

Durabilidad del acero estructural (I)

FRANCISCO JAVIER SÁINZ DE CUETO TORRES (*)

RESUMEN La corrosión del acero es uno de los principales problemas en la durabilidad estructural. La corrosión propicia la pérdida del material y el consiguiente deterioro de algunas propiedades fundamentales. En esta primera parte se revisan los principios teóricos de la corrosión, la multiplicidad de circunstancias ambientales y los diversos mecanismos y formas de ataque. En la siguiente parte se presentarán las técnicas de evaluación del daño y las posibles estrategias de intervención.

STRUCTURAL STEEL DURABILITY (II)

ABSTRACT Corrosion of steel is one of the major problems with respect to the durability of structures. Corrosion results in material loss and a corresponding degradation of essential properties. This first part describes the theoretical principles of corrosion, the wide variety of environmental circumstances and the several mechanism and forms of attack. The next part will deal with the corrosion valuation techniques to assess the progressive damage and the possible strategies for intervention.

Palabras clave: Acero; Estructuras; Durabilidad; Corrosión.

INTRODUCCIÓN

La durabilidad del acero estructural es una función de múltiples factores. El resultado de la conjunción de los distintos parámetros que intervengan, en cada caso, puede ser sorprendentemente variado para diferentes hipótesis.

El acero es uno de los materiales estructurales que muestra un espectro más disperso desde el punto de vista de vida útil y durabilidad. Una estructura de acero, con algún fallo importante en su concepción o entretenimiento, puede arruinarse en pocos meses. Por contra, en condiciones favorables, se podrá sobrepasar ampliamente su esperanza de vida de proyecto, manteniéndola en servicio durante algunos siglos.

Los factores que van a condicionar la **DURABILIDAD** del acero estructural pueden catalogarse en tres categorías: En primer lugar las características intrínsecas al propio **MATERIAL** y a su fabricación: Composición química, microestructura, parámetros físico-mecánicos, tratamientos, etc.

En segundo lugar la influencia del **MEDIO AMBIENTE**: Humedades, temperaturas, ambientes salinos o agresivos, pH, potenciales, tensiones inducidas por acciones externas, etc.

En tercer lugar las circunstancias de **PROTECCIÓN** o salvaguarda adoptadas en el proyecto y obra, o durante el mantenimiento: pinturas, hormigonado, aislamiento, tratamientos protectores, etc.

Existen diversos fenómenos que pueden mermar la durabilidad del acero, como pueden ser la fatiga tensional o la fragilización por bajas temperaturas, pero sin duda el fenómeno más importante a considerar es el de la corrosión.

La corrosión deberá ser una referencia permanente para el técnico y el especialista en acero estructural.

ANTECEDENTES HISTÓRICOS

La corrosión del hierro y del acero es un fenómeno que ha preocupado desde los primeros tiempos de utilización de dichos productos, debido a su importante repercusión técnica y económica.

Antiguas civilizaciones, como la céltica, enterraban las armas y útiles de hierro con la finalidad de acelerar la corrosión de las partes más susceptibles y mejorar la calidad del hierro al volverlo a forjar.

Hasta el año 1500 se utilizó **HIERRO FORJADO**. En España hay tradición de buenos forjadores desde la invasión árabe. El propio Carlomagno quedó impresionado de la calidad de las armas que se fabricaban. Muchas de las verjas de catedrales medievales se conservan hoy día en perfecto estado. Las verjas de Notre Dame de París fueron realizadas por forjadores de Barcelona.

El año 1564 se construyen los primeros hornos con insulación de aire en Shifnal (Gran Bretaña) y se inicia la fabricación industrial a partir del **HIERRO FUNDIDO**. El primer barco de hierro es botado en 1822. Hasta la primera mitad del siglo XIX se elaboraba el denominado **ACERO SUECO** empleando el carbón vegetal, que en esas fechas es reemplazado por el coque.

En 1855 la aparición del proceso de afino Bessemer y posteriormente el Martin-Siemens permiten una producción masiva de acero. En estas fechas comienza a observarse una mayor propensión ante la corrosión de estos aceros. Aparecen importantes daños en cascos de buques.

Surgen así los primeros trabajos y estudios sobre la corrosión metálica.

En 1820 Humphrey Davy enuncia el principio de protección catódica.

En 1830 La Rive analiza en la Universidad de Ginebra la corrosión del zinc por efecto electrolítico.

En 1840 Michael Faraday establece las leyes básicas de la Electroquímica.

(*) Doctor Ingeniero de Caminos, Canales y Puertos. Jefe del Sector de Ciencia de Materiales. Laboratorio Central de Estructuras y Materiales del CEDEX, Ministerio de Fomento.

También en 1840 La Rive observa que el aumento de la pureza en los metales mejora su resistencia a la corrosión y el ataque ácido.

En 1881 W. Parker publica un importante trabajo científico sobre la corrosión relativa del hierro y del acero, en el Iron and Steel Institute.

En 1888 Calvert formula la teoría ácida de la corrosión.

En 1888 Nerst formula la ley que rige el potencial electrodo-disolución.

En 1903 Whitney formula la teoría electrolítica de la corrosión.

Entre 1900 y 1920 L. Guillet, A. Portevin y G. Chaudron desarrollan varios trabajos que contribuyen a la preparación de los aceros inoxidables y de las aleaciones ligeras con magnesio.

En 1926 U.R. Evans introduce el concepto de pasivación y profundiza en los mecanismos y causas de la oxidación y corrosión.

Entre 1930 y 1935 E. Herzog y A. Girard, discípulos de G. Chaudron, estudian las etapas de degradación del acero en medio húmedo.

En los años posteriores, hasta nuestros días, los estudios sobre el fenómeno complicado y múltiple de la corrosión se han incrementado enormemente.

La filosofía actualmente vigente de preocupación medioambiental y de conservación de recursos y patrimonio ya podemos adivinarla en 1925 con la afirmación de Herbert Hoover, entonces presidente de EEUU: "Solamente con la eliminación de residuos o desperdicios y el aumento de la eficacia nacional de los ciudadanos es posible disminuir el coste de vida y, a la vez, elevar el nivel de la misma".

FUNDAMENTO ELECTROQUÍMICO

La teoría electroquímica de la corrosión es hoy día universalmente aceptada. Se basa en la teoría de Nerst del potencial electrodo-disolución. Según dicha teoría si introducimos un electrodo metálico en un electrolito o en agua, se advierte una tendencia del metal a pasar a la disolución. Frente a esta tendencia, denominada presión de disolución, aparece la tendencia opuesta a que los cationes metálicos en disolución se depositen sobre el electrodo, por la repulsión de las cargas positivas y la atracción de las negativas generadas en el electrodo (Fig. 1). Esta última tendencia puede ser asimilada conceptualmente a una presión osmótica.

Entre el metal y el líquido próximo se establece una diferencia de potencial regido por la ley de Nerst. Puede determinarse planteando el equilibrio sobre una carga catiónica de forma que podemos igualar el trabajo del campo eléctrico y el trabajo osmótico equivalente para una diferencia de presión osmótica entre la proximidad del metal y un punto alejado. Como la presión osmótica es proporcional a la concentración iónica se cumple:

$$E = E_0 + \frac{RT}{nF} \ln C$$

siendo:

E	= Potencial electrodo-disolución	(V)
E_0	= Potencial normal (disolución 1 N)	(V)
C	= Concentración catiónica efectiva	(eq/l)
R	= Constante gases perfectos	8,314 J/°C/mol
T	= Temperatura absoluta (273+°C)	298° C
F	= Faraday	96450 C/eq.
n	= Valencia del metal	(-)

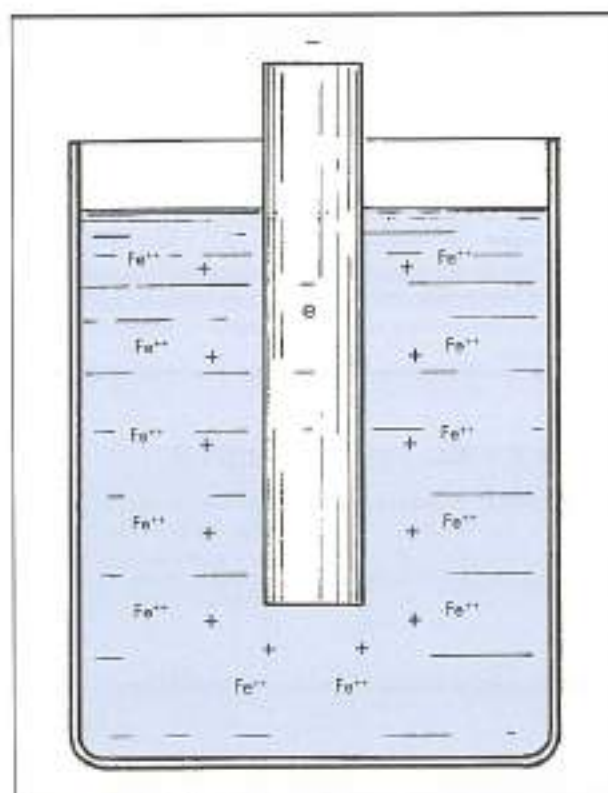


FIGURA 1. Potencial electrodo-disolución.

Los potenciales electroquímicos de equilibrio para los distintos metales deben ser referidos a un electrodo de referencia. El electrodo de hidrógeno (Fig. 2) se adopta universalmente

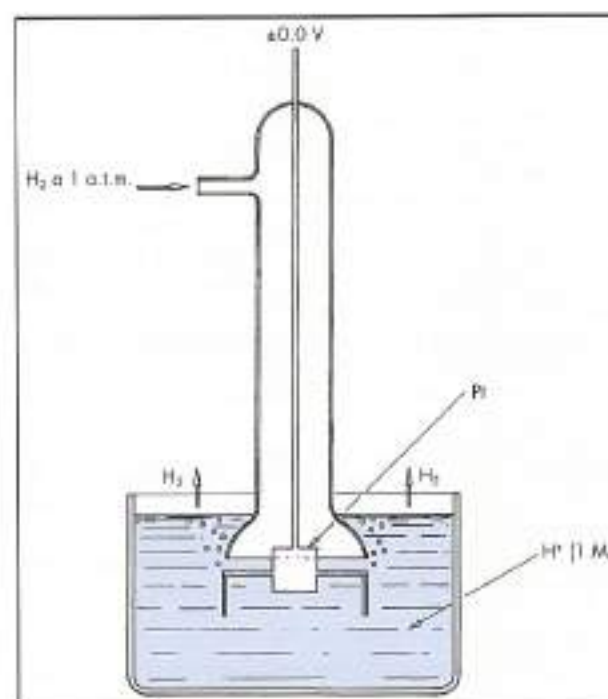


FIGURA 2. Electrodo H₂ / 2H⁺

ELECTRODO	POTENCIAL [V]
K / K ⁺	-2,92
Ca / Ca ⁺⁺	-2,87
Na / Na ⁺	-2,71
Mg / Mg ⁺⁺	-2,34
Al / Al ⁺⁺⁺	-1,67
Zn / Zn ⁺⁺	-0,76
Cr / Cr ⁺⁺⁺	-0,71
Fe / Fe ⁺⁺	-0,44
Ni / Ni ⁺⁺	-0,25
Sn / Sn ⁺⁺	-0,14
Pb / Pb ⁺⁺	-0,13
H ₂ / 2H ⁺	0,00
Cu / Cu ⁺⁺	+0,36
Ag / Ag ⁺	+0,80
Hg / Hg ⁺⁺	+0,86
Pt / Pt ⁺⁺	+1,20
Au / Au ⁺⁺⁺	+1,42

TABLA 1. Potencial electroquímico (referido al H₂/2H⁺ a 25° C).

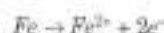
como electrodo de referencia con potencial nulo. En la Tabla 1 se recogen los potenciales electroquímicos relativos de los distintos metales, que representan una constante física para cada elemento. En un sentido creciente podemos apreciar la mayor nobleza del metal, es decir su mayor resistencia a oxidarse (ceder electrones).

Los metales de menor potencial son más propensos a ser atacados por ácidos, álcalis y oxidantes energéticos. También las soluciones salinas, el aire húmedo y el agua pura con oxígeno pueden desencadenar procesos de corrosión. La intensidad de la corrosión dependerá no solo del potencial electroquímico del metal, sino obviamente del poder oxidante de la sustancia atacante.

En los procesos de corrosión puede existir un solo metal, o bien puede aparecer otro metal distinto (o impurezas del mismo). El proceso electroquímico puede establecerse entre diferentes zonas de un mismo elemento metálico (corrosión selectiva) o entre los dos metales presentes (pila galvánica). De igual manera pueden incluirse diferencias de potencial inducidas exteriormente (cuba electrolítica).

Se debe adoptar un criterio de notación (Fig. 3), que habitualmente se toma de forma muy extendida, denominando **ÁNODO** al electrodo que difunde los cationes y se degrada. En su entorno se produce acidificación y eventualmente se desprende oxígeno. El **CÁTODO** es el electrodo que no sufre ataque y se propicia alcalinización y desprendimiento de hidrógeno. Entre el ánodo y el cátodo se generará un flujo de electrones.

El proceso corrosivo, en la estructura metálica de hierro o acero, exige la presencia de humedad. En las zonas anódicas se efectuará la oxidación:



En las zonas catódicas caben dos opciones en función del pH del medio acuoso.

Si el medio es ácido se efectuará una reducción de los iones hidrógeno, con desprendimiento del mismo según:



Si el medio es neutro o alcalino se efectuará una reducción del oxígeno disuelto en el agua según:



Los potenciales de equilibrio electroquímicos se modifican en función de la intensidad de corriente que circule durante el proceso de corrosión.

Debido al fenómeno de polarización la diferencia de potencial tiende a reducirse y el rendimiento del proceso se atenua (el potencial catódico disminuye linealmente con la intensidad mientras que el anódico crece linealmente).

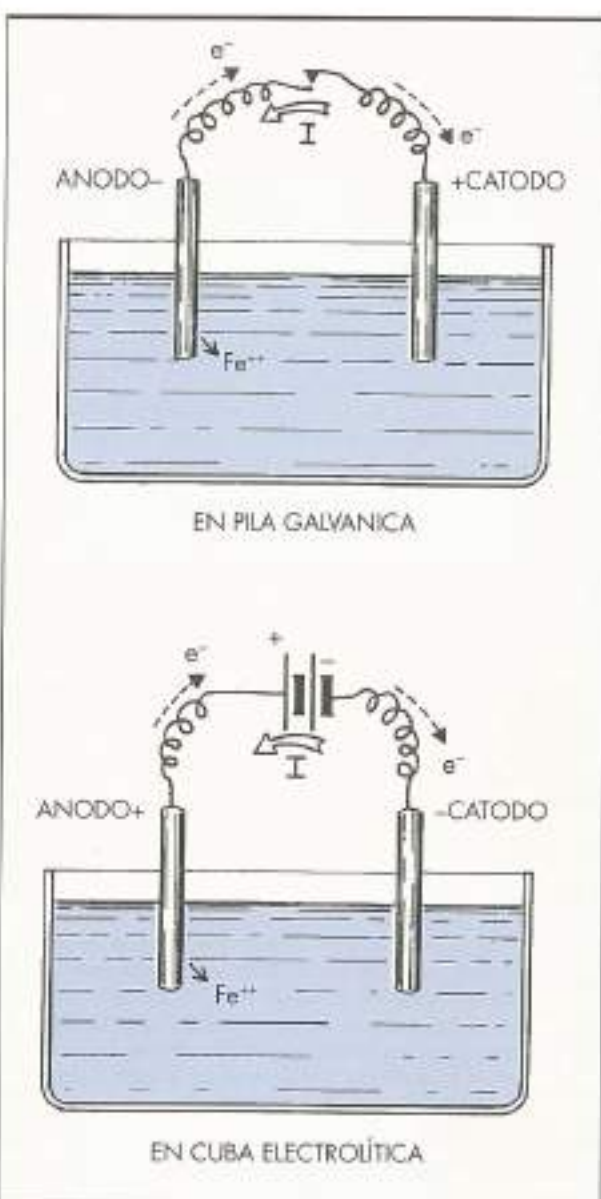


FIGURA 3. Conversión de signos.

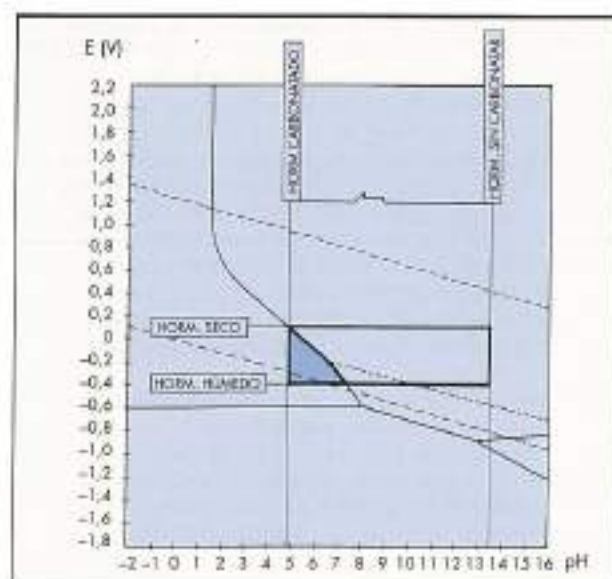


FIGURA 5. Protección del hormigón.

cados 15 mm, 20 mm y 25 mm). Para las armaduras activas los recubrimientos respectivos son 10 mm, 12 mm y 15 mm. El Eurocódigo EC-2 limita el recubrimiento a los mínimos absolutos de 15 mm y 25 mm, respectivamente para hormigón armado y pretensado. Si los recubrimientos son escasos, o el hormigón es permeable, se desarrolla el proceso de carbonatación del hormigón según:



El acero pierde su defensa alcalina, reduciéndose notablemente el pH del entorno. En tal caso se puede iniciar en la zona afectada el desencadenamiento de la **CORROSIÓN EN HORMIGÓN CARBONATADO**, especialmente con la presencia de humedad en su estructura porosa. En hormigones totalmente secos no puede establecerse la reacción de carbonatación. En el extremo opuesto, los hormigones permanentemente sumergidos y saturados tampoco experimentan la carbonatación, pues la difusión del dióxido de carbono en agua es muy lenta.

En atmósferas marinas la humedad con un alto contenido salino propicia la denominada **CORROSIÓN EN AMBIENTE SALINO** de las estructuras metálicas. El desarrollo de la corrosión originada por el contacto de una pequeña gota de agua salina, con el producto férreo, ya fue estudiado por Evans (Fig. 6). El hierro no se pasiva debido a la presencia de cloruros. La difusión de oxígeno a través del líquido acelera la velocidad de corrosión. El agua de mar lleva en disolución alrededor de 30 mg/l. de O_2 .

Algunos tipos de acero, como los inoxidables con un tratamiento térmico inadecuado, son propicios a un ataque por corrosión en los límites de grano, generalmente en zonas formadas por varias fases.

Los contactos intergranulares se deterioran, mientras los granos se mantienen prácticamente intactos. El ataque es generalizado y penetra profundamente siguiendo los límites de grano. La **CORROSIÓN INTERGRANULAR** ha motivado algunos colapsos estructurales, debido a la importante merma que produce en la resistencia y en la tenacidad del material.

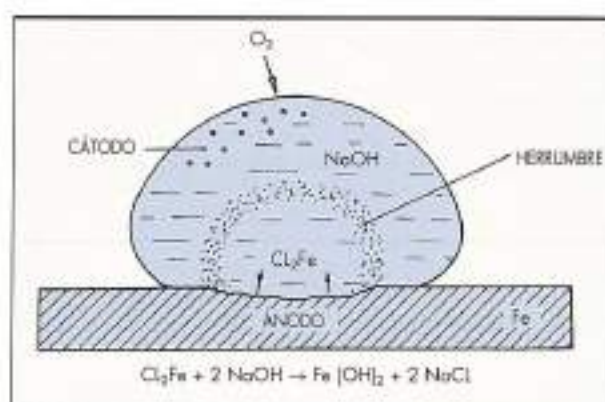


FIGURA 6. Gota salina (Evans).

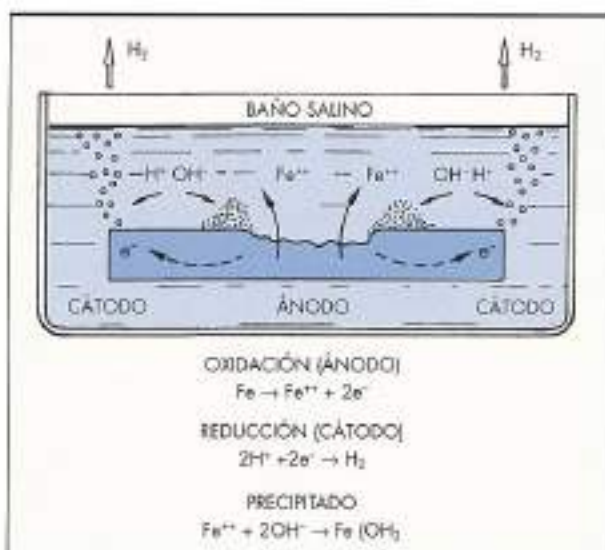


FIGURA 7. Corrosión selectiva.

La **CORROSIÓN SELECTIVA** o local es la que se concentra en determinadas zonas, ampliándose posteriormente de manera irregular. Existen varias formas tipificadas de corrosión selectiva.

Una de las formas más frecuentes en la práctica es la denominada **CORROSIÓN GALVÁNICA**. Este tipo de corrosión se puede establecer con la aparición de algún otro metal, que sea diferente electroquímicamente al hierro o acero estructural, y si se propicia el intercambio electrolítico. Las impurezas del propio acero estructural pueden colaborar al establecimiento de pilas galvánicas localizadas. En el elemento se perfilan puntos anódicos con disolución del material (pitting). En las picaduras anódicas (Fig. 7) el hierro se oxida. En los cátodos localizados hay difusión y desprendimiento de hidrógeno. Simultáneamente hay precipitación de hidróxido ferroso según: $\text{Fe}^{2+} + 2\text{OH}^- \rightarrow \text{Fe}(\text{OH})_2$.

Los medios de unión por costura, como los roblones y tornillos, facilitan la formación de pares galvánicos.

Un tipo importante de corrosión localizada en la estructura metálica es la que puede centrarse en las uniones soldadas. Puede tener su origen en la utilización de un metal

de aportación muy dispar con el metal de base. Si el procedimiento de soldadura utilizado no ha sido el idóneo, en cuanto a sistema, electrodos, operador, etc., la deficiencia de la unión puede facilitar el ataque por corrosión.

En todo caso, aún cuando la soldadura se ejecute correctamente, siempre es una parte delicada frente a la corrosión. A través de la soldadura y de la zona de afección térmica, el gradiente de temperaturas experimentada discrimina una serie de fajas con diferente tamaño de grano y con discontinuidades microestructurales y de composición química. El ataque por **CORROSIÓN EN SOLDADURAS** es especialmente patente para las uniones soldadas de los aceros inoxidables. La emigración de Cr del cordón de soldadura puede estabilizarse si el acero lleva una pequeña proporción de Ti, lográndose una mejora frente al agrietamiento y la corrosión.

Debido al importante papel que juega el oxígeno en la corrosión del hierro y del acero, surge un tipo de corrosión selectiva en aquellas localizaciones que puedan presentar una variación en la dilución del oxígeno en el agua. La **CORROSIÓN POR AIREACIÓN DIFERENCIAL** fue ya probada por Evans en sus experimentaciones (Fig. 8). En las zonas pobres en O_2 se produce una emigración de cationes metálicos, observándose la formación de herrumbre en las fronteras de encuentro iónico.

La **CORROSIÓN POR CAVITACIÓN** es típica de tuberías metálicas y puede presentarse en zonas de circulación de fluidos con burbujas de vapor y aire. Es una corrosión por erosión, la capa pasivante se daña y se facilita el acceso del oxígeno. Se manifiesta en forma de picaduras y desgastes superficiales.

Si el acero estructural está embebido en el hormigón dispone de una auténtica barrera protectora. Sin embargo la diferencia de deformabilidad entre ambos materiales y

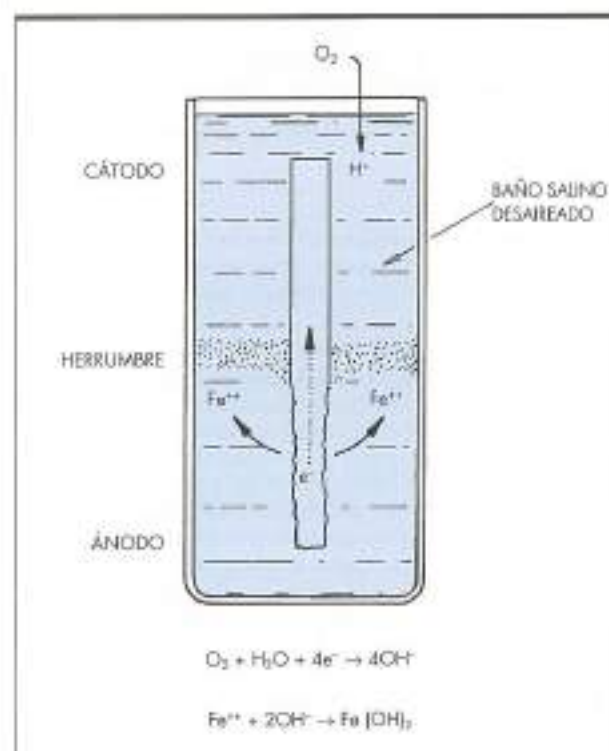


FIGURA 8. Aireación diferencial (Evans).

la propia retracción del hormigón producen fisuras, que son potenciales vías de ataque al acero. Para evitar la **CORROSIÓN DEL HORMIGÓN FISURADO** las normativas suelen limitar la anchura de fisura en función de la agresividad del ambiente de servicio. La Instrucción EP-93 limita a 0,2 mm en interiores y atmósfera normal y 0,1 mm en exteriores, atmósferas húmedas ventiladas y medianamente agresivas. El Eurocódigo EC-2 es menos exigente limitando a 0,3 mm el ancho de fisura para el acero de armadura y a 0,2 mm para el acero de pretensar en exposiciones normales. Existen opiniones contradictorias, pero una afirmación muy extendida es que anchos de fisura inferiores a 0,3 mm son colmatados por los productos de oxidación de acero.

La presencia de agentes químicos, con concentraciones superiores a las habituales, puede inducir a un conjunto de reacciones adversas para el hierro y el acero estructural. Este tipo de ataque puede englobarse dentro de la denominada **CORROSIÓN QUÍMICA**. En la Tabla 3 se acompañan los tipos de exposición en ambiente químico con distintas agresividades.

Es conocido que para los aceros suaves al carbono, de uso estructural, resultan agresivas las soluciones alcalinas, el amoníaco y las aminas, ácidos como el sulfhídrico, sales como los cloruros férrico y magnésico, el fluoruro sódico, los nitratos, etc.

Para los aceros de alto límite elástico y de pretensado son nocivas las atmósferas industriales, los ácidos fosfórico y sulfhídrico, el dicromato potásico, las soluciones salinas y los cloruros, etc.

Los cloruros son responsables de un enorme número de fracasos estructurales por corrosión. Se encuentran en los ambientes marinos, pero pueden ser aportados por los fundentes antiheladas, por el hormigón contaminado en sus áridos, aditivos, etc. Su actuación suele ser localizada y se conoce como **CORROSIÓN DESPASIVANTE**, debido a que destruyen la fina capa de óxido superficial que protege al acero. En tales zonas de rotura localizada se inician frentes de ataque oxidante al metal.

En caso de aceros embebidos en hormigón el ataque de los cloruros puede proceder de la contaminación del propio hormigón. De aquí que todas las normativas limiten el contenido de cloruros. Se suele fijar un límite máximo en peso de iones Cl^- aportados por los distintos componentes del 0,4 % del peso de cemento. Las fases aluminio-ferríticas del cemento fijan una parte importante, en forma de cloroalumi-

EXPOSICIÓN	AMBIENTE
Ex. 2	EH93
ENV 206	
1 I	Seco
2a I	Húmeda sin hielo
2b I _s	Húmeda con hielo
3 II _i	Húmeda con fundentes
4a II	Marino sin hielo
4b II _s	Marino con hielo
5a	Químico débil agresividad
5b II _i	Químico media agresividad
5c IV	Químico alta agresividad

TABLA 3. Tipos de exposición.

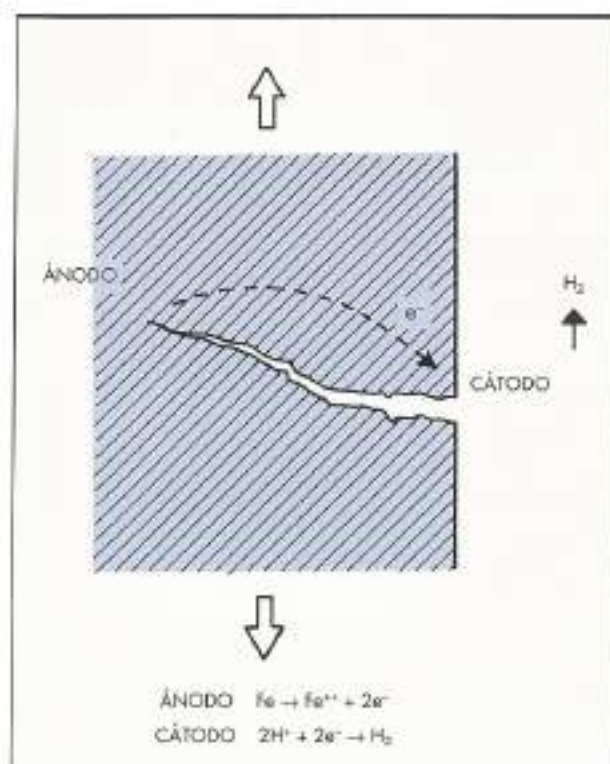


FIGURA 9. C.B.T. fisurante.

natos, durante el proceso de hidratación y quedan solo como perniciosos los iones que permanecen disueltos en la estructura porosa.

Los iones cloro, procedentes de ambientes marinos y de fundentes, pueden atravesar el recubrimiento de hormigón cuando este no es suficientemente compacto, difundiéndose con la humedad. Las fisuras se constituyen en vías preferentes de ataque.

Los elementos metálicos en contacto con el suelo pueden sufrir una aceleración del ataque por corrosión. La **CORROSIÓN EN SUELOS** es un fenómeno complejo debido a la multiplicidad de factores heterogéneos que se pueden presentar. En el suelo pueden intervenir parámetros químicos como presencia de cloruros, sulfuros, yesos, etc. Los iones sulfuro y sulfato son despasivantes, así bien son menos activos que los cloruros.

Otros parámetros influyentes son la humedad, aireación, compactación, basicidad o alcalinidad, materia orgánica, bacterias anaerobias, etc. En general la estructura metálica suele aislarse convenientemente del contacto con el suelo. El problema si aparece claramente en las tuberías de acero y fundición enterradas, donde deben emplazarse suelos inertes y limpios que actúen como filtro.

Una forma específica de corrosión, en coexistencia con ciertos campos tensionales, es la **CORROSIÓN BAJO TENSION (C.B.T.)**. Los campos tensionales pueden ser generados por esfuerzos mecánicos estructurales, debidos a sollicitaciones externas, o bien a tensiones internas del propio acero.

La presencia de tensiones internas remanentes han podido producirse en los procesos de fabricación del acero, laminación, tratamientos térmicos, acabado superficial, etc. Estas tensiones se localizarán en sitios diversos como acu-

mulaciones de dislocaciones de la red cristalina, interfases en bordes de grano, inclusiones no metálicas, áreas de cambio de tamaño de grano, etc.

Si a las posibles tensiones internas, de implantación permanente, superponemos un campo tensional por sollicitaciones externas, llegamos al esquema tensional acumulativo, que va a condicionar el posible desarrollo de la C.B.T. De las tensiones actuantes, solo son realmente efectivas las tensiones de tracción.

Uno de los modelos establecidos por los autores es la **CORROSIÓN B.T. TRANSGRANULAR** (Fig. 9), también conocida como **C.B.T. FISURANTE**. Tal corrosión se desarrolla por el avance de un frente activo de grieta de carácter anódico.

En el proceso de fisuración se pueden distinguir tres etapas: nucleación, propagación y rotura. La nucleación puede iniciarse en cualquier sitio propicio del metal, en las heterogeneidades microestructurales como óxidos de hierro, sulfuros, sílice, nitruros, o bien en las deficiencias y daños superficiales. A este respecto los aceros más suaves y dúctiles son menos sensibles a las posibles entalladuras.

Una vez desencadenada el proceso tiene efecto la propagación de la grieta. Existen teorías que atribuyen dicha propagación a un mecanismo electroquímico continuo de disolución anódica del metal, en todo el frente de grieta. Otras teorías prefieren explicarlo mediante un mecanismo alternante periódico, es decir, sucediéndose fases de microfRACTURA mecánica por concentración tensional y ataque anódico en las bandas de deslizamiento. Los microdeslizamientos debidos a la tensión ocasionan una rotura de la película superficial pasivante de óxido (Fig. 10).

La propagación se sucede transgranularmente y generalmente no respeta los bordes de grano. Por tanto la trayectoria tiende a ser normal a las tensiones de tracción, escindiendo numerosos granos a su paso.

La última etapa de fractura se cumple cuando el factor de intensidad de tensiones

$$K = \sigma \sqrt{c \pi}$$

siendo:

σ = Tensión nominal aplicada

a = Profundidad de grieta

c = Coeficiente de forma de grieta y pieza.

alcanza a igualar la tenacidad de fractura del material K_{IC} .

El otro modelo que se establece en la C.B.T. es la **FRAGILIZACIÓN POR HIDRÓGENO**. Este modelo tiene un carácter catódico y se acelera en un medio electrolítico ácido (Fig. 11). Hay tres teorías principales que tratan de dar explicación a los mecanismos de la fragilización.

La teoría de presión, de Zappfe y Sims, define un aumento tensional por acumulación de hidrógeno molecular en los defectos microestructurales de la matriz metálica.

La teoría de adsorción, de Petch y Stables, proponen un decremento de la energía necesaria para la propagación de fisura, en el fondo de grieta, debido a la adsorción del hidrógeno gas en el vértice de avance.

La teoría de incorporación a la red cristalina, de Troiano, supone que los átomos de hidrógeno, incorporados intersticialmente, aportan una creciente densidad electrónica que provoca una elevación del espaciado interatómico de la red cristalina, lo que reduce en una merma de la cohesión y resistencia del metal.

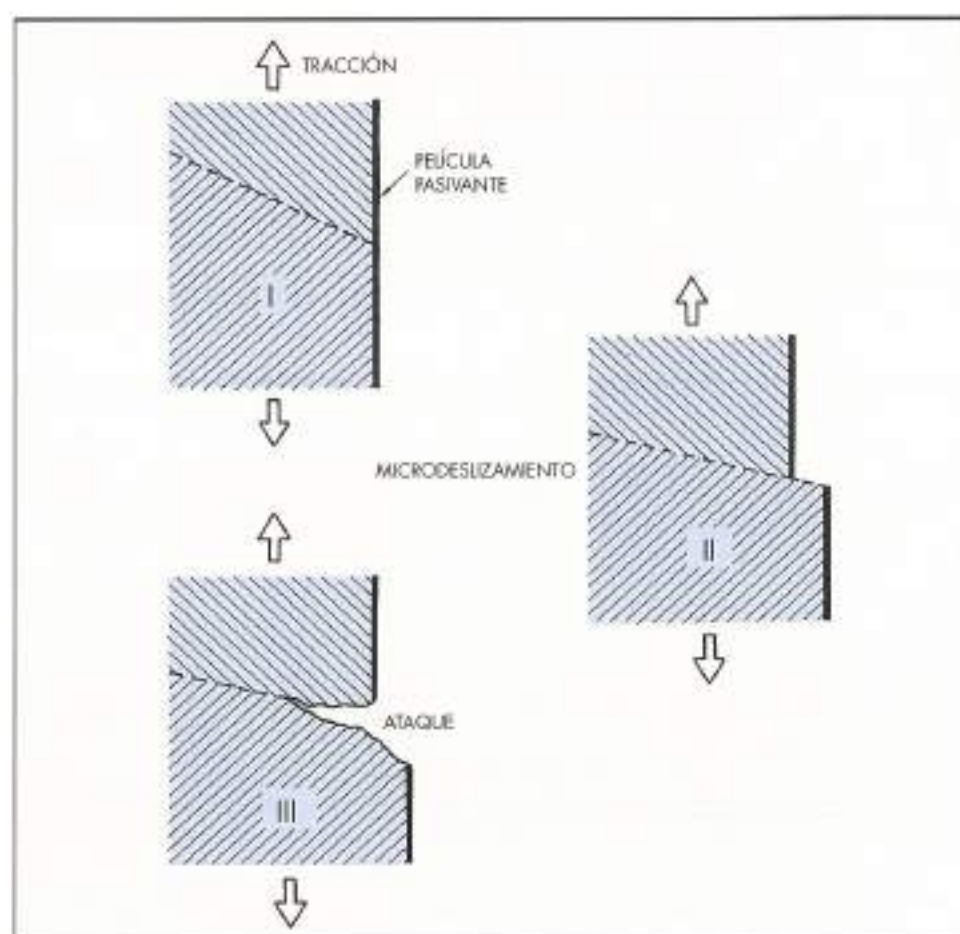
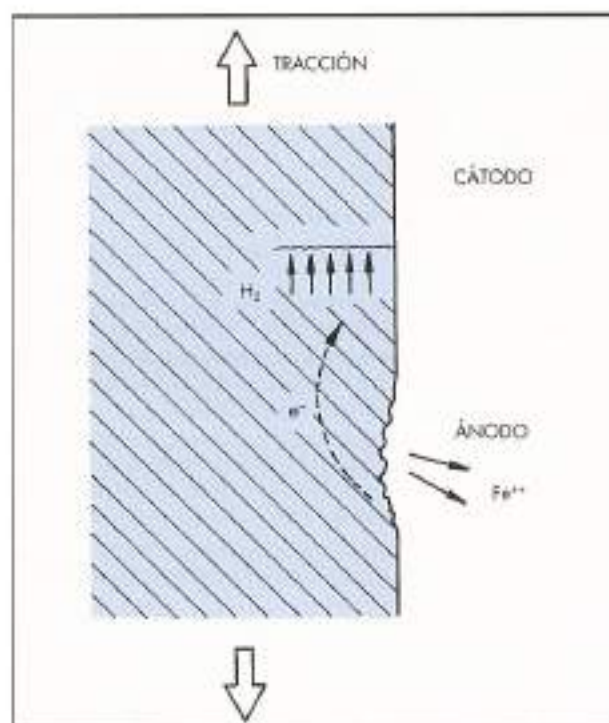


FIGURA 10. Despasivación mecánica.

FIGURA 11. Fragilización por H_2 .

En situación de tensiones alternantes y condiciones favorables electroquímicamente a la corrosión, se puede dar un tipo denominado **CORROSIÓN POR FATIGA**. Es un fenómeno complejo y no estudiado en profundidad, donde se implican dos aspectos, generalmente analizados independientemente, corrosión y fatiga.

La presencia de corrientes externas, denominadas erráticas o vagabundas, puede modificar las condiciones de potencial del sistema e inducir fenómenos corrosivos. La **CORROSIÓN POR CORRIENTES** es destacable en el caso de corrientes continuas. La corriente alterna no reviste tanta importancia, salvo que esté superpuesta a una corriente continua.

Las corrientes continuas vagabundas, aún siendo una fracción pequeña de la principal, pueden originar efectos de corrosión acusados.