

VI. TRANSFORMACIONES DE LA AUSTENITA FUERA DEL EQUILIBRIO

VI.1. Transformación eutectoide

Los mecanismos que actúan durante la transformación eutectoide cambian según sean las características del constituyente en cada caso, sea éste discontinuo o haya continuidad en una de las fases presentes. El primer caso, que generalmente corresponde a sistemas donde una fase es mucho más abundante que la otra, implica el crecimiento de aquélla en forma continua y la nucleación frecuente de la que se encuentra en menor cantidad. Este mecanismo genera constituyentes globulares, aciculares, etc., como es el caso de la ledeburita en las aleaciones Fe-C. Dada la importancia tecnológica de la perlita, se analizará el segundo tipo de transformaciones eutectoides.

VI.1.1. Transformación eutectoide en aceros (perlítica)

La transformación eutectoide está gobernada por la difusión, por lo que la velocidad con la que se extraiga calor del sistema durante la misma, tendrá extrema importancia en las características finales del constituyente. No obstante, para que el análisis que sigue tenga validez, dichas velocidades deben ser lentas pues de lo contrario, se obtendrían otros constituyentes.

En la Fig. VI.1 se visualiza el sector del diagrama Fe-C correspondiente a una aleación de 0,8 % de C, es decir de composición eutectoide. En esta aleación, durante el enfriamiento, a 723° C, se producirá la transformación de la austenita en perlita, por el mecanismo de nucleación y crecimiento.

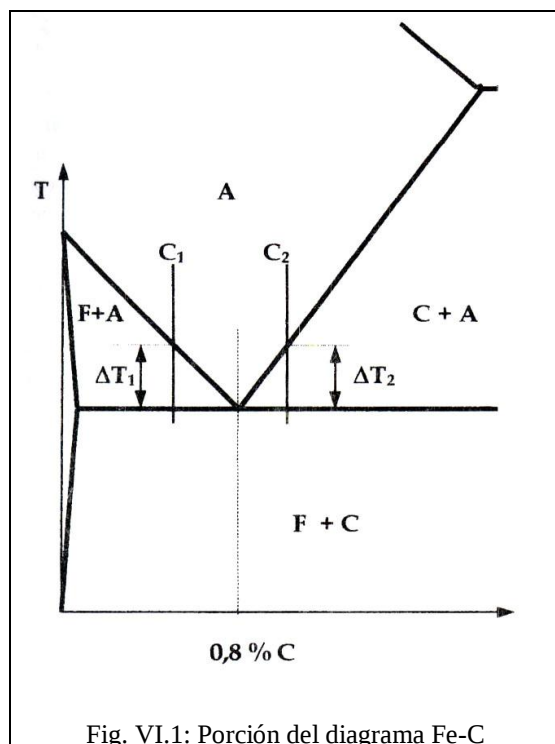


Fig. VI.1: Porción del diagrama Fe-C

Nucleación

Un núcleo de una nueva fase que se forma en una matriz, es un pequeño grupo de átomos (~ 50) que, cuando se dan las condiciones adecuadas se estabiliza como tal, generando la interfase correspondiente. En condiciones próximas al equilibrio, esta nucleación se produce en bordes de grano de la fase existente.

Partiendo del campo austenítico, la composición nominal dada es el promedio de una extensión mucho mayor que el tamaño de un núcleo de la nueva fase. En la austenita de 0,8 % de C existirá una notable dispersión en la composición de los pequeños volúmenes que pueden dar lugar a los nuevos núcleos. Estadísticamente, en la dispersión, que seguramente seguirá la distribución normal, se encontrarán composiciones locales de esos volúmenes, tanto superiores como inferiores a 0,8 %, composiciones tales como las C_1 y C_2 de la Fig. VI.1.

Para ambas situaciones será válido el razonamiento que sigue, aunque, existen evidencias experimentales de que en el proceso de nucleación de la colonia de perlita, la primera fase que nuclea es la cementita.

Fijando la atención en aquellas composiciones locales que superen el 0,8 % de C, tal como la C_2 , se puede observar que siendo la temperatura del sistema 723° C, en los sectores que presenten dicha composición, se habrá generado un subenfriamiento de magnitud ΔT_2 . Este subenfriamiento, diferencia entre

la temperatura del sistema y la de equilibrio, en muchos casos será de magnitud suficiente como para promover la nucleación de la cementita. Los núcleos formados en bordes de grano de la austenita, por ser de cementita, al formarse y empezar a crecer, lo harán con el contenido de carbono de esta fase, es decir, 6,67 %. Sin embargo, originalmente era austenita, con poco más de 0,8 %. Por consiguiente, en este proceso, los alrededores de la cementita formada han aportado el carbono necesario, por difusión, quedando empobrecidos en dicho elemento. La composición en estos sectores, marcados con x en la Fig. VI.2, habrá

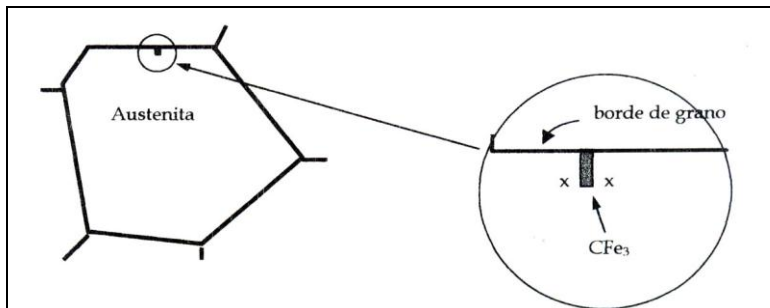


Fig. VI.2: Nucleación de la cementita

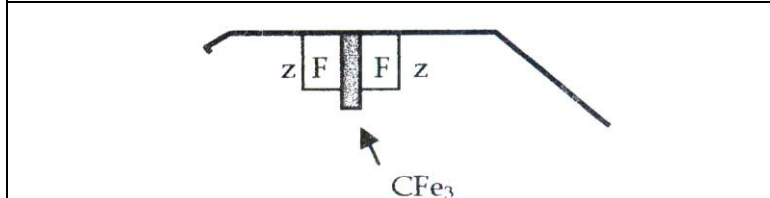


Fig. VI.3: Nucleación de la ferrita

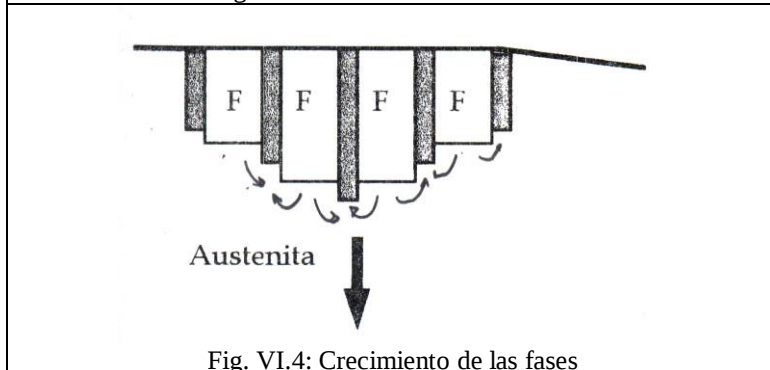


Fig. VI.4: Crecimiento de las fases

la dirección de crecimiento, por la flecha más grande, aseguran que la austenita de 0,8 % de C, alimente durante su crecimiento a la colonia de perlita, cuyo contenido medio de C es también 0,8 %. Esta redistribución de soluto, frente a la interfase y en el interior de la austenita, se produce por difusión.

Teniendo en cuenta que los bordes de grano y/o las interfases son de alta energía, a fin de minimizar la misma, la colonia tratará de crecer con láminas gruesas. Para que puedan hacerlo así, la difusión debe efectuar el transporte de C a grandes distancias, por lo que sólo será posible ese crecimiento cuando la extracción de calor del sistema sea lenta. En caso contrario, las laminillas crecerán delgadas. Por lo expuesto, se advierte que el espesor final de las laminillas resultará del balance de ambas circunstancias, siendo tanto más finas cuanto más rápida sea la transformación, es decir cuanto mayor la velocidad de extracción de calor del sistema.

VI.2. Transformación bainítica

Cuando una aleación Fe-C, tal como una hipoeutectoide, se enfría desde el campo austenítico en condiciones de equilibrio o cercano a él, se cumple el diagrama de fases obteniéndose una estructura ferrítico-perlítica. En cambio, si el enfriamiento es relativamente rápido, o mejor aún, si éste procede rápidamente hasta unos 250-350° C y luego se mantiene dicha temperatura durante un período de tiempo adecuado, no se produce la transformación de equilibrio, sino la denominada *transformación bainítica*.

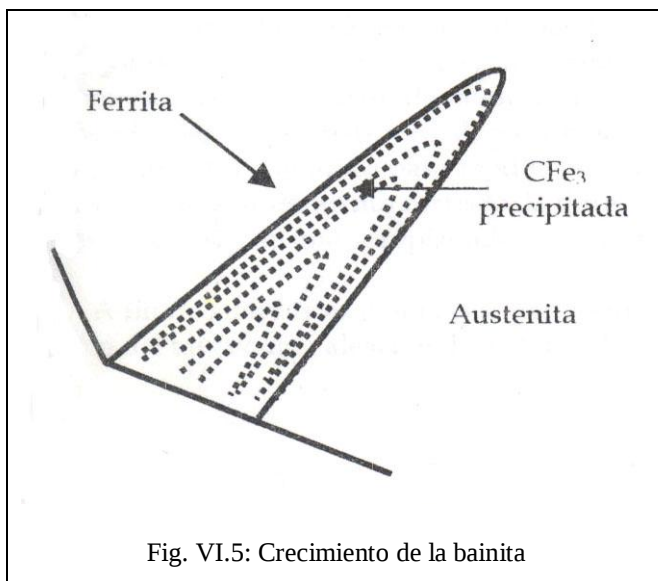
descendido hasta C_1 quizá, por lo que ahora se producirá en ellos una situación semejante a la descrita para la composición C_2 . El subenfriamiento generado, ΔT_1 , provoca la nucleación de ferrita a ambos lados. La ferrita se forma y crece con cerca de 0,025 % de C, por lo que su presencia enriquecerá los sectores vecinos, incrementando el contenido de C nuevamente por encima de 0,8 %, en los puntos marcados con z en la Fig. VI.3. Este mecanismo seguirá operando alternativamente, dando lugar a la nucleación de la colonia de perlita, con la disposición de laminillas alternadas de una y otra fase. La colonia crece al mismo tiempo que nuclea, aunque este crecimiento se lleva a cabo mediante un mecanismo diferente.

Crecimiento

El crecimiento de la colonia sólo puede verificarse en una dirección tal que ambas fases crezcan conjuntamente, generándose, frente a la interfase en avance, la necesaria redistribución de soluto. En efecto, como se indica en la Fig. VI.4, la redistribución del soluto, representada por las flechas pequeñas, y

La bainita es un constituyente formado por ferrita y CFe_3 , que se diferencia netamente de la perlita no sólo por el mecanismo actuante durante la transformación, sino por la distribución de las fases, su composición y, lo más importante, por sus propiedades: elevada dureza y tenacidad, pero mala resistencia a la fatiga.

Cuando se efectúa un enfriamiento rápido desde el campo austenítico, la difusión no actúa en razón del corto tiempo disponible, o lo hace en forma muy restringida. Entonces, se mantiene austenita sin transformar a temperaturas 200 a 300 °C por debajo de la de equilibrio del diagrama Fe-C. Esta austenita subenfriada es inestable, y en esta situación, la ferrita, que es la fase estable a esa temperatura, está en óptimas condiciones para nuclear en bordes de grano de la austenita y crecer. Debido al subenfriamiento alcanzado, el proceso es rápido y, como la difusión es muy lenta por la baja temperatura del sistema, no puede efectuar el transporte del carbono necesario para que la ferrita crezca con el contenido de equilibrio (< 0,025 %), resultando sobresaturada. Entonces, al mismo tiempo que crece, segrega parte del exceso de C, el que precipita como CFe_3 .



El crecimiento de la ferrita se desarrolla en forma de **placas o agujas**. El mecanismo no está claro, pero se admite que puede darse por cizallamiento de los planos (transformación martensítica), seguido de difusión.

La precipitación de la cementita es ligeramente distinta según sea el nivel de temperatura a que ocurra la transformación. Dentro del rango habitual, las temperaturas más elevadas dan lugar a la **bainita superior**, con durezas del orden de 45 HRC. Como se esquematiza en la Fig. VI.5, en ella la precipitación de la cementita se produce esencialmente en la interfase, a medida que ésta se desplaza durante el crecimiento de la ferrita. Las partículas de CFe_3 quedan alineadas siguiendo aproximadamente las normales a las sucesivas posiciones de la interfase. El aspecto final es seme-

jante a la pluma de un ave, por lo que se la denomina bainita superior o plumásea. Las partículas precipitadas son muy finas, aunque de mayor tamaño que las que se producen a temperaturas inferiores.

A temperaturas más bajas, se forma la **bainita inferior** con durezas mayores, hasta unos 55 HRC. La ferrita crece como agujas más que como placas, y la cementita precipita esencialmente en el interior de esas agujas, con una distribución más fina y homogénea.

En ambos casos se alcanzan durezas considerables, con un nivel de fragilidad relativamente bajo, por lo que resulta una estructura de gran interés para piezas que puedan estar sometidas a cargas dinámicas (impacto). La dureza y resistencia mecánica adquiridas debe atribuirse esencialmente a dos factores; por un lado al excesivo contenido de carbono de la ferrita, y por otro, a la dispersión de la CFe_3 precipitada. A pesar de la precipitación de CFe_3 , la ferrita queda sobresaturada en C, produciéndose la correspondiente distorsión de la red, con los átomos de Fe a distancias distintas que las de equilibrio, que se traduce en una dureza substancialmente mayor que la solución sólida de equilibrio. Por el otro lado, cada precipitado es un obstáculo al movimiento de las dislocaciones y, consecuentemente, se obtiene un considerable aumento de dureza y resistencia como resultado de su gran número y distribución homogénea dentro de la placa o aguja de ferrita.

VI.3. Transformación martensítica

La transformación martensítica es atérmica, es decir, que se produce sin difusión. Si bien no es exclusiva de los aceros, en éstos y en los bronce de aluminio tiene el campo de aplicación más difundido. La martensita es una fase fuera del equilibrio, por tanto inestable, y sus propiedades esenciales, consistentes en una muy elevada dureza aunque acompañada de alta fragilidad, la convierten en una alternativa importante en aquellas piezas que se requieran elevada resistencia al desgaste por rozamiento, alto límite elástico y resistencia a la fatiga.

Cuando un acero hipoeutectoide, de 0,6 % de C por ejemplo, se enfría lentamente desde el campo austenítico, la estructura final obtenida es ferrítico-perlítica; en cambio si el enfriamiento es rápido, no actúa la difusión. Esto no impide el cambio alotrópico, por lo que la austenita igualmente se transforma, pero manteniendo el contenido de C; la estructura obtenida se denomina **martensita**, y su red, como se observa en la Fig. VI.6, es tetragonal centrada. El sistema procura adoptar la red BCC, pero el excesivo contenido de C cuyos átomos siguen ocupando los huecos octaédricos, la tetragonalizan. El resultado puede considerarse una ferrita muy sobresaturada en C.

Como el mecanismo de difusión no participa, la transformación se produce por cizallamiento, consistente en un movimiento cooperativo de los átomos de Fe que, desplazándose sólo una fracción de la distancia interatómica, pasan del punto reticular que ocupaban en la austenita al punto reticular correspondiente de la martensita.

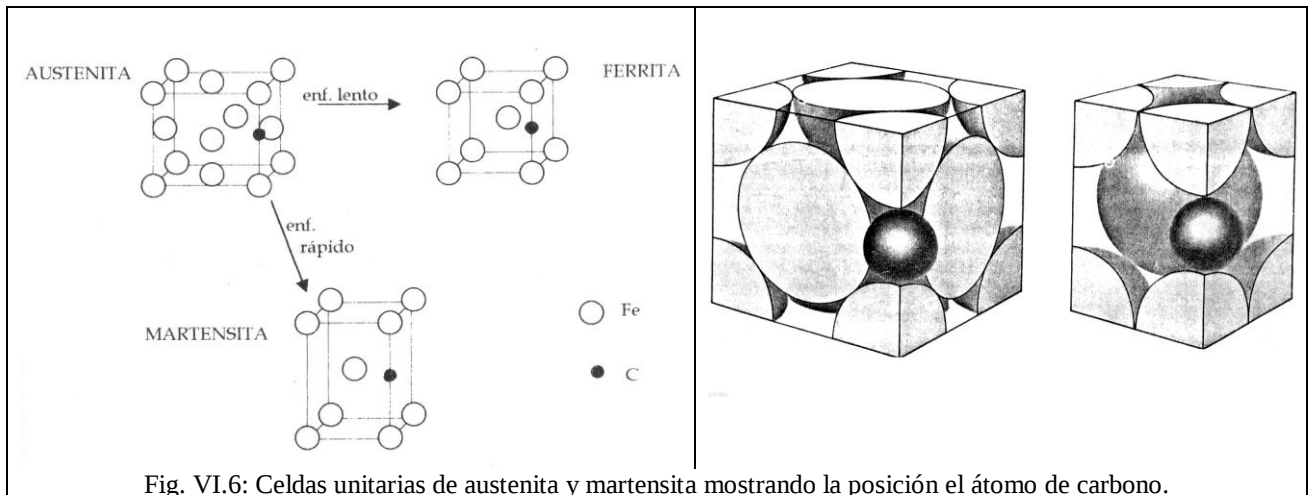


Fig. VI.6: Celdas unitarias de austenita y martensita mostrando la posición el átomo de carbono.

VI.3.1. Características de la transformación

Durante el enfriamiento rápido de la austenita el tiempo disponible puede ser insuficiente para que se produzcan transformaciones por difusión atómica. En su lugar existirá austenita metaestable hasta que la temperatura llegue por debajo de un valor crítico (entre 90 y 400° C), al que comienza a producirse la transformación alotrópica. Con el descenso de la temperatura continúa la formación de martensita tal como se muestra en la Fig. VI.7. Las temperaturas M_s (comienzo de formación de martensita) y M_f (final de formación de martensita), señalan el principio y el fin de la transformación durante el enfriamiento; por lo tanto si éste cesa antes de alcanzarse el valor M_f , se requiere un enfriamiento adicional, subcero, para completar la transformación.

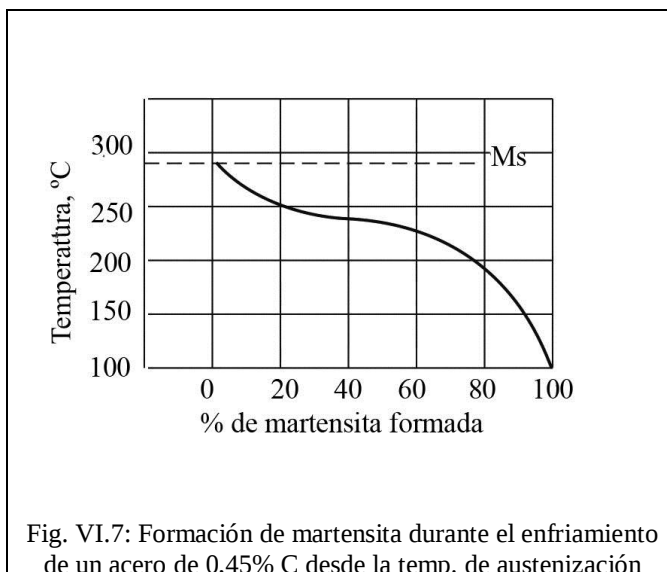


Fig. VI.7: Formación de martensita durante el enfriamiento de un acero de 0,45% C desde la temp. de austenización

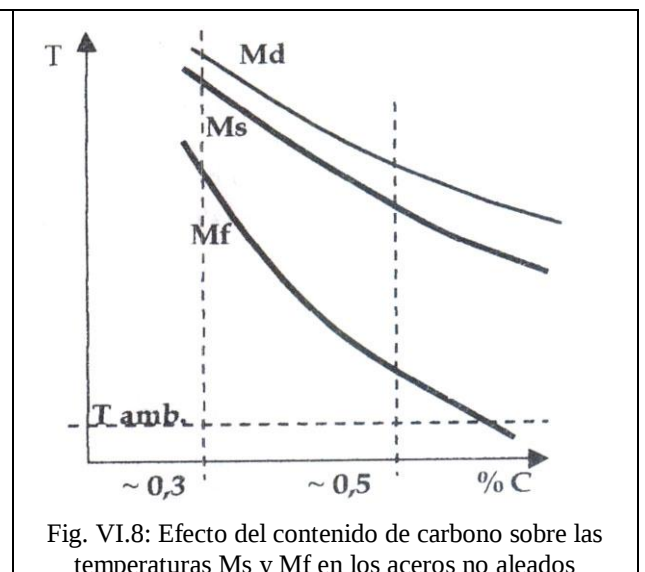


Fig. VI.8: Efecto del contenido de carbono sobre las temperaturas M_s y M_f en los aceros no aleados

En la Fig. VI.8 se muestra la relación entre ambas temperaturas y el contenido de carbono del acero; también se representa M_d , correspondiente al equilibrio energético entre austenita y martensita. La diferencia entre M_d y M_s debe interpretarse como el subenfriamiento necesario para que comience la transformación. M_s varía desde aproximadamente 500°C para bajo contenido de carbono, hasta unos 100°C para 1,4 % C. Ambas temperaturas varían fuertemente con la presencia de elementos aleantes y con la temperatura de austenización alcanzada.

Otro aspecto importante es su **reversibilidad**. Teniendo en cuenta que se trata de un movimiento atómico cooperativo, que se produce por cizallamiento, existen relaciones cristalográficas definidas entre la austenita original y la martensita. El movimiento es una fracción pequeña de la distancia interatómica y los parámetros de ambas redes no son iguales; todos los átomos de Fe involucrados lo ejecutan al mismo tiempo, de modo semejante al maclado, y puede efectuarse en el sentido inverso para pasar ahora de martensita a austenita.

Puesto que la transformación implica pasar de la red compacta (FCC) de la austenita, a una mucho menos densa (BCT) correspondiente a la martensita, va acompañada de un aumento de volumen del orden del 4 %, alguna de cuyas consecuencias se verán más adelante.

La tetragonalización de la red, que debía ser BCC en el Fe_α , es consecuencia directa del excesivo contenido de carbono. Esta red es capaz de disolver en equilibrio, 0,025 % de C, mientras que al producirse la transformación martensítica sin difusión, se conserva inalterado el contenido original (0,6 % en el caso analizado). Impulsado por el cambio alotrópico, el sistema adopta la red BCC, y debe hacerlo con 2400 % de sobresaturación. La nueva red se verá fuertemente distorsionada, deformándose con el menor incremento de energía posible. Si en lugar de tetragonalizarse, aumentando el parámetro c de la red y disminuyendo los parámetros a y b , simplemente aumentase el volumen, permaneciendo como red cúbica, la energía reticular sería considerablemente mayor.

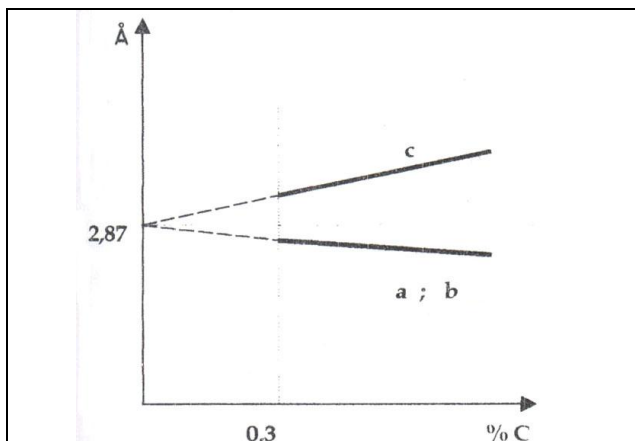


Fig. VI.9: Variación de los parámetros reticulares de la martensita con el contenido de carbono

En el gráfico de la Fig. VI.9 se han trazado, a partir de datos experimentales, las variaciones que sufren los parámetros de la red de martensita en función del contenido de carbono. La efectiva tetragonalización se observa para contenidos de carbono superiores a $\sim 0,3\%$. Si las líneas se extrapolan, se advierte que los tres parámetros de la red tetragonal de la martensita, c disminuyendo, y a y b aumentando sus valores, alcanzan para 0 % de C la dimensión del parámetro a del Fe_α (2,87 Å).

Si una muestra martensítica se somete a un calentamiento adecuado, por ser una fase inestable sobresaturada en C, segregará el exceso, y a medida que disminuye el contenido de dicho elemento, las dimensiones de los parámetros de la red evolucionan como se concluye al extrapolar los datos, demostrando que efectivamente la martensita no es más que ferrita muy sobresaturada.

VI.3.2. Tamaño y forma de los cristales de martensita

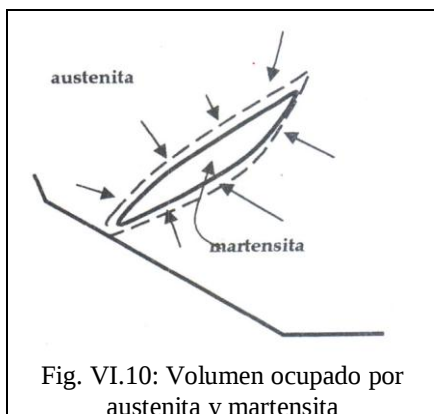


Fig. VI.10: Volumen ocupado por austenita y martensita

Cuando se observa al microscopio una muestra de martensita, se advierte que sus cristales presentan forma de agujas o placas y que son de muy pequeño tamaño. Ese aspecto observable en un corte, indica que su forma real ha de ser lenticular.

Su tamaño está directamente vinculado con el aumento de volumen. Cuando cada cristal de martensita crece, aumenta su volumen con respecto a la austenita que le da origen generándose tensiones que detienen el crecimiento permitiendo sólo el desarrollo de cristales pequeños.

Debido a su forma aproximadamente lenticular, la transformación no puede abarcar todo el volumen de austenita. En los casos en que ésta sea altamente eficiente, siempre queda aproximadamente 1 %

de austenita sin transformar, que rodea los cristales de martensita y que se denomina **austenita retenida**. Tanto la austenita retenida como la martensita quedan fuertemente tensionadas; se comprimen mutuamente y la compresión generada será tanto mayor cuanto mayor sea el tamaño que alcance el cristal de martensita. En la Fig. VI.10 se esquematiza un cristal, indicándose en línea de trazos el volumen que debería alcanzar si no fuese restringido por la austenita que lo rodea.

VI.3.3. Propiedades de la martensita

La martensita es una de las fases y/o constituyentes de mayor dureza en aleaciones ferrosas, sólo superada por los carburos, uno de los cuales es la CFe_3 . También es muy frágil, por lo que, para mejorar este aspecto se recurre a un tratamiento de precipitación denominado **revenido**. A pesar de esto, la presencia de estructura martensítica en un acero es altamente positiva al proporcionar una elevada resistencia mecánica, y especialmente alta resistencia al desgaste por rozamiento y resistencia a la fatiga. Estas propiedades se deben a diversos factores.

Al tetragonizarse la red las **distancias interatómicas del Fe son mayores o menores** que las de equilibrio, correspondientes al $\text{Fe}\alpha$, y bastará recordar el comportamiento de las fuerzas de enlace con la distancia interatómica para reconocer que ésta es la principal causa de su endurecimiento.

Un segundo factor importante en el endurecimiento es debido a que los cristales de martensita son de **muy pequeño tamaño**. Esto incrementa el área de interfase que constituye un obstáculo insalvable para el deslizamiento de las dislocaciones.

Otro factor de endurecimiento se presenta como resultado de las tensiones de compresión que se generan, tanto en la martensita como en la austenita retenida por el aumento de volumen correspondiente al cambio de fase.

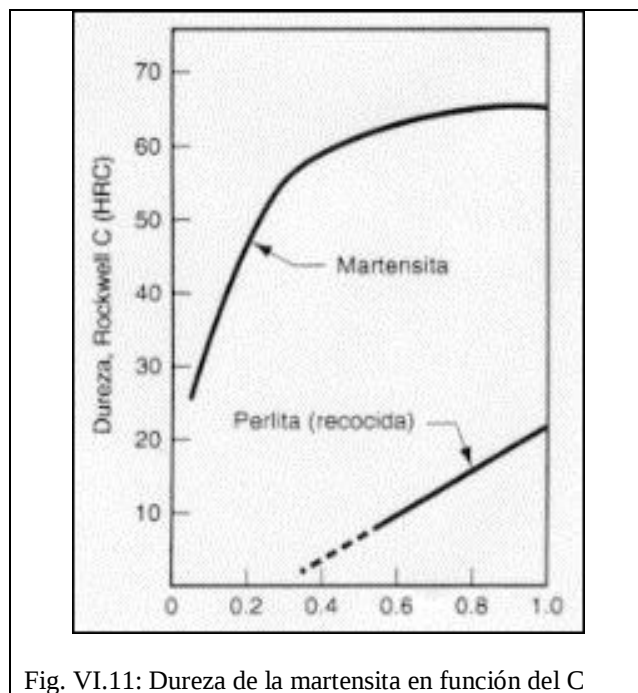


Fig. VI.11: Dureza de la martensita en función del C

Los tres factores se potencian con el aumento en el porcentaje de C y, debido a ello, la dureza se incrementa con dicho contenido, como se puede ver en el gráfico de la Fig. VI.11. Utilizando el método Rockwell, la curva de dureza se hace asintótica a ~67 HRC debido a la insensibilidad del mismo cuando los incrementos de durezas son pequeños. Utilizando un método más sensible, Vickers por ejemplo, se comprueba un incremento continuo aunque a una tasa menor para contenidos altos de C.