

# STRESS CORROSION CRACKING. A NEW MECHANISM APLIED TO HIGH STRENGTH STEELS.

Javier Sánchez<sup>1</sup>, José Fulla<sup>1</sup>, Carmen Andrade<sup>1</sup>

<sup>1</sup> Instituto de Ciencias de la Construcción Eduardo Torroja (CSIC). C/ Serrano Galvache, 4.  
28033 Madrid, España.

E-mail: [javiersm@ietcc.csic.es](mailto:javiersm@ietcc.csic.es), [fulla@ietcc.csic.es](mailto:fulla@ietcc.csic.es), [andrade@ietcc.csic.es](mailto:andrade@ietcc.csic.es)

## ABSTRACT

The stress corrosion cracking (SCC) process is at present a not fully elucidated mechanism of deterioration. It is a surface process that implies a corrosion and stress synergy, but the most practical consequence is that stress corrosion cracking can modify the mechanical characteristics of the metal causing brittle failure.

Previously, we present some results about stress corrosion cracking, crack propagation rate or, even, crack arrest conditions in High Strength Steels. This kind of steels is usually used in prestressed and postensioned structures. These wires are of eutectoid composition and cold drawn. It is well established that failures occur when the wires are in contact with electrolytes of specific compositions while under stress. In the case of concrete, the electrolyte is its pore solution and the stress levels result from the different loads applied due to structural requirements.

In this work we suggest some improvements of the Mechanism of SCC based in the Surface Mobility of vacancies on the crack surface proposed by Galvele. Improvements consist in incorporating the electrochemical corrosion as one of the sources for the creation of vacancies and some mechanical effects, both produce synergic effect in the crack propagation rate and they are important for a more comprehensive explanation of the process.

**KEY WORDS:** Stress Corrosion Cracking, Mechanism, Surface Mobility, High Strength Steel.

## 1. INTRODUCTION

La Corrosión Bajo Tensión (CBT) es un fenómeno que afortunadamente ocurre con poca frecuencia, pero sus consecuencias son catastróficas para el ser humano. Los primeros casos documentados sobre problemas ocasionados por la CBT datan del siglo pasado y se refieren a explosiones sufridas por calderas fabricadas con aceros de bajo carbono. Desde entonces, este problema se ha estudiado desde diferentes perspectivas que han tenido lugar y han ido desarrollándose a medida que lo hacían la metalurgia, los métodos de ensayo y el conocimiento científico. En la actualidad, con el desarrollo de nuevos materiales y su aplicación en otros tantos sistemas nuevos, los casos de CBT publicados crecen de forma exponencial. No hay industria ni aplicación práctica de aleaciones metálicas que esté exenta de sufrir CBT, lo que la convierte en un ámbito de estudio que ha despertado gran interés.

Hasta hoy, el proceso de CBT no ha sido explicado satisfactoriamente por la mayoría de las teorías. Numerosos mecanismos han sido propuestos para explicar la fractura de metales por efecto del medio, pero sólo algunos de ellos se han mantenido vigentes. Entre ellos hay que destacar cinco mecanismos como los más relevantes:

1. El Mecanismo de Disolución Anódica; cuyo

desarrollo se debe principalmente a Parkins [1].

2. El Mecanismo de Fisuración Discontinua; cuyos aspectos teóricos han sido desarrollados por Newman [2].
3. El Mecanismo de la Movilidad Superficial; desarrollado por Galvele [3].
4. Plasticidad favorecida por el ambiente o Environmentally Enhanced Plasticity; desarrollada por Magnin [4,6].
5. Fragilización por Hidrógeno o Hydrogen Embrittlement; de la que existen varios mecanismos [4,5,7,8,9,10,11,12,13,14].

El Mecanismo de la Movilidad Superficial, propuesto por Galvele, aporta una innovación relevante al campo de la CBT, condicionando el crecimiento de la fisura a parámetros electroquímicos y mecánicos. Además este mecanismo permite hacer **predicciones** de velocidad de propagación de la fisura en función de las tensiones, de las condiciones electroquímicas y de las características del material.

Sin embargo, Galvele reduce el campo de estudio al proceso que tiene lugar en un entorno de  $10^{-8}$ m alrededor de la punta de la fisura, ignorando la incidencia del gradiente de tensiones a lo largo de los labios de la fisura y la causa principal de la generación

de vacantes lejos de la punta de la fisura, es decir, la reacción anódica de corrosión.

Del mismo modo que no existe un mecanismo que permita explicar todos los casos de CBT, no existe una única metodología de ensayo para determinar la CBT o la Fragilización por Hidrógeno (HE) [15]. Para el caso de los aceros de alta resistencia empleados en las estructuras existen diversos ensayos estandarizados en los cuales se ha incrementado la agresividad del medio para reducir el tiempo de ensayo. Este tipo de ensayos permite predecir la susceptibilidad a la HE y se aplican como control de calidad [16,17]. Otros autores han sugerido métodos de ensayo más próximos a las condiciones reales de trabajo de los aceros dentro del hormigón [18-24]. En anteriores trabajos, se ha mostrado el efecto del medio sobre el comportamiento mecánico, y más concretamente el efecto del H sobre la tenacidad de fractura. Los valores de tenacidad de fractura obtenidos son inferiores a los valores medidos al aire [25-28], y este hecho se ha atribuido al efecto del medio y en concreto al efecto del hidrógeno sobre la red de Fe [14].

La CBT es el resultado de una sinergia entre el **material**, el **medio** en el que se encuentra y las condiciones **mecánicas** a las que está sometido. De esta forma, tanto la metodología de ensayo como el mecanismo de CBT deben de aplicarse desde ese triple enfoque. En anteriores trabajos se ha presentado una metodología de ensayo que permite medir parámetros mecánicos y electroquímicos [25-28]. A su vez, esta metodología de ensayo permite combinar la Mecánica de Fractura con la Teoría de la Movilidad Superficial en base a un modelo teórico. Por lo tanto, se establece una interacción entre el modelo teórico propuesto y la metodología de ensayo.

## 2. MÉTODO EXPERIMENTAL

El método experimental ha sido descrito por Sánchez y col [25,28]. El objetivo de esta metodología de ensayo es conseguir unas condiciones de trabajo más próximas a la realidad y controlando la mayor cantidad de parámetros (mecánicos y electroquímicos). De esta forma se ha desarrollado un método que permite generar una fisura por CBT partiendo de una entalla mecánica y protegiendo el resto de la superficie para evitar la mayor cantidad de ruido posible durante las medidas. La parte experimental se ha dividido en 3 etapas: i) generación de la fisura bajo carga y potencial electroquímico controlados, ii) ensayo de tracción lenta al aire y, iii) análisis de la superficie de fractura.

## 3. MODIFICACIÓN DEL MECANISMO DE MOVILIDAD SUPERFICIAL

El mecanismo de Movilidad Superficial propuesto por Galvele está basado en los trabajos de Rhead [29,30] y Oda [31], los cuales observaron que la movilidad de los átomos de la superficie depende del material y del medio en el que se encuentren según la siguiente

ecuación:

$$Ds = 7.40 \cdot 10^{-4} \exp\left(-\frac{30T_m}{RT}\right) + 0.014 \cdot 10^{-4} \exp\left(-\frac{13T_m}{RT}\right) \quad (1)$$

donde: Ds es el coeficiente de difusión superficial y Tm es la temperatura de fusión del material o de los compuestos que se formen sobre la superficie por efecto del medio.

A raíz de esta ecuación Galvele [3] propone un **mecanismo de CBT** basado en **cuatro postulados**: i) el medio en el que se encuentra el metal cambia la movilidad superficial propia del metal; ii) la temperatura a la cual tiene lugar la CBT es inferior a la mitad de la temperatura absoluta de fusión del metal; iii) únicamente las tensiones elásticas son importantes en el proceso de CBT; iv) el avance de la grieta tiene lugar por la llegada de vacantes desde la red metálica al frente de la misma. La captura de una vacante superficial por la punta de la grieta permite su propagación en una distancia atómica. Estos cuatro postulados dan lugar a una ecuación que permite predecir la velocidad de propagación de la fisura por CBT (cpr):

$$cpr = \frac{Ds}{L} \left[ \exp\left(\frac{\sigma \alpha^3 + \alpha E_b}{kT}\right) - 1 \right] \quad (2)$$

donde: L es la distancia de la difusión de las vacantes,  $\sigma$  es la tensión correspondiente al límite elástico,  $\alpha$  es el tamaño del átomo,  $\alpha$  es un parámetro adimensional,  $E_b$  es la energía de unión H-vacante, k es la constante de Boltzmann y T es la temperatura absoluta.

A raíz de los resultados experimentales obtenidos se ha observado que hay diversas hipótesis del modelo propuesto por Galvele que es necesario modificar:

- Galvele establece la velocidad de propagación de la fisura en función de la tensión de plastificación, que la establece como la máxima tensión que se alcanza en la fisura. De esta forma se establece una simplificación del **gradiente de tensiones** que se genera en la superficie de la fisura y no se establece el efecto de este gradiente sobre el **coeficiente de difusión** (Ds).
- Galvele establece que la velocidad de propagación de la fisura depende de los óxidos generados en la superficie, sin embargo estos óxidos no han sido observados en la experimentación. Por lo tanto hay que tener en cuenta las **condiciones electroquímicas** para establecer el coeficiente de difusión superficial.
- Galvele no establece de forma clara una **fuentes de vacantes** para el caso de que no se formen estos óxidos sobre la superficie de la fisura.

A continuación se va a establecer el marco teórico para el modelo de CBT. Este **marco teórico** se basa en: i) la determinación de un coeficiente de difusión de las vacantes en base a parámetros del material, del medio y

mecánicos, y ii) la definición de la fuente de vacantes.

### 3.1. Definición del coeficiente de difusión superficial ( $D_s$ ).

En 1967 Gjostein [35] y posteriormente Rhead en 1969 [29] plantean una ecuación para expresar la movilidad superficial propia del **material y la influencia de los contaminantes** sobre la movilidad superficial. Kubo y col. [36] muestran la influencia del potencial electroquímico en el coeficiente de difusión superficial. Estos autores modifican la energía de activación de la ecuación propuesta por Gjostein e introducen el efecto del medio bajo la hipótesis de que la variación en la energía de activación es debida a la carga superficial en exceso (equation 3). La energía de activación disminuye al trabajar a potenciales mayores que el potencial de carga cero ( $E_{PZC}$ ) y el coeficiente de difusión superficial alcanza un mínimo en el potencial de carga cero y aumenta de forma exponencial al trabajar a potenciales más anódicos.

$$D_s = D_{s0} \exp \left\{ \frac{-Q_{s0} + (1/2)\alpha \beta N_a |e|(E - E_{PZC})}{RT} \right\} \quad (3)$$

donde:  $\alpha$  y  $\beta$  son constantes,  $N_a$  es el número de Avogadro y  $e$  es la carga del electrón.

Jaime González Velasco [37,38] plantea el mecanismo de difusión superficial en la interfase electrodo-electrolito. En el caso de un metal inmerso en un electrolito, la movilidad de un átomo superficial se encontraría influida por la presencia de las moléculas de agua, iones, átomos y otras entidades presentes en el plano interno de Helmholtz (IHP). Como en el caso de Kubo y col. [36], J. González establece el máximo del coeficiente de difusión superficial en el potencial de carga cero.

El tercer factor que interviene en el coeficiente de difusión superficial es **el estado tensional** en la fisura, es decir, la influencia de la tensión en el coeficiente de difusión. Los resultados encontrados en la bibliografía no son todos coincidentes y atribuyen la variación en el comportamiento frente a la tensión a las diferencias en la estructura cristalina y la orientación estudiada [39]. De esta forma para metales con estructura cúbica centrada en el cuerpo, como es el caso de la fase alpha del hierro, se produce un comportamiento contrario al mostrado en el Cu(111) [40]. El mecanismo que relaciona el coeficiente de difusión con la deformación no está aún desarrollado. Shu y col. [39] presentan varios caminos de difusión en función del tipo de red cristalina, ya sea cúbica centrada en el cuerpo (bcc), centrada en las caras (fcc) o hexagonal compacta (hcp). Por lo tanto, las barreras de difusión varían en función de la estructura cristalina, el camino de difusión y la deformación. Wang y col. [41] describen dos tipos de barreras a la difusión: una debida a la variación en la distancia de “salto”, y otra, debida a la energía de enlace.

La variación en el coeficiente de difusión depende de la influencia de la tensión en las mencionadas barreras a la difusión. Al generarse un gradiente de tensiones, los átomos difunden hacia las zonas de menor tensión, mientras que las vacantes difunden hacia las zonas de mayor tensión.

En resumen, la energía de activación viene definida en ausencia de tensiones por  $Q^{act}$ , considerando en este término el efecto del material y el medio. En los estudios mostrados, a pesar de la diversidad de resultados, para materiales con estructura cúbica centrada en el cuerpo (bcc), en presencia de tensiones la energía de activación disminuye, ya que mediante la tensión se aporta energía a los átomos, o lo que es lo mismo, disminuye la energía necesaria para el movimiento de las vacantes puesto que se modifica la energía de unión de los átomos.

Por lo tanto, se propone corregir la expresión del coeficiente de difusión superficial variando la **energía de activación** en función del **factor de intensidad de tensiones**, según se muestra en la Ecuación 4. En esta ecuación se incorporan los tres factores que intervienen en el proceso de CBT y que se acaban de exponer: el material, el medio y las tensiones.

$$D_s = D^o \exp \left[ \frac{-Q^{act}}{RT} + \beta K_I^2 \right] = D_{s,\sigma=0} \exp [\beta K_I^2] \quad (4)$$

donde:  $R$  es la constante de los gases,  $T$  es la temperatura absoluta,  $\beta$  es una constante,  $K_I$  es el factor de intensidad de tensiones,  $D_{s,\sigma=0}$  es el valor del coeficiente de difusión superficial en ausencia de tensión.

De esta manera se trata de integrar la mecánica de fractura en la teoría de la movilidad superficial propuesta por Galvele.

### 3.2. Definición de la fuente de vacantes.

Para comprender mejor la situación electroquímica creada por la fisura, se ha realizado una simulación por Elementos Finitos [32,33] de las líneas de corriente entre un contra-electrodo y la superficie de un electrodo de trabajo con una entalla y una fisura. Se ha podido observar como las líneas de corriente se concentran en primer lugar en la entalla, pero a medida que se forma la capa de óxidos la corriente se desplaza hasta que alcanza el “inicio” de la fisura o fondo de la entalla (Figura 1). Sin embargo las líneas de corriente no penetran en los labios de la fisura. Por lo tanto, no hay óxidos en la fisura y para su propagación es necesario que las vacantes difundan desde la entalla hasta el frente de la fisura, y entonces el camino de difusión de las vacantes (valor de  $L$  correspondiente al modelo de Galvele) no tiene por qué permanecer ni constante ni en valores de una pocas distancias atómicas. Cuando la fisura se propague, este valor de  $L$  irá creciendo si las vacantes se generan en la entalla.

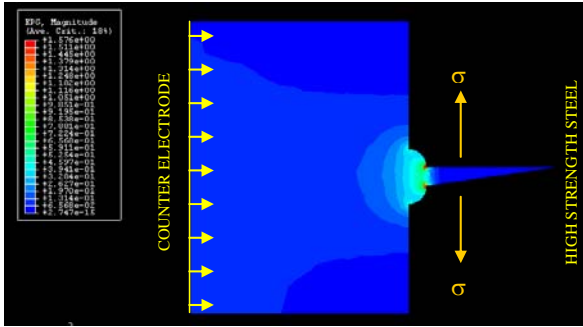


Figura 1. Líneas de corriente en el entorno de la entalla y la fisura.

Una consecuencia derivada es que no es posible proponer un modelo basado en la 1ª ley de Fick, sino que es necesario realizar los cálculos de transporte de vacantes en **estado no estacionario** desde la entalla, lugar donde se generan por disolución anódica, hasta el frente de la fisura donde producen el crecimiento de la fisura.

#### 4. APLICACIÓN DEL MODELO PROPUESTO A LOS ACEROS DE ALTA RESISTENCIA.

Según el potencial que adopte el metal, en el caso del acero se puede estimar un coeficiente de difusión superficial a partir de la ecuación de Gjostein (Ecuación 1) [35], con la **composición** y la **temperatura** de fusión, y modificar la ecuación de Gjostein teniendo en cuenta la interacción del medio con las vacantes. De esta forma se puede añadir a la movilidad superficial propia de las vacantes en la superficie del metal, el **efecto del medio**.

Los ensayos de CBT se han realizado en disoluciones acuosas donde se debe tener en cuenta, además del potencial electroquímico de trabajo o, lo que es lo mismo, además de tener en cuenta el sobrepotencial (respecto al potencial de carga cero), hay que considerar la interacción del hidrógeno generado en las reacciones electroquímicas con las vacantes a través de una “energía de enlace”. Sin embargo, no se han observado productos de corrosión adsorbidos sobre la fisura por lo que no es posible atribuirles ningún efecto adicional a la movilidad superficial. Esta singularidad, se encuentra en los trabajos de Li, Gangloff y Scully [42]. La energía de unión del hidrógeno-vacante en la interfase ferrita-cementita, presente en los aceros eutectoides, según estos autores es de 11.4-11.6 kJ/mol. De esta forma, se ha **incorporado un nuevo término correspondiente a la influencia del hidrógeno** ( $Q_H$ ) en la energía de activación de la Ecuación 1, que para temperaturas  $T < 0.77T_m$  se puede expresar como:

$$D_{s,\sigma=0} = 0.014 \cdot 10^{-4} \exp[(-13T_m + Q_H)/RT] \quad (5)$$

Teniendo en cuenta las ecuaciones 4 y 5 es posible estimar el coeficiente de difusión en función del material, el medio y la geometría de la fisura.

Los materiales empleados en este estudio, el alambón y el trefilado obtenido a partir del alambón, tienen una composición eutectoide. En la Ecuación 5 se ha considerado la temperatura eutéctica del hierro, 727 °C [43].

Para incorporar el efecto del medio se ha considerado la interacción del hidrógeno generado durante el proceso de corrosión con las vacantes, disminuyendo la energía de activación como se propone en la Ecuación 5.

Teniendo en cuenta las consideraciones anteriores se obtiene un coeficiente de difusión superficial en ausencia de tensiones,  $D_{s,\sigma=0} = 10^{-14} \text{ m}^2/\text{s}$ .

Según la Ecuación 4 propuesta, el coeficiente de difusión es necesario actualizarlo a medida que la fisura avanza, ya que el **campo tensional** varía. En esta ecuación aparece un parámetro de ajuste,  $\beta$ . Este parámetro debe de mantenerse constante para cada material ya que depende de constantes elásticas y propiedades del material.

En el modelo se ha considerado que la generación de las vacantes tiene lugar por corrosión. De esta forma se puede obtener el flujo de vacantes en el límite entre la entalla y la fisura a través de la corriente de corrosión aplicando la Ley de Faraday. Se ha tomado como intensidad de corrosión la corriente de celda, en condiciones potencioestáticas, una vez generada la capa de óxidos de la entalla, momento a partir del cual la corriente de celda se estabiliza y se genera la fisura. En la Ecuación 6 se formula el flujo de vacantes en la fisura ( $J$ ) empleando la Ley de Faraday:

$$J = \left( \frac{I N_A}{n F} \right) / \text{Area} \quad (6)$$

donde:  $I$  es la intensidad media de celda en el ensayo,  $n$  es la valencia,  $F$  es la constante de Faraday y  $\text{Area}$  es el área en el que se generan las fisuras en la entalla.

El flujo de vacantes depende linealmente de la intensidad de corrosión (según la Ecuación 7) y experimentalmente se ha observado que la intensidad de corrosión se mantiene prácticamente constante durante la generación de la fisura [25,28].

$$J = I \cdot \text{Cte} \quad (7)$$

donde:  $\text{Cte} = 5.20 \cdot 10^{+30} \text{ Atom}/\text{m}^2 \text{Culomb}$

Teniendo en cuenta los datos experimentales [25-28], se ha estimado el valor del parámetro  $\beta$  (ecuación 4). En la Figura 2 se muestra el valor promedio junto con la desviación típica del parámetro  $\beta$  para el **alambón** y el **acero trefilado**.

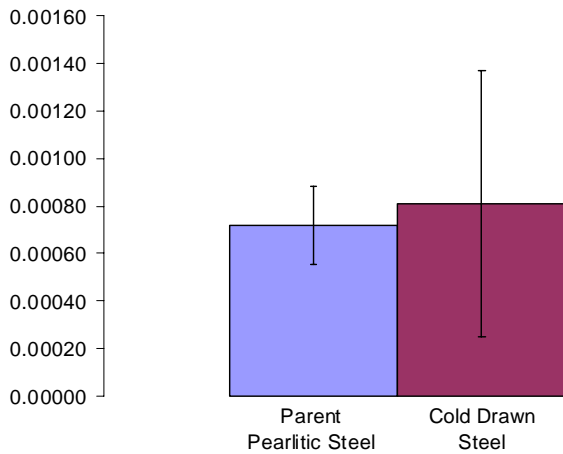


Figura 2. Valores el parámetro  $\beta$  para el alambón y el acero trefilado.

En las siguientes figuras se muestran algunos de los posibles resultados que es posible obtener con el mecanismo de CBT desarrollado y en base a los resultados experimentales obtenidos con la metodología de ensayo propuesta.

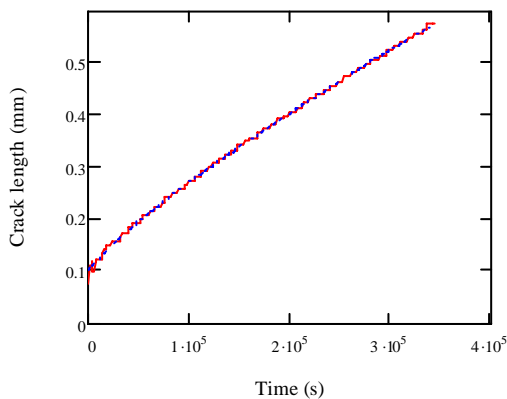


Figura 3. Crecimiento de la fisura con el tiempo según el modelo propuesto. Material: alambón.

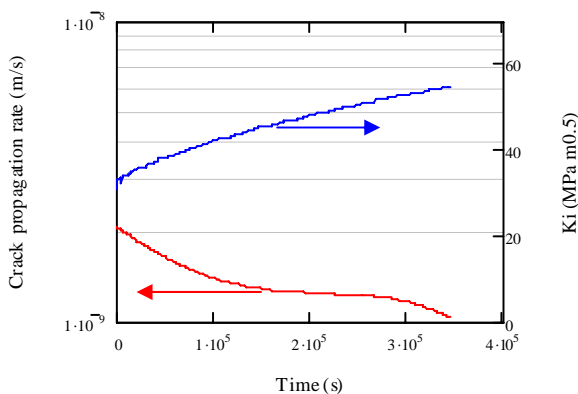


Figura 4. Velocidad de propagación de la fisura y factor de intensidad de tensiones según el modelo propuesto. Material: alambón.

## 5. CONCLUSIONES

Se ha propuesto un modelo de CBT basado en la hipótesis de que el mecanismo que permite explicar la CBT está basado en la movilidad superficial de vacantes en los labios de la fisura, que estas vacantes se generan por la corriente anódica en el proceso de corrosión, y que se mueven, no sólo bajo la influencia de un medio, sino también bajo la influencia de las tensiones mecánicas que tienen lugar en los labios de la fisura. De esta forma se ha unido la teoría de la Movilidad Superficial y la Mecánica de la Fractura.

El modelo incluye parámetros característicos del material, las condiciones mecánicas, la geometría y las condiciones electroquímicas. No existe una relación unívoca entre la intensidad de corrosión, el factor de intensidad de tensiones y la velocidad de propagación de la fisura. En ocasiones se produce la parada de la fisura a pesar de aumentar el valor de  $K_I$  y otras veces se produce un aumento brusco de la velocidad de propagación de la fisura hasta alcanzar la rotura, que se corresponde con el valor de  $K_{IC}$  para el acero en el medio.

## ACKNOWLEDGEMENTS

Los autores quieren agradecer al Prof. J. R. Galvele las conversaciones y discusiones realizadas. También agradecer la financiación recibida a través del Proyecto CONSOLIDER-SEDUREC.

## REFERENCES

- [1] Parkins R. N. "Metal Environmental Reactions" Vol. 1, Ed. Newness Butterworths, 1976.
- [2] Sieradzke K., Newman R. C. "Stress Corrosion Cracking" Journal of Phys. And Chem. of Solids, Vol. 48, nº 11, 1987.
- [3] Galvele J. R. "A Stress Corrosion Cracking Mechanism Based on Surface Mobility." Corr. Scie., Vol. 27, nº 1, 1987.
- [4] Magnin T., Chieragatti R., Oltra R. "Mechanism of brittle fracture in a ductile 316 alloy during stress corrosion" Acta. Metall. Mater. 38, 1313-1319, 1990.
- [5] Serebrinsky S., Carter E. A., Ortiz M. "A quantum-mechanically informed continuum model of hydrogen embrittlement" Journal of the Mechanics and Physics of Solids, 52 (10), 2403-2430, 2004.
- [6] Magnin T. Corrosion-Deformation Interactions CDI'92, ed. T. Magnin and J. M. Gras, Les Editions de Physique, Les Ulis, France, 27-41, 1993.
- [7] Westlake D. G. "A generalized model for hydrogen embrittlement" Trans. ASM 62 (4), 1969.
- [8] Nelson H. G. "Film-rupture model of hydrogen-induced, slow crack growth in acicular alpha-beta titanium" Metall. Trans. A - Phys. Metall. Mater. Sci. 7A (5), pp. 621-627, 1976.
- [9] Beachem C. D. "A new model for hydrogen-assisted

- cracking (hydrogen “embrittlement”)” *Metall. Trans.* 3 (2), pp. 437–451, 1972.
- [10] Birnbaum H. K., Sofronis P. “Hydrogen-enhanced localized plasticity - A mechanism for hydrogen-related fracture” *Mater. Sci. Eng. A - Struct. Mater. Prop.* 176A (1–2), pp. 191–202, 1994.
- [11] Troiano A. R. “The role of hydrogen and other interstitials in the mechanical behavior of metals” *Trans. ASM* 52, pp. 54–80, 1960.
- [12] Oriani R. A. “Mechanistic theory of hydrogen embrittlement of steels. *Ber. Bunsenges*” *Phys. Chem.* 76 (8), pp. 848–857, 1972.
- [13] Oriani R. A., Josephic P. H. “Equilibrium and kinetic studies of the hydrogen-assisted cracking of steels” *Acta Metall.* 25 (9), pp. 979–988, 1977.
- [14] Sanchez J., Fullea J., Andrade C., de Andres P. L. “Hydrogen in alpha-iron: Stress and diffusion” *Phys. Rev. B*, 78, 014113, 2008.
- [15] Fullea J. “Experimental Methods to Evaluate the Susceptibility of Prestressing Steels to Stress Corrosion Cracking” *Proceedings of the International Workshop on Failures of Post-tensioned Concrete Structures Messina*, pp.17, 2000.
- [16] Elices M. “Problemas de Corrosión Bajo Tensión en el Hormigón Pretensado” *I Congreso Iberoamericano de Corrosión y Protección*, 1983.
- [17] Toribio J., Elices M. “Nuevas Aportaciones al Ensayo FIP de Fragilización por Hidrógeno en Tiocianato Amónico” *Hormigón y acero*, Vol. 27 (168), pp. 121-130, 1988.
- [18] Pakins R. N., Zhou S. “The Stress Corrosion Cracking of C-Mn Steel in CO<sub>2</sub>-HCO<sub>3</sub><sup>-</sup> - CO<sub>3</sub><sup>2-</sup> Solutions I: Stress Corrosion Data” *Corr. Sci.*, Vol. 39, Nº 1, pp. 159-173, 1997.
- [19] Caballero L., Elices M. “Influencia de la velocidad de deformación en la propagación de fisuras por corrosión bajo tensión.” *Revista Iberoamericana de Corrosión y Protección*, 17 (1), pp. 15-22, 1986.
- [20] Caballero L., Elices M. “Un método para la medida de la cinética de las fisuras de corrosión bajo tensión en ensayos a velocidad de deformación constante.” *Revista Iberoamericana de Corrosión y Protección*, 17 (1), pp. 43-48, 1986.
- [21] Acha-Hurtado M. “Corrosión Bajo Tensión de Alambres de Acero Pretensado en Medios Neutros con HCO<sub>3</sub><sup>-</sup> y Alcalinos con SO<sub>4</sub><sup>=</sup>.” *Instituto de Ciencias de la Construcción “Eduardo Torroja” C.S.I.C. Madrid*, 1993. PhD Thesis.
- [22] Alonso M. C., Andrade C., Procter R. P. M., Saenz de Santa María M. “Susceptibilidad a la Corrosión Bajo Tensión del Acero Pretensado en Disoluciones de NaHCO<sub>3</sub>” *Hormigón y Acero*, Nº 166, pp. 121-126, 1988.
- [23] Lancha A. M. “Influencia del Trefilado en la Corrosión Bajo Tensión de Aceros Eutectoides” *Universidad Complutense de Madrid. Facultad de Ciencias Químicas*. 1987.
- [24] Valiente A., Elices M. “Premature Failure of Prestressed Steel Bars” *Engineering Failure Analysis*, Vol. 5, nº 3, pp. 219-227, 1998.
- [25] Sanchez J., Fullea J., Andrade C., Alonso C. “Stress corrosion cracking mechanism of prestressing steels in bicarbonate solutions” *Corr. Sci.* 49(11), 4069-4080, 2007.
- [26] Sanchez J., Fullea J., Andrade C. “Fracture toughness variation induced by stress corrosion cracking of prestressing steels” *Materials and Corrosion*, 59(2), 2008.
- [27] Sanchez J., Fullea J., Andrade C. “Reasons for Crack Arrest in Stress Corrosion Cracking Tests. Crack Propagation Rate in High Strength Steels” *Corrosion*, 65(6), 2009.
- [28] Sanchez J., PhD, Thesis. Eduardo Torroja Institute, IETcc-CSIC, Spain, 2007.
- [29] Rhead G. *Surf. Sci.* 15, 1969.
- [30] Rhead G. y Perdureau J., *C.R. Acad. Sc. Paris*, t260, Groupe 7, 1965.
- [31] Oda O., Rhead G. E. *Scripta Metall.*, 13, 985, 1979.
- [32] ABAQUS 6.5.3 Student Edition, 2005.
- [33] COMSOL Multiphysics 3.2, 2006.
- [34] Toribio J. “Relationship between microstructure and strength in eutectoid steels” *Materials Science and Engineering A* 387-389, pp. 227-230, 2004.
- [35] Gjostein N.A. “Surfaces and Interfaces 1”, Chap. 11, p. 271.
- [36] Kubo K., Hirai N., Hara S. “Decay of nano-islands on Au(1 0 0) electrode in sulfuric acid solution with Cl<sup>-</sup> anions” *Applied Surface Science* 237, pp. 301–305, 2004.
- [37] González Velasco J. “A study at the molecular level of the mechanism of surface diffusion at electrode-electrolyte interfaces” *Chemical Physics Letters* 313, pp. 7-13, 1999.
- [38] González Velasco J. “A theoretical explanation of the surface diffusion mechanism in metal electrodes in contact with electrolytes” *Surface Science* 410, pp. 283-289, 1998.
- [39] Shu D. J., Liu F., Gong X. G. “Simple generic method for predicting the effect of strain on surface diffusion” *Physical Review B*, Vol. 64, 2001.
- [40] Schroeder M., Wolf D. E. “Diffusion on strained surfaces” *Surface Science* 375, pp. 129-140, 1997.
- [41] Wang Y. X., Pan Z. Y., Li Z. J., Wei Q., Zang L. K., Zhang Z. X. “Effect of tensile strain on adatom diffusion on Cu(111) surface” *Surface Science* 545, pp. 137-142, 2003.
- [42] Li D., Gangloff R. P., Scully J. R. “Hydrogen trap states in ultrahigh-strength AERMET 100 steel” *Metallurgical and Materials Transactions*, Vol. 35A, pp. 849-864, 2004.
- [43] Callister W. D. “Introducción a la Ciencia e Ingeniería de los Materiales” *Ed.Reverté SA, Barcelona* 1995.