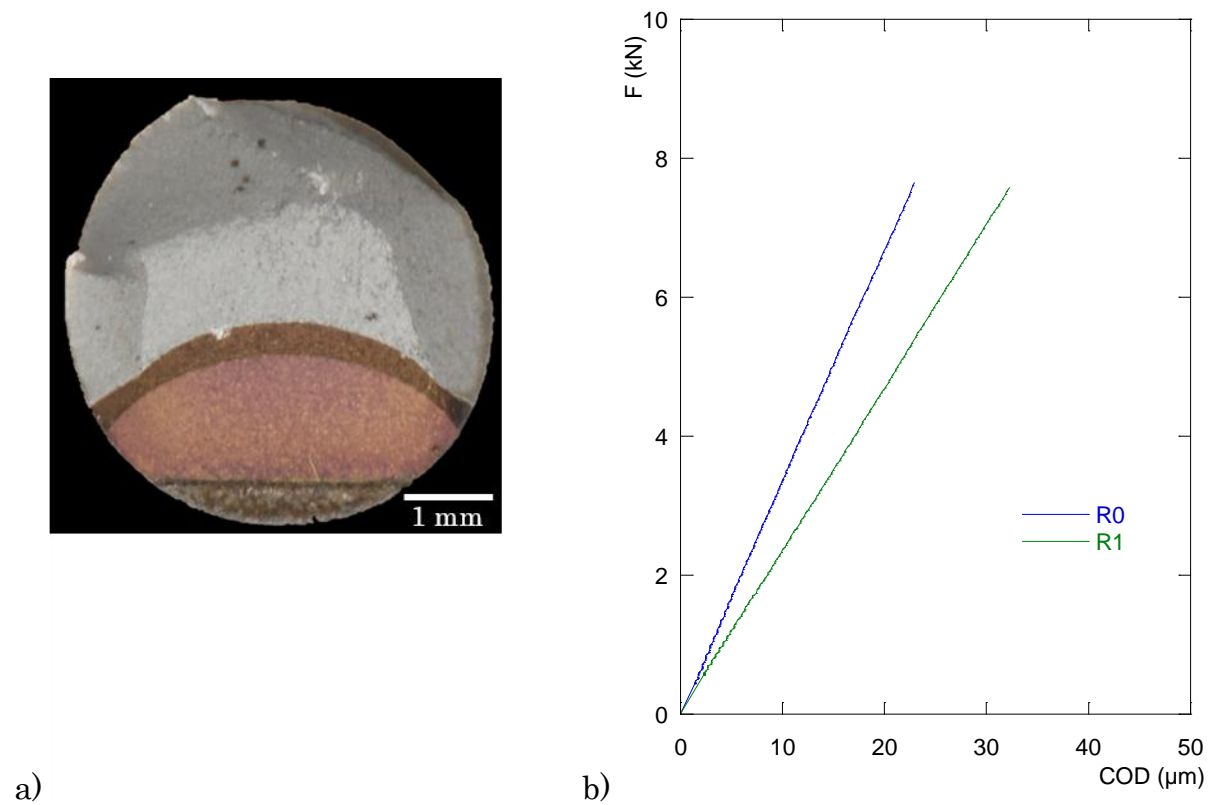


Figura 2.6.7: Ensayo de fatiga C9 a) Sección transversal de la probeta con la fisura de fatiga y sus frentes sucesivos; b) Registros carga-COD de las descargas estáticas parciales entre escalones de carga cíclica

Tabla 2.6.7: Datos y resultados del ensayo de fatiga C9

Rigidez, R [kN/μm]	F _{máx} [kN]	F _{min} [kN]	ΔF [kN]	N° de ciclos	ΣN° de ciclos	a [mm]	b [mm]
Probeta C9							
R0	0,334	-	-	-	-	-	-
R1	0,234	7,5	1,5	6	72002	72002	1,95

La figura 2.6.8, construida con los datos de las tablas 2.6.1 a 2.6.7, ilustra la evolución de velocidad de crecimiento de la profundidad a de fisura con el número de ciclos de carga aplicados N. A medida que la fisura crece, la pendiente da/dN de las curvas representadas experimenta un aumento que llega a ser de varios órdenes de magnitud, aun habiéndose reducido la amplitud de carga con el número de ciclos en los sucesivos escalones de ensayo.

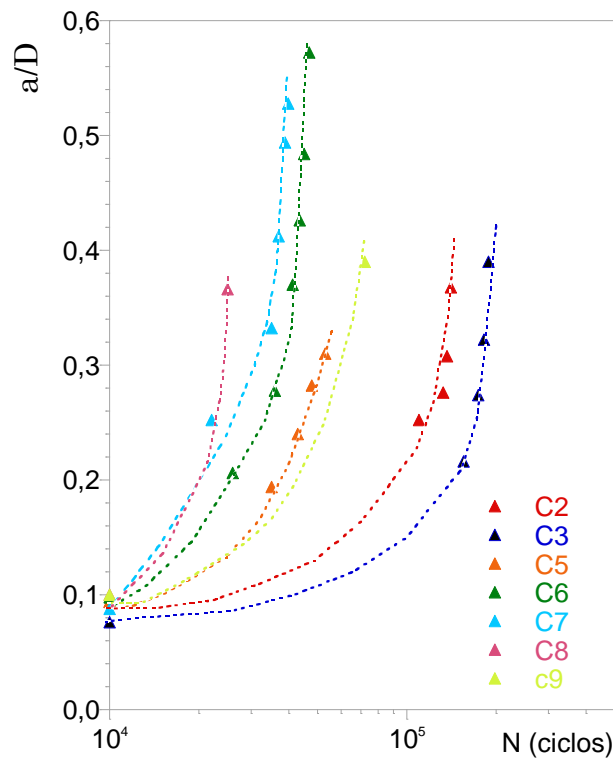


Figura 2.6.8: Evolución de la profundidad relativa de fisura con el número de ciclos en los siete ensayos realizados

Los resultados obtenidos admiten una interpretación más universal que facilita además la comparación con el comportamiento en fatiga de otros aceros estructurales empleados en construcción. Para ello es necesario formularlos en términos del crecimiento de la fisura por ciclo da/dN y de la oscilación ΔK del factor de intensidad de tensiones en el correspondiente ciclo de carga. El primero se determina como pendiente de las curvas de la figura 2.6.8 y la segunda particularizando las expresiones Eq.2.5.4 y Eq.2.5.5 para el intervalo de carga ΔF aplicado y el tamaño de fisura a existente en el ciclo N :

$$\Delta K = \frac{4\sqrt{\pi a}}{\pi D^2} Y_a \left(\frac{a}{D}\right) \Delta F \quad (2.6.2)$$

El procedimiento operativo aplicado a los ensayos de esta tesis para relacionar las variables da/dN e ΔK ha consistido en asignar a cada uno de los escalones de carga de las tablas 2.6.1 a 2.6.7 valores medios $\Delta a/\Delta N$ e ΔK de ambas variables. El crecimiento medio por ciclo de carga $\Delta a/\Delta N$ se ha calculado como diferencia entre las profundidades de fisura inicial y final del escalón dividida por el número de

ciclos de éste. La oscilación ΔK del factor de intensidad de tensiones lo ha sido particularizando Eq.2.6.2 para el promedio de dichas profundidades y para el intervalo de carga del escalón.

La figura 2.6.9_b muestra los resultados de los ensayos de fatiga formulados como relación única entre los valores experimentales $\Delta a/\Delta N$ e ΔK , toda vez que los puntos de las siete curvas de la figura 2.6.8 se han agrupado en una sola. La figura 2.6.9_a completa estos resultados indicando cómo evoluciona la forma de la fisura con el tamaño a medida que crece el número de ciclos de carga aplicados: la profundidad relativa de fisura a/D se ha representado frente al área A_f/A_0 de sección transversal fisurada.

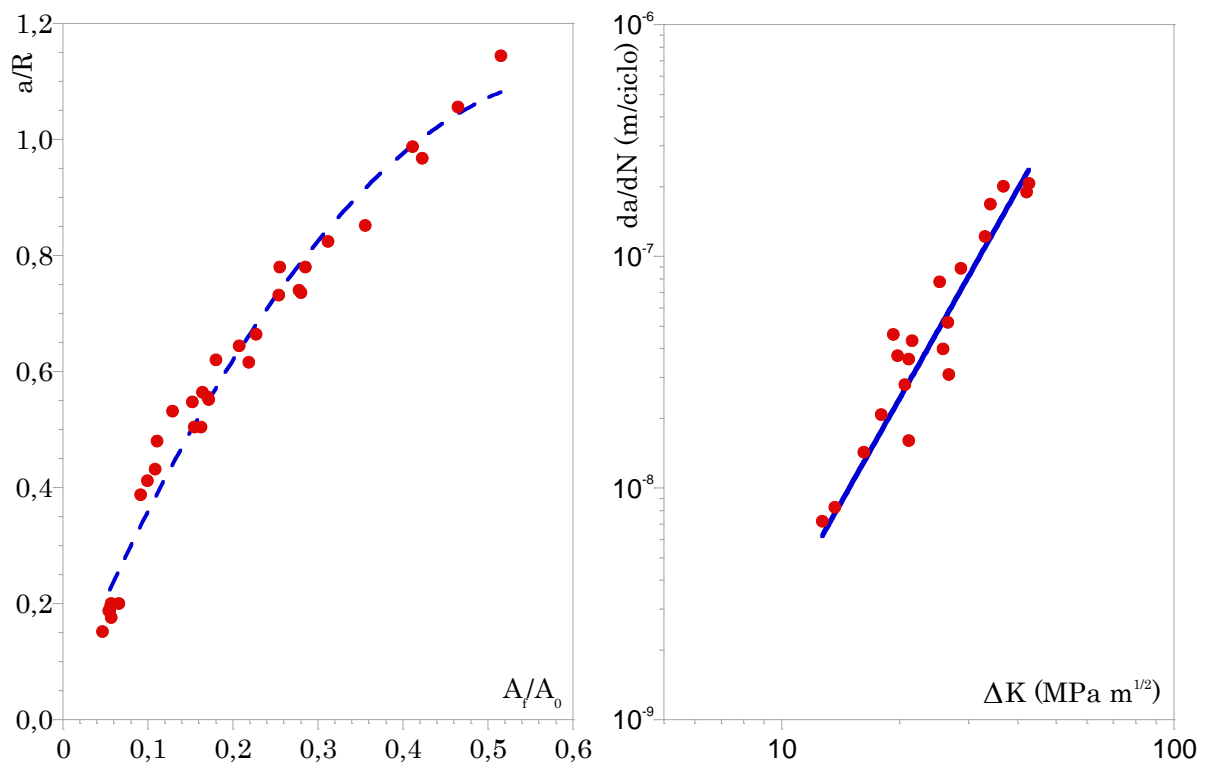


Figura 2.6.9: Ensayos de fatiga a) Evolución de la profundidad de fisura con el área fisurada; b) Crecimiento de la fisura por ciclo de carga

Con la escala logarítmica empleada en la figura 2.6.9_b, la curva en torno a la cual se agrupan los resultados de ensayo resulta ser una recta, es decir, la propagación de fisuras por fatiga en el acero estudiado verifica la ley de Paris-Erdogan (Paris *et al.*, 1963):

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K)^m \quad (2.6.3)$$

donde C y m son constantes del material. El ajuste lineal de los puntos de la figura 2.6.9_b por mínimos cuadrados proporciona los siguientes valores:

$$m = 3 \quad C = 3,0 \times 10^{-12} \text{MPa}^{-3} \text{m}^{-1/2} / \text{ciclo} \quad (2.6.4)$$

El exponente m de los materiales metálicos tiene un valor comprendido entre 2 y 4, y en el caso del acero perlítico trefilado con que están hechos los alambres para el pretensado de hormigón es de 2, 3 (Valiente *et al.*, 1984), que coincide con el de los aceros martensíticos convencionales cuya resistencia es similar a la del martensítico de listones de las barras (Barsom *et al.*, 1999). El exponente 3 hallado coincide con el asumido para los aceros estructurales en los códigos de diseño de estructuras metálicas (Valiente, 2009) y, en general, con el de los aceros ferrítico-perlíticos (Barsom *et al.*, 1999), de resistencia notablemente inferior a la del acero de las barras. En cambio, la constante C de dichos aceros (Barsom *et al.*, 1999) duplica con creces el valor (Eq.2.6.4), luego la resistencia a la fatiga del acero de las barras duplica la de los aceros ferrítico-perlíticos estructurales.

2.7. RESISTENCIA DEL ACERO DE LAS BARRAS AL CRECIMIENTO DE GRIETA EN MEDIO INERTE

La tenacidad de fractura del acero de las barras determinada mediante los ensayos descritos en el apartado 2.5.1 cuantifica con rigor su resistencia a la rotura frágil, activada mediante acciones mecánicas, por propagación de una fisura preexistente. Sin embargo, las condiciones de régimen SSY requeridas para medir dicha resistencia no son representativas de las condiciones de servicio de las barras que combinan acciones mecánicas y ambientales capaces de causar fisuración asistida por hidrógeno fragilizando localmente el acero. Por este motivo y por las dificultades difícilmente superables para hacer compatible la acción de un

ambiente agresivo con el dispositivo de carga y la instrumentación de los ensayos del apartado 2.5.1, se ha optado por emplear la norma BS-8571 para medir la resistencia del acero de las barras a la fisuración en medios agresivos, toda vez que sus fundamentos y métodos (apartado 1.4.1), en particular el modo de carga y la configuración de probeta, se ajustan mejor a ese objetivo esencial de la tesis por reproducir más fielmente las condiciones de trabajo de las barras, facilitar la medida de deformaciones en medios líquidos mediante vídeo-extensometría computarizada, y permitir la aplicación de la carga a las velocidades de sollicitación extremadamente bajas que requiere su efecto combinado con la acción ambiental.

La norma BS-8571 mantiene la denominación de tenacidad de fractura para la resistencia a la fisuración, pero la magnitud que adopta para medirla es la integral J, cuyo significado energético desvincula su definición de los campos tensionales del frente de fisura. Como referencia de la resistencia a la fisuración asistida por hidrógeno los ensayos de tenacidad BS-5871 se realizaron también en aire como ambiente inerte. En lo sucesivo se utilizará la expresión tenacidad J para referirse a la tenacidad de fractura medida según la norma BS-8571.

2.7.1. Procedimiento experimental

Para las medidas de la tenacidad J se mecanizaron y prefisuraron probetas tipo SENT paralelas al eje de la barra, con la geometría y dimensiones que se muestran en la figura 2.7.1. Estas probetas incluían una entalla de inicio de la fisuración, con borde recto y 0,5 mm de profundidad, en una de las caras de 2,5 mm de anchura (en lo sucesivo cara frontal).

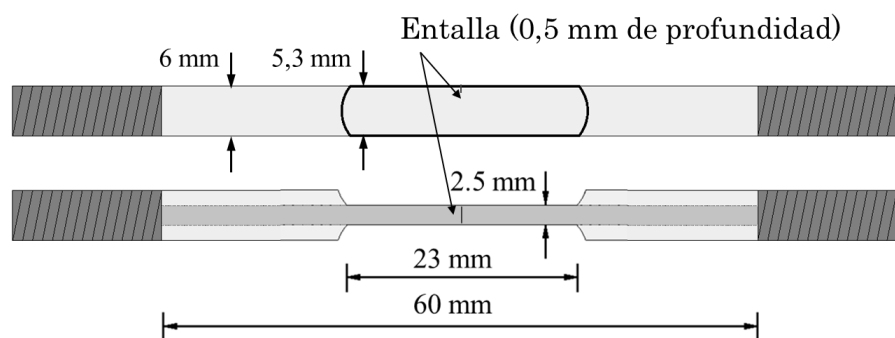


Figura 2.7.1: Probetas SENT empleadas para medir la tenacidad J

Se realizaron un total de 9 ensayos de fractura en medio inerte. De ellos, seis se llevaron hasta rotura y tres se realizaron a baja velocidad de deformación con descargas y recargas intercaladas para determinar el crecimiento de la fisura a lo largo del ensayo. La fisura previa al ensayo se generó por fatiga, pero en cuatro de las probetas fue recrecida sometiendo éstas a un proceso de fisuración asistida por hidrógeno con deshidrogenación posterior. Dicho proceso tuvo lugar en los ensayos que se describen en el apartado 2.8. La finalidad de emplear para la experimentación dos tipos de prefisura (fatiga y fisuración asistida) era comprobar si efectivamente los resultados de ensayo eran independientes del modo de prefisuración, como paso previo a su posible interpretación mediante modelos teóricos.

La figura 2.7.2 muestra el montaje de ensayo con la instrumentación utilizada, consistente en un extensómetro resistivo de 12,5 mm de base adosado a la cara frontal de la probeta sobre la boca de la entalla (imagen b), y otros dos de vídeo computarizado, ambos de 1,25 mm de base y adosados virtualmente a cara lateral de la probeta sobre la boca de la entalla, a distancias de 200 y 400 μm de la cara frontal. La apertura de la fisura (CMOD) se obtuvo de las lecturas de estos dos extensómetros virtuales aplicando la igualdad (Eq.1.4.2).

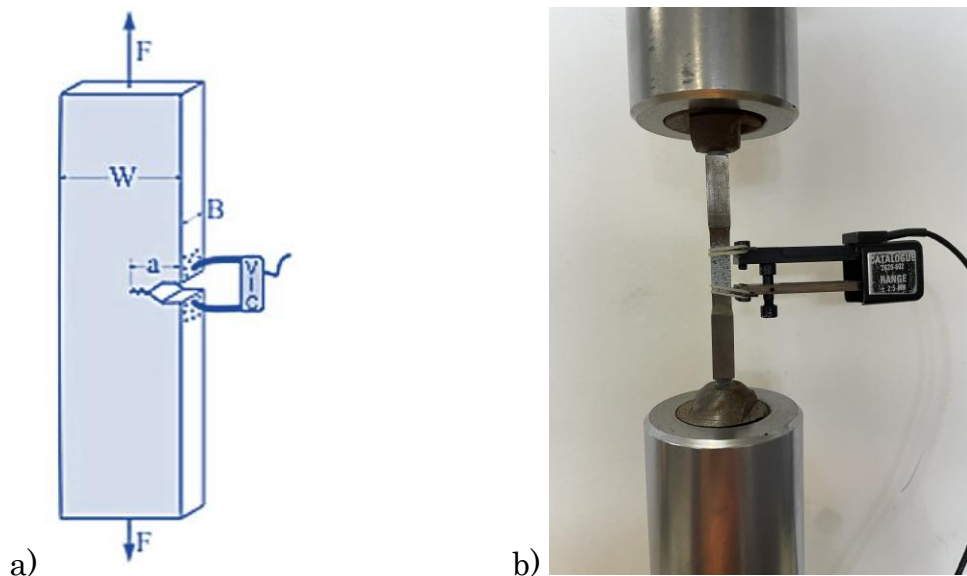


Figura 2.7.2: a) Esquema de la probeta y de cómo se coloca el extensómetro virtual en el ensayo en medio inerte; b) Montaje de un ensayo en medio inerte

El tamaño inicial de fisura y el existente en los instantes de descarga se determinó a partir de la rigidez de la probeta, medida en los registros como pendiente del tramo recto inicial y de los tramos de descarga de intercalados. Para ello se empleó la relación entre la rigidez y el tamaño de fisura dada por (Tada *et al.*, 2000):

$$R = EB \frac{\left(\cos \frac{\pi \tilde{a}}{2}\right)^2}{4\tilde{a} \left(4,88 - 3,42 \cos \frac{\pi \tilde{a}}{2}\right)} \quad (2.7.1)$$

donde E es el módulo de elasticidad, B el espesor de la probeta W la anchura y a la profundidad de fisura.

2.7.2. Resultados experimentales

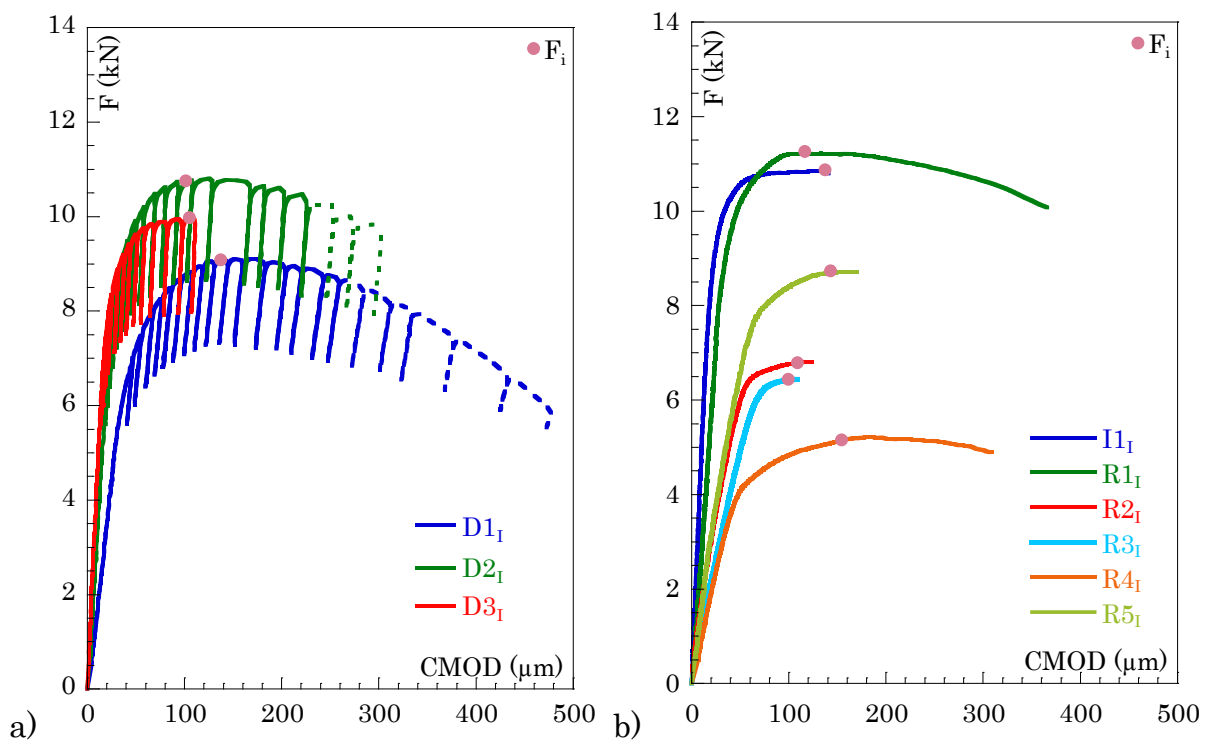


Figura 2.7.3: Curvas F-CMOD de los ensayos de tenacidad J en medio inerte a) con descargas b) sin descargas

La figura 2.7.3 muestra las curvas carga-CMOD obtenidas en los ocho ensayos de tenacidad J realizados en medio inerte con probetas SENT prefisuradas (los tres de la figura 2.7.3_a con descargas intercaladas y los cinco de la figura 2.7.3_b sin descargas).

En el código de designación de las probetas, D representa ensayo con descarga, R ensayo hasta rotura e I ensayo interrumpido al comienzo del descenso de carga. El cardinal que sigue a estas letras numera los distintos ensayos de un mismo tipo, y el subíndice I identifica los ensayos de medida de la tenacidad J en ambiente inerte.

La iniciación del crecimiento de la fisura previa señalada en las curvas se ha determinado de acuerdo con la posición del frente, captada por el sistema video-extensométrico en la sucesión de imágenes de la superficie lateral de las probetas. Como muestra la figura 2.7.4 dicha posición es consistente con el tamaño de fisura obtenido a partir de las rigideces de descarga. En los tramos de curva representados con trazo discontinuo el crecimiento de la fisura, también estimado a partir de la sucesión de imágenes, supera el 20 % del ligamento inicial que la norma establece como límite de validez de las fórmulas de cálculo de la integral J.

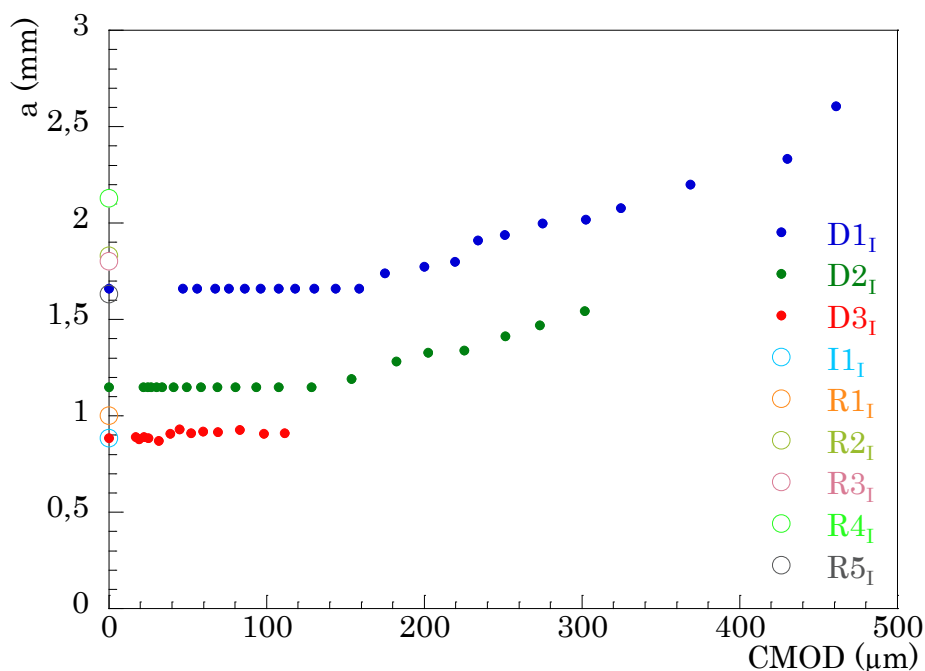


Figura 2.7.4: Evolución del tamaño de fisura en los ensayos de tenacidad J según las rigideces de descarga

La tabla 2.7.1 resume los datos y resultados de los ocho ensayos realizados, indicando el método empleado en la fisuración previa al ensayo de tenacidad (F: únicamente fatiga o F+FIP: fatiga más fisuración ambientalmente asistida, las

dimensiones de la sección transversal bruta de la probeta (anchura W y espesor B), la carga F_m de iniciación de la fisuración, la rigidez inicial R_0 , y las profundidades iniciales de fisura, relativa a_0/W y absoluta a_0 , obtenidas mediante la expresión (2.7.1) para las rigideces respectivas.

Tabla 2.7.1: Resultados de los ensayos de tenacidad J en medio inerte

Probeta	Prefisura	B (mm)	W (mm)	F_i (kN)	R_0 (kN/ μ m)	\tilde{a}	a_0 (mm)
D1 _I	F	2,57	5,35	9,09	0,208	0,297	1,59
D2 _I	F	2,46	5,39	10,80	0,330	0,219	1,18
D3 _I	F	2,29	5,21	9,97	0,436	0,170	0,89
I1 _I	F	2,43	5,32	10,84	0,400	0,190	1,01
R1 _I	F	2,52	5,40	11,21	0,427	0,186	1,01
R2 _I	F+FIP	2,54	5,11	6,81	0,172	0,326	1,66
R3 _I	F+FIP	2,39	5,18	6,45	0,107	0,392	2,03
R4 _I	F+FIP	2,26	5,41	5,21	0,089	0,412	2,23
R5 _I	F+FIP	2,44	5,35	8,29	0,180	0,312	1,67

La figura 2.7.5 ilustra el comportamiento del frente de fisura y del ligamento resistente de la probeta D2_I a medida que la fisura crece a lo largo del ensayo de tenacidad J . La imagen 2.7.5_b muestra mediante un código de colores los campos de deformaciones de ambas zonas correspondientes a los tres momentos específicos del ensayo a1, a2, a3 indicados con color rosa sobre la curva de la figura 2.7.5_a. El programa de tratamiento de datos integrado en el sistema VIC de vídeoextensometría digital computarizada calcula dichos campos a partir del campo de desplazamientos de la superficie lateral de la probeta, previamente cubierta con pintura moteada. El sistema VIC identifica las motas con puntos materiales reconociendo su composición de grises en cada imagen de la secuencia captada y ubica digitalmente su posición. A partir de este campo de

desplazamientos registrado a lo largo del ensayo, el programa calcula las deformaciones a demanda del usuario.

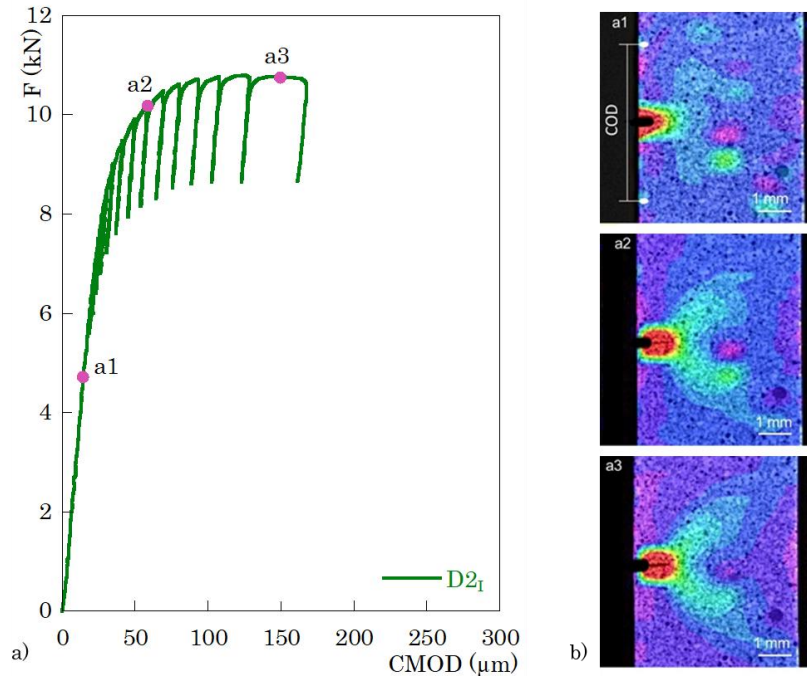


Figura 2.7.5: a) Curva carga-CMOD del ensayo D21 de tenacidad J en medio inerte con descargas; b) Campos de deformaciones a lo largo del ensayo

El campo de deformaciones en la dirección longitudinal que se observa en la fase de elasticidad lineal y régimen SSY (2.7.5_b, a1) es el propio de un concentrador de tensiones elástico, pero la resistencia de la boca de la entalla a abrirse cede a medida que la deformación plástica deja de estar contenida en el frente de fisura y se extiende por el ligamento resistente (2.7.5_b, a2), dando paso al régimen GY (*General Yielding*) de plasticidad extendida y al redondeo del frente de fisura (*blunting*), que preceden en primer lugar a la iniciación del avance estable de la fisura sin aumento de carga (2.7.5_b, a3) y después al avance inestable con caída de carga.

La figura 2.7.6 es análoga a la 2.7.5, pero corresponde a un ensayo sin descargas con interrupción en carga máxima. Los campos de deformaciones del frente de fisura y del ligamento resistente proporcionados por el sistema VIC muestran diferentes fases de desarrollo del régimen de plasticidad extendida y del avance de la fisura. En a1 la transición entre los regímenes SSY y GY no se ha consumado

por completo, pero sí en a2, haciendo que la apertura de la boca de la entalla aumente sin que lo haga la carga. A partir de a2 el redondeo del frente de fisura es manifiesto y en a3 comienza su avance estable, todo ello de la fisura si aumento de carga, hasta que en a4 se aprecia una ligera caída de carga como primer signo de inestabilidad, y el ensayo se da por concluido.

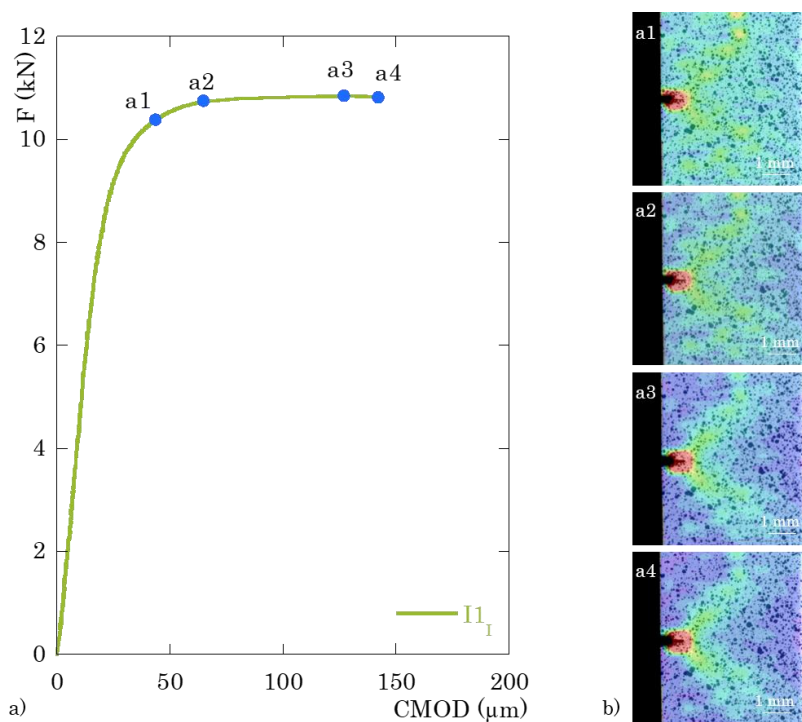


Figura 2.7.6: a) Curva carga-CMOD del ensayo II₁ de tenacidad J en medio inerte con interrupción en carga máxima; b) Campos de deformaciones a lo largo del ensayo

El denominador común a todos los ensayos de tenacidad J realizados en ambiente inerte con el acero de las barras según la norma BS-8571, independientemente de que la prefisuración de las probetas SENT se haya llevado cabo con carga de fatiga o con carga estática ambientalmente asistida, es que el crecimiento de la fisura así generada tiene una fase inicial estable que se desarrolla en paralelo con el agotamiento de la capacidad portante de la probeta. Sin embargo, ésta conserva dicha capacidad y se deforma largamente antes de que el avance de la fisura se haga inestable, originando la caída de la carga y el colapso final.

2.7.3. Valores experimentales de integral J en medio inerte

El valor de la integral J se ha determinado en función del CMOD medido a lo

largo de los ocho ensayos realizados. Para ello se han aplicado las fórmulas de la norma BS-8571 Eq.1.4.3 y Eq.1.4.4 dadas en el apartado 1.4.2. para los valores medidos del CMOD y de la carga en cada ensayo y para los datos en la tabla 2.7.1. Las curvas J-CMOD resultantes se han representado en las figuras 2.7.7 a 2.7.11 conjuntamente con las curvas carga-CMOD, con la carga expresada no como fuerza de tracción aplicada sino como la tensión remota σ_∞ que genera dicha fuerza repartida uniformemente en la sección transversal bruta de la probeta. La iniciación del crecimiento de la fisura, detectada en la secuencia de imágenes VIC como se ha indicado anteriormente, y el final del régimen SSY se han indicado explícitamente en las curvas. La condición límite de régimen SSY se ha adoptado de la norma ASTM E399 (ASTM E399, 2023), según la cual el factor de intensidad de tensiones K_I aplicado debe verificar:

$$K_I \leq \sqrt{0,4BR_{p0,2}} = 31 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}} \quad (2.7.2)$$

donde B es el espesor de la probeta y $R_{p0,2}$ el límite elástico del material, es decir, 2,5 mm y 980 MPa según la tabla 2.3.1.

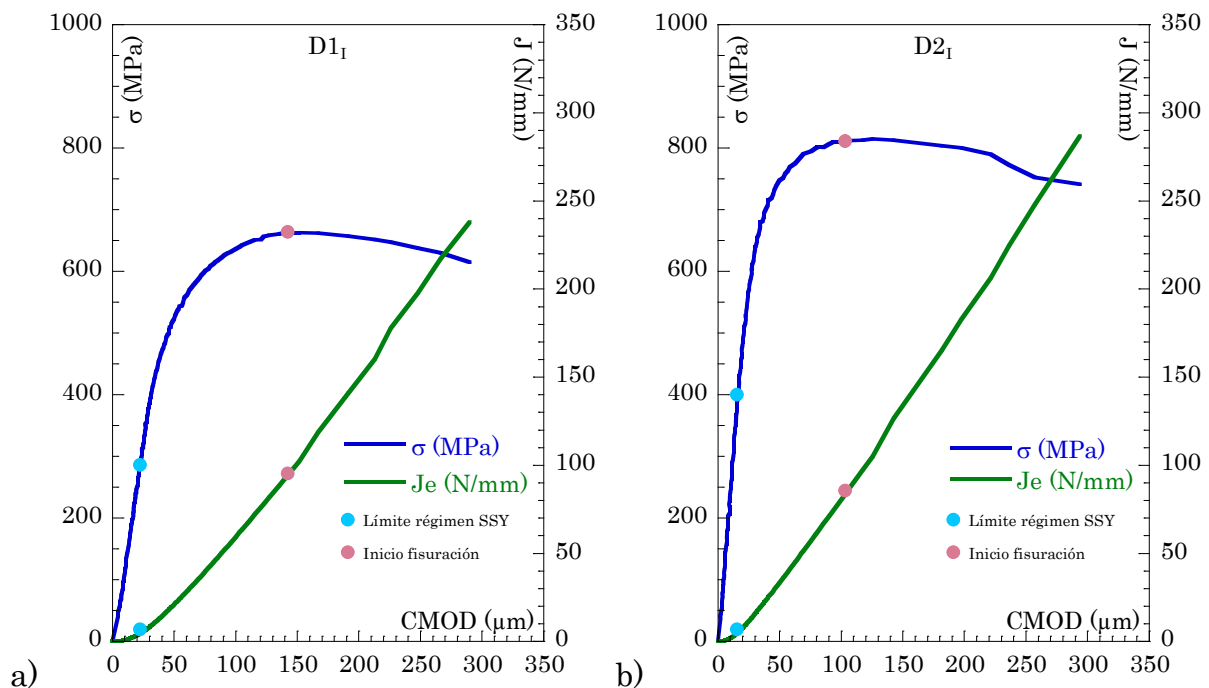


Figura 2.7.7: Curvas carga-CMOD e Integral J-CMOD de los ensayos de tenacidad J en medio inerte D1I y D2I

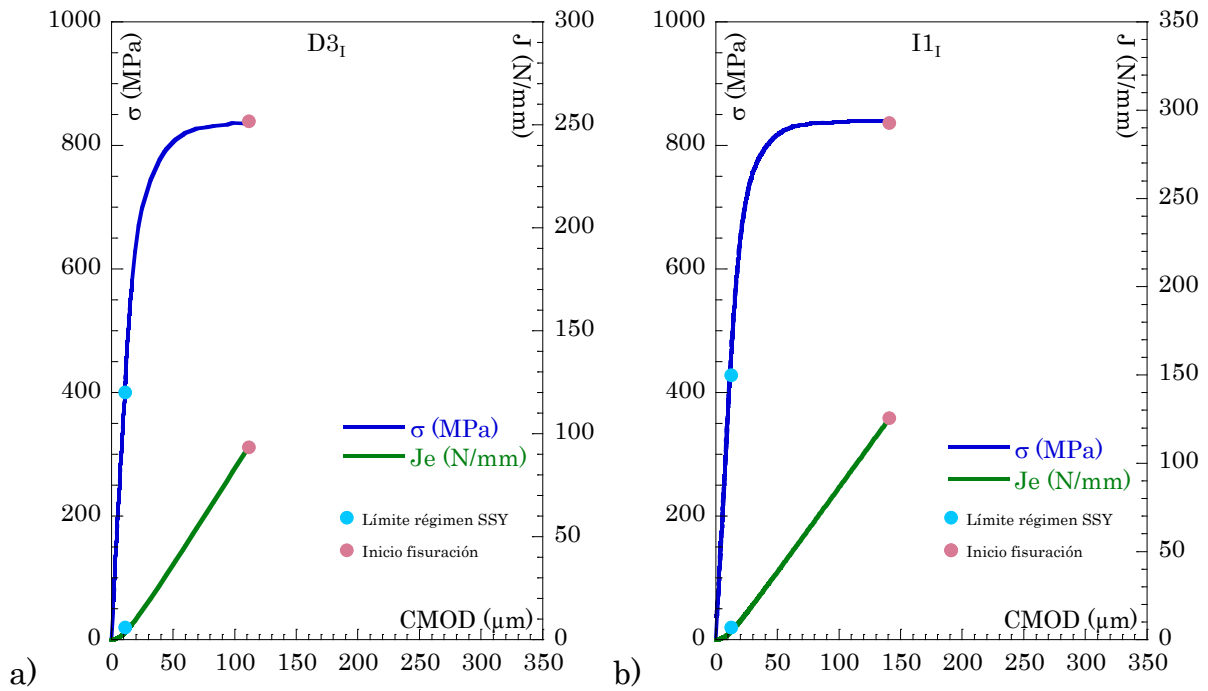


Figura 2.7.8: Curvas carga-CMOD e Integral J-CMOD de los ensayos de tenacidad J en medio inerte D3_I y I1_I

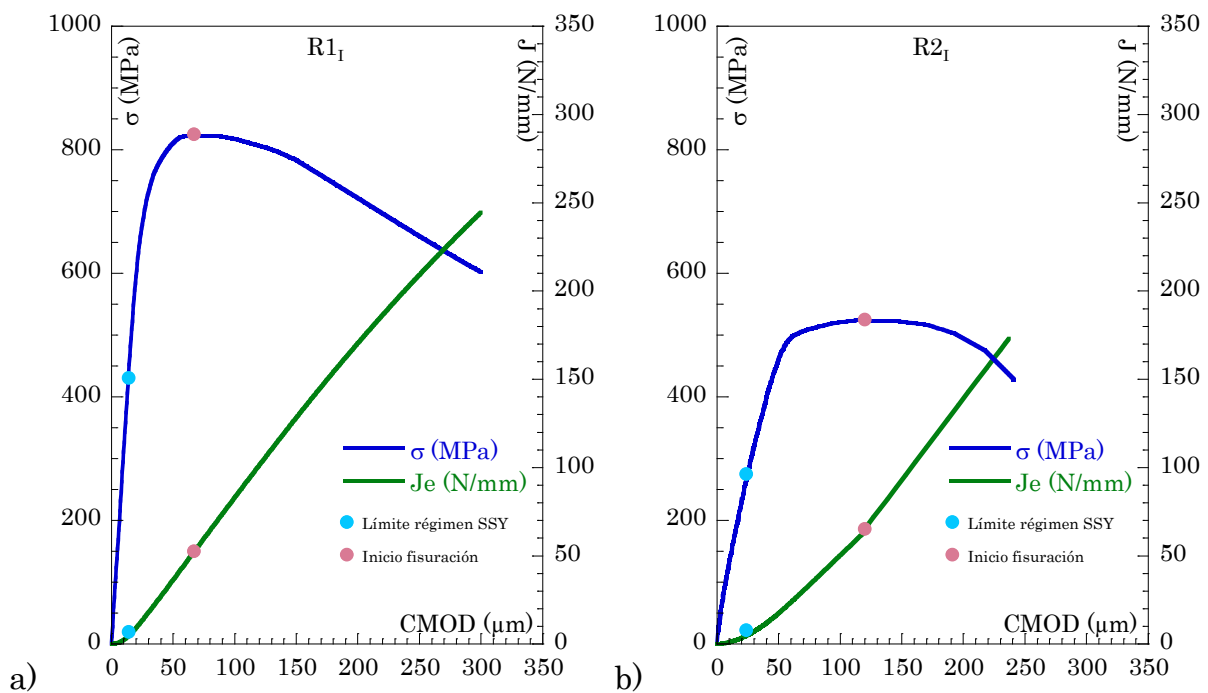


Figura 2.7.9: Curvas carga-CMOD e Integral J-CMOD de los ensayos de tenacidad J en medio inerte R1_I y R2_I

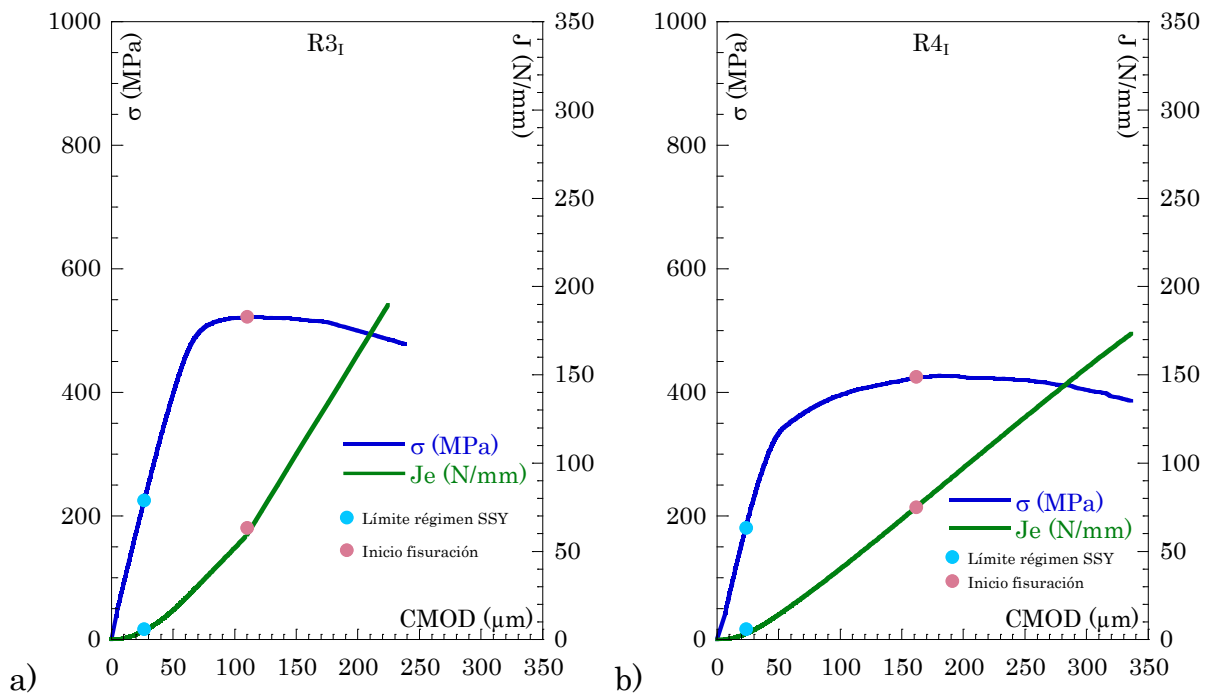


Figura 2.7.10: Curvas carga-CMOD e Integral J-CMOD de los ensayos de tenacidad J en medio inerte R3_I y R4_I

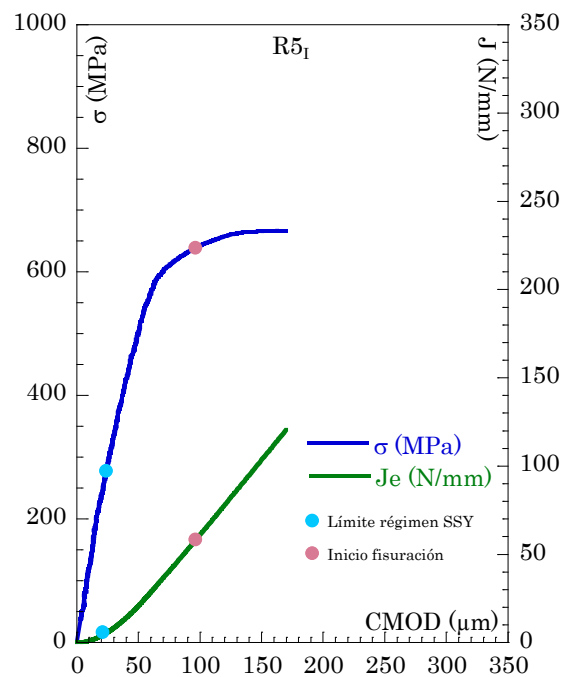


Figura 2.7.11: Curvas carga-CMOD e Integral J-CMOD del ensayo de tenacidad J en medio inerte R5_I

El rasgo más destacado de las curvas Integral J-CMOD es la linealidad que presentan una vez superado el tramo parabólico inicial que predice la Mecánica

de Fractura Elástico-Lineal para el régimen SSY, toda vez que en virtud de esta teoría la apertura CMOD y la integral J son respectivamente proporcionales a la carga y a su cuadrado.

2.8. ENSAYOS DE PROPAGACIÓN DE FISURAS EN MEDIO FRAGILIZANTE

El método de ensayo adoptado para evaluar la resistencia del acero de las barras objeto de la tesis a la fisuración asistida por hidrógeno combina los procedimientos de ensayo de las normas BS-8571 (BS-8571, 2018) e ISO-15630 (ISO 15630-3, 2019) adoptado por la Federación Internacional de Pretensado (FIP) para cualificar alambres, cordones y barras como productos cuya resistencia a la corrosión bajo tensión les hace aptos para ser empleados como armaduras activas en hormigón pretensado.

El ensayo FIP es un ensayo de durabilidad con carga de tracción constante y exposición simultánea a un medio agresivo fuertemente fragilizante. El tiempo de ensayo que el producto debe superar sin colapsar está limitado inferiormente, en valor mínimo y en valor medio. La carga a aplicar es el 80 % de la capacidad portante nominal y el medio fragilizante, en lo sucesivo medio FIP, es una solución acuosa de tiocianato amónico del 20 % en peso, a 50°C de temperatura. La misma norma contempla un medio alternativo denominado DIB-t de menor poder fragilizante, ya que el medio FIP ha sido cuestionado por no ser representativo de condiciones de servicio realistas (Olivares *et al.*, 2003). Sin embargo, es considerado un medio de cualificación efectivo por su capacidad discriminatoria (Mietz *et al.*, 2002) y eficaz por evitar ensayos de larga duración (Elices *et al.*, 2008).

La combinación de ambos ensayos adoptada en esta tesis consiste en seguir la norma BS-8571 en cuanto a configuración de probeta, aplicación de carga y medidas de deformación, y la norma ISO-15630 en cuanto al medio de ensayo, es

decir, al medio cuya acción recibe la fisura y toda su zona de influencia a la vez que la carga. La norma BS-8571 no limita dicho medio. En consecuencia, los ensayos de fisuración asistida por hidrógeno a que se ha sometido el acero de las barras han sido ensayos de tenacidad J en medio FIP, análogos a los realizados en ambiente inerte con la diferencia de que la velocidad de carga se ha reducido en dos órdenes de magnitud (y la duración, en principio, se ha multiplicado por cien), a fin de no restringir la acción fragilizante del hidrógeno a través del factor tiempo. Estos ensayos con carga de tracción aplicada a velocidades de deformación extremadamente bajas se denominan ensayos SSRT (*Slow Strain Rate Tests*).

El sistema de video-extensometría VIC ha permitido hacer compatibles ambas normas. La utilización de contenedores transparentes solidarios con la probeta de ensayo y la propia transparencia del medio FIP ha hecho posible la captación de las imágenes sobre las que opera el sistema. El mayor obstáculo a superar ha sido la estabilidad a largo plazo de la capa de pintura moteada que es imprescindible depositar sobre la superficie de la probeta y que también está sometida a la acción del medio FIP durante todo el tiempo de ensayo. Tras probar diferentes tipos de pintura fue posible encontrar una suficientemente estable.

El modo de ensayo adoptado tiene numerosos antecedentes con otros tipos de acero, que van desde el ensayo convencional de tracción simple con probetas cargadas de hidrógeno, lisas (Lovicu *et al.*, 2012) o entalladas (Arniella, 2024), estas últimas con el valor añadido de que permiten tener en cuenta los efectos de los concentradores de tensión en la absorción y distribución del hidrógeno en el acero (Wang *et al.*, 2007).

2.8.1. Procedimiento experimental

La tenacidad J determinada con probetas SENT es la magnitud elegida para medir la resistencia del acero de las barras a la fisuración asistida por hidrógeno, y la inmersión de las probetas en solución FIP durante las medidas es

el modo de producir la fragilización. En consecuencia, el procedimiento experimental empleado es idéntico al de las medidas análogas en medio inerte añadiendo un contenedor transparente en cuyo interior la fisura y su zona de influencia en la probeta permanecían inmersas en el medio agresivo durante todo el ensayo

Como puede verse en la figura 2.8.1, dicho contenedor era un tubo de vidrio antiadherente de 27 mm de diámetro interior adosado rígidamente a la probeta SENT a través de su cierre inferior, una tapa cilíndrica gruesa de polímero tipo caucho. Un orificio pasante practicado en la tapa admitía el paso de la cabeza roscada de la probeta y daba acceso al fuste al interior del contenedor. La gran deformabilidad del polímero aseguraba un ajuste estable y perfectamente estanco de la tapa al interior del contenedor y al exterior del fuste. Otros dos orificios pasantes de menor diámetro también practicados en la tapa permitían integrar el contenedor en un circuito hidráulico cerrado, con la solución FIP como fluido. Un baño termostático incorporado al circuito mantenía el medio FIP a 50°C de temperatura.

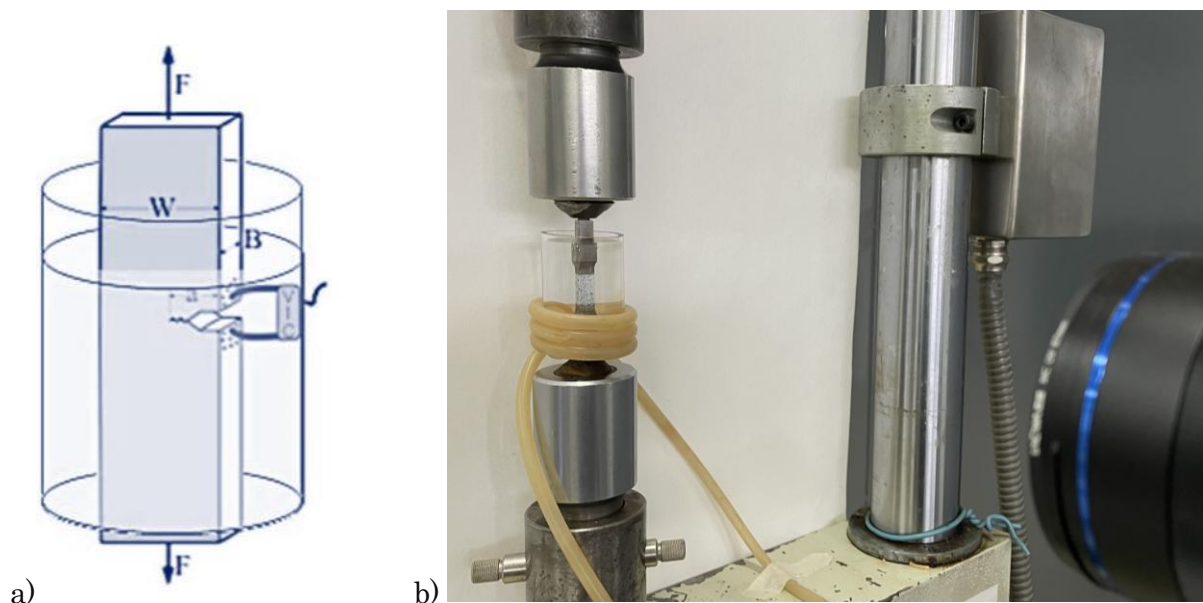


Figura 2.8.1: Dispositivo experimental para los ensayos de tenacidad J en medio FIP

Se realizaron nueve ensayos de tenacidad J en medio FIP, cinco hasta rotura y cuatro hasta el inicio de la caída de carga. En tres de los primeros se intercalaron descargas y recargas para obtener una medida del crecimiento de la fisura

alternativa a la observación del avance del frente de la fisura en la superficie exterior. Se aplicaron dos velocidades de sollicitación (velocidad del desplazamiento del actuador de la máquina) propias de la condición de ensayo de tracción lenta, 0,0005 mm/min en los ensayos hasta rotura y 0,001 mm/min en los ensayos interrumpidos. El sistema VIC de vídeo-extensometría computarizada fue el medio empleado para determinar la apertura de la boca de la entalla CMOD a lo largo de los ensayos. Para ello se aplicó la expresión Eq.1.4.2 a las lecturas de dos extensómetros virtuales de 1,25 mm de base de medida ubicados sobre la cara lateral de la probeta a las distancias respectivas de 200 y 400 μm de la cara frontal. Dichas distancias fueron particularizadas con signo negativo en la expresión Eq.1.4.2, de acuerdo con el fundamento de la misma expuesto en el apartado 1.4.2 (figura 1.4.4).

2.8.2. Resultados experimentales

La figura 2.8.2 muestra las curvas carga-CMOD registradas en los ensayos de tenacidad J en medio FIP, separados los realizados con descargas y recargas (figura 2-8.2_b) de los realizados con carga monótona (figura 2-8.2_a). El primer resultado que destaca por poner en evidencia la acción fragilizante del medio FIP sobre el acero es la notable disminución experimentada por la capacidad portante de las probetas con respecto a las medidas en medio inerte para tamaños iniciales de fisura similares. Asimismo, se aprecia el efecto del tamaño de fisura en dicha capacidad, que llega a dividirse por dos entre los tamaños extremos.

Las curvas F-CMOD de los ensayos en los que se intercalaron descargas y recargas para evaluar el crecimiento de grieta durante los mismos, se muestran en la figura 2.8.2_b. La transición de retorno a la curva de carga noval en los procesos de recarga no es un codo de pequeño radio como los de los ensayos en medio inerte, sino una pérdida de pendiente brusca y prolongada respecto a la recta de descarga. Este comportamiento pone de manifiesto el debilitamiento experimentado por el acero próximo al frente de fisura antes de que su resistencia se agote y la fisura avance.

El inicio del crecimiento de la fisura se detectó siguiendo el procedimiento ya empleado con los ensayos en ambiente inerte, mediante la secuencia de imágenes digitales del sistema video-extensométrico, cuyos indicadores de crecimiento demostraron ser consistentes con los valores de las pendientes de las descargas. En todos los casos se comprobó que la propagación de la fisura comenzó antes de alcanzarse la carga máxima del ensayo.

La tabla 2.8.1 es análoga a la tabla 2.7.1 y recoge los datos de los ensayos de tenacidad J realizados en medio FIP: dimensiones de las probetas, rigidez y tamaño de fisura previos al ensayo, y carga de iniciación de la fisuración durante el ensayo. El código de identificación de los diferentes ensayos es el mismo que el de los ensayos en ambiente inerte, con el subíndice FIP en lugar de I.

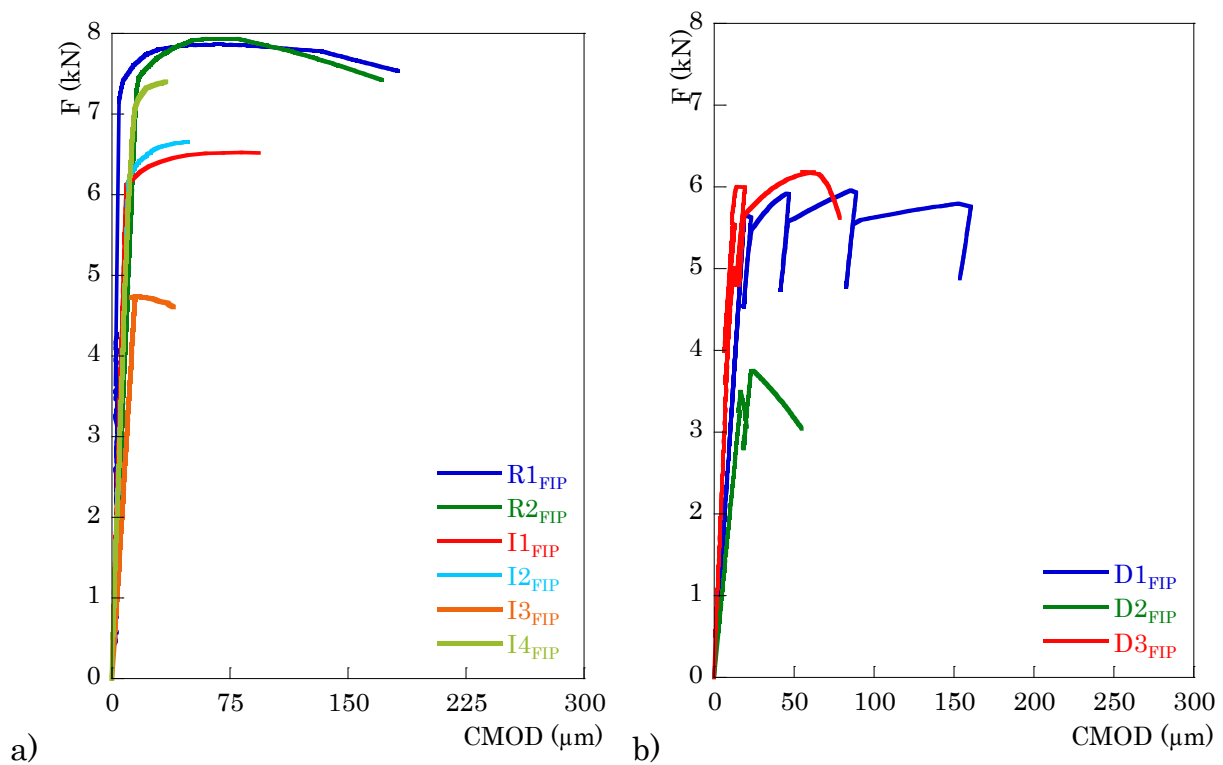


Figura 2.8.2: Curvas carga-CMOD de los ensayos de tenacidad J en medio FIP a) sin descargas y b) con descargas

Tabla 2.8.1: Resultados de los ensayos de tenacidad J en medio FIP

Ensayo	Prefisura	B (mm)	W (mm)	F _i (kN)	R ₀ (kN/μm)	\tilde{a}	a ₀ (mm)
D1 _{FIP}	F	2,33	5,24	5,66	0,297	0,226	1,59
D2 _{FIP}	F	2,44	5,25	3,75	0,202	0,293	1,52
D3 _{FIP}	F	2,42	5,47	6,06	0,476	0,164	0,89
I1 _{FIP}	F	2,54	5,11	6,20	0,548	0,154	0,79
I2 _{FIP}	F	2,39	5,18	6,07	0,530	0,151	0,78
I3 _{FIP}	F	2,26	5,41	4,73	0,327	0,208	1,12
I4 _{FIP}	F	2,44	5,35	6,95	0,558	0,147	0,79
R1 _{FIP}	F	2,63	5,31	7,47	0,803	0,115	0,63
R2 _{FIP}	F	2,48	5,39	7,75	0,465	0,172	0,93

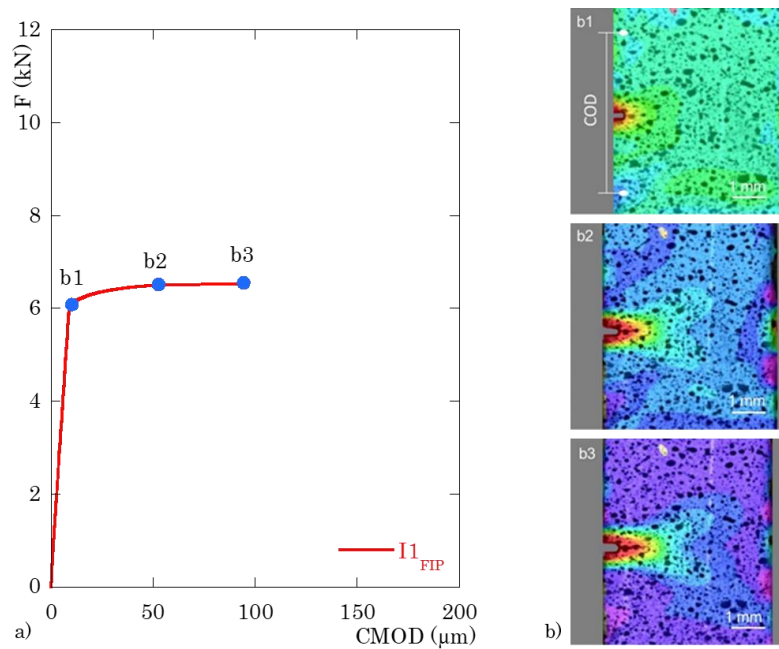


Figura 2.8.3: a) Curva carga-CMOD del ensayo I1_{FIP} de tenacidad J en medio FIP con interrupción en carga máxima; b) Campo de deformaciones ϵ_y a lo largo del ensayo

La figura 2.8.3 ilustra el comportamiento del frente de fisura y del ligamento resistente de la probeta a medida que la fisura crece a lo largo del ensayo I1_{FIP} de tenacidad J en medio FIP, interrumpido al alcanzarse la carga máxima. Los campos de deformaciones ϵ_y mostrados mediante códigos de colores en la figura

2.8.3_b corresponden a los instantes de ensayo señalados en la figura 2.8.3_a sobre la curva carga-CMOD. El comportamiento que se describe a continuación es representativo del conjunto de ensayos de tenacidad J realizados en medio FIP.

La intensidad de la concentración de deformaciones 2.8.3_b1 es manifiestamente insuficiente para atribuir el abrupto codo que aparece en la curva carga-CMOD al agotamiento plástico del frente de fisura, que se extiende sin encontrar resistencia adicional a todo el ligamento. La explicación es que el efecto fragilizador del hidrógeno debilita el frente de fisura hasta su rotura local, con el consiguiente avance, y que este proceso tiene lugar en condiciones casi estacionarias, sin apenas aumento de carga. Las imágenes 2.8.3_b2 y 2.8.3_b3 así lo corroboran y revelan como en las zonas del ligamento menos cercanas al frente de fisura el nivel de deformación crece suavemente a medida que el frente avanza. La acción dañina del hidrógeno se traslada con el frente de fisura, transportada o el avance de éste.

2.8.3. Valores experimentales de la integral J en medio fragilizante

Los valores de la integral J correspondientes a cada uno de ensayos llevados a cabo en medio FIP han sido calculados aplicando la norma BS-8571, igual que en el caso de los ensayos realizados en medio inerte.

Para ello se han aplicado nuevamente las fórmulas de la norma BS-8571 Eq.1.4.3 y Eq.1.4.4 dadas en el apartado 1.4.2. para los valores medidos del CMOD y de la carga en cada ensayo y para los datos en la tabla 2.8.1. Las curvas J-CMOD resultantes se han representado en las figuras 2.8.4 a 2.8.8 conjuntamente con las curvas carga-CMOD, con la carga expresada no como fuerza de tracción aplicada sino como la tensión remota σ_∞ que genera dicha fuerza repartida uniformemente en la sección transversal bruta de la probeta. La iniciación del crecimiento de la fisura, detectada en la secuencia de imágenes VIC como se ha mencionado anteriormente, y el final del régimen SSY se han indicado explícitamente en las curvas manteniendo para este último la condición límite $K_I \leq 31 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, es decir, sin tener en cuenta el efecto del hidrógeno absorbido por el acero sobre el límite elástico, que en cualquier caso no sería homogéneo por no ser uniforme la

concentración de dicho hidrógeno. La aplicación de la norma BS-8571 deja de ser válida una vez superado el máximo crecimiento admisible de la fisura.

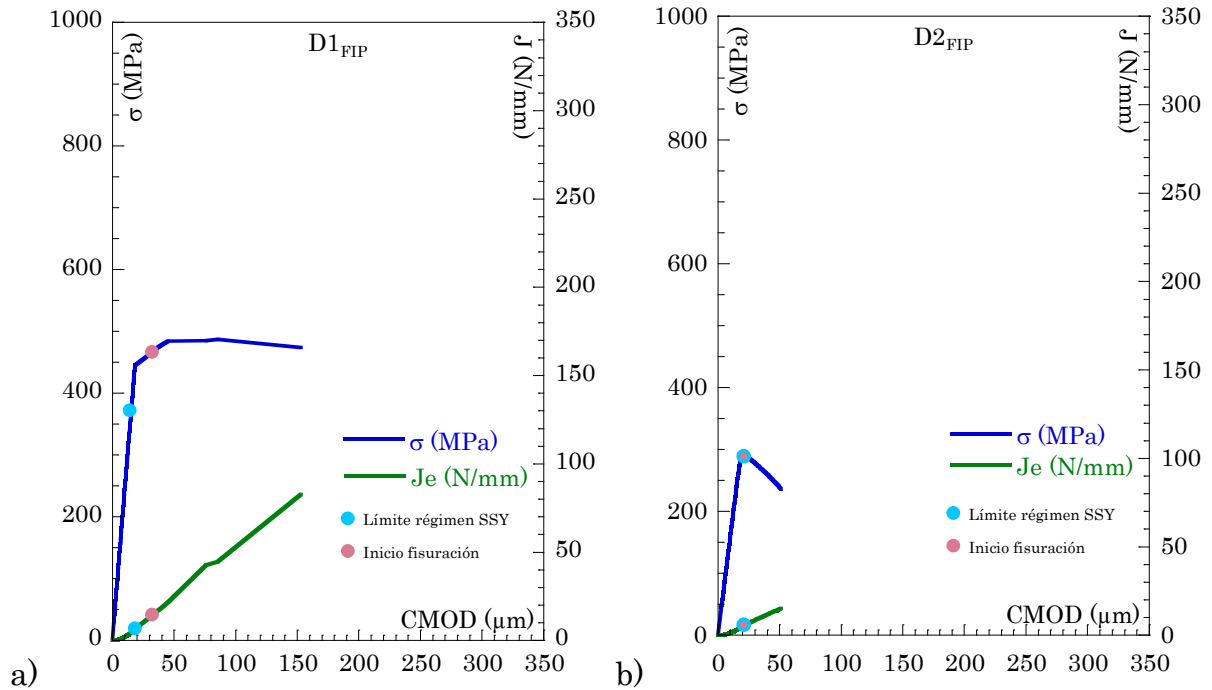


Figura 2.8.4: Curvas carga-CMOD e Integral J-CMOD de los ensayos de tenacidad J en medio FIP D1_{FIP} y D2_{FIP}

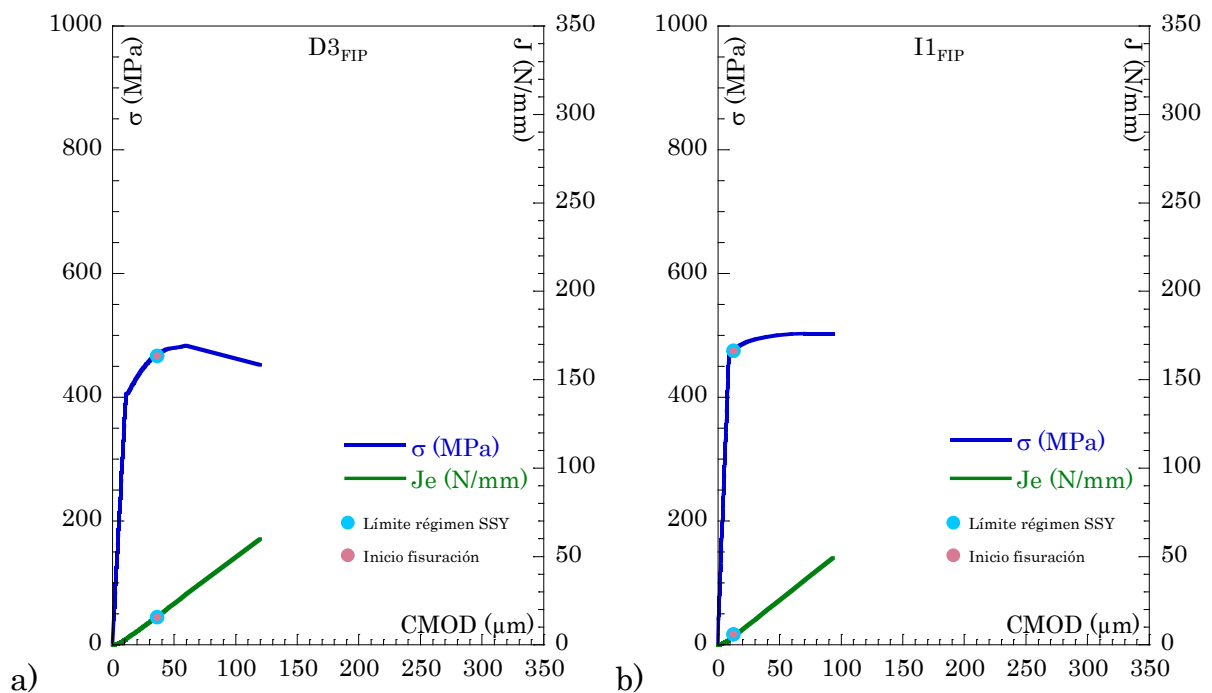


Figura 2.8.5: Curvas carga-CMOD e Integral J-CMOD de los ensayos de tenacidad J en medio FIP D3_{FIP} y I1_{FIP}

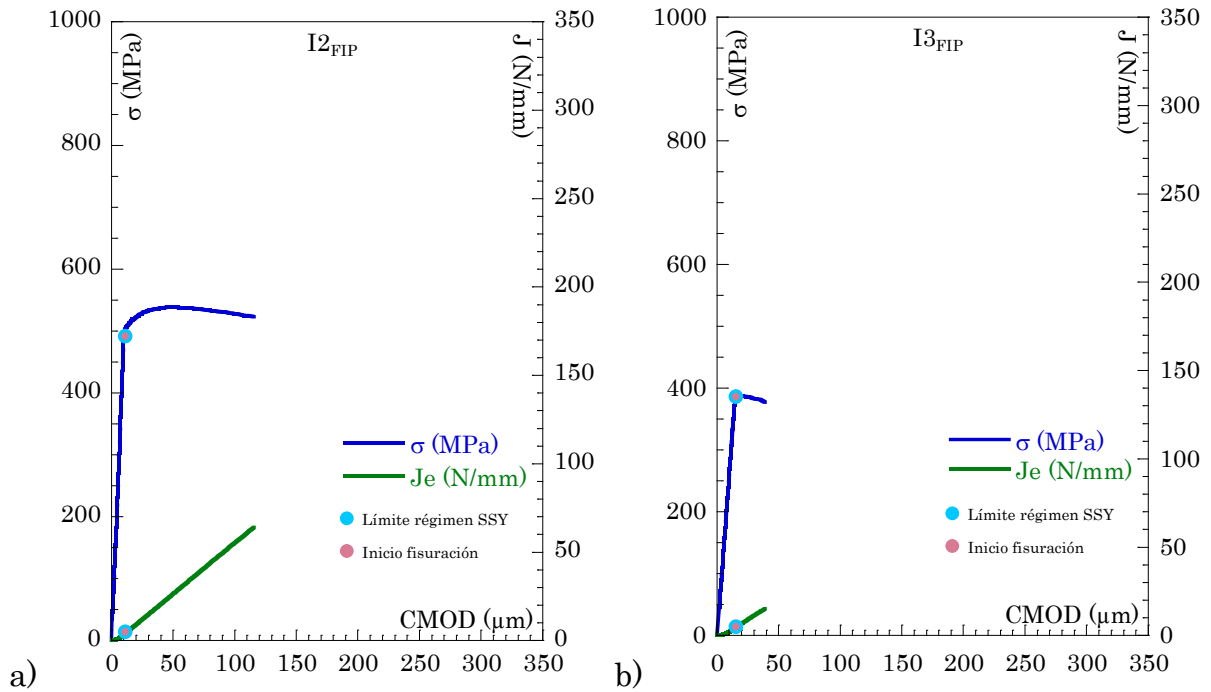


Figura 2.8.6: Curvas carga-CMOD e Integral J-CMOD de los ensayos de tenacidad J en medio FIP $I2_{FIP}$ y $I3_{FIP}$

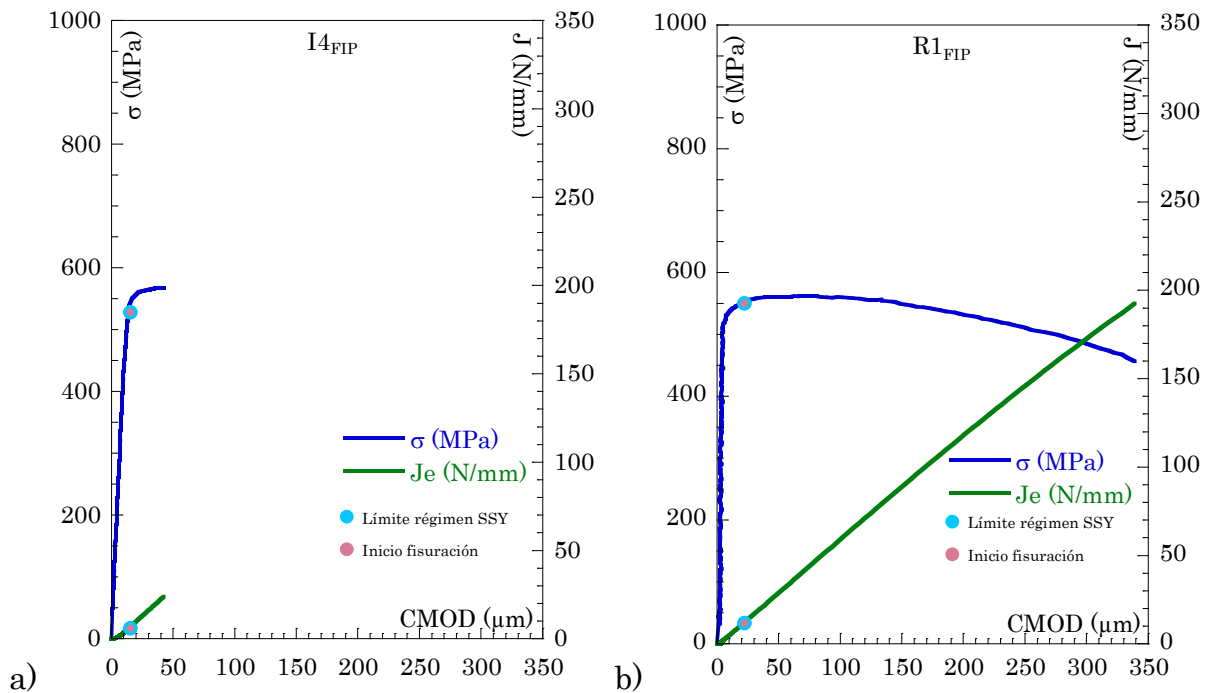


Figura 2.8.7: Curvas carga-CMOD e Integral J-CMOD de los ensayos de tenacidad J en medio FIP $I4_{FIP}$ y $R1_{FIP}$

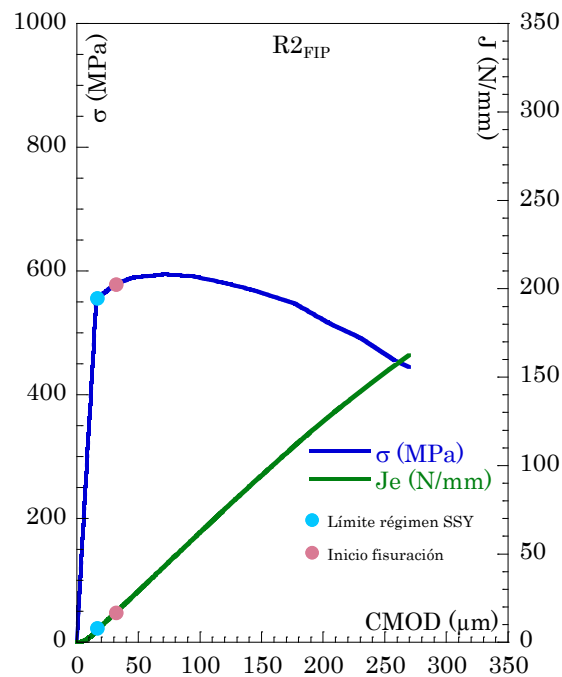


Figura 2.8.8: Curvas carga-CMOD e Integral J-CMOD del ensayo de tenacidad J en medio FIP R2_{FIP}

Una vez superado el tramo parabólico inicial que predice la Mecánica de Fractura Elástico-Lineal para el régimen SSY, las curvas Integral J-CMOD de los ensayos de tenacidad J en ambiente fragilizante presentan un tramo lineal, como ya ocurriera con las curvas de los ensayos realizados en ambiente inerte.

2.9. MORFOLOGÍAS DE FRACTURA Y MICRO-MECANISMOS DE DAÑO

Como complemento a los ensayos de tenacidad J, las superficies de fractura de las probetas SENT ensayadas fueron analizadas fractográficamente por microscopía óptica y electrónica de barrido a fin de compararlas e identificar los mecanismos de fractura del acero, su relación con las características microestructurales y el efecto de la fragilización por hidrógeno sobre los mismos. Fueron objeto de especial atención el frente de la fisura de fatiga como lugar de iniciación de la fractura y las superficies de la misma en las zonas relevantes de progresión.

2.9.1. Análisis fractográfico de la propagación de fisuras en los ensayos de tenacidad J

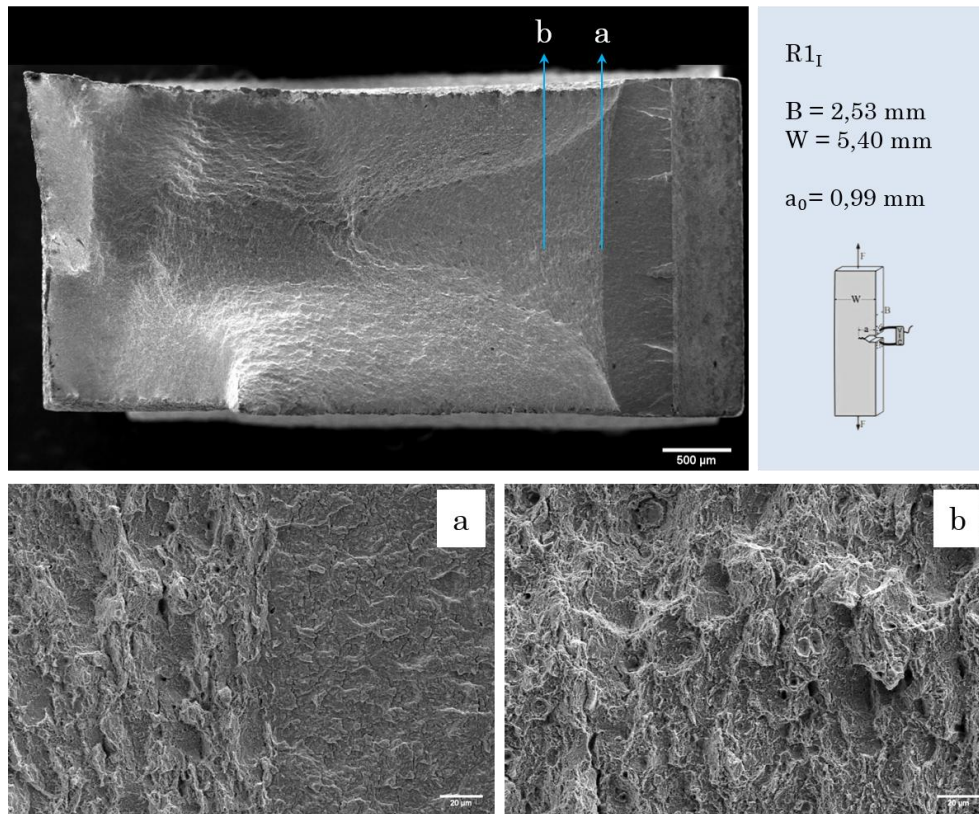


Figura 2.9.1: Superficie de fractura del ensayo R1I de tenacidad J en ambiente inerte, con detalles de las morfologías de inicio y propagación

La figura 2.9.1 muestra la superficie completa de fractura y detalles de dos zonas del ensayo R1I, realizado en medio inerte hasta rotura. La entalla mecanizada y la prefisura de fatiga están claramente diferenciadas del resto, consistente en una rotura plana y simétrica que arranca del frente de la fisura de fatiga y penetra en el ligamento resistente estrechándose hacia el centro a medida que avanza, hasta que el ligamento colapsa por el centro y los laterales fallan por cortante. Los detalles 2.9.1_a y 2.9.1_b muestran las morfologías respectivas de las zonas de inicio y progresión del avance de la fisura. En la primera imagen se observan los estados inmediatamente anteriores a dicho avance del frente de la fisura de fatiga y del final de una de sus caras, fuertemente deformado y fragmentado el primero y muy microfisurado este último. La segunda imagen pone de manifiesto que la fisura progresa mediante el mecanismo de daño aso-

ciado a las fuertes deformaciones plásticas y dúctil por excelencia: la nucleación, crecimiento y coalescencia de microhuecos.

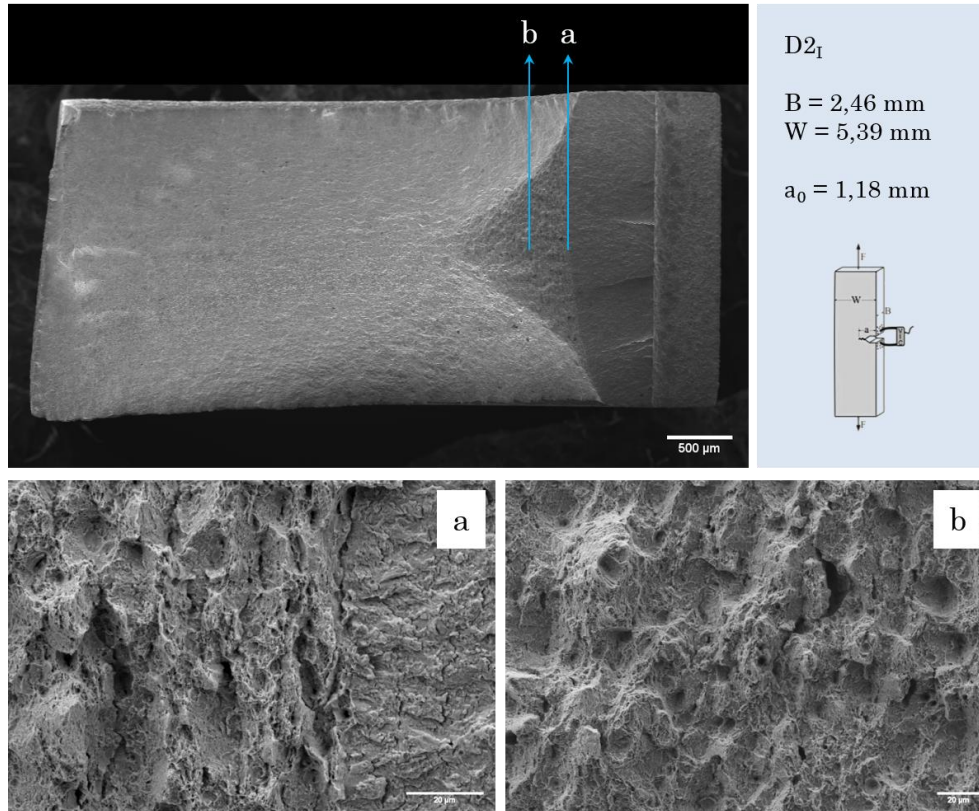


Figura 2.9.2: Superficie de fractura del ensayo D2_I de tenacidad J en ambiente inerte, con detalles de las morfologías de inicio y propagación

En la figura 2.9.2 puede verse una segunda superficie de fractura y dos detalles, también correspondiente a un ensayo de tenacidad J en ambiente inerte, pero con descargas intercaladas (ensayo D2_I). De nuevo la fisura crece establemente desde el frente de la fisura de fatiga para estrecharse hacia el centro sin perder la simetría a medida que penetra en el ligamento resistente, que finalmente colapsa. El tamaño de la fisura de fatiga es similar al del ensayo de la figura 2.9.1, pero el frente tiene mayor curvatura y condiciona directamente la forma menos esbelta de avance estable de la rotura e indirectamente la del colapso por fractura inestable del ligamento resistente, haciendo casi desaparecer los labios de cortante. El mecanismo que origina el avance de la fisura es también la nucleación, crecimiento y coalescencia de microhuecos (figura 2.9.2_b). La comparación morfológica del estado del frente de la fisura de fatiga inmediata-

mente posterior al comienzo de la rotura (figuras 2.9.1_a y 2.9.2_a) muestra coincidencias cualitativas en cuanto a la microfisuración del final de la superficie de fatiga y a la fragmentación del frente de fisura correspondiente, pero el nivel de daño es mayor en el ensayo D2_I, posiblemente a causa de las descargas y recargas intercaladas.

Para observar y evaluar el efecto fragilizante del hidrógeno en las morfologías y mecanismos de rotura de los ensayos de tenacidad J, las superficies de fractura obtenidas en los ensayos y R2_{FIP} y D1_{FIP}, esto es, en sendos ensayos de tenacidad J realizados en medio fragilizante sin y con descargas intercaladas, fueron analizadas fractográficamente con microscopía SEM. Las figuras 2.9.3 y 2.9.4 muestran completas las superficies respectivas, junto con detalles de la transición de la fisura de fatiga a la fractura y del avance estable de ésta previo al avance inestable y al colapso final de la probeta.

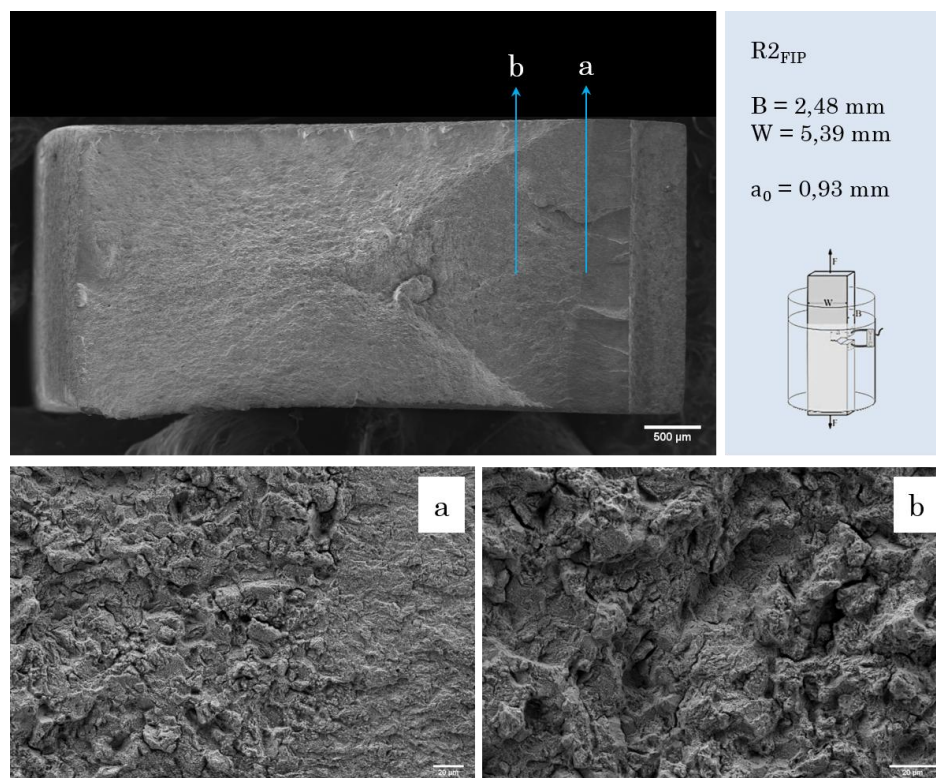


Figura 2.9.3: Superficie de fractura del ensayo R2_{FIP} de tenacidad J en ambiente fragilizante, con detalles de las morfologías de inicio y propagación

La superficie de fatiga de las probetas SENT ensayadas en medio fragilizante estuvo expuesta a la disolución de tiocianato durante todo el ensayo (15,6 horas

en el caso del ensayo $R2_{FIP}$), mientras que la de fisuración asistida contigua al frente de la fisura de fatiga lo estuvo durante el tiempo transcurrido desde el comienzo de la fractura estable y el final del ensayo (11,0 horas en el caso del ensayo $R2_{FIP}$). Para evitar que un posible ataque químico derivado de esta exposición enmascarase los mecanismos de daño, las superficies analizadas de las probetas SENT ensayadas fueron sometidas a una cuidadosa limpieza con agua y alcohol inmediatamente después del ensayo, a fin de eliminar los productos resultantes del ataque que hubieran quedado depositados sobre el acero.

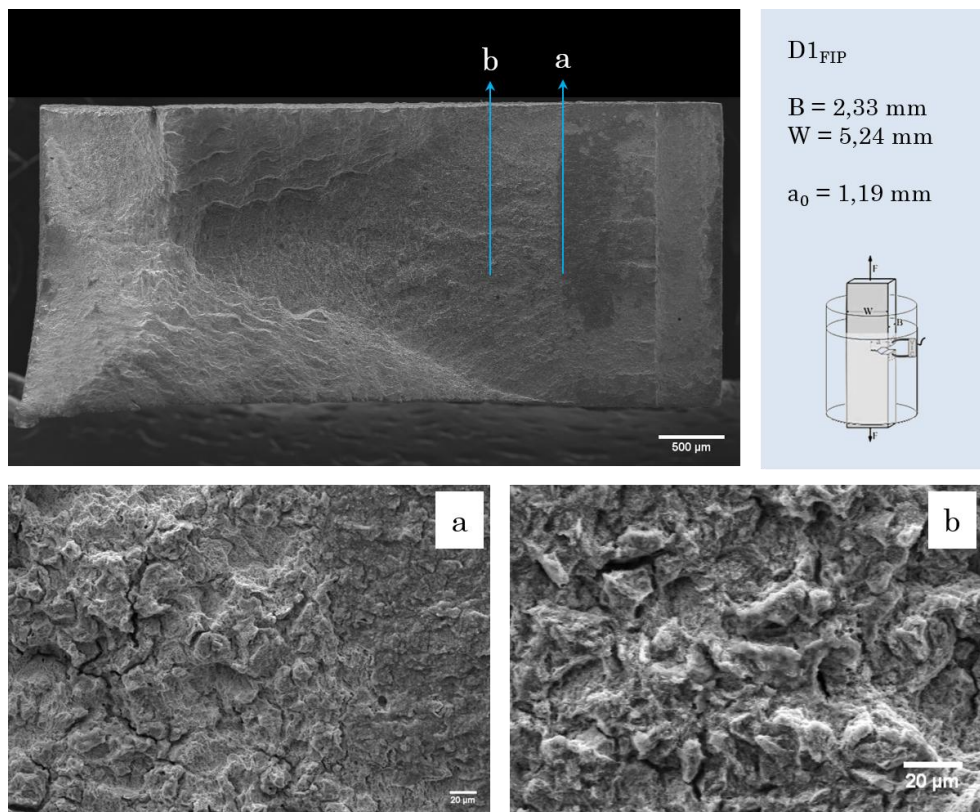


Figura 2.9.4: Superficie de fractura del ensayo $D1_{FIP}$ de tenacidad J en ambiente fragilizante, con detalles de las morfologías de inicio y propagación

Macroscópicamente, el medio agresivo no altera el modo de progresar de la fractura con respecto a un medio inerte, ya que ésta arranca nuevamente del frente de la fisura de fatiga y avanza por el ligamento estrechándose por el centro y manteniendo la simetría hasta la inestabilidad y el colapso final, si bien el tamaño de fisura y la curvatura del frente influyen en el alcance de la progresión estable. Los efectos del medio agresivo sobre la superficie y el frente de la fisura

de fatiga, así como sobre la superficie de fractura estable, se aprecian comparando las imágenes 2.9.3 a y b con las imágenes 2.9.4 a y b respectivamente. La diferencia más significativa entre los dos casos comparados es común a las tres zonas y consiste en la mayor fragmentación del relieve de rotura sin cambio de tipología que se observa en el ensayo con descargas y recargas. Es una característica propia de un efecto irreversible causado repetidamente.

Las comparaciones por parejas entre las mismas superficies de ensayo en medio inerte y en medio fragilizante (figura 2.9.1 del ensayo R1_I frente a figura 2.9.3 del ensayo R2_{FIP}, y figura 2.9.2 del ensayo D2_I frente a figura 2.9.4 del ensayo D1_{FIP}) permiten comprobar que, independientemente de que el ensayo se haya realizado con o sin descargas, el cambio de medio activa un mecanismo de rotura más frágil, transformando el pseudo-clivaje que opera en medio inerte al cuasi-clivaje que lo hace en medio fragilizante. En los dos casos, tanto en el frente de fisura como en la superficie de fractura estable, se observan cavidades cuyo tamaño ha crecido con la deformación y se han unido no por coalescencia, sino por rotura de los ligamentos que actuaban de pared. En el caso del medio fragilizante estos ligamentos están fisurados y son de mayor espesor.

Finalmente, la figura 2.9.5 muestra la superficie de fractura obtenida en los ensayos I1_{FIP} y R2_I, respectivamente incluidos en las tablas 2.8.1 y 2.7.1 como ensayos de tenacidad J en ambiente inerte con prefisuración por fatiga y asistida por medio fragilizante y en ambiente fragilizante con prefisuración por fatiga. La figura incluye detalles del frente de la fisura de fatiga y de las zonas de fisuración asistida y de fractura estable.

Las condiciones de este ensayo doble son también las de las parejas de ensayos de ambas tablas I2_{FIP}-R3_I, I3_{FIP}-R4_I, y I4_{FIP}-R5_I. Las probetas SENT respectivas fueron prefisuradas por fatiga, sometidas al ensayo de tenacidad J en ambiente fragilizante hasta el comienzo de la caída de carga, descargadas, conservadas en condiciones de deshidrogenación durante el tiempo necesario para ello, y sometidas nuevamente al ensayo de tenacidad J en ambiente inerte hasta rotura.

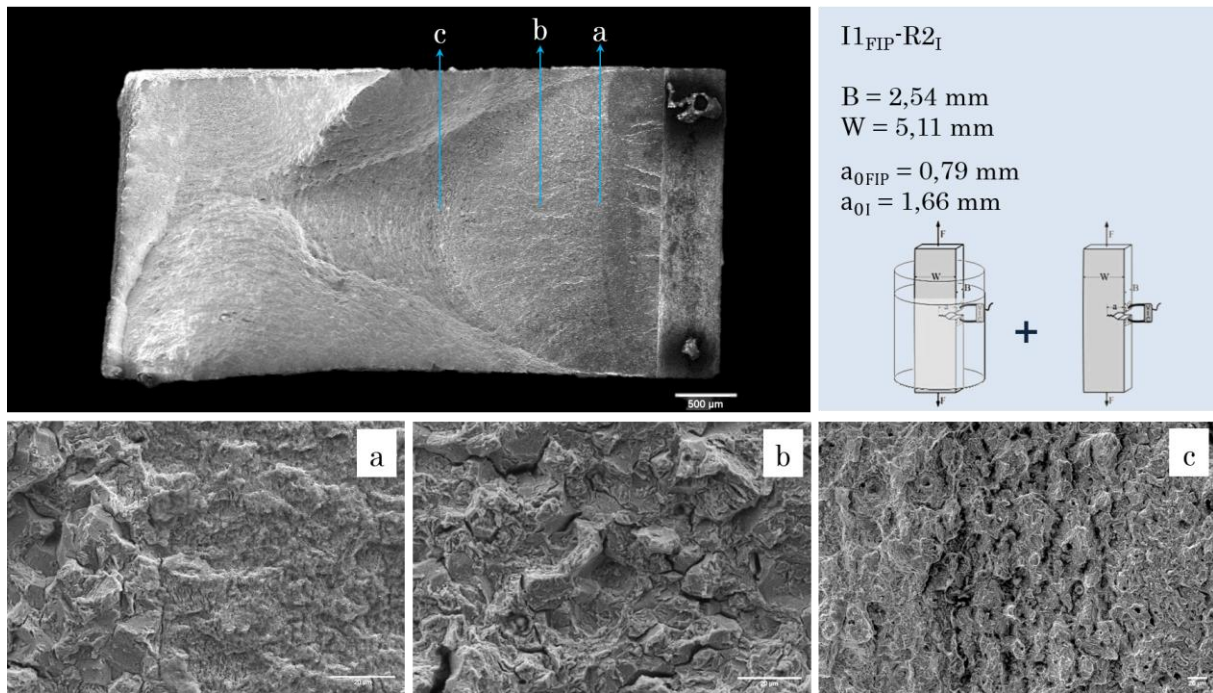


Figura 2.9.5: Superficie de fractura del ensayo doble $I1_{FIP-R2_I}$ de tenacidad J en ambiente fragilizante e inerte, con detalles de las morfologías de inicio y propagación

La imagen superior de la figura 2.9.5 es la superficie completa de fractura, donde se distinguen de derecha a izquierda la entalla, la fisura de fatiga con frente ligeramente curvado por los extremos, la fisura asistida con frente casi semicircular de diámetro el espesor de la probeta, y la zona de fractura estable que prolonga la fisura asistida estrechándose por el centro al penetrar en el ligamento resistente. El resto de la superficie es el resultado del colapso final por fractura inestable, iniciada en los flancos de la fisura asistida.

Las morfologías de rotura de la transición fatiga-fisuración asistida (detalle 2.9.5_a) y de la fisuración asistida (detalle 2.9.5_b) se asemejan a las de los ensayos completos en medio fragilizante $R1_{FIP}$ y $D1_{FIP}$, mientras que la de fractura estable (detalle 2.9.5_c), aun siendo la formación y crecimiento de huecos el mismo micromecanismo dominante, es menos dúctil que la de los ensayos completos en medio inerte $R2_I$ y $D2_I$, por cuanto el colapso de los ligamentos interrumpe el crecimiento de las microcavidades en una fase menos avanzada. La presencia de hidrógeno residual en la probeta podría ser la causa de esta diferencia de ductilidad.

Las diferencias entre las morfologías de fractura estable y de fisuración asistida observadas en los ensayos de tenacidad J se corresponden con los efectos de los mecanismos de fragilización por hidrógeno, debilitamiento de la cohesión entre componentes microestructurales (HEDE) y localización de la deformación plástica (HELP). Ambos contribuyen a transformar el proceso típico de rotura dúctil en uno más frágil de cuasi-clivaje facilitando y acelerando las fases de aquel, especialmente la nucleación de cavidades y el colapso de ligamentos.

La figura 2.9.6 ilustra los efectos de los dos mecanismos sobre el acero de las barras mostrando nuevamente para ello la superficie de fractura del ensayo R2_{FIP} en medio fragilizante (figura 2.9.3), con el detalle de la zona de fractura estable (fisuración asistida) sustituido por el detalle de la transición a la fractura inestable y colapso final. Las oquedades con formas irregulares, las microfisuras y los ligamentos colapsados prematuramente que abundan en el detalle 2.9.6_b y que propicia el mecanismo HEDE no aparecen en el detalle 2.9.6_d, y en su lugar se observan oquedades menos rugosas rodeadas de un mosaico de pequeños orificios cuyo crecimiento no ha prosperado.

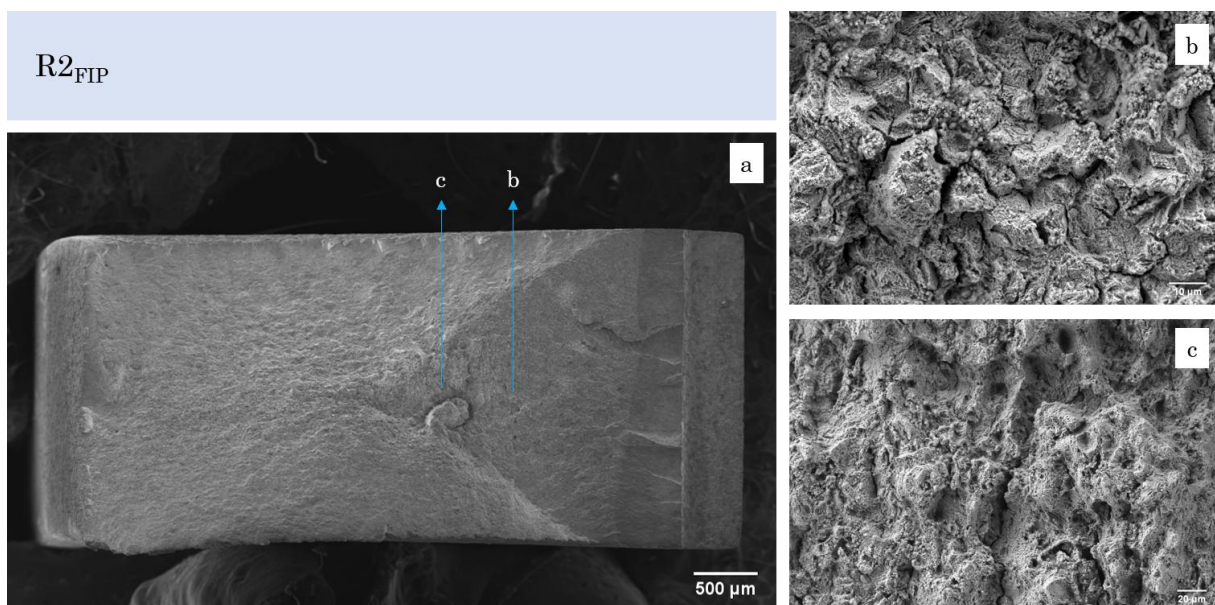


Figura 2.9.6: Superficie de fractura del ensayo R2_{FIP} de tenacidad J en ambiente fragilizante, con detalles de las morfologías de fractura inestable y colapso final

En la figura 2.9.7 se muestran las micrografías correspondientes a la propagación de la fisura en probetas ensayadas en diferentes medios y con distintas

condiciones de ensayo. En la imagen 2.9.7_a se observan los microhuecos en la zona próxima a la rotura de una probeta ensayada en ambiente inerte hasta la rotura. Éstos están bien definidos y se ve claramente la coalescencia de los mismos, siendo una fractura típicamente dúctil. En la imagen 2.9.7_b, que corresponde con una probeta ensayada en medio FIP hasta el comienzo de la caída de carga y posterior rotura en medio inerte, el hidrógeno se difunde facilitando el movimiento de las dislocaciones y favoreciendo la plasticidad local (HELP) y la formación de microhuecos de menor tamaño que en ausencia de medio fragilizante. En este caso, hay un aumento de la plasticidad local, sin aumento de la deformación global, lo que favorece la fragilización.

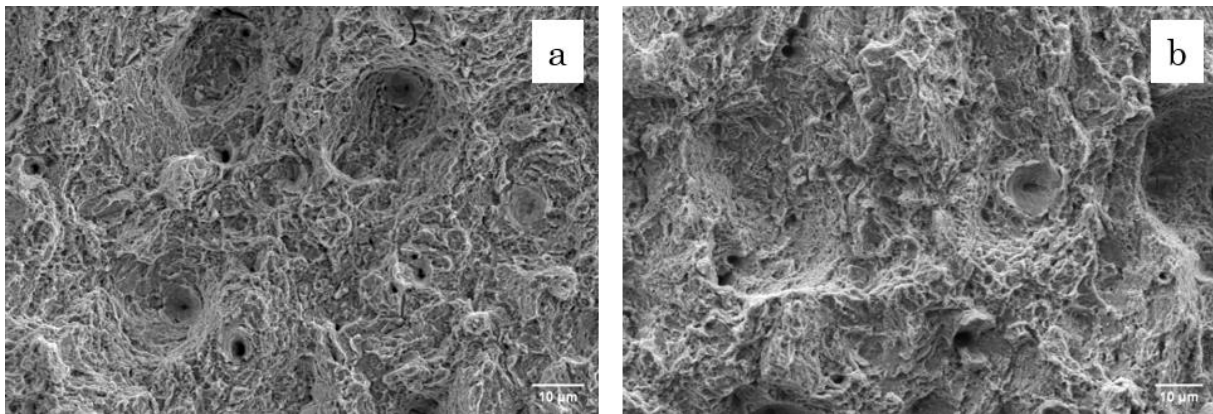


Figura 2.9.7: Microhuecos en los ensayos a) R1_I, b) I1_{FIP}-R2_I

En la figura 2.9.8 se muestran tres imágenes, siendo la primera de ellas (2.9.8_a) la correspondiente al corte transversal que se realizó de la probeta I1_{FIP}-R2_I. En esta imagen se ha enmarcado en azul la zona de interés que va a analizarse en detalle, que pertenece a la parte del ensayo en el medio FIP en el que ya ha habido avance de la fisura, pero no se ha alcanzado la carga máxima. La imagen 2.9.8_b se corresponde con el perfil de dicho corte transversal. En ella se aprecia una morfología escalonada, con una zona inicial con un perfil más tortuoso (parte izquierda de la imagen), pasando posteriormente a una zona más lisa y plana (parte derecha de la imagen). Esta transición indica una evolución del mecanismo dominante de daño durante la propagación de la fisura en presencia de hidrógeno. En la zona de mayor relieve el hidrógeno facilita el movimiento de las dislocaciones, generando cavidades asociadas a la combinación HEDE + HELP

(con HEDE dominante), siendo la propagación relativamente estable en este tramo. En la zona más plana, la combinación HEDE + HELP (con HELP dominante), reduce la cohesión intergranular entre los paquetes y los bloques, lo que permite la propagación más rápida que en el caso anterior. La imagen 2.9.8_c reafirma lo observado en la imagen anterior.

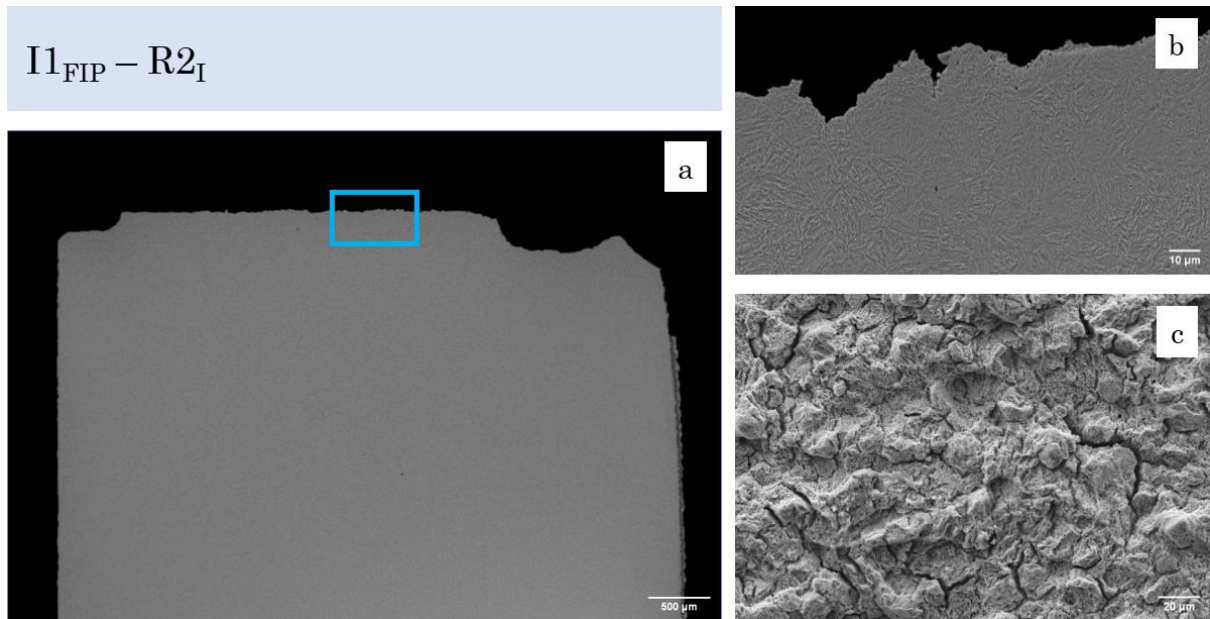


Figura 2.9.8: a) Corte transversal de la probeta I1_{FIP}-R2_I, b) Detalle del perfil (b) y Superficie de fractura (c) correspondientes con la zona enmarcada en a)

CAPÍTULO 3

APLICACIÓN DEL MODELO COHESIVO A LAS PROBETAS SENT

En este capítulo se presentan los desarrollos analíticos realizados en la tesis para particularizar la teoría del modelo cohesivo al proceso de carga de las probetas SENT que contempla la norma de ensayo BS-8571. La finalidad del ensayo es determinar la tenacidad J de los materiales metálicos sometiendo a carga de tracción probetas prefisuradas con la configuración SENT. La teoría aplicada se basa en la función de Green propuesta por Chell para la configuración SENT y en el teorema de reciprocidad de Maxwell-Betti formulado por Rice para sólidos hookeanos fisurados. Las predicciones teóricas buscadas y obtenidas son las directamente comparables con las curvas experimentales resultantes de la aplicación de la norma BS-8571, es decir, la carga aplicada y la integral J expresadas en función de la apertura CMOD de la boca de la fisura como variable principal, y del tamaño de fisura y la resistencia cohesiva como variables paramétricas, respectivamente dependientes de la probeta y del material.

3.1. TAMAÑO DE LA FISURA COHESIVA

La figura 3.1 refleja gráficamente la aplicación del modelo cohesivo a la probeta SENT. La anchura W de la probeta comprende tres regiones bien diferenciadas de la sección fisurada: la fisura física hasta la profundidad a , a continuación, la zona cohesiva hasta la profundidad A abarcada por la fisura cohesiva y, por último, el ligamento no cohesivo hasta el final de la sección. La curva de ablandamiento adoptada es la del modelo primitivo de Dugdale, es decir, carente de ablandamiento y por tanto caracterizada por una sola constante del acero, la resistencia cohesiva Y . A través de la longitud $A - a$ de la zona cohesiva las dos mitades de la probeta se atraen con la tensión uniforme Y . De acuerdo con el modelo cohesivo, el factor de intensidad de tensiones en el frente de la fisura cohesiva es nulo y resulta de restar K_{∞} , el debido a la carga de tracción aplicada, y K_Y , el que generaría la resistencia Y actuando como carga de empuje sobre las caras de la zona cohesiva. Ambos se obtienen particularizando la igualdad de la Eq.1.4.8 para las tensiones $\sigma(x)$ como tensiones uniformes con valores σ_{∞} e Y , respectivamente ejercidas sobre los tramos $0 \leq x \leq A$ y $a \leq x \leq A$ de las caras de la fisura.

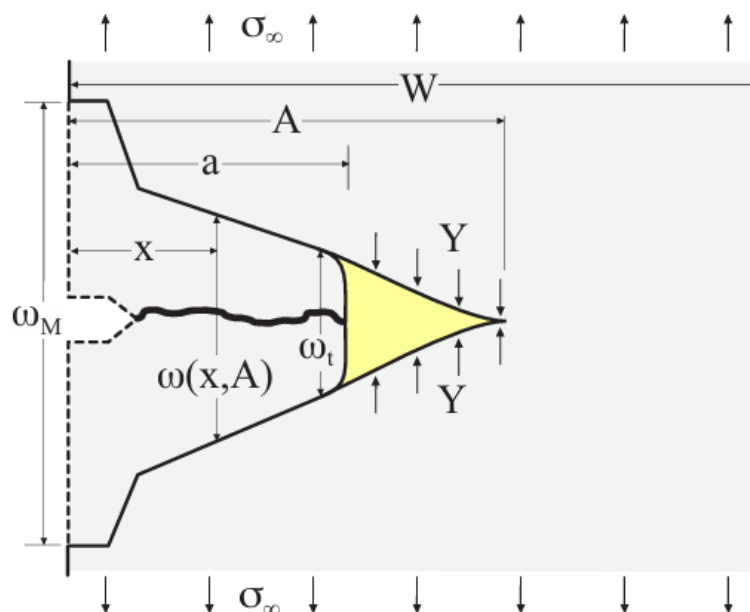


Figura 3.1.1: Contribuciones al factor de intensidad de tensiones nulo del frente de la fisura cohesiva de la probeta SENT

El valor de K_{∞} resultante coincide con el dado por Eq.1.4.5, toda vez que los estados tensionales generados por las cargas correspondientes a cada uno difieren en un estado tensional de tracción σ_{∞} uniforme en toda la probeta, y por tanto sin concentración de tensiones en el frente de fisura. Así pues:

$$\begin{aligned} K_{\infty}(A) &= \int_0^A \sigma_{\infty} G(A, t) dt = \int_0^A \sigma_{\infty} \sqrt{W} k\left(\frac{A}{W}\right) h_{,2}(A, t) dt = \sigma_{\infty} \sqrt{W} k\left(\frac{A}{W}\right) [h(A, t)]_{t=0}^{t=A} \\ &= \sigma_{\infty} \sqrt{W} k\left(\frac{A}{W}\right) [h(A, A) - h(A, 0)] = \sigma_{\infty} \sqrt{W} k\left(\frac{A}{W}\right) [1 - 0] \\ &= \sigma_{\infty} \sqrt{W} k\left(\frac{A}{W}\right) \end{aligned} \quad (3.1.1)$$

Por su parte, la contribución de las tensiones cohesivas, en valor absoluto, es:

$$\begin{aligned} K_Y(A) &= \int_a^A Y G(A, t) dt \\ &= \int_a^A Y \sqrt{W} k\left(\frac{A}{W}\right) h_{,2}(A, t) dt = Y \sqrt{W} k\left(\frac{A}{W}\right) [h(A, t)]_{t=a}^{t=A} \\ &= Y \sqrt{W} k\left(\frac{A}{W}\right) [h(A, A) - h(A, a)] = Y \sqrt{W} k\left(\frac{A}{W}\right) [1 - h(A, a)] \end{aligned} \quad (3.1.2)$$

El tamaño relativo $\tilde{A} = A/W$ de la fisura cohesiva resulta de igualar las ecuaciones Eq.3.1.1 y Eq.3.1.2 incorporando la expresión Eq.1.4.7 de la función $h(a, x)$; el tamaño relativo \tilde{a} de la fisura física y el cociente σ_{∞}/Y entre la tensión aplicada y la resistencia cohesiva determinan \tilde{A} :

$$\begin{aligned} K_Y(A) = K_{\infty}(A) &\Rightarrow \sigma_{\infty} = Y[1 - h(A, a)] \\ \frac{A}{W} = \tilde{A} &= \frac{\tilde{a}}{\tilde{a} + (1 - \tilde{a}) \cos\left(\frac{\pi \sigma_{\infty}}{2Y} \frac{1}{(1 - \tilde{a})^2}\right)} \end{aligned} \quad (3.1.3)$$

3.2. PERFIL DE LA FISURA COHESIVA DEFORMADA

La apertura $\omega(x, a)$ que experimenta la fisura cohesiva al deformarse viene dada por la expresión Eq.1.4.5 particularizada para la función $h_{,2}(a, x)$ de Eq.1.4.9, para el tamaño A de la fisura cohesiva y para el factor de intensidad de tensiones

diferencia $K_\infty(t) - K_Y(t)$.

$$\omega = \omega(x, A) = \frac{2}{E} \sqrt{W} \int_x^A k\left(\frac{t}{W}\right) h_{,2}(t, x) (K_\infty(t) - K_Y(t)) dt \quad (3.2.1)$$

El proceso matemático a seguir para obtener dicha diferencia es formalmente idéntico al que conduce a las igualdades Eq.3.1.1 y Eq.3.1.2 sin más que reemplazar el tamaño de fisura A por el tamaño de fisura t, luego:

$$\begin{aligned} K_\infty(t) - K_Y(t) &= \sigma_\infty \sqrt{W} k\left(\frac{t}{W}\right) - Y \sqrt{W} k\left(\frac{t}{W}\right) [1 - h(t, a)] \\ &= \sqrt{W} k\left(\frac{t}{W}\right) (\sigma_\infty - Y [1 - h(t, a)]) \end{aligned} \quad (3.2.2)$$

La tensión remota σ_∞ o la resistencia cohesiva Y pueden ser alternativamente eliminadas en favor del tamaño A de la fisura cohesiva mediante Eq.3.1.3:

$$K_\infty(t) - K_Y(t) = Y \sqrt{W} k\left(\frac{t}{W}\right) (h(t, a) - h(A, a)) \quad (3.2.3)$$

$$K_\infty(t) - K_Y(t) = \sigma_\infty \sqrt{W} k\left(\frac{t}{W}\right) \frac{h(t, a) - h(A, a)}{1 - h(A, a)} \quad (3.2.4)$$

El tamaño de fisura t es la variable de integración de la expresión Eq.3.2.1, cuyo integrando se anula en el extremo A del intervalo de integración. El perfil de apertura de la fisura cuando la fisura cohesiva alcanza el tamaño A resulta de sustituir Eq.3.2.3 o Eq.3.2.4 en Eq.3.2.1:

$$\omega = \omega(x, A) = \frac{2Y}{E} W \int_x^A h_{,2}(t, x) k^2\left(\frac{t}{W}\right) (h(t, a) - h(A, a)) dt \quad (3.2.5)$$

$$\omega = \omega(x, A) = \frac{2\sigma_\infty}{E} W \int_x^A h_{,2}(t, x) k^2\left(\frac{t}{W}\right) \frac{h(t, a) - h(A, a)}{1 - h(A, a)} dt \quad (3.2.6)$$

3.3. APERTURA FRONTAL DE LA FISURA (CMOD)

El CMOD (*Crack Mouth Opening Displacement*) o apertura frontal ω_M de la fisura

desempeña un papel crucial en el ensayo BS-8571 de resistencia a la fisuración y es el valor del campo $\omega(x, A)$ para la posición $x = 0$ cuando la fisura cohesiva alcanza el tamaño A durante el proceso de carga de la probeta SENT. Teniendo en cuenta Eq.1.4.9, Eq.3.2.5 y Eq.3.2.6:

$$h_2(t, 0) = \frac{4}{\pi W} \frac{\pi}{2} + \frac{2(W-t)W}{\pi W \sqrt{Wt} \sqrt{Wt}} = \frac{2}{\pi W} \left(\pi - 1 + \frac{W}{t} \right)$$

$$\omega_M = \omega(0, A) = \frac{2Y}{E} W \int_0^A h_2(t, 0) k^2 \left(\frac{t}{W} \right) (h(t, a) - h(A, a)) dt$$

$$= \frac{4Y}{\pi E} \int_0^A \left(\pi - 1 + \frac{W}{t} \right) k^2 \left(\frac{t}{W} \right) (h(t, a) - h(A, a)) dt \quad (3.3.1)$$

$$\omega_M = \omega(0, A) = \frac{2\sigma_\infty}{E} W \int_0^A h_2(t, 0) k^2 \left(\frac{t}{W} \right) \frac{h(t, a) - h(A, a)}{1 - h(A, a)} dt$$

$$= \frac{4\sigma_\infty}{\pi E} \int_0^A \left(\pi - 1 + \frac{W}{t} \right) k^2 \left(\frac{t}{W} \right) \frac{h(t, a) - h(A, a)}{1 - h(A, a)} dt \quad (3.3.2)$$

La singularidad $1/t$ que aparece en las integrales de las expresiones Eq.3.3.1 y Eq.3.3.2 se anula con el cuadrado del factor $k(t/W)$ de Eq.1.4.5. Esta circunstancia permite calcular numéricamente las integrales mediante un programa de hoja de cálculo y representar los resultados en términos adimensionales bajo la forma de familia de curvas dependiente del tamaño relativo $\tilde{a} = a/W$ de la fisura física como parámetro. Con $(\omega_M E)/(WY)$ y σ_∞/Y como variables adimensionales para la representación, Eq.3.3.2 adquiere la siguiente forma:

$$\frac{\omega_M E}{W Y} = \frac{4\sigma_\infty}{\pi W Y} \int_0^A \left(\pi - 1 + \frac{W}{t} \right) k^2 \left(\frac{t}{W} \right) \frac{h(t, a) - h(A, a)}{1 - h(A, a)} dt \quad (3.3.3)$$

Las funciones $k(\bullet)$, $h(\bullet)$ y $A(\bullet)$ que contiene la integral son las dadas por Eq1.4.5, Eq1.4.4.3 y Eq3.1.3, respectivamente. La figura 3.3.1 muestra la familia de curvas.

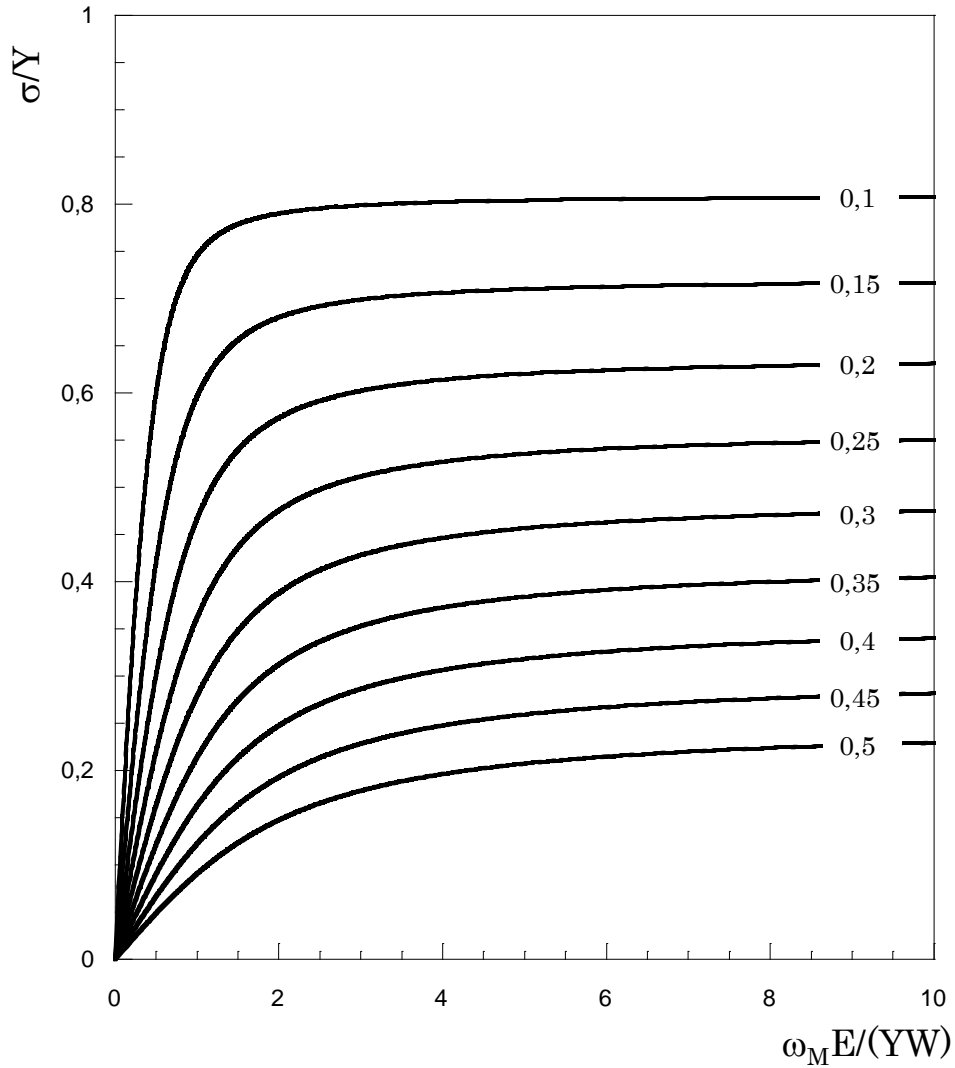


Figura 3.3.1: Curvas carga-CMOD (apertura frontal) de la probeta SENT que predice el modelo cohesivo para diferentes tamaños relativos $\tilde{a} = a/W$ de fisura física

Las curvas representadas ponen de manifiesto la existencia de una carga límite asintótica $\sigma_{\infty Y}$ dependiente del tamaño de fisura física. La condición que determina esta carga límite es que la fisura cohesiva ocupe toda la sección transversal de la probeta, es decir, $A = W$. Ahora bien, según Eq.3.2.3:

$$1 = \frac{A}{W} = \frac{\tilde{a}}{\tilde{a} + (1 - \tilde{a}) \cos\left(\frac{\pi \sigma_{\infty Y}}{2Y} \frac{1}{(1 - \tilde{a})^2}\right)} \Rightarrow \frac{\sigma_{\infty Y}}{Y} = (1 - \tilde{a})^2 \quad (3.3.4)$$

En el modelo cohesivo, el ligamento resistente de la sección fisurada se reparte entre la zona cohesiva, traccionada bajo la resistencia cohesiva, y el resto, esencialmente comprimido para equilibrar las tensiones remotas σ_{∞} aplicadas

sobre cada mitad de la probeta. En el límite asintótico, la zona comprimida se reduce al borde de la sección transversal y actúa como una rótula plástica. La condición de momento nulo en dicha rótula también conduce a la igualdad Eq.3.3.3 Asimismo, la carga de agotamiento plástico adoptada en el método EPRI de análisis elastoplástico de fractura (Kumar *et al.*, 1981) para la probeta SENT en tensión plana:

$$\frac{\sigma_{\infty Y}}{Y} = 1,072 \left(\sqrt{1 - 2\tilde{a} + 2\tilde{a}^2} - \tilde{a} \right) \quad (3.3.5)$$

si la resistencia cohesiva se identifica con el límite elástico del material sin endurecimiento contemplado en dicho método, difiere en menos del 10% de la dada por Eq.3.3.4, para $\tilde{a} \leq 0,5$,

La existencia del límite asintótico determinado por el modelo cohesivo indica que la probeta SENT llegaría a colapsar por crecimiento inestable de la zona cohesiva al aproximarse la carga aplicada al valor límite Eq.3.3.4, siempre que antes de la inestabilidad no se active algún mecanismo de fractura que origine el crecimiento de la fisura física.

3.4. APERTURA DEL FRENTE DE FISURA (CTOD)

El CTOD (*Crack Tip Opening Displacement*) es la apertura ω_t que experimenta la fisura cohesiva en la posición ocupada por el frente de la fisura física. Consecuentemente, ω_t es el valor del campo $\omega(x, A)$ para la posición $x = a$ cuando la fisura cohesiva alcanza el tamaño A durante el proceso de carga de la probeta SENT. Teniendo en cuenta Eq.1.4.11, Eq.1.4.9 y Eq.3.2.5:

$$h_2(t, a) = 2 \frac{1 - h(t, a)}{W - a} + \frac{2}{W\pi} \frac{(W - t)(W - a)}{\sqrt{W(t - a)}\sqrt{tW + aW - 2ta}} \quad (3.4.1)$$

$$\omega_t = \omega(a, A) = \frac{2Y}{E} W \int_a^A h_2(t, a) k^2 \left(\frac{t}{W} \right) (h(t, a) - h(A, a)) dt$$

$$= \frac{4Y}{E} W \int_a^A k^2 \left(\frac{t}{W} \right) \left(\frac{1 - h(t, a)}{W - a} + \frac{1}{W\pi} \frac{(W - t)(W - a)}{\sqrt{W(t - a)\sqrt{tW + aW - 2ta}}} \right) (h(t, a) - h(A, a)) dt \quad (3.4.2)$$

La singularidad de la integral de la igualdad Eq.3.4.2 para $t = a$ puede ser eliminada mediante un cambio de variable a fin de calcularla numéricamente mediante un programa de hoja de cálculo:

$$\omega_t = 8W \frac{Y}{E} \int_a^{\sqrt{A-a}} k^2 \left(\frac{t}{W} \right) \left(\frac{1 - h(t, a)}{W - a} \sqrt{t - a} + \frac{(W - t)(W - a)}{\pi\sqrt{tW + aW - 2ta}} \right) (h(t, a) - h(A, a)) d(\sqrt{t - a}) \quad (3.4.3)$$

o bien, eliminando la resistencia cohesiva en favor de la tensión remota aplicada por medio de Eq.3.1.3:

$$\omega_t = 8W \frac{\sigma_\infty}{E} \int_a^{\sqrt{A-a}} k^2 \left(\frac{t}{W} \right) \left(\frac{1 - h(t, a)}{W - a} \sqrt{t - a} + \frac{(W - t)(W - a)}{\pi\sqrt{tW + aW - 2ta}} \right) \frac{h(t, a) - h(A, a)}{1 - h(A, a)} d(\sqrt{t - a}) \quad (3.4.5)$$

También para el CTOD los resultados se han obtenido en términos adimensionales bajo la forma de familia de curvas dependiente del tamaño relativo $\tilde{a} = a/W$ de la fisura física como parámetro. La forma de Eq.3.4.4 para las variables adimensionales $(\omega_t E)/(WY)$ y σ_∞/Y es

$$\frac{\omega_t E}{WY} = 8 \frac{\sigma_\infty}{E} \int_a^{\sqrt{A-a}} k^2 \left(\frac{t}{W} \right) \left(\frac{1 - h(t, a)}{W - a} \sqrt{t - a} + \frac{(W - t)(W - a)}{\pi\sqrt{tW + aW - 2ta}} \right) \frac{h(t, a) - h(A, a)}{1 - h(A, a)} d(\sqrt{t - a}) \quad (3.4.6)$$

De nuevo las funciones $k(\bullet)$, $h(\bullet)$ y $A(\bullet)$ que contiene la integral son las dadas por Eq.1.4.5, Eq.1.4.7 y Eq.3.1.3, respectivamente. La figura 3.4.1 muestra la familia de curvas obtenida, así como los resultados análogos de Chell (Chell, 1976) que confirman la ausencia de errores en los cálculos efectuados.

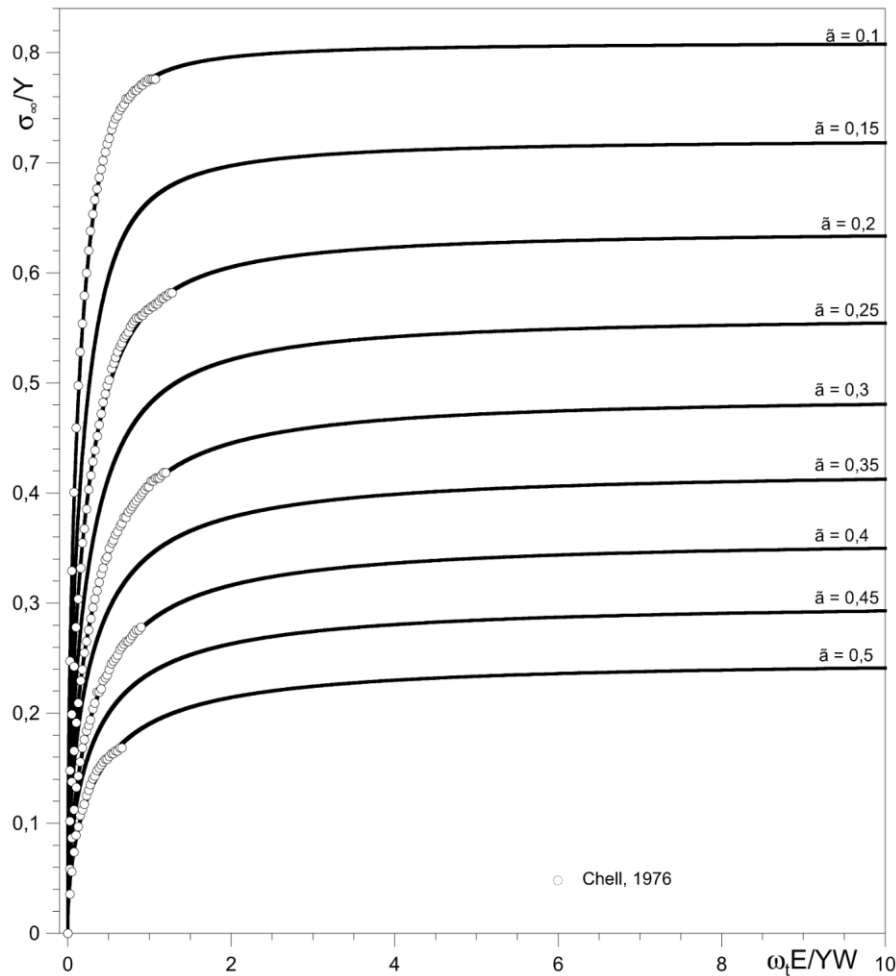


Figura 3.4.1: Curvas carga-CTOD (apertura del frente de fisura física) que predice el modelo cohesivo para probetas SENT con diferentes tamaños relativos $\tilde{a} = a/W$ de fisura física

3.5. INTEGRAL J

La integral J (Rice, 1968) es una integral curvilínea invariante aplicable a sólidos hipoplásticos fisurados en régimen de pequeñas deformaciones, estado de tensión o deformación plana, carga en modo I bajo, y con las caras de la fisura libres de tensiones. El camino de integración Γ es cualquier curva que conecte sendos puntos de las caras de la fisura a través del sólido, tales que los tramos de ambas caras comprendidos entre los dos se hallen libres de tensiones. La integral J es asimismo aplicable a sólidos elastoplásticos siempre que el proceso de carga sea creciente en todo el sólido:

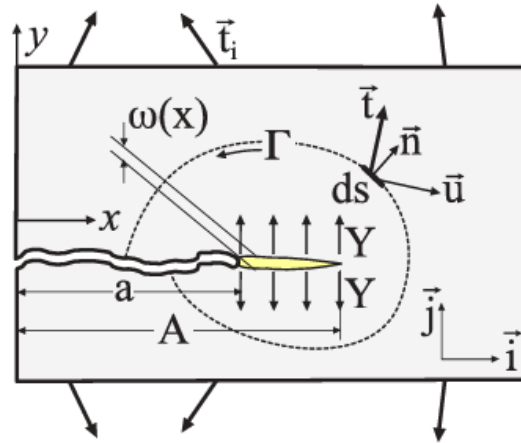


Figura 3.5.1: Representación gráfica integral j

$$j = \int_{\Gamma} \left(w \vec{i} \cdot \vec{n} - \vec{t} \cdot \frac{\partial \vec{u}}{\partial x} \right) ds \quad (3.5.1)$$

donde w y \vec{u} son los campos de densidad de energía elástica y de desplazamientos del sólido, \vec{t}_i las tensiones exteriores aplicadas, \vec{t} las tensiones internas transmitidas a través del contorno de integración Γ , \vec{n} es el vector unitario normal exterior a Γ , y los ejes cartesianos x e y , con la orientación y sentido de los vectores unitarios \vec{i} y \vec{j} , son respectivamente paralelo y perpendicular a la dirección de la fisura.

El valor de la integral J representa en cada instante del proceso de carga (Rice, 1968) la energía procedente del trabajo de las fuerzas aplicadas al sólido y de la energía de deformación acumulada en el mismo, que quedaría liberada si el área fisurada creciese una unidad. La determinación experimental normalizada de la integral J se basa en esta propiedad combinada con el mecanismo de deformación de las probetas contempladas en las normas.

En el caso de la probeta SENT con fisura cohesiva (figura 3.5.2) se puede adoptar como contorno de integración Γ uno tan próximo como se desee a las dos caras de la zona cohesiva, en las cuales $\vec{n} = \pm \vec{j}$ y $\vec{t} = \pm Y \vec{j}$; por tanto, el valor de la integral J es:

$$J = \int_Y \left(w \vec{i} \cdot \vec{n} - \vec{t} \cdot \frac{\partial \vec{u}}{\partial x} \right) ds = \int_Y \left(w_0 + (\pm Y \vec{j}) \cdot \frac{\partial \vec{u}}{\partial x} \right) (\pm dx) = Y \int_Y \frac{\partial (-\vec{u} \cdot \vec{j})}{\partial x} dx$$

$$= 2Y \int_Y^A \frac{\partial(-\frac{\omega}{2})}{dx} dx = Y[\omega(a) - \omega(A)] = Y(\omega_t - 0) = Y\omega_t \quad (3.5.2)$$

o bien, teniendo en cuenta Eq.3.4.2:

$$J = \frac{4Y^2}{E} W \int_a^A k^2 \left(\frac{t}{W} \right) \left(\frac{1 - h(t, a)}{W - a} + \frac{1}{W\pi} \frac{(W - t)(W - a)}{\sqrt{W(t - a)}\sqrt{tW + aW - 2ta}} \right) (h(t, a) - h(A, a)) dt \quad (3.5.3)$$

Para constantes del material dadas, esta expresión proporciona el valor de la integral J a lo largo del proceso de carga en función del tamaño A de fisura cohesiva. El cálculo de la integral involucrada en la expresión es el ya realizado mediante el cambio de variable de Eq.3.4.5; así pues, adoptando el tamaño de fisura cohesiva como parámetro, Eq.3.5.3 y Eq.3.3.1 proporcionan la ecuación paramétrica de las curvas J–CMOD correspondientes a los diferentes tamaños relativos de la fisura física $\tilde{a} = a/W$. La figura 3.5.1 muestra la familia de curvas J–CMOD que resulta representado gráficamente los valores adimensionales de ambas magnitudes una vez calculados y tabulados en función de dicho parámetro.

Una característica significativa de las curvas J–CMOD es su tendencia a la linealidad para valores altos del CMOD. La pendiente uniforme que adquiere cada curva está determinada por el tamaño relativo de fisura según la relación entre ambas magnitudes mostrada en la figura 3.5.3. La relación es manifiestamente lineal y está dada por la igualdad:

$$\frac{dJ}{d\omega_M} = (1 - 1,03\tilde{a})Y \quad (3.5.4)$$

La igualdad Eq.3.5.4 proporciona el medio para evaluar la resistencia cohesiva Y de un material cuya resistencia a la fractura, medida mediante la norma BS-5871, es consistente con el modelo cohesivo por generar curvas J–CMOD del tipo mostrado en la figura 3.5.1. En efecto, si el inicio de la propagación tiene lugar antes de la deformación inestable y el subsiguiente colapso de la probeta SENT, indicados por la estabilización y posterior caída de la carga, para determinar Y

basta medir la pendiente uniforme de la curva $dJ/d\omega_M$ y aplicar Eq.3.5.4 junto con el tamaño relativo \tilde{a} de la fisura previo al ensayo de propagación.

$$Y = \frac{1}{(1 - 1.01\tilde{a})} \frac{dJ}{d\omega_M} \quad (3.5.5)$$

Si la propagación comienza una vez estabilizada la carga por deformación inestable de la probeta y ésta se comporta según el modelo cohesivo, la tensión remota σ_m alcanzada debe verificar la igualdad Eq.3.3.4 y, en consecuencia:

$$Y = \frac{\sigma_{\infty m}}{(1 - \tilde{a})^2} \quad (3.5.6)$$

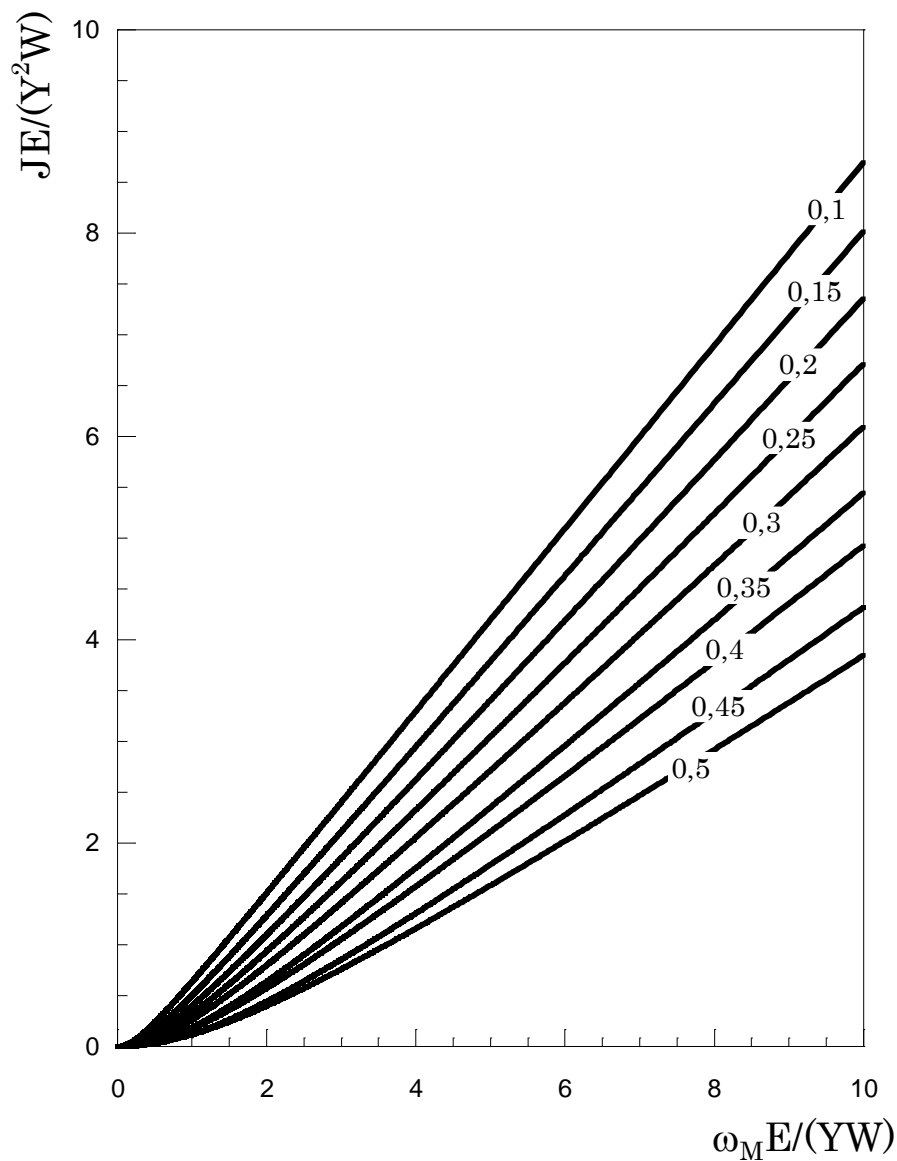


Figura 3.5.2: Valores de la integral J en función del CMOD según el modelo cohesivo para probetas SENT con diferentes tamaños relativos de fisura ($\tilde{a} = a/W$)

A título ilustrativo y a fin de confirmar la viabilidad del procedimiento expuesto, éste se ha aplicado a las curvas carga–CMOD de probetas SENT publicadas en la referencia (Teixeira *et al.*, 2018) y obtenidas ensayando en ambiente inerte dos aceros, uno de baja aleación (acero H) y otro de alta tenacidad (acero T), ambos declarados de alta resistencia en sus categorías respectivas. Las probetas, de 10 mm de anchura y 20 mm de espesor, fueron prefisuradas por fatiga a partir de una entalla lateral de 0,3 mm de espesor. La medida del CMOD se realizó con un extensómetro resistivo de 6 mm de base inicial y 12 mm de recorrido, precomprimido contra las paredes de la entalla en su encuentro con la superficie de la probeta, que para ello fue ensanchado trapezoidalmente. A lo largo de los ensayos se efectuaron sucesivas descargas y recargas, de cuyas pendientes en el plano carga-CMOD se dedujo el tamaño de la fisura empleando relaciones contrastadas entre ambas magnitudes (Cravero *et al.*, 2007).

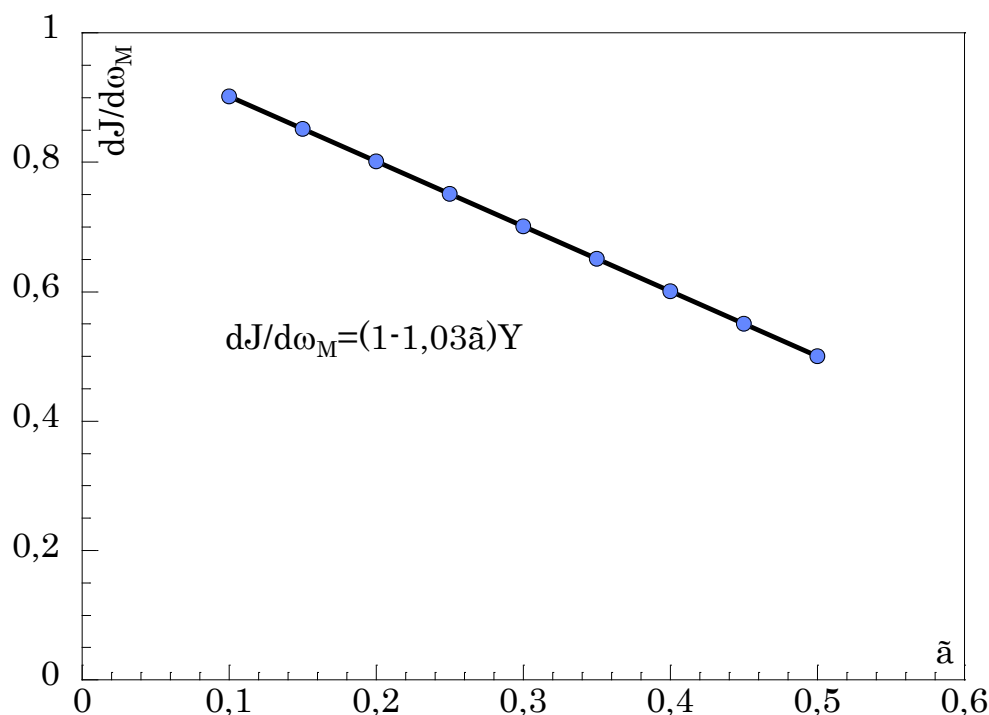


Figura 3.5.3: Correlación entre el tamaño relativo de fisura $\tilde{a} = a/W$ y la pendiente uniforme de las curvas integral J-CMOD ($J-\omega_M$) en probetas SENT con comportamiento cohesivo

La figura 3.5.4 muestra en un sólo gráfico con doble eje de ordenadas la pareja de curvas carga-CMOD e integral J-CMOD de cada acero tomadas de (Teixeira *et al.*, 2018) la primera y elaborada según la norma BS-8571 la segunda. La carga

ha sido representada en términos de la tensión remota aplicada σ_∞ . Los puntos de iniciación de la fisuración y los límites de aplicación de la norma por crecimiento excesivo de la fisura se han estimado a partir de los datos acerca de dicho crecimiento contenidos en (Cravero *et al.*, 2007).

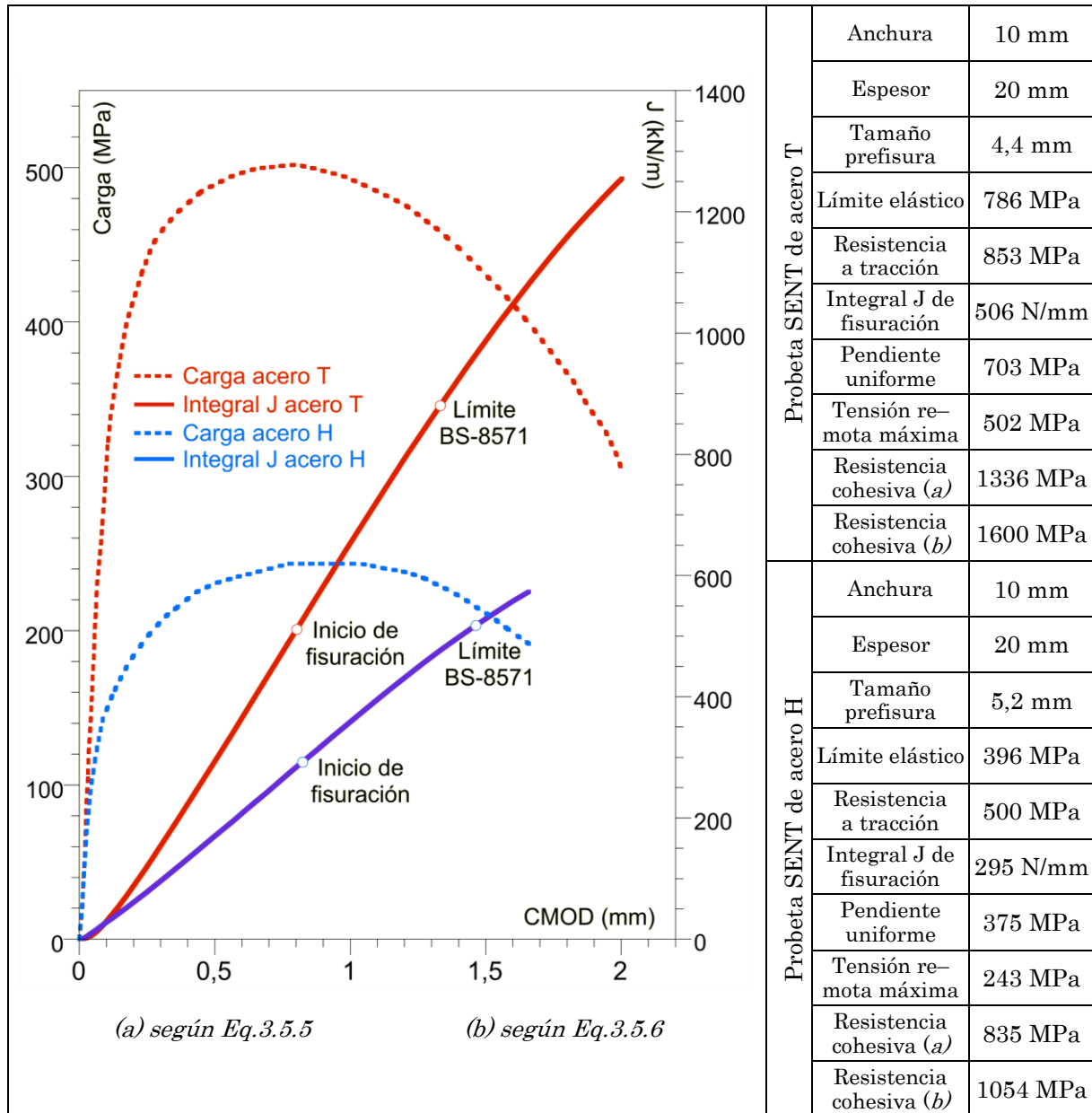


Figura 3.5.4: Ejemplo de aplicación del modelo cohesivo con datos de ensayos de fisuración tomados de (Teixeira *et al.*, 2018) para probetas SENT de aceros de dos tipos.

Los resultados que muestra la figura 3.5.4 indican que las curvas J-CMOD de ambos aceros se ajustan morfológicamente a las predicciones del modelo cohesivo hasta el inicio de la fisuración. El proceso de deformación se vuelve inestable al crecer ésta sin que lo haga la carga, y la fisuración comienza casi

simultáneamente con la caída de carga. Esta coincidencia señala una relación causa–efecto entre ambos procesos, cuya justificación en el marco del modelo cohesivo sería la verificación simultánea de las igualdades Eq.3.5.5 y Eq3.5.6. Sin embargo, los valores de la resistencia cohesiva que resultan de aplicar dichas igualdades a los datos de la figura 3.5.4 para caracterizar la misma constante del material difieren significativamente. Además, el significado físico de esta magnitud aproxima su valor al de propiedades resistentes de los aceros como el límite elástico y la resistencia a tracción, pero los datos de la figura 3.5.4 contradicen esta proximidad. El modelo cohesivo no explica el comportamiento de los aceros H y J en los ensayos de crecimiento de fisura con probetas SENT.

CAPÍTULO 4

CONTRASTE DE RESULTADOS EXPERIMENTALES Y PREDICCIONES TEÓRICAS

En este capítulo se analiza la validez del modelo cohesivo para explicar la resistencia del acero de las barras a la propagación de fisuras bajo acciones mecánicas y a la fisuración asistida por hidrógeno. Con este fin, los resultados experimentales expuestos en el capítulo 2 acerca del comportamiento del acero en los ensayos de tenacidad J, tanto en ambiente inerte como en ambiente fragilizante, se contrastan con las predicciones teóricas del modelo cohesivo para dicho comportamiento, establecidas en el capítulo 3 mediante la aplicación de la versión original y más sencilla del modelo a las probetas SENT, junto con los desarrollos analíticos correspondientes. La adopción de la versión original

conlleva la caracterización de la resistencia a la fisuración mediante una sola constante del material, la resistencia cohesiva, sobre cuyo valor debe reflejarse la acción fragilizante del hidrógeno. El resultado del contraste teoría–experimentación es la base para la aceptación o rechazo de la fisura cohesiva como modelo teórico al que se ajusta el comportamiento del acero de las barras frente a la rotura y a la fragilización por hidrógeno. La aceptación requiere en primer lugar que las predicciones teóricas y los resultados experimentales sean cualitativamente compatibles, independientemente del valor de la resistencia cohesiva. En segundo lugar, la resistencia cohesiva que resulte de identificar predicciones teóricas y medidas experimentales debe ser una constante del material, es decir, entre ensayos con probetas de configuraciones iniciales distintas no debe variar más allá de la dispersión experimental propia de la complejidad y los grados de libertad del ensayo. Finalmente, los valores de la resistencia cohesiva así medidos deben ser consistentes con su significado físico, estrechamente vinculado al agotamiento plástico del material, con el efecto fragilizador del hidrógeno y con sus micromecanismos de daño.

4.1. COMPATIBILIDAD DE LA RESISTENCIA A LA FISURACIÓN DEL ACERO DE LAS BARRAS CON EL MODELO COHESIVO

La familia de curvas representada en la figura 3.5.1 resume los valores de la integral J que el modelo cohesivo predice para las probetas SENT. La integral J es función del nivel de carga (dado por el valor ω_M de la apertura CMOD de la boca de la entalla), con el tamaño de fisura a , la anchura W de la probeta y el módulo de elasticidad E y la resistencia cohesiva Y del material como constantes del proceso de carga. Estos resultados pueden formularse en términos de la función de dos variables $j(\cdot)$ definida gráficamente por medio de dicha figura:

$$\frac{JE}{WY^2} = j\left(\frac{\omega_M E}{WY}, \frac{a}{W}\right) \quad (4.1.1)$$

$$J = \frac{WY^2}{E} j \left(\frac{\omega_M E}{WY}, \frac{a}{W} \right) \quad (4.1.2)$$

En consecuencia, para una probeta SENT cuya fisuración se produzca conforme a la teoría de la fisura cohesiva, la curva Integral J–CMOD se obtendría de la de la figura 3.5.1 correspondiente al mismo tamaño de fisura efectuando sendos cambios de escala en los ejes, con factores WY/E en el de abscisas y WY^2/E en el de ordenadas. La forma que la curva adquiriría con estos cambios no deformaría los tramos rectos, pero alteraría la pendiente adimensional multiplicándola por el cociente Y de los factores de escala para transformarla en la pendiente $dJ/d\omega_M$ del tramo recto transformado. Por consiguiente, el valor de esta pendiente sería el dado por (4.1.3):

$$\frac{dJ}{d\omega_M} = \left(1,00 - 1,03 \frac{a}{W} \right) Y \quad (4.1.3)$$

El tramo parabólico inicial que, en consonancia con la Mecánica de Fractura Elástico Lineal, resulta del modelo cohesivo para la curva adimensional Integral J–CMOD de la probeta SENT, tampoco varía su condición de parábola de segundo grado sin término independiente ni lineal por efecto de los cambios de escala de los ejes. Así pues, se concluye que la primera condición a satisfacer por un ensayo de tenacidad J con probeta SENT para ser compatible con el modelo cohesivo es que la curva experimental Integral J–CMOD se componga de un tramo inicial parabólico seguido de un tramo recto hasta la iniciación del crecimiento de la fisura. Las ocho curvas de las figuras 2.7.7 a 2.7.12 (ensayos de fisuración del acero de las barras en medio inerte) y las diez de las figuras 2.8.4 a 2.8.8 (ensayos de fisuración del acero de las barras en medio fragilizante) cumplen sobradamente esta condición, ya que el tramo recto no sólo se extiende más allá del comienzo de la fisuración de la probeta, sino incluso más allá del crecimiento límite establecido por la norma BS-8571 para la validez de la fórmula de cálculo de la integral J .

4.2. CARACTERIZACIÓN DEL COMPORTAMIENTO COHESIVO DEL ACERO DE LAS BARRAS EN AMBIENTE INERTE

La compatibilidad de las curvas experimentales Integral J-CMOD con las predicciones teóricas derivadas del modelo cohesivo respalda la caracterización del acero de las barras como material con el comportamiento que el modelo postula. Dicha caracterización se reduce a determinar la única constante del material que requiere el modelo (la resistencia cohesiva Y), partiendo de los experimentos realizados, es decir, de los ensayos de tenacidad J. Para ello cabe plantear dos opciones de identificación de valores teóricos y experimentales: la pendiente del tramo lineal de la curva Integral J-CMOD, de valor teórico dada por (Eq.4.1.3), y la tensión remota de extensión inestable de la zona cohesiva, de valor teórico dado por (Eq.3.3.4). La primera opción es considerablemente más sólida por basarse en una amplia gama de resultados y no en un resultado puntual, además de ofrecer un menor margen de ambigüedad interpretativa de los resultados experimentales. El valor teórico (Eq.3.3.4) es un valor asintótico y el comienzo de la fisuración sería el desenlace de la inestabilidad que generaría el crecimiento de la zona cohesiva (comparable a la estricción en relación con el agotamiento plástico bajo tracción simple). El valor experimental a identificar con (Eq.3.3.4) podría ser la tensión remota de inicio de la fisuración, pero a la incertidumbre de asociar el inicio con el proceso de inestabilidad, añadiría la de precisar el momento de ensayo en que ocurre. No obstante, se han considerado ambas opciones para los ensayos de tenacidad J en medio inerte, con los resultados que pue den verse en las figuras 4.2.1 a 4.2.5, que reproducen las curvas de las figuras 2.7.7 a 2.7.11 (ensayos de tenacidad J D1_I, D2_I, I1_I, R1_I, R2_I, R3_I, R4_I, R5_I) añadiendo los valores de las tensiones de iniciación y las pendientes medidas, junto con los valores de la resistencia cohesiva que respectivamente resultan de las igualdades (Eq.3.3.4) y (Eq.3.5.4), es decir, de aplicar las igualdades:

$$Y_J = \frac{1}{1,00 - 1,03 \frac{a}{W}} \frac{dJ}{d\omega_M} \quad (4.2.1)$$

$$Y_\sigma = \frac{\sigma_{\infty i}}{\left(1 - \frac{a}{W}\right)^2} \quad (4.2.2)$$

donde $dJ/d\omega_M$ son los valores experimentales indicados de la pendiente uniforme y de la tensión remota.

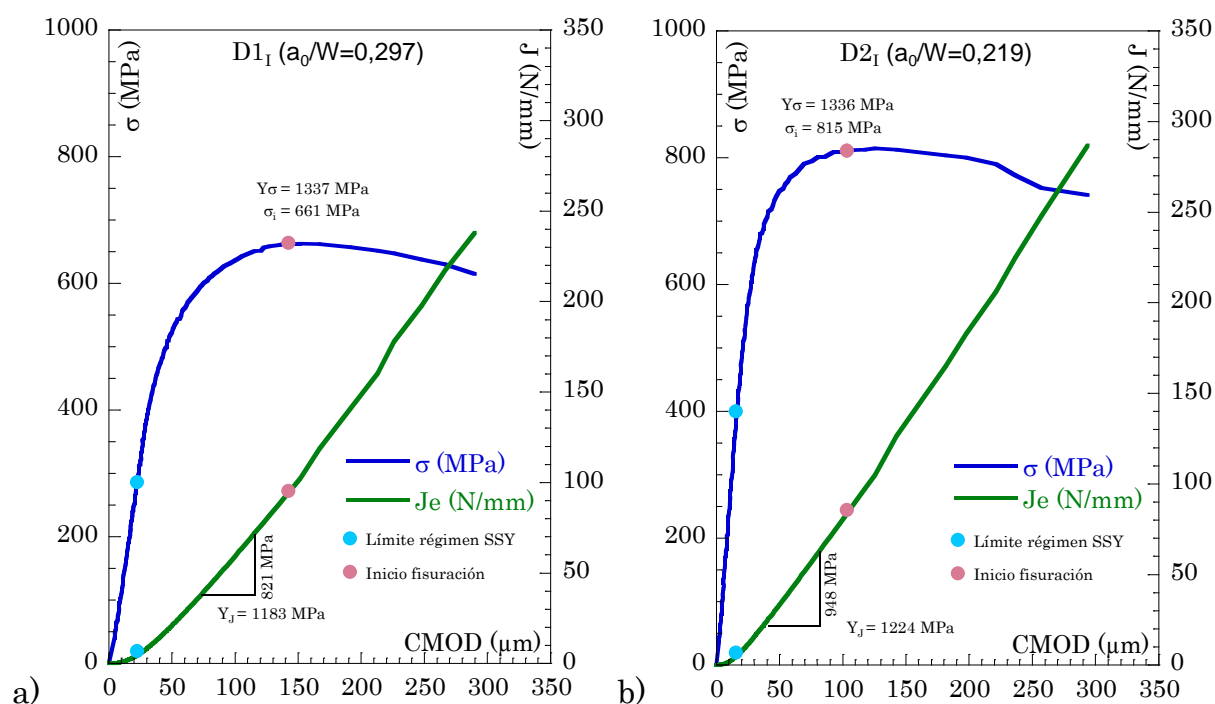


Figura 4.2.1: Valores de la resistencia cohesiva Y determinadas por los ensayos de tenacidad J en medio inerte D11 y D21

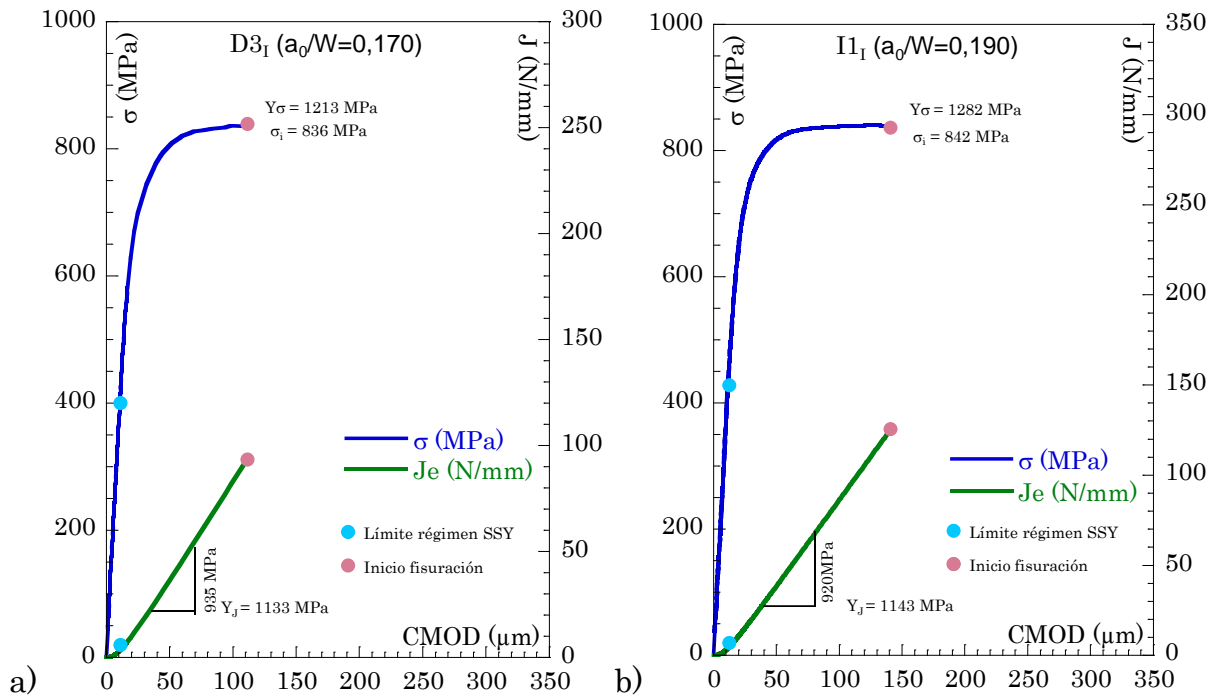


Figura 4.2.2: Valores de la resistencia cohesiva Y determinadas por los ensayos de tenacidad J en medio inerte D3_I y I1_I

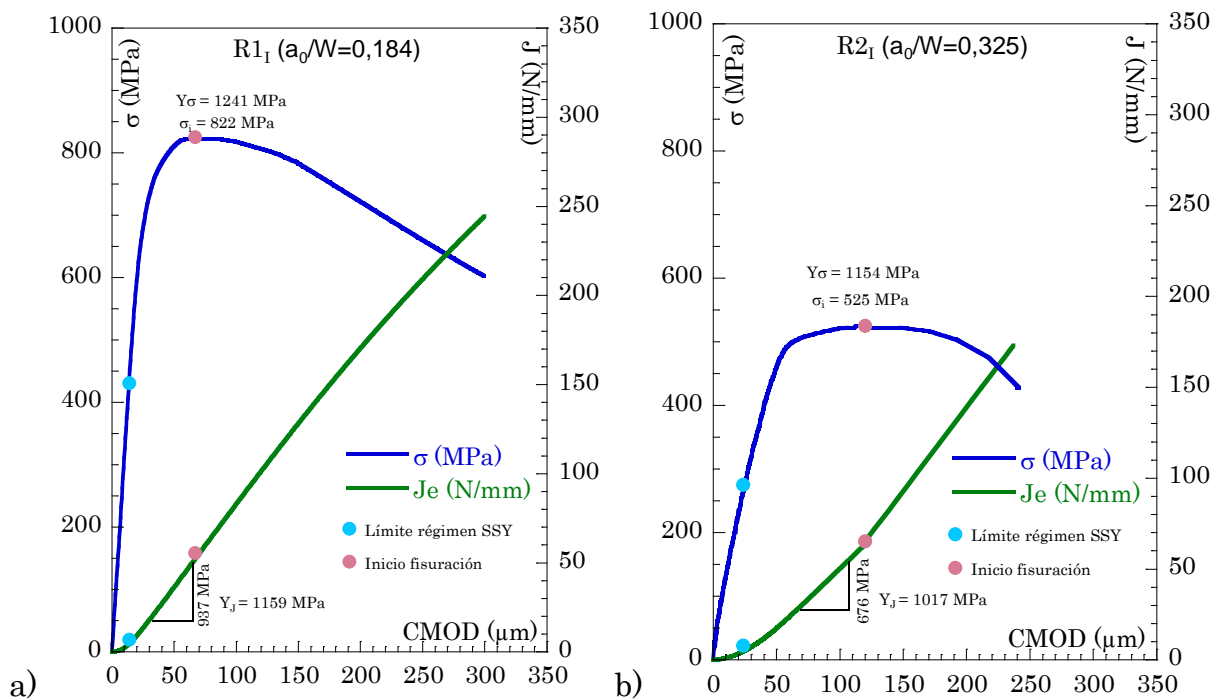


Figura 4.2.3: Valores de la resistencia cohesiva Y determinadas por los ensayos de tenacidad J en medio inerte R1_I y R2_I

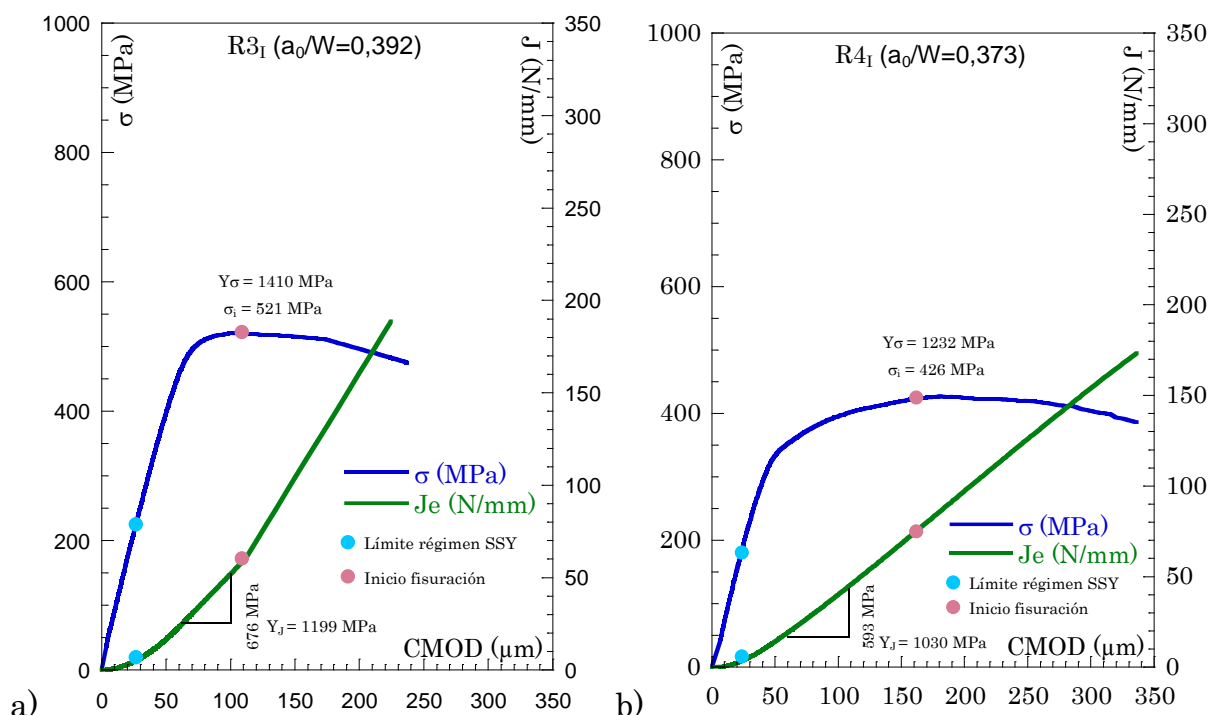


Figura 4.2.4: Valores de la resistencia cohesiva Y determinadas por los ensayos de tenacidad J en medio inerte R3_I y R4_I

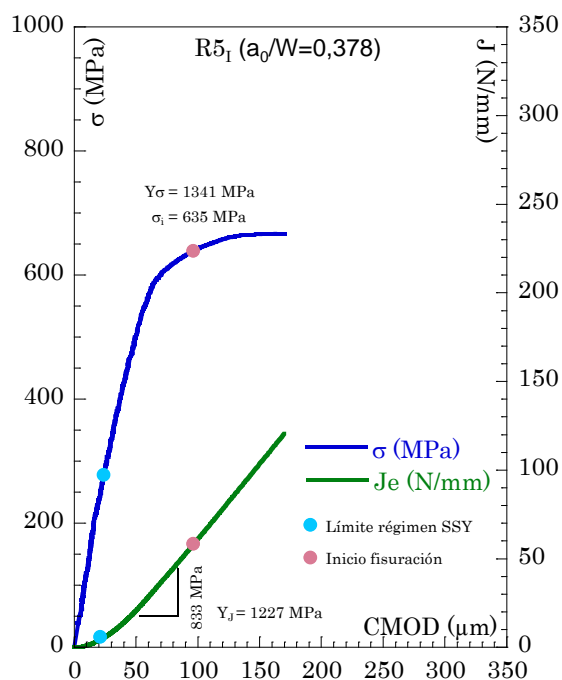


Figura 4.2.5: Valores de la resistencia cohesiva Y determinadas por los ensayos de tenacidad J en medio inerte R5_I

La tabla 4.2.1 reúne los valores de la resistencia cohesiva del acero de las barras en medio inerte obtenidos a partir de los ensayos de tenacidad J . La figura 4.2.6 los presenta en un gráfico de barras para visualizar la dispersión que resulta.

Tabla 4.2.1: Valores de la resistencia cohesiva resultantes de los ensayos de tenacidad J en medio inerte

Probeta	$\tilde{\alpha}_0$	Prefisura	σ_i [MPa]	$\frac{dJ}{d\omega_m}$ [MPa]	Y_σ [MPa]	Y_J [MPa]
D1 _I	0,30	F	661	821	1337	1183
D2 _I	0,22	F	815	948	1336	1224
D3 _I	0,17	F	836	935	1213	1133
I1 _I	0,19	F	842	920	1282	1143
R1 _I	0,19	F	822	937	1241	1159
R2 _I	0,33	F+FIP	525	676	1154	1017
R3 _I	0,39	F+FIP	521	715	1410	1199
R4 _I	0,41	F+FIP	426	593	1232	1030
R5 _I	0,31	F+FIP	635	833	1341	1227
Valores medios de todos los ensayos en medio inerte					1283 ± 6%	1146 ± 6%
Valores medios de ensayos con prefisura por fatiga					1282 ± 4%	1169 ± 3%

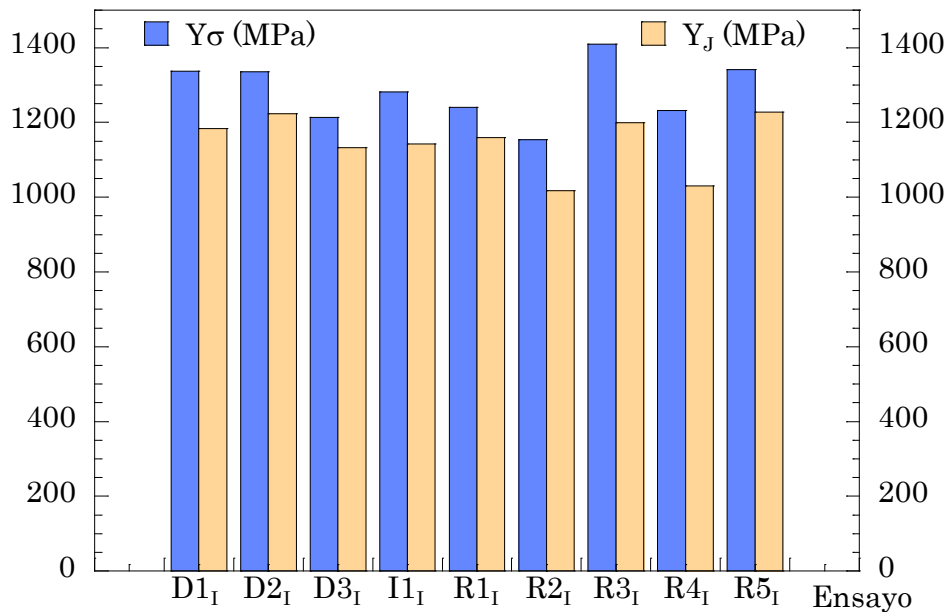


Figura 4.2.6: Valores de la resistencia cohesiva resultantes de los ensayos de tenacidad J en medio inerte

Los valores de la resistencia cohesiva obtenidos por ambos métodos presentan dispersiones del 6%, que se reducen a la mitad sin variación del valor medio si se promedian únicamente los resultados de los ensayos realizados con probetas prefisuradas por fatiga. Dispersiones inferiores al 3% en ensayos destinados a medir la tenacidad de fractura de los materiales metálicos por procedimientos normalizados son poco viables, incluso en programas interlaboratorios cuidadosamente controlados (ASTM E399, 2023).

Los dos valores medios obtenidos, de 1146 y 1283 MPa, difieren en menos del 12%, pero como se ha indicado anteriormente en este mismo capítulo, su vinculación teórica con la resistencia cohesiva no es igualmente sólida. El valor procedente de la pendiente uniforme $dJ/d\omega_M$ asume únicamente las predicciones del modelo cohesivo aplicado a la probeta SENT, mientras que el procedente de la tensión remota de comienzo de la fisuración se basa en asumir también que dicho comienzo se produce cuando la tensión remota coincide prácticamente con el valor asintótico para el cual la zona cohesiva ocupa la totalidad del ligamento resistente. Por consiguiente, si la tensión remota de iniciación es significativamente menor que el valor asintótico, la resistencia cohesiva hallada mediante (Eq.4.2.2) estaría infravalorada. Esta consideración permite concluir que en ausencia de acciones ambientales la resistencia cohesiva del acero de las barras es de 1146 MPa. Además, por consistencia con el significado físico que le atribuye el modelo teórico y del cual derivan sus predicciones, los valores de la resistencia cohesiva y de la resistencia a tracción de un material no pueden ser dispares. La condición de que el material traccionado del frente de la fisura se alargue sin oponer resistencia adicional una vez alcanzada la resistencia cohesiva describe el comportamiento de un material elastoplástico sin endurecimiento por deformación traccionado hasta la resistencia a tracción. La del acero de las barras en dirección axial es de 1138 MPa (Tabla 2.3.1) y coincide plenamente con la resistencia cohesiva de 1146 MPa.

4.3. CARACTERIZACIÓN DEL COMPORTAMIENTO COHESIVO DEL ACERO DE LAS BARRAS EN AMBIENTE FRAGILIZANTE

Para caracterizar el comportamiento cohesivo del acero de las barras en ambiente fragilizante se ha seguido el procedimiento descrito en el apartado anterior, pero ahora aplicado a los ensayos de tenacidad J realizados en medio FIP. Las figuras 4.3.1 a 4.3.5 reproducen las curvas de las figuras 2.8.4 a 2.8.8 (ensayos D1_{FIP}, D2_{FIP}, D3_{FIP}, I1_{FIP}, I3_{FIP}, I3_{FIP}, I4_{FIP}, R1_{FIP}, R2_{FIP}) añadiendo los valores de las tensiones de iniciación y las pendientes medidas en el tramo lineal de las curvas Integral J-CMOD, así como los valores de la resistencia cohesiva que respectivamente resultan de las igualdades (Eq.4.2.1) y (Eq.4.2.2).

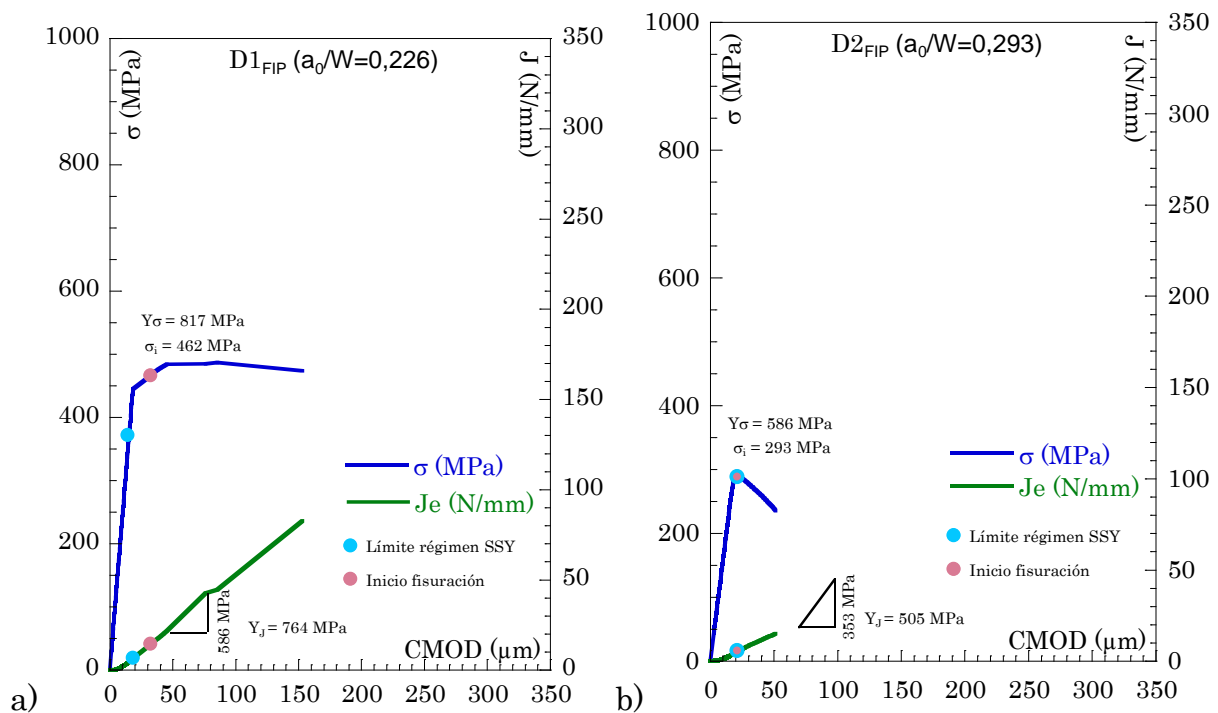


Figura 4.3.1: Valores de la resistencia cohesiva Y determinados por los ensayos de tenacidad J en medio fragilizante D1_{FIP} y D2_{FIP}

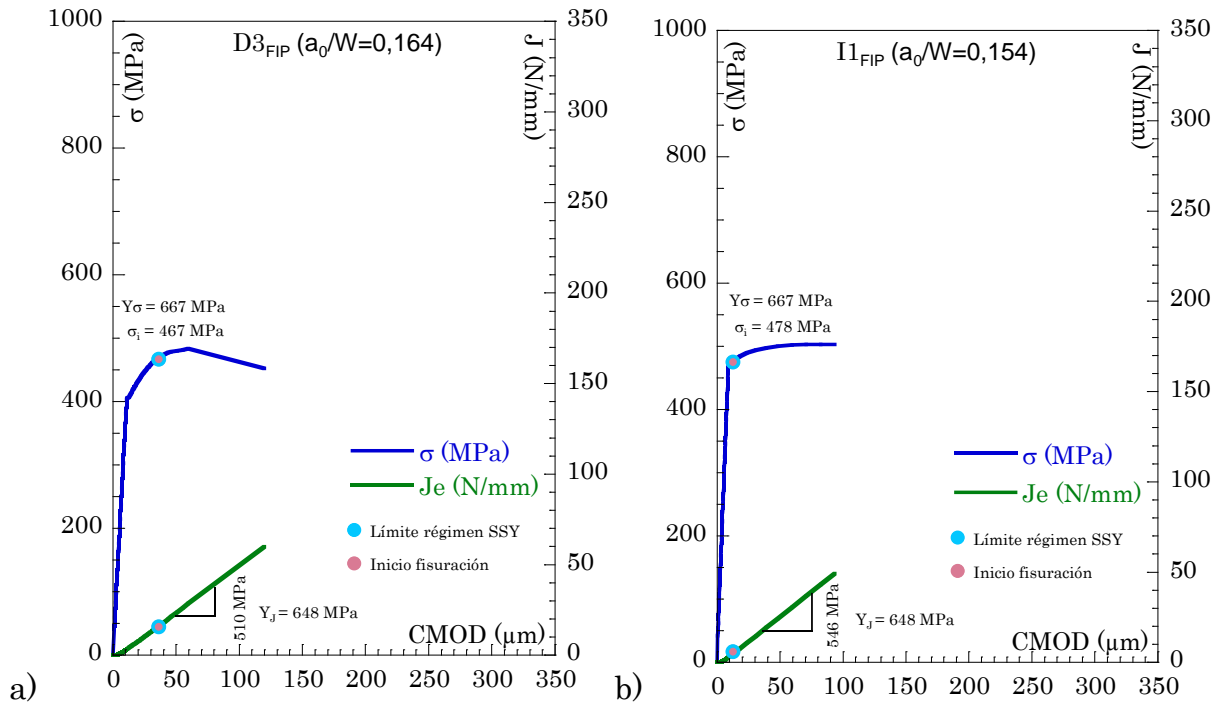


Figura 4.3.2: Valores de la resistencia cohesiva Y determinados por los ensayos de tenacidad J en medio fragilizante D3_{FIP} y I1_{FIP}

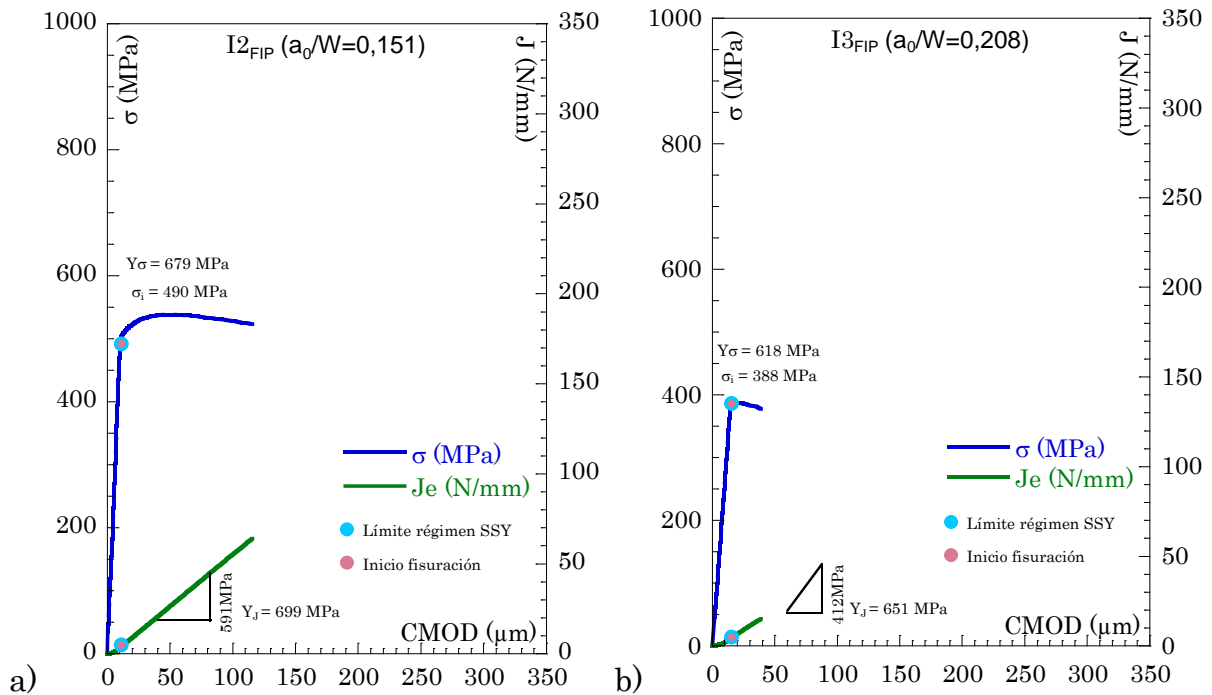


Figura 4.3.3: Valores de la resistencia cohesiva Y determinados por los ensayos de tenacidad J en medio fragilizante I2_{FIP} y I3_{FIP}

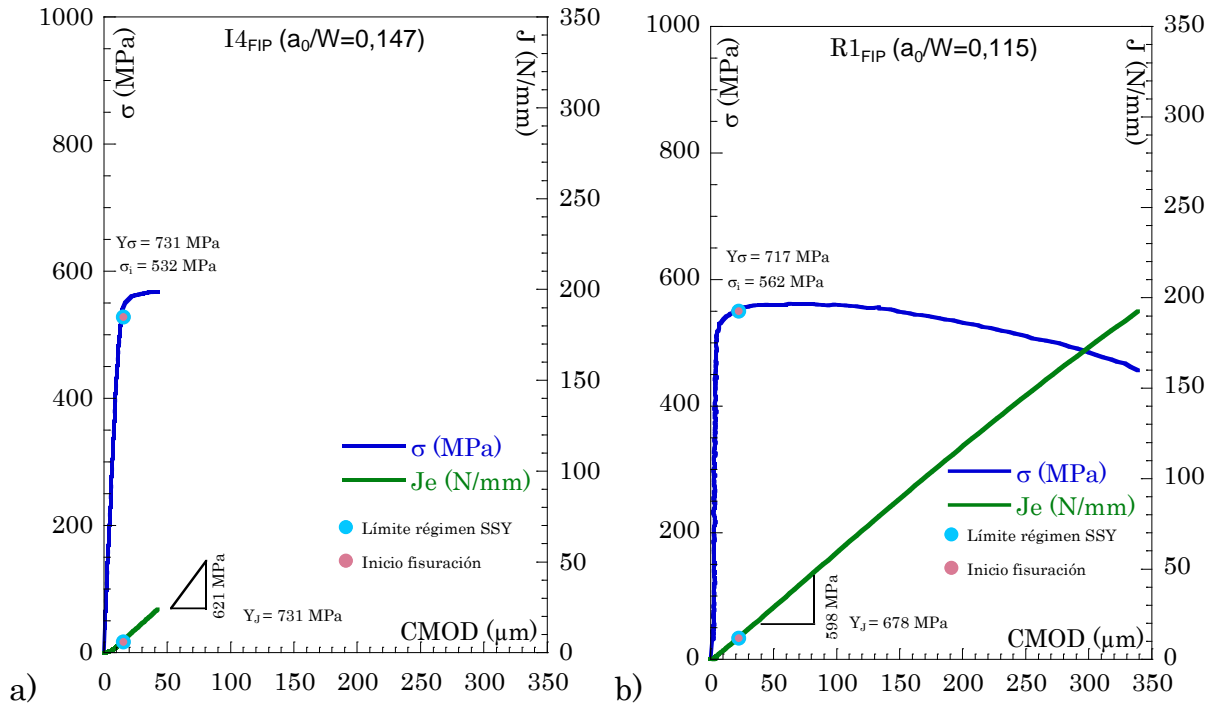


Figura 4.3.4: Valores de la resistencia cohesiva Y determinados por los ensayos de tenacidad J en medio fragilizante I4FIP y R1FIP

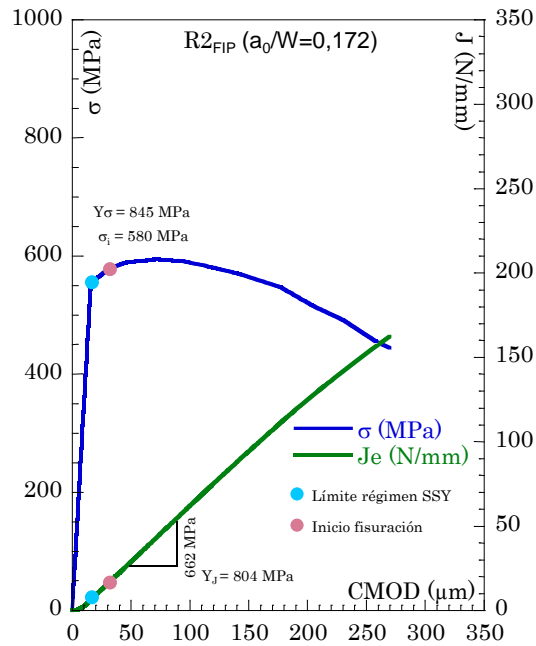


Figura 4.3.5: Valores de la resistencia cohesiva Y determinados por los ensayos de tenacidad J en medio fragilizante R2FIP

La tabla 4.3.1 reúne los valores de la resistencia cohesiva del acero de las barras en medio fragilizante obtenidos a partir de los ensayos de tenacidad J. La figura 4.3.6 los presenta en un gráfico de barras para facilitar su comparación.

Tabla 4.3.1: Valores de la resistencia cohesiva resultantes de los ensayos de tenacidad J en medio fragilizante

Probeta	\tilde{a}_0	Prefisura	Tiempo ensayo [h]	σ_i [MPa]	$\frac{dJ}{d\omega_m}$ [MPa]	Y_σ [MPa]	Y_J [MPa]
D1 _{FIP}	0,23	F	16,57	462	586	817	764
D2 _{FIP}	0,29	F	11,35	293	353	586	506
D3 _{FIP}	0,16	F	22,2	467	510	668	614
I1 _{FIP}	0,15	F	15,21	478	546	668	649
I2 _{FIP}	0,15	F	16,33	490	591	680	700
I3 _{FIP}	0,21	F	13,68	388	512	618	651
I4 _{FIP}	0,15	F	18,56	532	621	731	732
R1 _{FIP}	0,12	F	18,25	562	598	718	678
R2 _{FIP}	0,17	F	4,32	580	662	846	805
Valores medios de todos los ensayos en medio fragilizante						704 ± 14%	687 ± 14%

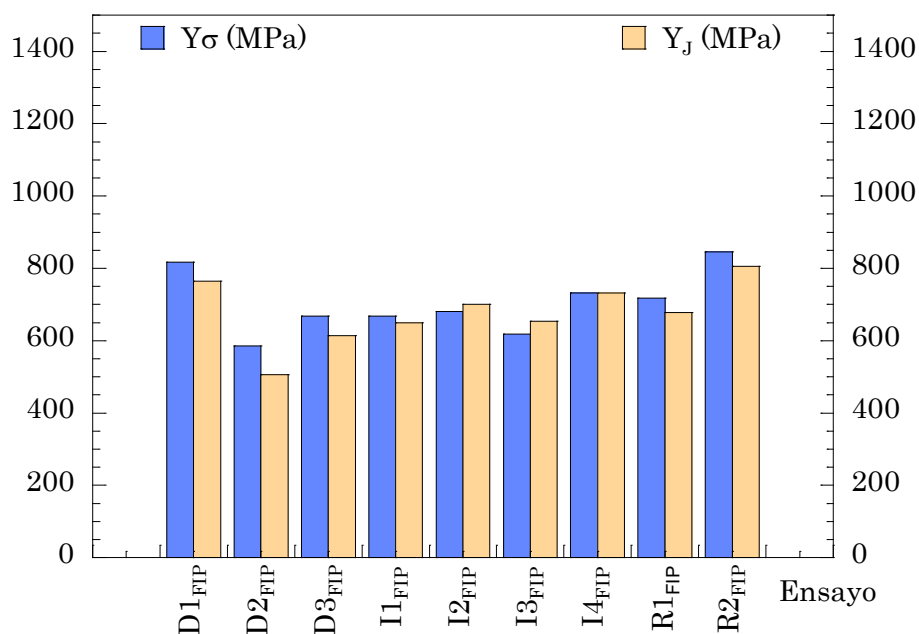


Figura 4.3.6: Valores de la resistencia cohesiva resultantes de los ensayos de tenacidad J en medio fragilizante

La magnitud de los valores obtenidos para la resistencia cohesiva a partir de los ensayos de tenacidad J proporciona la primera gran diferencia entre el comportamiento del acero de las barras en medio inerte y en medio fragilizante, toda vez que la absorción de hidrógeno la reduce de 1,2 GPa a 0,7 GPa, es decir, más del 40%. La resistencia cohesiva cuantifica consistentemente y con manifiesta sensibilidad el efecto fragilizador del hidrógeno. La segunda diferencia a tener en cuenta es la mayor dispersión que presenta cada una de las dos series de valores al comparar las análogas de ambos medios. Como ponen de manifiesto las tablas 4.3.1 y 4.2.1, la dispersión en los ensayos con medio fragilizante se cuadruplica respecto a los ensayos en medio inerte con prefisuración por fatiga, esto es, en los realizados conforme a las condiciones tipificadas de los ensayos de tenacidad. La causa directa de esta mayor dispersión es la heterogeneidad del efecto fragilizador del hidrógeno debida a factores diferenciales, principalmente la duración del ensayo, por ser el tiempo de exposición de las probetas al medio fragilizante, y la severidad de la fisura inicial como concentrador de tensiones, por actuar como sumidero para el hidrógeno contenido en el acero y depender fuertemente del tamaño de fisura. De hecho, aunque la correlación numérica entre las resistencias cohesivas halladas y los dos factores de influencia citados es muy débil, la tendencia que muestran las primeras a variar con los segundos es claramente decreciente, como corresponde a un proceso de fragilización. Una tercera diferencia relevante que confirma el efecto fragilizador del hidrógeno a través de la resistencia cohesiva es la mayor similitud entre la pareja de series de valores obtenidos en los ensayos en medio fragilizante cuando se compara con la pareja correspondiente a los ensayos en medio inerte. Para estos últimos la serie de valores calculados identificando la tensión remota de iniciación con la de inestabilidad (Eq.4.2.2) difiere de la obtenida a partir de la pendiente uniforme de la curva Integral J CMOD en el 4 %, mientras que para los primeros lo hace en un 11%. El efecto fragilizador del hidrógeno tiende a fusionar ambos fenómenos.

4.4. COMPATIBILIDAD DEL MODELO COHESIVO CON LOS MICROMECHANISMOS DE FRAGILIZACIÓN POR HIDRÓGENO DEL ACERO DE LAS BARRAS

La zona cohesiva es un modelo teórico de comportamiento mecánico limitado a una capa de material alterado y espesor despreciable que ocupa un área creciente en prolongación de la fisura. El material restante impone a esta capa el campo de desplazamientos que mantiene la continuidad entre ambos ejerciendo sobre ella y recibiendo de ella una tensión de tracción uniforme en la dirección del espesor igual a la resistencia cohesiva. En ausencia de hidrógeno, los micromecanismos causantes de este comportamiento serían los de deformación plástica, y de hecho el modelo cohesivo primitivo identifica la resistencia cohesiva con el límite elástico de un material elastoplástico sin endurecimiento por deformación a que es preciso asimilar el material real. El valor que se adopta en la práctica cuando se aplican otros resultados teóricos basados en esta asimilación es el límite elástico convencional, la resistencia a tracción o un promedio ponderado de ambas cantidades. El valor de la resistencia cohesiva determinado mediante los ensayos de tenacidad J para el acero de las barras libre de hidrógeno coincide con su resistencia a tracción, luego satisface plenamente esta condición del modelo cohesivo. Los dos mecanismos básicos de fragilización que activa la absorción de hidrógeno por el acero, HELP y HEDE, fueron descritos en el apartado 4.1.3 y ambos están estrechamente vinculados a las concentraciones de deformación plástica. En ausencia de hidrógeno absorbido, el frente de fisura actúa a escala macroscópica como un concentrador de tensiones que se transforma en un concentrador de deformaciones plásticas cuando el régimen SSY es sobrepasado y se comporta como la zona cohesiva del modelo teórico, con una resistencia cohesiva similar a la resistencia a tracción. Con el frente de fisura absorbiendo y concentrando hidrógeno, los mecanismos HELP y HEDE operan a escala microscópica e incrementan la deformabilidad de la matriz microestructural, el primero elevando la movilidad de las dislocaciones e intensificando y localizando la deformación plástica y el segundo debilitando la cohesión entre componentes.

El material así alterado constituiría la zona cohesiva, que para alcanzar un nivel dado de deformación requeriría menos tensión que estando libre de hidrógeno, es decir, que adquiriría una resistencia cohesiva menor. Los resultados de los ensayos de tenacidad J obtenidos en medio inerte y en medio fragilizante confirman que la reducción supera el 40 % para las condiciones de fragilización empleadas en esta investigación.

CAPÍTULO 5

CONCLUSIONES Y LÍNEAS FUTURAS DE INVESTIGACIÓN

El objeto de estudio de esta tesis era una nueva generación de barras de acero de alta resistencia para construcción fabricadas con acero de medio carbono mediante tratamientos capaces de generar la estructura martensítica denominada de listones por ser éste el inferior de los tres niveles jerárquicos que constituyen aquella.

El objetivo fundamental de la investigación abordada en la tesis era caracterizar el comportamiento del acero de estas barras frente a los procesos de daño más preocupantes para las aplicaciones de este tipo de productos en ingeniería estructural. Dichos procesos son los que originan la fisuración de las barras y consecuentemente la caracterización llevada a cabo ha consistido en determinar experimentalmente la capacidad del acero de las barras para oponerse a la propagación de fisuras por carga estática, carga cíclica y carga estática ambientalmente asistida. Los ensayos respectivamente realizados han sido de tenacidad de fractura, de fatiga y de tenacidad J, estos últimos en medio inerte y en medio promotor de fragilización por hidrógeno. Las limitaciones impuestas por la geometría de las barras (cilindros de 23 mm de diámetro) a la configuración de las probetas de ensayo han sido un fuerte condicionamiento de diseño experimental.

Paralelamente a la experimentación se han llevado a cabo los desarrollos teóricos necesarios para poder aplicar la teoría de la fisura cohesiva a la configuración de carga y sólido fisurado empleada en los ensayos de tenacidad J.

Los resultados de los ensayos de tenacidad de fractura permiten concluir que el acero estudiado es de tenacidad media, de $75 \text{ MPa m}^{1/2}$, lo que representa un avance respecto a las barras de acero ferrítico-perlíticas disponibles para las mismas aplicaciones y más comúnmente utilizadas, si bien con las reservas y precauciones derivadas de su fragilidad. La tenacidad indicada se ha medido empleando una configuración y dos tamaños de probeta normalizada con prefisura de fatiga y se ha confirmado con probetas no normalizadas concluyendo los ensayos de fatiga con sendos ensayos de fractura.

Los ensayos de fatiga se han llevado a cabo sobre probetas cilíndricas con entalla transversal de borde recto, tintadas térmicamente en cada etapa de ensayo para registrar el avance del frente de fisura. Los resultados obtenidos demuestran que la fisuración por fatiga del acero de las barras sigue la ley de Paris-Erdogan y que su resistencia a la fatiga duplica la de los aceros estructurales de construcción convencionales, cuya resistencia a tracción es muy inferior.

Las limitaciones la diseño experimental impuestas por la geometría de las barras para evaluar la resistencia del acero a la propagación de fisuras en medio fragilizante (y en medio inerte como referencia comparativa) han podido ser superadas con la reciente normalización de la configuración SENT de probeta prefisurada para la evaluación de la tenacidad de fractura mediante la integral J, cuyo valor experimental se obtiene de los registros de ensayo a medida que la probeta SENT es sometida a carga de tracción creciente. La adaptación de la técnica de videoextesometría computarizada a la medida de la deformación de la fisura con ésta inmersa en un medio agresivo ha hecho posible medir la integral J en procesos de fisuración asistida por hidrógeno. Probetas SENT extraídas de las barras han sido prefisuradas por fatiga y sometidas a esta modalidad de ensayo de tenacidad J, tanto en medio inerte como en medio fragilizante. La elección de este último se ha basado en la normativa de cualificación de barras de acero para pretensado de hormigón.

La contribución de la tesis realizada con el fin de particularizar la teoría de la fisura cohesiva a la configuración SENT de probeta prefisurada bajo carga de tracción ha hecho posible comprobar la validez de la teoría para el acero de las barras, determinar su resistencia cohesiva identificando el comportamiento experimental con el modelo teórico, y utilizar los valores hallados para cuantificar el efecto fragilizador del hidrógeno en los ensayos de tenacidad J realizados.

Es importante subrayar que este método de evaluar el efecto fragilizador del hidrógeno no requiere que se produzca fisuración asistida y que por tanto la fisura inicial llegue a propagarse. Aun así, la cuantificación de la resistencia

cohesiva efectuada pone de manifiesto que la fragilización por hidrógeno experimentada por el acero de las barras en las condiciones de ensayo reduce la resistencia cohesiva en más del 40 %. Se llega a la misma conclusión si la tenacidad de fractura de $75 \text{ MPa m}^{1/2}$ medida para el acero libre de hidrógeno se compara con la estimación que puede hacerse a partir de los ensayos de tenacidad J para el acero fragilizado. Dicha estimación se casa en el factor de intensidad de tensiones calculado en el comienzo de la fisuración mediante la expresión que proporciona la norma BS-8571 (Eq.1.4.3) particularizada por los datos de la tabla 2.8.1. Siete de los nueve valores resultantes se sitúan en el entorno del límite del régimen SSY ($31 \text{ MPa m}^{1/2}$) del acero no fragilizado, con un valor medio de $30 \text{ MPa m}^{1/2}$ y una dispersión de 4%. La pérdida de tenacidad que representaría esta cifra es del 60%.

La sensibilidad de la resistencia cohesiva y la pérdida que experimenta son consistentes con los mecanismos típicos de fragilización por hidrógeno de aceros HELP y HEDE, cuya existencia confirman los análisis fractográficos del acero de las barras realizados en la investigación. El significado de dicha pérdida es que la zona cohesiva cede con más facilidad (para una menor tensión) y se alarga más (alcanza mayores niveles de deformación plástica) antes de romperse e incorporarse a la fisura física y hacer que ésta crezca. Los efectos que los dos mecanismos producen en la matriz microestructural del acero de las barras son precisamente los descritos. La gran densidad de dislocaciones contenida en los listones de martensita y su limitada movilidad más allá de los bloques favorece su acumulación y localización, motor de la deformación plástica, atraídas por el hidrógeno absorbido (*Hydrogen Enhanced Localized Plasticity*). Paralelamente, las tensiones internas originadas a escala microscópica por la acumulación de dislocaciones de alta energía en las fronteras de bloques y paquetes (*Hydrogen Enhanced Decohesion*) se suman a las tensiones macroscópicas que causan la deformación de la zona cohesiva, y por tanto reducen el valor de éstas necesario para provocar dicha deformación, es decir, reducen la resistencia cohesiva.

La validez del modelo cohesivo para explicar la fisuración asistida por hidrógeno de las barras de alta resistencia de acero martensítico de listones es una

singularidad que impide proponer investigaciones futuras basadas en extender la investigación de la tesis a otros aceros empleados en la fabricación de las barras de alta resistencia para construcción.

No obstante, el modelo cohesivo y la metodología desarrollada en la tesis señalan el camino para establecer límites de carga de las barras de acero martensítico de listones que aseguren su integridad estructural en condiciones de servicio con riesgo importante de exposición a ambientes capaces de originar fisuración asistida. Esta posible aportación al diseño estructural con las barras estudiadas se propone como investigación futura derivada de las contribuciones de la tesis.

El primer paso a dar sería determinar la resistencia cohesiva de las barras en el medio agresivo que reproduzca las condiciones de servicio (por ejemplo, agua de mar artificial, si las barras han de ser integradas en estructuras ubicadas en entornos marinos). Para ello bastaría realizar ensayos de tenacidad J con probetas SENT siguiendo el procedimiento empleado en la tesis, sin más que cambiar de medio fragilizante. De hecho, la agresividad de los medios involucrados en condiciones de servicio realistas es bastante inferior a la del medio FIP elegido para la tesis, lo que facilitaría la experimentación a realizar.

El paso siguiente es común a cualquier otra condición de diseño estructural basada en la Mecánica de Fractura. Es necesario asumir la existencia de una configuración y tamaño de fisura presente en las barras con anterioridad a su entrada en servicio. Esta fisura postulada representa una envolvente del lado de la seguridad de defectos de fabricación, transporte, puesta en obra, etc. La configuración más realista para barras cilíndricas sería una fisura transversal de superficie con forma de lúnula elíptica, pero podría simplificarse de modo conservador admitiendo frente recto y limitando con ello los grados de libertad de la configuración asumida a uno solo, la profundidad.

El paso final sería el de mayor complejidad porque requeriría repetir para las barras con fisura de superficie y borde recto el desarrollo teórico realizado para las probetas SENT. El carácter tridimensional del nuevo problema haría inviables

los métodos analíticos y obligados los métodos numéricos, especialmente el de simulación por elementos finitos para obtener los factores de intensidad de tensiones y los campos necesarios de apertura de la fisura. Con ellos sería posible predecir la curva carga–CMOD de la barra fisura, y en particular la carga máxima, es decir, la capacidad portante de la barra determinada por el tamaño de la fisura postulada y por la resistencia cohesiva del acero frente a su fisuración asistida en el medio considerado.

BIBLIOGRAFÍA

Arniella, V. (2024)

Comportamiento mecánico de aceros estructurales bajo carga electroquímica de hidrógeno in-situ para aplicaciones energéticas.

Tesis Doctoral, Universidad de Oviedo.

ASM Handbook (2004)

Volume 9. Metallography and microstructures.

ASM International.

ASTM E813(1981)

Standard Test Method for JIc, A Measure of Fracture Toughness.

ASTM International.

ASTM E813 (1989)

Standard Test Method for JIc, A Measure of Fracture Toughness.

ASTM International.

ASTM E399 (1983)

Linear-Elastic Plane-Strain Fracture Toughness KIc of Metallic Materials.

ASTM International.

ASTM E399 (2023)

Linear-Elastic Plane-Strain Fracture Toughness KIc of Metallic Materials.

ASTM International.

ASTM E1304 (2002)

Standard test method for plane-strain (chevron-notch) fracture toughness of metallic materials.

ASTM International.

ASTM A354 (2011)

Standard specification for quenched and tempered alloy steel bolts, and other externally threaded fasteners.

ASTM International.

ASTM A722/A722M (2015)

Standard specification for high-strength bars for prestressing concrete.

ASTM International.

ASTM E399 (2023)

Linear-Elastic Plane-Strain Fracture Toughness K_{Ic} of Metallic Materials.

ASTM International.

Barsom, J. M., Rolfe, S. T. (1999)

Fatigue and fracture control in structures: application of fracture mechanics.

ASTM, 3th edition.

Bartz, M. H., Rawlins, C. E. (1948)

Effect of hydrogen generated by corrosion of steel.

Corrosión **4**, 187-206.

Begley, J. A., Landes, J. D. (1972)

The J-integral as a fracture criterion. In: Fracture mechanics.

ASTM STP 514, 1-23.

Berkowitz, B. J., Heubaom, F. H. (1984)

The role of hydrogen in sulfide stress cracking of low alloy steels.

Corrosión **40**, 240-245.

Bernstein, I. M. (1979)

The role of hydrogen in the embrittlement of iron and steel.

Materials Science and Engineering **6**, 1-19.

Bhadeshia, N. K. D. H., Honeycombe, H. (2006)

Steels: Microstructure and Properties.

Butterworth-Heinemann.

Bilby, B. A., Cottrell, A. H., Swinden, K. H. (1963)

The spread of plastic yield from a notch

Royal Society Publishing A 272, No. 2, 304-314.

British Standard 7910 (2019)

Guide to methods for assessing the acceptability of flaws in metallic structures.

British Standard International.

British Standard 8571 (2018)

Method of test for determination of fracture toughness in metallic materials using single edge notched tension (SENT) specimens.

British Standards Institution.

Bubsey R., Orange T., Pierce W., Shannon Jr. J. (1992)

Closed-form expressions for crack-mouth displacements and stress intensity factors for chevron-notched short bar and short rod specimens based on experimental compliance measurements.

NASA Technical Memorandum 83796.

Chell, G. G. (1976)

Bilby, Cottrell and Swinden model solutions for centre and edge cracked plates subject to arbitrary mode I loading.

International Journal of Fracture **12**, 135-147.

Chell, G. C. (1976)

The stress intensity factors and crack profiles for centre and edge crack in plates subject to arbitrary stresses.

International Journal of Fracture **12**, 33-46.

Corrosion Atlas Series (2020)

Corrosion Atlas Case Studies.

Elsevier BV.

Cravero, S., Ruggieri, C. (2007)

Estimation procedure of J-resistance curves for SE(T) fracture specimens using unloading compliance.

Engineering Fracture Mechanics **74**, 2735-2757.

Djukic, M. B., Bakic, G. M., Zeravcic, V. S., Sedmak, A., Rajicic, B. (2019)
The synergistic action and interplay of hydrogen embrittlement mechanisms in steels and iron: Localized plasticity and decohesion.

Engineering Fracture Mechanics **216**, 106528.

Dugdale, D. S. (1960)

Yielding of steel sheets containing slits.

Journal of the Mechanics and Physics of Solids **8**, 100-108.

Elices, M., Caballero, L., Valiente, A., Ruiz, J., Martin, A. (2008)

Hydrogen Embrittlement of Steels for Prestressing Concrete: The FIP and DIBt Tests.

Corrosion **64**, 164-174.

Elices, M., Valiente, A., Caballero, L., Iordachescu, M., Fullea, J., Sánchez-Montero, J., López-Serrano, V. (2012)

Failure análisis of prestressed anchor bars.

Engineering Failure Analysis **24**, 57-66.

Furuhara, T., Kikumoto, K., Saito, H., Sekine, T., Ogawa, T., Morito, S., Maki, T. (2008)

Phase transformation from fine-grained austenite.

ISIJ International **48**, 1038–1045.

Galindo-Nava, E. I., Rivera Díaz del Castillo, P. E. J. (2015)

A model for the microstructure behaviour and strength evolution in lath martensite.

Acta Materialia **98**, 81-93.

Galindo-Nava, E. I., Rivera Díaz del Castillo, P. E. J. (2016)

Understanding the factors controlling the hardness in martensitic steels.

Scripta Materialia **110**, 96-100.

- Iordachescu, M., Pérez-Guerrero, M., Valiente, A., Elices, M. (2018)
Environmental effects on large diameter high-strength rods for structural applications.
Engineering Failure Analysis **83**, 230-238.
- Iordachescu, M., Pérez-Guerrero, M., Valiente, A., Elices, M. (2018)
Environment-assisted failure of structural tendons for construction and building applications.
Construction and Building Materials **159**, 499-507.
- ISO 15630-3 (2019)
Aceros para el armado y el pretensado del hormigón. Métodos de ensayo. Parte 3: Aceros para pretensar.
International Organization for Standardization.
- Jemblie, L., Olden, V., Akselsen, O. M. (2017)
A review of cohesive zone modelling as an approach for numerically assessing hydrogen embrittlement of steel structures.
Philosophical Transactions of The Royal Society A **375**, 20160411.
- Knott, J. F. (1973)
Fundamentals of Fracture Mechanics.
Butterworths.
- Kumar, V., German, M. D., Shih, C.F. (1981)
An engineering approach for elastic-plastic analysis.
EPRI NP-1931. EPRI, Palo Alto, CA, USA.
- Landes, J. D., Walker, H., Clarke, G. A. (1979)
Evaluation of estimation procedures used in J-integral testing.
ASTM STP 688, 266-287.
- Lovicu, G., Bottazzi, M., D'Aiuto, F. (2012)
Hydrogen Embrittlement of Automotive Advanced High-Strength Steels.

Metalurgical and Materials Transactions A **43**, 4075-4087.

Maki, T., Tsuzaki, K., Tamura, I. (1980)

The morphology of microstructure composed of lath martensite in steels.

Transactions ISIJ **20**, 207-214.

McClintock, F. A., Argon, A. S. (1966)

Mechanical Behavior of Materials.

Adisson-Wesley.

Mietz, J., Isecke, B. (2002)

Assessment of test methods for evaluation stress corrosion cracking susceptibility of prestressing steels.

Materials and Corrosion **53**, 373-384.

Morito, S., Tanaka, H., Konishi, R., Furuhashi, T., Maki, T. (2003)

The morphology and crystallography of lath martensite in Fe-C alloys.

Acta Materialia **51**, 1789-1799.

Morito, S., Saito, H., Ogawa, T., Furuhashi, T., Maki, T. (2005)

Effect of austenite grain size on the morphology and crystallography of lath martensite in low carbon steels.

ISIJ International **45**, 91-94.

Morsdorf, L., Jeannin, O., Barbier, D., Mitsuhashi, M., Raabe, D., Tasan, C. C.

(2016)

Multiple mechanisms of lath martensite plasticity.

Acta Materialia **121**, 202-214.

Morris, J. W., Lee, C. S., Guo, Z. (2003)

The nature and consequences of coherent transformations in Steel.

ISIJ International **43**, 410-410.

Morris, J. W. (2011)

On the ductile-brittle transition in lath martensitic steel.

ISIJ International **51**, 1569-1575.

Morris, J. W., Kinney, C., Pytlewski, K., Adachi, Y. (2013)

Microstructure and cleavage in lath martensitic steels.

Science and Technology of Advanced Materials **14**, 014208.

Moshtaghi, M., Maawad, E., Bendo, A., Krause, A., Todt, J., Keckes, J., Safyari, M. (2023)

Design of high-strength martensitic steels by novel mixed-metal nanoprecipitates for high toughness and suppressed hydrogen embrittlement.

Materials & Design **234**, 112323.

Nagumo, M. (2004)

Hydrogen related failure of steels – A new aspect.

Materials Science and Technology **20**, 940-950.

Nürnbergger, U. (2002)

Corrosion induced failure mechanisms of prestressing steel.

Materials and Corrosion **53**, 591-601

Olivares, M. A., Valiente, A., Gálvez, J. C. (2003)

Estudio estadístico de los defectos en el alambre de pretensado y su relación con el ensayo FIP.

Anales de Mecánica de la Fractura **20**, 213-218.

Paris, P. C., Erdogan, F. (1963)

A critical analysis of crack propagation laws.

Journal of Basic Engineering **85**, 528-534.

Pérez-Guerrero, M. (2017)

Fisuración asistida por agua de mar en barras de acero de alta resistencia para construcción.

Tesis doctoral, Universidad Politécnica de Madrid.

prEN 10138-4 (2005)

Prestressing steels. Part 4: Bars, CEN.

Raja, V. S., Shoji, T. (2011)

Stress corrosion cracking: theory and practice.

Elsevier Science & Technology.

Rice, J. R. (1968)

A path independent integral and the approximate analysis of strain concentration by notches and cracks.

Journal of Applied Mechanics **35**, 379-386.

Rice, J. R., Paris, P. C., Merkle, J. G. (1973)

Some further results of J-integral analysis and estimates.

ASTM STP 536, 231-245.

Ruiz-Moreno, A., Hähner, P. (2018)

Indentation size effects of ferritic/martensitic steels: A comparative experimental and modelling study.

Materials & Design **145**, 168-180.

Shet, C., Chandra, N. (2002)

Analysis of Energy Balance When Using Cohesive Zone Models to Simulate Fracture Processes.

Journal of Engineering Material and Technology **124**, 440-450.

Tada, H., Paris, P. C., Irwin, G. R. (2000)

The stress analysis of cracks handbook.

ASM Press.

Tau, L., Chan, S. L. I., Shin, S. (1996)

Hydrogen enhanced fatigue crack propagation of bainitic and tempered martensitic steels.

Corrosion Science **38**, 2049-2060.

Teixeira, J., Pérez-Ipiña, J. E., Castrodeza, E. M. (2018)

Normalization method for J-R curve determination using SENT specimens.

Engineering Fracture Mechanics **199**, 658-671.

Toribio, J., Ovejero, E. (2005)

Failure analysis of cold drawn prestressing steel wires subjected to stress corrosion cracking.

Engineering Failure Analysis **12**, 654-661.

Toribio, J., Álvarez, N., González, B., Matos, J. C. (2009)

A critical review of stress intensity factor solutions for surface cracks in round bars subjected to tension loading.

Engineering Failure Analysis **16**, 794-809.

UNE-EN ISO 15630-3 (2019)

Aceros para el armado y el pretensado del hormigón. Métodos de ensayo. Parte 3: Aceros para pretensar

International Organization for Standardization.

Valiente, A., Sánchez Gálvez, V., Elices, M. (1984)

On fatigue cracking in prestressing steels wires

Advances in fracture research, 2143-2150.

Valiente, A. (2009)

Fracture and fatigue failure in the Spanish codes for design of steel structures.

Engineering Failure Analysis **16**, 2658–2667.

Valiente, A., Pérez-Guerrero, M., Iordachescu, M. (2016)

New testing method for assessing the cracking sensibility of stressed tendon rods in aggressive environments.

Engineering Failure Analysis **68**, 244-253.

Venezuela, J., Zhou, Q., Liu, Q., Zhang, M., Atrens, A. (2016)

A review of hydrogen embrittlement of martensitic advanced high-strength steels.

Corrosion Reviews **34**, 153-186.

Wang, M., Akiyama, E., Tsuzaki, K. (2007)

Effect of hydrogen on the fracture behavior of high strength steel during slow strain rate test.

Corrosion Science **49**, 4081-4097.

Wu, W., Hao, W. K., Liu, Z. Y., Li, X. G., Du, C. W., Liao, W. J. (2015)

Corrosion behavior of E690 high-strength steel in alternating wet-dry marine environment with different pH values.

Journal of Materials Engineering and Performance **24**, 4363-4346.

ANEXO A

RESUMEN DE LOS DATOS DE LAS PROBETAS SENT ENSAYADAS

Ensayos con probetas SENT en medio inerte

Tabla A.1: Superficie de rotura, curva F-CMOD y datos del ensayo D1_i

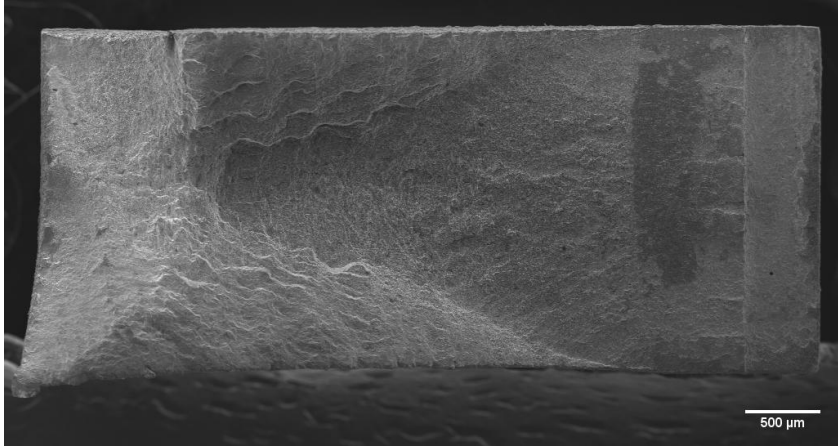
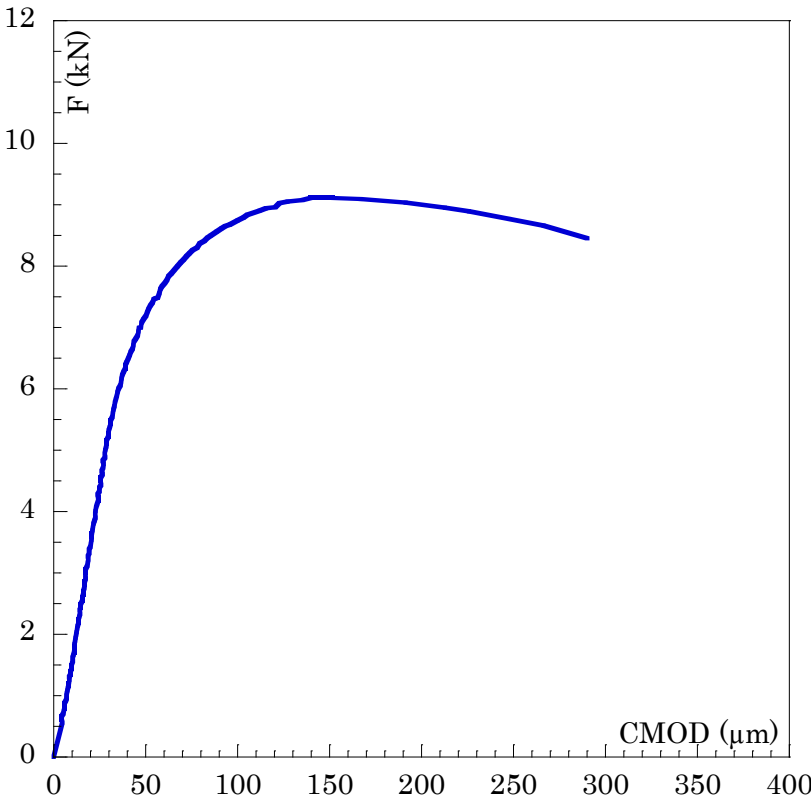
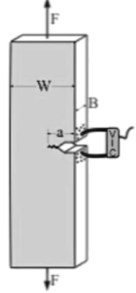
D1 _i		
		
		
	Ensayo	
	B	2,57 mm
	W	5,35 mm
	R ₀	0,208
	F _{máx}	9,11 kN
F _i	9,09 kN	

Tabla A.2: Superficie de rotura, curva F-CMOD y datos del ensayo D2_t

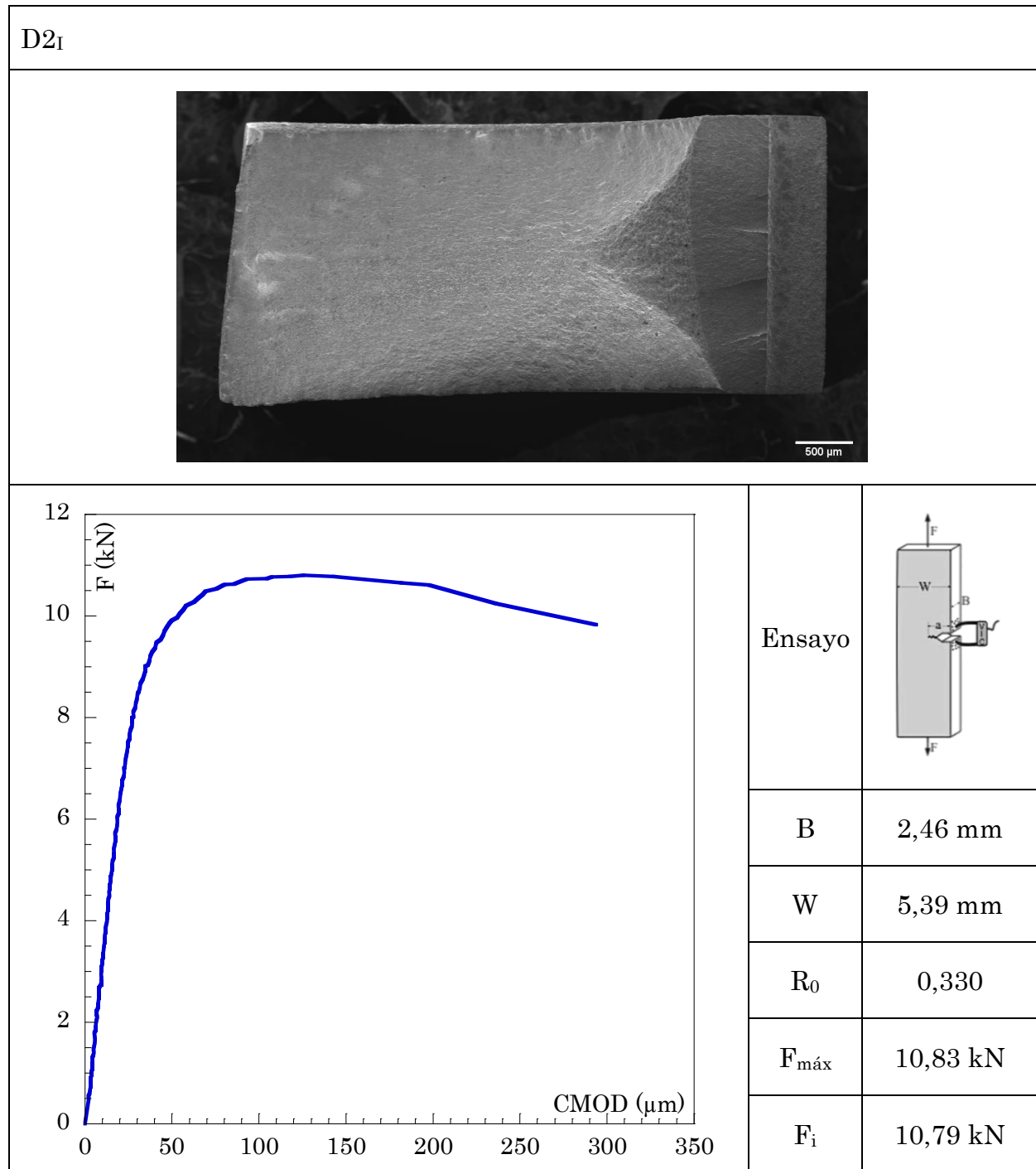


Tabla A.3: Superficie de rotura, curva F-CMOD y datos del ensayo D3_i

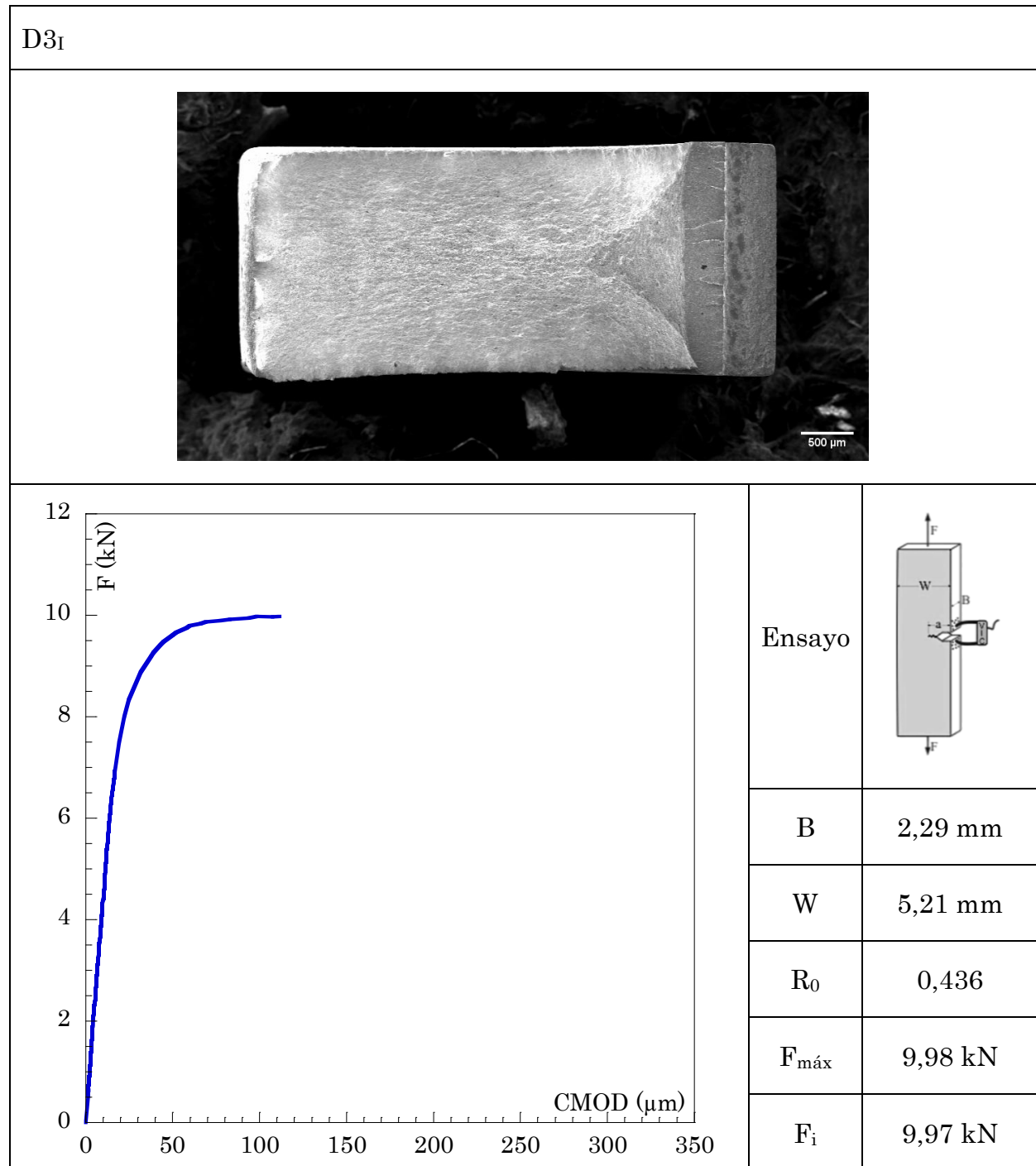


Tabla A.4: Superficie de rotura, curva F-CMOD y datos del ensayo I1I

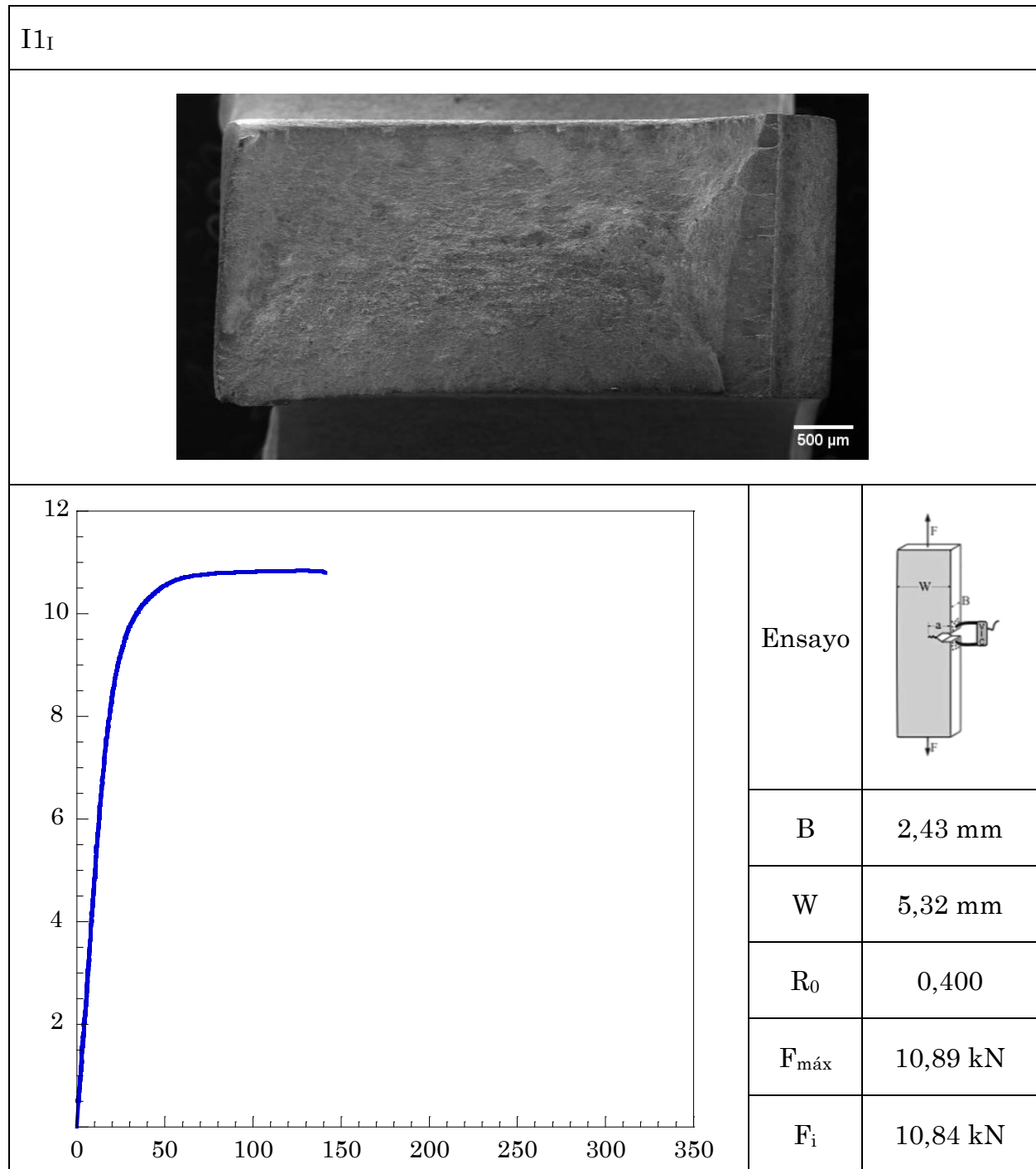


Tabla A.5: Superficie de rotura, curva F-CMOD y datos del ensayo R1_I

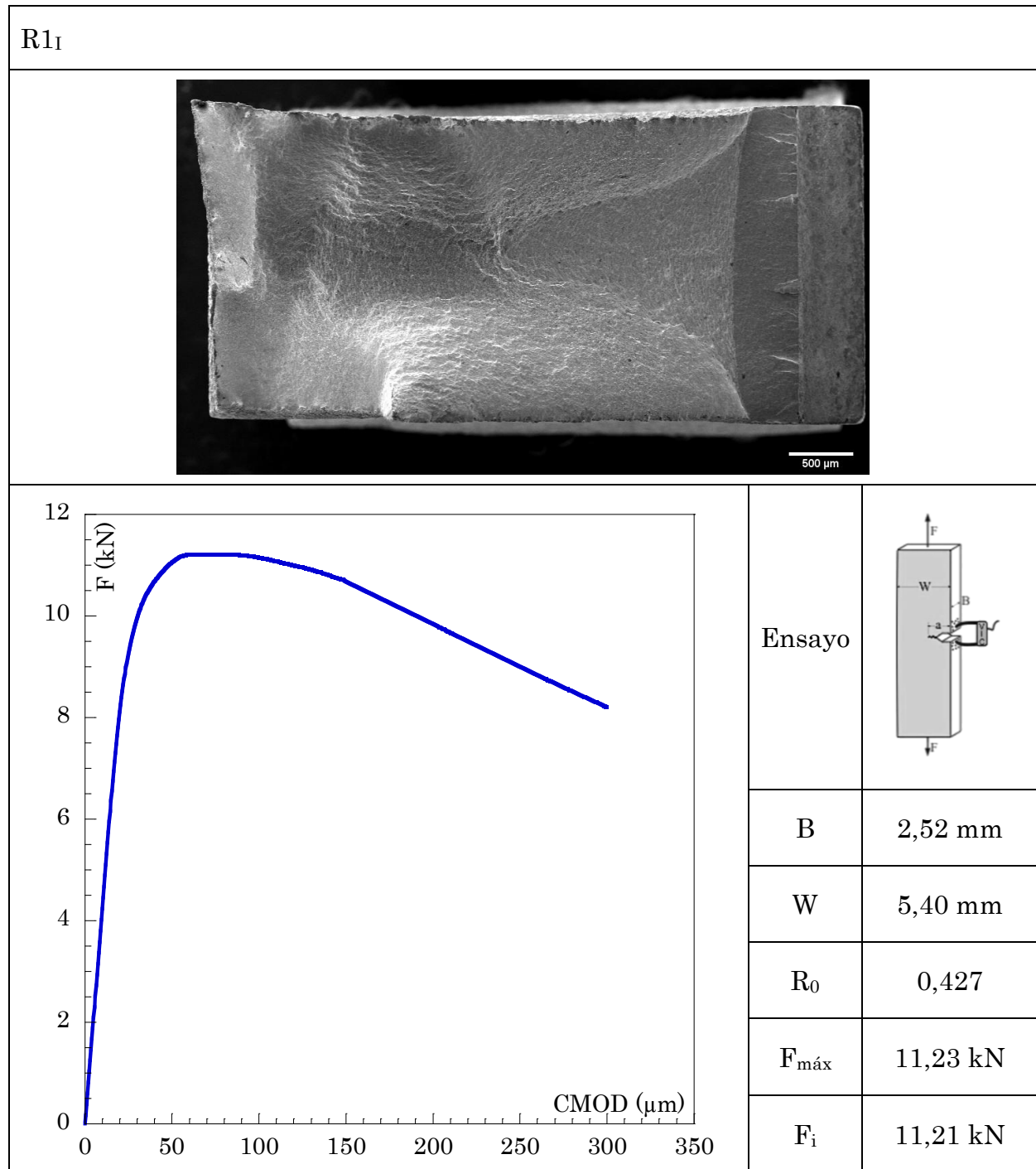


Tabla A.6: Superficie de rotura, curva F-CMOD y datos del ensayo R2_i

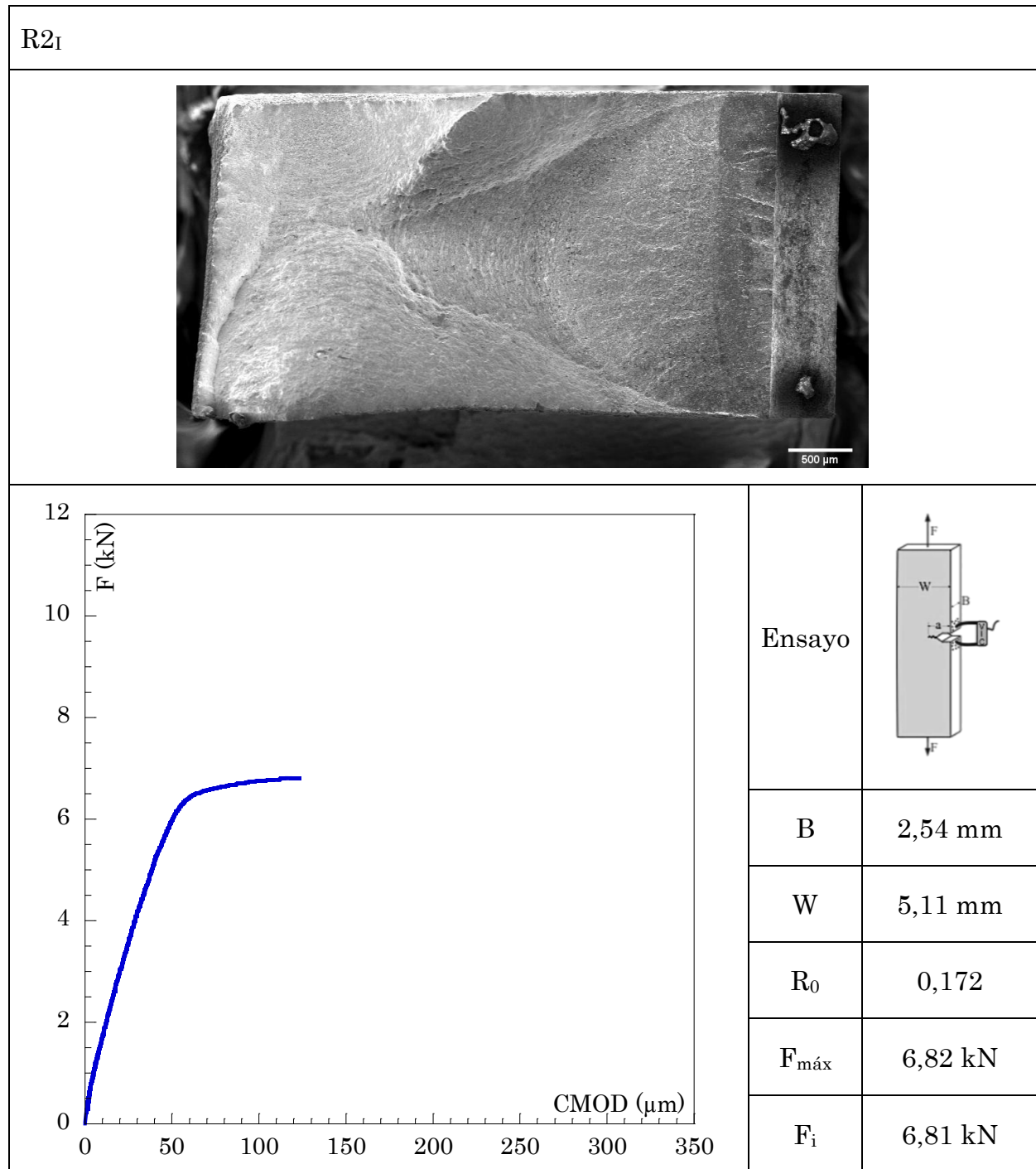


Tabla A.7: Superficie de rotura, curva F-CMOD y datos del ensayo R3_i

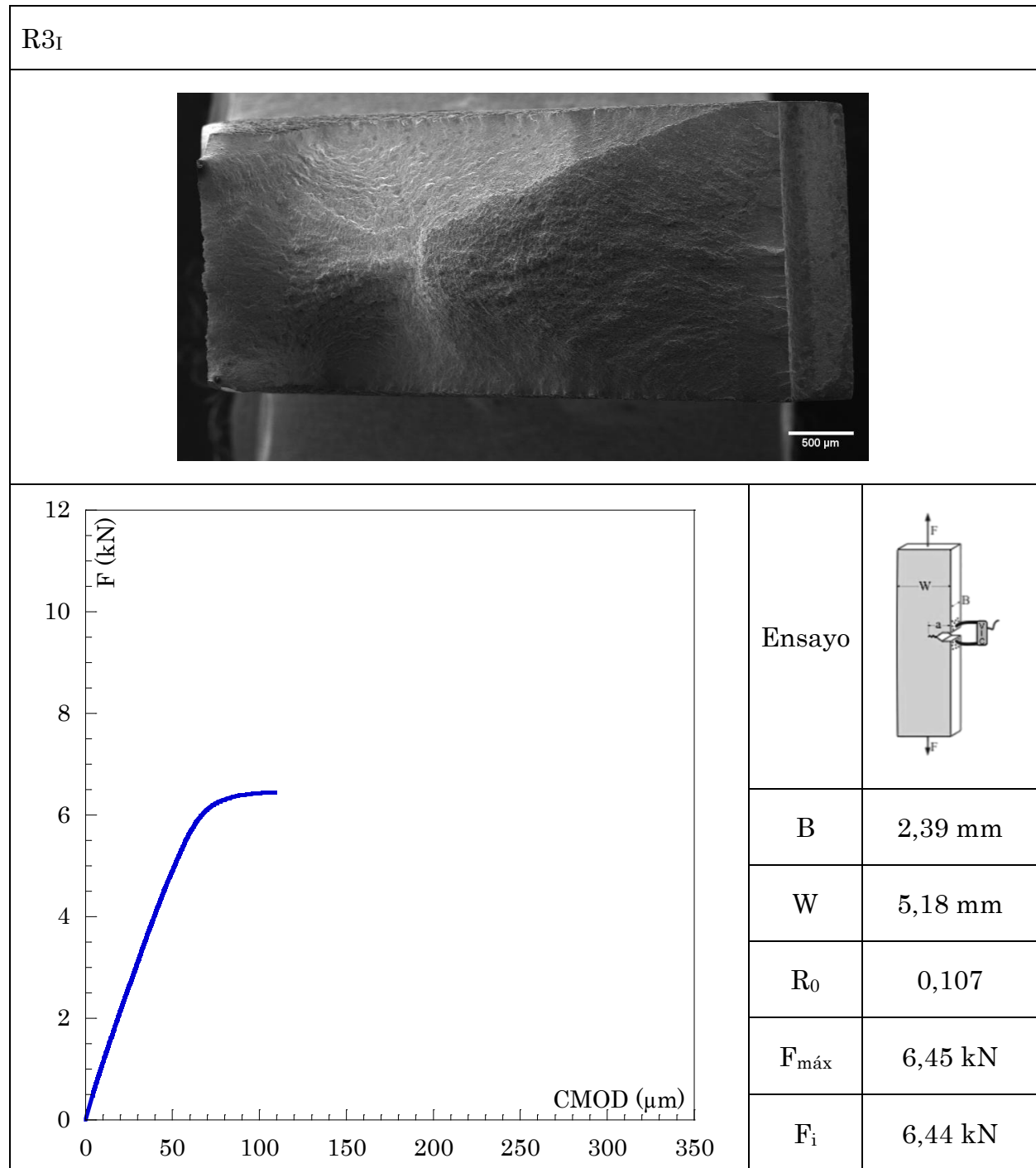


Tabla A.8: Superficie de rotura, curva F-CMOD y datos del ensayo R4₁

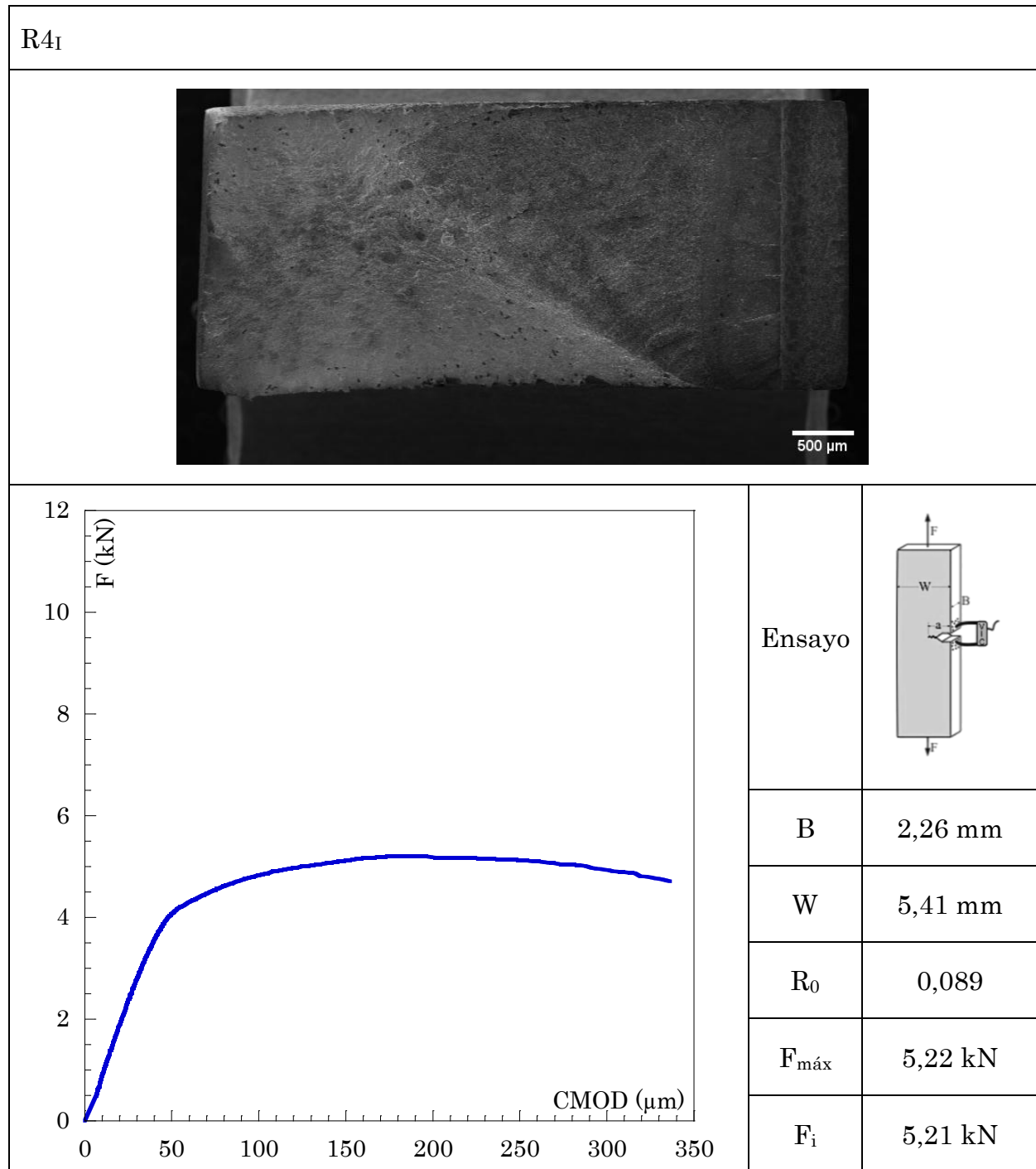
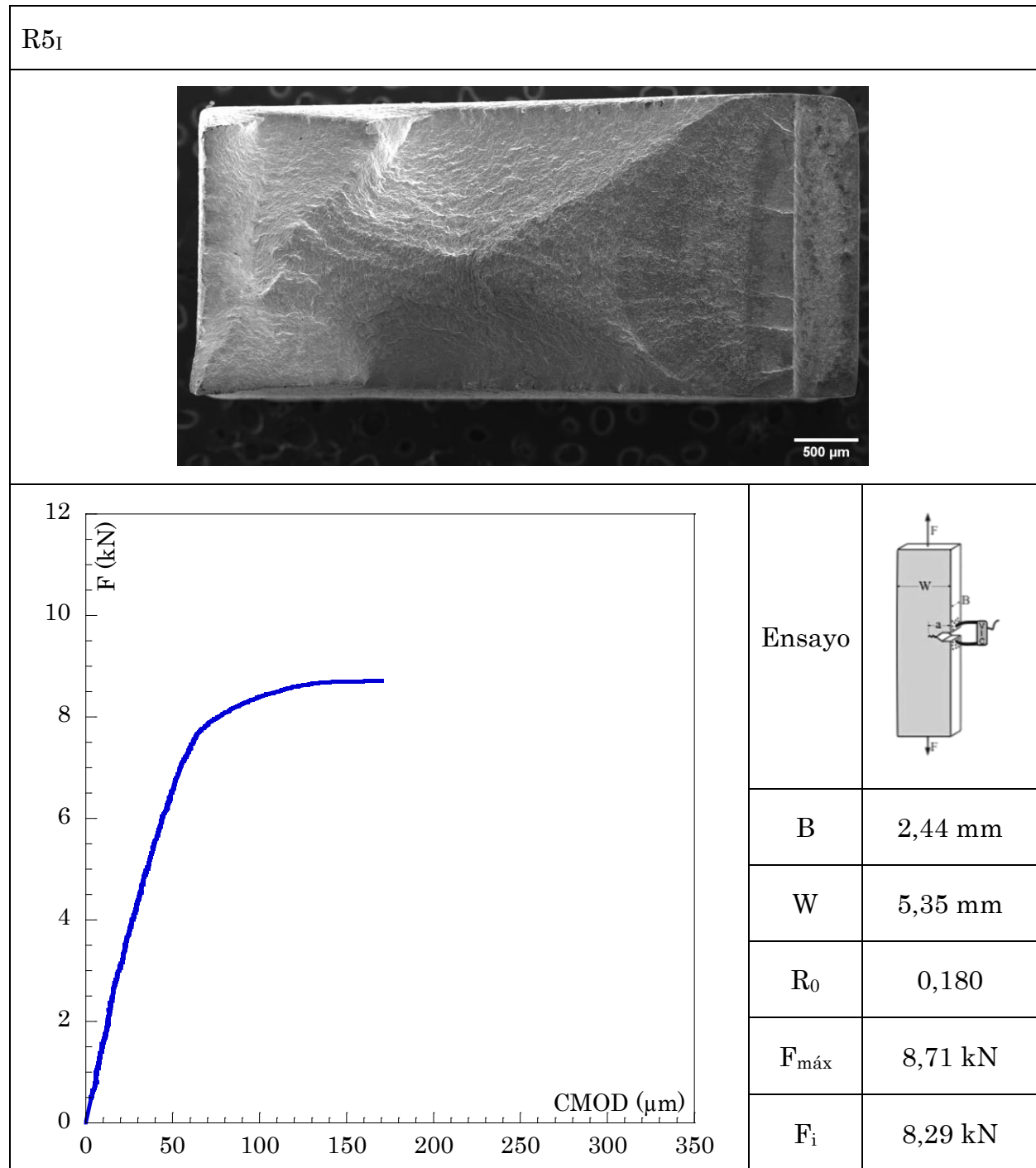


Tabla A.9: Superficie de rotura, curva F-CMOD y datos del ensayo R5₁



Ensayos con probetas SENT en medio fragilizante

Tabla A.10: Superficie de rotura, curva F-CMOD y datos del ensayo D1_{FIP}

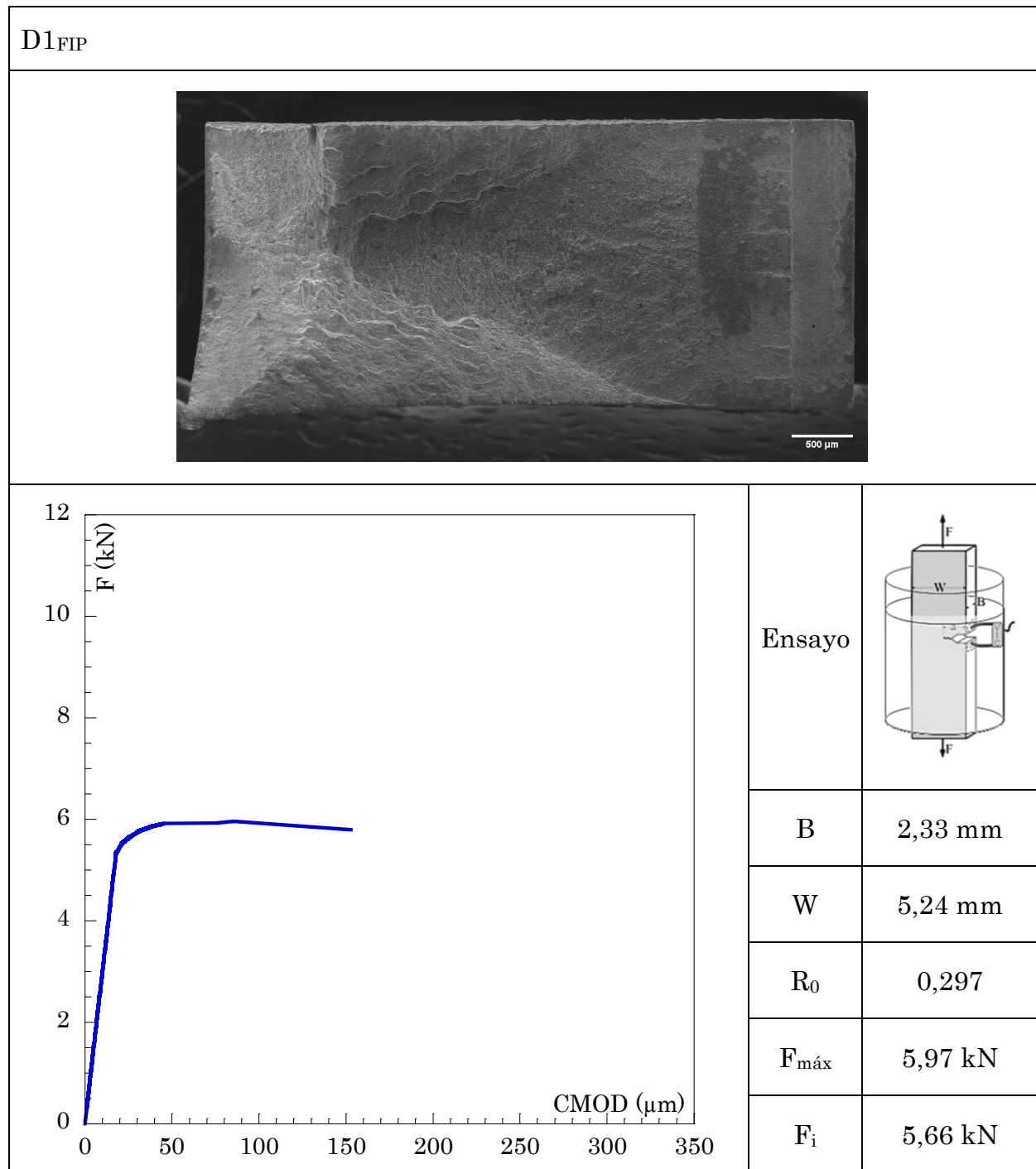


Tabla A.11: Superficie de rotura, curva F-CMOD y datos del ensayo D2_{FIP}

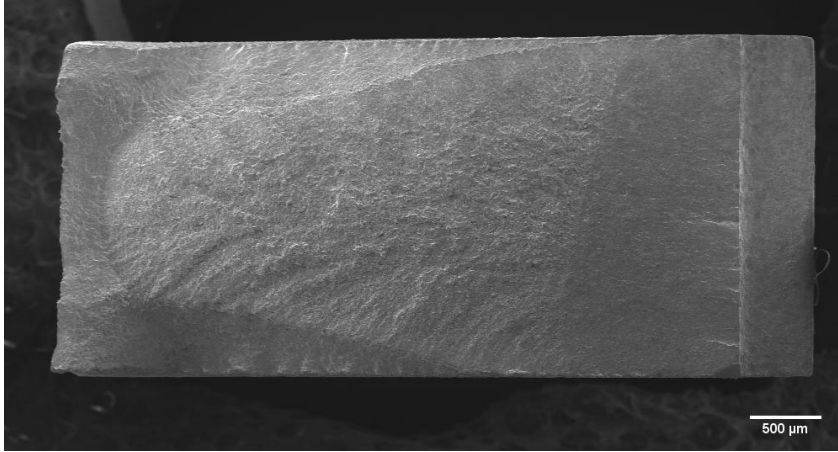
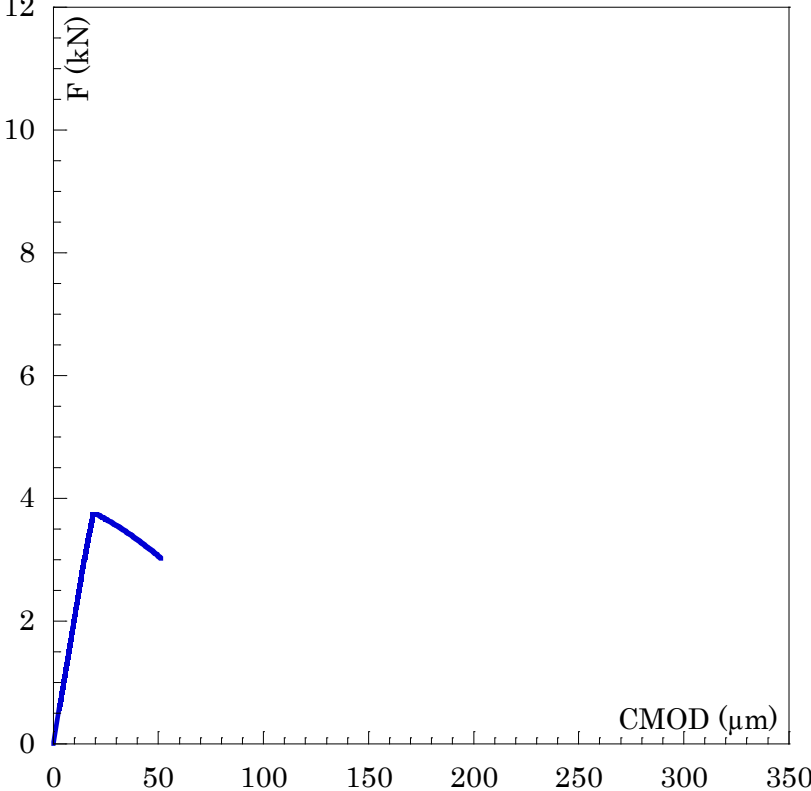
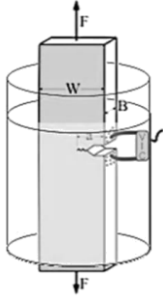
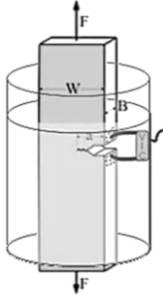
D2 _{FIP}		
		
		
	Ensayo	
	B	2,44 mm
	W	5,25 mm
	R ₀	0,202
	F _{máx}	3,75 kN
F _i	kN	

Tabla A.12: Superficie de rotura, curva F-CMOD y datos del ensayo D3_{FIP}

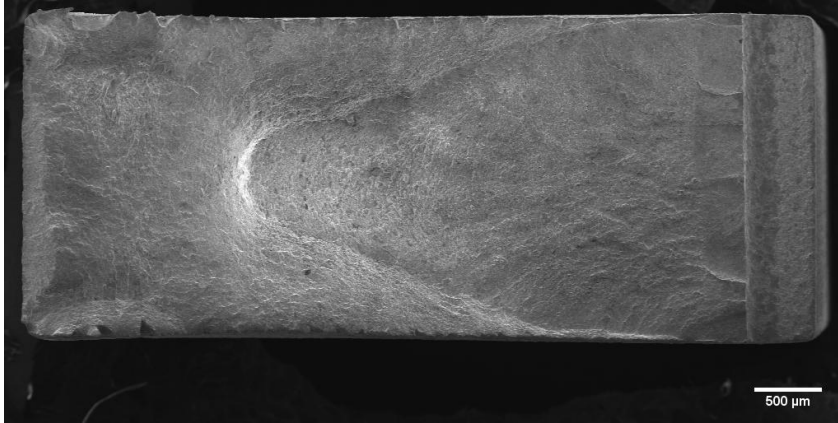
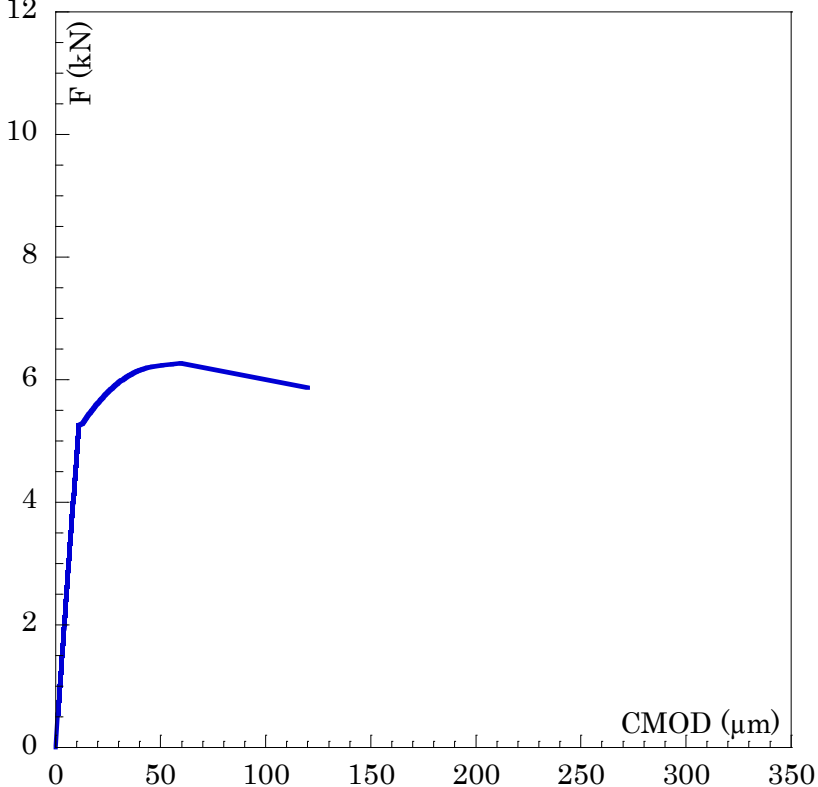
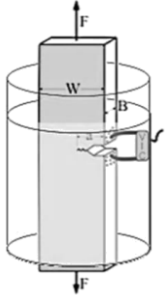
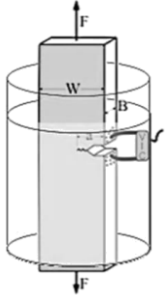
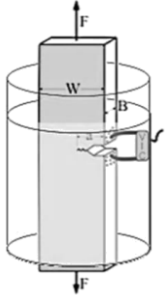
D3 _{FIP}													
													
	<table border="1"> <tr> <td data-bbox="1070 842 1209 1211">Ensayo</td> <td data-bbox="1209 842 1422 1211">  </td> </tr> <tr> <td data-bbox="1070 1211 1209 1301">B</td> <td data-bbox="1209 1211 1422 1301">2,39 mm</td> </tr> <tr> <td data-bbox="1070 1301 1209 1391">W</td> <td data-bbox="1209 1301 1422 1391">5,43 mm</td> </tr> <tr> <td data-bbox="1070 1391 1209 1480">R₀</td> <td data-bbox="1209 1391 1422 1480">0,476</td> </tr> <tr> <td data-bbox="1070 1480 1209 1570">F_{máx}</td> <td data-bbox="1209 1480 1422 1570">6,19 kN</td> </tr> <tr> <td data-bbox="1070 1570 1209 1668">F_i</td> <td data-bbox="1209 1570 1422 1668">6,06 kN</td> </tr> </table>	Ensayo		B	2,39 mm	W	5,43 mm	R ₀	0,476	F _{máx}	6,19 kN	F _i	6,06 kN
Ensayo													
B	2,39 mm												
W	5,43 mm												
R ₀	0,476												
F _{máx}	6,19 kN												
F _i	6,06 kN												

Tabla A.13: Superficie de rotura, curva F-CMOD y datos del ensayo I1_{FIP}

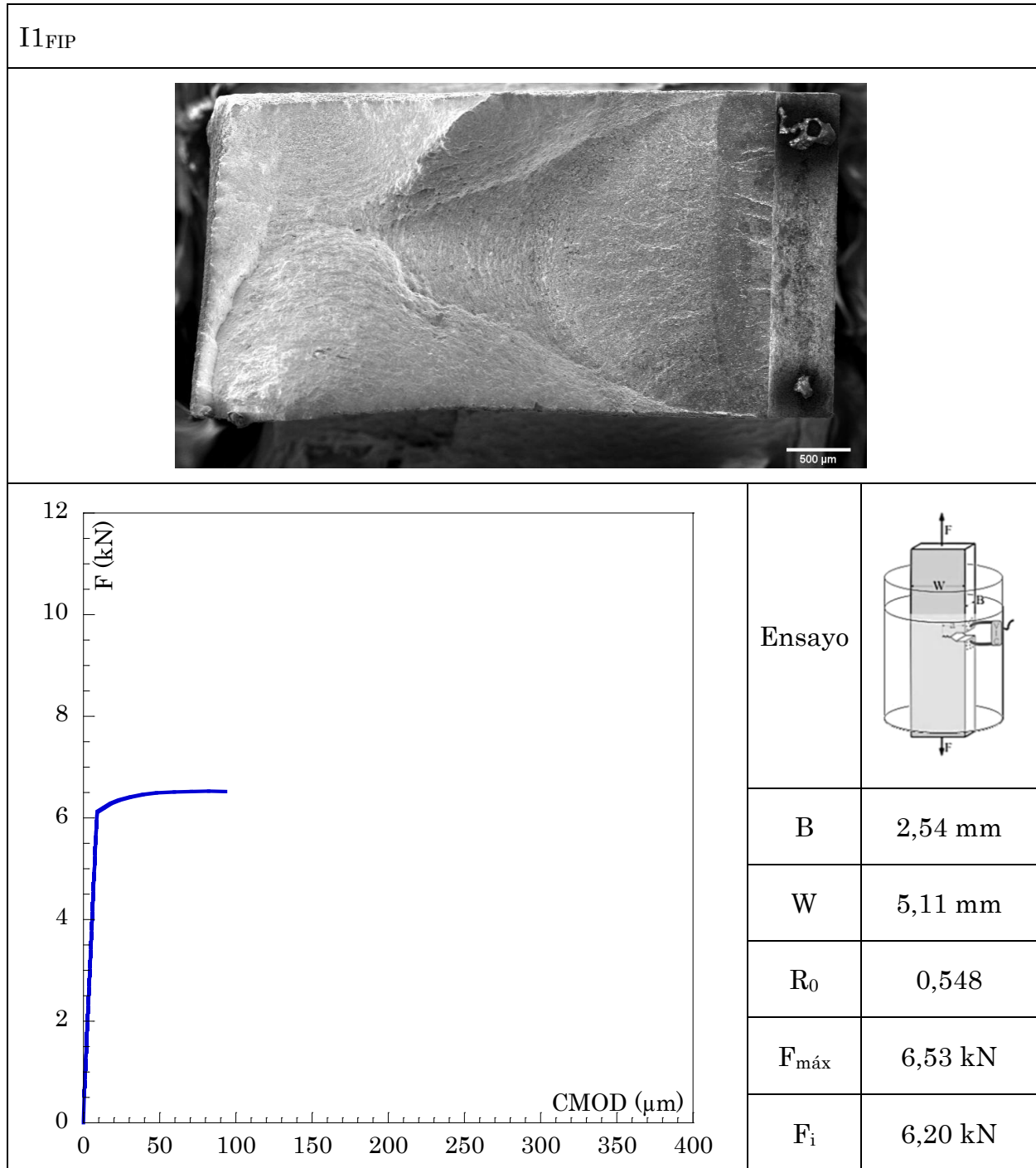


Tabla A.14: Superficie de rotura, curva F-CMOD y datos del ensayo I2_{FIP}

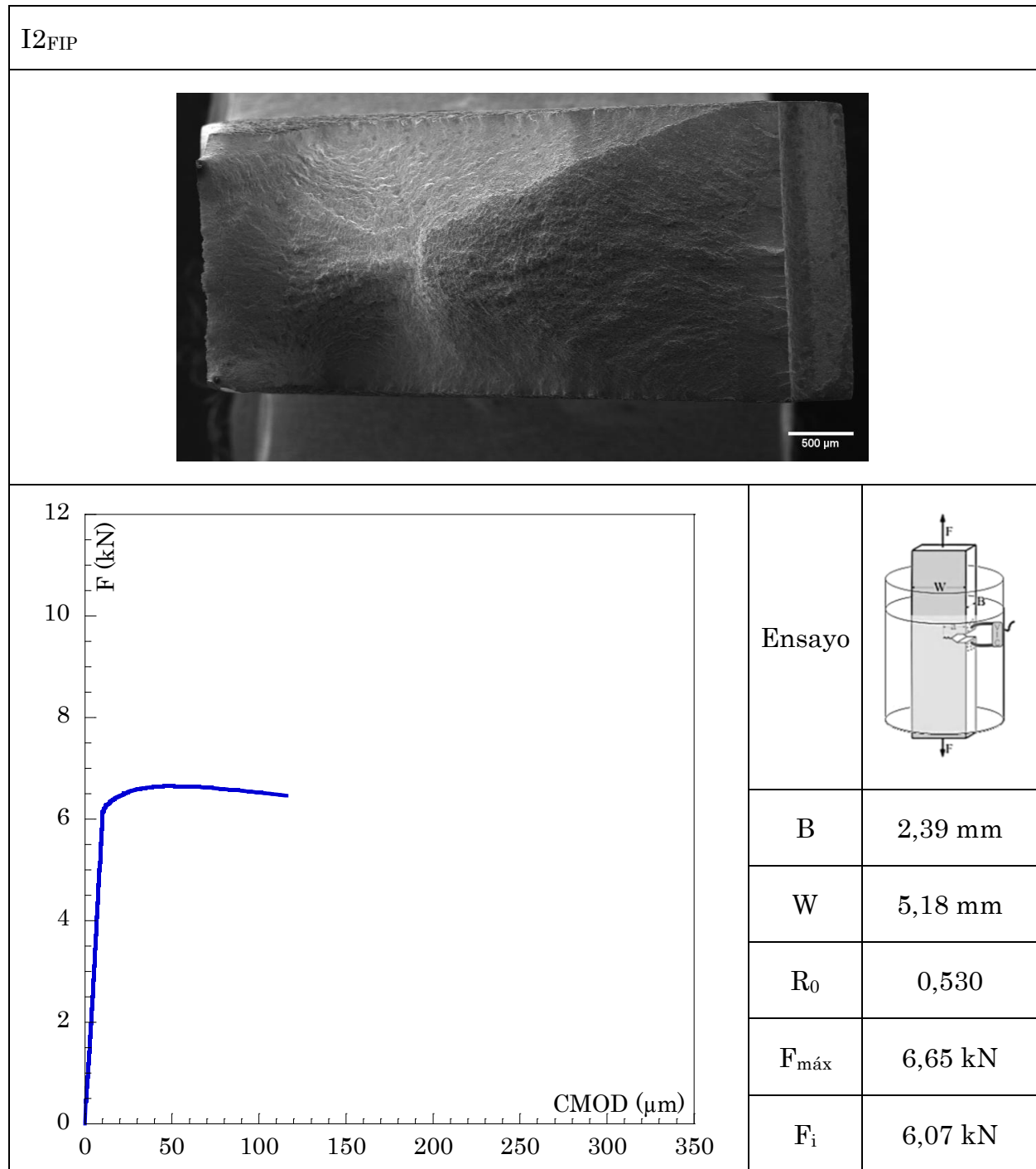


Tabla A.15: Superficie de rotura, curva F-CMOD y datos del ensayo I3_{FIP}

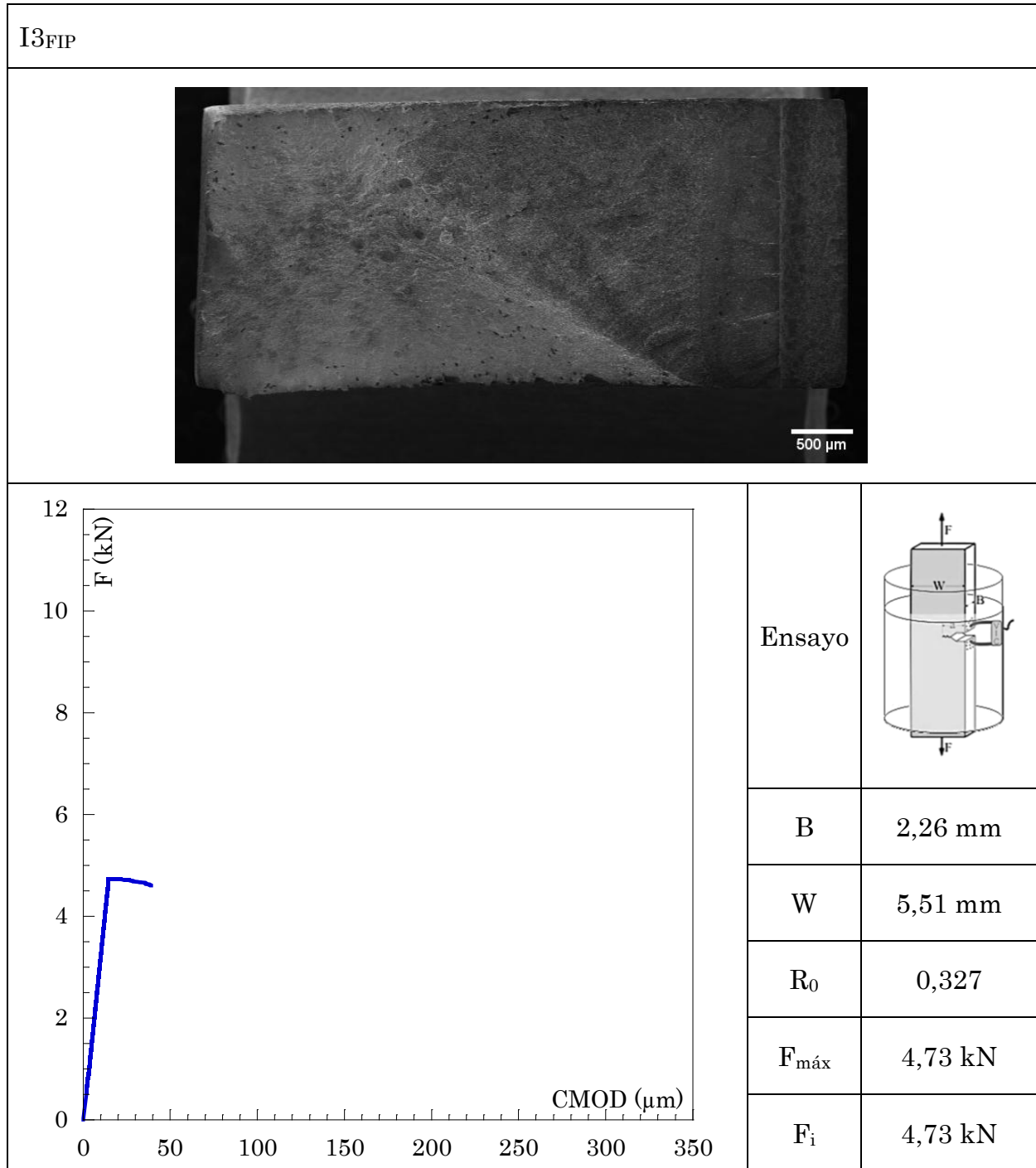


Tabla A.16: Superficie de rotura, curva F-CMOD y datos del ensayo I4_{FIP}

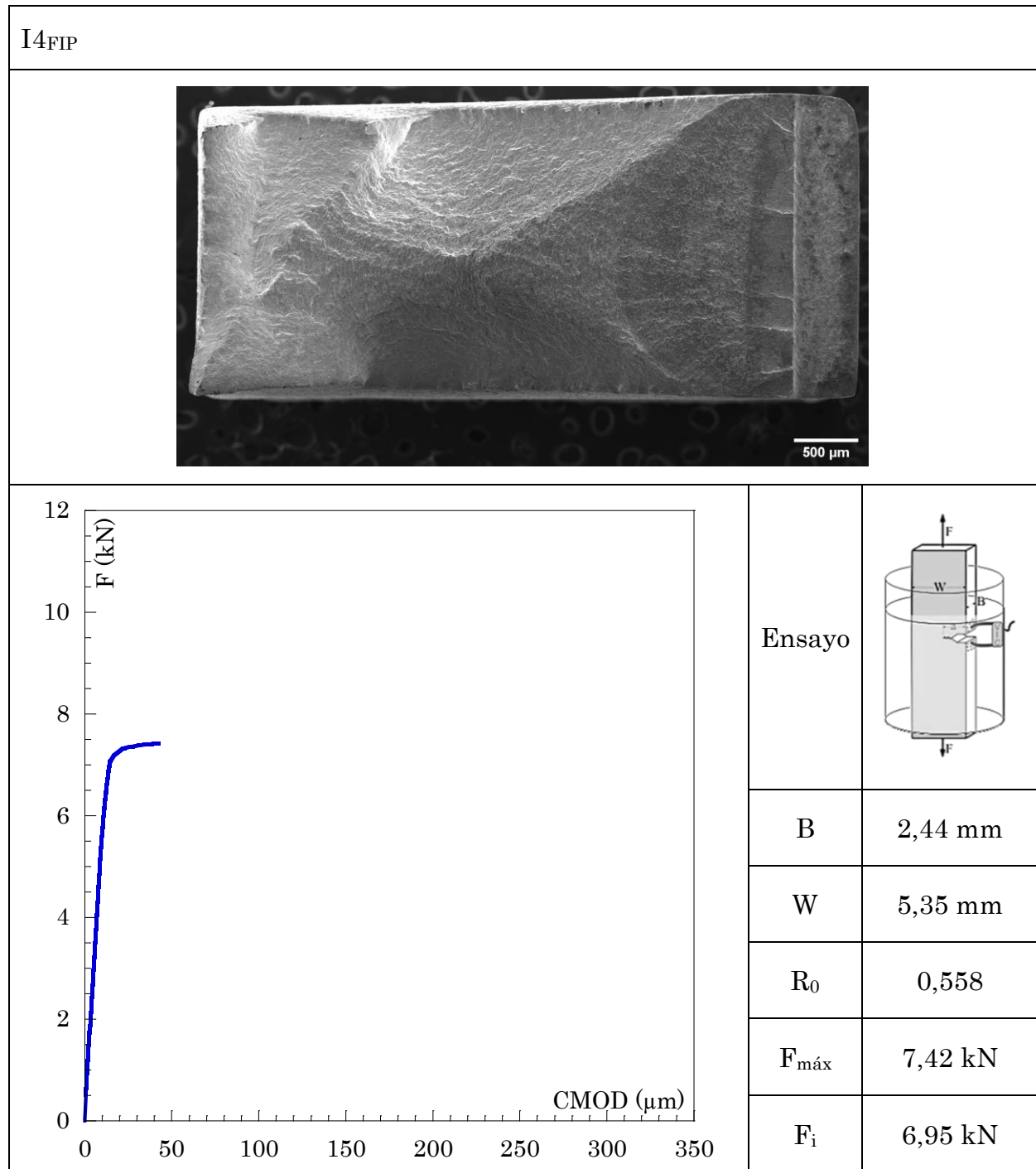


Tabla A.17: Superficie de rotura, curva F-CMOD y datos del ensayo R1_{FIP}

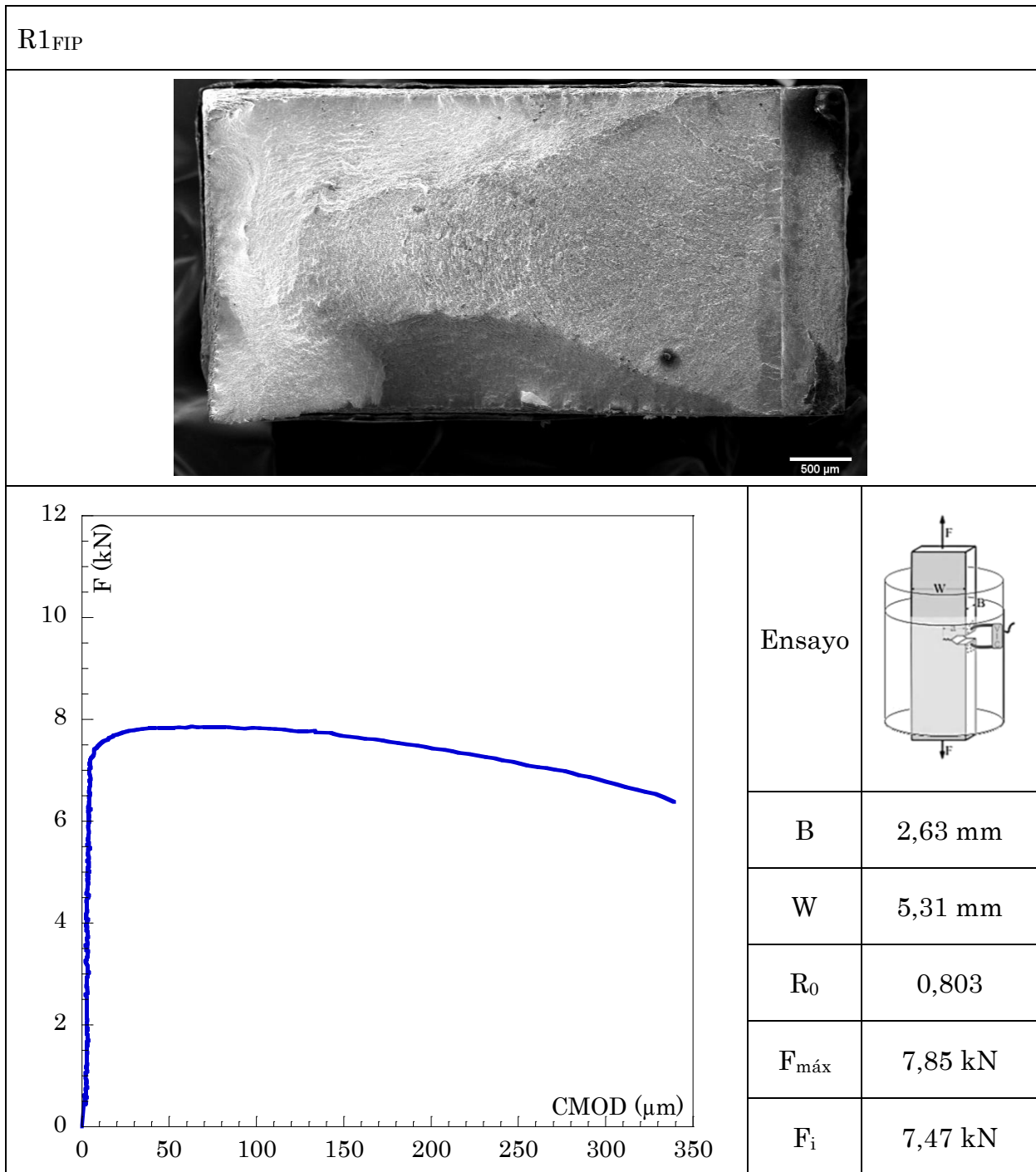
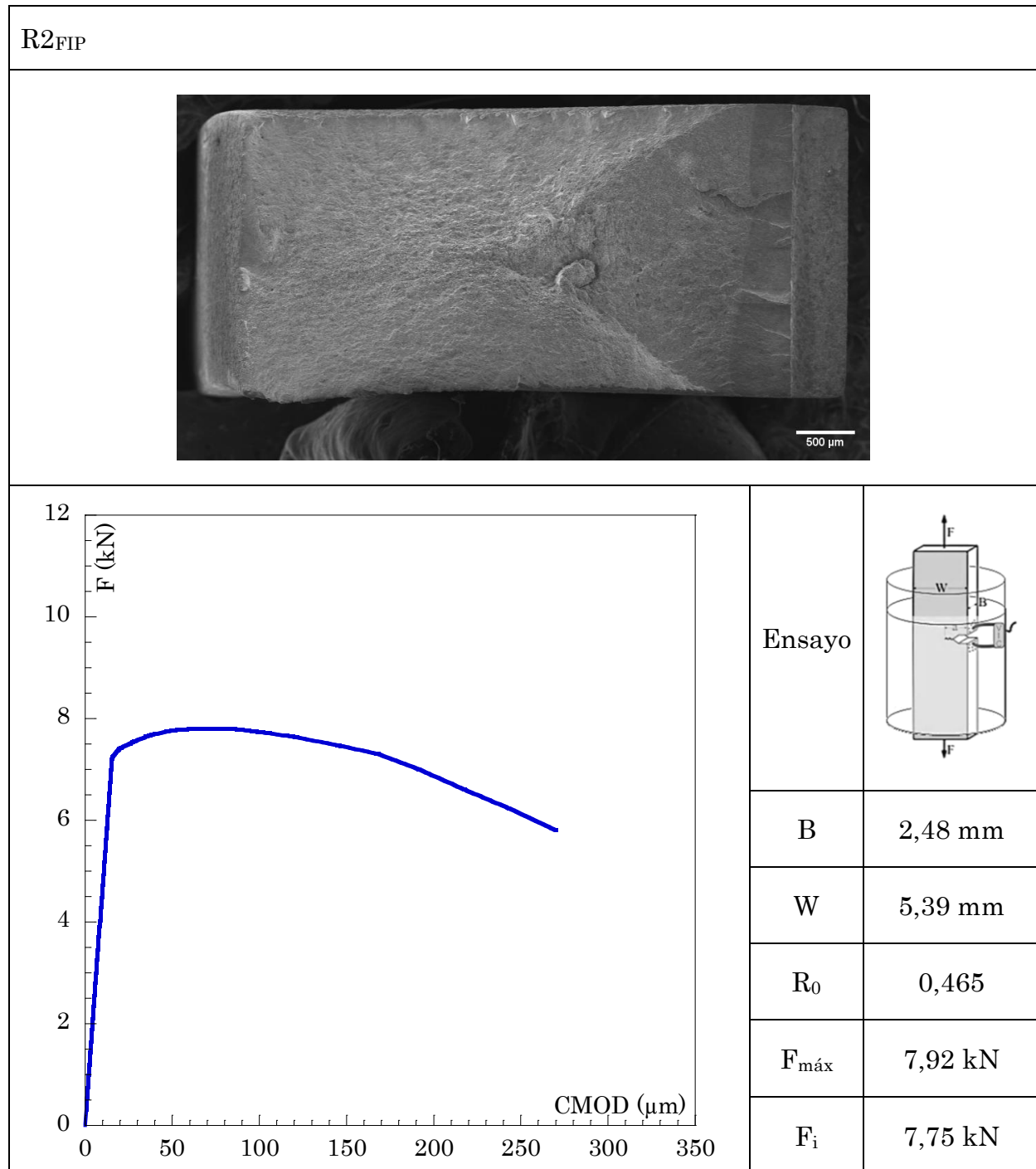


Tabla A.18: Superficie de rotura, curva F-CMOD y datos del ensayo R2_{FIP}



ANEXO B

PUBLICACIONES REALIZADAS DURANTE LA REALIZACIÓN DE LA TESIS

A lo largo de la investigación se han publicado una serie de artículos, que muestran una parte de los resultados obtenidos durante el desarrollo de la tesis. Estos resultados se han presentado en diversos congresos internacionales y, posteriormente se han publicado en libros o revistas con y sin indexación:

1. Santos, P., Valiente, A., Iordachescu, M. (*en revisión*, 2025). Hydrogen embrittlement and cohesive behavior of an ultrahigh-strength lath-martensitic steel used in structural engineering. *Applied Sciences*. Q2.
2. Iordachescu, M., Santos, P., Valiente, A. (*en publicación*, 2025). Fatigue and fracture behaviour of high-strength lath martensitic steel. *Procedia Structural Integrity*. SJR 0,307.
3. Santos, P., Valiente, A., Iordachescu, M. (*en publicación*, 2025) Comportamiento cohesivo del acero martensítico de medio carbono para barras estructurales de alta resistencia. *Mecánica de la Fractura*. Open Access.
4. Santos, P., Iordachescu, M., Valiente, A., Scutelnicu, E. (2024) Fatigue, fracture and damage tolerance of ultrahigh-strength martensitic tendon-rods for structural engineering. *Applied Sciences*. Q2.
5. Iordachescu, M., Santos, P., Valiente, A., de Abreu, M. (2024). Hydrogen effects in high-strength lath martensite steel bars for structural engineering. *Procedia Structural Integrity*. SJR 0,307.
6. de Abreu, M., Iordachescu, M., Santos, P., Valiente, A. (2024). Damage tolerance and collapse mechanism of failed prestressing steel strands in a 50-year-old urban viaduct. *Engineering Failure Analysis*. Q1.
7. Santos, P., Iordachescu, M., de Abreu, M., Valiente, A., (2024). Hydrogen-assisted cracking and damage tolerance of high-strength lath-martensite steel bars for structural applications. *Engineering Failure Analysis*. Q1.

8. Santos, P., Iordachescu, M., Valiente, A., de Abreu, M. (2024). Características del crecimiento de grieta en acero martensítico de medio carbono y alta resistencia fragilizado por hidrógeno. *Mecánica de la Fractura*. Open Access.
9. Santos, P., Iordachescu, M., Valiente, A. (2023). Tolerancia al daño en barras de aceros de alta resistencia para construcción con estructura martensítica de bajo carbono. *Mecánica de la Fractura*. Open Access.
10. Balboa, I., Santos, P., Ayaso, J., Toribio, J. (2023). Micromecanismos de fractura en aceros perlíticos trefilados sometidos a estados triaxiales de tensión. *Mecánica de la Fractura*. Open Access.
11. Iordachescu, M., Santos, P., Valiente, A., de Abreu, M. (2022). Stress corrosion assisted collapse in flat tensile specimens of high-strength structural steel. *Procedia Structural Integrity*. SJR 0,307.
12. Iordachescu, M., Valiente, A., de Abreu, M., Santos, P., Scutelnicu, E. (2022). Environmentally assisted fatigue failure of a structural bolted-joint connection. *Engineering Failure Analysis*. Q1.
13. Santos, P., Iordachescu, M., Valiente, A., de Abreu, M. (2022). Corrosión bajo tensión en barras estructurales de acero de alta resistencia con microestructura martensítica de bajo carbono. *Mecánica de la Fractura*. Open Access.
14. Iordachescu, M., Valiente, A., de Abreu, M., Santos, P. (2021). Critical and subcritical cracking of high-strength wires obtained by cold-drawing of pearlitic and duplex stainless steels. *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*. Q1.