

C.N.E.A. Biblioteca	
ARCHIVO PUBLICACIONES	
Nº 1	AÑO 1982

04.82.02

CNEA-NT 17/82

REPUBLICA ARGENTINA
COMISION NACIONAL DE ENERGIA ATOMICA
Dependiente de la Presidencia de la Nación

IDENTIFICACION DE MARTENSITA POR DIFRACCION DE RAYOS-X
EN UNA ACERO DE BAJO CARBONO

J.D. HERMIDA

Buenos Aires
1982

IDENTIFICACION DE MARTENSITA
POR DIFRACCION DE RAYOS-X
EN UN ACERO DE BAJO CARBONO

J.D.HERMIDA

DTO. MATERIALES

1982

I. INTRODUCCION

I.1 Características de la estructura

La martensita tiene una estructura cristalina tetragonal centrada en el cuerpo, cuyos parámetros de red difieren del parámetro de red de la ferrita que es bcc, ($a=2,8663\text{Å}$), de la siguiente manera

$$\begin{aligned} a &= (2,8663 - 0,013xc)\text{Å} \\ c &= (2,8663 + 0,116xc)\text{Å} \end{aligned} \quad (1)$$

donde xc es el porcentaje en peso del carbono. El espaciado cristalino d_{hkl} se expresa como

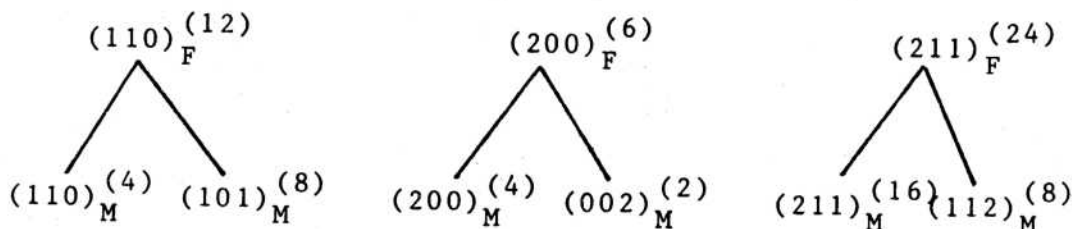
$$d_{hkl} = \frac{(h^2 + k^2 + \frac{1}{c^2})^{-\frac{1}{2}}}{a^2}$$

Consecuentemente, parte de la multiplicidad de los cristales cúbicos se pierde debido a la existencia del eje c. Por ejemplo, la forma de planos $\{110\}$ está compuesta por 12 familias: $(110), (1\bar{1}0), (\bar{1}10), (1\bar{1}\bar{0}); (101), (1\bar{0}1), (\bar{1}01), (1\bar{0}\bar{1}); (011), (0\bar{1}1), (\bar{0}11), (0\bar{1}\bar{1})$

Para una celda cúbica las 12 familias contribuyen al mismo espaciado dado que

$$d_{hkl} = \frac{(h^2 + k^2 + l^2)^{-\frac{1}{2}}}{a^2}$$

en cambio, para una celda tetragonal las 4 primeras pertenecen a la forma $\{110\}$ y las 8 últimas a la forma $\{101\}$. Generalizando este análisis es posible señalar que cada pico de la ferrita se desdobra, al sufrir la transformación martensítica, según el siguiente esquema



etc., donde el supraíndice entre paréntesis indica la multiplicidad

I.2 Resolución de picos

La diferencia de valor entre los espaciados resultantes de cada pico de la ferrita dependerá del contenido de carbono, como puede verse en la expresión (1). En la TABLA I se muestran una serie de espaciados de la martensita y la ferrita para un contenido de carbono de $x_c=0,05\%$

hkl	$d_{\text{ferrita}}(\text{Å})$	$d_{\text{martensita}}(\text{Å})$
110	2,0267	2,0263
101		2,0285
200	1,4331	1,4328
002		1,436
211	1,1702	1,1703
112		1,1716
220	1,0134	1,013
202		1,014

TABLA I. Generación de espaciados de la martensita a partir de algunos espaciados de la ferrita.

Para resaltar lo pequeñas que son estas diferencias entre los espaciados de la martensita, se muestran en la TABLA II las separaciones angulares entre los picos correspondientes (en función de $\lambda = \frac{2\lambda\alpha_1 + \lambda\alpha_2}{3}$), comparadas con la separación angular entre las componentes del doblete para uno solo de los picos, para dos radiaciones diferentes: Co y Cr.

(hkl)-(k1h)	$\Delta\theta_{\text{Co}}(^{\circ})$	$\Delta\theta_{\text{Cr}}(^{\circ})$	$\Delta\theta_{1,2}^{\text{hkl}}(\text{Co})$	$\Delta\theta_{1,2}^{\text{hkl}}(\text{Cr})$
110-101	0,031	0,043	0,06	0,085
200-002	0,103	0,17	0,099	0,164
211-112	0,075	0,304	0,147	0,59
220-202	0,107	-	0,233	-

TABLA II. Comparación entre las separaciones angulares entre los picos correspondientes a los espaciados originados a partir de cada pico de la ferrita y la separación entre las componentes del doblete para uno solo de ellos.

Puede apreciarse entonces que, salvo en el caso del par (200)-(002), la separación del doblete para uno de ellos es mayor que la separación entre picos, con lo cual es imposible distinguirlos, aun en el caso de una martensita libre de tensiones internas que no ensanchara los picos, (Figura 1)

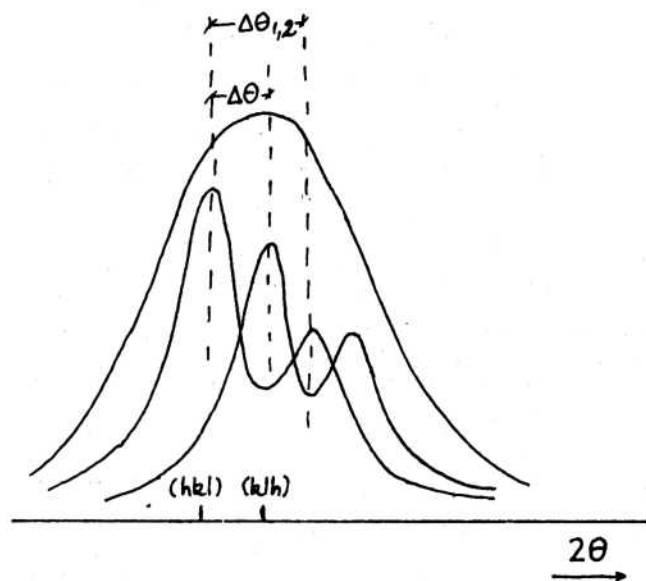


Figura 1. Esquema que muestra la imposibilidad de resolver los picos de la martensita de un mismo origen

I.3. Potencia Difractada

La potencia teórica difractada (intensidad integrada bajo el pico) por la familia hkl de una muestra que tenga orientación al azar de sus cristales se expresa como

$$P(2\theta) = K \times F_{hkl}^2 \times m \times \exp(-2M(hkl)) \times LP(2\theta)$$

donde,

K : constante independiente de hkl

F_{hkl} : factor de estructura

m : multiplicidad

LP: factor de Lorentz y polarización

$\exp(-2M(hkl))$: factor de Debye-Waller

Como puede apreciarse la multiplicidad es uno de los factores intervinientes y en muchos casos juega un papel preponderante.

I.4 Caracterización del estado de la red cristalina

Los defectos extendidos (dislocaciones, fallas de apilamiento

y maclas) producen desplazamientos de los átomos de sus posiciones de equilibrio provocando una disminución del orden cristalino y consecuentemente un ensanchamiento de los picos de difracción. Si la distorsión es de largo alcance y abarca además a numerosos granos entonces existe también un corrimiento del pico de su posición de equilibrio.

Una medición del ancho del pico a altura mitad y de la posición angular de su centro de gravedad brindan valiosa información cualitativa del estado de la estructura cristalina.

II. EXPERIENCIA

Se extrajeron tres probetas de aproximadamente 30x30 mm de una chapa de acero de bajo carbono de 2mm de espesor, laminada en caliente. Dos de ellas (N°2 y 3) recibieron un tratamiento de austenitización y luego fueron templadas. A una de estas probetas se le hizo un recocido posterior (N°3). El objeto de este trabajo fue el de identificar las fases presentes en las muestras 2 y 3. En la muestra 2 una metalografía previa indicaba la presencia de otra fase distinta a la martensita y en la 3 se deseaba conocer el grado de transformación martensita-ferrita.

Se utilizó un difractor Philips con radiación de Co a 40KV y 20 mA y un monocromador de grafito en el camino del haz difractado. Fueron usadas ranuras de divergencia de 1° y de recepción de 0,1mm. Se barrieron los picos de las formas {110}, {200}, {211} y {220} a una velocidad de 1/4°/min(2θ) y fueron registrados sobre papel con una velocidad del mismo de 20mm/min. La constante de tiempo fue fijada en 2seg.

Los picos obtenidos de la primer muestra evidenciaron una estructura ferrítica libre de tensiones. La posición de los centros de gravedad, que diferían ligeramente de los teóricos, fueron tomados como referencia al analizar las otras muestras. En la TABLA III pueden verse las posiciones angulares mencionadas, el ancho a altura mitad (en mm sobre el papel del registrador) y las intensidades relativas, experimentales y teóricas. Con referencia a estas últimas, puede verse una disminución de la intensidad relativa experimental del (211) frente a la teórica, lo cual da indicios de un cierto grado de textura del tipo (110).

hkl	2θ (°)	Δ(2θ) _{1/2} (mm)	I/I ₀ exp.	I/I ₀ teor.
110	52,42	17	100	100
200	77,29	26	14	15
211	99,82	31	28	42
220	124,12	47	11	10

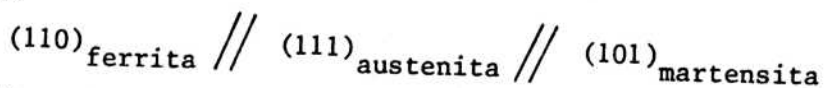
TABLA III. Posiciones angulares, anchos a altura mitad e intensidades experimentales y teóricas de los picos de la ferrita de la primer muestra

El análisis de los picos de la muestra 2 se esquematiza en la TABLA IV

Pico N°	2θ)exp. (°)	2θ ^{Mart} _{hkl} (°)	2θ ^{Mart} _{klh} (°)
1	52,34	52,43(110)	52,36(101)
2	77,25	77,32(200)	77,12(002)
3	99,72	99,78(211)	99,63(112)
4	123,92	124,13 (220)	123,95(202)

TABLA IV. Comparación entre las posiciones angulares de los picos de la muestra 2 y las posiciones angulares teóricas de los picos de la martensita

Como puede verse, las posiciones angulares de los picos 1 y 4 están muy cercanas a las posiciones teóricas de los picos (101) y (202) de la martensita, mientras que las de los picos 2 y 3 están ubicadas en posiciones intermedias entre las de los picos (200)-(002) y (211)-(112) respectivamente, aunque algo más cercanas a las de los mencionados en primer término. Esto puede explicarse teniendo en cuenta dos hechos: la diferente multiplicidad que tienen estos picos favorece en una relación 2:1 a los (101), (202), (200) y (211) frente a los (110), (220), (002) y (112) y consecuentemente son doblemente más intensos y la componente de textura (110) en la muestra 1 que, dada la relación entre los planos de transformación



genera una textura (101) en la martensita.

Se puede concluir entonces que en la muestra 2 existe martensita con muy escasos o inexistentes porcentajes de ferrita. La fase desconocida puede atribuirse a austenita retenida que, probablemente, se encuentre en una concentración en volumen por debajo del 5%, ya que no pudo ser detectada.

Los picos obtenidos de la muestra 3 pudieron ser identificados como corres-

pondientes a la ferrita. En la TABLA V se muestran los resultados obtenidos.

hkl	$2\theta (^{\circ})$	$\Delta 2\theta)_{12} (\text{mm})$
110	52,41	20
200	77,31	32
211	99,84	38
220	124,2	58

TABLA V. Posiciones angulares y anchos a altura mitad de los picos de la muestra 3.

De la comparación entre las TABLAS V y III puede concluirse que, si bien la transformación martensita- ferrita se ha completado, la estructura de esta última ha quedado en compresión, ya que los picos se han corrido hacia alto ángulo, y además aun existe un cierto grado de distorsión de la red cristalina evidenciado en el aumento de los anchos a altura mitad. Estas dos manifestaciones, que en realidad responden a un mismo fenómeno, pueden atribuirse al tratamiento térmico, el cual entregó la energía suficiente para provocar la transformación pero no para liberar totalmente de tensiones la zona altamente distorsionada de la interfase.

III. CONCLUSION

Tomando en cuenta algunos conceptos cristalográficos y de la difracción de Rayos-X es posible discernir entre una estructura martensítica y una ferrítica aun para un acero de bajo carbono como el estudiado. Además es posible hacer consideraciones sobre el estado en que se encuentran las estructuras de las fases. La difracción de Rayos-X demuestra entonces ser una importante técnica de análisis rápida y no-destructiva.

AGRADECIMIENTOS

Las muestras para este trabajo fueron provistas por A.Sarce a quien agradezco su gentileza, como asimismo a G. Domizzi por la información adicional suministrada.