Universidad Politécnica de Madrid

**Escuela Técnica Superior de Ingenieros de
Caminos, Canales y Puertos**

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

Tesis doctoral

Mariángel Pérez Guerrero
Ingeniero Civil

Madrid, 2017

Departamento de Ciencia de Materiales

**Escuela Técnica Superior de Ingenieros de
Caminos, Canales y Puertos**

Universidad Politécnica de Madrid

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

Tesis doctoral

Mariángel Pérez Guerrero

Ingeniero Civil

Directores

Andrés Valiente Cancho

Catedrático de Universidad

Mihaela Iordachescu

Profesora Titular de Universidad

Madrid, 2017

Título de la Tesis:

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

Autor: **Mariángel Pérez Guerrero.**

Directores: **Andrés Valiente Cancho y Mihaela Iordachescu.**

Tribunal nombrado por el Sr. Rector Mgfco. de la Universidad Politécnica de Madrid, el día ____ de ____ de ____.

Presidente: _____

Vocal 1º: _____

Vocal 2º: _____

Vocal 3º: _____

Secretario: _____

Realizado el acto de defensa y lectura de la tesis el día ____ de ____ de ____
en Madrid, los miembros del Tribunal acuerdan otorgar la calificación de:

EL PRESIDENTE

LOS VOCALES

EL SECRETARIO

Dedicado a mis padres:
José Antonio Pérez y Ángela Guerrero de Pérez

Agradecimientos

Aprovecho las siguientes líneas para expresar mi agradecimiento a todas aquellas personas que han colaborado en la realización de esta tesis.

Mi más profundo agradecimiento a mis directores de tesis, los profesores *Andrés Valiente Cancho* y *Mihaela Iordachescu*, pilares fundamentales de esta investigación, por la orientación y el seguimiento continuo de la tesis, pero sobre todo por la paciencia y motivación recibidos a lo largo de estos años. Su valioso apoyo tanto desde el punto de vista científico como humano, ha sido decisivo para el desarrollo de este trabajo, les estaré eternamente agradecida. Asimismo, mi agradecimiento al profesor *Manuel Elices*, por su constante interés en la investigación y por sus acertadas sugerencias, sin las cuales difícilmente habría sido posible alcanzar la totalidad de objetivos de la tesis.

A la *Universidad de Los Andes (ULA-Venezuela)* por la beca concedida y a *mis compañeros del Departamento de Ciencias Aplicadas y Humanísticas*, en especial a mi amiga *Eliana Guzmán*, quien me brindó su apoyo incondicional sin el cual la realización de esta meta no sería posible.

Al *Departamento de Ciencia de Materiales* de la Escuela de Ingenieros de Caminos, Canales y Puertos de la Universidad Politécnica de Madrid y a *todos sus miembros*, no sólo por acogerme para la realización de esta tesis, sino también por la financiación concedida durante gran parte de la duración de la misma. En especial quiero destacar la excepcional ayuda recibida del maestro de laboratorio y amigo *José Miguel Martínez*.

A las empresas *Dragados, S.A.* y *HCC (Hidráulica, Construcción y Conservación), S.A.*, por el estímulo transmitido al Departamento de Ciencia de Materiales para realizar la investigación, a través de las diferentes colaboraciones mantenidas en relación con el tema de la tesis.

A *mis padres, mi hermano y mi sobrina*, mis más grandes motivaciones para culminar esta meta.

Mariángel Pérez Guerrero

Resumen

La investigación desarrollada en esta tesis da respuesta a un problema no resuelto cuyo interés para la ingeniería estructural y para la industria de la construcción ha experimentado un fuerte auge en los últimos años. Los tendones estructurales conformados por barras de acero de alta resistencia para construcción representan actualmente una solución técnica muy versátil que, sin embargo, desborda el alcance de la normativa técnica aplicable y pone de manifiesto la insuficiencia de conocimientos específicos existente en cuanto al comportamiento y caracterización de los materiales estructurales involucrados. Hasta tal punto es así, que una misma aplicación constructiva de dichas barras puede acogerse a la regulación de normas que se contradicen en aspectos muy determinados, pero críticos para la aplicación en cuestión. Los riesgos que entraña esta situación para la seguridad estructural se reflejan en la proliferación de fallos dados a conocer, algunos con importantes repercusiones económicas e incluso mediáticas.

La finalidad de la tesis es desarrollar una metodología para prevenir el fallo prematuro de las barras de acero de alta resistencia empleadas en construcción como tendones estructurales, cuando las condiciones de servicio incluyen la exposición a ambientes agresivos, especialmente agua de mar. La fisuración creciente o fisuración subcrítica generada por la acción conjunta de la carga mecánica y del medio agresivo, hasta el agotamiento de la capacidad resistente residual, es el objeto central de estudio de la tesis. No obstante, para identificar fiablemente los micromecanismos físicos de daño con que el medio actúa sobre el acero de las barras, se han incluido en la investigación condiciones de estudio que propician el proceso de daño sin que se manifieste necesariamente como fisuración subcrítica.

Las reglas para prevención de fallos prematuros incorporadas a los códigos técnicos de diseño estructural en los últimos años avalan la metodología de investigación adoptada en esta tesis y basada en las teorías de la Mecánica de Fractura, ya que esta disciplina formula los procesos de daño inducido por el ambiente en términos mecánicos, mediante modelos teóricos predictivos consistentes con los mecanismos microestructurales que los explican en términos físicos. Consecuentemente, la caracterización experimental del material de las barras conforme a los modelos de fisuración subcrítica es parte fundamental de la tesis. Asimismo lo son la experimentación realizada para activar y revelar los micromecanismos físicos de daño, el análisis fractográfico por microscopía SEM dirigido a identificar dichos

mecanismos, la modelización del comportamiento observado en el marco de la Mecánica de Fractura, y la elaboración de los resultados para la prevención en diseño del fallo prematuro de las barras inducido por agua de mar. El *capítulo 1* de la tesis justifica la investigación y desarrolla en detalle su planteamiento con arreglo a estos criterios. El *capítulo 2* expone los antecedentes relevantes para la investigación, especialmente aquellos que confirman el interés de la misma.

Las barras de acero de alta resistencia para construcción poseen resistencias a tracción superiores a 1 GPa y sus diámetros ordinarios oscilan entre 25 y 75 mm. Los productos disponibles en el mercado internacional son limitados y se diferencian en el nivel de resistencia, que está tipificado, y en la microestructura del acero, resultante de la técnica de fabricación. La experimentación de la tesis se ha llevado a cabo con tres tipos comerciales de barras, que abarcan los dos niveles extremos de resistencia y tres microestructuras frecuentes (ferrítico-martensítica, perlítica fina y perlítica con microaleantes).

Los procedimientos de fabricación de las barras condicionan fuertemente las formas y volúmenes disponibles para la extracción y prefisuración del tipo de probetas de ensayo que requieren los métodos experimentales de la Mecánica de Fractura. Por ello, ha sido necesario diseñar y desarrollar un método específico de ensayo de fisuración subcrítica, que proporciona toda la información buscada con gran economía de instrumentación y constituye por ello una de las aportaciones originales de la tesis. En el *capítulo 3* de la tesis se describen pormenorizadamente las características de los tres aceros estudiados, el fundamento y la puesta a punto del nuevo método de ensayo, y los resultados obtenidos para los tres aceros, tanto en agua de mar como en un medio artificial de alta agresividad empleado como contraste (la solución FIP de tiocianato amónico).

En el *capítulo 4* se describen los ensayos denominados de tracción lenta, realizados para la identificación de los micromecanismos de daño a partir del comportamiento mecánico observado macroscópicamente y del análisis fractográfico de las roturas mediante microscopía SEM. Son ensayos de tracción a muy baja velocidad de deformación que se han llevado a cabo para los tres materiales con las probetas expuestas a un medio inerte (aire), al agua de mar y al medio FIP. Las probetas utilizadas en estos ensayos no han sido únicamente probetas convencionales de tracción simple, sin concentradores de tensión. Para incorporar en la investigación el efecto del gradiente de tensiones sobre la acción del medio, también se han empleado probetas con un concentrador de tensiones severo, consistente en una entalla axilsimétrica aguda de profundidad moderada. Se constata que

el modo de fallo de los tres aceros, libres de fisuras iniciales y expuestos al agua de mar o al medio FIP, no es la fisuración subcrítica sino la localización y extensión inestable del daño, incluso con concentradores de tensión severos. Se identifican los mismos micromecanismos de daño en los dos modos de fallo anteriores y se establece su vinculación con la microestructura del acero y con la acción del medio.

En el *capítulo 5* de la tesis se analizan y elaboran los resultados de los capítulos 3 y 4 con arreglo a los objetivos y al planteamiento de la investigación. Se formulan las leyes de fisuración asistida en agua de mar para los tres aceros estudiados, estableciendo los umbrales de fisuración y las velocidades de crecimiento subcrítico conforme a modelos de Mecánica de Fractura aplicables en diseño. Finalmente, un análisis integrado del conjunto de resultados obtenidos permite determinar los factores que entrañan riesgo de fallo prematuro inducido por agua mar en los tres tipos de barras estudiados, así como diseñar un procedimiento de prueba de carga incorporado a la puesta en servicio para evitar tales riesgos.

Abstract

The thesis responds to an unsolved problem whose interest for structural engineering and for the construction industry has strongly increased in recent years. The structural tendons made of high-strength steel bars for construction currently represent a highly versatile technical solution which exceeds the scope of the applicable technical regulations and highlights the insufficiency of specific knowledge regarding the behavior and characterization of the structural materials involved. So much so, that the same constructive application involving these bars can be regulated according to distinct standards that contradicts each other in very specific aspects, critical in some specific applications. The risks that this situation entails for structural safety are reflected in some well-known failures cases, some with important economic and even mediatic repercussions.

The main purpose of the thesis was to develop a viable methodology to prevent premature failure of high-strength steel bars used as structural tendons in construction, when the service conditions include exposure to aggressive environments, i.e. seawater. The crack growth or subcritical cracking generated by the joint action of the mechanical load and the aggressive medium, until the exhaustion of the residual resistant capacity, is the main objective of the thesis. However, for a reliable identification of the physical micro-mechanisms of environmental damage, the study includes the conditions that favor the damage process without it necessarily manifesting as subcritical cracking.

The rules for prevention of premature failures recently incorporated into the technical codes for structural design support the research methodology adopted in this thesis, entirely based on Fracture Mechanics theories. These formulate the environmentally induced damage processes in mechanical terms by predictive theoretical models consistent with the physical damage micromechanisms. Consequently, the experimental characterization of the bars material made in fully accordance with existent subcritical cracking models is a fundamental part of the thesis. Likewise they are the experimentation carried out to activate and reveal the physical micromechanisms of damage, the fractographic analysis by SEM microscopy aimed at identifying such mechanisms, and the elaboration of the results as design recommendations to prevent the premature failure of the bars when exposed to seawater. The *first chapter* of the thesis contains the research justification and details its approach according to the above mentioned criteria. *Chapter 2* presents the research background that confirms the interest for the addressed subject.

Generally, the high-strength steel bars for structural applications have tensile strengths higher than 1 GPa and diameters ranging between 25 and 75 mm. The bar products available in the international market are limited and differ in the tensile strength level, which is standardized, and in the steel microstructure, which results from the manufacturing technique. Hence, the experimental research of the thesis that has been carried out with three commercial types of bars, covering the two extreme levels of tensile strength and three frequent microstructures (ferritic-martensitic, fine pearlitic and low alloyed pearlitic steels).

The manufacturing procedures of the bars strongly condition the forms and volumes available for the extraction and precracking of the tested specimens that have to meet the Fracture Mechanics requirements. Thus, it was necessary to design and develop a specific testing method for subcritical cracking. This provides all necessary information, with minimum instrumentation and is one of the original contributions of the thesis. This information is contained in the *third chapter* of the thesis, which also includes the detailed characterization of the three studied steels, the fundamental basis and the calibration of the new testing method, as well the results obtained when seawater and another artificial environment of high aggressiveness used as contrast (the FIP solution of ammonium thiocyanate) were employed.

The *fourth chapter* contains the results obtained from the slow strain rate tests, carried out to identify the damage micromechanisms from the macroscopically observed mechanical behavior and the fractographic analysis of the failure surfaces, by SEM microscopy. These were made for all three materials with cylindrical smooth and cylindrical notched specimens exposed to an inert medium (air), seawater and FIP medium. The severe stress concentrator induced by the circumferential notch allowed determining the effect of the stress gradient in combination with the environment action. It was found that the failure mode of the three steels, when free of initial cracks and exposed to seawater or FIP medium, is not the subcritical cracking but the localization and the unstable extension of the damage, even when severe stress concentrators exist. The same damage micromechanisms were identified in the two previous modes of failure and their connection with the steel microstructure and the environment action is established.

Finally, previous research results contained in the third and the fourth chapters were analyzed and validated according to the thesis objectives in the *fifth chapter*. Thus, there were formulated the laws of assisted cracking in seawater for the three steels studied and established the cracking thresholds and subcritical growth rates according to Fracture Mechanics models applicable in structural design. Last, but not least, an integrated analysis of results allowed obtaining the factors that entail the risk of premature failure induced by seawater for the three types of bars, as well as the design of a proof loading test designated to the bars before incorporating them into service, in order to prevent such risks.

Índice general

Agradecimientos	I
Resumen	II
<i>Abstract</i>	V
Índice de figuras	XI
Índice de tablas	XVIII
Índice de ecuaciones	XX
1. JUSTIFICACIÓN, OBJETIVOS Y ESTRUCTURA DE LA TESIS	1
<i>1.1. Justificación</i>	1
1.1.1. Interés de la investigación	1
1.1.2. Razones que justifican el tema de investigación de la tesis	3
1.1.3. Uso de barras de acero de alta resistencia como tendones constructivos permanentes expuestos a medios potencialmente agresivos	5
1.1.4. Casos recientes de fallos de barras de acero de alta resistencia asistidos por el medio	6
1.1.5. Tipologías de barras de acero de alta resistencia para tendones estructurales	12
<i>1.2. Planteamiento de la investigación</i>	19
1.2.1. Bases metodológicas para abordar la investigación	19
<i>1.3. Objetivos de la tesis</i>	21
1.3.1. Objetivo general	21
1.3.2. Objetivos específicos	21
<i>1.4. Estructura de la tesis. Breve descripción de cada capítulo</i>	21
<i>1.5. Resultados de la tesis publicados durante su realización</i>	24
2. ANTECEDENTES	25
<i>2.1. Análisis de fallos por daño ambiental de acero de alta resistencia utilizado en tendones constructivos</i>	25
<i>2.2. Daño por corrosión bajo tensión y fragilización por hidrógeno</i>	30
2.2.1. Introducción	30
2.2.2. Mecanismos de fisuración asistida por el ambiente	31
2.2.2.1. Fisuración por corrosión bajo tensión (SCC)	32
2.2.2.2. Fragilización por hidrógeno (HE)	35

2.3. <i>Métodos experimentales en corrosión bajo tensión</i>	35
2.3.1. Finalidad de los métodos de ensayo	35
2.3.2. Procedimientos de ensayo	39
2.4. <i>Probetas prefisuradas para ensayos de corrosión bajo tensión</i>	44
2.4.1. Requisitos de las probetas prefisuradas para ensayos de corrosión bajo tensión	44
2.4.2. Probetas de tenacidad <i>Short Bar Specimen</i> (SBS). Antecedentes y características	45
2.5. <i>Susceptibilidad y tolerancia al daño de otros aceros de alta resistencia para tendones estructurales</i>	51
2.6. <i>Normativa de barras de acero de alta resistencia utilizadas como barras en tendones constructivos</i>	55
3. EXPERIMENTACIÓN SOBRE FISURACIÓN SUBCRÍTICA	57
3.1. <i>Material empleado en la experimentación</i>	58
3.1.1. Material A	58
3.1.1.1. Características de las barras de procedencia	58
3.1.1.2. Propiedades mecánicas	58
3.1.1.3. Composición química	59
3.1.1.4. Microestructura	59
3.1.2. Material B	60
3.1.2.1. Características de las barras de procedencia	60
3.1.2.2. Propiedades mecánicas	60
3.1.2.3. Composición química	61
3.1.2.4. Microestructura	61
3.1.2.5. Tenacidad de fractura	61
3.1.3. Material C	62
3.1.3.1. Características de las barras de procedencia	62
3.1.3.2. Propiedades mecánicas	62
3.1.3.3. Composición química	62
3.1.3.4. Microestructura	63
3.1.4 Comparación de características de los materiales estudiados	64
3.2. <i>Diseño de experimentos de fisuración subcrítica basados en Mecánica de Fractura</i>	67
3.2.1. Probetas de corrosión bajo tensión extraídas de barras para tendones	67
3.2.2. Medida de deformaciones en ensayos con medio agresivo	72

3.3. <i>Fisuración por fatiga de probetas SBS</i>	75
3.3.1. Método de ensayo de la norma ASTM E1304	75
3.3.2. Prefisuración por fatiga de probetas SBS	82
3.3.3. Medida de rigideces con extensometría convencional (COD) y video digital computarizado (CMOD)	85
3.4. <i>Ensayos de tenacidad con probetas SBS prefisuradas por fatiga</i>	94
3.4.1. Ensayos de tenacidad del material A	95
3.4.2. Ensayos de tenacidad del material B	98
3.4.3. Ensayos de tenacidad del material C	100
3.5. <i>Ensayos de crecimiento de fisuras asistido por el medio</i>	103
3.5.1. Medios agresivos utilizados en los ensayos	103
3.5.2. Metodología de ensayo para determinar la velocidad de fisuración asistida por el medio	104
3.5.2.1. Equipo para ensayos de duración media	104
3.5.2.2. Procedimiento de ejecución de ensayos de duración media	108
3.5.2.3. Procedimiento de elaboración de datos en ensayos de duración media	110
3.5.2.4. Verificación de hipótesis de elaboración de datos en ensayos de duración media	112
3.5.2.5. Equipo, procedimiento operativo y elaboración de datos para ensayos de larga duración	117
3.5.3. Ensayos de fisuración asistida del acero A	120
3.5.3.1. Ensayos de crecimiento de fisura del acero A en agua de mar	120
3.5.3.2. Ensayos de crecimiento de fisura del acero A en solución FIP	123
3.5.4. Ensayos de fisuración asistida del acero B	126
3.5.5. Ensayos de fisuración asistida del acero C	130
3.5.6. Micromecanismos de fisuración asistida de los aceros A, B y C	133
4. EXPERIMENTACIÓN DE IDENTIFICACIÓN DE MICROMECHANISMOS DE ROTURA	139
4.1. <i>Descripción de los ensayos de tracción lenta</i>	140
4.1.1. Materiales, ambientes y probetas empleados en los ensayos de tracción lenta	140
4.1.2. Montaje e instrumentación de los ensayos de tracción lenta	141
4.2. <i>Ensayos de tracción lenta realizados con acero A</i>	146

4.2.1. Efecto del medio en los ensayos de tracción lenta del acero A sin concentradores de tensión	149
4.2.2. Efecto del medio en los ensayos de tracción lenta del acero A con concentradores de tensión	153
4.3. <i>Ensayos de tracción lenta realizados con acero B</i>	157
4.3.1. Efecto del medio en los ensayos de tracción lenta del acero B sin concentradores de tensión	159
4.3.2. Efecto del medio en los ensayos de tracción lenta del acero B con concentradores de tensión	162
4.4. <i>Ensayos de tracción lenta realizados con acero C</i>	164
4.4.1. Efecto del medio en los ensayos de tracción lenta del acero C sin concentradores de tensión	166
4.4.2. Efecto del medio en los ensayos de tracción lenta del acero C con concentradores de tensión	169
5. ANÁLISIS DE RESULTADOS	172
5.1. <i>Fisuración del acero A asistida por el medio: modelización basada en la Mecánica de Fractura</i>	173
5.2. <i>Fisuración de los aceros B y C asistida por el medio: modelización basada en la Mecánica de Fractura</i>	176
5.3. <i>Daño inducido por el medio en ensayos de tracción lenta: modelización basada en la Mecánica de Fractura</i>	177
5.4. <i>Aplicación de los resultados para prevenir fallos asistidos por agua de mar en tendones estructurales basados en barras de alta resistencia para construcción</i>	191
6. CONCLUSIONES E INVESTIGACIONES FUTURAS	198
7. BIBLIOGRAFÍA	204

Índice de figuras

Figura 1.1. Aplicaciones estructurales de las barras de acero de alta resistencia para construcción.	2
Figura 1.2. a) Barras de acero roscadas pretensadas de alta resistencia utilizadas en la cimentación de una turbina eólica (Li X. <i>et al.</i> , 2015). b) Esquema de la superficie de fractura de la barra rota indicando tres regiones: A: fuente de la rotura, B: zona de propagación estable de la fisura y C: fractura final inestable.	7
Figura 1.3. Frente de las fisuras causantes de la rotura de dos de las barras (Elices M. <i>et al.</i> , 2012).	9
Figura 1.4. a) Vano Este del Puente de la Bahía; b) montaje de los tirantes de anclaje del cable principal (<i>Toll Bridge Program Oversight Committee</i> , 2013).	11
Figura 1.5. Sensibilidad de los aceros de pretensado a la corrosión bajo tensión según la microestructura.	17
Figura 2.1. Tipos de daño estudiados en (Valiente A. y Elices M., 2008) para evaluar la tolerancia al daño de barras de acero de alta resistencia.	29
Figura 2.2. Causas de la Fragilización por Hidrógeno (HE) o Corrosión Bajo Tensión (SCC). (<i>California Department of Transportation et al.</i> , 2014; <i>Toll Bridge Program Oversight Committee</i> , 2013).	34
Figura 2.3. Tiempo de rotura en función de K_I	37
Figura 2.4. Curva esquemática velocidad de fisuración–factor de intensidad de tensiones en procesos SCC (Elices M., 1998; Arana J. L. y González J. J., 2002; Toribio J. y Lancha A. M., 1995).	38
Figura 2.5. Esquema del dispositivo de ensayo Raymond de desplazamiento constante o escalonado.	42
Figura 2.6. Geometría de probetas CT (<i>Compact Tensile</i>).	45
Figura 2.7. Configuración geométrica de la probeta tipo SBS (Barker L., 1979): F es la fuerza aplicada a la probeta; a es la profundidad de fisura; b es el ancho del frente de fisura; X es la separación entre las dos caras de la fisura debida a la carga (CMOD).	46
Figura 2.8. Curvas carga-CMOD de la probeta SBS con descarga: F es la carga aplicada; X es la separación de las caras de la fisura (CMOD).	47
Figura 2.9. Geometría de las probetas SRS (a) y SBS (b): B: diámetro/anchura; W: longitud; a_0 : distancia de la línea de carga al vértice del ligamento; S: profundidad de la ranura de carga; X: profundidad de la línea de carga; T: anchura de la ranura de carga; t: espesor del ligamento; H: semialtura; ϕ : ángulo del ligamento triangular.	49

Figura 2.10. Dimensiones de la probeta SBS (<i>Short Bar Specimens</i>). B: anchura; W: longitud; a_0 : distancia de la línea de carga al vértice del ligamento; a: distancia de la línea de carga al frente de fisura; S: profundidad de la ranura de carga; X: profundidad de la línea de carga.	51
Figura 3.1. Ubicación y orientación de la probeta SE(B) empleada para intentar medir la tenacidad del acero A.	58
Figura 3.2. Microestructura del material A según la sección transversal de la barra.	60
Figura 3.3. Microestructura del material B según la sección transversal de la barra.	61
Figura 3.4. a) Microestructura del material C en la sección transversal de la barra. b) Láminas de cementita fragmentadas y esferoidizadas.	63
Figura 3.5. Barras de acero de alta resistencia para construcción estudiadas en esta tesis.	65
Figura 3.6. Diagramas tensión-deformación de los materiales utilizados en esta tesis.	65
Figura 3.7. Dimensiones de las probetas SBS utilizadas en esta tesis.	66
Figura 3.8. Esquema de ensayo de corrosión bajo tensión.	68
Figura 3.9. Probetas para ensayos de fractura compatibles con el diámetro y la dirección de carga de las barras.	69
Figura 3.10. Configuración de la fisura en la probeta SBS.	70
Figura 3.11. Tamaño límite de probeta para ensayos de fisuración transversal en barras cilíndricas de tracción.	71
Figura 3.12. Extensómetro resistivo comercial para medida del desplazamiento COD empleado en los ensayos.	73
Figura 3.13. Equipo de extensometría óptica digital empleado en la experimentación: a) vista general; b) cámara de vídeo; c) enfoque de la probeta y nivelación de la cámara; d) probeta recubierta de pintura moteada; e) imagen digital de la probeta y representación del extensómetro virtual en la pantalla de ordenador.	75
Figura 3.14. Probetas de tenacidad de la norma ASTM E1304.	76
Figura 3.15. Configuración geométrica de la probeta SBS (<i>Short Bar Specimen</i> , ASTM E1304): B: anchura; W: longitud; a_0 : distancia de la línea de carga al vértice del ligamento; S: profundidad de la ranura de carga; X: profundidad de la línea de carga; T: anchura de la ranura de carga; t: espesor del ligamento.	77
Figura 3.16. Extensómetro recomendado por la norma ASTM E1304.	78
Figura 3.17. Rotura estable a saltos de la probeta SBS.	79

Figura 3.18. Factor de forma del factor de intensidad de tensiones y rigidez relativa de la probeta SBS.	79
Figura 3.19. Rotura estable continua de la probeta SBS.	81
Figura 3.20. Secuencia de ciclos de carga aplicada para la fisuración por fatiga de probetas SBS de acero A.	83
Figura 3.21. Rotura final de la probeta SBS de calibración A23 de acero A	84
Figura 3.22. Frentes de fisura de fatiga y profundidades medidas por asimilación a frentes rectos.	85
Figura 3.23. Rigideces de entalla y fisura medidas en las mordazas de transmisión de carga a la probeta SBS.	86
Figura 3.24. Instrumentación para medidas de rigidez de probetas SBS fisuradas en mordazas con extensometría convencional (desplazamiento COD) y en el eje de carga con video-extensometría digital computarizada (desplazamiento CMOD).	87
Figura 3.25. Registros carga-COD y carga-CMOD para medidas de rigideces en la probeta A23, antes ($a = a_0 = 8,25$ mm, gráfico superior) y durante la fisuración ($a = 14,20$ mm, gráfico inferior).	88
Figura 3.26. Registros carga-COD y carga-CMOD de todas las medidas de rigidez efectuadas en la fisuración de la probeta A23.	89
Figura 3.27. Rigideces CMOD medidas en función del tamaño de fisura en probetas de acero A.	91
Figura 3.28. Comparación en valores relativos de la relación entre rigidez y tamaño de fisura de la probeta SBS (Acero A).	91
Figura 3.29. Comparación en valores relativos de la relación entre rigidez y tamaño de fisura de la probeta SBS (Aceros A, B y C).	92
Figura 3.30. Correlación entre las rigideces relativas r_{COD} y r_{CMOD} de la probeta SBS.	93
Figura 3.31. Probetas SBS con fisura de fatiga empleadas en los ensayos de tenacidad.	95
Figura 3.32. Curvas carga-COD de ensayos de tenacidad con probetas SBS prefisuradas por fatiga de acero A.	96
Figura 3.33. Superficies de rotura de las probetas A33 y A34 del acero A tras el ensayo de tenacidad.	96
Figura 3.34. Fractografía SEM de los micromecanismos de fractura del acero A (ensayo A36).	97
Figura 3.35. Curvas carga-COD de ensayos de tenacidad con probetas SBS prefisuradas por fatiga de acero B.	98
Figura 3.36. Superficies de rotura de las probetas B-I-1 y B-II-2 del acero B tras el ensayo de tenacidad.	99

Figura 3.37. Fractografía SEM de los micromecanismos de fractura del acero B (ensayo B-I-I).	100
Figura 3.38. Curvas carga-COD de ensayos de tenacidad con probetas SBS prefisuradas por fatiga de acero C.	101
Figura 3.39. Superficies de rotura de las probetas C1 y C3 del acero C tras el ensayo de tenacidad.	101
Figura 3.40. Fractografía SEM de los micromecanismos de fractura del acero C.	102
Figura 3.41. Máquina electromecánica provista del dispositivo de carga horizontal.	104
Figura 3.42. Esquema del dispositivo de carga horizontal acoplado a la máquina de ensayos.	105
Figura 3.43. Dispositivo de carga horizontal antes del ensayo (a, b) y células de carga vertical y horizontal (c, d).	106
Figura 3.44. Probeta SBS en un ensayo de crecimiento de fisura en agua de mar con instrumentación extensométrica convencional y de video digital computarizado.	107
Figura 3.45. Imágenes inicial y final de sendos ensayos de fisuración asistida con probeta SBS (captadas por el sistema de video-extensometría computarizada).	108
Figura 3.46. Funcionamiento del dispositivo de carga horizontal bajo la forma de aplicación de la carga.	109
Figura 3.47. Medidas directas en los ensayos de verificación de hipótesis: carga y desplazamientos COD y CMOD en función del tiempo.	113
Figura 3.48. Trayectorias de los ensayos de verificación de hipótesis en los diagramas carga-CMOD y carga-COD.	114
Figura 3.49. Comparación de rigideces relativas CMOD obtenidas en los ensayos de verificación de hipótesis.	115
Figura 3.50. Evolución del factor de intensidad de tensiones y del tamaño de fisura en los ensayos de verificación de hipótesis.	115
Figura 3.51. Superficie de fractura obtenida en el ensayo de verificación de hipótesis de la probeta A35.	116
Figura 3.52. Esquema del dispositivo de carga tipo palanca empleado en los ensayos de fisuración asistida de larga duración.	118
Figura 3.53. Vista general de un ensayo de fisuración asistida con del dispositivo de carga tipo palanca y detalle de la probeta al comienzo y en una fase intermedia.	119
Figura 3.54. Registros carga-tiempo y carga-COD de los ensayos de fisuración del acero A en agua de mar.	121

Figura 3.55. Evolución del factor de intensidad de tensiones y del tamaño de fisura en los ensayos de fisuración del acero A en agua de mar.	121
Figura 3.56. Superficie de rotura en aire de la probeta prefisurada A36 tras 979 horas bajo carga en agua de mar.	123
Figura 3.57. Registros carga-tiempo y carga-COD de los ensayos de fisuración del acero A en solución FIP.	124
Figura 3.58. Evolución del factor de intensidad de tensiones y del tamaño de fisura en los ensayos de fisuración del acero A en solución FIP.	125
Figura 3.59. Plano de fisuración de las probetas empleadas para los ensayos A40 y A41 en solución FIP.	126
Figura 3.60. Registros carga-tiempo y carga-COD de los ensayos de fisuración del acero B en agua de mar y en medio FIP.	128
Figura 3.61. Evolución del factor de intensidad de tensiones y del tamaño de fisura en los ensayos de fisuración del acero B en agua de mar y en medio FIP.	128
Figura 3.62. Plano de fisuración de las probetas SBS de acero B empleadas en los ensayos con agua de mar (B1 y B5) y con medio FIP (B40).	129
Figura 3.63. Frentes de fatiga y de fisuración asistida por el medio FIP en el ensayo B40.	129
Figura 3.64. Registros carga-tiempo y carga-COD de los ensayos de fisuración del acero C en agua de mar y en medio FIP.	131
Figura 3.65. Evolución del factor de intensidad de tensiones y del tamaño de fisura en los ensayos de fisuración del acero C en agua de mar y en medio FIP.	131
Figura 3.66. Plano de fisuración de las probetas SBS de acero C empleadas en los ensayos con agua de mar (C2 y C4) y con medio FIP (C42).	132
Figura 3.67. Frentes de fatiga y de fisuración asistida por el medio FIP en el ensayo C42.	133
Figura 3.68. Morfologías de fractura del acero A en ensayos de tenacidad y de fisuración asistida.	135
Figura 3.69. Morfologías de fractura del acero B en ensayos de tenacidad y de fisuración.	136
Figura 3.70. Morfologías de fractura del acero C en ensayos de tenacidad y de fisuración asistida.	138
Figura 4.1. Geometría y orientación de las probetas lisas y entalladas para ensayos de tracción lenta.	141
Figura 4.2. Contenedor del medio agresivo y accesorios de unión para ensayos de tracción lenta.	142

Figura 4.3. Generación de atmósfera local de niebla salina para ensayos de tracción lenta.	143
Figura 4.4. Prolongación del extensómetro convencional para hacerlo compatible con la exposición a los medios agresivos.	144
Figura 4.5. Toma de imágenes digitales en ensayos de tracción lenta, e imágenes inicial y final en un ensayo.	145
Figura 4.6. Curvas carga-alargamiento de los ensayos de tracción lenta del acero A con probetas lisas.	148
Figura 4.7. Curvas carga-alargamiento de los ensayos de tracción lenta del acero A con probetas entalladas.	148
Figura 4.8. Micromecanismos de rotura del acero A bajo tracción lenta de probetas lisas en ambiente inerte.	150
Figura 4.9. Micromecanismos de rotura del acero A bajo tracción lenta de probetas lisas en agua de mar.	151
Figura 4.10. Micromecanismos de rotura del acero A bajo tracción lenta de probetas lisas en medio FIP.	153
Figura 4.11. Micromecanismos de rotura del acero A bajo tracción lenta de probetas con entalla en medio inerte.	154
Figura 4.12. Micromecanismos de rotura del acero A bajo tracción lenta de probetas con entalla en agua de mar.	155
Figura 4.13. Micromecanismos de rotura del acero A bajo tracción lenta de probetas con entalla en medio FIP.	156
Figura 4.14. Curvas carga-alargamiento de los ensayos de tracción lenta del acero B con probetas lisas.	158
Figura 4.15. Curvas carga-alargamiento de los ensayos de tracción lenta del acero B con probetas entalladas.	158
Figura 4.16. Micromecanismos de rotura del acero B bajo tracción lenta de probetas lisas en ambiente inerte.	159
Figura 4.17. Micromecanismos de rotura del acero B bajo tracción lenta de probetas lisas en agua de mar.	160
Figura 4.18. Micromecanismos de rotura del acero B bajo tracción lenta de probetas lisas en medio FIP.	160
Figura 4.19. Micromecanismos de rotura del acero B bajo tracción lenta de probetas entalladas en aire.	162
Figura 4.20. Micromecanismos de rotura del acero B bajo tracción lenta de probetas entalladas en agua de mar.	163
Figura 4.21. Micromecanismos de rotura del acero B bajo tracción lenta de probetas entalladas en medio FIP.	163

Figura 4.22. Curvas carga-alargamiento de los ensayos de tracción lenta del acero C con probetas lisas.	165
Figura 4.23. Curvas carga-alargamiento de los ensayos de tracción lenta del acero C con probetas entalladas.	165
Figura 4.24. Micromecanismos de rotura del acero C bajo tracción lenta de probetas lisas en ambiente inerte.	166
Figura 4.25. Micromecanismos de rotura del acero C bajo tracción lenta de probetas lisas en agua de mar.	167
Figura 4.26. Micromecanismos de rotura del acero C bajo tracción lenta de probetas lisas en medio FIP.	168
Figura 4.27. Micromecanismos de rotura del acero C bajo tracción lenta de probetas entalladas en aire.	169
Figura 4.28. Micromecanismos de rotura del acero C bajo tracción lenta de probetas entalladas en agua de mar.	170
Figura 4.29. Micromecanismos de rotura del acero C bajo tracción lenta de probetas entalladas en medio FIP.	170
Figura 5.1. Curva velocidad de fisuración-factor de intensidad de tensiones del acero A en agua de mar.	174
Figura 5.2. Curva velocidad de fisuración-factor de intensidad de tensiones del acero A en medio FIP.	175
Figura 5.3. Fractografía SEM de los micromecanismos de daño inducido por el medio FIP en los aceros A, B y C en ausencia de concentradores de tensión.	178
Figura 5.4. Regiones falciforme y almendrada de extensión de daño (entalla metalúrgica) en los ensayos de tracción lenta con probeta lisa y probeta entallada.	179
Figura 5.5. Factores de forma para fisuras almendradas y falciformes en barras lisas sometidas a tracción.	181
Figura 5.6. Factores de forma para fisuras almendradas y falciformes en barras entalladas sometidas a tracción.	182
Figura 5.7. Iniciación de la fractura súbita final en el vértice del área falciforme de extensión localizada del daño.	183
Figura 5.8. Modelización del proceso de fallo inducido por el medio en los ensayos de tracción lenta.	184
Figura 5.9. Comparación de las tenacidades de los aceros con las predicciones del modelo de daño asumido.	191
Figura 5.10. Comparación de la cargas de colapso de los ensayos de tracción lenta con las cargas de inicio de la plastificación en ambiente inerte.	193
Figura 5.11. Esquema de la prueba de carga propuesta para acotar el tamaño inicial de la fisura en las barras.	195
Figura 5.12. Diagrama Carga-Factor de intensidad de tensiones con trayectorias de la prueba de carga.	196

Índice de tablas

Tabla 2.1. Comparación de las normas que tipifican las barras de acero como barras de alta resistencia para tendones estructurales.	56
Tabla 3.1. Propiedades mecánicas del material A.	59
Tabla 3.2. Composición química del material A (porcentajes en peso).	59
Tabla 3.3. Propiedades mecánicas del material B.	60
Tabla 3.4. Composición química del material B (porcentajes en peso).	61
Tabla 3.5. Propiedades mecánicas del material C.	62
Tabla 3.6. Composición química del material C (porcentajes en peso).	62
Tabla 3.7. Comparación de características generales y composición química de las barras estudiadas en esta tesis.	64
Tabla 3.8. Comparación de propiedades mecánicas de las barras utilizadas en esta tesis.	64
Tabla 3.9. Condiciones de fisuración por fatiga aplicadas a los aceros de la tesis.	83
Tabla 3.10. Rigideces y tamaños de fisura medidos en la probeta SBS A23.	90
Tabla 3.11. Resultados obtenidos en los ensayos de tenacidad del material A.	97
Tabla 3.12. Resultados obtenidos en los ensayos de tenacidad del material B.	99
Tabla 3.13. Resultados obtenidos en los ensayos de tenacidad del material C.	102
Tabla 3.14. Medios utilizados en las dos variantes de ensayo de crecimiento de fisuras asistido por el medio.	104
Tabla 3.15. Datos iniciales y duración de los dos ensayos de verificación de hipótesis.	112
Tabla 3.16. Datos iniciales y duración de los ensayos de crecimiento de fisura en agua de mar (Acero A).	120
Tabla 3.17. Ensayos de acotación del umbral de fisuración en agua de mar (Acero A).	122
Tabla 3.18. Datos iniciales y duración de los ensayos de crecimiento de fisura en solución FIP (Acero A).	124
Tabla 3.19. Datos iniciales y duración de los ensayos de fisuración en agua de mar y en medio FIP (Acero B).	127
Tabla 3.20. Datos iniciales y duración de los ensayos de fisuración en agua de mar y en medio FIP (Acero C).	130
Tabla 4.1. Ensayos de tracción lenta realizados con los aceros de la tesis.	146
Tabla 4.2. Ensayos de tracción lenta realizados con probetas de acero A.	147
Tabla 4.3. Ensayos de tracción lenta realizados con probetas de acero B.	157

Tabla 4.4. Ensayos de tracción lenta realizados con probetas de acero C	164
Tabla 5.1. Valores experimentales velocidad de fisuración-factor de intensidad de tensiones del acero A en agua de mar.	174
Tabla 5.2. Valores experimentales velocidad de fisuración-factor de intensidad de tensiones del acero A en medio FIP.	175
Tabla 5.3. Factores de intensidad de tensiones atribuidos a la extensión del daño en la fractura final de los ensayos de tracción lenta del acero A.	184
Tabla 5.4. Factores de intensidad de tensiones atribuidos a la extensión del daño en la fractura final de los ensayos de tracción lenta del acero B.	186
Tabla 5.5. Factores de intensidad de tensiones atribuidos a la extensión del daño en la fractura final de los ensayos de tracción lenta del acero C.	188
Tabla 5.6. Carga de comprobación de las barras A, B y C para carga de servicio 0,6 veces la de plastificación.	196

Índice de ecuaciones

Ecuación 2.1	38
Ecuación 2.2	39
Ecuación 2.3	44
Ecuación 2.4	44
Ecuación 2.5	48
Ecuación 2.6	50
Ecuación 2.7	50
Ecuación 2.8	50
Ecuación 2.9	50
Ecuación 2.10	50
Ecuación 2.11	50
Ecuación 2.12	50
Ecuación 3.1	71
Ecuación 3.2	71
Ecuación 3.3	71
Ecuación 3.4	78
Ecuación 3.5	80
Ecuación 3.6	80
Ecuación 3.7	80
Ecuación 3.8	80
Ecuación 3.9	80
Ecuación 3.10	82
Ecuación 3.11	82
Ecuación 3.12	82
Ecuación 3.13	86
Ecuación 3.14	86
Ecuación 3.15	86
Ecuación 3.16	86
Ecuación 3.17	90
Ecuación 3.18	93
Ecuación 3.19	93
Ecuación 3.20	94
Ecuación 3.21	110

Ecuación 3.22	110
Ecuación 3.23	111
Ecuación 3.24	111
Ecuación 3.25	111
Ecuación 3.26	111
Ecuación 3.27	111
Ecuación 3.28	111
Ecuación 3.29	111
Ecuación 3.30	113
Ecuación 3.31	113
Ecuación 5.1	180
Ecuación 5.2	180
Ecuación 5.3	194
Ecuación 5.4	195
Ecuación 5.5	195
Ecuación 5.6	196

CAPÍTULO 1

JUSTIFICACIÓN, OBJETIVOS Y ESTRUCTURA DE LA TESIS

Este capítulo está dedicado a exponer los aspectos que han motivado el interés por el tema de investigación de la tesis y su importancia en el campo de la construcción, lo que a la vez forma parte de los argumentos presentados como justificación del trabajo; seguidamente se formulan los objetivos que se pretenden lograr con la investigación y al final del capítulo se hace una breve descripción de la estructura de la tesis.

1.1. Justificación

1.1.1. Interés de la investigación

Los aceros de alta resistencia poseen características que los hacen idóneos para su utilización en diversas aplicaciones de la Ingeniería Civil, sobre todo en el campo de las estructuras pretensadas, ya sean de hormigón o de acero. A menudo, estos aceros, en especial los de alta resistencia, utilizados como armaduras activas para el hormigón pretensado, suelen trabajar en ambientes agresivos donde se pueden desarrollar procesos de *corrosión bajo tensión* (SCC) que incrementan el riesgo de fallo prematuro y a veces catastrófico (Toribio J. y Ovejero E., 2005).

Entre los productos fabricados y comercializados como aceros de alta resistencia para construcción se encuentran *las barras* de gran diámetro cuya *utilización como solución estructural en aplicaciones* singulares, está experimentando un auge creciente en la industria y en el sector de la construcción. Su elevada capacidad resistente unida a la versatilidad de uso, hacen posible su utilización tanto en *aplicaciones temporales* (dispositivos de elevación de cargas, soporte de encofrados, comprobación de pilotes,

dispositivos de arrastre con gatos), como en *aplicaciones permanentes* (reparación de presas, anclaje al terreno, pretensado de elementos prefabricados estructurales de hormigón, pretensado de estructuras de acero), esquemáticamente presentadas en la Figura 1.1 (Pérez-Guerrero M. *et al.*, 2015).

a) *Dispositivos de elevación*

b) *Soporte de encofrados*

c) *Comprobación de pilotes*

d) *Tesado estructural*

e) *Anclaje al terreno*

f) *Reparaciones estructurales*

Figura 1.1. Aplicaciones estructurales de las barras de acero de alta resistencia para construcción.

Sin embargo, la experiencia acumulada en estas aplicaciones pone de manifiesto que existen importantes lagunas de conocimiento sobre el comportamiento de *las barras de acero de alta resistencia* en condiciones de servicio debido a la combinación de las cargas estructurales con los ambientes agresivos.

De hecho, las barras de acero utilizadas como armaduras activas y tendones estructurales apenas han sido estudiadas en comparación con los alambres y cordones de pretensado por lo que a la susceptibilidad a la fisuración por corrosión bajo tensión se refiere.

Una de las razones del limitado esfuerzo investigador dedicado a estas barras puede ser que su potencial de fallo, aún cuando están hechas de acero de alta resistencia (ASTM A722-98, 2003; prEN10138-4, 2005), ha sido subestimado debido a la naturaleza temporal de sus aplicaciones estructurales iniciales (Valiente A. *et al.*, 2016).

Otra razón es la dificultad para identificar el origen de las roturas de armaduras activas que producen fallos de estructuras de hormigón pretensado, sin duda la aplicación más importante del acero de alta resistencia en construcción (Nuernberger U., 2009; ACI 222.2R-14, 2014). Posiblemente, la falta de casuística y el bajo número de trabajos de investigación publicados se deben a que las roturas por corrosión bajo tensión frecuentemente ocurren enmascaradas por daños no críticos como corrosión localizada, por picaduras, o generalizada; en tales casos los investigadores no pueden atribuir el fallo con certeza a la acción combinada del estado tensional y de la agresión ambiental. De hecho, los fallos de estructuras de hormigón pretensado atribuidos a procesos de corrosión bajo tensión son pocos en comparación con los atribuidas a corrosión generalizada o por picaduras (ACI 222.2R-14, 2014).

1.1.2. Razones que justifican el tema de investigación de la tesis

Las razones de carácter científico y técnico que han motivado la elección del tema de investigación de la tesis pueden agruparse en tres, y avalan su interés para la ingeniería estructural y para la ingeniería de materiales:

- *La primera razón es que no existe un método fundamentado en Mecánica de Fractura para cuantificar la sensibilidad de las barras de acero de alta resistencia frente al fenómeno de corrosión bajo tensión* (ACI 222.2R-14, 2014; Pérez-Guerrero M. *et al.*, 2015), a pesar de que el fallo estructural por fisuración y fragilización bajo carga en ambientes agresivos es un riesgo reconocido del

acero de pretensado y las barras para tendones no sólo no son una excepción (Elices M. *et al.*, 2012; ACI 222.2R-14, 2014; Pérez-Guerrero M. *et al.*, 2015), sino que es el producto más sensible (Jones D. A., 1992). Sin embargo, *no existe un método aprobado o estandarizado que permita cuantificar la sensibilidad de las barras al fenómeno de corrosión bajo tensión* (ACI 222.2R-14, 2014; Pérez-Guerrero M. *et al.*, 2015). Para la ingeniería de materiales estructurales, esta carencia en el campo del hormigón pretensado adquiere la categoría de necesidad apremiante y es el motor que ha impulsado la realización de esta tesis doctoral.

- *La segunda razón es que las barras de acero de alta resistencia para la construcción se emplean con fines permanentes en entornos agresivos, particularmente en ambiente marino, sin haberse evaluado metódicamente el efecto del medio sobre la tolerancia al daño.*
- *La tercera razón se debe a la casuística reciente, cada vez más frecuente, de fallos estructurales prematuros de tendones constructivos en obras de gran envergadura.*

A estas tres razones de interés cabría añadir una cuarta, de viabilidad, para poder obtener dentro del alcance de la investigación que tiene cabida en una tesis doctoral, de resultados con la generalidad suficiente para contribuir significativamente a satisfacer las necesidades que avalan el interés en el tema:

- *La cuarta razón es la existencia en el mercado de sólo tres tipologías de barras de acero de alta resistencia con microestructuras (el factor intrínseco del material donde radica en gran medida la resistencia al daño inducido por el medio) bien diferenciadas. Este limitado número hace viable que los resultados de la investigación abarquen los productos comerciales más extendidos en el mercado internacional.*

Es importante resaltar que la investigación se ha limitado al agua de mar como medio agresivo de referencia, aunque a fin de establecer límites de daño inducido, parte de la experimentación incluye un medio inerte y un medio artificial fuertemente agresivo (la solución FIP para ensayos de corrosión bajo tensión de alambres de pretensado). A continuación se justifican en detalle y se documentan las razones de interés.

1.1.3. Uso de barras de acero de alta resistencia como tendones constructivos permanentes expuestos a medios potencialmente agresivos

La ingeniería estructural recurre cada vez más al uso de las barras de acero de alta resistencia para aplicaciones permanentes (Pérez-Guerrero M. *et al.*, 2016), incluso en ambiente marino, aún *sin haberse evaluado la capacidad del medio para generar daño en el material en combinación con el estado tensional*.

El fallo de componentes estructurales metálicos sometidos a un *ambiente agresivo* puede ocurrir por fisuración bajo carga estática, sin que se supere el límite elástico del material; este proceso de daño se denomina *corrosión bajo tensión*. El *procedimiento tecnológico habitual* para evaluar empíricamente la susceptibilidad de un material a la corrosión bajo tensión en un ambiente dado se basa en medir el tiempo necesario para causar el fallo de *muestras lisas o entalladas*, sometidas a diferentes escalones de carga constante (Townsend H.E., 1975). Con este planteamiento no se discrimina entre el tiempo necesario para iniciar una fisura y el tiempo necesario para que la fisura crezca hasta hacerse crítica, es decir, hasta alcanzar el tamaño capaz de provocar el colapso de la muestra (Rolfe S. T. y Barsom J. M., 1977).

La necesidad de distinguir las etapas de iniciación y propagación en la fisuración por corrosión bajo tensión, fue puesta de manifiesto en ensayos con aleaciones de titanio (Brown B. F. y Beachem C. D., 1965). Estos experimentos demostraron que materiales inmunes a la corrosión bajo tensión en ensayos con probetas lisas *son altamente susceptibles al agrietamiento por corrosión bajo tensión cuando son ensayados bajo las mismas condiciones pero usando probetas prefisuradas*. El comportamiento de tales materiales se explica por la diferencia entre los micromecanismos que operan en ambas etapas, y por los distintos niveles de resistencia que el material opone a que estos se activen (Rolfe S. T. y Barsom J. M., 1977). Por esto, la tesis analiza la influencia de la microestructura del material, en los términos que indica el apartado 1.1.5.

En la referencia (Valiente A. y Elices M., 1991) se evalúa experimentalmente la tolerancia al daño de un tipo comercial de barras de acero de alta resistencia para construcción y se demuestra que el acero con que estaban fabricados era de muy baja tenacidad; en consecuencia la capacidad resistente de las barras cuando eran utilizadas como tendones estructurales disminuía fuertemente en presencia de fisuras, muy por encima de la pérdida de sección transversal causada por la fisura. De hecho, la tenacidad

de fractura de las barras de acero para pretensar hormigón es generalmente baja y en consecuencia son poco tolerantes al daño (Iordachescu M. *et al.*, 2014).

En la referencia (Valiente A. y Elices M., 2008) se señala que las especificaciones de las barras empleadas como armaduras activas en el hormigón pretensado (límite elástico, resistencia a tracción y ductilidad) no son suficientes para prevenir la rotura frágil si hay posibilidad de daño preexistente, por lo que se recomienda aplicar modelos de tolerancia al daño como criterio complementario de diseño resistente en el pretensado con barras.

Las conclusiones de las referencias (Valiente A. y Elices M., 1991; Valiente A. y Elices M., 2008; Iordachescu M. *et al.*, 2014) respaldan la necesidad de conocer el comportamiento de las barras de acero de alta resistencia en presencia de defectos, no sólo los que pudieran resultar de procesos de daño inducido por el medio, sino también los que pudieran ser provocados por la manipulación *in situ* o por la puesta en obra.

1.1.4. Casos recientes de fallos de barras de acero de alta resistencia asistidos por el medio

A continuación se exponen brevemente casos recientes de fallos de barras de acero de alta resistencia que han puesto en evidencia que la elección de los materiales cuando están destinados a trabajar en ambientes potencialmente agresivos debe estar basada en criterios más amplios que las propiedades mecánicas convencionales, si se desea garantizar la seguridad estructural.

- Fallo de barras de acero de alta resistencia utilizadas en la cimentación de una turbina eólica.

Las turbinas eólicas constituyen una de las fuentes más prometedoras de energía renovable, pero requieren ser soportadas por estructuras de gran altura cuyo anclaje a la cimentación es crítico. Las uniones atornilladas con barras roscadas de acero de alta resistencia son uno de los procedimientos empleados en este caso, pero éstos no son exentos de riesgo de fallos provocados por la combinación de condiciones ambientales y carga aplicada.

La Figura 1.2a muestra algunas de las 98 barras de acero roscadas de alta resistencia de 40 mm de diámetro y 10 m de longitud utilizadas en la cimentación de una turbina eólica,

después de haber estado en servicio entre 10 y 15 h, bajo cargas que generaban una tensión constante de 650 MPa; una de las barras falló prematuramente (Li X. *et al.*, 2015).

Con el fin de determinar las causas del fallo, la barra rota fue sometida a análisis químicos, ensayos mecánicos, análisis metalográficos y análisis fractográficos. La superficie de fractura (esquemáticamente presentada en la Figura 1.2b) revelaba la existencia de tres regiones con topografías bien diferenciadas: la *región A* - la fuente u origen de la rotura, ocupa el centro de la sección transversal y tiene un radio de 7,1 mm; la *región B* - una zona de propagación estable de la rotura, que envuelve la región A y tiene una anchura de 2,6 mm; y la *región C* - la zona de fractura final inestable. La rotura se inicia en el centro de la sección transversal de la barra y se propaga hacia la periferia.

La región A es una zona de daño, cuya fractura presenta aspecto frágil y es mayoritariamente intergranular, con características de cuasi-clivaje, grietas secundarias, desgarro laminar, y micro-huecos (Li X. *et al.*, 2015). En los aceros de alta resistencia, estas características son típicas al daño de fragilización por hidrógeno (Li X. *et al.*, 2014; Xu X.-L. *et al.*, 2014).

Figura 1.2. a) Barras de acero roscadas pretensadas de alta resistencia utilizadas en la cimentación de una turbina eólica (Li X. *et al.*, 2015). b) Esquema de la superficie de fractura de la barra rota indicando tres regiones: A: fuente de la rotura, B: zona de propagación estable de la fisura y C: fractura final inestable.

El análisis microestructural reveló la misma microestructura de bainita y martensita en toda la sección transversal de la barra. Además de esto, en la zona central se detectaron inclusiones esféricas ricas en óxidos de aluminio y silicio, que crean concentraciones de tensión en la interfaz con la matriz ferrítica del acero. Las concentraciones de tensión

actúan como sumideros del hidrógeno atómico que produce el ataque del medio y se difunde en el acero. La acumulación local de hidrógeno reduce la cohesión del acero en la zona afectada hasta producir su rotura cuando las tensiones resultantes de las cargas aplicadas y los concentradores de tensión agotan la resistencia remanente. Los ensayos de resistencia mecánica realizados con muestras de la barra colapsada cargadas artificialmente de hidrógeno atómico, junto con la aplicación de modelos de Mecánica de Fractura mediante la simulación numérica de dichos ensayos, permiten identificar la fragilización por hidrógeno como mecanismo de daño causante del fallo de la barra (Li X. *et al.*, 2015), pero no explican la procedencia del hidrógeno.

- Fallo de las barras de pretensado utilizadas en la reparación de una presa.

La reparación de una fisura de grandes dimensiones detectada entre los paramentos de una presa bóveda se llevó a cabo cosiendo la fisura por medio de 340 barras de acero de alta resistencia recubiertas por una capa polimérica protectora (Elices M. *et al.*, 2012). El diámetro de las barras era de 36 mm y la longitud media de 7,5 m. Cada una de ellas se alojaba en el interior de una perforación cilíndrica ciega practicada en el cuerpo de la presa desde el paramento de aguas abajo hasta sobrepasar ampliamente la fisura. El tramo de las barras de 3 m de longitud que ocupaba la parte más profunda del alojamiento no atravesaba la fisura y estaba unido en su totalidad a la pared de la perforación mediante un mortero de anclaje pasivo, mientras que el resto de la barra estaba libre, aunque envuelto por un tubo de PVC con una holgura de 1 cm. El anclaje activo de las barras era una tuerca de apriete roscada al extremo que sobresalía del paramento de aguas abajo y que estaba unida a éste por apoyo simple. Las fuerzas de tracción impuestas a las barras al apretar la tuerca de anclaje provocaban la compresión de una cara de la fisura contra otra.

En el curso de una inspección ordinaria realizada cuando habían transcurrido 10 años desde la reparación, aguas abajo de la presa, a considerable distancia de ésta, se encontraron *tres barras rotas con sus respectivas tuercas de anclaje*. Las tres roturas se habían producido en el tramo libre de las barras, y en los tres casos la inspección de las superficies de fractura mediante microscopía óptica reveló que las roturas habían sido frágiles y se habían propagado desde el borde de un área surcada por un abanico de estrías convergentes en un punto de la superficie de la barra. Esta forma de daño se inicia en una irregularidad superficial y progresa hacia el interior de la barra creando una fisura creciente que provocó la rotura frágil al alcanzar el tamaño crítico determinado por el nivel de carga y la tenacidad del acero. La Figura 1.3 muestra el frente de la fisura de dos

de estas barras delimitado geométricamente mediante microscopía electrónica de barrido SEM (Elices M. *et al.*, 2012).

Figura 1.3. Frente de las fisuras causantes de la rotura de dos de las barras (Elices M. *et al.*, 2012).

La microscopía SEM también permitió comprobar que el micromecanismo de fractura en el exterior de las fisuras fue clivaje, un rasgo característico de rotura frágil, mientras que la morfología del interior fue granular, propia de la fisuración subcrítica asistida por el medio. Observaciones adicionales revelaron la existencia de fisuras secundarias en secciones transversales próximas a la de rotura, con profundidades entre 0,3 y 0,5 mm de profundidad y con presencia de productos de corrosión en su interior. Por ello, el fallo fue atribuido a la iniciación y crecimiento subcrítico de fisuras por corrosión bajo tensión, desde la superficie de las barras hacia el interior hasta alcanzar el tamaño crítico de rotura frágil (Elices M. *et al.*, 2012). El tamaño de las fisuras causantes de la rotura contrasta fuertemente con el diámetro de las barras.

Los ensayos de tracción del acero de las barras rotas llevados a cabo a baja velocidad de carga en medios acuosos de distinta agresividad pusieron de manifiesto la sensibilidad del acero a la fisuración asistida por el medio (Elices M. *et al.*, 2012), mientras que los ensayos de fractura del mismo acero dieron como resultado una tenacidad de fractura de $40 \text{ MPam}^{1/2}$, muy inferior a la de un material metálico dúctil. La baja tenacidad, unida al elevado límite elástico de las barras (superior a 1 GPa) da lugar a que el tamaño crítico

de las fisuras de superficie sea extremadamente pequeño, incluso para cargas de trabajo fuertemente conservadoras respecto a la de plastificación de las barras.

- Fallo de las barras de anclaje de los apoyos del tablero de un puente marítimo

El *San Francisco-Oakland Bay Bridge*, conocido como *Puente de la Bahía* (Figura 1.4a) ha sido el proyecto en obra pública con mayor inversión del estado de California (6500 millones de dólares). Situado al Este de San Francisco, es un puente de vital importancia para más de 250.000 vehículos diarios, ya que sirve de conexión principal entre las ciudades de San Francisco y Oakland, incluido el paso por la isla de *Yerba Buena* a través de un túnel. Tras el colapso parcial del puente de la Bahía causado por el terremoto de Loma Prieta (17 de octubre de 1989), el *Departamento de Transportes de California, CALTRANS*, inicia un megaproyecto de reconstrucción del puente considerado como infraestructura crítica para la evacuación de la bahía en caso de nuevos sismos. Por ello, se establecen la resistencia al sismo de 1500 años y la vida útil de 150 años como condiciones de diseño (Ortiz M., 2014).

La parte oriental del puente fue reemplazada por el llamado *nuevo tramo Isla de Yerba Buena-Oakland* que incluía un vano asimétrico de puente colgante con 620 m de longitud, doble tablero metálico, cable de 5300 toneladas anclado al tablero, dos pilas dinteladas, y una torre única de elevación del cable.

En marzo de 2013, durante la semana siguiente al tesado de las 96 barras de 76 mm de diámetro y 1 GPa de resistencia a tracción dispuestas para anclar los apoyos antisismo del tablero a una de las pilas se produce el colapso espontáneo de 32 de estas barras, que rompen frágilmente bajo la carga estática de tesado, el 70% de su resistencia a tracción. Las barras habían permanecido durante 5 años alojadas sin carga en sus vainas dentro de la pila, sin protección especial contra la acción atmosférica marina (Chung Y., 2014). La investigación posterior al fallo determinó que la causa del colapso fue la *fragilización por hidrógeno del acero* con que estaban fabricadas las barras, por causas no extrapolables a los 8,6 km de barras análogas utilizadas en el vano con diversos fines, por ejemplo para configurar el cable (Figura 1.4b), (*Toll Bridge Program Oversight Committee*, 2013; *California Department of Transportation et al.*, 2014; Chung Y., 2014).

El conjunto de barras de acero de alta resistencia del vano eran barras de extremos roscados, diámetros comprendidos entre 50 a 75 mm y acero del Grado BD tipificado

por la norma ASTM A354 y galvanizado en caliente (HDG) (Chung Y., 2014). La microestructura de las barras era martensítica con heterogeneidades muy marcadas, probablemente debidas a la falta de uniformidad de la temperatura del tratamiento térmico en todo el diámetro (*California Department of Transportation et al.*, 2014).

Figura 1.4. a) Vano Este del Puente de la Bahía; b) montaje de los tirantes de anclaje del cable principal (*Toll Bridge Program Oversight Committee*, 2013).

La referencia (Chung Y., 2014), incluye valoraciones críticas de los informes técnicos sobre el fallo emitidos por *CALTRANS*. En un primer análisis se critica el galvanizado en caliente de las barras de acero, Grado BD, ya que la propia norma ASTM A354 advierte que este tratamiento puede producir la fragilización por hidrógeno en pernos; los informes de *CALTRANS* no determinan si el hidrógeno causante de la fragilización era de procedencia ambiental o se había generado con el galvanizado. Asimismo se critica el hecho de que, aún siendo el primer puente marino con tablero de acero proyectado para una vida útil de 150 años en Estados Unidos, los requisitos de protección contra la corrosión no eran más estrictos que para los puentes de acero con una vida útil de 75 años (Chung Y., 2014).

En la segunda valoración se cuestionan los ensayos encargados por *CALTRANS* y la interpretación de los resultados, concluyéndose que la secuencia de decisiones adoptadas en base a ello no cuenta con justificación técnica suficiente. *CALTRANS* atribuye a la heterogeneidad microestructural del acero su baja tenacidad y a su limitada ductilidad la alta susceptibilidad de las barras a la fisuración inducida por el hidrógeno, pero la relación causa-efecto entre estos factores es puesta en duda en la valoración debido a la falta de evidencias científicas que la sustenten. Tampoco la metodología de los ensayos de corrosión bajo tensión realizados en agua de mar artificial con barras no prefisuradas se considera plenamente válida para establecer el umbral de vulnerabilidad de las barras a la fragilización por hidrógeno (Chung Y., 2014). Los ensayos consistieron en someter

las barras a la exposición del medio y tracción simultánea durante 24 días, incrementando escalonadamente la carga mecánica desde el 30% al 85% de la resistencia a tracción de las barras, un 5% cada dos días. En gran medida, el valor umbral obtenido se apoya en los ensayos concluidos (12 de 19) sin signos de fisuración asistida por el medio, pero los ensayos no reproducen la situación más desfavorable a tener en cuenta para determinar el umbral de fragilización por hidrógeno, esto es, la existencia de concentradores de tensión tipo fisura, que intensifiquen al máximo la acción fragilizadora del ambiente.

Algunas de las barras rotas en obra poco después del tesado pudieron ser recuperadas a trozos y analizadas fractográficamente mediante microscopía SEM. El análisis permitió concluir que los micromecanismos eran propios de rotura frágil y habían sido activados por la presencia de hidrógeno. Los ensayos de corrosión bajo tensión en agua de mar efectuados con trozos de las mismas barras, cortados en la operación de recuperación, reprodujeron el tipo de daño, la carga de fallo y las características fractográficas de la rotura (*California Department of Transportation et al.*, 2014).

La solución adoptada fue muy costosa y hay opiniones cualificadas que no consideran demostrada su eficacia a largo plazo. Se reemplazaron todas las barras puestas en obra que habían sido suministradas simultáneamente con las que fallaron al ser tesadas y cuyo sistema de montaje permitía la sustitución. Las nuevas barras eran del tipo con mejor comportamiento en los ensayos de corrosión bajo tensión. Cuando la sustitución no fue posible se diseñó e instaló un sistema de sujeción superpuesto a las barras que duplicaba su función de anclaje.

1.1.5. Tipologías de barras de acero de alta resistencia para tendones estructurales

La elevada resistencia mecánica de las barras para estructuras tesadas se obtiene en el proceso de fabricación y está estrechamente ligada a la microestructura del material. Los tratamientos de fabricación a los que se somete el acero de las barras configuran sus microestructuras en cuanto a la forma, el tamaño e incluso los constituyentes de los granos, todo ello con el objeto de mejorar las propiedades mecánicas o adaptarlas a las características necesarias según la aplicación prevista. Se puede conseguir una elevada resistencia del acero en general por tres procedimientos no excluyentes: mediante incorporación de aleantes, mediante estirado en frío y mediante tratamiento térmico, en particular de temple y revenido, es decir, calentamiento por encima del punto crítico de temple en baño de aceite y revenido final en plomo líquido (Leonhardt F., 1977). Las

barras de aceros de alta resistencia para construcción adquieren su configuración cilíndrica por laminación en caliente y reciben algún tratamiento de temple y revenido por efecto de la laminación en caliente y posterior enfriamiento.

Las normas que tipifican las barras de acero de alta resistencia empleadas en construcción están elaboradas en función del uso a que se destinan las barras (prEN10138-4, 2005; ASTM A354, 2011; ASTM A722/A722M, 2015), y aunque coinciden en los requerimientos de resistencia, difieren considerablemente en los requisitos de fabricación y de composición química. Esto da lugar a que barras con geometría y capacidad resistente similares tengan microestructuras muy distintas, importantes diferencias en la tenacidad de fractura, entre baja (Pérez-Guerrero M. *et al.*, 2015) y media (Valiente A. y Elices M., 2008), y tolerancia al daño (Pérez-Guerrero M. *et al.*, 2016) muy dispar. Debido a ello, el contraste entre barras en aquellos aspectos de su integridad estructural dependientes de estas características puede ser muy marcado, y se hace especialmente patente cuando barras reguladas por distintas normas compiten en soluciones constructivas al límite de los respectivos ámbitos de aplicación.

Las normas ASTM A722/A722M (2015) y prEN-10138-4 (2005) regulan las barras de acero de alta resistencia destinadas a armaduras activas para hormigón pretensado, si bien la primera extiende su uso a tendones de anclaje al terreno, y la segunda no excluye dicho uso como tendones estructurales en otras aplicaciones constructivas no especificadas. Por su parte, la norma ASTM A354 (2011) regula las barras de alta resistencia fabricadas con acero aleado templado y revenido para servir como tendones de anclajes atornillados. Los máximos diámetros y las mínimas resistencias a tracción respectivamente contemplados son 65 mm y 1,0 GPa (ASTM A722/A722M, 2015), 50 mm y 1,0 GPa (prEN10138-4, 2005), y 100 mm y 0,7 GPa (ASTM A354, 2011), para el Grado BD. El producto semiacabado de partida es palanquilla de acero aleado (ASTM A354, 2011) o no aleado (prEN10138-4, 2005; ASTM A722/A722M, 2015) obtenida en horno eléctrico, donde los micro-aleantes se añaden al hierro fundido. La palanquilla ha de laminarse en caliente para adquirir la configuración geométrica de la barra, incluidas la rosca o las corrugas en la etapa final de laminación, y posteriormente son cortadas, enfriadas y sometidas al tratamiento térmico que les confiere las propiedades mecánicas especificadas (ACI 222.2R-14, 2014). El tratamiento térmico es de temple y revenido (ASTM A354, 2011), de estirado en frío y de calentamiento de relajación de tensiones (ASTM A722/A722M, 2015), o una combinación de enfriamiento acelerado, estirado en frío y revenido (prEN10138-4, 2005).

Las microestructuras resultantes de estos procesos de fabricación pueden ser muy diferentes. El tratamiento de temple y revenido puede producir una microestructura martensítica homogénea, de forma acicular, pero si el proceso no es uniforme en todo el volumen de la barra, la transformación martensítica no se completa y quedan zonas ferrítico-perlíticas (Elices M. *et al.*, 2012). Por otro lado, la composición química y la velocidad de enfriamiento de las barras laminadas en caliente y estiradas en frío son determinante para obtener un producto con las propiedades mecánicas requeridos, ya que las normas (prEN10138-4, 2005; ASTM A722/A722M, 2015) se limitan a restringir el contenido de impurezas perjudiciales de S y P en la composición química. En este caso, el fabricante utiliza el tiempo de enfriamiento y las variaciones en contenidos de carbono, manganeso y microaleantes para alcanzar los niveles de resistencia y ductilidad requeridos. La microestructura resultante es perlítica ultrafina o perlítica fina estabilizada con microaleantes.

La tolerancia al daño de las barras de alta resistencia es crítica en muchas de las nuevas aplicaciones, pero las propiedades que la determinan, la tenacidad de fractura y la sensibilidad a las acciones agresivas de los ambientes, han sido poco estudiadas. Los productos más comunes de acero de pretensar (alambres y cables de acero perlítico fuertemente trefilado) pueden ser muy vulnerables a la fisuración progresiva por efecto combinado de tensiones de tracción elevadas y de exposición a un medio agresivo, y de hecho no sólo se han desarrollado procedimientos normalizados para evaluar la sensibilidad de dichos productos a este proceso de daño (Mietz J. e Isecke B., 2002), sino que se han incorporado a los códigos estructurales de hormigón pretensado para establecer especificaciones de calidad de materiales (EN 1992-1-1, 2004).

Dos fenómenos, conocidos como corrosión bajo tensión y fragilización por hidrógeno, dan lugar al proceso de fisuración. La teoría más aceptada de la corrosión bajo tensión es la formación de pares galvánicos a lo largo de los bordes de grano del acero, y la formación de microfisuras por disolución electroquímica localizada del metal. Las tensiones de tracción a que está sometido el material hacen que la capa de óxido formada se rompa y nuevo material anódico expuesto se disuelva, con el consiguiente crecimiento de la fisura. La fragilización por hidrógeno es el debilitamiento de la red cristalina de los granos de acero por la concentración de hidrógeno atómico absorbido (Fontana M., 1985). A diferencia de la corrosión bajo tensión, la fragilización no requiere tensiones de tracción, porque no son necesarias para la penetración del hidrógeno. Sin embargo, influyen fuertemente en el proceso, porque los concentradores de tensión son zonas de acumulación puntual de hidrógeno que actúan como sumideros para la difusión de

hidrógeno cuando la red cristalina es sometida a carga mecánica. En muchos casos, incluido el del acero perlítico fuertemente trefilado, ambos fenómenos coexisten y es difícil distinguir sus contribuciones respectivas, hasta el punto de que el proceso de daño conjunto recibe el nombre específico de fisuración asistida por hidrógeno (Gramberg U., 1985). No obstante, el papel de la corrosión bajo tensión en la fase de iniciación de las fisuras es posiblemente más relevante que el de la fragilización por hidrógeno, mientras que en la fase de propagación ocurre lo contrario.

Las estructuras martensíticas de las barras de alta resistencia templadas y revenidas son más sensibles a la fragilización por hidrógeno que las estructuras perlíticas de las barras laminadas en calientes y estiradas en frío (Uhlig H. H. y Revie R. W., 1985). La causa es que el hidrógeno se difunde hacia las dislocaciones presentes en la red cristalina y la estructura martensítica, con su menor densidad de dislocaciones, favorece que se acumule localmente. Por el mismo motivo las barras de alta resistencia de estructura perlítica son más susceptibles a la fragilización por hidrógeno que los cables y alambres de pretensado, ya que el proceso de trefilado que sufre el acero de estos productos genera una gran densidad de dislocaciones. La susceptibilidad a la fragilización por hidrógeno es la razón de que la normativa de acero de pretensado de algunos países excluya el uso de las barras templadas y revenidas (prEN10138-4, 2005; ASTM A722/A722M, 2015), pero las nuevas aplicaciones constructivas de las barras de alta resistencia dificultan su ubicación en los usos tipificados por las normas existentes y da lugar a que aplicaciones afines en cuanto a función y condiciones ambientales estén reguladas por normas distintas. Los casos de las referencia (Elices M. *et al.*, 2012) y (*California Department of Transportation et al.*, 2014) corresponden respectivamente a las normas (ASTM A722/A722M, 2015) y (ASTM A354, 2011), pero ambos pueden describirse como tendones monobarra postesados, anclados pasivamente en el interior de un macizo de hormigón (el primero con placa de anclaje embebida en el macizo, y el segundo con mortero adherente), alojados sin contacto en conductos cilíndricos dentro del macizo (en el pilar de una pila de puente porticada y en el cuerpo de una presa bóveda, respectivamente) y anclados activamente a la cara opuesta del macizo mediante apriete atornillado (la coronación del dintel de la pila y el paramento aguas abajo). Las finalidades respectivas del tendón eran sujetar a la pila un apoyo antisismo del tablero del puente, y coser dos bloques del cuerpo de la presa separados por una fisura. Las condiciones de servicio entrañaban en los dos casos ambientes potencialmente agresivos propiciados por las filtraciones de agua en el alojamiento del tendón (el agua de mar que cubría parcialmente la pila y el agua embalsada por la presa), contra las que se habían dispuesto barreras de protección sobre la superficie de la barra, respectivamente consistentes en recubrir con galvanizado de zinc o con polímero.

Las barras comerciales de alta resistencia de uso más extendido en el mercado internacional para tendones estructurales son las fabricadas con arreglo a las normas que les asignan la finalidad primaria de armaduras activas para hormigón pretensado. La microestructura resultante es perlítica fina estabilizada con microaleantes o perlítica ultrafina en las barras que se ajustan a las normas europeas y americanas (prEN10138-4, 2005; ASTM A722/A722M, 2015), pero las regulaciones de otros países admiten procesos de fabricación que dan lugar a microestructuras ferrítico-martensíticas (JIS G3109, 2008). Las microestructuras martensíticas requieren procedimientos de fabricación contemplados en normas que no regulan el uso de las barras como armaduras activas, aunque regulan otros (ASTM A354, 2011) compatibles con su funcionamiento como tendones estructurales. El número de casos conocidos en los que se ha recurrido a la regulación de tendones estructurales bajo estas normas es muy bajo, y por este motivo las barras con estructura martensítica se han excluido como objeto de estudio en esta tesis doctoral. Consecuentemente, la investigación se centra en las *tres tipologías de barras de alta resistencia*, diferenciadas por la *microestructura del acero*, con mayor presencia en el mercado internacional para ser utilizadas como tendones estructurales de construcción:

- *Tipología I: Barras de acero con microestructura ferrítico-martensítica.*
- *Tipología II: Barras de acero con microestructura perlítica fina.*
- *Tipología III: Barras de acero microaleado con microestructura perlítica fina.*

Las referencias (Nuernberger U., 2009) y (ACI 222.2R-14, 2014) contienen estudios detallados sobre la sensibilidad de las diferentes microestructuras de varios tipos de aceros de pretensar a la corrosión, corrosión bajo tensión y fragilización por hidrógeno. En general, la corrosión no constituye un problema a menos que las condiciones de fabricación, composición química, conformado, tratamientos termomecánicos se desvíen de las óptimas o que las prescripciones técnicas impongan aceros que no pueden ser expuestos a la corrosión. La sensibilidad a la corrosión bajo tensión y a la fragilización por hidrógeno crece de las estructuras perlíticas a las martensíticas, pasando por las bainíticas (Nuernberger U., 2009). La Figura 1.5 ilustra esta característica de los aceros de pretensar (Nuernberger U., 2009) y explica las reservas contra el uso de las barras de alta resistencia con microestructura martensítica como tendones estructurales, hasta el punto de estar excluidas para ciertos usos (ASTM A722/A722M, 2015), o desaconsejadas si no se han incorporado aleantes espaciales (ACI 222.2R-14, 2014).

Las microestructuras de las barras comerciales de acero de alta resistencia son perlíticas o ferrito-martensíticas, siendo las primeras prácticamente exclusivas de las barras fabricadas como armaduras activas para pretensar hormigón (prEN10138-4, 2005); (ASTM A722/A722M, 2015). A diferencia de los alambres y cables, también empleados como armaduras activas, la alta resistencia de las barras no se consigue trefilando el acero eutectoide, sino aplicando tratamientos termomecánicos tras la laminación en caliente y/o añadiendo microaleantes. Consecuentemente, la microestructura perlítica resultante no tiene la fuerte orientación dirección propia del trefilado. Respecto a las *microestructuras ferrito-martensíticas*, como ya se ha indicado, la presencia de dislocaciones en la martensita propicia la fragilización por hidrógeno.

Figura 1.5. Sensibilidad de los aceros de pretensado a la corrosión bajo tensión según la microestructura.

La referencia (Iordachescu M. *et al.*, 2014) contiene un avance de resultados de estas tesis obtenidos de barras de acero de alta resistencia con microestructura ferrito-martensítica. El material de las barras es acero al carbono con microaleantes, que se configura por laminado en caliente y adquiere sus características definitivas mediante un tratamiento térmico de temple y revenido por inducción magnética de alta frecuencia. Este tipo de fabricación propicia la nucleación y el crecimiento de estructuras laminares de Widmanstätten por la transformación parcial de la ferrita en martensita, con presencia de carburos en la matriz martensítica. La tenacidad de fractura medida fue de $107 \text{ MPam}^{1/2}$, bastante elevada para barras de alta resistencia. Sin embargo, el crecimiento de fisuras en agua de mar se produjo para factores de intensidad de tensiones muy inferiores a la tenacidad de fractura.

Las microestructuras perlíticas finas del acero eutectoide se consiguen mediante un tratamiento térmico de temple y revenido a una velocidad de enfriamiento entre las que producen colonias de perlita de tamaño normal y la martensita. Un caso de barras de alta resistencia con microestructura perlítica fina es el de la referencia (Gómez F. J. *et al.*, 1994), donde se estudian las condiciones de rotura provocadas por entallas en un acero de este tipo, el material proviniendo de barras comerciales de 36 mm de diámetro y

superficie lisa. En concreto, se trataba de un acero de alta resistencia a tracción (1300 MPa) y baja tenacidad ($35 \text{ MPam}^{1/2}$). La microestructura del acero, observada por microscopía óptica y de barrido, indicaba que "... es un acero eutectoide con la microestructura típica de los aceros laminados en caliente y enfriados al aire compuesto por colonias de perlita laminar, cuyo tamaño medio es del orden de $10 \mu\text{m}$, y por carburos esféricos". En la referencia (Zelin M., 2002) se estudia el efecto del proceso de trefilado sobre microestructuras perlíticas finas obtenidas aplicando tratamientos de laboratorio a un acero perlítico comercial. El análisis microestructural, realizado a distintos grados de trefilado, muestra que el menor tamaño de las colonias de perlita no las impide que se alineen progresivamente en la dirección del eje del alambre. Este fenómeno induce anisotropía en el comportamiento mecánico del acero y afecta a su comportamiento frente a la corrosión bajo tensión y a la fragilización por hidrógeno (Toribio J. y Ovejero E., 2005).

En la referencia (Valiente A. y Elices M., 2008) se analiza la rotura frágil prematura de tres barras de alta resistencia empleadas como tendones estructurales para postesar una estructura metálica. El análisis microestructural de las barras rotas reveló que se trataba de un acero eutectoide compuesto por colonias de perlita laminar fina donde las láminas de cementita están fragmentadas y/o esferoidizadas, por el laminado en caliente y posterior recocido. Sin embargo, el mismo procesamiento induce una sensible descarburación superficial de las barras. Las roturas se produjeron por la aparición de pequeñas fisuras de superficie normales al eje de las barras (1 mm de profundidad en un diámetro de 36 mm), ocasionadas por sobrecalentamientos locales intensos. A pesar de que las barras estaban sometidas a cargas de servicio inferiores al 50% de su capacidad resistente no pudieron tolerar este tipo de defecto debido a la baja tenacidad del acero.

El enfriamiento al aire o el enfriamiento acelerado en el horno que producen la perlita fina pueden sustituirse por el enfriamiento lento dentro del horno si se incorporan al acero aleantes que actúan como estabilizadores de la perlita. Se obtiene así la tipología III anteriormente indicada de barras de alta resistencia. Los microaleantes se concentran junto a la interfaz entre las láminas de ferrita y cementita que forman la perlita, estabilizan la ferrita y evitan el engrosamiento de las láminas de cementita (Li Y.J. *et al.*, 2012). Sin embargo, algunas láminas de cementita se fragmentan y llegan a esferoidizarse, con la consiguiente repercusión en la tenacidad de fractura, ya que se convierten en potenciales iniciadores del mecanismo por excelencia de la rotura frágil, el clivaje. La característica microestructural que más influye en la tenacidad de fractura de los *aceros perlíticos* con microestructura no orientada es el tamaño de grano austenítico

anterior a la formación de la perlita, ya que la faceta de clivaje abarca la totalidad o la mayor parte de las colonias perlíticas contenidas en un grano (Hyzak J. M. y Bernstein I. M., 1976). La iniciación del clivaje tiene lugar en los bordes de grano austenítico, siendo las intersecciones de tres granos austeníticos con presencia de cementita pro-eutectoide los iniciadores del clivaje (Krauss G., 2015), por ser zonas muy favorables a la microfisuración de la perlita mediante el mecanismo Miller y Smith (Miller L. E. y Smith G. C., 1970). No obstante, otras singularidades microestructurales existentes en los bordes de grano austeníticos pueden anticipar la formación de microfisuras en la activación del clivaje. También puede ocurrir que las microfisuras no lleguen a actuar como iniciadores de clivaje, sino como iniciadores de procesos de crecimiento y coalescencia de huecos si la concentración de tensiones en las zonas donde se forman no son suficientemente intensas para activar el clivaje.

Las tres tipologías microestructurales de barras comerciales de alta resistencia se analizarán en detalle en el capítulo 2 de esta tesis.

1.2. Planteamiento de la investigación

Los casos descritos de fallos de tendones estructurales por daño ambiental bajo carga mecánica evidencian la existencia de nuevas necesidades en la construcción de estructuras que no han podido ser satisfechas con soluciones suficientemente contrastadas técnica y científicamente. Para remediar esta carencia es necesario realizar un esfuerzo investigador orientado según dos líneas de trabajo, a las que pretende contribuir esta tesis. La primera es *establecer un método para cuantificar la sensibilidad de las barras comerciales de alta resistencia al daño inducido por el ambiente en combinación con la carga mecánica (corrosión bajo tensión)*; la segunda es *evaluar el efecto del daño ambiental sobre el comportamiento mecánico de las barras, en especial sobre su capacidad resistente (tolerancia al daño)*.

1.2.1. Bases metodológicas para abordar la investigación

Los procesos de daño progresivo causantes de roturas frágiles producen concentraciones de tensión y debilitan localmente la sección resistente y el material del componente afectado. El daño consiste en una fisura física (*California Department of Transportation et al.*, 2014) o en una alteración equiparable del material (Valiente A. y Elices M., 2008) y se desarrolla en una fase de iniciación y otra de crecimiento. En relación con la construcción de estructuras, la fase de iniciación es difícilmente predecible porque

depende de factores poco controlables (estado superficial post-fabricación, cuidados en el transporte y puesta en obra, etc.), y por ello la metodología adoptada en los códigos técnicos para prevenir fallos en casos de alta susceptibilidad al daño y/o baja tolerancia parte de postular la existencia de fisuras iniciales cuyo tamaño, configuración y ubicación se establecen como envolvente estadística conservadora de datos empíricos (Sedlacek G. *et al.*, 2008). Postulado el daño inicial, conocidas las leyes que rigen la evolución del daño en función de las cargas aplicadas y de la agresividad ambiental, y caracterizado el comportamiento resistente en función del nivel de daño, los códigos establecen limitaciones a las condiciones de servicio para asegurar la integridad estructural del componente durante su vida útil (EN 1993 1-10, 2005). En consonancia con este planteamiento, la tesis se concentra en la determinación *del umbral y de las leyes de crecimiento que rigen los procesos de fisuración asistido por agua de mar en las barras de acero de alta resistencia utilizadas en construcción para tendones estructurales*. No obstante, el carácter de investigación científico-técnica establecido de antemano para la tesis hace que también reciban especial atención la identificación y análisis de los micromecanismos de daño, como sustentación de los resultados concernientes al comportamiento macroscópico.

El marco teórico empleado para la experimentación, la interpretación y la formulación de resultados es la Mecánica de Fractura, ya que el carácter predictivo de los modelos que proporciona es plenamente consistente con la contribución que pretende la tesis (Valiente A., 2009). El agua de mar es el medio lesivo elegido por ser el ambiente marino posiblemente el más agresivo con que debe enfrentarse a menudo la ingeniería estructural. Los ensayos mecánicos en agua de mar con *probetas prefisuradas* son el núcleo de la experimentación. Los ensayos en otros medios y el análisis fractográfico por microscopía electrónica de barrido complementan la experimentación de acuerdo con la orientación científico-técnica de la investigación.

Los *aceros empleados en la investigación* se corresponden con las *tres tipologías más frecuentes* de barras comerciales para tendones estructurales descritas en el apartado 1.1.5; el comportamiento a tracción es similar para los tres (límite elástico y resistencia a tracción muy altos, máxima elongación uniforme y estricción elevadas), pero difieren en la tenacidad de fractura y presentan microestructuras diferentes debido a la fabricación; uno de los aceros es ferrítico-martensítico y los otros dos perlíticos, de perlita fina en un caso y de perlita estabilizada con microalantes en el otro.

1.3. Objetivos de la tesis

1.3.1. Objetivo general

La finalidad última de la tesis es determinar, en términos de los modelos de Mecánica de Fractura, las leyes empíricas de crecimiento de fisuras asistido por el medio en las barras de acero de alta resistencia más utilizadas en construcción para tendones estructurales. El medio de referencia a utilizar es el agua de mar, aunque también se incorporan a la experimentación medios artificiales fuertemente agresivos con el objeto de establecer límites de daño.

1.3.2. Objetivos específicos

- Diseñar y desarrollar un método de ensayo basado en modelos de Mecánica de Fractura para el seguimiento cuantitativo de procesos de crecimiento de fisuras por carga mecánica y acción agresiva del medio (*ensayos de fisuración asistida*) en barras de acero de alta resistencia con configuraciones geométricas restrictivas para la experimentación.
- Aplicar el método desarrollado a las tipologías comerciales de barras de acero de alta resistencia más empleadas en construcción como tendones estructurales, a fin de determinar su resistencia a la fisuración asistida en agua de mar.
- Identificar los mecanismos de daño causantes de la fisuración asistida y correlacionarlos con los modelos de Mecánica de Fractura empleados para cuantificar la resistencia al crecimiento de grietas determinada experimentalmente.

1.4. Estructura de la tesis. Breve descripción de cada capítulo

En el *capítulo 1 (Justificación, objetivos y estructura de la tesis)* se han expuesto los datos que avalan el interés de la investigación, se han formulado los objetivos que persigue, y se han justificado la orientación científico-técnica y el planteamiento metodológico adoptados.

El *segundo capítulo (Antecedentes)* es una recopilación crítica de los antecedentes sobre el fenómeno de *corrosión bajo tensión* de los aceros de alta resistencia, cuyo contenido ha contribuido al diseño experimental y al análisis fractográfico de los micromecanismos

de rotura. El capítulo incluye la revisión de fallos de tendones estructurales por daño ambiental de singular relevancia, así como un estudio selectivo de la normativa internacional que tipifica las barras de alta resistencia para aplicaciones constructivas.

Los *capítulos tres y cuatro* están dedicados a la experimentación realizada.

El *tercer capítulo (Experimentación sobre fisuración subcrítica)* describe el programa experimental llevado a cabo para la caracterización *de la fisuración subcrítica, es decir, previa al colapso estructural*. comenzando con el diseño de experimentos para el seguimiento cuantitativo de procesos de crecimiento de fisuras por carga mecánica y acción agresiva del medio (ensayos de fisuración asistida) materializado con la utilización de las probetas SBS (*Short Bar Specimen*) de la norma ASTM E1304 de ensayos de fractura. El diseño propuesto requiere prefisurar por fatiga las probetas SBS y medir deformaciones en ensayos de larga duración realizados con estas probetas. Por ello, las técnicas aplicadas para lograr ambos fines y su puesta a punto se explican detalladamente en el capítulo. Asimismo se describen el proceso de calibración del método de ensayo diseñado, la aplicación del método a los tres materiales objeto de la investigación, y los resultados obtenidos, elaborados con arreglo a los modelos teóricos de Mecánica de Fractura que constituyen el fundamento del método. Por definición, los resultados de ausencia de daño en ensayos de duración finita no son definitivos para establecer el umbral de daño asistido por el medio, y en consecuencia, los de larga duración con dicho resultado se han ampliado con ensayos de duración ultralarga cambiando el procedimiento de carga para hacerlos viables.

El *capítulo cuatro (Experimentación de identificación de micromecanismos de rotura)* está dedicado a la observación e identificación de los micromecanismos de daño inducidos por el medio, así como de los micromecanismos asociados a la fractura de los aceros cuando tiene lugar en ausencia de daño previo. La parte de la investigación presentado en este capítulo no se limita al estudio fractográfico de los ensayos descritos en el capítulo tres, sino que incluye la ejecución y el análisis asimismo fractográfico de un segundo tipo de ensayos mecánicos en medio agresivo, incorporados a la investigación para facilitar la activación gradual y con ello la detección de los micromecanismos de daño. Son ensayos de tracción a muy baja velocidad deformación, con y sin concentradores de tensiones, realizados no sólo en agua de mar, sino en otros dos de agresividades opuestas y bien diferenciadas de la del medio marino: el aire como medio inerte, y la solución FIP de tiocianato amónico como medio artificial altamente agresivo por su capacidad para producir fragilización por hidrógeno (Mietz J. e Isecke

B., 2002). La inclusión de esta modalidad de ensayo en el programa experimental de la tesis responde a la idea de que el conocimiento de los micromecanismos de fallo de los aceros sin contribución del medio en el primer caso y extremadamente potenciados por el medio en el segundo proporciona una referencia muy sólida para determinar el daño físico producido por el agua de mar en combinación con el estado tensional. Las diferencias y similitudes observadas por comparación fractográfica entre las combinaciones exploradas de agresividad del medio, nivel y velocidad de carga, e intensidad de la concentración de tensiones son una fuente de información exhaustiva y fiable para establecer la alteración inducida por el medio en los micromecanismos de fractura de los aceros.

El contenido del capítulo incluye la descripción de estos ensayos para los tres aceros estudiados, los resultados obtenidos, y sobre todo los análisis y comparaciones fractográficas realizado mediante microscopía SEM sobre las superficies de rotura resultantes de los diferentes tipos de ensayo (tracción simple, tenacidad, fisuración asistida en agua de mar, y tracción lenta, con y sin concentración de tensiones, en ambiente inerte, agua de mar y solución FIP).

El *quinto capítulo (Análisis de resultados)* aborda el análisis y elaboración de resultados en relación con los objetivos de la tesis:

- Los resultados de los ensayos de propagación de grieta en agua de mar se formulan en términos de los modelos de Mecánica de Fractura de fisuración subcrítica; el diseño experimental, basado en estos modelos, facilita esta tarea.
- Los resultados de los diferentes análisis y comparaciones fractográficas se estructuran en una interpretación unificada de los procesos microscópicos de daño que incorpora los efectos de tres factores fundamentales (microestructura, agresividad del medio y concentración de tensiones), y es compatible con el modo macroscópico de fallo obtenido en los diferentes tipos de ensayos, permitiendo por tanto explicar las consecuencias del daño inducido sobre la integridad estructural de las barras de alta resistencia para construcción.

El *sexto capítulo (Conclusiones e investigaciones futuras)* presenta las conclusiones de esta tesis, sus posibles aplicaciones y las líneas de investigación abiertas gracias a los resultados obtenidos.

1.5. Resultados de la tesis publicados durante su realización

El diseño escalonado de la investigación que constituye la tesis ha propiciado la consecución de objetivos parciales suficientemente relevantes para ser difundidos a través de congresos nacionales (Pérez-Guerrero M. *et al.*, 2016; Iordachescu M. *et al.*, 2017) e internacionales (Pérez-Guerrero M. *et al.*, 2015; Iordachescu M. *et al.*, 2016), y de revistas indexadas (Valiente A. *et al.*, 2016; Elices M. *et al.*, 2017; Iordachescu M. *et al.*, 2018-a; Iordachescu M. *et al.*, 2018-b). El artículo (Valiente A. *et al.*, 2016) recoge el contenido del Capítulo 3 sobre el método desarrollado para realizar ensayos de fisuración asistida por el medio en planos transversales de barras de acero de alta resistencia, bajo régimen SSY. El artículo (Elices M. *et al.*, 2017) reúne diferentes contribuciones sobre la tenacidad de fractura de las barras utilizadas como armaduras activas en estructuras de hormigón pretensado, e incorpora los resultados del Capítulo 4 para explicar mecánicamente el colapso final del material C en ensayos de tracción lenta. El artículo (Iordachescu M. *et al.*, 2018-a) recoge el contenido del Capítulo 4 referido a uno de los aceros de estudio de esta tesis (material C), basado en ensayos de tracción lenta de probetas cilíndricas tanto lisas como entalladas circunferencialmente, sometidas simultáneamente a carga a baja velocidad de deformación y a daño ambiental. El artículo (Iordachescu M. *et al.*, 2018-b) reúne los resultados experimentales de los ensayos de fisuración asistida realizados en esta tesis con los tres materiales de estudio y que son utilizados para evaluar la vida útil de las barras en agua de mar.

CAPÍTULO 2

ANTECEDENTES

En este *capítulo* se presenta una selección de antecedentes sobre el fenómeno de *corrosión bajo tensión* en aceros de alta resistencia. El criterio fundamental aplicado en la selección es la relevancia que los datos y las ideas contenidas en las publicaciones correspondientes han tenido en el desarrollo de la tesis. Esta información ha servido de referencia para fundamentar el diseño experimental en las teorías de Mecánica de Fractura con fines predictivos, y para orientar el análisis fractográfico de los micromecanismos de rotura en busca de la consistencia con el comportamiento mecánico macroscópico. Los antecedentes presentados examinan los procedimientos de análisis de fallo y las conclusiones de varios casos de rotura de tendones estructurales de barras de acero de alta resistencia o de materiales afines, difundidos internacionalmente y en los cuales la exposición a ambientes agresivos ha sido determinante. Entre ellos se incluyen los casos mencionados en el apartado 1.1.4 como indicadores de interés del problema objeto de la tesis. La normativa europea e internacional que tipifica las barras de alta resistencia y regula su uso para aplicaciones constructivas también es examinada como antecedente de gran relevancia para la investigación, y asimismo las contribuciones de la Mecánica de Fractura más significativas para las barras de acero de alta resistencia en cuanto a degradación mecánica por combinación de estado tensional y acción ambiental: modelos teóricos, métodos experimentales y micromecanismos de daño asistidos por el medio.

2.1. Análisis de fallos por daño ambiental de acero de alta resistencia utilizado en tendones constructivos

Los aceros utilizados como armaduras activas en estructuras de hormigón pretensado incluyen las *barras de alta resistencia* objeto de estudio de esta tesis, pero en esta función

predominan abrumadoramente los alambres y los cables de acero eutectoide trefilado. La experiencia y los cuidados del fabricante son determinantes para evitar que esta variedad de acero de alta resistencia colapse frágilmente por ser demasiado vulnerable a los procesos de daño ambiental genéricamente denominados *corrosión bajo tensión* (SCC) y *fragilización por hidrógeno* (HE). En general no abundan en la literatura los casos de fallos de acero eutectoide trefilado atribuibles a tales causas porque el control y la selección de estos aceros son acertados, pero en las últimas décadas el número de casos hechos públicos ha crecido apreciablemente, en buena medida porque los colapsos por daño ambiental son procesos diferidos en el tiempo y el hormigón pretensado es una técnica constructiva relativamente joven, ya que las primeras patentes americanas datan de finales de la década de 1920 (Gasparini D., 2006), mientras que en Europa, los pasos decisivos para trasladar las ideas de Freyssinet a la construcción de estructuras fueron dados a principios de la década de 1930 por la industria alemana como medida previa al rearme que precedió a la Segunda Guerra Mundial (Marrey B. y Grote D., 2003). Durante los últimos 50 años, las estructuras de hormigón pretensado construidas con arreglo a criterios rigurosos de cálculo, diseño cuidadoso de detalles y buena práctica de ejecución han demostrado ser durables (Nuernberger U., 2009). Los casos graves de fallo son pocos si se comparan con el número de estructuras construidas, pero han ocurrido y están directamente relacionados con la corrosión del acero de pretensado, especialmente con la corrosión bajo tensión. Algunos de ellos tuvieron lugar durante la construcción de la estructura, antes de completar la protección de las armaduras activas y otros con la estructura en servicio y las armaduras protegidas. Las condiciones ambientales y el tipo de acero empleado como armaduras activas o tendones estructurales son los factores determinantes del fallo. A continuación se describen sucintamente las circunstancias que propiciaron el fallo en algunos casos significativos.

Canónico *et al.* (1976) analizaron el fallo de las armaduras activas verticales en una vasija cilíndrica de hormigón pretensado de 2 m de diámetro exterior, 0,5 m de altura y 1,2 m de altura construida como prototipo a escala 1/6 para comprobar experimentalmente su funcionamiento como pared de un reactor térmico sometida a alta presión interna (4,8 MPa) y a fuerte gradiente térmico (90 K/m). La armadura activa vertical consistía en tendones no adherentes formados por haces de cordones de 7 alambres de alta resistencia según las especificaciones de la norma ASTM A416/A416M-12 (ASTM A416/A416M, 2012). Concluido el experimento se comprobó que prácticamente toda la capa interior de tendones había colapsado frágilmente. Todos los alambres rotos contenían una fisura de superficie desde cuyo frente se había producido la rotura dúctil, en copa y cono, por agotamiento plástico del ligamento resistente. Los análisis de las roturas y los ensayos

posteriores condujeron a la conclusión de que el fallo de los tendones era un proceso de corrosión bajo tensión propiciado por la combinación de un acero de baja calidad (el examen metalográfico de muestras no utilizadas en la construcción de la vasija reveló la existencia de microfisuras) y de una inadecuada formulación de la resina epoxy empleada para sellar el extremo superior de las vainas de alojamiento de los tendones (el alto contenido de nitrógeno de la resina, con ayuda de la cera con que se recubrieron los cordones, pudo generar el nitrato amónico que se detectó en los tendones y que es una fuente conocida de corrosión bajo tensión, especialmente en caliente).

Probablemente, el fallo más espectacular causado por colapso frágil de tendones estructurales asistido por el medio es el desplome de la mitad de la cubierta exterior del *Berlin Congress Hall*, ocurrido a los 23 años de la construcción, en 1980 (*The International Federation for Structural Concrete (FIB)*, 2003). El edificio fue un regalo de los Estados Unidos de América a Alemania para la Exposición Mundial de Berlín en 1957. Su elegante cubierta exterior de doble curvatura estaba formada por placas de hormigón armado, apoyadas sobre una viga anular interna y un arco hueco externo de hormigón armado. Los tendones consistían en haces de 7 a 10 alambres de acero de alta resistencia templado y revenido, tenían la función de anclar la viga y el arco, y discurrían por conductos dispuestos en el interior de las placas que habían sido inyectados con lechada de mortero tras el tesado de los alambres.

El desplome de la cubierta se produjo sin ninguna indicación previa de funcionamiento anómalo. En la inspección de los alambres rotos llevada a cabo tras el siniestro (Isecke B., 1982; Isecke B. y Stichel W., 1982) se comprobó que la corrosión por picaduras había deteriorado seriamente el estado superficial y que las superficies de fractura contenían micro y macrofisuras, su apariencia era típica de un proceso de corrosión bajo tensión inducida por hidrógeno en aceros de construcción, y mostraban signos característicos de ello: corrosión intensa en los bordes de grano y disolución de las regiones ocupadas por los bordes de grano austenítico previo.

Hoy se sabe que el acero templado y revenido con la composición química de la época de construcción del *Berlin Congress Hall* es especialmente sensible a la corrosión bajo tensión, pero no fue ésta la única causa del desplome de la cubierta, ya que también hubo errores de diseño y ejecución que influyeron negativamente en la carga de tracción soportada por los tendones y en la exposición de los alambres a medios agresivos (*The International Federation for Structural Concrete (FIB)*, 2003; Helmerich R. y Zunkel A., 2014). La fuerza de tesado de los tendones no había sido bien calculada y provocó la

fisuración del hormigón de las zonas de anclaje a la viga anular y al arco hueco. Este hecho, unido a la curvatura de las placas de hormigón por donde discurría el conducto de alojamiento de los tendones, generó en algunos de ellos importantes tensiones parásitas de flexión. Por otra parte, la impermeabilización de la cubierta no era suficiente para impedir que las filtraciones de agua y la humedad procedente de una fuente situada dentro del edificio llegasen al anclaje de los tendones en la viga anular, donde se había utilizado un hormigón poroso de baja calidad para cerrar la holgura dejada entre la viga y las placas de la cubierta. Al producirse el siniestro, este hormigón contenía una elevada cantidad de cloruros y se encontraba fuertemente carbonatado. A ello hay que añadir que en la zona de unión a la viga anular se hallaron tendones con el trazado del conducto de alojamiento muy desviado del centro del espesor de la placa y muy próximo a la cara inferior. También se hallaron tendones no inyectados con lechada o inyectados parcialmente. El colapso de la cubierta se debió a la conjunción de tres factores: niveles de carga mecánica que excedían sensiblemente el nivel de diseño, tendones formados con alambres de acero de alta sensibilidad a la corrosión bajo tensión, y errores de construcción que facilitaron la formación y el contacto de un medio agresivo con los alambres de los tendones.

La referencia (Valiente A. y Elices M., 2008), cuyas recomendaciones se citan al final del apartado 1.1.3, describe otro caso significativo de fallo de tendones estructurales sin consecuencias graves, en esta ocasión formados por cuatro barras lisas de alta resistencia de 36 mm de diámetro y acero Y1230 H (ASTM A722/A722M, 2015). El Pabellón de los Descubrimientos de la Exposición Universal *EXPO'92* era un edificio de estructura metálica, parte de la cual fue postesada internamente con carácter temporal para reducir las deformaciones que iban a producir las cargas de uso del edificio mientras durase la Exposición Universal (A. Valiente, comunicación privada). La estructura del pabellón era una red cúbica periódica de perfiles laminados y los tendones estaban anclados a vértices opuestos del cubo unidad. Después del tesado de los tendones y antes de la entrada en servicio del edificio, algunas barras fueron dañadas localmente de forma accidental, y tres de ellas rompieron frágilmente por la zona dañada, siendo encontradas las dos mitades a considerable distancia de su ubicación original, ya que el anclaje a la estructura era por apoyo simple. En las tres barras el daño consistía en una *entalla metalúrgica* o transformación microestructural muy localizada y poco profunda que una fuente de calor intensa y concentrada había producido al ser aplicada sobre la superficie de la barra reiterada e intermitentemente.

En el análisis del fallo (Valiente A. y Elices M., 2008), realizado con el doble propósito de establecer las causas de las roturas y prevenir repeticiones, se determinó experimentalmente la tolerancia al daño de las barras midiendo la carga de rotura a tracción en función de la tipología y profundidad del daño. Los tres tipos de daño producido artificialmente en la superficie de las barra para evaluar su tolerancia se representan esquemáticamente en la Figura 2.1 y son: *entallas geométricas* adoptadas como tipo extremo de *daño mecánico* que podría originarse durante la fabricación, transporte o puesta en obra de las barras; *fisuras de fatiga* adoptadas como tipo extremo de *daño ambiental* generado por corrosión bajo tensión; y *entallas metalúrgicas* adoptadas como tipo de *daño térmico* igual al que se produjo en obra y obtenido mediante la descarga eléctrica repetida de un arco de soldadura. Los resultados obtenidos pueden verse en (Valiente A. y Elices M., 2008) y ponen de manifiesto la baja tolerancia al daño de las barras, ya que experimentaban grandes pérdidas de capacidad resistente para extensiones de daño de pequeño tamaño. La presencia de fisuras es el límite más desfavorable de los tres tipos de daño estudiados y la asíntota hacia la que convergen los otros dos cuando el radio de curvatura de entalla es mucho menor que la profundidad.

Las tres barras que colapsaron en servicio lo hicieron frágilmente, bajo cargas de tracción comprendidas entre el 30 y el 46 % de su capacidad resistente. La observación fractográfica con microscopía electrónica de barrido reveló que las entallas metalúrgicas, cuyas profundidades variaban entre 0,9 y 1,5 mm, estaban microfisuradas y que la morfología de fractura del ligamento no dañado era frágil, en consonancia con el micromecanismo de cuasi-clivaje que la había originado.

Figura 2.1. Tipos de daño estudiados en (Valiente A. y Elices M., 2008) para evaluar la tolerancia al daño de barras de acero de alta resistencia.

La tenacidad de fractura K_{IC} del acero de las barras no dañado fue medida aplicando las normas ASTM E399 (ASTM E399, 1997) y ASTM E1304 (ASTM E1304, 2002) con iguales resultados notablemente bajos, entre 33 y 35 MPam^{1/2}. La aplicación de la Mecánica de Fractura Elástico-Lineal basada en el factor de intensidad tensiones de (Astiz M.A., 1986) permitió predecir la carga de rotura frágil de una barra con el diámetro, la tenacidad y el tamaño de fisura de las colapsadas en obra, resultando una total concordancia, con las cargas de servicio.

Los tres casos de fallo de barras de acero de alta resistencia inducido por el medio mencionados en el apartado 1.1.4 (anclaje de una torre eólica a la cimentación, reparación por cosido de una presa fisurada, y anclaje de los apoyos del tablero de un puente marítimo) también son altamente significativos en relación con el propósito de esta tesis, pero la mayor parte de los datos relevantes concernientes al análisis de fallo fueron expuestos en dicho apartado. No obstante, sí merece la pena señalar que la gran resonancia internacional del Puente de la Bahía San Francisco–Oakland (el vano afectado por el fallo es el puente autocolgante más largo del mundo suspendido de una sola torre y de un solo cable) ha generado un instructivo y controvertido debate (Chung Y., 2014; H. Townsend *et al.*, 2015) sobre aspectos críticos del método experimental aplicado en los ensayos de corrosión bajo tensión y fragilización por hidrógeno de barras de acero de alta resistencia, tales como la capacidad predictiva que se deriva de los resultados y el modo de evaluar la influencia de factores que el fabricante puede controlar.

2.2. Daño por corrosión bajo tensión y fragilización por hidrógeno

2.2.1. Introducción

Las fisuras subcríticas son aquellas cuyo tamaño es insuficiente para causar la rotura del componente estructural afectado bajo el estado de carga que se halla sometido. Los procesos de fisuración subcrítica pueden determinar la vida útil de un componente estructural, y a menudo son la causa de las roturas prematuras. La Mecánica de Fractura proporciona los modelos teóricos para caracterizar estos procesos y predecir su evolución en función de la sollicitación, de la forma y tamaño de fisura, de la geometría del componente y del material estructural.

Los mecanismos de fisuración subcrítica que afectan a los aceros estructurales son básicamente tres, no necesariamente excluyentes: *fatiga*, *fluencia* y *corrosión bajo*

tensión y/o fragilización por hidrógeno (SCC: stress corrosion cracking). El mecanismo de interés para esta tesis es el último, caracterizado porque un medio ambiente agresivo debilita localmente el componente estructural y llega a provocar su colapso mecánico cuando se halla sometido únicamente a carga estática, incluso para niveles de carga que mantendrían al componente no debilitado muy lejos de sobrepasar el régimen elástico. La mayoría de los aceros de alta resistencia son susceptibles a la *corrosión bajo tensión (SCC)*, pero para que tenga lugar, a menudo es necesaria la existencia de concentradores de tensión que intensifiquen localmente las tensiones nominales (Brown B. F. y Beachem C. D., 1965).

El concentrador de tensiones más severo imaginable es una fisura, y por ello la idea de incorporar una fisura de fatiga en las probetas para ensayos de SCC no es reciente, Desde el principio (Brown B. F. y Beachem C. D., 1965) se han utilizado probetas en doble voladizo prefisuradas por fatiga para estudiar la corrosión bajo tensión de los aceros estructurales. Si las cargas aplicadas a la probeta mantienen ésta en régimen SSY (*Small Scale Yielding*), el factor de intensidad de tensiones K_I domina el campo de tensiones del frente de la fisura y su valor K_I puede vincularse a la velocidad da/dt con que la fisura crece en un determinado medio $K_I(da/dt)$ o al hecho de que se produzca o no crecimiento (valor umbral K_{ISCC}).

2.2.2. Mecanismos de fisuración asistida por el ambiente

Este apartado tiene como finalidad recoger diversas definiciones de los mecanismos de fisuración asistida por el ambiente.

Los daños causados por mecanismos de fisuración asistida por el ambiente, entre estos la *fragilización por hidrógeno (HE)* y la *corrosión bajo tensión (SCC)*, afectan significativamente el desempeño del acero de pretensado. En ambos casos puede presentarse la *reducción de la resistencia a la tracción y de la ductilidad*, por otro lado, las fallas son usualmente frágiles con poco alargamiento antes de la rotura (ACI 222.2R-14, 2014).

La susceptibilidad del acero a la SCC y HE generalmente aumenta con el aumento de la resistencia (Canonico *et al.*, 1976; Fontana M., 1985; McGuinn K. y Griffiths J. R., 1977; Uhlig H. H. y Revie R. W., 1985). Esta característica junto con la tendencia de finales de los años 60 de usar tendones de alta resistencia en puentes y tableros de estacionamientos, contribuyeron a problemas de posibles daños debido a SCC o HE (Klodt D. T., 1969).

En el caso de aceros de alta resistencia, cuando la corrosión va acompañada de ataques locales profundos como “picaduras”, estos actuarán -bajo ciertas condiciones- como entallas, pudiendo hacer disminuir drásticamente la tensión de rotura, en este caso, especialmente en los aceros de pretensar, debido a las pequeñas secciones que generalmente se utilizan, se puede hablar de corrosión bajo tensión (Leonhardt F., 1977). En el apartado 1.1.5 se ha indicado que los concentradores de tensión actúan como sumideros en la difusión del hidrógeno atómico. A nivel microscópico esta función la pueden desempeñar por ejemplo las picaduras. Durante el proceso de corrosión, el hidrógeno tiene que ser liberado. El hidrógeno atómico liberado en la superficie del acero puede ser absorbido y bajo el efecto de tensiones mecánicas puede acumularse por difusión, por ejemplo en las zonas plásticas, frente de fisuras y picaduras de corrosión. Debido a una disminución de la resistencia cohesiva de la red del metal, una concentración suficiente de hidrógeno disuelto en regiones críticas del acero, es capaz de causar el desarrollo de grietas más finas permitiendo el llamado *crecimiento subcrítico de fisuras*. Estas fisuras pueden crecer y dar lugar a la rotura del material. En el caso del acero de pretensado, el desarrollo de este daño está especialmente influenciado por la “sensibilidad” (Nuernberger U., 2009).

2.2.2.1. Fisuración por corrosión bajo tensión (SCC)

Las múltiples definiciones para el mecanismo de *corrosión bajo tensión* que se obtienen en la literatura son generalmente análogas. Dos definiciones simples se plantean como:

- Una rotura frágil puede ser calificada como *corrosión bajo tensión* (SCC), cuando el metal ha estado sometido a tensiones de tracción expuesto a un ambiente agresivo (Canonico *et al.*, 1976; Manning D. G., 1988; Uhlig H. H. y Revie R. W., 1985), luego la tensión podría ser aplicada o residual y el ambiente debería ser específicamente dañino para el metal o aleación en cuestión, de tal forma que no pueda ocurrir corrosión uniforme o de otros tipos (Uhlig H. H. y Revie R. W., 1985).
- El término “corrosión bajo tensión” se utiliza para referirse al proceso de iniciación y propagación de fisuras bajo la influencia de un ambiente acuoso corrosivo y tensiones estáticas de tracción. Esto está caracterizado por agrietamiento sin deformación, frecuentemente sin una aparente degradación del acero y sin productos de corrosión visibles, siendo necesarias las siguientes condiciones: un material sensible, una carga de tensión suficiente y al menos un pequeño ataque de corrosión (Nuernberger U., 2009).

El término de corrosión bajo tensión (SCC) se utiliza a menudo como un nombre genérico para incluir a una serie de fenómenos observados desde hace más de un siglo, tales como las *roturas diferidas* y la *fragilización por hidrógeno*, los cuales involucran roturas provocadas por la acción del medio agresivo y de un estado tensional (Elices M., 1998). La corrosión bajo tensión se produce por la acción simultánea o sinergia de una tensión mecánica y un medio corrosivo, donde la nucleación en la superficie del acero da lugar a la aparición de fisuras microscópicas que penetran e inducen la falla frágil del alambre debido a una condición de esfuerzo triaxial, así la SCC es un caso particular de corrosión del acero embebido en el hormigón que puede aparecer en estructuras pretensadas (Sánchez J. *et al.*, 2007).

La corrosión bajo tensión junto con la corrosión-fatiga siguen siendo la principal causa de las roturas producidas en estructuras, equipos de perforaciones, barcos, aviones, tuberías, puentes, implantes y hasta componentes para la industria electrónica (Brown B. F. y Beachem C. D., 1965). Desgraciadamente los metales de alta resistencia, especialmente los aceros y las aleaciones de aluminio, resultan ser susceptibles a la corrosión bajo tensiones en medios acuosos (Arana J. L. y González J. J., 2002).

Cuando la corrosión bajo tensión tiene lugar, el tipo de fisuración que se produzca dependerá del ambiente y la metalurgia (intergranular o transgranular) (Novokshchenov V., 1994). Las dos teorías básicas propuestas para explicar la SCC son la disolución electroquímica (*electrochemical dissolution*) y la tensión de absorción (*stress sorption*) (Uhlig H. H. y Revie R. W., 1985). La teoría de disolución electroquímica plantea que elementos galvánicos son instalados a lo largo de los bordes de granos en el metal, en consecuencia si esto ocurre de forma localizada se abre una grieta y la tensión altera la película de óxido frágil sobre el nuevo material anódico, el cual es corroído. El proceso continúa a medida que la grieta progresa a través del material. La corrosión bajo tensión intergranular de acero al carbono en soluciones de Nitrato es un ejemplo de disolución SCC causada por la reacción anódica (Whiting D. *et al.*, 1993). La teoría de tensión de absorción plantea que las uniones cohesivas entre los átomos de metal, son debilitadas por la absorción de componentes ambientales dañinos, entonces la tensión aplicada hace que la grieta crezca a lo largo del borde debilitado por aquellos elementos que afectan la unión atómica, antes que por disolución anódica (ACI 222.2R-14, 2014).

La corrosión bajo tensión no puede tener lugar si no se cumple uno de los siguientes tres factores: *primero*, sensibilidad del material a la corrosión bajo tensión, *segundo*, la acción de un medio agresivo (producto químico, humedad y diferencia de potencial eléctrico) y,

tercero, la presencia de tensiones mecánicas de tracción en el material (Leonhardt F., 1977; Elices M., 1998; *California Department of Transportation et al.*, 2014; *Toll Bridge Program Oversight Committee*, 2013). Respecto al primer factor, las causas de que un acero sea sensible a la corrosión bajo tensión son muy diversas (Leonhardt F., 1977) y no dejan de ser motivo de aclaración. La sensibilidad de un acero a la corrosión bajo tensión *sólo puede ser determinada generalmente por medio de largos y laboriosos ensayos* y mejor aún, observando su comportamiento en la práctica (Elices M., 1998). El medio juega un papel decisivo influyendo en la *rapidez con que se produce la rotura* y respecto al tercer supuesto, la presencia de tensiones mecánicas de tracción en el material es determinante en la duración hasta la rotura (Leonhardt F., 1977).

Lo anterior, es decir, que la fisuración en ambientes agresivos dependa de la concurrencia de tres factores (la presencia de un estado tensional adecuado, de un medio agresivo y de un material sensible a este medio), puede ser descrito como en la Figura 2.2 (*California Department of Transportation et al.*, 2014; *Toll Bridge Program Oversight Committee*, 2013) y luego hay que establecer *cuál es el parámetro más apropiado para caracterizarlo*; la aplicación de las técnicas de la Mecánica de la Fractura y, en particular, la *utilización del factor de intensidad de tensiones K_I* para representar el *estado tensional*, parece ser lo más apropiado, ya que los fenómenos más relevantes ocurrirán en el *fondo de la fisura*, pero no se conoce un parámetro similar para representar el *medio agresivo* por lo que probablemente sea necesario utilizar al menos dos parámetros básicos tales como el pH del medio y la diferencia de potencial (E) que se establece entre la probeta y el medio (Elices M., 1998).

Figura 2.2. Causas de la Fragilización por Hidrógeno (HE) o Corrosión Bajo Tensión (SCC).
(*California Department of Transportation et al.*, 2014; *Toll Bridge Program Oversight Committee*, 2013).

2.2.2.2. Fragilización por hidrógeno (HE)

En metalurgia, los problemas del efecto del hidrógeno sobre las propiedades mecánicas de los aceros implican además de los fenómenos como la fractura retardada o la fatiga Estática y la corrosión bajo tensión, la fragilización (Troinao A. R., 1960; Johnson H., 1988).

La fisuración inducida por hidrógeno en aleaciones metálicas corresponde a procesos de fisuración subcrítica debidos a mecanismos de rotura local causados por la presencia del hidrógeno que ha penetrado en el material, se ha extendido a través de su estructura y se ha concentrado de forma diferencial en los diferentes elementos microestructurales con la existencia de un estado tensional apropiado. Donde se concentra el hidrógeno origina una fragilización del material por diferentes mecanismos, disminuyendo localmente su capacidad de deformación, lo que puede conllevar un proceso de fisuración bajo tipologías de rotura local diferentes a las propias de la rotura del material sin su presencia, o cuando menos con menor deformación que éstas, siendo en cualquiera de los casos más frágiles (Álvarez J., 1998).

La fragilización por hidrógeno (HE) es causada por la difusión del hidrógeno atómico dentro de la red del metal, limitando su capacidad para que se produzca la deformación plástica y entonces fragiliza el acero (ACI 222.2R-14, 2014). Como procesos de fisuración inducida por hidrógeno, pueden estudiarse los problemas de fisuración en presencia de sulfuros o la corrosión bajo tensión en agua de mar en aceros microaleados de aplicación en componentes estructurales (Álvarez J., 1998).

2.3. Métodos experimentales en corrosión bajo tensión

2.3.1. Finalidad de los métodos de ensayo

Los primeros ensayos de SCC consistieron en medir el tiempo hasta rotura de probetas de tracción sin concentradores de tensión, sometidas a carga constante de diferentes valores e inmersas en medios generalmente muy agresivos, con objeto de acortar los tiempos de ensayo. Estos ensayos se siguen aplicando hoy en día como medio de seleccionar los aceros menos sensibles a la corrosión bajo tensión para un uso determinado. El inconveniente que tienen es que los resultados enmascaran los efectos de numerosas variables, en particular porque engloban las fases de iniciación y

crecimiento de los procesos de corrosión bajo tensión cuyos factores de influencia pueden ser muy distintos. Debido a ello, los resultados de ensayo presentan una importante dispersión intrínseca y es necesario aplicar tratamientos estadísticos de los resultados, lo que a su vez exige la repetición sistemática del ensayo.

La normativa de los aceros de pretensado recurre a este método de selección (prEN10138-1, 2009) y admite la utilización de dos medios, FIP y DIBt, de agresividad diferente (ISO15630-3, 2009). El medio FIP es poco realista, pero fuertemente agresivo, mientras que el medio DIBt es más realista y moderadamente agresivo. Sin embargo, existen resultados que indican la misma eficacia de ambos medios para discriminar alambres de pretensado con distinta sensibilidad a la corrosión bajo tensión (Elices M. *et al*, 2008), si bien la eficiencia del medio FIP es notablemente mayor porque acorta la duración de los ensayos en un orden de magnitud. En la referencia (*California Department of Transportation et al.*, 2014) se ha utilizado este tipo de ensayos en un medio realista para el análisis del fallo ocurrido y la prevención de fallos futuros, pero su idoneidad ha sido puesta en duda (Chung Y., 2014).

Con el desarrollo de la Mecánica de la Fractura aparece un nuevo concepto de ensayos de corrosión bajo tensión, que implica el uso de probetas prefisuradas por fatiga. En los apartados 1.1.5 y 2.2 se ha subrayado el papel de los concentradores de tensión en los procesos de corrosión bajo tensión. El concentrador de tensiones más severo imaginable es una fisura, y por ello la idea de incorporar una fisura de fatiga en las probetas para ensayos de SCC no es reciente. Desde hace décadas (Brown B. F. y Beachem C. D., 1965) se utilizan probetas en doble voladizo prefisuradas por fatiga para estudiar la corrosión bajo tensión de los aceros estructurales. Si las cargas aplicadas a la probeta mantienen ésta en régimen SSY (*Small Scale Yielding*), el factor de intensidad de tensiones K_I domina el campo de tensiones del frente de la fisura y su valor K_I puede vincularse a la velocidad da/dt con que la fisura crece en un determinado medio $K_I(da/dt)$ o al hecho de que se produzca o no crecimiento (valor umbral K_{ISCC}).

Los ensayos de corrosión bajo tensión con probetas prefisuradas que se basan en medir los *tiempos de crecimiento y rotura en función del valor K_I del factor de intensidad de tensiones aplicado al comienzo del ensayo* son los más sencillos de instrumentar y realizar (Elices M., 1998). Con los resultados obtenidos barriendo un intervalo de valores decrecientes de K_I que parta de la tenacidad de fractura K_{Ic} es posible determinar el valor umbral K_{ISCC} por debajo del cual la fisura de fatiga no experimenta crecimiento subcrítico por corrosión bajo tensión, tal como muestra en la Figura 2.3.

Figura 2.3. Tiempo de rotura en función de K_I .

Una técnica de ensayo más elaborada, pero también más directamente relacionada con los postulados de la Mecánica de Fractura, consiste en aplicar a la probeta prefisurada e inmersa en el medio agresivo una carga inicial y en registrar la evolución de la carga y del tamaño de fisura con el tiempo. Es el método aplicado en esta tesis. Con la medida de estas dos magnitudes se puede obtener por cálculo y elaboración de resultados el factor de intensidad de tensiones K_I y la velocidad de crecimiento subcrítico de la fisura da/dt , también como función del tiempo. La eliminación del tiempo entre ambas magnitudes proporciona la curva de velocidad de crecimiento de la fisura frente al factor de intensidad de tensiones, curva que sólo debe depender del material de la probeta y de las características y condiciones del medio agresivo, conforme a la formulación macroscópica del fenómeno de corrosión bajo tensión asumida en Mecánica de Fractura. Las curvas típicas obtenidas en esta modalidad de ensayo son de la forma esquematizada en la Figura 2.4, donde se observan tres zonas bien diferenciadas.

Figura 2.4. Curva esquemática velocidad de fisuración– factor de intensidad de tensiones en procesos SCC (Elices M., 1998; Arana J. L. y González J. J., 2002; Toribio J. y Lancha A. M., 1995).

En la *zona I*, para los valores más bajos de K_I que permiten detectar crecimiento de fisura la velocidad de crecimiento aumenta fuertemente con K_I pudiendo representarse la curva por una función potencial del tipo:

$$\dot{a}_{\text{zona I}} = \frac{da}{dt} = A \cdot K_I^n \quad (2.1)$$

e incluso por una asíntota vertical cuya posición determinaría el valor umbral K_{Isc} . En muchos casos dicho umbral puede delimitarse o acotarse con suficiente precisión, pero en otros, la tendencia que muestran los resultados experimentales no permiten claramente un valor umbral. Tras esta primera zona de fuerte crecimiento de la velocidad, se observa la *zona II* donde la velocidad tiende a estabilizarse y suele representarse por un valor constante:

$$\dot{a}_{zonaII} = \frac{da}{dt} = cte \quad (2.2)$$

Algunos autores sugieren que la forma de esta zona puede indicar que algún proceso no mecánico es el que controla el proceso (bien una velocidad de reacción, o bien el acceso de electrolito nuevo a la punta de la grieta). Finalmente existe una tercera *zona III*, para valores altos de K_I , en la que nuevamente la velocidad de crecimiento de grieta es una función fuertemente creciente de K_I . Esta zona no se presenta en todas las combinaciones material-medio agresivo, ya que es propia de los materiales propensos a la rotura frágil por tener una tenacidad de fractura K_{Ic} media o baja. Al aproximarse el factor de intensidad de tensiones K_I a K_{Ic} , la sinergia entre los mecanismos de fractura y de daño inducido por el medio acelera el crecimiento de la fisura, que deja ser puramente subcrítico.

Para materiales de alto límite elástico y baja tenacidad de fractura es posible que apenas se detecte la zona II, debido a que el estado tensional domina la cinética del proceso. Conviene resaltar las dificultades que se presentan al determinar el valor umbral K_{ISCC} a partir de datos de velocidad de propagación, ya que en esta región la velocidad decrece muy deprisa al disminuir K_I y el umbral dependerá del límite inferior de velocidad identificado con velocidad nula a efectos experimentales. Además, es preciso tener en cuenta que cuando la configuración de la probeta y la forma de aplicar la carga dan lugar a que el factor de intensidad de tensiones disminuya a lo largo de todo el ensayo, el valor del factor de intensidad de tensiones alcanzado cuando la fisura deja de crecer puede depender del valor aplicado al empezar el ensayo (Elices M., 1998), y por tanto su identificación como valor umbral K_{ISCC} requeriría explorar la influencia del valor inicial.

2.3.2. Procedimientos de ensayo

Los ensayos de corrosión bajo tensión cuyo resultado es el tiempo de rotura de una probeta de tracción simple inmersa en el medio agresivo y sometida a carga constante comenzaron a aplicarse al acero de alta resistencia para hormigón pretensado como consecuencia de fallos de este material ocurridos a principios de la década de los años 80. La Federación Internacional del Pretensado publicó entonces el primer informe sobre este tema (FIP, 1980). El método, que fue llamado Ensayo FIP (Hampejs G. *et al*, 1991), es aplicable para muestras lisas de alambres, cables o barras, y establece las siguientes condiciones de ensayo:

- *Medio corrosivo:* 200 g de NH_4SCN disueltos en 800 g de agua destilada
- *Temperatura de ensayo:* $50^\circ\text{C} \pm 1^\circ\text{C}$
- *Carga:* carga constante igual al 80% de la resistencia a tracción de la muestra.

El tiempo de vida de la muestra hasta rotura bajo esas condiciones es la magnitud que se mide como resultado del ensayo, pero no son aplicables al diseño estructural ni al mantenimiento de las estructuras (Nuernberger U., 2009; Isecke B. y Miletz J., 1993). El propio informe FIP indica que es un ensayo para determinar la susceptibilidad a la fragilización por hidrógeno y el medio agresivo empleado no es representativo de los medios a que pueden estar expuestas las armaduras activas de las estructuras de hormigón pretensado. Algunos autores sostienen que este tipo de ensayo sólo permite comparar la susceptibilidad a la corrosión bajo tensión de armaduras activas que han sido fabricadas por procedimientos afines (Rehm G., 1982). Sin embargo, no se cuestiona la necesidad de algún ensayo de susceptibilidad a la corrosión bajo tensión para las armaduras activas, porque no existe correlación entre esta característica y las propiedades mecánicas como resistencia, ductilidad y tenacidad (Yamaoka Y. y Tanaka Y., 1993).

Como se indicó en el apartado 2.3.1. la normativa de acero de pretensado admite el ensayo DIBt (Nürnberg U., 1998; Mietz J. e Isecke B., 2002) como alternativa al ensayo FIP. La única diferencia entre ambos ensayos es el medio agresivo. El medio DIBt es menos agresivo que el medio FIP y más representativo de aquellos medios a que pueden estar expuestas las armaduras activas, porque procede del análisis químico de muestras extraídas *in situ* de las vainas donde se alojan dichas armaduras. El medio DIBt es una solución acuosa que contiene 0,014 mol/l de cloruro potásico, 0,052 mol/l de sulfato potásico y 0,017 mol/l de tiocianato potásico. Los iones SCN^- , que promueven la absorción de hidrógeno, se encontraron en algunos hormigones que ya no se admiten (Nürnberg U., 1998). En las pruebas del ensayo se estableció la duración de 2000 horas como condición suficiente de baja susceptibilidad del acero de pretensado a la corrosión bajo tensión. El mayor realismo del medio DIBt es un factor de confianza en favor de este ensayo frente al ensayo FIP (Nuernberger U., 2009), pero los resultados tampoco son aplicables al diseño estructural ni a los programas de mantenimiento, por lo que su función fundamental es discriminar los aceros de pretensar que son susceptibles a la corrosión bajo tensión, y en especial a la fragilización por hidrógeno, de los que no lo son. Sin embargo, como se ha indicado en el apartado 2.3.1, algunos resultados publicados avalan que la eficacia al respecto de ambos ensayos es comparable, pero la eficiencia del ensayo FIP es sensiblemente mayor por su menor duración.

Los ensayos de corrosión bajo tensión que se llevan a cabo con probetas prefisuradas por fatiga tienen por objeto obtener las curvas de las Figuras 2.3 o 2.4 para caracterizar el comportamiento del material frente a la acción combinada del medio y el estado tensional siguiendo la formulación del fenómeno propuesta en Mecánica de Fractura. En el ensayo que conduce a la obtención de la curva representada en la Figura 2.3, las magnitudes a medir son la carga aplicada al comienzo del ensayo, las dimensiones de la fisura de fatiga, la duración del ensayo hasta la rotura de la probeta, y el tiempo que tarda la fisura en empezar a crecer. La forma de realización del ensayo que requiere el dispositivo más simple es bajo carga constante, por cuanto basta con una simple palanca. La medida más compleja de efectuar es el tiempo de iniciación del proceso de crecimiento subcrítico de la fisura, ya que al menos es necesario hacer un seguimiento visual del frente de la fisura con la instrumentación apropiada para apreciar cambios de tamaño de la fisura suficientemente pequeños.

Para obtener la curva de la velocidad de crecimiento en función del factor de intensidad de tensiones aplicado (Figura 2.4) se suele recurrir a mantener constante la carga inicial aplicada o a imponer y mantener constante un valor del desplazamiento COD, esto es, entre dos puntos de la probeta situados sobre la línea de carga y simétricos respecto al plano que contiene la fisura (Elices M., 1998). Las medidas que deben efectuarse para determinar la evolución del tamaño de fisura a lo largo del ensayo no permiten emplear un dispositivo simple tipo palanca en los ensayos a carga constante, pero sí en los ensayos a desplazamiento constante. En efecto, para probetas en doble voladizo el dispositivo de carga puede reducirse a una pareja de tornillos roscados a sendos taladros pasantes que pasen a través de ambos voladizos con el eje sobre la línea de carga (ASTM G168, 2013). Al roscar los tornillos sus extremos entran en contacto sobre el plano de la fisura, de modo que el posterior apriete comprime uno contra otro, y a través de las roscas transmiten a los voladizos la misma fuerza que reciben cambiada de sentido. Estas fuerzas provocan la flexión de los voladizos en sentidos opuestos y permiten imponer a la probeta un valor prefijado del desplazamiento COD regulando el apriete. Si el apriete de los tornillos no se modifica durante el ensayo, el COD aplicado no varía y el ensayo tiene lugar bajo desplazamiento constante. La única magnitud a registrar es el tamaño de fisura, que puede medirse por métodos ópticos dada la facilidad para hacerlos compatibles con el dispositivo de carga, aún estando el frente de fisura inmerso en el medio agresivo. La determinación del factor de intensidad de tensiones a lo largo del ensayo requiere disponer de una fórmula de cálculo que proporcione su valor en función del COD y del tamaño de fisura.

Un dispositivo de carga algo más elaborado para ensayos a desplazamiento constante es el representado esquemáticamente en la Figura 2.5 (ASTM F519, 2013), que fue diseñado para evaluar la resistencia de los recubrimientos a la fragilización por hidrógeno mediante el denominado ensayo Raymond. Sin embargo, combinado con la norma ASTM F1624 (ASTM F1624, 2012) este dispositivo ha sido utilizado para determinar el factor umbral de intensidad de tensiones de barras de alta resistencia sometidas a tracción en agua de mar (*California Department of Transportation et al.*, 2014). El sistema tensor con célula de carga de que está provisto el dispositivo y su elevada rigidez permiten imponer y mantener en la probeta un desplazamiento constante de flexión. A lo largo del ensayo se mide la fuerza P , cuya caída indica el comienzo del crecimiento subcrítico de la fisura. El dispositivo puede automatizarse para incrementar el desplazamiento a intervalos regulares si transcurre un periodo prefijado de tiempo sin caída de carga. De este modo se acota el factor umbral de intensidad de tensiones entre dos valores tan próximos como la regulación del tensor de carga admita. El factor crítico es el tiempo de espera en cada escalón de carga, que debe ser suficiente para descartar la existencia de crecimiento subcrítico a velocidad muy lenta: en el caso de la referencia (*California Department of Transportation et al.*, 2014) fue de 4 horas.

Figura 2.5. Esquema del dispositivo de ensayo Raymond de desplazamiento constante o escalonado.

Los ensayos a carga constante con probetas prefisuradas por fatiga son conceptualmente iguales a los ensayos para determinación del tiempo de rotura, pero generalmente se emplean máquinas de ensayos mecánicos en lugar de palancas, porque para conocer el

tamaño de la fisura a lo largo del ensayo se suele recurrir a procedimientos de medida indirectos y de instrumentación complicada. Si el objetivo del ensayo es únicamente obtener el umbral K_{ISCC} de corrosión bajo tensión para un material y un medio dados, el empleo de palancas y la medida del tiempo de rotura son suficientes: cada ensayo proporciona un valor del factor de intensidad de tensiones por encima o por debajo del umbral K_{ISCC} según que la rotura tenga lugar o no dentro de la duración límite establecida. El umbral K_{ISCC} puede acotarse con la precisión requerida repitiendo el ensayo las veces necesarias con cargas distintas, cada una de ellas elegida de modo que el valor inicial del nuevo factor de intensidad de tensiones aplicado pertenezca al intervalo de K_{ISCC} determinado mediante los ensayos precedentes.

Otro tipo de ensayo muy empleado en corrosión bajo tensión es el denominado *ensayo de tracción lenta*, consistente en someter a carga una probeta de tracción simple a velocidad de desplazamiento constante, mientras permanece inmersa en el medio agresivo (ASTM G129, 2000). En tanto la deformación de la probeta es uniforme, la velocidad de deformación es constante por serlo la de desplazamiento, y reduciendo ésta se puede conseguir que aquella sea suficientemente lenta para dar tiempo a que se activen y desarrollen los procesos físico-químicos mediante los cuales el medio daña al material. Las velocidades de deformación necesarias para conseguir este efecto en materiales estructurales oscilan entre 10^{-4} y 10^{-8} s⁻¹. El ensayo fue diseñado como medio para distinguir entre materiales sensibles y no sensibles a la corrosión bajo tensión comparando los resultados con los de un ensayo idéntico en ambiente inerte y completándolas con la información que la superficie de la probeta expuesta al medio y las superficies de fractura ofrecen respecto a la naturaleza física del daño sufrido por el material. La comparación del tiempo de rotura, la carga máxima, la reducción de área o el alargamiento último son buenos indicadores de la sensibilidad del material. Otro indicador más difícil de cuantificar, pero más directamente vinculado a la capacidad de daño del medio, es la velocidad media de fisuración, obtenida como cociente entre la profundidad de la fisura desencadenante de la rotura o de la mayor fisura secundaria y el tiempo de rotura (Parkins R. N., 1993). El ensayo de tracción lenta admite que se incorpore a la probeta un concentrador de tensiones que acelera e intensifique la acción del medio, siempre que pueda ser reproducido con fidelidad para la comparación con el ambiente inerte (ASTM G129, 2000). Por ello, en la práctica sólo se emplean entallas mecánicas, cuya severidad como concentradores de tensión se consigue a través de la profundidad y de la curvatura de la raíz. La ventaja del ensayo de tracción lenta radica en su favorable relación entre información y duración, pero no aporta datos directamente aplicables para diseño predictivo.

2.4. Probetas prefisuradas para ensayos de corrosión bajo tensión

2.4.1. Requisitos de las probetas prefisuradas para ensayos de corrosión bajo tensión

Las probetas prefisuradas por fatiga que se emplean para medir la tenacidad de un material en ensayos de fractura (ASTM E399, 1997; BS 5447, 1977; ASTM E1820-11, 2011) son excelentes candidatos para los ensayos de corrosión bajo tensión, ya que los dos tipos de ensayo persiguen el objetivo de determinar las condiciones de crecimiento de la fisura, por propagación crítica en el caso de la tenacidad y por propagación subcrítica en el caso de la corrosión bajo tensión. Para medir la tenacidad de fractura en deformación plana K_{Ic} es necesario que la propagación de la fisura tenga lugar en régimen SSY (*small scale yielding*), es decir, de modo que la probeta se comporte como un sólido hookeano y la inevitable plastificación del frente de la fisura afecte a un volumen tan pequeño de material que el campo local de tensiones permanezca dominado por el factor de intensidad de tensiones. Esta condición también ha de cumplirse en los ensayos de corrosión bajo tensión si están destinados a obtener la curva de velocidades de propagación en función del factor de intensidad de tensiones K_I , incluido el valor umbral K_{Isc} de esta magnitud (Figura 2.4).

Los requisitos que deben cumplir las probetas fisuradas para permanecer en régimen SSY es que el factor de intensidad de tensiones no supere el menor de un conjunto de límites determinado por el límite elástico del material σ_Y y las dimensiones de la probeta y de la fisura. Las normas (ASTM E399, 1997; BS 5447, 1977; ASTM E1820-11, 2011) sólo contemplan probetas con fisura y ligamento de anchura constante (el espesor B de la probeta), y tanto esta dimensión como las longitudes respectivas a y c de la fisura y del ligamento limitan los valores del factor K_I compatibles con el régimen SSY:

$$a, b, B \geq 2,5 \left(\frac{K_I}{\sigma_Y} \right)^2 \quad (2.3)$$

o, equivalentemente, si la capacidad de una probeta con espesor B y fisura de dimensiones a y c para mantener el régimen SSY se expresa en términos del factor de intensidad de tensiones, su capacidad límite K_L es:

$$K_L = 0,632\sigma_Y\sqrt{M'n\{B, a, c\}} \quad (2.4)$$

En ensayos de fractura y en ensayos de corrosión bajo tensión, K_{Ic} representa respectivamente la capacidad límite de la probeta para medir la tenacidad de fractura en deformación plana, y para determinar el intervalo de factores de intensidad de tensiones que producen propagación subcrítica asistida por el medio.

La Figura 2.6 muestra un ejemplo muy representativo de este tipo de probetas: la probeta CT (*Compact Tensile*) de las normas (ASTM E399, 1997; BS 5447, 1977; ASTM E1820-11, 2011). Otros ejemplos son la probeta SEN de las mismas normas y la probeta DCB (*Double Cantilever Beam*) de la norma (ASTM G168, 2013).

Figura 2.6. Geometría de probetas CT (*Compact Tensile*).

Las limitaciones que el régimen SSY impone a las probetas prefisuradas a través de las ecuaciones 2.3 y 2.4 es una severa restricción cuando el material a ensayar sólo puede proceder de productos con dimensiones limitadas, especialmente si la orientación del plano de la fisura respecto a la configuración del producto hace inútiles las dimensiones mayores. Este es el caso de las barras de acero de alta resistencia para construcción.

2.4.2. Probetas de tenacidad *Short Bar Specimen (SBS)*. Antecedentes y características

Las probetas para ensayos de fractura *Chevron Notch* de la norma ASTM E1304 (ASTM E1304, 2002) son probetas cuyo frente de fisura tiene anchura variable y presentan por ello dos singularidades respecto a las de las normas citadas en el apartado anterior: no es necesario prefisurarlas por fatiga para medir la tenacidad de fractura, y sus dimensiones restringen menos su capacidad para mantenerse en régimen SSY. Esta última

característica hace su uso especialmente atractivo cuando no es posible disponer del material a ensayar en cualquier tamaño. Las probetas SBS (*Short Bar Specimens*) son un caso particular de probeta *Chevron Notch* (probetas con ligamento de anchura variable), que reciben su nombre de su sección transversal cuadrada y de su reducida longitud.

Los antecedentes y características de las probetas SBS fueron objeto de una investigación preliminar de esta tesis (Pérez-Guerrero M., 2014), cuyo contenido esencial se recoge aquí. Las primeras publicaciones sobre las probetas con ligamento de anchura variable comparables a las que utiliza la norma ASTM E1304 aparecieron a finales de la década de 1970. En las referencias (Barker L., 1977; Barker L., 1979) aparecen aplicadas las teorías de la Mecánica de la Fractura Elástica Lineal (MEFL) para obtener la expresión del factor de intensidad de tensiones de la configuración geométrica de probeta *Chevron Notch* mostrada esquemáticamente en la Figura 2.7 y denominada SBS (*Short Bar Specimen*).

Figura 2.7. Configuración geométrica de la probeta tipo SBS (Barker L., 1979): F es la fuerza aplicada a la probeta; a es la profundidad de fisura; b es el ancho del frente de fisura; X es la separación entre las dos caras de la fisura debida a la carga (CMOD).

La singularidad de este tipo de probetas es que el factor de proporcionalidad entre la carga y el factor de intensidad de tensiones presenta un mínimo para un valor crítico a_c de la profundidad a de fisura, de modo que para valores inferiores a a_c decrece con a y para valores superiores crece. El valor crítico es una fracción fija de la longitud $1,5B$.

Para medir la tenacidad de fractura, la probeta SBS es ensayada sin prefisurar, incrementando gradualmente la carga F con control de desplazamiento, y registrando junto con F la distancia X o CMOD que las dos mitades de la probeta se separan a consecuencia de la deformación. En la fase inicial del ensayo la probeta se comporta como un sólido hookeano con una entalla, y el tramo correspondiente de la curva F - X es recto. La curva deja de ser lineal cuando el ligamento se rompe por el vértice y se forma una fisura que avanza establemente, a la vez que la carga crece, para luego hacerlo inestablemente, con caída de carga (Figura 2.8).

Figura 2.8. Curvas carga-CMOD de la probeta SBS con descarga: F es la carga aplicada; X es la separación de las caras de la fisura (CMOD).

Cuando el avance de la fisura y la consecuente rotura del ligamento tienen lugar en régimen SSY, la condición de rotura es que el factor de intensidad de tensiones se mantenga igual a la tenacidad de fractura. Si la probeta fuese descargada tras haber comenzado la fisuración del ligamento, pero antes de la caída de carga (puntos A o B de la Figura 2.8), la curva de descarga ha de ser una recta que pase por el origen, ya que el volumen de material plastificado en régimen SSY no produce deformaciones macroscópicas no hookeanas en la probeta. Entre ambos puntos, la fisura ha aumentado de tamaño y la profundidad del frente ha crecido de a_1 a a_2 . Las pendientes R_1 y R_2 de las

rectas de descarga son las flexibilidades de la probeta correspondientes a los dos tamaños de fisura. El avance de la fisura con aumento de la carga ocurre aún cuando el ligamento rompe frágilmente. La razón es la anteriormente indicada de que el factor de intensidad de tensiones de la probeta SBS no es una función creciente del tamaño de fisura en todo el intervalo de valores de ésta, sino únicamente es superior al tamaño crítico a_c . Para $a < a_c$ es decreciente. Para que la rotura frágil del ligamento se produzca el factor de intensidad de tensiones ha de ser igual a la tenacidad de fractura, y por ello el avance de la fisura posterior a la rotura inicial del vértice del ligamento requiere incrementos de carga que aumenten el factor de intensidad de tensiones para compensar su disminución por efecto del mayor tamaño de fisura ocasionado por la rotura del ligamento. En el tramo del registro F-X con crecimiento no lineal de la carga, el factor de intensidad de tensiones se mantiene constante e igual a la tenacidad de fractura, luego el valor de esta magnitud es el del factor cuando la fisura alcanza el tamaño crítico y la carga su valor máximo F_m . La tenacidad de fractura K_{Ic} se obtiene mediante la fórmula:

$$K_{Ic} = \frac{20,84 F_m}{B^{3/2}} \quad (2.5)$$

donde la cantidad adimensional 20,84 es una constante de forma de la probeta que se deduce analíticamente de la flexibilidad como función del tamaño de fisura (Pérez-Guerrero M., 2014).

En la referencia (Barker L., 1979) se describen los experimentos realizados con probetas *Chevron Notch* para comprobar su validez en la determinación de la tenacidad de fractura. Las probetas empleadas no fueron SBS, sino SRS (*Short Rod Specimen*), que sólo se diferencian de aquellas en que son de sección circular en lugar de cuadrada. A partir de una barra de aluminio 6061-T651 de 63,5 mm de diámetro, se mecanizaron y ensayaron probetas SBS de cuatro diámetros distintos (12,7; 22,0; 38,1 y 63,5 mm), con el plano del ligamento paralelo al eje de la barra. Los resultados confirmaron que la tenacidad de fractura K_{Ic} obtenida con la Ec. 2.5 era independiente del tamaño de la probeta y por tanto una constante del material, incluso para diámetros tan pequeños como el de 12,7 mm.

Las probetas de tenacidad *Chevron Notch* (con ligamento de anchura variable) introducidas por la Norma ASTM E1304, son variantes de la probeta SBS de incorporación bastante reciente al campo de la Mecánica de la Fractura. Por ello su comportamiento mecánico ha sido objeto de menos estudios que las probetas clásicas de

tenacidad con ligamento de anchura constante, pero aun así hay disponible un considerable número de datos generados experimental (Munz D. *et al.*, 1980; Bubsey R. *et al.*, 1982; Bubsey R. *et al.*, 1992) y numéricamente (Newman J., 1984; Pérez-Guerrero M., 2014). Los resultados que recoge la referencia (Bubsey R. *et al.*, 1992) son experimentales y de especial interés. La aportación principal son las funciones que proporcionan la rigidez de las probetas de sección circular (SRS) y cuadrada (SBS) mostradas en la Figura 2.9, en función del tamaño de fisura para los valores 1,5, 1,75 y 2 del cociente W/B , y para nueve valores del cociente a_0/W comprendidos entre 0,10 y 0,48. Se utilizaron probetas de aluminio 7075-T651 mecanizadas en taller con 1 mm de espesor de ligamento, y 48 mm de diámetro (o 51 mm de lado); la fisura se simuló cortando el ligamento con sierra mecánica de 0,6 mm de espesor desde el vértice hasta las distintas profundidades prefijadas.

Figura 2.9. Geometría de las probetas SRS (a) y SBS (b): B : diámetro/anchura; W : longitud; a_0 : distancia de la línea de carga al vértice del ligamento; S : profundidad de la ranura de carga; X : profundidad de la línea de carga; T : anchura de la ranura de carga; t : espesor del ligamento; H : semialtura; ϕ : ángulo del ligamento triangular.

En tales ensayos para medir el desplazamiento X , los autores de (Bubsey R. *et al.*, 1992) utilizaron un extensómetro de diseño especial que se sujetaba a la probeta en la intersección de la línea de carga con la superficie exterior y la rodeaba por el lado del ligamento; las probetas se cargaron en una máquina de ensayos sin sobrepasar el régimen SSY y se obtuvo un registro F - X lineal, cuya pendiente es la rigidez R . En el caso de la probeta SBS con $W/B = 1,5$ y $a_0/W = 0,332$, los resultados de las medidas fueron formulados analíticamente empleando un ajuste polinómico del logaritmo de la rigidez:

$$R = EBe^{-7,4803+28,4964\tilde{a}-85,009\tilde{a}^2+102,827\tilde{a}^3-47,8208\tilde{a}^4} \quad (2.6)$$

$$\tilde{a} = \frac{a}{W} \quad 0,332 \leq \tilde{a} \leq 0,8 \quad (2.7)$$

donde E es el módulo de elasticidad del material. La rigidez relativa r es el cociente entre la rigidez R de la probeta fisurada y la rigidez R_0 de la probeta sin fisura:

$$r = \frac{R}{R_0} = \frac{1}{67,45} e^{-7,48403+28,4964\tilde{a}-85,009\tilde{a}^2+102,827\tilde{a}^3-47,8208\tilde{a}^4} \quad (2.8)$$

El factor de intensidad de tensiones K_I se deduce analíticamente a partir de la Ec. 2.8 a partir de la flexibilidad (Elices M., 1998):

$$K_I = \frac{FY(\tilde{a})}{B\sqrt{W}} \quad (2.9)$$

donde:

$$Y(\tilde{a}) = \sqrt{\frac{1}{2} \frac{0,668}{(\tilde{a}-0,332)} \frac{d}{d\tilde{a}} \left(e^{-7,48403+28,4964\tilde{a}-85,009\tilde{a}^2+102,827\tilde{a}^3-47,8208\tilde{a}^4} \right)} \cong e^{12,2903-56,9535\tilde{a}+136,863\tilde{a}^2-151,34\tilde{a}^3} \quad (2.10)$$

En las probetas de la norma ASTM E1304 (ASTM E1304, 2002) la fisura y el ligamento son de anchura variable, con valor inicial nulo. El ligamento que deja la entalla de partida es un triángulo isósceles, que la fisura transforma idealmente en un trapecio asimismo isósceles (Figura 2.10). Las diferencias esenciales que el ligamento de anchura variable introduce en los ensayos de tenacidad son dos: *la primera*, es que aumenta la capacidad de las probetas para medir la tenacidad de fractura, ya que se consigue mantener el régimen SSY para un valor dado del factor de intensidad de tensiones con menores dimensiones de la probeta y de la fisura. Para este tipo de fisura, los límites de las ecuaciones 2.3 y 2.4 se transforman en:

$$a, b, B \geq 1,25 \left(\frac{K_I}{\sigma_Y} \right)^2 \quad (2.11)$$

$$K_L = 0,894\sigma_Y \sqrt{M'n\{B, a, W - a\}} \quad (2.12)$$

dando por tanto lugar a un aumento del 41% de la capacidad de medida de las probetas del mismo espesor. La segunda diferencia es que, en principio, la probeta no necesita ser prefisurada por fatiga para activar la rotura frágil. Estas características de las probetas SBS se convierten en ventajas cuando se les compara con otras probetas de tenacidad.

Figura 2.10. Dimensiones de la probeta SBS (Short Bar Specimens). B : anchura; W : longitud; a_0 : distancia de la línea de carga al vértice del ligamento; a : distancia de la línea de carga al frente de fisura; S : profundidad de la ranura de carga; X : profundidad de la línea de carga.

2.5. Susceptibilidad y tolerancia al daño de otros aceros de alta resistencia para tendones estructurales

La dificultad de garantizar la ausencia total de defectos asimilables a fisuras en una estructura, ya se originen durante la construcción o en servicio, justifica que se postule como condición de diseño la existencia de fisuras para prevenir fallos estructurales prematuros. Este objetivo también requiere que el tiempo de crecimiento subcrítico de las fisuras postuladas no sea inferior a la vida útil de diseño de la estructura, y ello ha impulsado la utilización de las probetas prefisuradas para la investigación de los procesos de fisuración subcrítica de los materiales estructurales. En algunos casos, los ensayos de corrosión bajo tensión con probetas prefisuradas son imprescindibles, porque hay materiales cuya sensibilidad al daño asistido por el medio es elevada, pero requiere fuertes concentraciones de tensión para ponerse de manifiesto (Rolfe S. T. y Barsom J. M., 1977). La idea de utilizar probetas prefisuradas para el estudio de la susceptibilidad a la fisuración por corrosión bajo tensión se remonta al menos a 1965, con experimentos realizados para aleaciones de titanio (Brown B. F. y Beachem C. D., 1965) precisamente

para poner de manifiesto que la ausencia de concentradores de tensión podía dificultar la iniciación de procesos de fisuración subcrítica en algunos materiales, pero enmascaraba la facilidad del posterior crecimiento de las fisuras.

Los materiales más afines al acero de las barras de construcción de alta resistencia cuya tolerancia al daño y susceptibilidad a la corrosión bajo tensión y a la fragilización por hidrógeno han sido más ampliamente estudiadas son los alambres fuertemente trefilados para pretensar hormigón, tanto los de acero eutectoide, habitualmente utilizados, como los de acero inoxidable, en fase experimental. En ambos casos las probetas empleadas para los ensayos son muestras de alambre previamente fisuradas que se cargan a tracción en el medio agresivo. La fisura se genera por fatiga desde la superficie del alambre hacia el interior en una sección transversal, partiendo de una entalla aguda de borde recto.

La referencia (Toribio J. y Lancha A. M., 1995) presenta la curva velocidad de fisuración-factor de intensidad de tensiones de la Figura 2.4 para un medio alcalino representativo del hormigón con potencial electroquímico controlado, y para un alambre de pretensado comercial, fabricado trefilando acero eutectoide. Los ensayos de fisuración subcrítica fueron realizados a baja velocidad de desplazamiento y complementados con análisis fractográficos por microscopía electrónica de barrido para asociar las diferentes zonas de la curva con los micromecanismos de daño. La fisuración tiene lugar por rotura de las láminas perlíticas fragilizadas, que se produce a su vez por desgarramiento dúctil (crecimiento y coalescencia de cavidades) y por clivaje. El clivaje se activa para valores del factor de intensidad de tensiones próximos a la tenacidad de fractura, y la zona II de la Figura 2.4 presenta en este caso dos tramos, el primero dominado por el desgarramiento dúctil de la perlita y el segundo por el clivaje. Bajo potenciales anódicos, el ataque químico se impone a la fragilización como mecanismo de rotura de la perlita, aunque coexiste con el clivaje para los valores superiores del factor de intensidad de tensiones. En la referencia (Toribio J., 1997) se explica la transición de desgarramiento dúctil a clivaje en la perlita por disminución local de la tenacidad de fractura a causa de la acumulación de hidrógeno, y se obtiene el valor reducido de la tenacidad identificando la transición en la curva velocidad de fisuración-factor de intensidad de tensiones. En la referencia (Toribio J. y Kharin V., 1998) se utilizan estos resultados para examinar en profundidad la compatibilidad de este criterio basado en la Mecánica de Fractura Elástico-Lineal y los fenómenos locales físicos y mecánicos involucrados en la acumulación de hidrógeno en el frente de la fisura.

Las referencias (Toribio J. y Ovejero E., 2005; Toribio J. y Valiente A., 2006) contienen un estudio experimental sobre las transformaciones que los niveles de deformación alcanzados durante el proceso de trefilado del acero eutectoide de pretensado inducen en la tolerancia al daño y en los mecanismos de fragilización por hidrógeno causantes del crecimiento subcrítico de fisuras. Los ensayos fueron realizados a baja velocidad de desplazamiento en medio inerte y en un medio alcalino representativo del hormigón, con potencial electroquímico controlado para favorecer la fragilización por hidrógeno o el ataque químico por disolución anódica localizada. La causa última de las transformaciones es la fuerte orientación que la microestructura perlítica experimenta por efecto del trefilado. La tolerancia al daño, evaluada por medio del factor de intensidad de tensiones correspondiente a la carga máxima de ensayo, es una función fuertemente creciente del grado de trefilado en medio inerte, que disminuye un 35% o aumenta hasta un 60% en el medio agresivo según que el potencial electroquímico favorezca el dominio de la fragilización por hidrógeno o de la disolución anódica sobre la fisuración subcrítica. El crecimiento de la fisura asistido por el medio no sigue la sección transversal que contiene el plano de la fisuración por fatiga, sino que se desvía hacia el eje del alambre, de modo que la desviación es nula en el alambón sin trefilar y crece rápidamente con el grado de trefilado. El avance de la fisura tiene lugar por desgarramiento dúctil favorecido por la fragilización localizada del acero, si bien la orientación de la microestructura perlítica distorsiona fuertemente el proceso de crecimiento y coalescencia de cavidades.

La orientación progresiva de la microestructura perlítica por efecto de las sucesivas etapas de trefilado es objeto de estudio en la referencia (Toribio J. y Ovejero E., 1997) mediante el análisis geométrico cuantitativo de la forma, y tamaño de las colonias perlíticas en relación con la dirección de trefilado. La referencia (Toribio J. y Ayaso F. J., 2003) está dedicada a los micromecanismos de fractura asociados a la anisotropía de fractura creciente que la orientación progresiva de la microestructura perlítica debida al trefilado induce en el acero. Las probetas utilizadas para la experimentación son en este caso muestras de alambre entalladas axilsimétricamente que se ensayan a tracción y se analizan fractográficamente. Observando la superficie de fractura proyectada sobre el plano paralelo a su dirección de avance y a la dirección de trefilado se comprueba que el micromecansimo de fractura puede describirse como cuasi-clivaje, cuyos iniciadores son pseudocolonias perlíticas débiles que fallan por cortante a causa de su alto espaciamiento interlaminar.

La propagación de fisuras por fatiga también ha sido objeto de investigación como fuente de fisuración subcrítica del acero eutectoide con diferentes niveles de trefilado (Toribio

J. *et al.*, 2007; Toribio J. *et al.*, 2009; Toribio J. *et al.*, 2010; Toribio J. *et al.*, 2014). Para los ensayos se han empleado muestras de alambres traccionadas longitudinalmente como probetas y entallas de frente recto perpendicular al eje del alambre como iniciadores de fisura. La orientación de la microestructura no desvía el plano macroscópico de fisuración por fatiga como ocurre con la fisuración asistida por el medio (Toribio J. y Ovejero E., 2005) o la fractura, pero sí hace que el avance del frente a través de las colonias perlíticas rompiendo las intercalaciones de láminas ferríticas y cementíticas sea más tortuoso. Consecuentemente, la rugosidad de las caras de la fisura de fatiga crece con el grado de trefilado. Este efecto de la orientación de la microestructura también se manifiesta en la resistencia a la fatiga, ya que la velocidad de fisuración, formulada en términos de la ley de Paris mediante una función potencial, disminuye con el grado de trefilado. En ausencia de trefilado, el frente de la fisura de fatiga avanza a través de las colonias perlíticas rompiendo por microdesgarramiento dúctil las intercalaciones de láminas ferríticas y cementíticas, de acuerdo con el mecanismo de rotura de la perlita propuesto por Miller y Smith (Miller L. E. y Smith G. C., 1970). A medida que el grado de trefilado crece los microdesgarramientos dúctiles adoptan formas menos rectas y tienen lugar con menos volumen de material. A los niveles de carga que producen la acción combinada de fatiga y fractura, el clivaje y la coalescencia de cavidades se suman al microdesgarramiento dúctil como micromecanismos de rotura de la perlita, con predominio progresivo del segundo sobre el primero al aumentar el grado de trefilado.

La susceptibilidad al daño inducido por el medio ha comenzado a ser estudiada para acero inoxidable trefilado hasta alcanzar resistencias a tracción de más de 1,5 GPa, a fin de explorar su viabilidad como acero de alta resistencia para tendones estructurales de construcción.

Buena parte de los trabajos publicados son investigaciones comparativas de durabilidad frente a distintos tipos de corrosión entre diferentes variedades de acero inoxidable trefilado. Así, en las referencias (Wu Y. y Nürnberger U., 2009; Recio F. J. *et al.*, 2013) se compara la durabilidad frente a la corrosión, a la corrosión por picaduras, a la corrosión anódica bajo tensión y a la fragilización por hidrógeno de 4 aceros austeníticos y uno dúplex. En la referencia (Moser R. D. *et al.*, 2012) se comparan las curvas de polarización electroquímica de dos aceros austeníticos, dos dúplex y uno martensítico en medios alcalinos y medios carbonatados, mientras que en la referencia (Grimault B. *et al.*, 2012) son un acero austeno-martensítico y otros dúplex los que se comparan, también a través de sus curvas de polarización electroquímica en medio carbonatado.

Las referencias (Valiente A. e Iordachescu M., 2012; De Abreu M. *et al.*, 2014a; De Abreu M. *et al.*, 2014b) describen investigaciones dedicadas a determinar la tolerancia al daño y la resistencia a la fragilización por hidrógeno de un alambre trefilado de acero inoxidable dúplex rico en molibdeno, y al compararlas con la de un alambre también trefilado de acero eutectoide con igual diámetro (4 mm) y resistencia a tracción (1,7 GPa). La orientación de la microestructura en el acero inoxidable debida al trefilado es más intensa que en el acero eutectoide, pero mejora su tolerancia al daño en presencia de fisuras transversales de superficie. El fallo del alambre fisurado por fatiga y sometido a tracción creciente se produce tras propagarse y detenerse la fisura paralelamente al eje del alambre. La deformabilidad transversal que la extensión longitudinal de la fisura proporciona al alambre permite que desaparezca la excentricidad del ligamento respecto a la línea de carga y éste colapse por agotamiento plástico bajo tracción simple. El fallo del alambre eutectoide tiene lugar una vez que el ligamento resistente está agotado plásticamente a flexotracción, y también es precedido por la propagación de la fisura en dirección longitudinal, pero en este caso no hay parada, sino desviación inestable en un plano inclinado respecto al eje del alambre, y colapso final. Los ensayos de fragilización por hidrógeno realizados según el método FIP (ISO 15630-3, 2002) con alambres prefisurados reproducen el comportamiento de los ensayos de tolerancia al daño en medio inerte. Tanto el alambre de acero dúplex como el de acero eutectoide fisurados por fatiga y expuestos al medio FIP bajo carga constante sufren el efecto de la fragilización por hidrógeno concentrada en el frente de la fisura, consistente en la propagación de la fisura paralelamente al eje del alambre. Sin embargo, en el caso del alambre dúplex la propagación es estable y no produce el colapso del alambre, mientras que en el caso del acero eutectoide el plano de propagación se inclina, la propagación se hace inestable y el alambre colapsa. Los alambres de acero dúplex ensayados a tracción simple en ambiente inerte tras haber superado el ensayo de fragilización por hidrógeno conservan el ligamento resistente inicial y rompen por agotamiento plástico de dicho ligamento.

2.6. Normativa de barras de acero de alta resistencia utilizadas como barras en tendones constructivos

En el apartado 1.1.5 se señalaron las coincidencias y las discrepancias en las especificaciones de las normas que tipifican las barras de acero utilizados como barras de alta resistencia para tendones estructurales. Las diferencias en cuanto a materiales, procesos de fabricación y composición química dan origen a productos muy distintos con sensibles diferencias de tolerancia al daño y de comportamiento en corrosión bajo

tensión. En la Tabla 2.1 se comparan con mayor detalle las especificaciones de las normas ASTM-A722 (ASTM A722/A722M, 2015), ASTM-A354 (GRADO BD) (ASTM A354, 2011) y prEN-10138-1/4 (prEN10138-4, 2005) concernientes a la configuración geométrica, composición química, propiedades mecánicas, procedimientos de fabricación y ensayos de corrosión bajo tensión.

Tabla 2.1. Comparación de las normas que tipifican las barras de acero como barras de alta resistencia para tendones estructurales.

Barras de acero de alta resistencia	ASTM-A 354 (Grado BD)	ASTM-A722	prEN-10138-1/4
Configuración superficial y diámetro	Lisa con extremos roscados: 6 a 100 mm	Lisa: 19 a 35 mm Corrugada/ Roscada: 15 a 65 mm	Lisa: 26 a 50 mm Corrugada/Roscada: 15 a 50 mm
Composición química	C: 0,28 a 0,55 % P: < 0,04 %; S: < 0,045 % Mn ≥ 1,65 % y/o Si ≥ 0,60 % y/o Cu ≥ 0,60 %; Al ≤ 3,99 % y/o Cr ≤ 3,99 %	P: < 0,04 % S: < 0,05 % Ajustada por el fabricante (ACI 222.2R-14, 2014)	
Resistencia a tracción	≥ 965 a 1034 MPa	≥ 1035 MPa	≥ 1030 a 1230 MPa
Límite elástico	≥ 793 a 896 MPa	≥ 828 a 880 MPa	≥ 835 a 1080 MPa
Máxima deformación uniforme	≥ 14 %		≥ 3,5 %
Deformación de rotura		≥ 4 %	
Reducción de área	≥ 40 %	≥ 20 %	
Procedimiento de fabricación	Temple en aceite y revenido	Laminación en caliente, estirado en frío y revenido	Laminación en caliente y/o enfriamiento acelerado y/o estirado en frío y/o revenido
Duraciones mínima y media a superar en corrosión bajo tensión constante			<i>Ensayo FIP</i> Ø15 a Ø25: 60 h/200 h Ø25 a Ø32: 100 h/400 h

CAPÍTULO 3

EXPERIMENTACIÓN SOBRE FISURACIÓN SUBCRÍTICA

Este capítulo presenta el programa experimental diseñado y llevado a cabo para el estudio de la fisuración subcrítica de las barras de alta resistencia objeto de esta tesis. El programa responde al objetivo de *determinar en términos de los modelos de Mecánica de Fractura las leyes empíricas de crecimiento de fisuras asistido por agua de mar en las barras de acero de alta resistencia utilizadas en construcción para tendones estructurales*, si bien el diseño también es aplicable al medio artificial fuertemente agresivo elegido para establecer una referencia de daño límite.

El capítulo comienza con la descripción de los tres materiales utilizados en esta tesis, seguido del diseño experimental propuesto para realizar los *ensayos de fisuración asistida con las probetas SBS (Short Bar Specimen) de la norma ASTM E1304*. Seguidamente se presentan los detalles y resultados de la experimentación realizada dividido en cuatro etapas: *Etapa I*: Prefisuración por fatiga, *Etapa II*: Ensayos de tenacidad, *Etapa III*: Ensayos de corrosión bajo tensión para determinar la curva velocidad de fisuración – factor de intensidad de tensiones, incluido el umbral de fragilización K_{th} (en esta etapa también incluye el procedimiento de calibración del método de ensayo diseñado y los ensayos de verificación del método), *Etapa IV*: Ensayos de corrosión bajo tensión de larga duración para confirmar el umbral de fragilización K_{th} .

3.1. Material empleado en la experimentación

3.1.1. Material A

3.1.1.1. Características de las barras de procedencia

Las barras de acero de alta resistencia de donde procede el material A son barras comerciales lisas de 32 mm de diámetro, suministradas directamente por el fabricante. El acero con que fueron fabricadas es de alto contenido en carbono y de baja aleación, conformado en frío y tratado mecánica y térmicamente para conseguir 1,3 GPa de resistencia a tracción, 1,2 GPa de límite elástico, 7% de elongación uniforme y 47 % de estricción (Tabla 3.1). La tenacidad de fractura del acero no pudo ser medida con probetas SE(B) prefisuradas por fatiga de la norma ASTM E399 [57], con la orientación de la Figura 3.1, ya que el espesor máximo compatible con los 32 mm de diámetro, resultó insuficiente. No obstante, el intento permitió estimar que la tenacidad a medir no superaba en mucho los $100 \text{ MPam}^{1/2}$. La rotura del ligamento en la fase de fractura estable se produjo sin discontinuidades en el avance del frente de rotura. El factor de intensidad de tensiones límite para el régimen SSY es de $91 \text{ MPam}^{1/2}$ según la Ec. 2.4 particularizada para el espesor de ensayo y el límite elástico del acero.

Las características del acero favorecen la finalidad de la experimentación, ya que el alto límite elástico, la considerable tenacidad y el elevado nivel de ductilidad que denota la estricción permiten controlar la prefisuración por fatiga y explorar un amplio intervalo de factores de intensidad de tensiones en ensayos de corrosión bajo tensión sin riesgo de roturas frágiles prematuras.

Figura 3.1. Ubicación y orientación de la probeta SE(B) empleada para intentar medir la tenacidad del acero A.

3.1.1.2. Propiedades mecánicas

La Tabla 3.1 resume las propiedades del material A que describen su comportamiento mecánico convencional y que han sido obtenidas en ensayos de tracción simple y de

resiliencia Charpy. Estos valores concuerdan con los datos aportados por el fabricante, cuyos resultados corresponden a ensayos de las barras de tamaño completo. Los ensayos de tracción se realizaron en una máquina servo-hidráulica de 200 kN a temperatura ambiente, con probetas cilíndricas de 6 mm de diámetro y cabezas roscadas, conforme a la norma ISO 15630-3 (2009), y a velocidad de desplazamiento constante de 1 mm/min. La medida de deformaciones se hizo con un extensómetro resistivo de pinza de 12,5 mm de base de medida. La resiliencia Charpy se determinó a temperatura ambiente conforme a la norma UNE-EN ISO 148-1 (2011). El plano del ligamento de la sección entallada de la probeta se hizo coincidir con una sección transversal de la barra.

Tabla 3.1. Propiedades mecánicas del material A

Módulo de Elasticidad E, [GPa]	Límite Elástico Rp0.2 [MPa]	Resistencia a tracción Rm, [MPa]	Máxima deformación uniforme, [%]	Reducción de área [%]	Resiliencia Charpy a 20 °C, [J]
204 ± 2	1089 ± 11	1313 ± 7	8,1 ± 0,1	47 ± 1,5	40 ± 1

3.1.1.3. Composición química

La composición química del material A corresponde a un acero hipoeutectoide microaelado, como pone de manifiesto la Tabla 3.2. Ha sido determinada por espectrometría de emisión óptica de chispa, con verificación de los patrones correspondientes.

Tabla 3.2. Composición química del material A (porcentajes en peso)

C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	V	Cu	Fe
0,48	0,66	1,78	0,019	0,004	0,44	0,018	0,003	0,004	0,007	Bal.

3.1.1.4. Microestructura

El material A es acero de microestructura *ferrito-martensítica* en espina de pez, tal como puede verse en la Figura 3.2, que corresponde a una sección transversal de la barra. El tratamiento térmico de temple y revenido posterior a la laminación en caliente propicia la nucleación y el crecimiento de estructuras laminares de Widmanstätten, por la transformación parcial de la ferrita en martensita. El tamaño de colonia es del orden de 8 µm. Los cuerpos redondeados de color oscuro y tamaño inferior a 2 µm que se aprecian en la Figura 3.2 son carburos de silicio incrustados en la matriz martensítica que

constituyen singularidades microestructurales potencialmente determinantes de la fractura del material.

Figura 3.2. Microestructura del material A según la sección transversal de la barra.

3.1.2. Material B

3.1.2.1. Características de las barras de procedencia

Las barras de acero de alta resistencia de donde procede el material B son barras comerciales corrugadas de 47 mm de diámetro y 7 m de longitud, cedidas para la investigación por una empresa constructora usuaria.

3.1.2.2. Propiedades mecánicas

La Tabla 3.3 resume las propiedades del material B que describen su comportamiento mecánico convencional y que han sido obtenidas en ensayos de tracción simple y de resiliencia Charpy, iguales a los del material A.

Tabla 3.3. Propiedades mecánicas del material B

Módulo de Elasticidad E, [GPa]	Límite Elástico Rp0.2, [MPa]	Resistencia a tracción Rm, [MPa]	Máxima deformación uniforme, [%]	Reducción de área [%]	Resiliencia Charpy a 20 °C, [J]
189 ± 3	878 ± 6	1091 ± 2	7,8 ± 0,5	26,5 ± 0,8	5,6 ± 0,4

3.1.2.3. Composición química

La composición química del material B es la dada en la Tabla 3.4, que corresponde a un acero eutectoide sin microaleantes. Ha sido determinada mediante la misma técnica y con las mismas condiciones que la del material A.

Tabla 3.4. Composición química del material B (porcentajes en peso)

C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	V	Cu	Fe
0,68	0,61	0,25	0,010	0,011	0,03	0,025	0,007	0,002	0,004	Bal.

3.1.2.4. Microestructura

La microestructura es *perlítica fina*, resultado de un tratamiento termomecánico aplicado a las barras tras la laminación en caliente (Figura 3.3). El tamaño de colonia es del orden de 2 μm y el espaciamiento interlaminar del orden de 80 nm. Las microestructuras perlíticas finas reducen sustancialmente la permeabilidad del acero al hidrógeno y dificultan la fragilización por hidrógeno (Woodtli J. y Kieselbach R., 2000).

Figura 3.3. Microestructura del material B según la sección transversal de la barra.

3.1.2.5. Tenacidad de fractura

Con anterioridad a esta tesis no se han publicado valores de la tenacidad de fractura de aceros de barras de alta resistencia con las características mecánicas del material B, pero

sí de barras con microestructura similar y mayor resistencia a tracción (1,3 GPa). Los valores publicados (Elices M., 2012; Valiente A. Y Elices M., 2008) indican una extrema fragilidad, ya que la tenacidad es del orden de $40 \text{ MPam}^{1/2}$.

3.1.3. Material C

3.1.3.1. Características de las barras de procedencia

El material C procede de barras comerciales roscadas de 32 mm diámetro adquiridas para la investigación. Estas barras se obtienen por laminación en caliente y adquieren sus características definitivas a través de tratamientos termo-mecánicos posteriores.

3.1.3.2. Propiedades mecánicas

La Tabla 3.5 resume las propiedades del material C que describen su comportamiento mecánico convencional y que han sido obtenidas en ensayos de tracción simple y de resiliencia Charpy, iguales a los de los materiales A y B.

Tabla 3.5. Propiedades mecánicas del material C

Módulo de Elasticidad E, [GPa]	Límite Elástico Rp0.2, [MPa]	Resistencia a tracción Rm, [MPa]	Máxima deformación uniforme, [%]	Reducción de área [%]	Resiliencia Charpy a 20 °C, [J]
165 ± 5	960 ± 4	1075 ± 8	6,4 ± 0,5	46 ± 2	10 ± 1

3.1.3.3. Composición química

La composición química del material C es la dada en la Tabla 3.6, que corresponde a un acero pro-eutectoide micro-aleado con cromo y cobre. Tanto el Cr como el Cu elevan su resistencia a la corrosión atmosférica. La técnica y las condiciones empleadas para determinar la composición química son las mismas que las de los materiales A y C.

Tabla 3.6. Composición química del material C (porcentajes en peso)

C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	V	Cu	Fe
0,64	0,82	0,24	0,010	0,035	0,80	0,158	0,040	0,099	0,213	Bal.

3.1.3.4. Microestructura

El material C es un acero *perlítico microaleado*. La microestructura del acero es *perlítica*, como puede verse en la Figura 3.4-a según un plano normal al eje de las barras. El ataque con Picral hace perfectamente visibles las colonias perlíticas en el microscopio SEM. Son colonias no orientadas con tamaños en torno a 3 μm , formadas a partir de granos austeníticos cuyos bordes quedan marcados por cementita pro-eutectoide formando una línea a veces discontinua [Li Y.J. *et al.*, 2012,]. Las intersecciones donde confluyen tres bordes de grano austenítico previo (dos de ellas señaladas con flechas en la figura 3.4-a) son debilidades microestructurales que pueden actuar como iniciadores para la nucleación de oquedades o microfisuras (Hyzak J. M., Bernstein I. M., 1976), ya que son zonas especialmente favorables a la microfisuración de la perlita mediante el mecanismo Miller y Smith (Valiente A., Elices M., 1991).

Figura 3.4. a) Microestructura del material C en la sección transversal de la barra.
b) Láminas de cementita fragmentadas y esferoidizadas.

El tamaño de grano austenítico previo y el espaciamiento interlaminar dentro de las colonias perlíticas son del orden de 60 μm y de 0,1 μm , respectivamente. La concentración de los microaleantes junto a la interfaz ferrita-cementita se obtiene mediante un tratamiento térmico de recocido y hace que la ferrita se estabilice, evitando así el engrosamiento de la cementita. El recocido da lugar a zonas de la perlita donde las láminas de cementita se fragmentan al fundirse parcialmente primero y se esferoidizan al solidificarse después (Figura 3.4-b).

3.1.4 Comparación de características de los materiales estudiados

En las Tablas 3.7 y 3.8 pueden verse conjuntamente las características generales de los tres tipos de barra de acero de alta resistencia objeto de estudio de esta tesis, así como las diferencias y similitudes más relevantes de componentes químicos y de propiedades mecánicas. La Figura 3.5 muestra las tres barras y la Figura 3.6 presenta los diagramas tensión-deformación de los tres aceros.

Tabla 3.7. Comparación de características generales y composición química de las barras estudiadas en esta tesis

	Material A	Material B	Material C
Procedencia	Barras comerciales	Barras comerciales	Barras comerciales
Superficie	Barra lisa	Barra corrugada	Barra roscada
Diámetro	32 mm	47 mm	32 mm
Microestructura	Ferrito-martensítica	Perlítica fina	Perlítica
Carbono	0,48 %	0,68 %	0,64 %
Manganeso	0,66 %	0,61 %	0,82 %
Silicio	1,78 %	0,25 %	0,24 %
Microaleantes	Cr: 0,44 %	Cr: 0,80 %; Cu 0,21 % Ni: 0,16 %	

Tabla 3.8. Comparación de propiedades mecánicas de las barras utilizadas en esta tesis

Material	Módulo de Elasticidad E, [GPa]	Límite Elástico Rp0.2, [MPa]	Resistencia a tracción Rm, [MPa]	Máxima deformación uniforme, [%]	Reducción de área [%]	Resiliencia Charpy a 20 °C, [J]
A	204 ± 2	1089 ± 11	1313 ± 7	8,1 ± 0,1	47 ± 1,5	40 ± 1
B	189 ± 3	878 ± 6	1091 ± 2	7,8 ± 0,5	26 ± 1	5,6 ± 0,4
C	165 ± 5	960 ± 4	1075 ± 8	6,4 ± 0,5	46 ± 2	10 ± 1

Figura 3.5. Barras de acero de alta resistencia para construcción estudiadas en esta tesis.

Figura 3.6. Diagramas tensión-deformación de los materiales utilizados en esta tesis.

Los diagramas tensión-deformación de la Figura 3.6 ponen de manifiesto que las barras del material A pertenecen a una categoría superior a las de los materiales B y C en cuanto a resistencia. La ductilidad de los tres materiales, medida en términos de la máxima elongación uniforme, es similar. La capacidad de endurecimiento por deformación de los materiales A y C es baja si se mide en términos del cociente entre la resistencia a tracción y el límite elástico, mientras que la del material B es algo mayor, pero se debe a que su plastificación se produce mediante un escalón de cedencia. Esto indica que el proceso de fabricación no incluye tratamientos termomecánicos que produzcan niveles importantes de endurecimiento por deformación. Las diferencias de valores de la resiliencia Charpy son muy significativas, porque indican que a temperatura ambiente el micromecanismo de rotura de los materiales B y C es frágil, mientras que el del material A no lo es. Las microestructuras son representativas de las diferentes estrategias seguidas por cada fabricante para conseguir las propiedades mecánicas requeridas y niveles aceptables de durabilidad. Las barras con microestructura perlítica y barreras protectoras moderadas cumplen este objetivo respecto a la corrosión generalizada, pero las de microestructura martensítica necesitan mayor grado de protección.

La Figura 3.7 muestra las dimensiones de todas las probetas SBS utilizadas en la investigación.

Figura 3.7. Dimensiones de las probetas SBS utilizadas en esta tesis.

El diámetro de las barras de acero B permite obtener probetas SBS de mayor anchura que el máximo de 17 mm compatible con los diámetros de las barras de acero A y C. Sin embargo, para evitar potenciales factores de incertidumbre en la comparación de resultados, se ha optado por utilizar el mismo tamaño de probeta en los tres casos. En todos los casos, la totalidad de la probeta, a excepción de la entalla, se ha mecanizado con máquina-herramienta. Para la entalla se ha empleado el procedimiento de electroerosión con un dispositivo especial de posicionamiento diseñado al efecto.

3.2. Diseño de experimentos de fisuración subcrítica basados en Mecánica de Fractura

3.2.1. Probetas de corrosión bajo tensión extraídas de barras para tendones

La Mecánica de Fractura aplicada al fenómeno de corrosión bajo tensión parte de la hipótesis de que el factor de intensidad de tensiones es la fuerza motriz del crecimiento de fisuras en régimen SSY (*Small Scale Yielding*). El postulado fundamental es que la velocidad de fisuración inducida por el ambiente en un material bajo carga es función del factor de intensidad de tensiones, por ser el factor de escala del campo de tensiones dominante en el frente de la fisura. La validez de este modelo fenomenológico está respaldada por numerosos resultados experimentales publicados desde hace más de medio siglo (Barson J. M., Rolfe S. T., 1999).

La relación entre la velocidad de fisuración y el factor de intensidad de tensiones es empírica, pero única para cada combinación de medio y material. Por consiguiente, puede determinarse experimentalmente para configuraciones de fisura de laboratorio y aplicarse a configuraciones de proyecto para predecir la vida útil o a configuraciones de servicio para predecir la vida remanente. A este respecto, es de gran importancia el valor umbral K_{th} a ser superado por el factor de intensidad de tensiones para que se produzca crecimiento de fisura.

Las probetas que se emplean para medir la tenacidad de fractura, permiten también medir la susceptibilidad a la corrosión bajo tensión. Los ensayos consisten en cargar mecánicamente la probeta con el ligamento resistente inmerso en el ambiente agresivo (Figura 3.8) de modo que el campo de tensiones dominante sea el elástico-lineal, siendo el objetivo determinar la velocidad de avance del frente de la fisura en función del factor

de intensidad de tensiones K aplicado, como una magnitud que describe el campo de tensiones elástico-lineal dominante en el frente de fisura (Pérez-Guerrero M., 2014).

Figura 3.8. Esquema de ensayo de corrosión bajo tensión.

Cuando las probetas de tenacidad son utilizadas para ensayos de corrosión bajo tensión se hace necesaria la *prefisuración por fatiga*, ya que la determinación de la velocidad de crecimiento de las fisuras en función del factor de intensidad de tensiones aplicado *sólo es posible realizando ensayos con diferentes tamaños de fisura*. La determinación de la ley empírica de crecimiento hace necesario *medir la carga y el tamaño de fisura* en función del tiempo a lo largo del ensayo, para lo cual es preciso que la *instrumentación del ensayo sea compatible con la inmersión del frente de la fisura en el medio agresivo* y que proporcione, además del valor de la carga, valores de deformaciones asociadas al tamaño de fisura (el tamaño de fisura debe ser medido indirectamente a lo largo del ensayo). A menudo, los métodos ópticos para la medida directa del tamaño de fisura son difícilmente compatibles con el medio agresivo (Pérez-Guerrero M., 2014) y es necesario recurrir también a métodos mecánicos (Figura 3.8).

Otro factor que condiciona los ensayos para determinar la velocidad de fisuración en función del factor de intensidad de tensiones es la necesidad de explorar valores de K_I que se aproximen a la tenacidad de fractura K_{Ic} del material. Para ello se precisan configuraciones de probeta prefisurada cuya capacidad de mantener el régimen SSY, esto es, el dominio del factor de intensidad de tensiones K_I en el frente de la fisura, *no se agote hasta valores de K_I en principio sensiblemente superiores al valor umbral K_{Ith}* .

Las condiciones de diseño a satisfacer por las probetas para ensayos de corrosión bajo tensión basados en los modelos de Mecánica de Fractura pueden resumirse de la forma siguiente:

1. Tamaño y configuración compatibles con las dimensiones de las barras de alta resistencia y con el régimen SSY hasta valores del factor de intensidad de tensiones que se aproximen a la tenacidad de fractura.
2. Prefisuración por fatiga factible.
3. Medida de deformaciones compatible con la inmersión del frente de fisura en medios agresivos.

La condición 1 es el punto de partida del trabajo de diseño experimental realizado en esta tesis que se describe a continuación. Las condiciones 2 y 3 se han incorporado desde el principio al desarrollo de los experimentos que se presentan en el apartado 3.3.

La restricción de emplear *configuraciones de fisura capaces de mantener el régimen SSY con valores del factor de intensidad de tensiones próximos a la tenacidad de fractura* condiciona fuertemente el diseño experimental cuando el material a ensayar sólo está disponible en productos con *forma de barra* destinados a trabajar bajo cargas de tracción. En efecto, además de tener que circunscribir las probetas a la superficie cilíndrica de las barras, debido a la naturaleza axial de la carga, se debe hacer coincidir su sección transversal con el plano que contiene a la fisura y al ligamento resistente, tal como se indica en la Figura 3.9. En estos casos las probetas con ligamento de anchura variable (*Chevron Notch*), y en particular las *probetas SBS* (ASTM E1304, 2002), ofrecen frente a las de ligamento de anchura uniforme la ventaja de que permiten explorar un intervalo más amplio de valores de K_I por su mayor capacidad para mantenerse en régimen SSY. Esta ventaja de las probetas SBS respecto a otras probetas de fractura inciden directamente en las condiciones del diseño experimental a que debe ajustarse esta tesis.

Figura 3.9. *Probetas para ensayos de fractura compatibles con el diámetro y la dirección de carga de las barras.*

Las probetas SBS tienen la particularidad de que *el frente de fisura aumenta de longitud a medida que avanza*, porque la anchura del ligamento resistente es variable (Figura 3.10). Esta característica confiere a la probeta SBS *mayor capacidad para mantenerse en régimen SSY* y le permite *medir la tenacidad de fractura sin prefisurar la probeta por fatiga*, lo cual es posible porque el factor de intensidad de tensiones, además de ser

proporcional a la carga, es una función de la profundidad de fisura que decrece con los valores bajos y crece con los valores altos, tras pasar por un mínimo.

Figura 3.10. Configuración de la fisura en la probeta SBS.

En los ensayos para medir la tenacidad de fractura, la probeta SBS se carga gradualmente en control de desplazamiento, sin haber sido fisurada previamente por fatiga. El funcionamiento correcto del ensayo requiere que el ligamento triangular comience a romperse por el vértice mientras crece la carga y que la rotura no sea total, lo que ocurre si el material no es extremadamente frágil. Al aumentar la carga, el frente de la rotura reanuda su avance a través del ligamento, como una fisura en crecimiento continuo o a pequeños saltos. Si además lo hace en *régimen SSY*, la rotura se propaga de modo que el factor de intensidad de tensiones K_I permanece constante e igual a la tenacidad de fractura del material durante la propagación. Este proceso de rotura se hace inestable cuando la carga debe disminuir para que la igualdad entre factor y tenacidad se mantenga, debido a que el área de ligamento fisurada supera la profundidad a partir de la cual el factor K_I deja de ser una función decreciente del tamaño de fisura para transformarse en una función creciente. Sin embargo, la tenacidad de fractura K_{Ic} es igual al valor del factor K_I también en carga máxima, y ésta se produce para un tamaño de fisura que sólo depende del tamaño de la probeta, es decir, no depende del nivel de carga alcanzado ni de la tenacidad del material. Este tamaño de fisura es una función conocida del tamaño de probeta y, junto con la carga máxima registrada, proporciona el valor de la tenacidad del material. Las especificaciones de la norma (ASTM E1304, 2002) proporcionan la fórmula a aplicar.

En la Figura 3.11 se han representado las configuraciones de probeta SBS, CT y SE(B) (ASTM E399, 1997), estas dos últimas por ser las más comúnmente utilizadas para ensayos de fractura. Lo que específicamente se representa en la Figura 3.11 son *los tamaños máximos de probeta que pueden extraerse de una barra de diámetro D cuando*

su sección transversal se hace coincidir con el plano de la fisura y del ligamento resistente, manteniendo las proporciones entre dimensiones indicadas en la Figura 3.9.

Figura 3.11. Tamaño límite de probeta para ensayos de fisuración transversal en barras cilíndricas de tracción.

La capacidad de estas probetas para mantenerse en régimen SSY depende de su tamaño y del límite elástico del material, $R_{p0.2}$. El factor de intensidad de tensiones K_L que agota el régimen SSY es también la máxima tenacidad de fractura que las probetas permiten medir. El factor K_L que puede alcanzarse con probetas CT, SE(B) y SBS extraídas de barras de diámetro D se deduce del límite compatible con el espesor B de probeta especificado en la normativa de ensayo (ASTM E399, 1997; ASTM E1304, 2002):

Para probetas CT (Ec. 2.4):

$$K_L = 0,632R_{p0.2}\sqrt{B} = 0,385R_{p0.2}\sqrt{D} \quad (3.1)$$

Para probetas SE(B) (Ec. 2.4):

$$K_L = 0,632R_{p0.2}\sqrt{B} = 0,423R_{p0.2}\sqrt{D} \quad (3.2)$$

Para probetas SBS (Ec. 2.12):

$$K_L = 0,894R_{p0.2}\sqrt{B} = 0,659R_{p0.2}\sqrt{D} \quad (3.3)$$

Las ecuaciones 3.1, 3.2 y 3.3 ponen de manifiesto que las *probetas SBS* son las probetas empleadas en ensayos normalizados de fractura que *permiten explorar un intervalo más amplio de factores de intensidad de tensiones* para caracterizar la resistencia a la

corrosión bajo tensión que ofrecen las barras de alta resistencia para tendones estructurales.

Esta conclusión convierte a las *probetas SBS* en las más apropiadas para lograr los objetivos de esta tesis y por ello son las seleccionadas en esta parte de la experimentación. Por las razones expuestas en el apartado 3.1, se ha elegido la máxima anchura (17 mm) compatible con las barras de menor diámetro (32 mm) objeto de la investigación.

3.2.2. Medida de deformaciones en ensayos con medio agresivo

Como ya se ha indicado, en los *ensayos de fisuración asistida por el medio* es prácticamente inevitable emplear métodos indirectos para medir el tamaño de fisura a lo largo del ensayo. En esta tesis se ha recurrido al método indirecto por excelencia utilizado en ensayos de fractura dúctil (ASTM E1820-11, 2011). Este método consiste en adosar a la probeta un extensómetro con la base de medida centrada en el plano de la fisura, a fin de medir periódicamente la flexibilidad de la probeta mediante descargas parciales con reanudación posterior del proceso de carga. El extensómetro registra el desplazamiento relativo entre las dos mitades de la probeta debido a la apertura de la fisura (COD), y las descargas parciales aparecen en la curva carga–COD como tramos rectos cuya pendiente es la rigidez (valor inverso de la flexibilidad) de la probeta para el tamaño de fisura del comienzo de la descarga, ya que ésta es elástica y lineal. Si el ensayo tiene lugar en régimen SSY, la prolongación de los tramos de descarga ha de pasar por el origen del diagrama carga–COD, ya que la plastificación del frente de la fisura no produce deformaciones macroscópicas irreversibles de la probeta.

Para una configuración de probeta y una ubicación del extensómetro dadas, la flexibilidad es una función del tamaño de fisura. Esta función puede obtenerse por calibración empírica, mediante carga elástica de una misma probeta con distinto tamaño de fisura (Bubsey R. *et al.*, 1992; Pérez-Guerrero M., 2014), o por modelización numérica elástico-lineal mediante elementos finitos (Pérez-Guerrero M., 2014). Las normas de ensayo para medir la tenacidad de fractura incluyen la función correspondiente a las probetas de fractura normalizadas (ASTM E1820-11, 2011), pero este no es el caso de la probeta SBS.

En la experimentación de fisuración subcrítica realizada en esta tesis, las probetas SBS se han instrumentado con el ligamento resistente sumergido en el medio agresivo mediante dos tipos de extensómetro para la medida del COD (Figura 3.8):

1. *Extensómetro resistivo* convencional adosado a la probeta a través de los útiles de carga.
2. *Extensómetro óptico* adosado *virtualmente* a la probeta sobre la línea de carga. Este valor particular del desplazamiento COD se denomina CMOD (*Crack Mouth Opening Displacement*). Las medidas se efectúan sobre una sucesión de fotogramas digitales del ensayo mediante la técnica computarizada de adquisición y correlación de imágenes VIC-2D.

El *extensómetro resistivo* empleado en la tesis es de fabricación comercial específica para medida del COD, con 8 mm de apertura máxima entre los límites de recorrido (Figura 3.12). La flexibilidad medida con este extensómetro no es una característica exclusiva de la probeta, sino del dispositivo formado por la probeta y los útiles de carga, ya que el extensómetro se adosaba a estos últimos y no directamente a la probeta. Sin embargo, mientras no se produzcan efectos no lineales en el movimiento de la probeta y de los útiles, y se mantenga la misma ubicación de las cuchillas de sujeción en todos los ensayos, las flexibilidades correspondientes a este desplazamiento COD y al de la línea de carga (CMOD) están biunívocamente relacionadas. Por ello, la etapa de la experimentación que se describe en apartado siguiente está dedicada a obtener la correlación entre ambas flexibilidades.

Figura 3.12. Extensómetro resistivo comercial para medida del desplazamiento COD empleado en los ensayos.

La *extensometría óptica* empleada en la tesis se basa en la aplicación del sistema computarizado de análisis digital de imágenes VIC-2D a la sucesión de fotogramas de la probeta captados a lo largo del ensayo con frecuencia constante mediante una cámara de vídeo digital de alta resolución. Antes del ensayo la superficie de la probeta ha de recubrirse con pintura moteada para que el programa de análisis de imágenes del sistema VIC identifique el patrón de pintura en cada fotograma y registre las coordenadas que determinan la posición de todo el patrón respecto a un sistema de referencia fijo del primer fotograma. El sistema VIC-2D cuenta además con múltiples herramientas para obtener los valores sucesivos de diferentes magnitudes asociadas a la deformación de la probeta. De especial importancia para esta tesis han sido los *extensómetros virtuales*, cuya base de medida define el usuario mediante una interfaz gráfica en cualquiera de los fotogramas de la probeta.

La Figura 3.13 muestra una vista completa de la instrumentación empleada en la tesis para aplicar la técnica VIC-2D de extensometría óptica. La aplicación se efectúa en cuatro etapas, todas ellas computarizadas. *La primera etapa* son los ajustes que deben realizarse para optimizar la captación de imágenes y que incluyen la iluminación y enfoque de la probeta (Figura 3.13-a), y la nivelación y orientación de la cámara de vídeo (Figura 3.13-b y 3.13-c). *La segunda etapa* es la captación y almacenamiento de las imágenes digitales de la probeta a lo largo del ensayo, de acuerdo con la frecuencia programada por el usuario. En esta tesis se han utilizado dos frecuencias de toma de imágenes en función de la duración prevista de los ensayos: *una imagen por segundo* y *una imagen cada 100 segundos*. En la *tercera etapa* el sistema VIC-2D construye numéricamente y almacena para cada imagen el campo lagrangiano de desplazamientos de la probeta correspondiente a un área material de la superficie de ésta, que el usuario define sobre la primera imagen de la probeta. Para ello el sistema VIC-2D aplica un algoritmo iterativo de correlación mediante el cual determina las posiciones del patrón de puntos de pintura moteada en las diferentes imágenes (Figura 3.13-d). En la *cuarta etapa* el sistema VIC 2D crea un registro digital con la serie de valores que la elongación de cualquier base de medida definida por el usuario adquiere en las sucesivas imágenes (Figura 3.13-e).

La calibración del sistema requiere sólo la determinación del factor de escala de las imágenes adquiridas, es decir, la longitud en la realidad representada por un pixel de distancia en las imágenes digitales. La sincronización de las medidas del sistema VIC-2D con el resto de variables registradas por el sistema de medida de la máquina de ensayos, en particular las medidas de la carga aplicada, se efectúa combinando los archivos correspondientes a través del tiempo registrado por la máquina de ensayos.

Figura 3.13. Equipo de extensometría óptica digital empleado en la experimentación: a) vista general; b) cámara de vídeo; c) enfoque de la probeta y nivelación de la cámara; d) probeta recubierta de pintura moteada; e) imagen digital de la probeta y representación del extensómetro virtual en la pantalla de ordenador.

3.3. Fisuración por fatiga de probetas SBS

3.3.1. Método de ensayo de la norma ASTM E1304

El procedimiento de la norma ASTM E1304 para medir la tenacidad de fractura contempla cinco configuraciones de probeta con ligamento de anchura variable (Figura 3.14), dos probetas prismáticas de sección cuadrada y distinta esbeltez (*Bar Specimens*, corta y larga: *SBS-c* y *SBS-l*), otras dos cilíndricas de sección circular que también difieren en la esbeltez (*Rod Specimens*, corta y larga: *DS-c* y *DS-l*), y una prismática de

sección rectangular larga (*Bar Specimen: RBS*). En las probetas cortas, tanto prismáticas como cilíndricas, la dimensión W es igual a $1,45B$, mientras que en las probetas largas es de $2B$.

Figura 3.14. Probetas de tenacidad de la norma ASTM E1304.

Tal como indica la Figura 3.14, el método de ASTM E1304 para medir la tenacidad de fractura requiere ejercer sobre la probeta fuerzas F de tracción iguales y opuestas, aplicadas a ambos lados del plano del ligamento sobre rectas que ocupan posiciones simétricas en la ranura de carga y que experimentan un desplazamiento relativo δ (Figura 2.7) o CMOD (*Crack Mouth Opening Displacement*) en la dirección de tracción.

La configuración adoptada para los ensayos de corrosión bajo tensión de esta tesis es la de la probeta prismática corta *SBS* (*Short Bar Specimen*), cuyos detalles y dimensiones se muestran en la Figura 3.15.

Figura 3.15. Configuración geométrica de la probeta SBS (Short Bar Specimen, ASTM E1304): B : anchura; W : longitud; a_0 : distancia de la línea de carga al vértice del ligamento; S : profundidad de la ranura de carga; X : profundidad de la línea de carga; T : anchura de la ranura de carga; t : espesor del ligamento.

La probeta debe instrumentarse de modo que se obtenga un registro continuo $F-\delta$, pero esto impide emplear extensómetros convencionales ya que deben rodear la probeta por la parte dorsal al estar ocupada la parte frontal por las mordazas de transmisión de carga; para ello la norma recomienda el uso de un extensómetro como el mostrado en la Figura 3.16, pero en los ensayos realizados en esta tesis fue sustituido por un extensómetro óptico computarizado del tipo descrito en el apartado 3.2.2, y basado en el sistema comercial VIC-2D.

La norma ASTM E1304 admite dos modos de avance estable de la rotura a través del ligamento en los ensayos de fractura: *avance continuo* y *avance a pequeños saltos*. La continuidad o escalonamiento de la curva carga-CMOD tras la rama lineal inicial pone de manifiesto la forma de propagación de la rotura. La propagación continua da lugar al tipo de curva que muestra la Figura 2.8, mientras que la propagación a saltos origina los escalones en diente de sierra que pueden verse en la Figura 3.17.

Los tramos descendentes de los dientes de sierra de la curva carga-CMOD representan caídas de carga contenidas que tienen lugar por avance y parada de la rotura. En los tramos ascendentes la carga crece de nuevo, y si la probeta se mantiene en régimen SSY la pendiente del tramo es la *rigidez* R de la probeta SBS para el tamaño de fisura alcanzado en el avance y la parada de la caída de carga. El tamaño de fisura tras la caída desde la máxima carga alcanzada F_m es el tamaño a partir del cual el factor de intensidad

de tensiones de la probeta SBS es función creciente de dicho tamaño. El cociente r entre la pendiente R y la pendiente R_0 del tramo recto inicial es la *rigidez relativa* r , o rigidez de la probeta fisurada relativa a la probeta no fisurada:

$$r = \frac{R}{R_0} \quad (3.4)$$

Figura 3.16. Extensómetro recomendado por la norma ASTM E1304.

La rigidez relativa r , la profundidad relativa de fisura $\tilde{a} = a/W$ y el factor de forma Y del factor de intensidad de tensiones de la probetas SBS están biunívocamente relacionados según las Ecs. 2.8 y 2.10 (Bubsey R. *et al.*, 1992). La Figura 3.18 muestra las magnitudes Y y r representadas en función de $\tilde{a}$; puede verse que, en efecto, el factor de forma Y del factor de intensidad de tensiones primeramente decrece con el tamaño de fisura y luego crece, alcanzando un valor mínimo de 25,11 para $a/W = 0,524$.

Figura 3.17. Rotura estable a saltos de la probeta SBS.

Figura 3.18. Factor de forma del factor de intensidad de tensiones y rigidez relativa de la probeta SBS.

La norma ASTM E-1304 (ASTM E1304, 2002) proporciona Y en función de r mediante valores tabulados y mediante una expresión analítica de ajuste cuyo error es menor del 0,5% para valores de r comprendidos entre 0,2 y 0,85:

$$Y = Y(r) = e^{5,01-9,65r+20,31r^2-20,27r^3+8,257r^4} \quad (3.5)$$

Esta expresión permite aplicar la Ec. 2.9 del factor de intensidad de tensiones al comienzo de cada caída de carga para comprobar si en efecto se mantiene constante a lo largo de las diferentes roturas parciales, en cuyo caso sería el valor de la tenacidad de fractura:

$$K_{IC} = K_I = \frac{F}{B\sqrt{W}} Y(r) = \frac{F}{B\sqrt{W}} e^{5,01-9,65r+20,31r^2-20,27r^3+8,257r^4} \quad (3.6)$$

o bien, en términos de la anchura B :

$$K_{IC} = K_I = \frac{FY(r)}{B\sqrt{W}} = \frac{0,83F}{B^{3/2}} e^{5,01-9,65r+20,31r^2-20,27r^3+8,257r^4} \quad (3.7)$$

La Ec. 3.7 es válida en el rango $0,20 < r < 0,85$ siempre que el valor de K_{IC} obtenido sea inferior al límite K_L de régimen SSY dado por la Ec. 3.3.

Si el registro es una curva lisa $F-\delta$ sin discontinuidades de pendiente (Figura 3.19), el avance de la rotura se ha producido por crecimiento continuo de una fisura que rasga establemente el ligamento hasta carga máxima. Si además la rotura tiene lugar en régimen SSY, el factor de intensidad de tensiones se mantiene constante e igual a la tenacidad de fractura K_{IC} . Bajo esta condición, la Ec. 2.9 predice que la carga es máxima cuando el factor de forma Y es mínimo. Consecuentemente, el valor de la tenacidad K_{IC} se obtiene particularizando la Ec. 2.9 para la carga máxima F_m y para el valor mínimo Y_m del factor Y . De acuerdo con la Ec. 3.5, el valor de este mínimo y la rigidez relativa r_{min} a que corresponde son:

$$r_{min} = 0,62; \quad Y_m = 25,11 \quad (3.8)$$

La tenacidad de fractura es la dada por la Ec. 2.5:

$$K_{IC} = \frac{0,83F_m}{B^{3/2}} Y(0,62) = \frac{0,83 \cdot 25,11 \cdot F_m}{B^{3/2}} = \frac{20,84F_m}{B^{3/2}} \quad (3.9)$$

Figura 3.19. Rotura estable continua de la probeta SBS.

La condición de régimen SSY, al menos hasta carga máxima, se verifica a posteriori, comprobando si el valor de K_{IC} obtenido con la Ec. 3.9 es inferior al límite K_L de la Ec. 3.3.

Las restantes especificaciones de la norma ASTM E1304 que han sido tenidas en cuenta para medir la tenacidad de fractura de los aceros estudiados en esta tesis son las siguientes:

1. Se requieren al menos 3 ensayos válidos para cada material.
2. La precarga de ensayo para estabilizar la probeta y las mordazas de aplicación de la carga no será mayor al 1% de la carga máxima de ensayo.
3. La máquina de ensayos debe operarse en control de desplazamiento, las mordazas deben alinearse entre sí y con el eje de carga de la máquina (Figura 3.16). La probeta ha de alinearse con las mordazas respetando las distancias de la Figura 3.15. Para el montaje del ensayo, las mordazas se aproximaban entre sí hasta encajar ambas en la probeta insertando láminas espaciadoras que aseguraban el posicionamiento correcto. Posteriormente las mordazas se separaban lentamente manteniendo la alineación hasta producir una fuerza suficiente para sostener la probeta (precarga). Con la retirada de las láminas espaciadoras el montaje quedaba completo y listo para comenzar el ensayo.

4. La velocidad de crecimiento del CMOD durante el ensayo debe ser tal que la carga máxima del ensayo sea alcanzada en un periodo de tiempo de 15 a 60 segundos.

3.3.2. Prefisuración por fatiga de probetas SBS

El procedimiento de fisuración por fatiga de las probetas SBS se ha diseñado a partir de las especificaciones y recomendaciones de la norma ASTM E1304 para medir la tenacidad de fractura, especialmente en lo que se refiere a la instrumentación del ensayo. La calibración y puesta a punto del procedimiento se ha llevado a cabo tal como se describe a continuación. La aplicación del procedimiento a las probetas SBS destinadas a ensayos de fractura o de corrosión bajo tensión ha sido esencialmente igual a la de calibración y puesta a punto, pero suprimiendo los ciclos de carga de baja amplitud destinados a marcar el avance del frente de la fisura, y consecuentemente las medidas estáticas de rigidez realizadas en cada cambio de amplitud.

Para fisurar por fatiga cada probeta se aplicó una secuencia de carga formada por dos series alternas de ciclos armónicos repetidos, en cada uno de los cuales la fuerza de tracción F de la Figura 2.8 se hacía variar armónicamente con el tiempo a 5 Hz de frecuencia entre un valor máximo F_{max} y un valor mínimo F_{min} . Las dos series diferían en los valores extremos de la fuerza aplicada en el ciclo repetido en cada una y en el número de veces que se repetía. La razón de alternar entre dos ciclos distintos era conseguir que el frente de fisura quedase marcado en el ligamento de la probeta y pudiese ser medido una vez roto por completo. La Figura 3.20 muestra la historia de ciclos de carga aplicada en la prefisuración de las probetas del material A. La Tabla 3.9 añade los datos (carga media F_m , amplitud F_a , carrera de carga ΔF , carga máxima F_{max} , carga mínima F_{min} y número de ciclos N) de las historias análogas aplicadas a las probetas de los dos materiales restantes. Estas cantidades verifican las relaciones:

$$\Delta F = 2F_a = F_{max} - F_{min} \quad (3.10)$$

$$F_{max} = F_m + F_a \quad (3.11)$$

$$F_{min} = F_m - F_a \quad (3.12)$$

Los criterios aplicados para seleccionar los valores de la Tabla 3.9 fueron fundamentalmente funcionales y se basaban en la experiencia adquirida en el trabajo fin de máster precursor de la tesis (Pérez-Guerrero M., 2014). El objetivo era combinar un proceso de fisuración controlable con una duración razonable. Dos condiciones que se tuvieron muy en cuenta fueron que la carga máxima debía mantener la probeta en régimen SSY durante toda la fisuración, con un amplio margen de seguridad respecto a la capacidad límite dada por la Ec. 2.4, y que la carga mínima debía ser suficiente para sostener la probeta en la posición mostrada en la Figura 3.16.

Figura 3.20. Secuencia de ciclos de carga aplicada para la fisuración por fatiga de probetas SBS de acero A.

Tabla 3.9. Condiciones de fisuración por fatiga aplicadas a los aceros de la tesis

	Material A		Material B		Material C	
	Tramo I	Tramo II	Tramo I	Tramo II	Tramo I	Tramo II
F_m (kN)	2,8	2,3	1,5	1,7	2,1	1,6
F_a (kN)	2,2	1,7	1,0	1,1	1,5	1,1
ΔF (kN)	4,4	3,4	2,0	2,2	3,0	2,2
F_{min} (kN)	0,6	0,6	0,5	0,6	0,6	0,5
F_{max} (kN)	5,0	4,0	2,5	2,8	3,6	2,7
N (ciclos)	2200	6000	11500	9500	14000	8000
Frecuencia (Hz)	5	5	5	5	5	5

En la Figura 3.20 se ha incluido la indicación de carga estática al comienzo y al final del proceso de fisuración, así como en los cambios entre ciclos de distinta amplitud de carga. Estas indicaciones representan la interrupción del proceso de fatiga y la realización de un proceso doblemente instrumentado de carga y descarga estática entre las cargas máxima y mínima del ciclo de fatiga inmediatamente posterior (o anterior, en el final de la fisuración). La doble instrumentación consistía en el uso de un extensómetro resistivo convencional y un video-extensómetro digital computarizado, cuya finalidad era

determinar dos rigideces elásticas de la probeta SBS en función del tamaño de fisura. El apartado siguiente está dedicado a estas medidas. En las probetas destinadas a ensayos de fractura o de fisuración asistida, sólo se llevaron a cabo las medidas de rigidez inicial (rigidez de entalla) y final. En las probetas de calibración del procedimiento también se efectuaron en los cambios entre ciclos de carga realizados para marcar el frente de fisura. Para dejar expuestas a la vista las caras de la fisura, las probetas de calibración eran sometidas a un proceso final de carga hasta rotura con las condiciones de un ensayo de fractura. De este modo la probeta quedaba dividida en dos mitades a través del plano de fisuración. La Figura 3.21 muestra el registro carga-extensómetro resistivo y la superficie de fractura correspondientes a la probeta de calibración A23, de acero A.

Figura 3.21. Rotura final de la probeta SBS de calibración A23 de acero A.

Una vez al descubierto, las caras de la fisura eran examinadas en un proyector de perfiles, donde se medían las profundidades de los frentes sucesivos de fisura en todo el ancho de la probeta. Las características mecánicas de los aceros A, B y C analizados en esta tesis hacen que el frente de fisura alcanzado en cada periodo de carga cíclica quede marcado sobre el ligamento resistente y pueda ser medido sobre cada mitad de la probeta, tras su rotura. La Figura 3.22 es una imagen obtenida por microscopía óptica de una de las dos mitades de la probeta A23, en la que se aprecian los frentes de fisura de fatiga que

permiten medir el tamaño de fisura. Como puede verse, los frentes son curvos para profundidades pequeñas (frentes de fisura cercanos al vértice del ligamento), si bien la curvatura disminuye a medida que la profundidad es mayor. Las medidas de profundidad de fisura indicadas en la Figura 3.22 corresponden a la fisura teórica de frente recto que se obtiene al aplicar el criterio de compensación de áreas ó método de asimilación de fisuras a fisuras teóricas de frente recto (Pérez-Guerrero M., 2014), que equivale a promediar la profundidad a lo largo de todo el frente real para atribuir una profundidad única a la fisura, en lugar de hacerlo en un número discreto de puntos.

Figura 3.22. Frentes de fisura de fatiga y profundidades medidas por asimilación a frentes rectos.

3.3.3. Medida de rigideces con extensometría convencional (COD) y video digital computarizado (CMOD)

La medida de la rigidez en la probeta SBS es necesaria por dos razones: la primera, es que la norma ASTM E1304 proporciona el *factor de forma* del factor de intensidad de tensiones en función de la rigidez relativa (Ec. 3.5, apartado 3.3.1); la segunda razón es que midiendo la rigidez elástica de la probeta se obtiene una medida indirecta del tamaño de fisura. Las dos rigideces de la probeta SBS mencionadas en el apartado anterior y medidas en esta tesis corresponden al desplazamiento relativo de las caras rectangulares externas sobre el eje de carga (en lo sucesivo CMOD, representado por el símbolo X) y

al de las mordazas de transmisión de carga (en lo sucesivo COD, representado por el símbolo δ). Ambas rigideces, R y R' , son las pendientes de las ramas de carga elástica o descarga de la probeta en los registros carga-CMOD y carga-COD.

$$R = \frac{F}{X} \quad (3.13)$$

$$R' = \frac{F}{\delta} \quad (3.14)$$

La Figura 3.23 ilustra el significado de las rigideces R' , R'_e , R y R_e .

Figura 3.23. Rigideces de entalla y fisura medidas en las mordazas de transmisión de carga a la probeta SBS.

La norma ASTM E1304 utiliza únicamente la rigidez R y la rigidez relativa r dada por la Ec. 3.4:

$$r = r_{\text{CMOD}} = \frac{R}{R_e} \quad (3.15)$$

La definición de rigidez relativa se ha extendido en esta tesis al cociente entre la rigidez R' y la rigidez de entalla correspondiente R'_e , con la denominación r_{COD} :

$$r' = r_{\text{COD}} = \frac{R'}{R'_e} \quad (3.16)$$

En toda las probetas SBS sometidas a procesos de fatiga con fines de calibración o de prefisuración, las rigideces R' y R se midieron respectivamente con un extensómetro resistivo adosado a las mordazas y con un video-extensómetro digital computarizado

basado en la aplicación informática comercial VIC-2D que gestiona la adquisición de imágenes, la digitalización de datos, la generación de campos de desplazamientos y la conversión en las medidas especificadas por el usuario. La Figura 3.24 muestra la instrumentación de una de las probetas.

Figura 3.24. Instrumentación para medidas de rigidez de probetas SBS fisuradas en mordazas con extensometría convencional (desplazamiento COD) y en el eje de carga con video-extensometría digital computarizada (desplazamiento CMOD).

Antes de comenzar la aplicación de la carga cíclica, la probeta SBS era sometida a un proceso de *carga y descarga estática* en régimen lineal para determinar las rigideces de entalla o rigideces sin fisura R'_e y R_e , como pendientes del registro de carga frente a los desplazamiento COD y CMOD respectivamente medidos por el extensómetro resistivo adosado a las mordazas y por el video-extensómetro computarizado de la Figura 3.24. La descarga se producía al alcanzar la carga máxima a aplicar en el primer ciclo de fatiga.

En los ensayos de calibración, cada vez que se detenía la prefisuración entre series de ciclos (Figura 3.20), se repetía el proceso de carga y descarga estática en régimen lineal, esta vez hasta la carga máxima aplicada en el ciclo de fatiga precedente. Por último, al dar por concluida la calibración o la prefisuración, se procedía a efectuar una última carga y descarga estática, también hasta la carga máxima aplicada en el ciclo de fatiga precedente. Para las probetas destinadas a ensayos de fractura o fisuración asistida, las rigideces así determinadas correspondían al tamaño de fisura inicial de dichos ensayos. La Figura 3.25 muestra los registros experimentales carga-desplazamiento obtenidos tanto con extensómetro virtual como resistivo, en pruebas de carga estática de la probeta

SBS A23 de la Figura 3.22 al comienzo de la fisuración y al final de la cuarta etapa. Los registros son netamente lineales y la pendiente son directamente las rigideces de la probeta entallada y fisurada.

Figura 3.25. Registros carga-COD y carga-CMOD para medidas de rigideces en la probeta A23, antes ($a = a_0 = 8,25$ mm, gráfico superior) y durante la fisuración ($a = 14,20$ mm, gráfico inferior).

La Figura 3.26 representa la totalidad de registros obtenidos para medidas de rigidez durante la fisuración de la probeta A23. Cada registro se corresponde con uno de los seis tamaños de fisura delimitados por sus frentes respectivos, incluido el tamaño asociado a la probeta entallada. De nuevo son registros netamente lineales cuyas pendientes son las rigideces a medir, uno de ellas la que permite el cálculo del factor de intensidad de tensiones aplicando la norma ASTM E1304

Figura 3.26. Registros carga-COD y carga-CMOD de todas las medidas de rigidez efectuadas en la fisuración de la probeta A23.

La Tabla 3.10 presenta los valores de las rigideces medidas, de las rigideces relativas r_{CMOD} y r_{COD} calculadas a partir de las anteriores mediante las ecuaciones 3.15 y 3.16, y las profundidades de fisura medidas visualmente con ayuda del proyector de perfiles (Figura 3.22) tras la rotura de la probeta para dejar al descubierto las dos caras del plano de fisuración.

El número de probetas SBS fisuradas por fatiga en ensayos de calibración ha sido de 6, todas ellas de acero A por contar con una tenacidad de fractura conocida a priori y suficientemente alta para asegurar la consecución de los resultados buscados.

Tabla 3.10. Rigideces y tamaños de fisura medidos en la probeta SBS A23

Profundidad de fisura, a (mm)	Con VIC-2D		Con extensómetro resistivo	
	Rigidez, R (kN/mm)	Rigidez relativa, r_{CMOD}	Rigidez, R (kN/mm)	Rigidez relativa, r_{COD}
$a_0 = 8,25$	46,44	1,000	20,43	1,000
$a_1 = 10,90$	38,90	0,838	19,30	0,945
$a_2 = 12,44$	33,30	0,717	17,51	0,857
$a_3 = 13,31$	29,31	0,631	16,57	0,811
$a_4 = 14,18$	26,38	0,568	15,30	0,749
$a_5 = 14,82$	24,08	0,519	14,38	0,704

El objetivo principal de la calibración es correlacionar empíricamente el tamaño de fisura y la rigidez elástica relativa de las probetas SBS, y en esta correlación el material sólo interviene a través de sus constantes elásticas adimensionales, es decir, del coeficiente de *Poisson*, que prácticamente no difiere de un acero a otro. En total, de los 6 ensayos de calibración, se han obtenido las 24 parejas de datos representadas en la Figura 3.27. La Figura 3.28 permite comparar estos resultados, formulados en términos de la rigidez y del tamaño de fisura relativos, con los obtenidos también experimentalmente por *Bubsey R. et al., 1992* para el desarrollo de la norma ASTM E-1304. Los experimentos se llevaron a cabo empleando probetas SBS de aluminio y las fisuras se simulaban mediante cortes mecánicos de espesor finito. La curva continua representada en la Figura 3.28 responde a la expresión analítica de ajuste dada por la Ec. 2.8 (*Bubsey R. et al., 1992*):

$$r = e^{-3,27264+28,4964\tilde{a}-85,009\tilde{a}^2+102,827\tilde{a}^3-47,8208\tilde{a}^4} \quad (3.17)$$

donde r es la rigidez relativa r_{CMOD} y $\tilde{a}$ es la profundidad relativa de fisura a/W .

Como se ha indicado anteriormente, la relación existente entre los valores relativos de la rigidez y el tamaño de fisura en las probetas SBS fisuradas, sólo depende del material a través del coeficiente de *Poisson*, y de ahí que la correlación experimental entre ambas variables se haya basado en probetas del acero a priori más fácil de fisurar. No obstante, en la práctica el material también puede influir a través de un factor relacionado con otras propiedades mecánicas, en particular la tenacidad. Si el material es muy frágil, el mecanizado del vértice de la entalla presenta dificultades extraordinarias aún realizado por electroerosión como en esta tesis.

Figura 3.27. Rigideces CMOD medidas en función del tamaño de fisura en probetas de acero A.

Figura 3.28. Comparación en valores relativos de la relación entre rigidez y tamaño de fisura de la probeta SBS (Acero A).

Las desviaciones que pueden darse entre probetas nominalmente iguales afectan a la rigidez de entalla y a través de ella a las rigideces relativas, con riesgo de aumento de la dispersión de resultados. Por ello, se añadieron dos probetas del acero B y otras dos del acero C a los ensayos de fisuración por fatiga de probetas SBS. La secuencia de cargas de fatiga aplicadas es igual a la de la Figura 3.20, sustituyendo los valores máximos y mínimos por los que indica la Tabla 3.9. En total, se generaron 11 fisuras con frente bien delimitado en cada pareja de probetas, y por tanto 22 nuevas parejas de valores experimentales que añadir a las ya obtenidas con las probetas de acero A. Los nuevos resultados han sido añadidos a los ya representados en la Figura 3.28 y pueden verse en la Figura 3.29.

Figura 3.29. Comparación en valores relativos de la relación entre rigidez y tamaño de fisura de la probeta SBS (Aceros A, B y C).

Como cabía esperar la dispersión de resultados aumenta, aunque moderadamente y sin dar lugar en conjunto a ningún sesgo alarmante. En consecuencia, cabe afirmar que las medidas de rigidez efectuadas en esta tesis con probetas SBS fisuradas por fatiga respalda la validez de la Ec. 3.17, que proporciona la rigidez CMOD relativa de la en función del tamaño de fisura. La norma ASTM E-1304 no contiene ninguna relación similar. Esta ecuación procede de la referencia *Bubsey R. et al, 1992* y fue obtenida empíricamente con fisuras de borde recto simuladas mediante corte mecánico. A pesar del frente curvo que presentan las fisuras de fatiga la dispersión de resultados se mantiene acotada.

A menudo, la aplicación de la Ec. 3.17 en los ensayos de fisuración asistida consistirá en determinar el tamaño de fisura conocida la rigidez relativa. Por consiguiente, sería conveniente disponer de una expresión analítica para la función inversa de la dada por la Ec. 3.17. La función inversa ha sido obtenida en esta tesis mediante ajuste numérico con un error menor al 1 % partiendo de una función analítica análoga a la de la Ec. 3.17. El resultado es la función dada por la Ec. 3.18.

$$\tilde{a} = e^{-0,1307-0,252r_{CMOD}-2,63r_{CMOD}^2+3,99r_{CMOD}^3-2,07r_{CMOD}^4} \quad (3.18)$$

Los ensayos de calibración para prefisuración por fatiga también se han utilizado para correlacionar las dos medidas de rigidez de la probeta SBS efectuadas, toda vez que la presumible larga duración de los ensayos de fisuración asistida podía dificultar en extremo las medidas de vídeo-extensometría. Los resultados obtenidos se han representado gráficamente en la Figura 3.30, donde puede verse que la correlación existe, aunque no es lineal, sin duda debido a la compleja cinemática de los movimientos que conlleva la singular transmisión de la carga de tracción a la probeta SBS. La Figura 3.30 incluye la representación de una curva analítica de ajuste dada por la expresión:

$$r_{CMOD} = 0,16 - 1,59r_{COD} + 7,79r_{COD}^2 - 10,70r_{COD}^3 + 5,31r_{COD}^4 \quad (3.19)$$

Figura 3.30. Correlación entre las rigideces relativas r_{COD} y r_{CMOD} de la probeta SBS.

3.4. Ensayos de tenacidad con probetas SBS prefisuradas por fatiga

La tenacidad de fractura no determina la susceptibilidad de los aceros a la fisuración asistida por el medio, pero es fundamental conocer su valor porque permite establecer los niveles de daño compatibles con la seguridad estructural cuando la fisuración tiene lugar. Además, los micromecanismos de rotura asociados a la fractura y los micromecanismos de daño asociados la fisuración asistida guardan una estrecha relación, a menudo consistente en que el medio intensifica localmente los micromecanismos de rotura a base de debilitar integrantes críticos de la microestructura. En cualquier caso, la tenacidad de fractura es una referencia indispensable como valor límite del factor de intensidad de tensiones, que constituye la fuerza motriz de los procesos de fisuración asistida según la Mecánica de Fractura.

En el caso de los tres aceros objeto de estudio en esta tesis, la opción casi obligada para medir la tenacidad de fracturas son las probetas SBS prefisuradas por fatiga, debido a que este tipo de probeta es el que se va a emplear en los ensayos de fisuración asistida, pero también a la fragilidad de los aceros B y C. La norma ASTM E-1304 no contempla la prefisuración por fatiga para medir la tenacidad de fractura, sin que ello afecte a la alta capacidad de las probetas SBS para mantenerse en régimen SSY (*small scale yielding*) durante el ensayo, y por tanto sin que incremente las limitaciones de tamaño de probeta derivadas de las barras de procedencia. Sin embargo con aceros muy frágiles, hay un riesgo importante de el proceso de fractura durante el ensayo sea inestable desde el inicio de la rotura en el vértice del ligamento resistente. En este caso, el ensayo no es válido porque la única carga de rotura registrada no sería la que produce la propagación de una fisura preexistente, sino la de rotura frágil de una probeta debilitada por una entalla.

La utilización de probetas SBS prefisuradas para medir la tenacidad de fractura apenas modifica el procedimiento de la norma ASTM E-1304, y en cualquier caso lo simplifica. Únicamente es necesario medir la fisura sobre las superficies de fractura de la probeta, y en lugar de la Ec. 2.5 aplicar la ecuación:

$$K_{IC} = K_I = \frac{0,83FY *}{B^{3/2}} \quad (3.20)$$

donde F es la carga de rotura e Y es el factor de forma correspondiente al tamaño de fisura medido y se obtiene particularizando la Ec. 2.10 para este tamaño. El espesor B de todas las probetas SBS empleadas para medir la tenacidad de fractura también ha sido de 17 mm. Los ensayos se han instrumentado únicamente con extensómetro resistivo para

medir en mordazas el desplazamiento COD de apertura de la fisura. Todas las medidas de tamaño de fisura a utilizar para la elaboración de resultados en este tipo de ensayo pueden hacerse directamente, lo que hace innecesario hacer medidas indirectas a través de la rigidez CMOD empleando el video-extensómetro.

Figura 3.31. Probetas SBS con fisura de fatiga empleadas en los ensayos de tenacidad.

3.4.1. Ensayos de tenacidad del material A

Los registros carga–COD de los ensayos de tenacidad realizados con probetas SBS prefisuradas por fatiga para el acero A pueden verse en la Figura 3.32. La Figura 3.33 muestra el frente de la fisura de fatiga perfectamente delimitado en las superficies de fractura dos de las probetas ensayadas. La forma general de las cuatro curvas indica que la rotura tiene lugar por propagación estable de la fisura de fatiga. La carga máxima decrece con el tamaño de fisura como cabía esperar. Los valores más significativos obtenidos en los ensayos se resumen en la Tabla 3.11. Son de destacar la extremadamente baja dispersión de los resultados y el margen existente entre la tenacidad de fractura del acero ($102 \text{ MPam}^{1/2}$) y el límite de agotamiento del régimen SSY ($140 \text{ MPam}^{1/2}$), calculado mediante la Ec. 3.3 para la anchura B de probeta (17 mm) y el límite elástico $R_{p0.2}$ del acero A (1200 MPa).

Figura 3.32. Curvas carga-COD de ensayos de tenacidad con probetas SBS prefisuradas por fatiga de acero A.

Figura 3.33. Superficies de rotura de las probetas A33 y A34 del acero A tras el ensayo de tenacidad.

Tabla 3.11. Resultados obtenidos en los ensayos de tenacidad del material A

Identificación de la probeta	A9	A10	A33	A34
Profundidad de fisura, a (mm)	15,0	18,5	18,3	19,4
Profundidad de fisura relativa, $a = a/W$	0,610	0,551	0,739	0,783
Carga de rotura, F (kN)	10,43	11,50	7,50	5,96
Factor de forma, Y^*	25,20	25,11	36,65	45,60
Tenacidad, K_{Ic} (MPam ^{1/2})	100	104	103	102
Capacidad límite de la probeta para régimen SSY, K_L			140 MPam^{1/2}	
Tenacidad media, K_{Ic}			102 ± 2 MPam^{1/2}	

La Figura 3.34 muestra la fractografía SEM del ligamento resistente de la probeta A36 en las proximidades del frente de la fisura de fatiga. La imagen revela que el *micromecanismo de rotura predominante en este material es pseudo-clivaje*: la fractura se produce por arrancamiento masivo de colonias laminares de Widmanstatten abortando un proceso de nucleación y crecimiento incipiente de cavidades en torno a los carburos esferoidales dispersos en la microestructura del acero. En paralelo con el crecimiento de cavidades se desarrolla un proceso de microfisuración por separación y rotura de las láminas de Widmanstatten, que facilita fuertemente al arrancamiento de las colonias. La superficie de la prefisura de fatiga no ha experimentado arrancamiento de colonias y pone de manifiesto la existencia del proceso (Figura 3.34).

El micromecanismo de pseudo-clivaje se corresponde con la desviación de la linealidad experimentada por las curvas carga-COD para alcanzar el máximo de carga. La desviación no supera en ningún caso la condición de fractura en régimen SSY de la norma ASTM-E399 (ASTM E399, 1997), según la cual la carga máxima no puede diferir más de un 10 % de la carga de intersección de la curva y la rama recta inicial con la pendiente disminuida en el 5 %.

Figura 3.34. Fractografía SEM de los micromecanismos de fractura del acero A (ensayo A36).