

Capítulo 3: Martensita

Este Capítulo describe las transformaciones adifusionales de tipo corte de la austenita a la martensita. La cinética de transformación atérmica, las características cristalográficas y el desarrollo de una fina estructura son todas características especiales de la transformación martensítica. Estas características se describirán y relacionarán con las principales morfologías y disposiciones microestructurales de la martensita, láminas y placas, que se forman en el acero. Se requiere del temple o de un rápido enfriamiento para formar martensita, fundamentalmente para suprimir las transformaciones controladas por difusión descritas en el Capítulo 2, pero las exactas condiciones de enfriamiento que dan como resultado martensita en un acero dependen fuertemente del contenido de C, de los elementos aleantes y del tamaño de grano austenítico, factores que determinan la templabilidad del acero y que se describirán en el Capítulo 8.

Consideraciones generales

La martensita, llamada así en honor al metalurgista Adolf Martens, es el nombre usado para designar la microestructura más dura encontrada en los aceros al carbono templados¹. Sin embargo, últimamente el énfasis se ha puesto en la naturaleza de la transformación más que en el producto. La transformación martensítica también ocurre en muchos sistemas no ferrosos metálicos como Cu-Al y Au-Cd, y en óxidos tales como SiO₂ y ZrO₂. En realidad, los ceramistas y geólogos han identificado independientemente las características de la transformación martensítica en sistemas no metálicos y usaron el término "desplazamiento" para describir la transformación a la cual los metalurgistas llaman martensítica.

Se llama martensita a cualquier fase producida por transformación martensítica o displaciva, aunque las fases resultantes puedan ser significativamente diferentes en composición, estructura cristalina y propiedades a la de la martensita en los aceros.

En las aleaciones Fe-C y en los aceros, la austenita es la fase madre que transforma a martensita en el enfriamiento. La transformación martensítica es adifusional y, por lo tanto, la martensita tiene exactamente la misma composición que la austenita madre, hasta 2% C, dependiendo de la composición de la aleación. Puesto que la difusión se suprime, usualmente por un rápido enfriamiento, los átomos de C no se reparten entre la cementita y la ferrita, sino que quedan atrapados en sitios octaédricos de una estructura cúbica centrada en el cuerpo (bcc), produciendo así una nueva fase, la martensita. La solubilidad del C en la estructura bcc se excede en gran medida cuando se forma la martensita, por lo tanto ésta asume una celda unitaria tetragonal centrada en el cuerpo (bct) (ver Fig. 3.1), en la cual el parámetro c de la celda unitaria es mayor que los otros dos parámetros a . Con mayores concentraciones de carbono en la martensita se ocuparán más sitios intersticiales aumentando su tetragonalidad como se muestra en la Fig. 3.2.

La martensita es una fase singular que se forma en los aceros. Posee su propia estructura cristalina y composición y está separada de las otras fases por interfaces bien definidas pero es una fase metaestable presente sólo por que la difusión se suprime. Si la martensita se calienta a una temperatura donde los átomos de C tienen movilidad, éstos difunden de los sitios octaédricos para formar carburos. Como resultado, se elimina la tetragonalidad y la martensita se reemplaza por una mezcla de ferrita y cementita como

¹ M.J. Bibby and J. Gordon Parr, The Martensitic Transformation in Pure Iron, *Journal of the Iron and Steel Institute*, 1964, Vol. 202, p 100-104.

predice el diagrama de equilibrio de fases Fe-C. La descomposición de la martensita a otras estructuras durante el calentamiento se llama revenido y será tratado en el Capítulo 9.

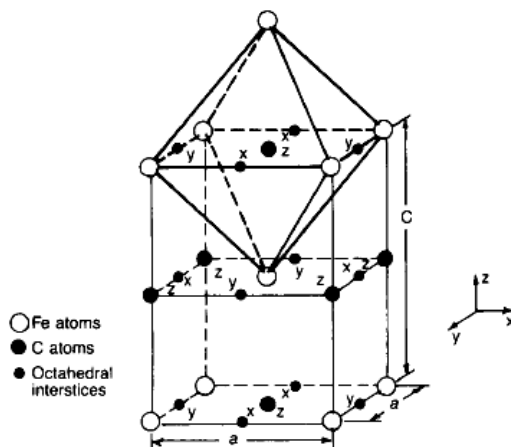


Figura 3.1- Estructura cristalina tetragonal centrada en el cuerpo de la martensita en las aleaciones Fe-C. Los átomos de carbono están en un conjunto (z) de sitios intersticiales octaédricos. Los sitios x e y están vacíos.

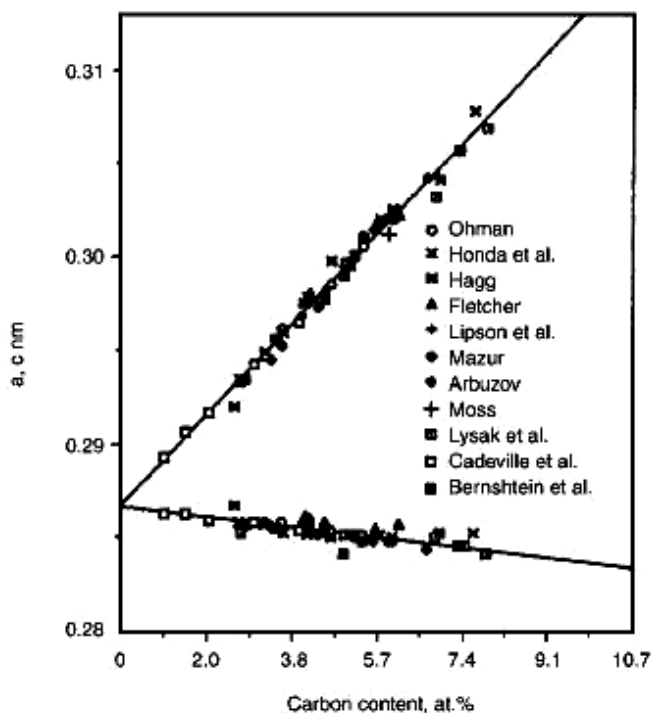


Figura 3.2- Cambios en el parámetro de red c (curva superior) y en el parámetro a (curva inferior) de una martensita Fe-C en función del contenido de carbono¹.

La martensita se forma por un mecanismo de corte. Muchos átomos se mueven cooperativamente y casi simultáneamente para llevar a cabo la transformación, un mecanismo que contrasta con el movimiento átomo por átomo a través de interfaces durante las transformaciones controladas por difusión. La Fig. 3.3 muestra esquemáticamente algunas características de la transformación por corte de la austenita a la martensita. Las flechas indican las direcciones de corte sobre lados opuestos del plano donde se inició la

¹ L. Cheng, A. Bouger, Th. H. de Keijser, and E.J. Mittemeyer, Lattice Parameters of Iron-Carbon and Iron-Nitrogen Martensites and Austenites, *Scripta Metallurgica et Materialia*, 1990, Vol 24, p 509-514.

transformación. El cristal de martensita formado se desplaza parcialmente por encima y por debajo de la superficie de la austenita debido al corte. Así (como se muestra en la Fig. 3.3) la superficie horizontal original de la fase madre está rotada o inclinada en una nueva orientación debida a la transformación por corte. La inclinación de la superficie es una característica importante de las transformaciones de tipo de corte o martensíticas. La transferencia átomo por átomo a través de las interfaces en las transformaciones controladas por difusión no produce inclinación sino que tienden a producir que la superficie de la fase producto sea paralela la superficie de la fase madre.

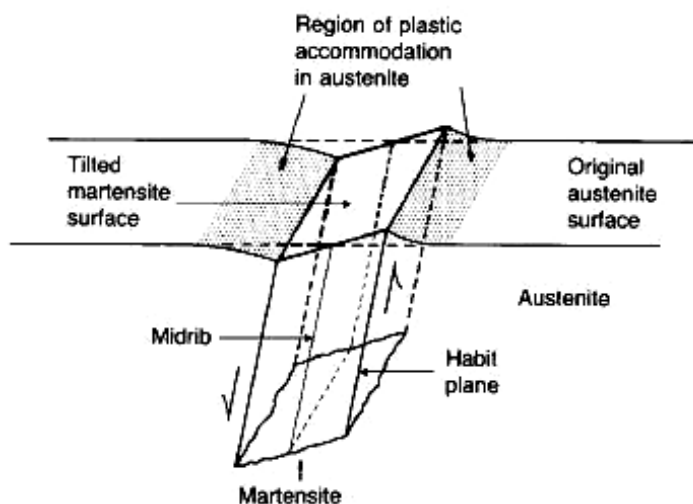


Figura 3.3- Esquema del corte e inclinación de la superficie asociadas con la formación de una placa de martensita.

La Fig. 3.3 también muestra que la formación de un cristal de martensita está acompañada por una deformación plástica considerable de la austenita madre. Eventualmente, la compresión de la fase madre limita el ancho de la placa de martensita y una transformación posterior puede proceder sólo por la nucleación de nuevas placas. Si la austenita madre no puede acomodar los cambios de forma producidos por la transformación martensítica, podría ocurrir la separación o fisuración de la interfase martensita/fase madre. Afortunadamente, la austenita en los aceros tiene suficiente ductilidad para acompañar la formación de la martensita. Sin embargo, en muchos sistemas cerámicos la fase madre no puede acomodar los cambios de forma y las transformaciones displacivas deben evitarse.

Los cristales de martensita tienen idealmente una interfase plana con la austenita madre (Fig. 3.3). Los planos cristalinos de la austenita sobre los cuales los cristales de martensita se forman se designan planos de hábito. Éstos varían de acuerdo con la composición de la aleación y algunos ejemplos se presentan en este capítulo en la sección sobre morfologías. La zona central (plano midrib) mostrada en la Fig. 3.3 se la considera generalmente como el plano de comienzo para la formación de la placa de martensita.

Un ejemplo de relieve superficial y su relación con la microestructura martensítica se muestra en la Fig. 3.4. Esta serie de metalografías se obtuvo con un prepulido de una aleación Fe-0.2C austenizada y templada en un microscopio de platina caliente con atmósfera de argón. La Fig. 3.4(a) muestra la superficie en relieve asociada con la formación de cientos de cristales de martensita. Se enfatiza la superficie inclinada en algunas áreas por sombras oscuras. En la Fig. 3.4(b) el relieve de la superficie fue casi totalmente pulido y en la Fig. 3.4(c) se muestra la superficie de (b) atacada. Finalmente, la Fig. 3.4(d) muestra la microestructura después de que la superficie ha sido pulida para remover todos los relieves y atacada nuevamente. La comparación de las Figs. 3.4(c) y (d) con la 3.4(a) muestra la correspondencia directa entre los relieves superficiales con las unidades de martensita en la microestructura

pulida y atacada. En superficies pulidas y atacadas, los cristales individuales de martensita aparecen largos y delgados y se caracterizan frecuentemente como aciculares o agujas. Sin embargo, en tres dimensiones los cristales tienen la forma de placas o láminas con interfaces planas como se muestra esquemáticamente en la Fig. 3.3. Las formas de agujas visibles sobre superficies pulidas y atacadas son secciones transversales a las placas o láminas.

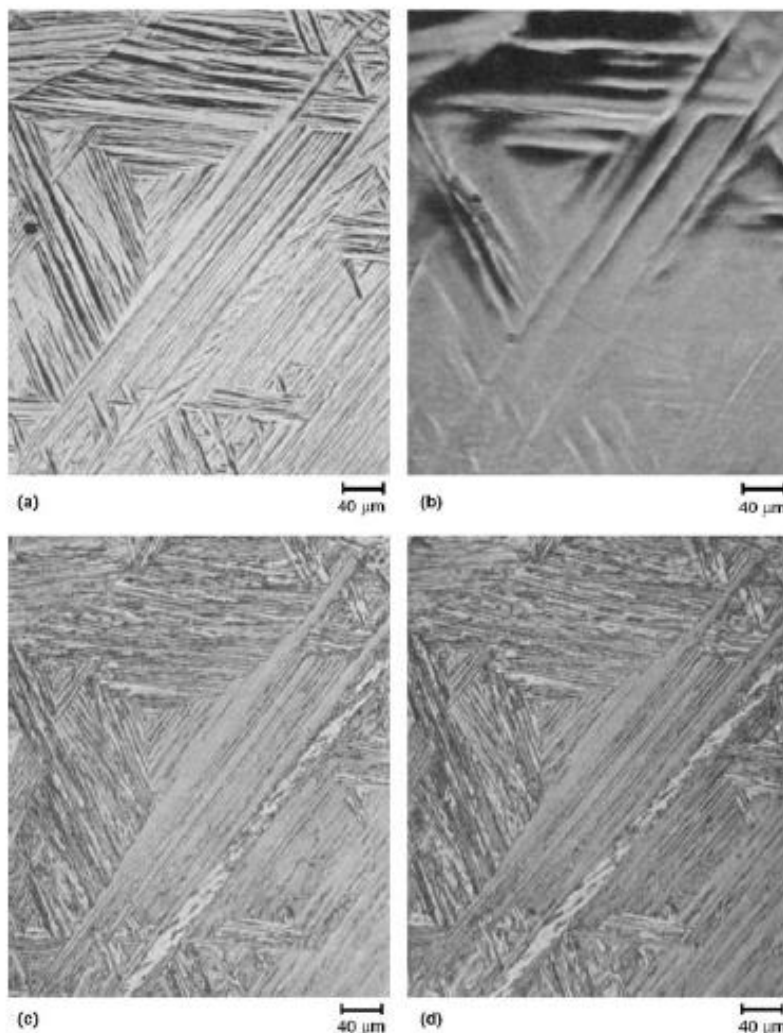


Figura 3.4- Relieve de la superficie y su relación con la estructura martensítica en una aleación Fe-0.2C. (a) Relieve de la superficie luego del revelado. (b) Superficie parcialmente pulida. (c) Área de (b) luego del revelado. (d) Misma área luego del pulido para remover los relieves y revelada nuevamente.

Cinética de la transformación martensítica

La conversión de una microestructura austenítica a una martensítica en muchos aceros comerciales toma lugar de forma continua con la disminución de la temperatura durante un enfriamiento ininterrumpido. Este tipo de cinética de transformación se llama atérmica (sin activación térmica) en orden de diferenciarla de la cinética isotérmica que caracteriza a las transformaciones térmicamente activadas controladas por difusión. La formación de perlita, por ejemplo, ocurre continuamente en función del tiempo si la austenita se mantiene a una temperatura constante debajo de A_1 . Sin embargo, la formación de la martensita se lleva a cabo tan rápidamente cuando se alcanza una dada temperatura y si el enfriamiento se detiene a esa temperatura, no avanzará la transformación martensítica. Para que la transformación

continúe, usualmente por medio de la nucleación y rápido crecimiento de nuevas placas de martensita, se requiere de un enfriamiento a menor temperatura.

La Fig. 3.5 muestra el progreso de la transformación atérmica en una aleación Fe-1.86C. La austenita en esta aleación de alto carbono es bastante estable y la transformación martensítica se inicia justo por encima de la temperatura ambiente. La Fig. 3.5(a) muestra unas pocas y grandes placas de martensita que se formaron en el enfriamiento hacia la temperatura ambiente. El resto de la microestructura es austenita retenida. Las Figs. 3.5(b) y (c) muestran como algo de austenita retenida a temperatura ambiente transforma en nuevas placas de martensita en tratamientos sucesivos subcero de enfriamiento a -60°C y -100°C , respectivamente. Las nuevas placas nuclearon dentro del sistema de placas formado inicialmente (ver Fig. 3.5(a)) y la austenita madre se subdivide en más y más pequeñas unidades con el avance de la formación de martensita. Claramente, la transformación martensítica cesa al alcanzar una dada temperatura y sólo un posterior sobreenfriamiento conduce a una nueva transformación.

En contraste con la aleación Fe-1.86C, la mayoría de los aceros templables transforman a martensita bien por encima de la temperatura ambiente. La Fig. 3.6 muestra la transformación de austenita a martensita en Fe-1.94Mo, una aleación en la cual la austenita transforma a martensita de la misma manera que un acero de bajo o medio C. La Fig. 3.6 presenta la secuencia de cuadros de la transformación durante el enfriamiento. El cuadro 1 muestra algunos granos sin transformar y en los cuadros sucesivos se observa la transformación de la microestructura martensítica paso por paso. Las placas de martensita en la Fig. 3.6 son visibles a causa de la inclinación superficial asociada con la transformación. También puede verse que una característica importante de la transformación atérmica de la aleación Fe-Mo y de los aceros de bajo y medio carbono que se comportan de manera similar, es el desarrollo de grupos de placas o láminas paralelas, por nucleación y crecimiento de nuevas placas paralelas y adyacentes a las placas ya existentes.

La temperatura a la cual la martensita comienza a formarse en una dada aleación se designa como temperatura de comienzo de transformación martensítica (M_s). La M_s refleja la fuerza impulsora necesaria para iniciar la transformación por mecanismo de corte de la austenita a la martensita. La Fig. 3.7 muestra que la M_s decrece significativamente con el aumento del contenido de carbono en las aleaciones Fe-C y en los aceros al C. El carbono en solución sólida aumenta la resistencia al corte de la austenita y, por lo tanto, se requerirá mayor sobreenfriamiento o fuerza impulsora para iniciar la transformación por mecanismo de corte de la martensítica en aleaciones con alto contenido de C. La temperatura final de la transformación (M_f), o la temperatura a la cual la transformación martensítica se completa, en una dada aleación es también función del contenido de C. La determinación de pequeñas cantidades de austenita sin transformar es experimentalmente difícil y, por lo tanto, las curvas M_f basadas en resultados de las primeras investigaciones son aproximadas. En aleaciones que contienen más del 0.3% C la M_f cae por debajo de la temperatura ambiente. Por lo tanto, a temperatura ambiente se pueden encontrar cantidades significativas de austenita sin transformar, especialmente en aceros de alto C como se muestra en la Fig. 3.8. El contenido de austenita retenida medida por técnicas de difracción de rayos x a temperatura ambiente en aceros de 1.2 a 1.4% C, es tan alto como del 30 al 40%. Aún en aleaciones conteniendo sólo 0.3 a 0.4% C quedan retenidas pequeñas cantidades de austenita. Los elementos aleantes que estabilizan la austenita, aumentan la cantidad de austenita retenida en cualquier nivel de carbono y de temperatura.

Los elementos aleantes también poseen influencia sobre la temperatura M_s de los aceros y se han desarrollado numerosas ecuaciones para relacionar M_s con la composición del acero. La Tabla 3.1 lista varias ecuaciones desarrolladas en los últimos años. Todos los elementos aleantes, excepto el Co, bajan la temperatura M_s . Las ecuaciones desarrolladas por

Andrews¹ se basan en medidas de la temperatura M_s y composiciones de un gran número de aceros de Inglaterra, Alemania, Francia y Estados Unidos, fabricados con un contenido máximo de C de 0.6%, Mn hasta 4.9%, Cr hasta 5%, Ni hasta 5% y Mo hasta 5.4%. Andrews mostró que el 92 y 95% de las temperaturas M_s medidas para los aceros estaban dentro de $\pm 25^\circ\text{C}$ de la temperatura M_s calculada desde sus composiciones. Un ensayo de la ecuación de Andrews con las medidas de M_s y la composición de aceros publicado en 1970 muestra que las ecuaciones de Andrews continúan estando en buen acuerdo entre los valores medidos y calculados de M_s con valores dentro de $\pm 25^\circ\text{C}$ ². Una evaluación más reciente de las ecuaciones para la temperatura M_s recomienda ligeros cambios en las ecuaciones de Stevens y Haynes y Andrews e incorpora el efecto del Co y del Si³.

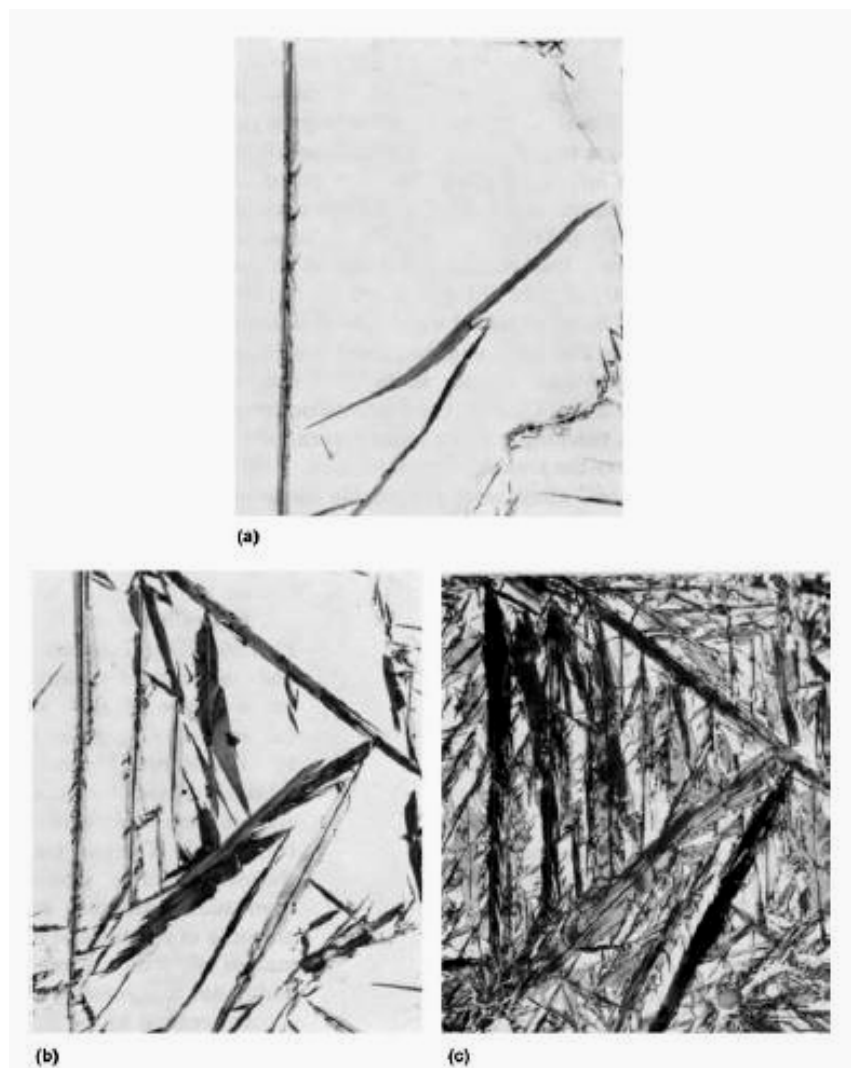


Figura 3.5- Progreso de la transformación martensítica a térmica en una aleación Fe-1.8C luego del enfriamiento a: (a) 24°C ; (b) -60°C ; (c) -100°C .

¹ K.W. Andrews, Empirical Formulae for the Calculation of Some Transformation Temperatures, *JISI*, Vol. 183, 1956, p 349-359.

² G. Krauss, Martensitic Transformation, Structure and Properties in Hardenable Steels, *Hardenability Concepts with Applications to Steel*, AIME, Warrendale, PA, 1978, p 229-248.

³ C.Y. Kung and J.J. Rayment, An Examination of the Validity of Existing Empirical Formulae for the Calculation of M_s Temperature, *Metall. Trans. A*, Vol. 13A, 1982, p 328-331.



Figura 3.6- Progreso de la transformación martensítica en una aleación Fe-1.94C. Exposiciones sucesivas tomadas de los relieves de la superficie en un microscopio de platina caliente.

Una vez conocida la M_s de un acero, la extensión de la transformación de la austenita a la martensita depende sólo de la cantidad de sobreenfriamiento debajo de la temperatura M_s . Se han desarrollado dos ecuaciones para describir la cinética de la transformación atómica en la formación de la martensita:

$$f = 1 - 6.96 \cdot 10^{-15} (455 - \Delta T)^{5.32} \quad (\text{Ec. 3.1})$$

$$f = 1 - \exp[-1.10 \cdot 10^{-2} \Delta T] \quad (\text{Ec. 3.2})$$

donde f es la fracción volumétrica de martensita y ΔT es el sobreenfriamiento por debajo de M_s en grados centígrados. La ecuación 3.1 fue desarrollada por Harris y Cohen¹ para aceros

¹ W.H. Harris and M. Cohen, Stabilization of the Austenite-Martensite Transformation, *Transactions AIME*, Vol 180, 1949, p 447-470.

con un contenido de C de 1.1% y la ecuación 3.2 fue desarrollada por Koistinen y Marburger¹ para aleaciones de Fe-C conteniendo entre 0.3 a 1.1% C.

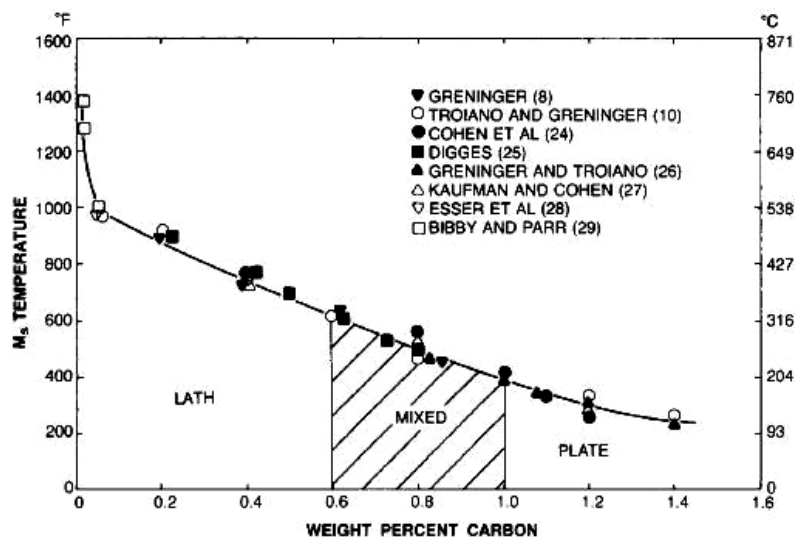


Figura 3.7- Temperatura M_s en función del contenido de carbono en aceros. También se muestran los rangos de composiciones de la martensita en placa o en lámina de aleaciones Fe-C².

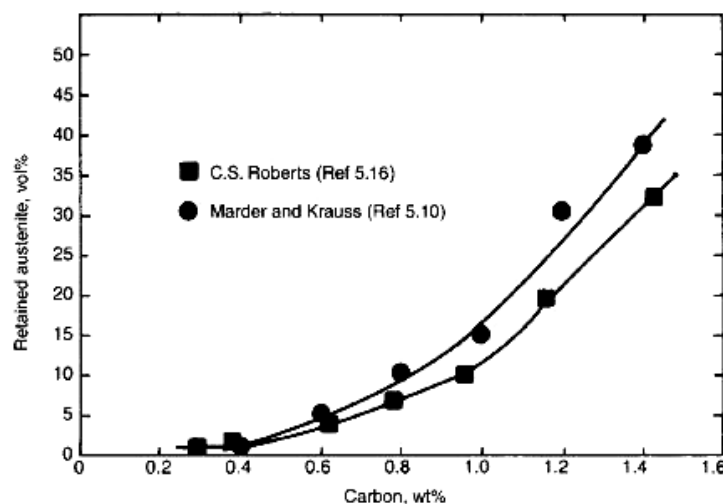


Figura 3.8- Austenita retenida en función del contenido de carbono en aleaciones Fe-C³.

En la Fig. 3.9 se muestran los datos usados para desarrollar las ecuaciones 3.1 y 3.2 conjuntamente con las medidas de Steven y Haynes³ en aceros endurecibles conteniendo 0.32 a 0.44% C. Todos los juegos de datos concuerdan para pequeños sobreenfriamientos, pero divergen significativamente cuando el sobreenfriamiento aumenta. Por ejemplo, a 100°C debajo de M_s , los datos de Koistinen y Marburger muestran sólo alrededor de 65% de la transformación mientras que los datos de Steven y Haynes muestran el 90% de la transformación. La discrepancia se debe probablemente a dificultades experimentales en la determinación de la cantidad de austenita remanente a una dada temperatura. Koistinen y

¹ D.P. Koistinen and R.E. Marburger, A General Equation Prescribing the Extent of the Austenite-Martensite Transformation in Pure Iron-Carbon Alloys and Plain Carbon Steels, *Acta Metall.*, Vol 7, 1959, p 59-60.

² A.R. Marder and G. Krauss, The Morphology of Martensite in Iron-Carbon Alloys, *Transactions ASM*, Vol 60, 1967, p 651-660.

³ W. Steven and A.G. Haynes, The Temperature of Formation of Martensite and Bainite in Low-alloy Steel, *JISI*, Vol 183, p 349-359.

Marburger usaron análisis de rayos x mientras que los otros investigadores usaron microscopía óptica para determinar la cantidad de austenita retenida. La detección de pequeñas cantidades de austenita retenida por esta última técnica es difícil en aceros con alto contenido de C y virtualmente imposible en aceros con medio C. Por lo tanto, la ecuación de Koistinen y Marburger basada sobre una técnica más precisa para determinar pequeñas cantidades de austenita retenida, se considera la mejor representación de la transformación de la martensita sobre todo el rango de sobreenfriamiento.

Tabla 3.1- Lista de fórmulas para el cálculo de M_s desde la composición de la aleación.

Investigators	Date	(Ref)	Equation
Payson and Savage	1944	(5.17)	$M_s (^{\circ}\text{F}) = 930 - 570\text{C} - 60\text{Mn} - 50\text{Cr} - 30\text{Ni} - 20\text{Si} - 20\text{Mo} - 20\text{W}$
Carapella	1944	(5.18)	$M_s (^{\circ}\text{F}) = 925 \times (1 - 0.620\text{C})(1 - 0.092\text{Mn})(1 - 0.033\text{Si})(1 - 0.045\text{Ni})(1 - 0.070\text{Cr})(1 - 0.029\text{Mo})(1 - 0.018\text{W})(1 + 0.120\text{Co})$
Rowland and Lyle	1946	(5.19)	$M_s (^{\circ}\text{F}) = 930 - 600\text{C} - 60\text{Mn} - 50\text{Cr} - 30\text{Ni} - 20\text{Si} - 20\text{Mo} - 20\text{W}$
Grange and Stewart	1946	(5.20)	$M_s (^{\circ}\text{F}) = 1000 - 650\text{C} - 70\text{Mn} - 70\text{Cr} - 35\text{Ni} - 50\text{Mo}$
Nehrenberg	1946	(5.21)	$M_s (^{\circ}\text{F}) = 930 - 540\text{C} - 60\text{Mn} - 40\text{Cr} - 30\text{Ni} - 20\text{Si} - 20\text{Mo}$
Steven and Haynes	1956	(5.22)	$M_s (^{\circ}\text{C}) = 561 - 474\text{C} - 33\text{Mn} - 17\text{Cr} - 17\text{Ni} - 21\text{Mo}$
Andrews (linear)	1965	(5.23)	$M_s (^{\circ}\text{C}) = 539 - 423\text{C} - 30.4\text{Mn} - 12.1\text{Cr} - 17.7\text{Ni} - 7.5\text{Mo}$
Andrews (product)	1965	(5.23)	$M_s (^{\circ}\text{C}) = 512 - 453\text{C} - 16.9\text{Ni} + 15\text{Cr} - 9.5\text{Mo} + 217(\text{C})^2 - 71.5(\text{C})(\text{Mn}) - 67.6(\text{C})(\text{Cr})$

Durante el curso de la transformación atérmica de la martensita discutido hasta este punto, pueden desarrollarse dos tipo de anomalías: "bursting" y estabilización. El fenómeno de "bursting" ocurre en aleaciones Fe-Ni y Fe-Ni-C con temperaturas M_s subcero. A una temperatura designada como M_B se forman grandes cantidades de placas de martensita, a veces suficientes como para transformar el 70% de la austenita. Este comportamiento de la transformación se relaciona con la capacidad de las placas de martensita de nuclear otras placas de martensita, un proceso llamado autocatálisis. El estímulo para la nucleación es la tensión generada en los bordes de las placas que ayudan a iniciar el proceso de transformación por corte sobre otra variante del plano de hábito favorablemente orientado. Las variantes del plano de hábito que son activadas generalmente no son paralelas a los de las placas iniciales, y frecuentemente se observa una disposición en zigzag de las placas de martensita en aleaciones susceptibles a la nucleación por autocatálisis o "bursting".

Por otro lado, la estabilización es un fenómeno que reduce la capacidad de la austenita para transformar en martensita. Ocurre durante el enfriamiento lento o la interrupción del enfriamiento antes de completar la transformación. Por ejemplo, un acero templado en aceite puede contener más austenita retenida que el mismo acero templado en agua, y si se interrumpe la transformación de un acero por el mantenimiento a una temperatura entre M_s y M_{f1} , puede ocurrir que no continúe la transformación a martensita cuando el enfriamiento se reanuda hasta que se realice un importante sobreenfriamiento debajo de la temperatura de mantenimiento. Una explicación de la estabilización es que el C segrega a sitios de nucleación martensítica durante el enfriamiento lento o el mantenimiento de una muestra parcialmente transformada a una temperatura constante. Una vez segregados, los átomos de C aumentan la resistencia al corte de la austenita y estabilizan la austenita.

Aunque la cinética atérmica es el modo dominante de transformación a martensitas en aceros al carbono térmicamente tratables, se han observado transformaciones isotérmicas en aleaciones de Fe-Ni-Mn y Fe-Ni-Cr. La transformación isotérmica depende del tiempo y ocurre a temperaturas subcero, la representación de esta transformación toma

frecuentemente forma de "C". La Fig. 3.10 muestra el diagrama de transformación-tiempo-temperatura desarrollado para la formación isotérmica de la martensita en una aleación Fe-23Ni-3.6Mn. El modelado matemático de la cinética de la transformación isotérmica posibilitó la separación de los efectos provocados por los sitios de nucleación preexistente y aquellos producidos por autocatálisis. Además, los estudios de la transformación isotérmica mostraron una relación entre el tamaño de los sitios de nucleación y el modo cinético de la transformación. Los sistemas de aleaciones con grandes sitios de nucleación o sitios de la red predispuestos para la transformación requieren poca o ninguna activación térmica y, por lo tanto, transforman a martensita atómicamente. Los sistemas con sitios de nucleación más pequeños requieren activación térmica para producir núcleos de martensita de tamaño suficiente para iniciar la transformación, un proceso que conduce a una cinética isotérmica dependiente del tiempo. También, se mostró que la energía de activación para la nucleación isotérmica de la martensita en aleaciones Fe-Ni-Mn es inversamente proporcional a la fuerza impulsora química para la transformación, esto es, a mayor fuerza impulsora menor es la energía de activación.

Cristalografía de la transformación martensítica

Los mecanismos de corte adifusionales de las transformaciones martensíticas requieren de un buen acople cristalográfico entre las fases madre y producto. Existen dos parámetros cristalográficos o características que enfatizan esta interrelación entre la austenita y la martensita en aleaciones ferrosas. Una es la relación de orientación entre la estructura cristalina de la fase madre y del producto martensita. La relación de orientaciones específica planos y direcciones de la fase madre y planos y direcciones en el producto martensita a los cuales son paralelos. Existen dos relaciones de orientación bien conocidas en sistemas de aleaciones ferrosas determinadas por medio de técnicas de difracción de rayos x. Una es la relación de orientación de Kurdjumov-Sachs:

$$\begin{aligned} \{111\}_A &\parallel \{101\}_M \\ \langle 110 \rangle_A &\parallel \langle 111 \rangle_M \end{aligned}$$

la cual es válida para aceros con alto contenido de carbono con planos de hábito $\{225\}_A$. La otra relación de orientación, la cual fue determinada por Greninger y Troiano y también atribuida a Nishiyama, es:

$$\begin{aligned} \{111\}_A &\parallel \{011\}_M \\ \langle 112 \rangle_A &\parallel \langle 011 \rangle_M \end{aligned}$$

Esta relación se observa en aleaciones donde las placas de martensita tienen planos de hábito $\{259\}_A$.

El otro parámetro cristalográfico que enfatiza la interrelación de las fases madre y producto es el plano de hábito ya mencionado en la discusión de la Fig. 3.3. En los aceros, el plano de hábito es el plano en la austenita madre en el cual la martensita se forma y crece. Cuando la transformación martensítica se completa, el plano de hábito es idealmente la interfase plana entre cualquier austenita retenida presente y los cristales de martensita. En realidad, las interfases entre la austenita y la martensita en los aceros pueden ser bastante irregulares y el plano de hábito puede estar verdaderamente plano sólo en el midrib o punto de origen del cristal de martensita. El plano de hábito es importante no sólo por su asociación

con el inicio y progreso de la transformación sino también que afecta las disposiciones microestructurales de las muchas placas de martensita en los granos de la austenita madre que componen la estructura endurecida. El plano de hábito depende de la composición de la aleación, especialmente del contenido de carbono. En la sección de morfología se presentarán los varios planos de hábito que caracterizan a la martensita en los aceros.

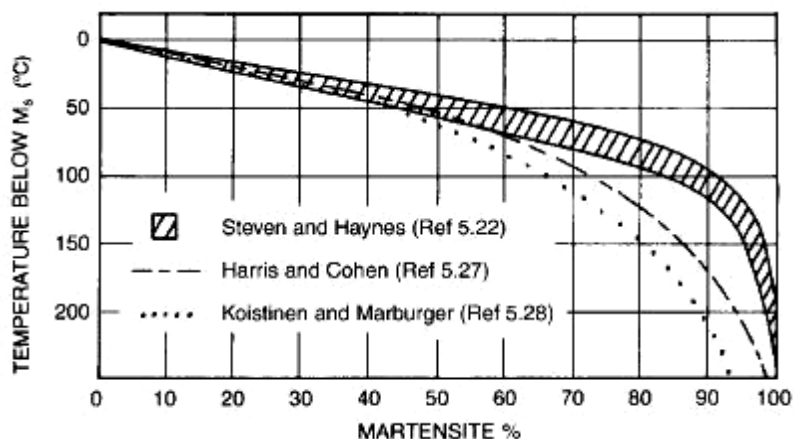


Figura 3.9- Formación de la martensita en función del sobreenfriamiento por debajo de M_s de acuerdo a tres investigaciones diferentes¹.

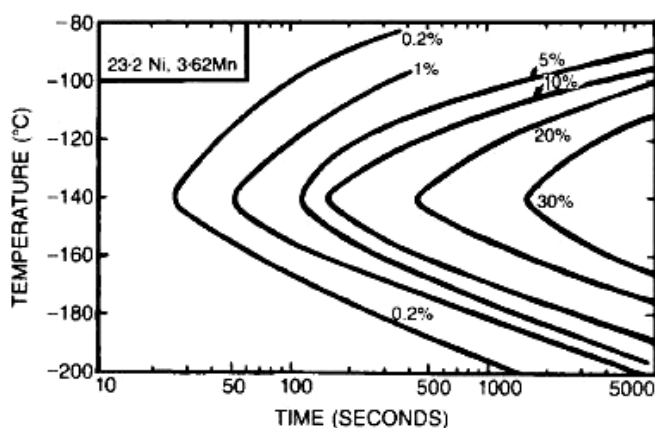


Figura 3.10- Curvas de transformación isotérmica de la formación de martensita en una aleación Fe-23Ni-3.6Mn. Las curvas están identificadas por el porcentaje de martensita formada².

Las relaciones de orientación y los planos de hábito en un dado acero son parámetros que relacionan la cristalografía de la austenita a la martensita luego de la transformación. La cristalografía es también importante en la descripción de la transformación martensítica en sí misma. En los años 1950 se desarrolló una teoría cristalográfica de la formación de la martensita por Wechsler, Lieberman y Read³ y por Bowles y MacKenzie⁴. La significancia de la teoría cristalográfica es el entendimiento que provee del origen de la fina estructura interna encontrada dentro de cualquier cristal de martensita. La fina estructura puede consistir en dislocaciones, maclas o una mezcla de las dos dependiendo de la composición de la aleación.

¹ G. Krauss, *Martensitic Transformation, Structure and Properties in Hardenable Steels, Hardenability Concepts with Applications to Steel*, AIME, Warrendale, PA, 1978, p 229-248.

² C.H. Shih, B.L. Averbach, and M. Cohen, Some Characteristics of the Isothermal Martensitic Transformation, *Transactions AIME*, Vol 203, 1955, p 183-187.

³ M.S. Wechsler, D.S. Lieberman, and T.A. Read, On the Theory of the Formation of Martensite, *Transactions AIME*, Vol 197, 1953, p 1503-1515.

⁴ J.S. Bowles and J.K. MacKenzie, The Crystallography of Martensite Transformations, *Acta Metall.*, Vol 2, 1954, p 129-234.

La presencia de finas estructuras es un resultado único de las transformaciones martensíticas pero ocurren en alguna extensión en cualquier transformación donde se requiera de corte y difusión para formar la nueva fase. Un ejemplo de este tipo de transformaciones es la bainita.

La teoría cristalográfica de la formación de la martensita se basa en dos observaciones microestructurales (macroscópicas en relación a las dimensiones atómicas) importantes: que el plano de hábito no está rotado ni distorsionado y que el cambio de forma que produce la inclinación de la superficie en la Fig. 3.3 es homogéneo y es un resultado de la deformación del plano. La deformación del plano puede visualizarse como cillazamiento o desplazamiento sobre planos paralelos al plano de hábito. Greninger y Troiano¹ primero notaron que el cambio de forma puede que no se produzca simplemente por la deformación de la red (es decir, en los aceros, el cambio de red desde la austenita fcc a la martensita bct). Es necesaria otra deformación para satisfacer el requerimiento de la deformación del plano y del plano de hábito no distorsionado. Esta deformación adicional, deformación de la red invariante, involucra la deformación del cristal de martensita bct por maclado o deslizamiento pero no un cambio de la red o de la estructura cristalina en sí.

Los elementos principales de la teoría cristalográfica para la formación de la martensita en los aceros se observan esquemáticamente en las Figs. 3.11 y 3.12. La Fig. 3.11(a) muestra dos celdas unitarias adyacentes fcc de la austenita en donde se identificó una celda unitaria bct. Esta identificación de un conjunto de átomos en la fase madre que transformará en un conjunto de átomos en la fase producto se denomina correspondencia de la red. Los átomos identificados en la Fig. 3.11(a) se encuentran aislados en la celda unitaria de la izquierda de la Fig. 3.11(b). En esta etapa, las dimensiones de la celda bct son aquellas derivadas del parámetro de red de la austenita. La celda unitaria de la derecha de la Fig. 3.11(b) es de la martensita con los parámetros de red a y c correspondientes a un dado contenido de carbono (ver Fig. 3.2). Se requiere de la deformación de la red para producir la martensita desde la austenita. En los aceros, la correspondencia de la red mostrada en la Fig. 3.11(a) fue primeramente identificada por Bain y la deformación de red desde fcc a bct se conoce como "deformación de Bain". La Fig. 3.11 muestra que la deformación de Bain produce una contracción a lo largo del eje c y una expansión a lo largo de los ejes a .

En general, la deformación de la red causará una rotación por fuera del plano de hábito como se muestra en la Fig. 3.12(a) y (b) donde se asume que un número de celdas del cristal madre (a) transforman a una nueva red (b). Las líneas punteadas verticales representan el plano de hábito sin rotar y sin distorsión. Sin embargo, la restricción que provoca la fase madre de los alrededores, causa que la martensita se acomode o se deforme mediante una deformación de la red invariante a los límites originales (a) como requiere la teoría cristalográfica. Las Fig. 3.12(c) y (d) muestran la martensita deformada por deslizamiento (movimiento de dislocaciones) o maclado, respectivamente, para satisfacer en una escala macroscópica el requerimiento de un plano de hábito sin rotación y sin distorsión. La Fig. 3.13 es otra representación esquemática de los modos de deslizamiento (a) y de maclado (b) de la deformación de la red invariante en las placas de martensita. Por supuesto que estos dibujos están idealizados para mostrar el concepto del cillazamiento de la red invariante. En los cristales reales, cuando el mecanismo de acomodamiento es el deslizamiento, no sólo se introducen dislocaciones entre la interfase austenita-martensita, sino que también una alta densidad de dislocaciones permanecen en la fina estructura dentro de las placas.

La teoría cristalográfica de la transformación martensítica tiene un desarrollo matemático y predice exitosamente parámetros cristalográficos en un número de aleaciones. Por ejemplo, si se especifican las deformaciones de red y de la red invariante puede predecirse el plano de hábito.

¹ A.B. Greninger and A.R. Troyano, The Mechanism of Martensite Formation, *Transactions AIME*, Vol 185, 1949, p 590-598.

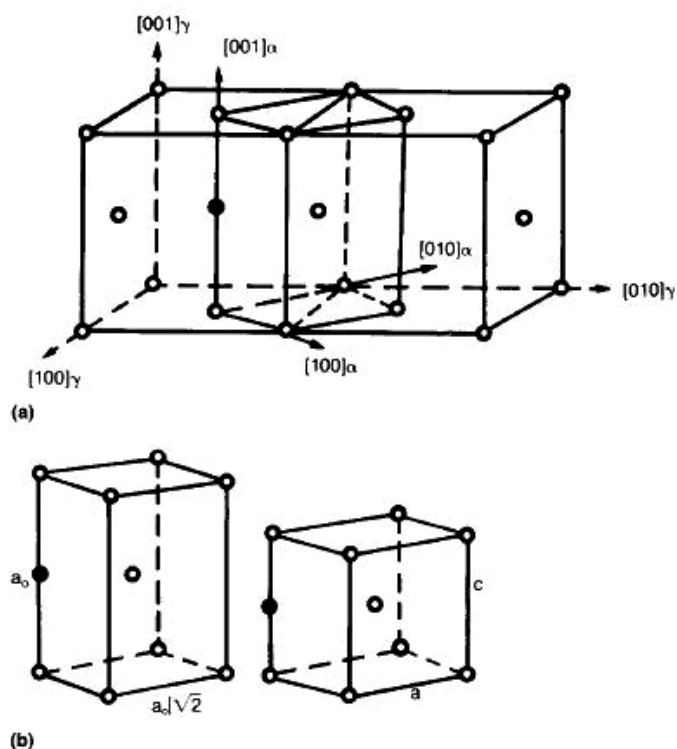


Figura 3.11- (a) Se identifica una celda tetragonal centrada en el cuerpo en la austenita por los ejes $\langle 111 \rangle_m$. (b) La celda bct (izquierda) antes y (derecha) después de la deformación de la red (deformación de Bain) desde la austenita a la martensita.

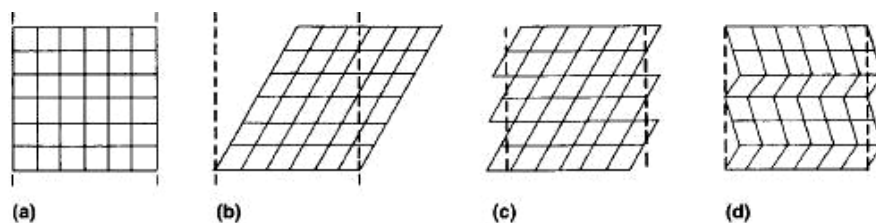


Figura 3.12- Diagramas esquemáticos que muestran (a) porción del cristal madre; (b) nueva red (martensita) producida por deformación de la red; y deformación de la red invariante mediante (c) deslizamiento y (d) maclado a fin de generar martensita conforme a la posición original del cristal madre (a).

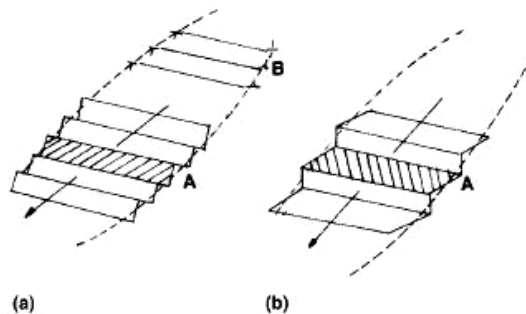


Figura 3.13- Representación esquemática de la deformación de la red invariante mediante (a) deslizamiento y (b) maclado en placas de martensita.

Morfologías de las martensitas ferrosas

Las dos morfologías principales de la martensita, láminas y placas, se desarrollan en los aceros al carbono térmicamente tratables. La Fig. 3.14 muestra el rango de carbono para la

formación y la temperatura M_s de las dos morfologías. Los límites de las diferentes regiones se basan en la caracterización de aleaciones Fe-C de alta pureza y pueden cambiar en aceros aleados. La designación de las dos morfologías se origina de la forma de las unidades individuales de la martensita. La designación de lámina (o listones o en inglés, lath) se usa para describir la forma en listón de las unidades de martensita que se forman en aceros de bajo y medio C, mientras que la designación de placa (o acicular o en inglés, plate) describe adecuadamente la forma de la martensita que se presenta en los aceros con alto contenido de C. Los términos lámina o placa se refieren a las formas tridimensionales de los cristales individuales de martensita. En muestras metalográficas, las secciones transversales de las láminas o las placas se revelan por pulido y ataque. Generalmente, estas secciones transversales aparecerán con forma de aguja o acicular, y estos últimos adjetivos se utilizan frecuentemente para describir la microestructura de la martensita.

Hasta el advenimiento del microscopio electrónico, la martensita en placas podía resolverse fácilmente por microscopía óptica, por lo tanto, recibió el mayor énfasis en la literatura. Las unidades de las placas de martensita están dentro del rango de resolución del microscopio óptico y frecuentemente la austenita retenida que coexiste con la martensita en aleaciones con alto contenido de C ayuda a definirlas. Por otro lado, como se demostrará, muchas de las unidades individuales de las láminas de martensita están por debajo de la resolución del microscopio óptico y la austenita retenida presente es demasiado fina para resolverla. Aunque la martensita en placas es importante en algunas aplicaciones de tratamientos térmicos (tal es el caso de los aceros cementados) la mayoría de los aceros endurecibles tienen bajo o medio contenido de C y, por lo tanto, la microestructura se compone de martensita en láminas. Como resultado, la martensita en láminas tiene un significado industrial sumamente importante. En las aplicaciones industriales, las microestructuras de martensita en placas se encuentran en aceros para herramientas y en el caso de estructuras de aceros cementados con alto contenido de carbono.

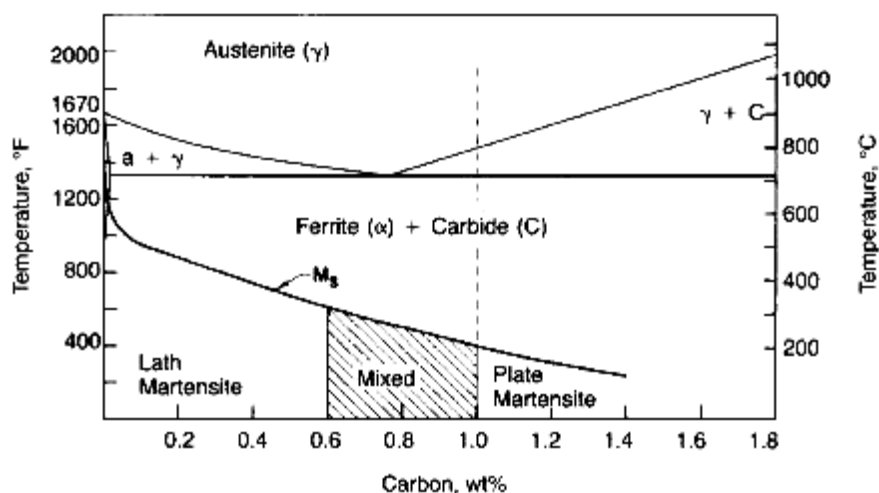


Figura 3.14- Rangos de formación de martensita en placas o en láminas en aleaciones Fe-C.

Martensita en placas

La transición de martensita en láminas a placas se observa también en muchos otros sistemas ferrosos (ver Fig. 3.14) con el incremento de aleantes como en el sistema Fe-C. La Fig. 3.15 muestra una martensita en placas producida por enfriamiento de un monocristal de austenita de Fe-33.5Ni en nitrógeno líquido (-196°C). Se requirió de enfriamiento subcero porque el alto contenido de Ni disminuyó la M_s a -30°C . La muestra no fue pulida ni atacada

después del tratamiento en nitrógeno líquido y todas las características mostradas en la Fig. 3.15 se deben al relieve de la superficie generada por la transformación martensítica. Se observa que la inclinación de la superficie es completamente homogénea excepto por las pequeñas bandas oscuras visibles en algunas placas de martensita. Estas bandas son maclas de deformación formadas debido a la contracción de la matriz de austenita. Sin embargo, las maclas de deformación son del tamaño de $1\ \mu\text{m}$ y están distribuidas irregularmente en contraste con la distribución mucho más fina y regular de la estructura que resulta de la deformación de la red invariante.

La Fig. 3.16 es una micrografía electrónica de transmisión de la fina estructura formada en una placa de martensita en una aleación de Fe-33.5Ni. Se observan finas maclas de transformación (pequeñas bandas oscuras), dislocaciones (la apariencia de finas líneas) y grandes bandas de maclas de deformación. La Fig. 3.17 muestra la fina estructura de dislocaciones a una mayor magnificación. Son visibles líneas relativamente rectas de dislocaciones en dos direcciones. Por técnicas de difracción, se observa que las direcciones preferidas corresponden con las direcciones $\langle 111 \rangle$ y las dislocaciones son mayoritariamente helicoidales. Este tipo de arreglos de dislocaciones es característico de aquellas formadas por deformación de Fe bcc a bajas temperaturas y/o altas velocidades de deformación e ilustran un tipo de fina estructura formada por la deformación de la red invariante de martensita bcc como resultado de la contracción de la austenita. La Fig. 3.18 muestra otro tipo de estructura fina, muy finas maclas de transformación, alrededor de $100\ \text{\AA}$ de grosor, en una placa de martensita de Fe-33.5Ni. Las maclas se alinean sobre los planos $\{112\}_m$ y representan otro modo de deformación plástica que ocurre en los cristales bcc deformados a bajas temperaturas y altas velocidades de deformación. También se muestra en la Fig. 3.18 una gran macla de deformación atravesada por finas maclas de transformación que cambiaron su orientación a una orientación $\{112\}_m$ en la macla.



Figura 3.15- Martensita en placa formada en un monocristal de austenita en una aleación Fe-33.5Ni mediante enfriamiento a -196°C . Las placas son sólo visibles debido al relieve de la superficie generada por la transformación martensítica.

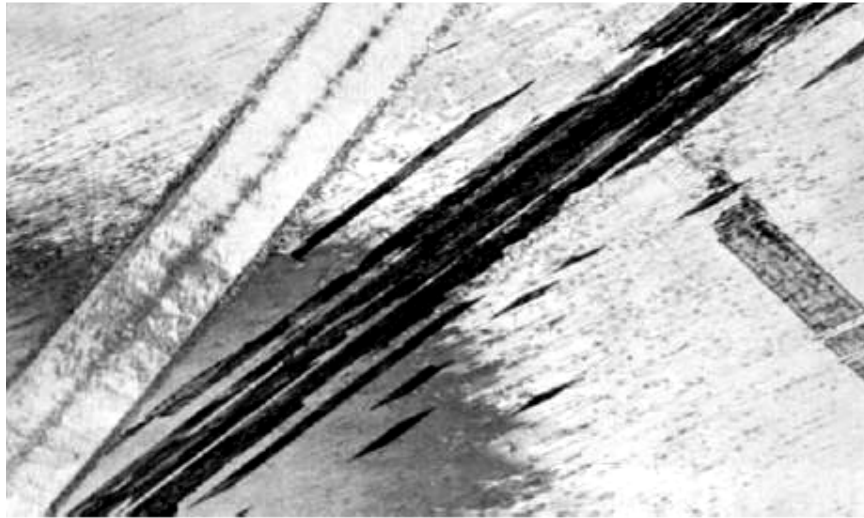


Figura 3.16- Estructura fina dentro de las placas de martensita mostrada en la Fig. 3.15. Se observan maclas de deformación, finas maclas de transformación y dislocaciones. Micrografía electrónica de transmisión.

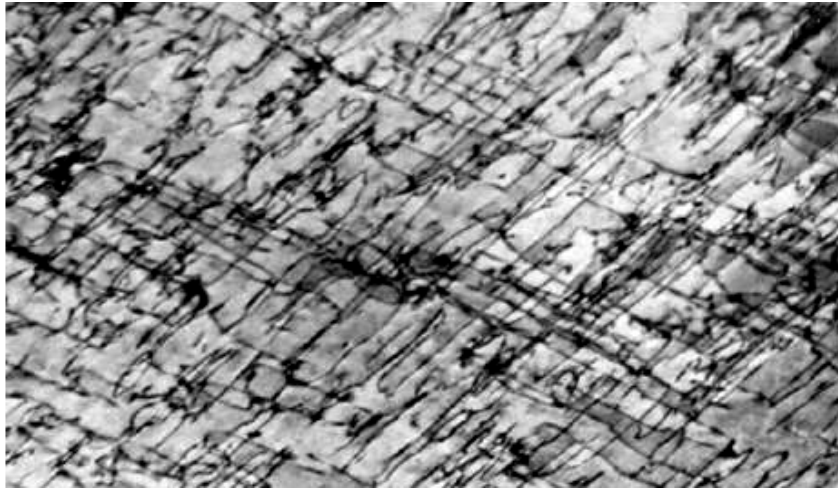


Figura 3.17- Estructura fina de dislocaciones en placas de martensita mostradas en la Fig. 3.15. Micrografía electrónica de transmisión.



Figura 3.18- Finas maclas de deformación en una placa de martensita en la aleación Fe-33.5Ni. Notar el cambio en la orientación de las finas maclas dentro de la gran macla de deformación. Micrografía electrónica de transmisión.

En las Figs. 3.5 y 3.19 se muestran ejemplos de placas de martensita en aleaciones de Fe-C. Se observan muchas orientaciones distintas de las placas de martensita en las microestructuras. Esta apariencia característica de la microestructura de las placas de martensita está directamente relacionada con los planos de hábito de las mismas y a la tendencia de las placas adyacentes a asumir diferentes variantes de planos de hábito. Las placas de martensita tienen planos de hábito irracionales, esto es, los planos no están definidos por índices bajos, tales como (100) o (111). Trabajos tempranos de Greninger y Troiano¹ mostraron que las aleaciones Fe-1.78C poseen planos de hábito mejor caracterizados como $\{259\}_A$, y aleaciones con menor contenido de carbono, 0.92% y 1.4% C, poseen planos de hábito $\{225\}_A$ (Fig. 3.20). La martensita en placas de la aleación Fe-Ni ha sido el tema de muchos estudios cristalográficos. La Fig. 3.21 muestra que hay una dispersión considerable del plano de hábito en aleaciones Fe-Ni conteniendo desde 29.0 a 35.0% Ni. La dispersión puede deberse a variaciones composicionales, el plano de hábito se mueve en la dirección de $\{225\}_A$ con la disminución del contenido de níquel, o hacia mezclas de deformaciones de la red invariante tales como combinaciones de maclas y dislocaciones en una dada aleación.

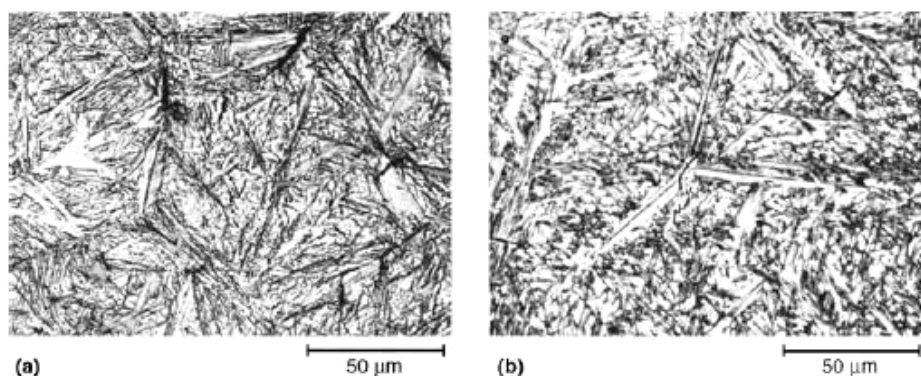


Figura 3.19- Martensita en placas y austenita retenida (áreas blancas) en aleaciones (a) Fe-1.22C y (b) Fe-1.4C. Micrográficas ópticas.

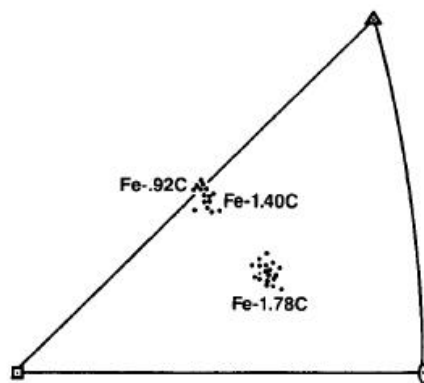


Figura 3.20- Planos de hábito de la martensita en placa de Fe-C en un triángulo estereográfico.

Las varias orientaciones de las placas de martensita en las microestructuras mostradas en las Figs. 3.5 y 3.19 se deben a las muchas variantes de planos de hábito irracionales. Una variante es una orientación diferente de un dado plano $\{hkl\}$ definido como una disposición diferente de los mismos índices hkl . Por ejemplo, $(925)_A$, $(592)_A$, y $(952)_A$ son todas variantes del plano $\{259\}_A$. Cualquier plano donde los índices h , k , l son todos diferentes, como es el caso del $\{259\}_A$, tiene 24 variantes distintas, y un plano con dos índices iguales, tal como el

¹ A.B. Greninger and A.R. Troiano, Crystallography of Austenite Decomposition, *Transactions AIME*, Vol 140, 1940, p 307-336.

plano $\{225\}_A$, tiene doce variantes. Así, la microestructura de placas de martensita, a causa del gran número de variantes posibles y al hecho de que los planos adyacentes asumen diferentes variaciones, aparecen en disposiciones completamente azarosas, a pesar del hecho de que hay un solo plano de hábito para todas las placas en una dada aleación.

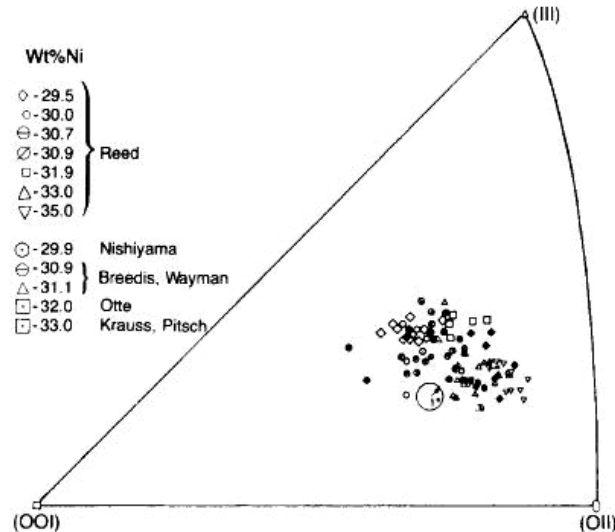


Figura 3.21- Planos de hábito de la martensita en placas de las aleaciones Fe-Ni conteniendo desde 29 a 35% níquel.

Una consecuencia importante de la formación de placas no paralelas en las aleaciones Fe-C es el desarrollo de microfisuras en las placas de martensita como resultado del choque entre placas de diferentes variantes del plano de hábito. La Fig. 3.22 muestra un ejemplo de microfisuras en una placa de martensita de una aleación Fe-C. Las microfisuras tienden a formarse en las placas de martensita más grandes y, por lo tanto, no se encuentran en un grado importante en aceros donde el tamaño de grano de la austenita es fino y, por consiguiente, el tamaño de la placa de martensita es delgado. En aceros de bajo C, la morfología cambia a martensita en láminas y se eliminan los choques y el desarrollo de microfisuras. Las placas de martensita de alto carbono son bastante frágiles y sensibles a la microfisuración. Sin embargo, en las aleaciones Fe-Ni donde la martensita es mucho más dúctil, los choques entre las placas de martensita son contenidos por maclas de deformación más que por fisuras.

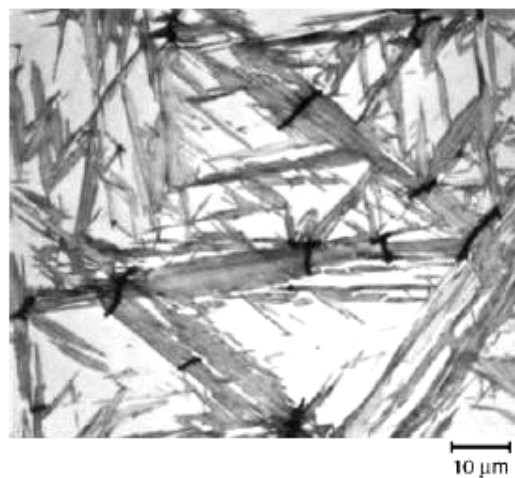


Figura 3.22- Microfisuras en martensita en placas de una aleación Fe-1.4C.

Martensita en láminas

En la Fig. 3.23 se muestran micrografías ópticas de martensita en láminas de aleaciones Fe-C. Las unidades de láminas de martensita tienden a ser bastante finas pero la característica acicular de la microestructura martensítica es evidente. Una característica microestructural importante de las láminas de martensita es la tendencia de muchas láminas de alinearse paralelas entre ellas en grandes áreas de los granos de la austenita madre. Estas regiones de láminas paralelas alineadas se llaman paquetes y tienden a desarrollarse más preponderantemente en las aleaciones de bajo C, como se muestra en la Fig. 3.23(a). Los paquetes están delineados a causa de la diferencia en el ataque como consecuencia de las distintas orientaciones de las láminas en los distintos paquetes.

La Fig. 3.24 muestra la transición de la morfología de la martensita que se desarrolla a medida que el contenido de carbono en aleaciones de Fe-C aumenta desde 0.67 a 1.0%. Se observa en las microestructuras que con el incremento del contenido de carbono se observa mayor cantidad de martensita en placas, la cual se diferencia de la martensita en láminas por su mayor tamaño y su tendencia a la microfisuración.

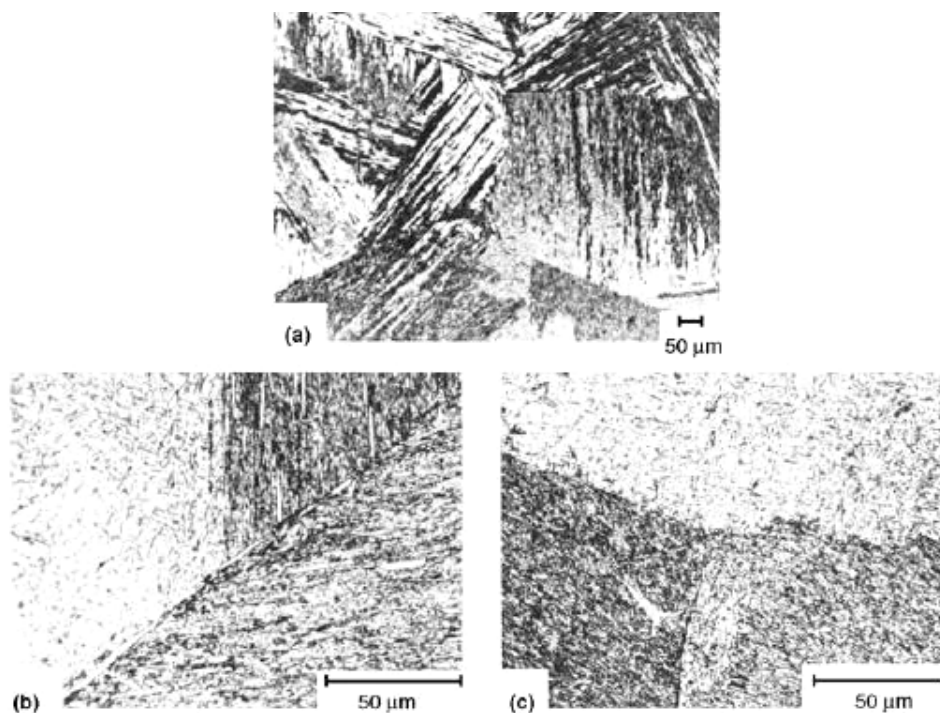


Figura 3.23- Microestructuras de martensita en láminas en las aleaciones (a) Fe-0.2C, (b) Fe-0.4C y (c) Fe-0.6C. Micrografías ópticas.

En la Fig. 3.25 se muestra una micrografía electrónica de transmisión de martensita en láminas en una aleación Fe-0.2C. Todas las láminas, aún las más finas, pueden resolverse a diferencia de la micrografía óptica de la misma estructura mostrada en la Fig. 3.23(a), donde muchas unidades no pueden definirse claramente. Se muestran partes de dos paquetes. En cada paquete parece haber dos orientaciones o variantes principales de las láminas de martensita y hay muchas láminas muy finas. La Fig. 3.26 muestra la distribución del grosor de las láminas medidas en micrografías electrónicas obtenidas de láminas delgadas y replicas de muestras metalográficas pulidas y reveladas. El resultado importante que se muestra es que la mayoría de las láminas tiene un ancho menor que 0.5 μm, que es el límite de resolución del microscopio óptico y, por lo tanto, no pueden resolverse por microscopía óptica. Hay algunas láminas con un ancho de casi 2 μm y estas láminas más grandes podrían ser visibles con

microscopio óptico (Fig. 3.23). En los paquetes de martensita de bajo o medio C el tamaño de las láminas es muy fino, lo que hace muy difícil la caracterización metalográfica.

El plano de hábito de la martensita en láminas, $\{557\}_A$, es irracional y se encuentra cercano a $\{111\}_A$ como se muestra en la Fig. 3.27. Hay tres variantes $\{557\}_A$ agrupadas en cada uno de los planos $\{111\}_A$ y el ángulo entre éstas variantes es de sólo 16° . Las láminas con diferentes orientaciones dentro de los paquetes (ver Fig. 3.25) se observa que frecuentemente forman ángulos cercanos a 16° entre ellas, llevando a la conclusión de que las variantes en un dado paquete todas poseen variantes cercanas al mismo plano $(111)_A$. Este grupo de variantes, los pequeños ángulos entre variantes y el tamaño fino de las láminas dan la impresión microestructural de que la martensita en láminas posee el plano de hábito $\{111\}_A$ con sólo cuatro variantes. Entonces, las microestructuras martensíticas en láminas aparecen mucho más ordenadas (ver Fig. 3.23) que las placas con tantas variantes como 24. El plano de hábito $\{557\}_A$ también fue medido en estudios extensivos de la martensita en láminas en una aleación Fe-20Ni-5Mn.

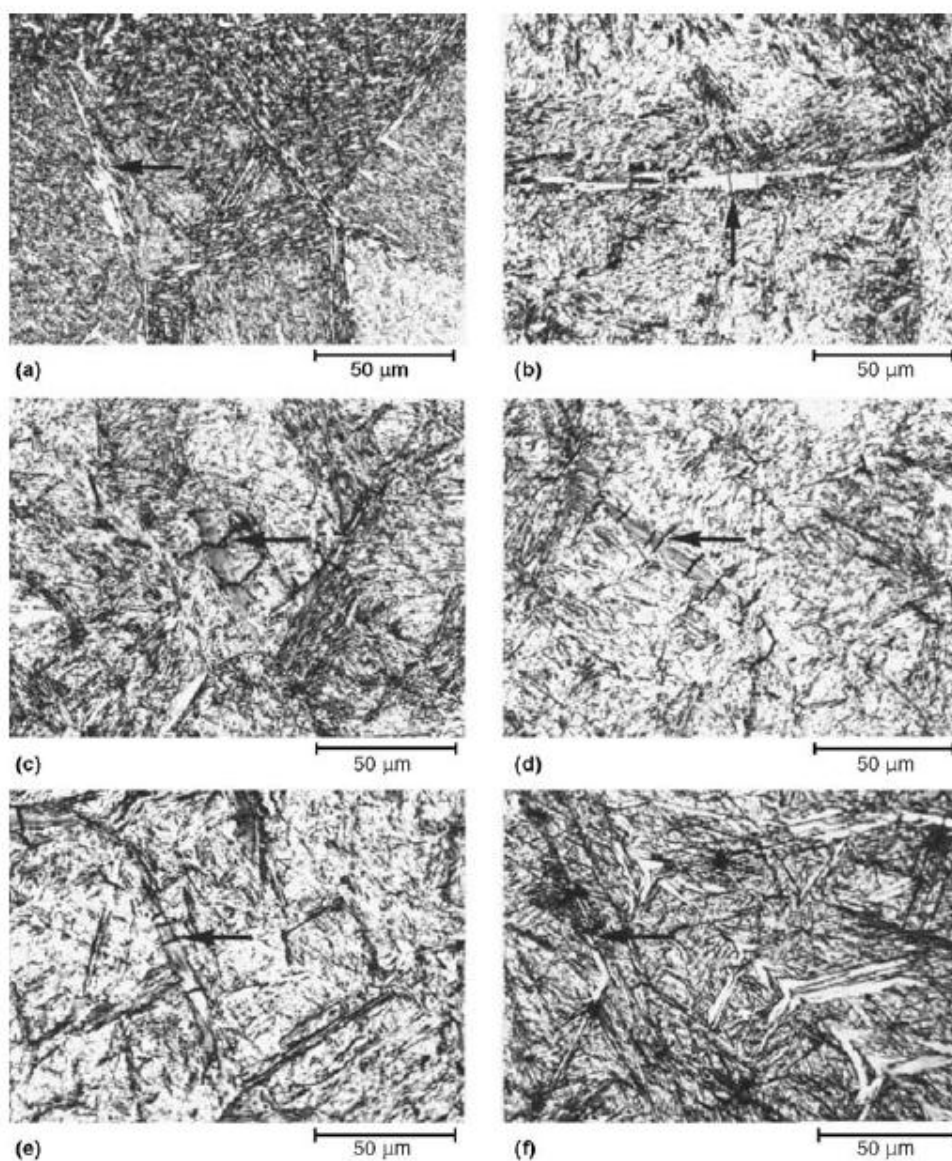


Figura 3.24- Transición desde microestructuras de martensita en láminas a placas en aleaciones Fe-C entre 0.67 y 1.00% carbono. (a) 0.67% C, (b) 0.75%, (c) 0.82%, (d) 0.85%, (e) 0.93%, (f) 1.00%. Micrografías ópticas.

A pesar de que puede haber muchas variantes de láminas en un paquete de láminas martensítico, una de las variantes tiende a ser la dominante. Esta característica del paquete significa que la mayoría de las láminas, separadas por límites de bajo ángulo o tal vez austenita retenida, tienen la misma orientación cristalográfica y que un paquete puede considerarse como un cristal o grano individual aunque dividido por muchos límites de grano de bajo ángulo y conteniendo una fina estructura de muchas dislocaciones. La estructura de los paquetes de la martensita en láminas no tiene contraparte en la martensita en placa y es importante en la determinación de las propiedades mecánicas y comportamiento de fractura de la martensita que se forma en los aceros de medio y bajo carbono.

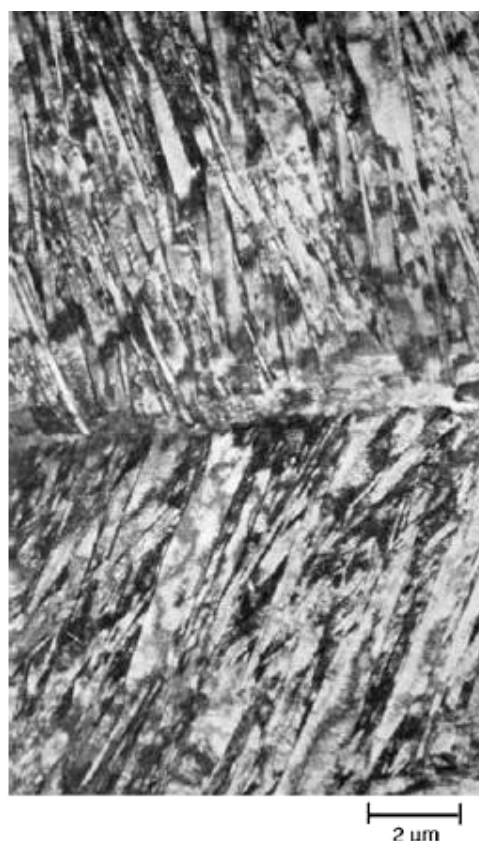


Figura 3.25- Láminas de martensita en una aleación Fe-0.2C. Se muestran dos paquetes con dos variantes de láminas. Micrografía electrónica de transmisión.

La fina estructura de las láminas de martensita consiste predominantemente de una muy alta densidad de dislocaciones, demasiado alta para ser resuelta aún con microscopio electrónico de transmisión de láminas delgadas. Sin embargo, Speich¹ ha determinado indirectamente por medidas de resistividad eléctrica una densidad de dislocaciones de 10^{12} líneas por cm^2 en láminas de martensita de bajo carbono.

En la Fig. 3.28 se muestra un ejemplo de la fina estructura de las láminas de martensita en una aleación Fe-0.2C. Las dislocaciones están entrecruzadas y dispuestas en células incipientes de dislocaciones, una estructura muy diferente de la uniformemente distribuida y esencialmente rectas dislocaciones de las placas de martensita de la aleación Fe-Ni (Fig. 3.17). El entrecruzamiento de las dislocaciones resulta del modo de deformación plástica consecuente con la alta M_s y el alto rango de temperaturas de formación de las láminas de martensita en aceros de bajo C (ver Fig. 3.14) mientras que, como ya se explicó, las dislocaciones rectas de la martensita en las aleaciones Fe-Ni son consistentes con la

¹ G.R. Speich, Tempering of Low-Carbon Martensite, *Transactions TMS-AIME*, Vol 245, 1969, p 2552-2564.

deformación a baja temperatura de aleaciones base hierro bcc. La densidad de dislocaciones de las láminas de martensita aumentan con el contenido de carbono hasta 0.6% C. Otra consecuencia de la alta temperatura M_s de las láminas de martensita formadas en aceros bajo carbono es el autorevenido o temple revenido. Esto es, la precipitación de cementita en la martensita durante el temple.

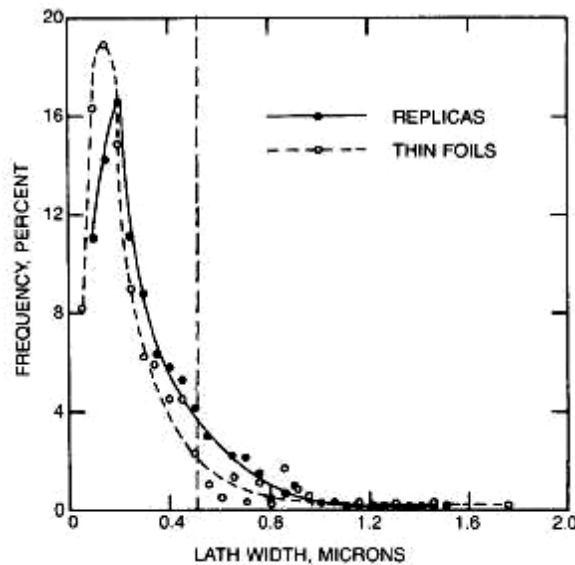


Figura 3.26- Distribución del grosor de las láminas en martensita de Fe-0.2C. La línea vertical muestra el límite de resolución del microscopio óptico.

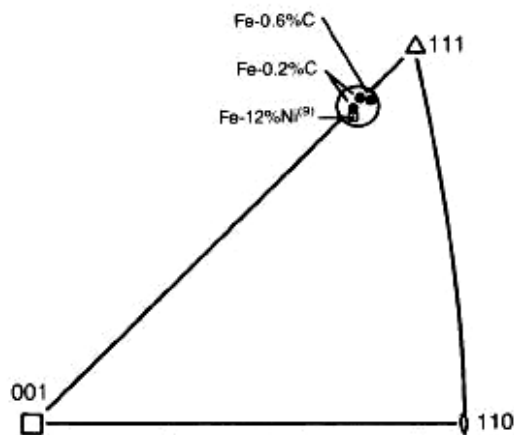


Figura 3.27- Planos de hábito de la martensita en láminas.

Aunque las dislocaciones son el principal componente de la fina microestructura en las láminas de martensita se encuentran también en alguna extensión en aleaciones Fe-C, finas maclas de transformación, un modo de acomodación plástica a bajas temperatura. La cantidad de maclas finas aumenta de acuerdo con el decrecimiento de la temperatura M_s y con los menores rangos de transformación atérmica de formación de las láminas de martensita a medida que el contenido de carbono aumenta.

El mayor cambio en la morfología de la martensita en aleaciones Fe-C y en aceros, es el cambio de morfología de láminas a placas, el cual comienza en aleaciones conteniendo alrededor de 0.6% C. Sin embargo, hay un cambio gradual en la morfología dentro del rango de láminas como se indica en la Fig. 3.23 y más claramente se muestra en la Fig. 3.29. En las aleaciones con 0.43% y 0.55% C, aunque las unidades de martensitas parecen estar en gran parte paralelas y bastante finas, la estructura del empaquetamiento es más difícil de definir.

Además en la escala de resolución de microscopía electrónica mayor cantidad de láminas contiguas asumen variantes no paralelas.

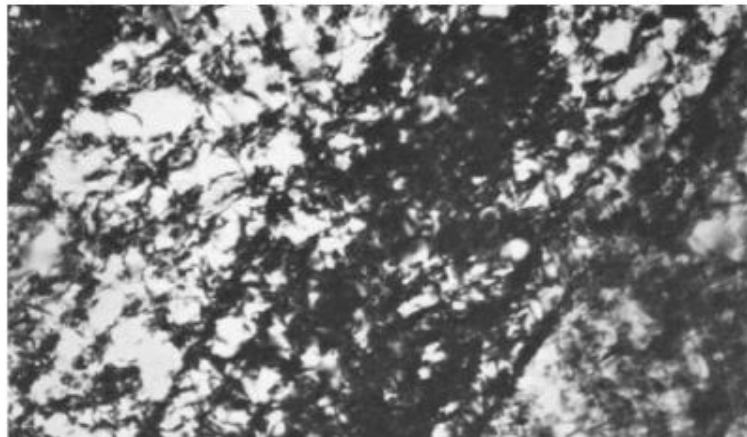


Figura 3.28- Estructura fina de las dislocaciones en láminas de martensita en una aleación Fe-0.2C. Micrografía electrónica de transmisión.

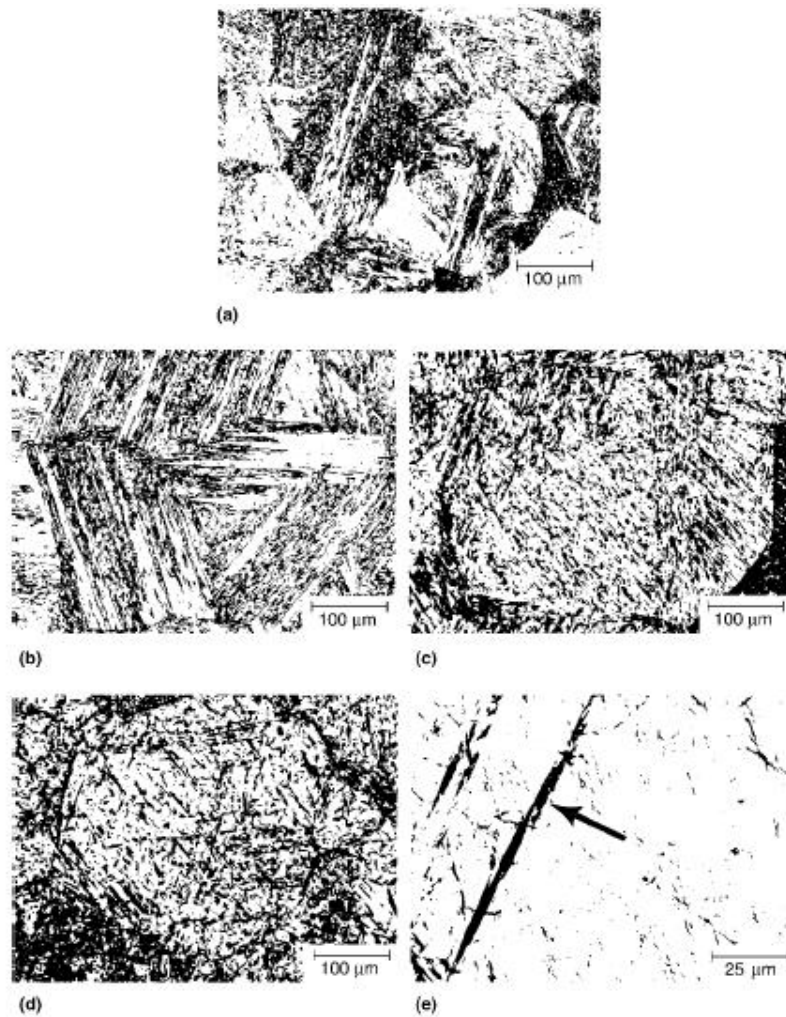


Figura 3.29- Cambio en la morfología de las láminas de martensita en aleaciones Fe-C. (a) Fe-0.13C. (b) Fe-0.21C. (c) Fe-0.43C. (d) Fe-0.55C. (e) Fe-0.82C.