

Sobre la definición y cálculo de la Energía de Falla de Apilamiento

On the definition and assessment of stacking fault energy

Constanza Bravo y Alberto Monsalve
Departamento de Ingeniería Metalúrgica, Facultad de Ingeniería.
Universidad de Santiago de Chile.
alberto.monsalve@usach.cl

Resumen

Los aceros austeníticos de alto contenido en manganeso ($Mn > 20\%$) de estructura FCC, pertenecen a la nueva generación de aceros avanzados de alta resistencia, esto por su buen comportamiento mecánico global. Las mejores propiedades de estos materiales se deben a la competencia entre los distintos mecanismos de deformación que pueden manifestarse, estando estos relacionados con la Energía de Falla de Apilamiento (EFA), que define la prevalencia de un mecanismo por sobre otro, siendo estos el deslizamiento de dislocaciones, el maclado mecánico y la transformación de austenita- γ a martensita- ϵ . Este artículo explica el concepto de la Energía de Falla de Apilamiento dentro de materiales FCC, los métodos de obtención y los mecanismos de deformación que son regidos por esta, para finalizar con el planteo del modelo de Olson y Cohen y su aplicación en un acero específico de composición Fe-22%Mn-0,6%C en un rango de temperatura entre 50 a 600 [K]. Se demuestra que la EFA es proporcional a la temperatura y que se relaciona principalmente con la interacción de los elementos de aleación.

Palabras Clave: Aceros TWIP; Energía de falla de apilamiento; Austenita; Martensita.

Abstract

High manganese austenitic steels ($Mn > 20\%$) of FCC structure, belong to the new generation of advanced high strength steels, due to their good global behavior. The best properties of these materials are related to the different deformation mechanisms that can be observed, being these mechanisms related to stacking fault energy value (SFE), whose value defines the prevalence of one deformation mechanism over another, being these: dislocations glide, mechanical twinning and γ -austenite to ϵ -martensite transformation. This paper explains the concept of Stacking Fault Energy in FCC materials, the methods for obtaining SFE and the deformation mechanisms that are associated, finishing with the analysis of the Olson & Cohen model and its application to specific steel with a composition Fe-22%Mn-0,6%C in a temperature range between 50 to 600 [K]. It is demonstrated that SFE is proportional to temperature and it is mainly related to the alloying elements interaction.

Keywords: TWIP steels; Stacking fault energy; Austenite; Martensite.

Introducción

La manera en la que se van apilando los planos compactos de átomos de un arreglo cristalino se denomina secuencia de apilamiento. Cuando existen determinadas sucesiones de planos, se producen ciertos tipos estructuras, por ejemplo, la sucesión de planos ABCABCABC genera la estructura centrada en las caras (FCC), mientras que la secuencia ABABAB reproduce la estructura hexagonal compacta (HCP). Dentro de este apilamiento, puede ocurrir una secuencia inadecuada de planos, lo cual produce una falla que lleva asociada una energía por unidad de área, la Energía de Falla de Apilamiento (EFA) medida en $[J/m^2]$.

Energía de Falla de Apilamiento

Para entender de donde proviene la EFA, es preciso comenzar analizando el deslizamiento de dislocaciones en un cristal de estructura FCC. Cuando en materiales con este tipo de estructura, Figura N° 1a, se interrumpe la secuencia ABCABCABC

de sus planos quitando uno de ellos, ocurre que se forma otro tipo de estructura (Figura N° 1c). Como se observa a continuación, si a la secuencia normal ABCABC (estructura FCC), se quita el plano C, se forma un nuevo apilamiento ABABAB, Figura N° 1b, asociada a una estructura HCP.

El deslizamiento de dislocaciones en un cristal FCC ocurre en el sistema indicado por la familia de direcciones $\langle 110 \rangle$ y asociado a la familia de planos $\{111\}$, siendo su vector de Burgers, $b=(a_0/2)\langle 110 \rangle$, donde a_0 corresponde al parámetro de red (Campbell, 2008).

Como se observa en la Figura N° 2, si la dislocación perfecta se disocia en dos dislocaciones parciales, disminuye la energía de deformación elástica asociada a la aparición de las dos dislocaciones parciales, conocidas como "Dislocaciones parciales de Shockley" (Kibey *et al.*, 2007), pues estas deslizan a través de los espacios interatómicos. Para entender lo expuesto, se analiza a continuación geométrica y energéticamente este deslizamiento.

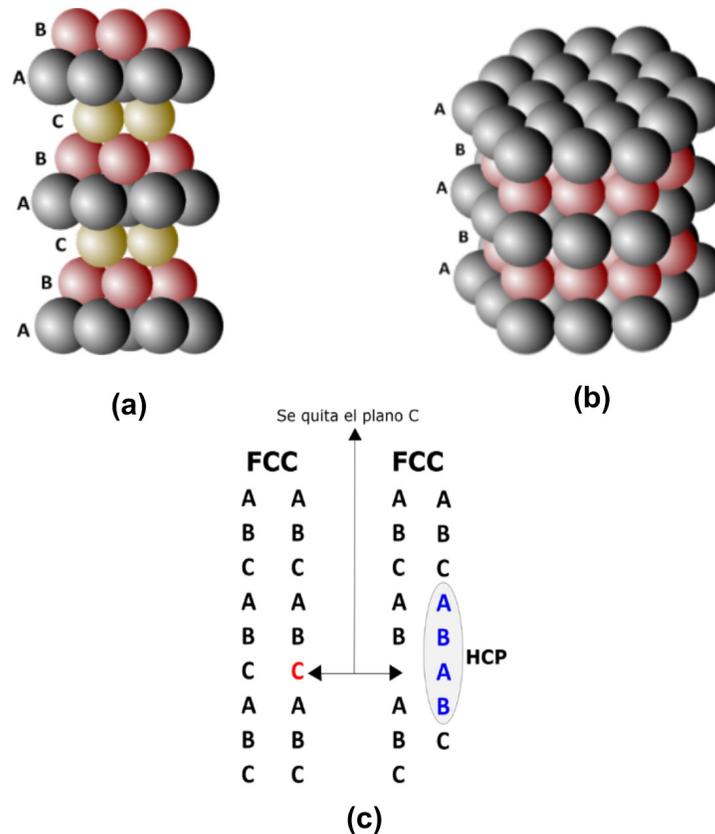


Figura N° 1. Secuencias de apilamiento (a) ABCABC; (b) ABAB; (c) Falla de apilamiento en que se quita el plano C.

En el deslizamiento de la dislocación total, el vector de Burgers asociado es $\frac{1}{2}[\bar{1}10]$, que, si se disocia en dos dislocaciones parciales, queda expresado por la ecuación [E-1]:

$$\frac{1}{2}[\bar{1}10] = \frac{1}{6}[\bar{1}2\bar{1}] + \frac{1}{6}[\bar{2}11] \quad \text{[E-1]}$$

Dado que la energía asociada a una dislocación es proporcional al cuadrado del vector de Burgers (Dieter, 1988), se tiene que el requerimiento energético del deslizamiento de la dislocación completa versus la de las dislocaciones parciales es:

Dislocación perfecta:

$$\frac{1}{2}[\bar{1}10] = \frac{1}{4} \times 2 = \frac{1}{2}$$

Dislocaciones parciales:

$$\frac{1}{6}[\bar{1}2\bar{1}] + \frac{1}{6}[\bar{2}11] = \frac{1}{36} \times 6 + \frac{1}{36} \times 6 = \frac{1}{3}$$

Dado que $1/2 > 1/3$, se requiere mayor energía para deslizar una dislocación completa en comparación a

si esta se disocia en dos parciales, por lo tanto, en el deslizamiento predomina la disociación de dislocaciones parciales. Este fenómeno genera dos consecuencias: la primera es que se produce una alteración (falla) en la secuencia de apilamiento de los planos delimitada por estas mismas dislocaciones quedando los átomos en la misma posición respecto a sus contiguos antes del deslizamiento (Campbell, 2008), tal como se observa en la Figura N° 3; la segunda es que, debido a la falla mencionada anteriormente, se produce un aumento en la energía del sistema pues las dislocaciones al ser del mismo signo sufren repulsión entre ellas especialmente si están cercanas, Figura N° 3b (Kelly y Knowles, 2012). El equilibrio será restablecido contrarrestando esta repulsión a través de una energía por unidad de área, la Energía de Falla de Apilamiento (EFA) (Abbaschian, 2009). Si las dislocaciones no están disociadas, es usual que exista deslizamiento cruzado de dislocaciones, o sea, que en el deslizamiento al encontrar un obstáculo que le impide seguir en movimiento, esta dislocación puede desplazarse a un segundo sistema de deslizamiento que se cruce con el anterior, también orientado de manera apropiada, y continuar moviéndose (Askeland y Wright, 2016).

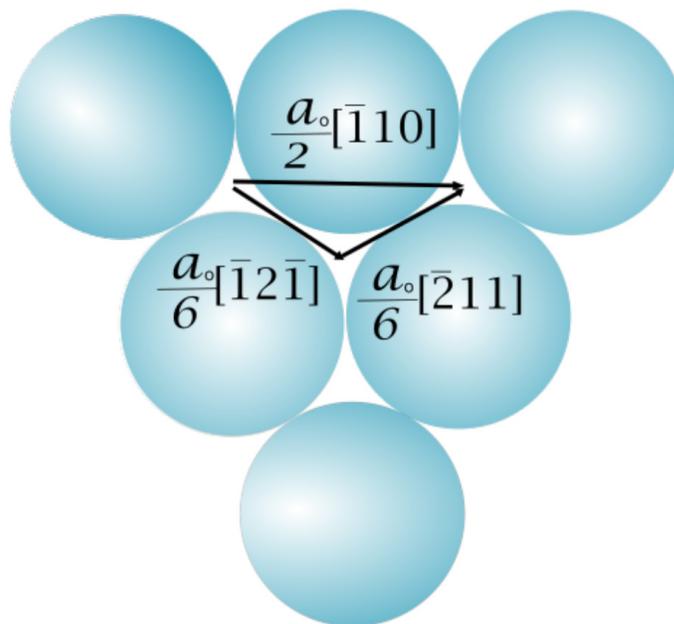


Figura N° 2. Disociación de una dislocación en dislocaciones parciales.

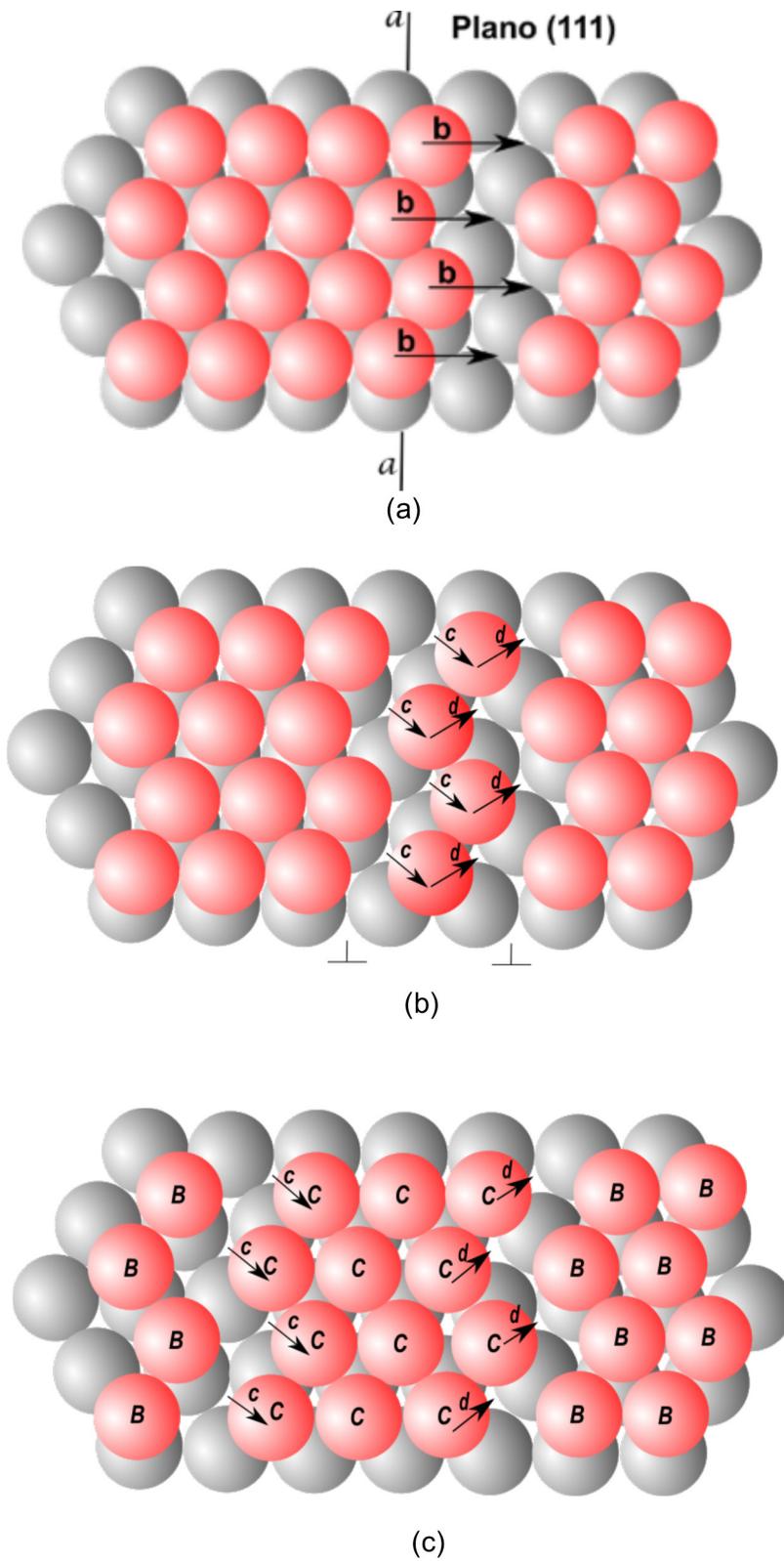


Figura N° 3. Movimiento de átomos en el plano (111) de la celda FCC; (a) Dislocación total; (b) Dislocación parcial; (c) Dislocación extendida.

Métodos de obtención de la EFA

Existen diversos métodos para determinar la Energía de Falla de Apilamiento (EFA), que asocian el análisis de la extensión de las dislocaciones dentro de un cristal.

Microscopía Electrónica de Transmisión

Uno de los métodos es la determinación de la distancia entre dislocaciones parciales mediante la Microscopía Electrónica de Transmisión, sin embargo, esta técnica tiene la desventaja de medir en sectores localizados, por lo que su uso será válido sólo para materiales que tienen homogeneidad en deformación y composición química (Steffens *et al.*, 1987).

Difracción de Rayos X

A través de la metodología de análisis de difractogramas para la determinación de la EFA, las variaciones en los picos de difracción de rayos X se pueden deber a diversos factores como fallas de apilamiento, maclas, límites de grano, defectos puntuales, entre otros. Por tanto, mediante un adecuado tratamiento de resultados, se podrán determinar las variables que se les asocian. Para el caso de la determinación de EFA se hace necesaria la determinación de la microdeformación y la probabilidad de falla de apilamiento (Ungár, 2004).

Modelamiento termodinámico

Otro método para la determinación de EFA es el que se realiza mediante modelamiento termodinámico, destacando el trabajo de Hirth sobre la termodinámica

de fallas de apilamiento, que toma en cuenta la influencia de la composición química, tamaño de grano y temperatura dentro de valor de esta energía (Hirth, 1970). En la sección 5 se aborda una de las propuestas a este cálculo termodinámico, el modelo de Olson y Cohen, que ha sido simplificado por varios autores tales como Allain (Allain *et al.*, 2004).

Mecanismos de deformación regidos por la EFA

Hasta el momento, se ha analizado la EFA dentro de las estructuras FCC. Para complementar el estudio, se incluirá el análisis de aceros avanzados de alta resistencia, específicamente aceros austeníticos de alto contenido en manganeso ($Mn > 20\%$), que poseen la estructura estudiada mencionada anteriormente. Estas aleaciones han sido y siguen siendo estudiadas debido a su excelente comportamiento mecánico, pues combinan la alta resistencia y una gran ductilidad (De Cooman *et al.*, 2018).

Varios autores (Takaki *et al.*, 1993; Karaman *et al.*, 2000; Allain *et al.*, 2004; Kibey *et al.*, 2007; Dumay *et al.*, 2008; Kim *et al.*, 2011), han estudiado la relación entre los rangos de la EFA y los mecanismos de deformación, obteniendo en la mayoría de los casos, que para el sistema ternario compuesto por Fe-Mn-C, sistema cúbico centrado en las caras, a altos valores de EFA > 35 [mJ/m^2], se favorece el deslizamiento cruzado de dislocaciones, a valores entre 18 y 35 [mJ/m^2] el mecanismo de deformación predominante es el maclado mecánico y, finalmente a EFA < 18 [mJ/m^2], se produce la transformación $\gamma(FCC) \rightarrow \epsilon(HCP)$, ver Figura N° 4. Cabe destacar

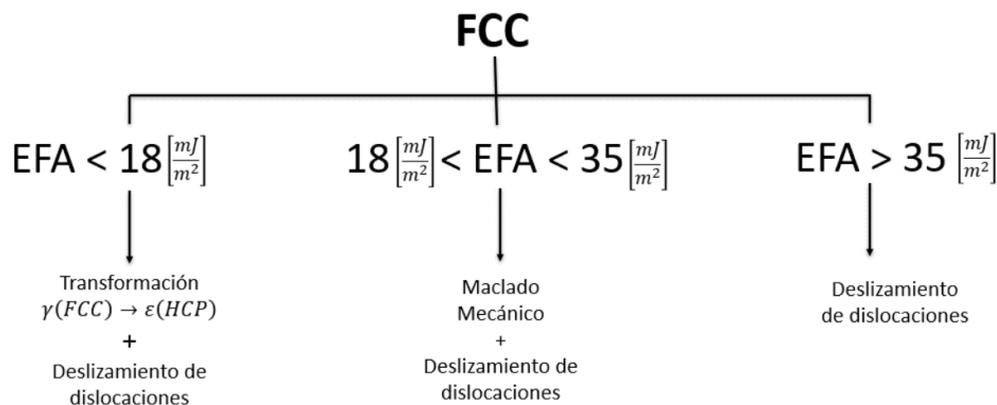


Figura N° 4. Mecanismos de deformación delimitados por la Energía de Falla de Apilamiento (EFA).

que independiente de cada mecanismo, siempre existe en cierta cantidad el deslizamiento de dislocaciones.

Modelo termodinámico de Olson y Cohen

A partir de la propuesta de Hirth (1970), nacen distintos métodos numéricos que simplifican el cálculo de la Energía de Falla de Apilamiento (EFA). Uno de ellos, es la propuesta de Olson y Cohen (Olson y Cohen, 1974), método termodinámico numérico de los más empleados. En términos simples, la EFA se define como la energía libre de Gibbs por unidad de área necesaria para crear una placa de martensita- ϵ (HCP) de un espesor de sólo dos capas atómicas, (Allain *et al.*, 2004), que se define con el símbolo Γ , calculándose a través de la ecuación [E-2], como se muestra a continuación:

$$\Gamma = 2\rho\Delta G^{Y\rightarrow\epsilon} + 2\sigma^{Y/\epsilon} \quad [\text{E-2}]$$

En que:

ρ : Densidad molar superficial

Para obtener la densidad molar superficial se considera el número de átomos por unidad de área con centros que se encuentran en el plano, de la siguiente forma.

$$\text{Densidad planar superficial} = \frac{\text{Átomos por plano} \left[\frac{\text{átomos}}{\text{m}^2} \right]}{\text{Área del plano}} \quad [\text{E-3}]$$

El plano (111) de la celda FCC se expone a través de la Figura N° 5.

Considerando que la base de la cara del plano es $a_o\sqrt{2}$ [m], se tiene:

$$\begin{aligned} (a_o\sqrt{2})^2 &= \left(\frac{a_o\sqrt{2}}{2}\right)^2 + h^2 \\ h &= a_o\sqrt{\frac{3}{2}} \end{aligned}$$

Ahora, el área del plano es:

$$\text{Área del plano} = \frac{a_o\sqrt{2} \cdot a_o\sqrt{\frac{3}{2}}}{2} = \frac{a_o^2\sqrt{3}}{2}$$

Volviendo a la ecuación [E-3] y dado que el número de átomos en este plano es $2\left(3 \times \frac{1}{2} + 3 \times \frac{1}{6} = 2\right)$, se tiene:

$$\text{Densidad planar superficial} = \frac{2}{\frac{a_o^2\sqrt{3}}{2}} = \frac{4}{a_o^2\sqrt{3}} \left[\frac{\text{átomos}}{\text{m}^2} \right]$$

El término ρ del modelo de Olson y Cohen considera

la densidad molar superficial, por lo tanto, utilizando el Número de Avogadro N para obtener la relación molar:

$$\text{Densidad molar superficial} (\rho) = \frac{4}{a_o^2\sqrt{3}} \left[\frac{\text{átomos}}{\text{m}^2} \right] \times \frac{1 [\text{mol}]}{6,02 \times 10^{23} [\text{átomos}]}$$

Por lo tanto, la densidad molar superficial viene dada por:

$$\rho = \frac{4}{\sqrt{3}a_o^2 N} \left[\frac{\text{mol}}{\text{m}^2} \right] \quad [\text{E-4}]$$

$\Delta G^{Y\rightarrow\epsilon}$: Fuerza motriz para que se produzca la transformación de austenita γ (FCC) a martensita- ϵ (HCP).

Para comenzar, se muestra cómo se comporta la energía libre de Gibbs de una solución sólida binaria compuesta por Fe y Mn. Este desglose está basado en el artículo de Allain, quien simplifica el modelo de Olson y Cohen (Allain *et al.*, 2004).

$$G^\Phi = X_{Fe}G_{Fe}^{\Phi} + X_{Mn}G_{Mn}^{\Phi} + RT(X_{Fe}\ln X_{Fe} + X_{Mn}\ln X_{Mn}) + \Omega^\Phi + G_{mag}^\Phi \quad [\text{E-5}]$$

X representa la fracción molar, G^{Φ} la energía libre de Gibbs del elemento puro en la solución sólida Φ , R la constante de los gases, T la temperatura absoluta, Ω^Φ la energía de Gibbs molar de exceso debido a la mezcla y G_{mag}^Φ la energía molar de Gibbs debido al estado magnético de la fase. Los dos últimos términos, se desglosan a continuación.

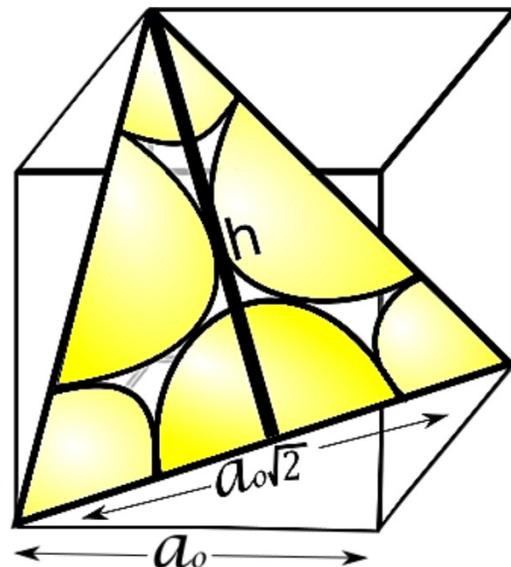


Figura N° 5. Disposición de átomos en el plano (111) en la celda FCC.

El término dado por Ω^Φ se puede determinar a través del modelo de soluciones subregulares (Gaskett, 2018). Por lo tanto, para el sistema Fe-Mn.

$$\Omega^\Phi = X_{Fe}X_{Mn}[L^{0,\Phi} + L^{1,\Phi}(X_{Fe} - X_{Mn})] \quad [E-6]$$

Donde, $L^{0,\Phi}$, representa una función lineal de la temperatura, pero independiente de la composición de la aleación y el término $L^{0,\Phi}$ una constante.

Para el término G_{mag}^Φ , es importante mencionar que, en este sistema, lo que se quiere analizar es la diferencia de energías libres de Gibbs entre las fases austenita FCC (γ) y la martensita HCP (ε), las cuales tienen la característica de ser fases antiferromagnéticas y tienen su propia temperatura de transición entre los estados paramagnético y antiferromagnético, conocida como la temperatura de Néel (Hillert y Jarls, 1978).

$$G_{mag}^\Phi = RT \ln \left(\frac{\beta^\Phi}{\mu_B} + 1 \right) f^\Phi(\tau^\Phi) \quad [E-7]$$

R: Constante universal de los gases ideales [8,314 J/mol K]

T: Temperatura seleccionada para el cálculo de la EFA [K]

β^Φ : Momento magnético de la fase Φ [A m²].

μ_B : Magnetón de Bohr = 9,27x10⁻²⁴ [A m²].

f^Φ : Función polinómica dependiente de la composición química y de τ^Φ .

τ^Φ : Cociente entre la temperatura seleccionada para el cálculo de la EFA y la temperatura de Néel de la fase Φ .

Además:

$$\tau^\Phi = \frac{T}{T_{Néel}^\Phi} \quad [E-8]$$

Las fases γ (FCC) y ε (HCP) experimentan una condición magnética que se modifica cuando atraviesan la temperatura de Néel. Con la función $f^\Phi(\tau^\Phi)$ se impone la condición que considera la modificación mencionada, y las expresiones están dadas a continuación.

Para $\tau^\Phi < 1$:

$$f^\Phi(\tau^\Phi) = 1 - \left[\frac{79\tau^{-1}}{140p} + \frac{474}{497} \left(\frac{1}{p} - 1 \right) \left(\frac{\tau^3}{6} + \frac{\tau^9}{135} + \frac{\tau^{15}}{600} \right) \right] / D \quad [E-9]$$

Mientras que para $\tau^\Phi > 1$:

$$f^\Phi(\tau^\Phi) = - \left(\frac{\tau^{-5}}{10} + \frac{\tau^{-15}}{315} + \frac{\tau^{-25}}{1500} \right) / D \quad [E-10]$$

Siendo D un valor constante definido como:

$$D = \frac{518}{1125} + \frac{11,692}{15,975} \left(\frac{1}{p} - 1 \right) \quad [E-11]$$

El parámetro p describe la fracción de entalpía magnética que es absorbida por la temperatura de Néel y que depende de la estructura cristalina. Dado que se está analizando austenita- γ (FCC) y martensita- ε (HCP), el valor de $p=0,28$ (Zambrano, 2016).

Ahora bien, la solución sólida denominada por Φ corresponde a las fases de austenita γ y martensita ε , por lo tanto, la ecuación [E-5], quedaría escrita de la siguiente forma si se considera el paso de γ a ε .

$$\Delta G^{\gamma \rightarrow \varepsilon} = X_{Fe}(G_{Fe}^{0,\varepsilon} - G_{Fe}^{0,\gamma}) + X_{Mn}(G_{Mn}^{0,\varepsilon} - G_{Mn}^{0,\gamma}) + (\Omega^\varepsilon - \Omega^\gamma) + (G_{mag}^\varepsilon - G_{mag}^\gamma) \quad [E-12]$$

En la ecuación [E-12] los términos T y R están considerados en la energía molar de Gibbs debido al estado magnético de la fase (G_{mag}^Φ) tal como se observa en la ecuación [E-7].

Más simplificado y considerando un tercer elemento (C), queda un sistema ternario dado por Fe-Mn-C, la ecuación [E-12], quedaría (Allain *et al.*, 2004):

$$\Delta G^{\gamma \rightarrow \varepsilon} = X_{Fe}\Delta G_{Fe}^{\gamma \rightarrow \varepsilon} + X_{Mn}\Delta G_{Mn}^{\gamma \rightarrow \varepsilon} + X_C\Delta G_C^{\gamma \rightarrow \varepsilon} + X_{Fe}X_{Mn}\Omega_{FeMn}^{\gamma \rightarrow \varepsilon} + X_{Fe}X_C\Omega_{FeC}^{\gamma \rightarrow \varepsilon} + X_{Mn}X_C\Omega_{MnC}^{\gamma \rightarrow \varepsilon} + \Delta G_{mag}^{\gamma \rightarrow \varepsilon} \quad [E-13]$$

$\sigma^{\gamma/\varepsilon}$: Energía por unidad de superficie de la interfase (111) entre austenita γ (FCC) y martensita- ε (HCP).

Varios autores coinciden en que este valor sea tomado entre los rangos de 5 y 15 [mJ/m²] para la transición de γ (FCC) y ε (HCP) (Zambrano, 2016), (Saeed-Akbari *et al.*, 2009), (Pierce *et al.*, 2014).

Aplicación del Modelo de Olson y Cohen

Una de las aplicaciones más relevantes de la EFA es que a partir de su valor, se puede deducir el mecanismo de deformación que experimentará un material (Allende, 2020). Por ende, para concretar lo estudiado hasta el momento, se calcula el valor de la EFA a temperaturas variables entre 50 y 600 [K] (-223 a 327 [°C]) para un acero que tiene como característica un alto porcentaje de manganeso. Con el fin de observar el efecto de la temperatura dentro del modelo Olson y Cohen se utiliza el sistema ter-

nario utilizado en el desglose de la ecuación **[E-13]**, correspondiente a Fe-22%Mn-0,6%C.

La densidad molar superficial se define a través de la ecuación **[E-3]**, donde el parámetro de red conserva un valor constante igual a 0,361 [nm], de acuerdo a Curtze (Curtze *et al.*, 2011).

Reemplazando en la ecuación **[E-3]**:

$$\rho = \frac{4}{\sqrt{3}} \frac{1}{(3,61 \times 10^{-10}[\text{m}])^2 (6,022 \times 10^{23}[\text{mol}^{-1}])} = 2,96 \times 10^{-5} \left[\frac{\text{mol}}{\text{m}^2} \right]$$

Para la energía por unidad de superficie de la interfase (111) entre austenita γ (FCC) y martensita- ε (HCP) se propone un valor de 9 [mJ/m²], mientras que para los parámetros de las ecuaciones **[E-7]**, **[E-8]** y **[E-13]**, se utilizaron las funciones resumidas en la Tabla N° 1.

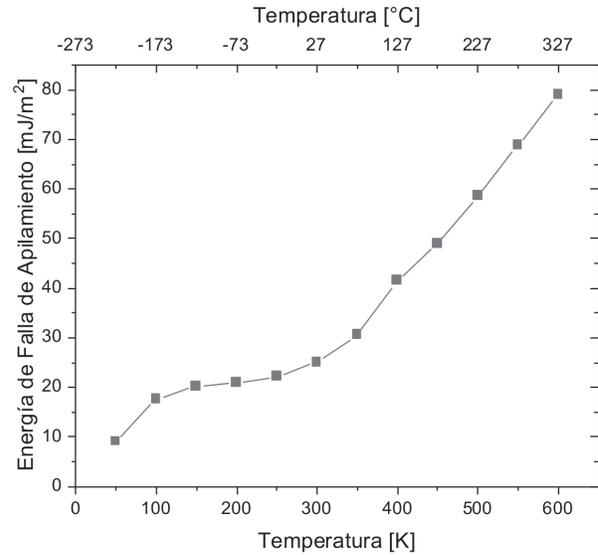


Figura N° 6. Comportamiento de la EFA a distintas temperaturas.

Parámetro	Función
$\Delta G_{Fe}^{\gamma \rightarrow \varepsilon}$	$-2243,38 + 4,309T$ [J/mol]
$\Delta G_{Mn}^{\gamma \rightarrow \varepsilon}$	$-1000,0 + 1,123T$ [J/mol]
$\Delta G_C^{\gamma \rightarrow \varepsilon}$	-22166 [J/mol]
$\Omega_{FeMn}^{\gamma \rightarrow \varepsilon}$	$2180 + 532(X_{Fe} - X_{Mn})$ [J/mol]
$\Omega_{FeC}^{\gamma \rightarrow \varepsilon}$	42500 [J/mol]
$\Omega_{MnC}^{\gamma \rightarrow \varepsilon}$	26910 [J/mol]
$T_{Néel}^{\gamma}$	$669,27(1 - \exp(-5,46X_{Mn})) - 0,241X_C(1 - X_{Mn} - X_C) - 109$ [K]
$T_{Néel}^{\varepsilon}$	$580 X_{Mn}$ [K]
$\frac{\beta^{\gamma}}{\mu_B}$	$0,7X_{Fe} + 0,62X_{Mn} - 0,5X_{Fe} X_{Mn}$
$\frac{\beta^{\varepsilon}}{\mu_B}$	$0,62 X_{Mn}$
R	$8,314$ [J/mol K]
$\sigma^{\gamma/\varepsilon}$	$0,009$ [J/m ²]

Tabla N° 1. Funciones utilizadas para las ecuaciones **[E-7]**, **[E-8]** y **[E-13]**, (Allain *et al.*, 2004).

A partir de la ecuación [E-2] que muestra el cálculo de la EFA (Γ) y el desglose completo del modelo de Olson y Cohen para la aleación seleccionada, en la Tabla N° 2 se resume como la EFA varía con temperatura y según la Figura N° 4 se puede predecir a través de esta, los mecanismos de deformación asociados.

A través de la Tabla N° 2 y la Figura N° 6, se observa que la EFA aumenta con la temperatura, debido a que este parámetro influye en la interacción que se produce entre los elementos considerados en la aleación. Se observa entonces que la EFA disminuye acorde baja la temperatura, produciendo en este caso la transformación martensítica $\gamma \rightarrow \epsilon$, ya que esta requiere menores energías permitiendo que las dislocaciones parciales se mantengan disociadas. A temperaturas intermedias, el maclado desplaza esta transformación como mecanismo de deformación. Finalmente, a altas temperaturas el mecanismo de deformación predominante es el deslizamiento de dislocaciones completas, situaciones concordantes a lo estudiado a lo largo del artículo.

BOX 1 – Martensita ϵ

La tendencia de un material a deformarse mediante un mecanismo u otro está dado por la EFA. Para el caso específico de los aceros austeníticos de alto contenido de Mn (FCC), a bajos valores de EFA pueden sufrir transformaciones de austenita γ (FCC) a martensita- ϵ (HCP). De forma general, la transformación de austenita γ (FCC) a martensita- ϵ (HCP) presenta similitudes importantes con el maclado debido a la manera análoga en que se producen las maclas y los cristales de martensita, pues en ambos casos, los átomos dentro de los volúmenes cristalinos finitos de la fase original se realinean como redes de cristales nueva (Verhoeven, 1987). En el maclado este realineamiento reproduce la estructura cristalina original, pero con una nueva orientación. En la placa martensítica, no sólo se produce una nueva orientación, sino también una nueva estructura cristalina (Figura N° 7). Ambos procesos pueden ser inducidos térmicamente o por deformación, y se basan en la disociación de dislocaciones perfectas (completas) en dislocaciones parciales a través de planos compactos (Abbaschian, 2009).

T [K]	EFA [mJ/m ²]	Mecanismo de deformación predominante
50	9,08	Transformación γ (FCC) \rightarrow ϵ (HCP)
100	17,67	Transformación γ (FCC) \rightarrow ϵ (HCP)
150	20,25	Maclado mecánico
200	20,93	Maclado mecánico
250	22,16	Maclado mecánico
300	25,03	Maclado mecánico
350	30,62	Maclado mecánico
400	41,47	Deslizamiento de dislocaciones
450	48,92	Deslizamiento de dislocaciones
500	58,68	Deslizamiento de dislocaciones
550	68,74	Deslizamiento de dislocaciones
600	78,91	Deslizamiento de dislocaciones

Tabla N° 2. Variación de la EFA con la temperatura y los posibles mecanismos de deformación.

En la transformación de austenita γ (FCC) a martensita- ϵ (HCP), el deslizamiento se produce plano por medio (Shewmon *et al.*, 1969), mientras que en el maclado se desarrolla en cada plano, o sea que, las fallas de apilamiento se extienden en forma paralela en todos los planos compactos, mientras que en la transformación austenita γ (FCC) \rightarrow ϵ (HCP) las fallas se extienden cada dos planos, dando lugar a delgadas placas de estructura HCP en la matriz austenítica (Bordone, 2021).

Como es bien sabido, en el temple de aleaciones ferrosas, a ciertas composiciones se obtiene una estructura martensítica (BCT) conocida como α' (BCT), por lo tanto, la transformación del tipo γ (FCC) \rightarrow α' (BCT) es una transformación directa, sin embargo, existe una múltiple del tipo γ (FCC) \rightarrow ϵ (HCP) \rightarrow α' (BCT) que es indirecta (Schumann, 1975). Estos dos tipos de transformaciones son conocidas por ser parte del efecto TRIP (Bhandarkar *et al.*, 1972).

BOX 2: Propiedades magnéticas, Temperatura de Curie y Temperatura de Néel

Las propiedades magnéticas tratan los fenómenos físicos por los cuales los materiales ejercen fuerzas de atracción y repulsión sobre otros. Este comportamiento es explicado por la estructura de los átomos, por lo que, hablando estrictamente, todos los materiales tienen un grado de magnetismo. El movimiento orbital de los electrones alrededor del núcleo del átomo y el espín asociado a estos mismos electrones producen momentos magnéticos separados contribuyendo al comportamiento magnético de los materiales (Askeland y Wright, 2016). Los momentos magnéticos mencionados anteriormente se cancelan en la mayoría de los materiales y existen dos efectos relevantes para analizar esto.

1. En muchos elementos existe momento magnético cuando sus átomos se encuentran individualmente, sin embargo, al formar materiales cristalinos, este momento se cancela.
2. La respuesta del átomo ante la aplicación de un campo magnético dependerá de la forma en que los dipolos magnéticos reaccionen ante el campo.

Al aplicar un campo magnético a un material, este puede tener distintas respuestas, a continuación, se resume algunos de los comportamientos que se pueden observar.

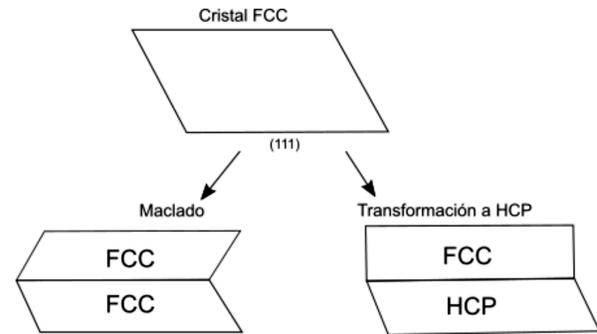


Figura N° 7. Mecanismos de deformación delimitados por la Energía de Falla de Apilamiento (EFA).

Paramagnetismo: En materiales donde se da la existencia de electrones desapareados, se le asocia un momento magnético neto a cada átomo debido al giro de los electrones. Al aplicar un campo magnético, los dipolos se alinean con este campo generando una magnetización positiva.

Ferromagnetismo: Los dipolos que se encuentran desapareados de forma permanente quedan alineados fácilmente cuando se impone un campo magnético, esto por el refuerzo mutuo de los dipolos.

Antiferromagnetismo: Los dipolos magnéticos de átomos se alinean en direcciones opuestas cuando se aplica un campo magnético de forma que no exista magnetización neta.

Temperatura de Curie: Al incrementar la temperatura de un material ferromagnético, la energía térmica adicional aumenta la movilidad de los átomos y sus dominios facilitando la alineación, pero impidiendo que se conserve este cuando no exista campo magnético. Por lo tanto, si la temperatura del material excede la Temperatura de Curie (específica para cada material), este pasa de ferromagnético a paramagnético.

Temperatura de Néel: Por su parte, sobre la temperatura de Néel, los materiales antiferromagnéticos se vuelven paramagnéticos y, al igual que la Temperatura de Curie, también depende del material.

Referencias

- Abbaschian RAL, Reed-Hill RE. 2009. Physical metallurgy principles. Cengage Learning, Stamford, USA.
- Allain S, Chateau JP, Bouaziz O, Migot S, Guelton N. 2004. Correlations between the calculated stacking fault energy and the plasticity mechanisms in Fe-Mn-C alloys. *Materials Science Engineering A* 387–389: 158–162. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2004.01.059>
- Allende R. 2020. Influencia de la energía de falla de apilamiento sobre el endurecimiento por deformación y la resistencia a la abrasión en aceros fundidos Fe22MnxC. Tesis, Universidad de Santiago de Chile, Santiago, Chile.
- Askeland DR, Wright WJ. 2016. Ciencia e ingeniería de materiales. <http://latinoamerica.cengage.com>
- Bhandarkar D, Zackay VF, Parker ER. 1972. Stability and mechanical properties of some metastable austenitic steels. *Metallurgical Transactions* 3: 2619-2631.
- Bordone M. 2021. Caracterización mediante metodología elasto-plástica de la tenacidad a fractura de aceros de alto manganeso con diferentes contenidos de carbono. Tesis, Universidad de Santiago de Chile, Santiago, Chile.
- Campbell F. 2008. Elements of metallurgy and engineering alloys. ASTM International, Ed., Ohio, USA.
- Curtze S, Kuokkala VT, Oikari A, Talonen J, Hänninen H. 2011. Thermodynamic modeling of the stacking fault energy of austenitic steels. *Acta Materialia* 59: 1068-1076. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2010.10.037>
- De Cooman BC, Estrin Y, Kim SK. 2018. Twinning-induced plasticity (TWIP) steels. *Acta Materialia* 142: 283-362. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2017.06.046>
- Dieter G. 1988. Mechanical metallurgy, Mc Graw-Hill Book, New York, USA.
- Dumay A, Chateau JP, Allain S, Migot S, Bouaziz O. 2008. Influence of addition elements on the stacking-fault energy and mechanical properties of an austenitic Fe-Mn-C steel. *Materials Science and Engineering A* 483-484: 184-187. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2006.12.170>
- Gaskell D, Laughlin DE. 2018. Introduction to the thermodynamics of materials. Taylor & Francis, New York, USA.
- Hillert M, Jarls M. 1978. A model for alloying in ferromagnetic metals. *Calphad* 2: 227-238. [https://doi.org/10.1016/0364-5916\(78\)90011-1](https://doi.org/10.1016/0364-5916(78)90011-1)
- Hirth JP. 1970. Thermodynamics of stacking faults. *Metallurgical Transactions* 1: 2367-2374. <https://doi.org/10.1007/BF03038365>
- Karaman I, Sehitoglu H, Gall K, Chumlyakov YI, Maier HJ. 2000. Deformation of single crystal Hadfield Steel by twinning and slip. *Acta Materialia* 48: 1345-1359. [https://doi.org/10.1016/S1359-6454\(99\)00383-3](https://doi.org/10.1016/S1359-6454(99)00383-3)
- Kelly A, Knowles KM. 2012. Crystallography and crystal defects. John Wiley & Sons, Ltd., New York, USA.
- Kibey S, Liu JB, Johnson DD, Sehitoglu H. 2007. Predicting twinning stress in fcc metals: Linking twin-energy pathways to twin nucleation. *Acta Materialia* 55: 6843-6851. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2007.08.042>
- Kim J, Lee SJ, de Cooman BC. 2011. Effect of Al on the stacking fault energy of Fe-18Mn-0.6C twinning-induced plasticity. *Scripta Materialia* 65: 363-366. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2011.05.014>

- Olson GB, Cohen M. 1976. A general mechanism of martensitic nucleation: Part III. Kinetics of martensitic nucleation. *Metallurgical Transactions A* 7: 1915-1923. <https://doi.org/10.1007/BF02659824>
- Pierce DT, Jiménez JA, Bentley J, Raabe D, Oskay C, Wittig JE. 2014. The influence of manganese content on the stacking fault and austenite/ ϵ -martensite interfacial energies in Fe-Mn-(Al-Si) steels investigated by experiment and theory. *Acta Materialia* 68: 238-253. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2014.01.001>
- Saeed-Akbari A, Imlau J, Prah U, Bleck W. 2009. Derivation and variation in composition-dependent stacking fault energy maps based on subregular solution model in high-manganese steels. *Metallurgical and Materials Transactions A* 40: 3076-3090. <https://doi.org/10.1007/s11661-009-0050-8>
- Schumann H. 1975. Verformungsinduzierte Martensitbildung in metastabilen austenitischen Stählen. *Kristall und Technik* 10: 401-411. <https://doi.org/10.1002/crat.19750100409>
- Shewmon PG. 1969. *Transformations in metals*. McGrawHill Book Company, New York, USA.
- Steffens T, Schwink C, Korner A, Karthaler HP. 1987. Transmission electron microscopy study of the stacking-fault energy and dislocation structure in CuMn alloys. *Philosophical Magazine A* 56: 161-173. <https://doi.org/10.1080/01418618708205159>
- Takaki S, Nakatsu H, Tokunaga Y. 1993. Effects of austenite grain size on epsilon martensitic transformation in Fe-15mass%Mn alloy. *Materials Transactions* 34:489-495. <https://doi.org/10.2320/matertrans1989.34.489>
- Ungár T. 2004. Microstructural parameters from X-ray diffraction peak broadening. *Scripta Materialia* 51: 777-781. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2004.05.007>
- Verhoeven, J. (1987). *Fundamentos de Metalurgia Física*. Editorial Limusa SA, México.
- Zambrano OA. 2016. Stacking fault energy maps of Fe-Mn-Al-C-Si steels: Effect of temperature, grain size, and variations in compositions. *Journal of Engineering Materials and Technology* 138: 041010. <https://doi.org/10.1115/1.4033632>