

Interacción entre átomos de carbono y dislocaciones en aleaciones Fe-C

Interaction between carbon atoms and dislocations in Fe-C alloys

Eliseo Hernández, Rodrigo Allende, Enzo Tesser y Bernd Schulz
Departamento de Ingeniería Metalúrgica, Facultad de Ingeniería
Universidad de Santiago de Chile
eliseo.hernandez@usach.cl

Resumen

El presente trabajo ha sido desarrollado por estudiantes de metalurgia física de los aceros del programa de Doctorado en Ciencia de la Ingeniería mención Ciencia e Ingeniería de los Materiales de la Universidad de Santiago de Chile, con el afán de dejar este material a disposición de quienes deseen profundizar en cómo los átomos de carbono (y otros intersticiales por extensión) influyen sobre los procesos de deformación y endurecimiento de aleaciones Fe-C. Se muestran los intersticios en las redes FCC y BCC y se ilustra cuáles son los que ocupan preferentemente los átomos de carbono. Se muestra la distorsión elástica por el posicionamiento del carbono en los intersticios, los cuales son notablemente distintos en ambas redes, y por consiguiente su interacción con las dislocaciones de cuña y tornillo será distintas. Adicionalmente se presenta la interacción de los solutos intersticiales, particularmente el átomo de carbono con las dislocaciones lo que se plantea como necesario para un adecuado entendimiento de los procesos como la fluencia heterogénea. Se incluyen resultados recientes de publicaciones, las cuales mediante el uso de simulación numérica y avanzadas técnicas de caracterización han permitido progresar en la descripción de las atmósferas de soluto.

Palabras Clave: FCC; BCC; Hueco octaédrico; Átomo de carbono; Dislocaciones.

Abstract

This work shows an introductory description the role of the carbon atoms (and other interstitial by extension) on the processes of deformation and hardening of Fe-C alloys. The FCC and BCC interstitial sites are shown and the one occupied by carbon atoms. The type of elastic distortion caused by the positioning of the carbon in the voids and their interaction with the edge and screw dislocations is justified. The interaction of interstitial solutes, particularly the carbon atom, and dislocations are presented as necessary for an adequate understanding of the processes of heterogeneous yield. With the above it is demonstrated that it is reasonable to think of an anchorage of dislocations at room temperature. Furthermore, the results of recent publications are included, which using numerical simulations and advanced characterization techniques have allowed progressing on the solute atmospheres description.

Keywords: FCC; BCC; Octahedral interstices; Carbon atom; Dislocations.

Sitios intersticiales en Hierro

La notable diferencia en la solubilidad de carbono (C) en Fe-FCC y Fe-BCC se debe a la diferencia en el tamaño de sus huecos intersticiales. La Figura N°

1 presenta esquemáticamente los huecos intersticiales octaédricos y tetraédricos de las celdas FCC y BCC.

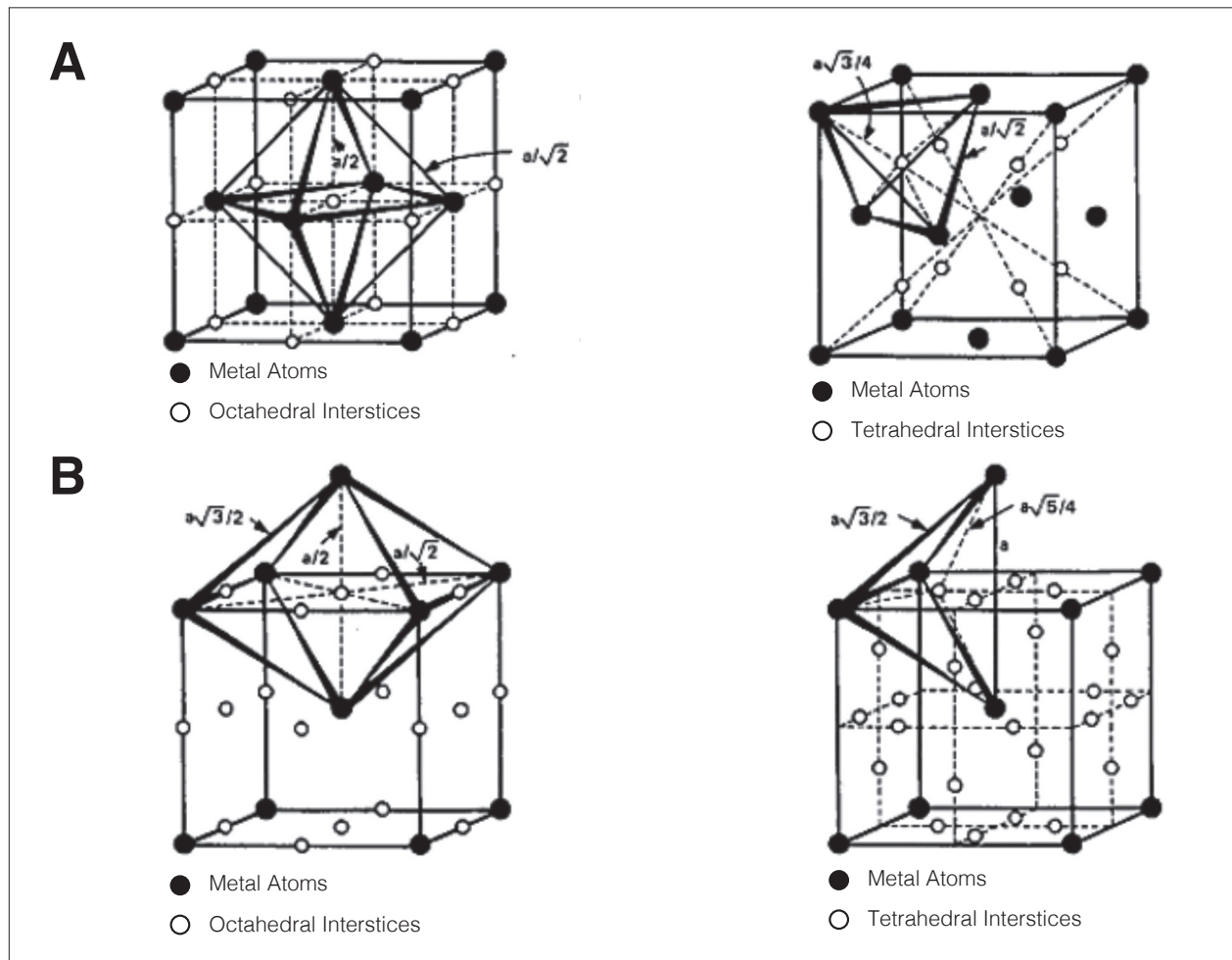


Figura N° 1. Sitios intersticiales octaédricos y tetraédricos en Fe a) Celda FCC. b) Celda BCC (Leslie, 1981).

Posicionamiento de los átomos de C en redes BCC y FCC.

La Figura N° 2 presenta cortes en los planos (020) y (110) de las redes FCC y BCC respectivamente (Bhadeshia y Honeycombe, 2006), en la que se presentan los átomos de Fe en sus respectivos sitios, originando huecos octaédricos (círculo amarillo). El círculo azul representa el átomo a carbono, a escala con los átomos de Fe.

Considerando la distribución de los átomos de hierro en los puntos de red de las celdas FCC y BCC es posible estimar el radio de los huecos intersticiales octaédricos y tetraédricos de redes, considerando el esquema presentado en la Figura N° 2.

Para la determinación del tamaño de los huecos octaédricos en las redes FCC y BCC se han escogido, por conveniencia, los intersticios que se encuentran en las posiciones $(1/2, 1/2, 1/2)$ y $(1/2, 1, 1/2)$ respectivamente. Mediante el uso de geome-

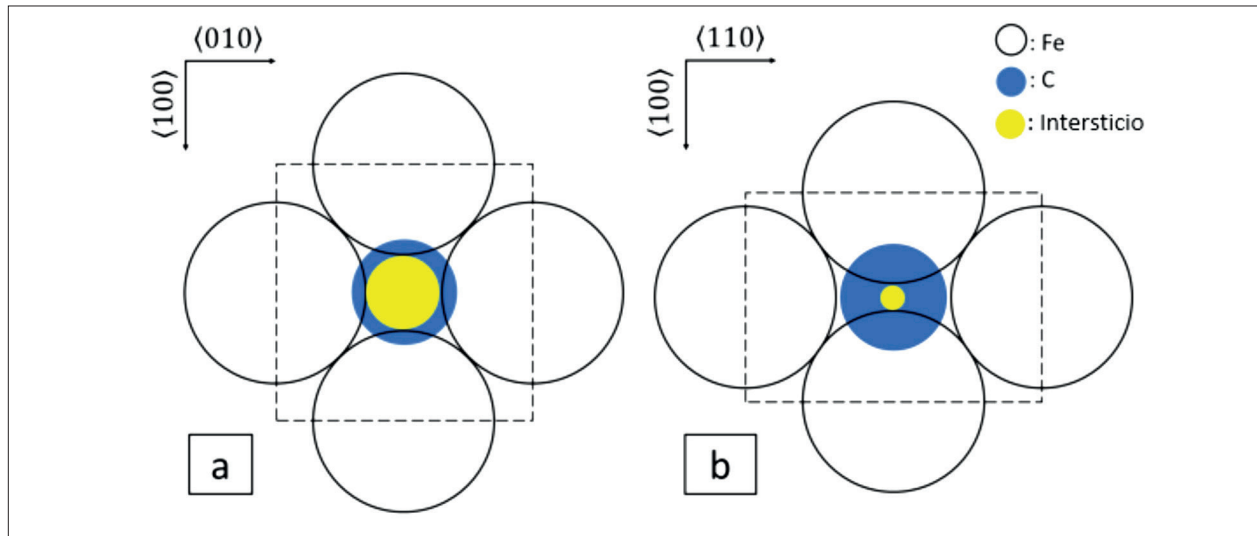


Figura N° 2. Relación entre el sitio intersticial octaédrico y el átomo de C a) Fe – FCC, Plano (020). b) Fe – BCC, Plano (110) (Bhadeshia y Honeycombe, 2006).

tría es posible determinar la razón entre el radio del intersticio y el radio del átomo solvente, de acuerdo a lo siguiente.

Para el caso de la celda FCC, en la dirección $\langle 1/2\ 0\ 0 \rangle$, se cumple que,

$$a_0 = 2r_i + 2r_s \quad (1)$$

donde a_0 es el parámetro de red, r_s es el radio del solvente y r_i es el radio del sitio intersticial. Reordenando términos se obtiene que,

$$r_i = \frac{a_0 - 2r_s}{2} \quad (2)$$

Además, teniendo en consideración que en la dirección $\langle 1\ 1\ 1 \rangle$ se observa una relación entre r_s y a_0 de la forma

$$r_s = \frac{a_0\sqrt{2}}{4} \quad (3)$$

Realizando una sustitución de la ecuación (3) en la (2), se aprecia que la relación entre r_s y r_i para el hueco octaédrico de la red FCC responde a la ecuación (4)

$$\frac{r_i}{r_s} = 0,414 \quad (4)$$

De manera análoga se puede obtener la relación expresada en la ecuación (5) para el caso del hueco octaédrico de la red BCC, mediante la consideración del plano (1 1 0) y las direcciones $\langle 1\ 0\ 0 \rangle$ y $\langle 1\ 1\ 0 \rangle$.

$$\frac{r_i}{r_s} = 0,155 \quad (5)$$

Adicionalmente, las razones r_i/r_s para los sitios in-

tersticiales tetraédricos son 0,225 y 0,291, para las celdas FCC y BCC, respectivamente. Con las relaciones anteriores y sabiendo que el tamaño de radio del átomo de Fe en la celda FCC es 0,124 nm, se puede determinar que el tamaño de los sitios octaédricos y tetraédricos de esta celda son 0,052 y 0,028 nm respectivamente, mientras que, en la red BCC el tamaño del átomo de Fe es 0,127 nm, por lo que el tamaño de los huecos octaédricos y tetraédricos son 0,019 y 0,036 nm.

C posee un radio atómico de 0,07 nm y se ubica en los huecos octaédricos de la celda FCC, lugar en el que se encuentra en contacto directo con 6 átomos de Fe, dado que el hueco es menor al tamaño de intersticial se produce una expansión local de la red. Esta expansión es producida por el desplazamiento equidistante de los 6 átomos vecinos de Fe, por lo que la distorsión producida es simétrica (cercana al 50%), y la solubilidad máxima de C en Fe-FCC de 2,11% en peso (9,11% atómico) a 1.148°C. En el caso de la red BCC a pesar que, el hueco tetraédrico tiene un tamaño mayor al del octaédrico, el átomo de C se sitúa en este último. Su posicionamiento en un hueco tetraédrico lo pondría en contacto directo con 4 átomos de Fe, mientras que al ubicarse en el sitio octaédrico el átomo de C solo tiene contacto directo con 2 átomos. La situación anterior genera una distorsión asimétrica que es el resultado del desplazamiento de los átomos de Fe en la dirección $\langle 100 \rangle$ (0,053 nm de desplazamiento), lo que origina que los átomos de Fe en las direcciones $\langle 110 \rangle$ y $\langle \bar{1}\ 10 \rangle$ sean acercados a la po-

sición del C. Esto se puede apreciar también en la Figura N° 3 en que se presenta la relación entre los parámetros de red de la martensita (BCT) a distintos contenidos de C (Cheng *et al.*, 1990). Es importante mencionar que esta distorsión, presentada como variación del parámetro de red, es estimada a partir de análisis de difracción de rayos X, donde la variación en el parámetro de red está relacionada a al posicionamiento de los peak de difracción respecto a $2\theta^\circ$. El haz de rayos X que incide sobre la muestra tienen dimensiones entre $300 \times 300 \mu\text{m}^2$ y $1000 \times 1000 \mu\text{m}^2$, por lo tanto, el valor del parámetro de red estimado es resultado de la distorsión promedio obtenida en esa área de análisis.

Una primera aproximación del grado de distorsión de la red, producto del posicionamiento de un átomo de C en los intersticios, se puede estimar a partir de la diferencia entre el tamaño los huecos de las celdas FCC y BCC respecto al tamaño del átomo de C, como muestra la Tabla N° 1. Esta estimación de la distorsión local considera que los átomos son esferas indeformables (modelo atómico de las esferas rígidas). La gran distorsión del hueco octaédrico de la red BCC producto del átomo de carbono (300%, aproximadamente) justificaría la baja solubilidad de C en la ferrita en comparación a la austenita. Además, se recuerda que según la regla de factor de tamaño atómico de Hume-Rothery (factor primario en la formación de un considerable grado de solución sólida) (Hume-Rothery *et al.*, 1933), si el diámetro de átomo de soluto y solvente difieren en más de un 14%, la solución sólida será restringida debido a la distorsión de la red. La diferencia porcentual en el tamaño del átomo de Fe (BCC) y carbono es un 44% aproximadamente, siendo un indicativo de la baja solubilidad de la solución sólida intersticial. La distorsión asimétrica de la red BCC es, en gran parte, la responsable que el grado de endurecimiento por solución sólida intersticial (incluso considerablemente mayor que el obtenido en Fe FCC) sea superior al experimentado por solución sólida sustitucional (la cual genera una distorsión de tipo simétrica).

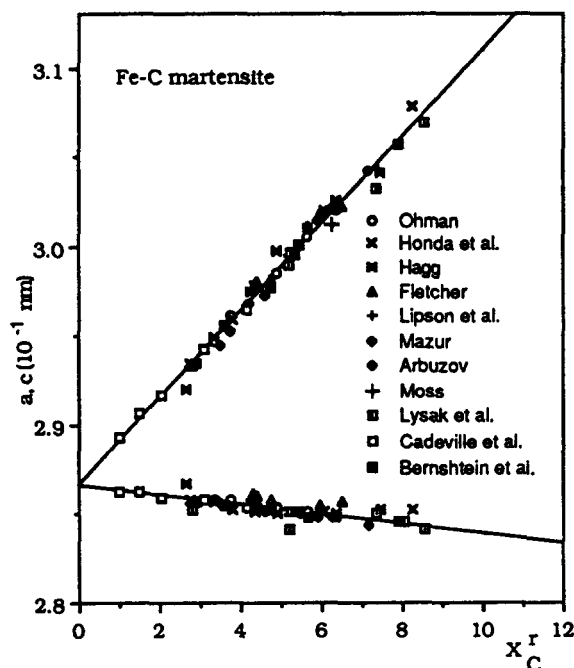


Figura N° 3. Relación entre parámetros de red y el contenido de C en la martensita (Cheng *et al.*, 1990).

Como se mencionó con anterioridad las deformaciones experimentadas por las redes FCC y BCC del Fe, producto del posicionamiento del C en los sitios intersticiales octaédricos, son simétricas y asimétricas respectivamente, lo que se traduce en el segundo caso en el desarrollo de esfuerzos de corte.

Solubilidad de C en Fe-BCC

La máxima solubilidad de C en Fe-BCC es 0,022% en peso (0,102% atómico) a 727 °C, con el descenso de la temperatura la reducción de la solubilidad de carbono en Fe-BCC es considerable, llegando a 0,007 ppm en peso calculado a una temperatura de 200 °C (Leslie, 1981).

Considerando una concentración en peso de C en Fe-BCC de 0,022% (0,102% atómico) se puede es-

Tabla N° 1. Distorsión porcentual de los sitios intersticiales en las celdas BCC y FCC por la solución sólida de C intersticial.

Distorsión porcentual del sitio intersticial %		
Celda	Sitio octaédrico	Sitio Tetraédrico
BCC	300	113
FCC	50	170



$$\text{Cubo} = 27 \text{ cubitos}$$

Figura N° 4. Cubo Rubik.

timar la cantidad de átomos de Fe que se encontrarán por cada átomo de C,

$$\frac{100}{0,102} = \frac{1022 \text{ át } C}{1.000.000 \text{ át } Fe + 1022 \text{ át } C}$$

despejando X se obtiene que por cada átomo de C hay X átomos de Fe,

$$X = 980 \text{ át } Fe$$

Por otro lado, se sabe que la celda BCC está compuesta por 2 átomos, por lo que la cantidad de átomos de Fe anterior se puede expresar en términos de la cantidad de celdas BCC. Por lo tanto, se podrá encontrar 1 átomo de C por cada 490 celdas de Fe-BCC.

Ahora la tarea será ilustrar la distancia a la que se encuentran los átomos de C en la red BCC cuando la concentración de C es 0,022% en peso. Para simplificar el análisis se han de realizar algunos supuestos para facilitar el entendimiento de este cálculo. Primero, considérese lo siguiente como un aspecto ilustrativo; Un cubo Rubik tradicional de 3x3x3, como el presentado en la Figura N° 4, está compuesto por 27 cubitos, por lo que basta con

obtener la raíz cúbica de los cubitos constituyentes para determinar la cantidad de cubitos que yacen sobre la arista del cubo, dado que $\sqrt[3]{27}=3$. Además, si se conociera la medida de la arista de los cubitos constituyentes, se podría obtener la arista del cubo Rubik al multiplicar esa distancia por la cantidad de cubitos que yacen sobre la arista.

Aplicando el análisis anterior a la cantidad de 490 celdas BCC por las que existe 1 átomo de C se puede determinar con el arreglo cúbico que en la arista yacen $\sqrt[3]{490}=7,88$, o sea, 8 celdas unitarias aproximadamente. Finalmente, si se considera que el parámetro de red de la celda BCC es de 0,28 nm, se podrá encontrar 1 átomo de C cada 2,21 nm siguiendo los ejes principales de la red.

Interacción de los átomos de carbono y dislocaciones

En lo que sigue la mayor parte de los conceptos y cálculos se presentarán empleando dislocaciones de borde, con al afán de simplificar el análisis. No obstante, se podrá extender para interacciones con dislocaciones de tornillo y mixtas.

La distorsión simétrica de la red FCC por la ubicación del átomo de carbono en el sitio octaédrico de la celda FCC conduce a que las componentes de esfuerzo principales producto de esta distorsión sean iguales, existiendo solo componentes de esfuerzo hidrostáticas, no desarrollándose componentes de corte. La distorsión asimétrica de la red BCC producida por el átomo de carbono ubicado en el sitio octaédrico genera que las componentes principales de esfuerzo sean distintas, lo que produce componentes de corte. Por lo tanto, la interacción entre los átomos de soluto y las dislocaciones será influenciada considerablemente por las componentes de esfuerzos generados por la distorsión.

Una dislocación de cuña (posee componentes tractivas y cortantes), la que puede ser representada como un plano de átomos sobre la línea de dislocación que tiene un campo de esfuerzo de compresión y campos de tensión bajo la línea de dislocación (esta región inferior puede ser interpretada como un hueco bajo la línea de dislocación). Siendo este campo de tensión, o hueco, un sitio propicio para alojar los átomos de carbono. El posicionamiento del átomo de C en el sitio intersticial de la dislocación de cuña reduce la energía total

del sistema, ya que produce una reducción de la distorsión total de la red.

Las dislocaciones de cuña, con átomos de C ubicados en el campo de tensión de la dislocación, serán trabadas presentándose el fenómeno de fluencia heterogénea atribuido a atmosferas de átomos de soluto (carbono) interactuando con dislocaciones como indica la teoría propuesta por Cottrell y Bilby (1949). La Figura N° 5 presenta a modo esquemático una línea de átomos de carbono bajo una dislocación de cuña. Considerando esta descripción los átomos de carbono interactuarán con las dislocaciones de cuña en las celdas FCC y BCC.

Siguiendo la lógica de la sección anterior se presentarán algunos cálculos para visualizar de mejor forma lo expuesto con anterioridad. Un acero recocido presenta en su estructura aproximadamente 106 dislocaciones por cada cm^2 , lo que implica que por cada cm^3 existen 106 cm lineales de dislocaciones. Considerando que el diámetro atómico del átomo de C es 140 pm ($1,4 \cdot 10^{-8}$ cm) se requerirán $7,1 \cdot 10^{12}$ átomos de C para formar un collar de átomos de C a lo largo de todas las dislocaciones, según el esquema presentado en la Figura N° 5.

Ahora bien, recordando que existe un átomo de carbono cada 8 celdas Fe-BCC, se puede estimar

que en cada 1 cm^3 se encontrarán $2,7 \cdot 10^{15}$ átomos de C, por lo que se ve que es posible trabar todas las dislocaciones en la ferrita de un acero recocido, y ello justificaría, en primera instancia, la observación del fenómeno de fluencia heterogénea durante el ensayo de tracción en aceros estructurales.

Veamos lo anterior, desde el punto de vista cinético. La tarea será ahora calcular en cuánto tiempo difundirá el C a las dislocaciones de cuña. Ya se determinó que en una red Fe-BCC, se encuentra 1 átomo de C cada 2,21 nm. Suponiendo una dislocación de cuña entre 2 átomos de C (que corresponde a la distancia más corta de difusión de C a una dislocación), estos han de recorrer una distancia de 1,10 nm para llegar a "trabarla".

El coeficiente de difusión de C en Fe-BCC es el presentado en la ecuación (6).

$$D = 6,3 \cdot 10^{-3} e^{\frac{-80.000}{8,314 \cdot T}} \text{ cm}^2/\text{s} \quad (6)$$

A temperatura ambiente el coeficiente de difusión de carbono en Fe-BCC es $3,3873 \cdot 10^{-17} \text{ cm}^2/\text{s}$. Empleando la expresión $x = \sqrt{D \cdot t}$, donde x es la distancia de difusión en cm, D el coeficiente de difusión y t el tiempo en segundos. Reemplazando los valores anteriores se obtiene que el tiempo necesario para

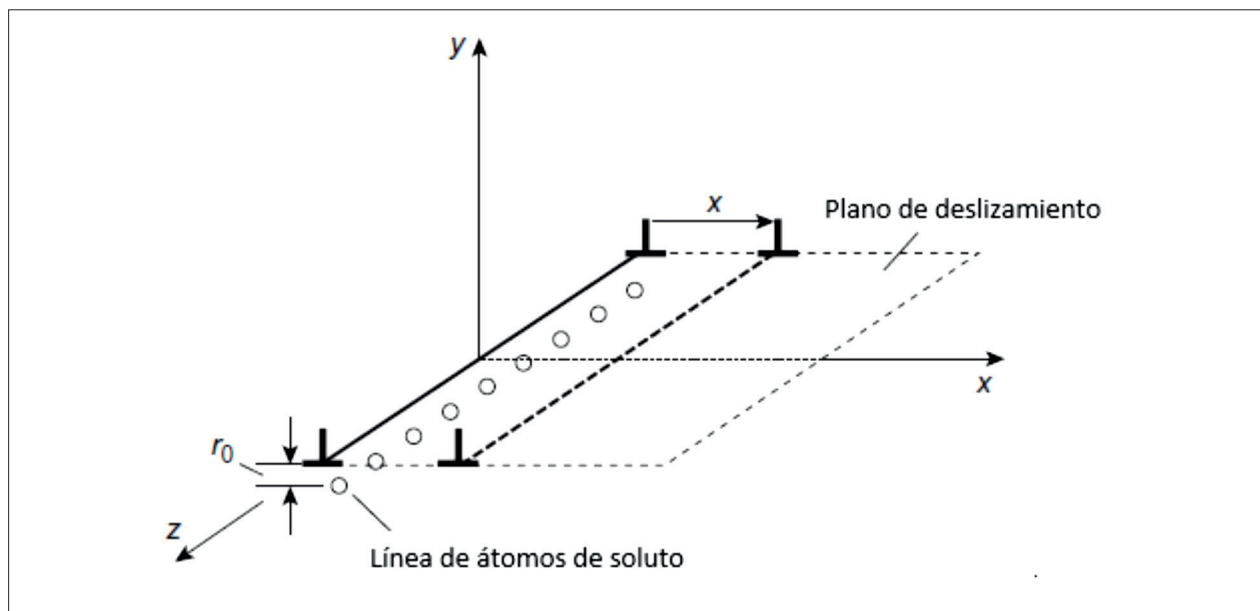


Figura N° 5. Representación esquemática de una línea de átomos de soluto ubicados bajo una dislocación de cuña. La aplicación de un esfuerzo de corte produce la separación de la dislocación de los átomos de soluto, avanzando a la posición x sobre el plano de deslizamiento (Hull y Bacon, 2011).

que los átomos de C difundan una distancia de 1,10 nm a temperatura ambiente es cercano a las 6 minutos, con lo que se podría explicar el endurecimiento por envejecimiento estático en aceros y fenómeno de fluencia heterogénea. No obstante, en lo que sigue se mostrará que el tamaño de las atmósferas de soluto es mayor al espaciamiento entre átomos de C antes determinado, considerando la solubilidad máxima de C en Fe-BCC, haciendo razonable el anclado de dislocaciones a temperatura ambiente.

Si analizamos desde el punto de vista de las dislocaciones, cuando un material está recocido tiene una densidad de dislocaciones de 10^6 dislocaciones/cm², con lo que si suponemos un espaciamiento equidistante como el desarrollado a bajas temperaturas de deformación (Hull y Bacon, 2011), se obtiene un espaciamiento de 5.000 nm, cabe considerar que a temperatura ambiente se forman arreglos (enredos) con lo que la distancia promedio de dislocaciones ha de ser lo suficientemente pequeña para hacer razonable el trabamamiento de dislocaciones a temperatura ambiente.

Si analizamos una dislocación de tornillo, la cual solo posee componente de corte (no posee componente hidrostática de esfuerzo), la interacción de los átomos de carbono será diferente. Ya que en la celda FCC el átomo de carbono produce una distorsión simétrica no hay componentes de esfuerzo de corte (solo hidrostáticos), por lo tanto, es de esperar que las dislocaciones de tornillo puras no interactúen con los átomos de carbono en la celda FCC. En la celda BCC, en cambio, la distorsión asimétrica de la red producida por el carbono genera tanto componentes hidrostáticos como de corte, permitiendo interacción entre los átomos de carbono y las dislocaciones de tornillo, aliviando los esfuerzos de corte experimentados en la red producto de la deformación. Como resultado se tiene que el átomo de C es un fuerte endurecedor por solución sólida del Fe BCC producto de que la distorsión asimétrica de la red permite la interacción (entorpecimiento del deslizamiento) tanto con dislocaciones de cuña como de tornillo (existe una fuerte interacción de la naturaleza de las componentes hidrostática y de corte producto de la deformación de la red por los átomos de carbono y las dislocaciones) y este nivel de endurecimiento es mucho mayor al experimentado en la celda FCC.

Si bien es de esperar que una dislocación perfecta de tornillo no interactúe con los átomos de carbono

en la celda FCC, la disociación de esta dislocación en dos dislocaciones parciales produce que las componentes de cuña de estas parciales interactúen con los átomos de carbono, sin embargo, el nivel de interacción, y endurecimiento, sigue siendo bastante menor (Shetty, 2013).

Atmosferas de átomos de carbono en torno a dislocaciones en Fe BCC

La interacción de los átomos de carbono en una celda BCC con el campo de esfuerzo de tracción de una dislocación de cuña es más fuerte que la interacción con el campo de esfuerzo de corte puro de una dislocación de tornillo (Veiga *et al.*, 2015). Mediante simulaciones numéricas Veiga *et al.* (2010), estimaron la concentración de átomos de carbono en atmósferas de Cottrell desarrolladas en Fe BCC. Mediante la aproximación de la energía de enlace entre los átomos de carbono y las dislocaciones se estimó la probabilidad de ocupación de sitios intersticiales en la vecindad de dislocaciones de cuña y tornillo (ver Figura N° 6).

Los resultados obtenidos por Veiga *et al.* (2013) se relacionan a los presentados por Hanlunmyuang *et al.* (2010), quienes simularon la interacción entre átomos de carbono y dislocaciones y la consecuente segregación de átomos de carbono formando atmósferas de soluto en dislocaciones de cuña y tornillo presentes en la red BCC. La Figura N° 6 muestra la distribución de átomos de carbono en torno a dislocaciones de cuña y tornillo obtenidas como parte de este estudio. Las curvas isopletras representan la diferencia entre la concentración efectiva en la región y la concentración nominal de carbono (0,11 % en peso), donde se muestra que la atmósfera de átomos de soluto se extiende entre 10 a 20 nm desde el núcleo de la dislocación. A partir de la distribución modelada de átomos de carbono en torno a ambos tipos dislocaciones presentadas en las Figuras N° 6 y N° 7 se puede apreciar la formación de “nubes o atmósferas de átomos”.

Estos resultados obtenidos a partir de simulación numérica han sido concordantes con resultados experimentales obtenidos mediante la técnica Atom Probe tomography. Esta sofisticada técnica de análisis composicional ha permitido la caracterización de componentes microestructurales en diversos materiales a través de imágenes composicionales 3D en un sólido. Mediante bombardeo de pulsos laser o de alto voltaje, aplicados bajo vacío,

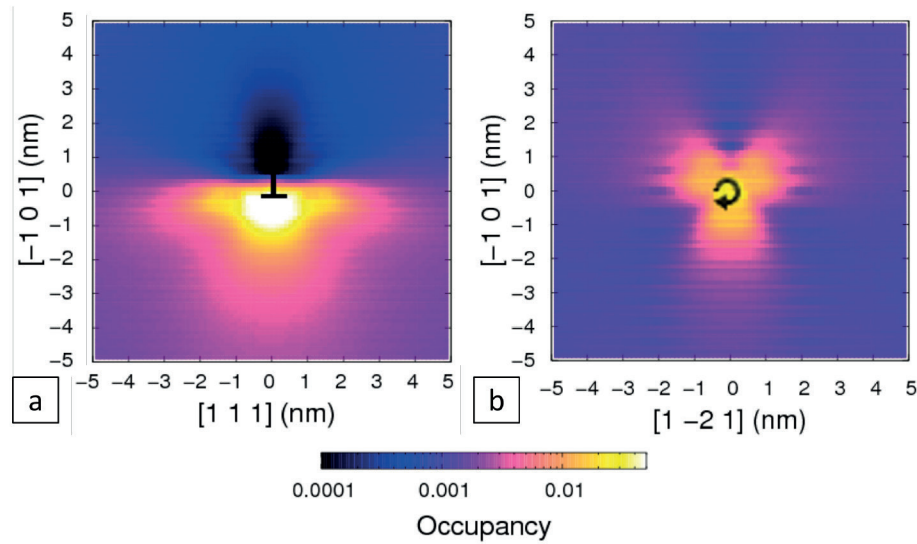


Figura N° 6. Distribución de ocupación fraccional en la vecindad de una dislocación de cuña y tornillo a 300 Kelvin (Veiga *et al.*, 2015).

los átomos son excitados y retirados por capas atómicas en una muestra fabricada a partir del material a analizar. Los átomos retirados son ionizados uno a uno y viajan a través de lentes electromagnéticos siendo dirigidos a un sensible detector atómico basado en espectrometría de masa de tiempo de vuelo capaz de realizar la identificación elemental de los átomos (basado en el tiempo desde que el átomo fue removido hasta su detección) y su posición (coordenadas) en el volumen de la muestra. Una vez finalizado el análisis, el volumen inicial de la muestra es reconstruido mediante algoritmos

geométricos permitiendo estimar la distribución de átomos específicos en un volumen tridimensional, definiendo la forma, composición y distribución de micro y nanoestructuras.

Wilde *et al.*, (2000) reportaron la primera evidencia experimental de la concentración de átomos de carbono obtenida en el núcleo de las atmósferas de soluto, alcanzando una concentración de $8 \pm 2\%$ at. C considerando un volumen de análisis de $10 \times 10 \times 10 \text{ nm}^3$. Miller (2006), utilizando la técnica Atom Probe, estimó que la extensión de las

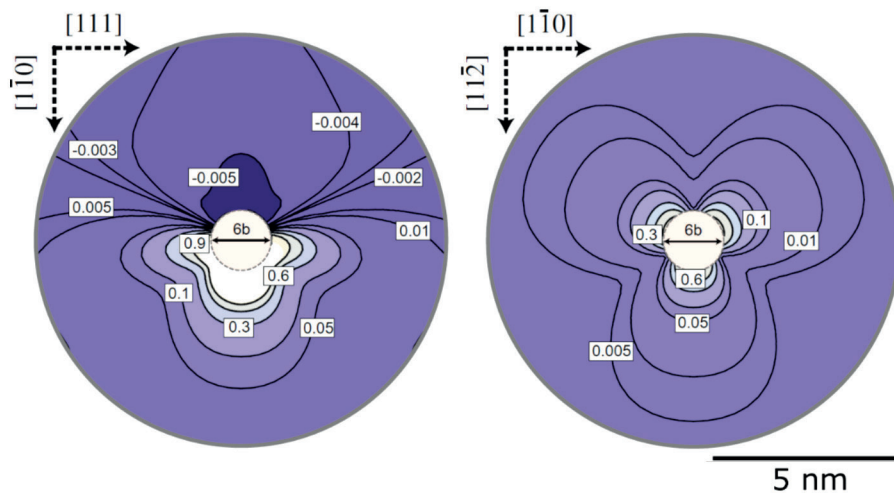


Figura N° 7. Concentración de átomos de carbono en torno a dislocaciones a una temperatura de 300 Kelvin. A) Dislocación de cuña $[111]\{110\}$. B) Dislocación de tornillo $[111]\{112\}$, (Hanlunyuang *et al.*, 2010).

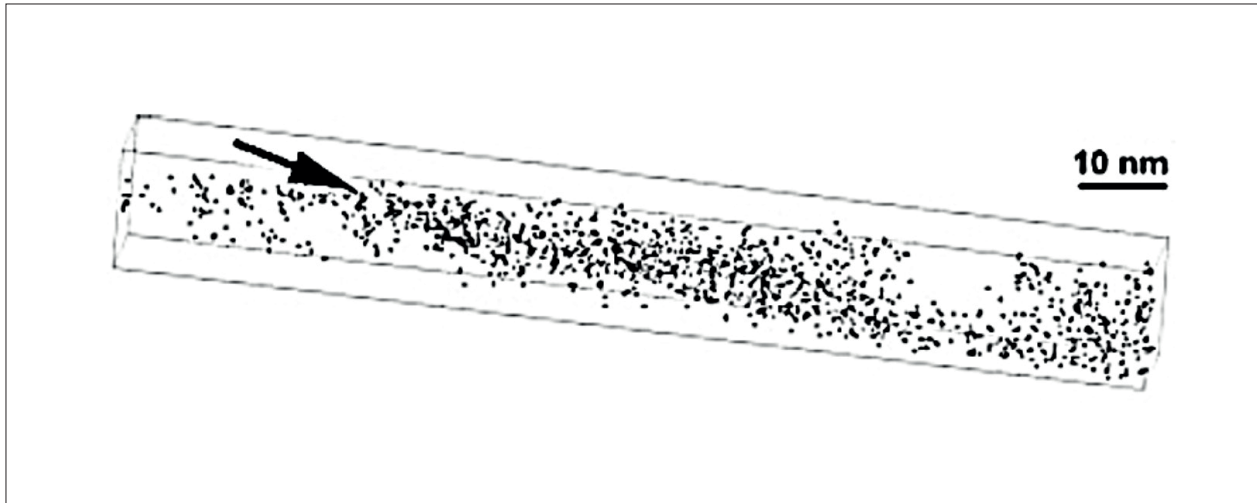


Figura N° 8. Mapa composicional obtenido mediante Atome Probe mostrando la segregación de átomos de carbono a una dislocación en un acero ferrítico MA/ODS 12YWT fabricado por aleado mecánico (Miller, 2006).

atmosferas de átomos de carbono segregados en torno a una dislocación es del orden de los 10 nm como se muestra en la Figura N° 8. En el mapa atómico tridimensional presentado es posible apreciar la segregación de los átomos de carbono a una dislocación en un acero ferrítico como una región lineal de elevada concentración de soluto, haciendo evidente la presencia de la dislocación. En este mapa composicional la posición de cada átomo de soluto (C en este caso) es representado como un punto o esfera de un color codificado correspondiente a un tipo de elemento en particular. En la región correspondiente a la dislocación, los puntos de color negro, que representan los átomos de carbono, alcanzan una concentración del 1,38% at. (0,30% en peso), 7,7 veces mayor a la concentración de átomos de carbono en la matriz ferrítica de 0,18% at (0,038% en peso).

Comentarios finales

En este artículo se ha presentado una breve revisión del estado del arte sobre la interacción entre átomos de carbono (y solutos intersticiales por extensión) y dislocaciones en aleaciones Fe-C. Además, se mostró el resultado de novedosas investigaciones científicas orientadas a describir este fenómeno.

Mediante simples supuestos basados en características cristalográficas (geométricas) es posibles

obtener un primer acercamiento a la distorsión que genera el átomo de C en las estructuras BCC y FCC y en esos términos explicar el potencial endurecedor y las diferencias de su solubilidad en ferrita y austenita. Siendo la distorsión de tipo tetragonal en Fe-BCC causada por los átomos de carbono la responsable del gran efecto endurecedor por solución sólida intersticial.

Aspectos geométricos asociados a la distorsión de la red producto de la solución sólida intersticial y los esfuerzos que se producen por esta distorsión han sido empleados para presentar una explicación de los fenómenos que se producen por la interacción de solutos intersticiales (particularmente el C) con las dislocaciones, generándose atmosferas de átomos de carbono del orden de 10 nm en torno al núcleo de la dislocación según muestran trabajos recientes.

Finalmente, la búsqueda del entendimiento de este fenómeno, teorizado a mediados del siglo pasado (1949) por Cottrell y Bilby, sigue siendo materia de interés de quienes versamos la Ciencia e Ingeniería de los Materiales y es el uso de nuevas técnicas experimentales y herramientas numéricas el que ha permitido obtener una mejor descripción de las complejas características de las atmosferas de soluto.

Referencias

Bhadeshia HKDH, Honeycombe RWK. 2006. Steels microstructure and properties, Third Edit., Elsevier Ltd., Miami, USA.

Cheng L, Böttger A, De Keijser TH, Mittemeijer EJ. 1990. Lattice parameters of iron-carbon and iron-nitrogen martensites and austenites. *Scripta metallurgica et materialia* 24: 509-514.

Cottrell AH, Bilby BA. 1949. Dislocation theory of yielding and strain ageing of iron. *Proc Phys Soc Sect A*, 62: 49-62.

Hanlunmyuang Y, Gordon PA, Neeraj T, Chrzan DC. 2010. Interactions between carbon solutes and dislocations in bcc iron. *Acta Mater* 58: 5481-5490.

Hull D, Bacon DJ. 2011. Introduction to dislocations. Butterworth-Heinemann, Germany.

Hume-Rothery W, Mabbott G, Channel KM. 1933. The freezing points, melting points, and solid solubility limits of the alloys of silver and copper with the elements of the B Sub-Groups. *Philos Trans* 1-97.

Leslie WC. 1981. Physical metallurgy of steels, Ed. McGraw-Hill, Boston, USA.

Miller MK. 2006. Atom probe tomography characterization of solute segregation to dislocations. *Microscopy Research and Technique* 69: 359-365.

Shetty MN. 2013. Dislocation and mechanical behaviour of materials. Edit. 2013.

Veiga RGA, Perez M, Becquart CS, Domain C. 2013. Atomistic modeling of carbon Cottrell atmospheres in bcc iron. *J Phys Condens Matte* 25: 2013.

Veiga RGA, Goldenstein H, Perez MA. 2015. Monte Carlo and molecular dynamics simulations of screw dislocation locking by Cottrell atmospheres in low carbon Fe-C alloys. *Scr Mater* 108: 19-22.

Wilde J, Cerezo A, Smith GDW. 2000. Three-dimensional atomic-scale mapping of a Cottrell atmosphere around a dislocation in iron. *Scr Mater* 43: 39-48.