

CAPITULO 9

TRATAMIENTOS TÉRMICOS Y TERMOQUÍMICOS DEL ACERO

9.1- Transformaciones estructurales de la austenita

En condiciones de enfriamiento lento los cambios de fase que tienen lugar en los aceros pueden predecirse mediante el diagrama de equilibrio Fe-C. Pero si las transformaciones no se producen en equilibrio se obtendrán otras fases y constituyentes, que adquieren gran importancia cuando se trata de modificar las propiedades mediante los tratamientos térmicos. Variando la velocidad de enfriamiento se observan los siguientes fenómenos:

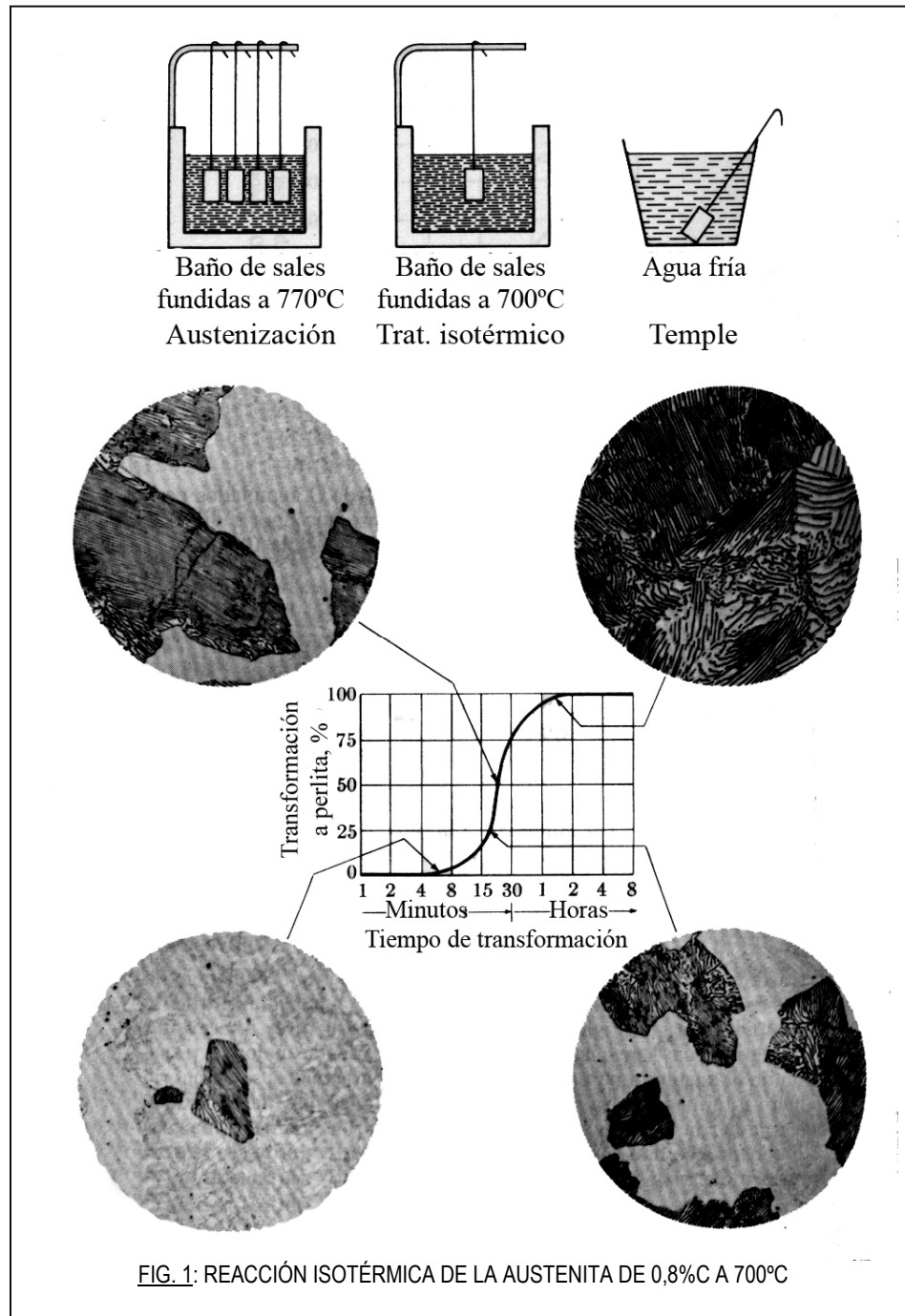
- Disminución de las temperaturas de comienzo de formación de ferrita (A_{r3}) y eutectoide (A_{r1})
- La transformación eutectoide ya no ocurre a temperatura constante y su concentración de carbono es menor a 0,8 %
- Disminución de la cantidad de ferrita libre, hasta desaparecer
- Afinamiento de la perlita
- Formación de *troostita* (intermedio de temple)
- Crecimiento acicular de la ferrita
- Cuando la difusión está limitada, formación de *martensita*
- Surgimiento de otra estructura (entre la perlita y la martensita), denominada *bainita*, en la que la ferrita crece en forma acicular y la cementita precipita en su interior

Esta gama de estructuras que aparecen según las condiciones a la que ocurre la transformación alotrópica desde la austenita, se representan en los diagramas temperatura/tiempo/transformación o diagramas TTT.

9.1.1. Diagramas TTT

Estos diagramas grafican las condiciones (temperatura-tiempo) en que ocurre la transformación de la austenita **para cada tipo de acero**. En la Fig. 1 se muestra un método experimental para su trazado. Consiste en calentar en un baño líquido a la temperatura de austenización correspondiente, varias probetas pequeñas del acero en estudio, extraerlas e introducirlas rápidamente en otro baño que se mantiene a la temperatura de reacción deseada. Su pequeño tamaño les permite enfriarse hasta dicha temperatura en una fracción de segundo. Transcurrido un cierto tiempo, una de ellas es extraída y sumergida en agua. Esto detiene la reacción produciendo el cambio casi instantáneo de la austenita remanente en martensita. A continuación se examina en el microscopio siendo usualmente fácil distinguir la porción de austenita que ha reaccionado isotérmicamente, de la que se ha transformado en martensita durante el enfriamiento posterior. En la parte inferior de la figura se ha representado tiempo de reacción vs. porcentaje de transformación alcanzado. Con esto se traza el diagrama **TI**, cuyas curvas resumen los datos de reacción isotérmica de la austenita para todas las temperaturas.

En las figuras 2 y 3 se muestran los diagramas TI de aceros de 0,8 y 0,45 % C. Se aprecian las regiones de estabilidad e inestabilidad de la austenita y las líneas de comienzo y fin de cada transformación. La región a la derecha de la línea de final de transformación es la de ferrita y cementita ya estables; de acuerdo a la temperatura de formación, estas fases se combinarán en perlita o bainita. El punto situado más a la izquierda del diagrama se llama nariz perlítica. Se puede observar que dicha nariz está más desplazada a la derecha cuanto mayor es el contenido de carbono y de los elementos aleantes del acero.



Los diagramas de aceros hipo e hipereutectoides (figuras 3 y 4), presentan una zona superior donde se produce la separación de ferrita o cementita libre, respectivamente. Si el grano austenítico es grande debido a elevada temperatura de austenización, y la velocidad de enfriamiento no es lo suficientemente lenta, la ferrita crecerá en forma de agujas, disminuyendo la resistencia al impacto del acero. A continuación por debajo de la temperatura A_1 , comienzan a formarse las colonias de perlita; cuando la temperatura es elevada, los granos son grandes y las láminas gruesas. A temperaturas más bajas, la perlita se hace más fina, y cerca de la nariz se forma *troostita*, un agregado muy fino de cementita y ferrita. A la derecha de los diagramas de las Fig. 2 y 3 se muestra la dureza HRC de la estructura completamente transformada.

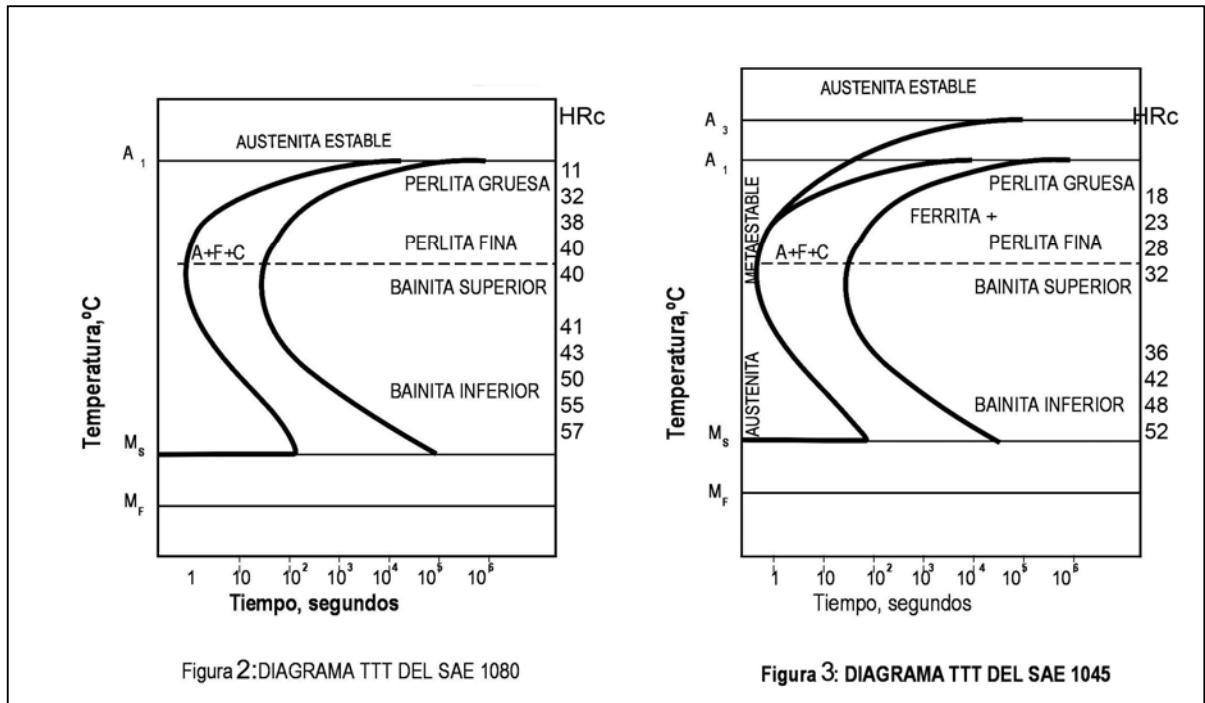


Figura 2: DIAGRAMA TTT DEL SAE 1080

Figura 3: DIAGRAMA TTT DEL SAE 1045

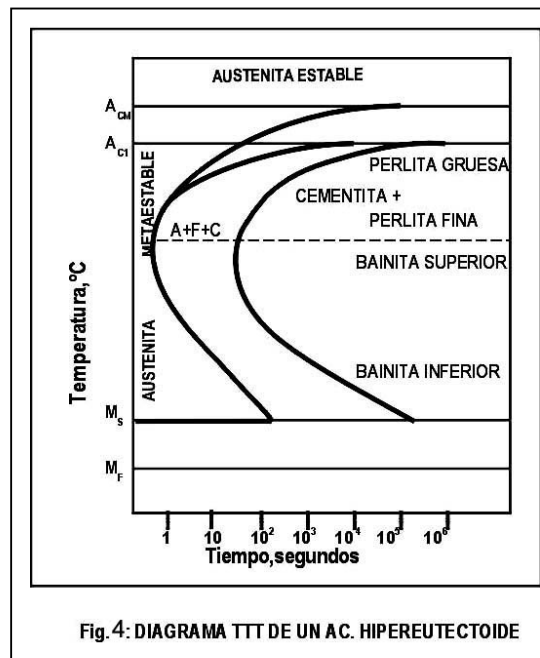


Fig. 4: DIAGRAMA TTT DE UN AC. HIPEREUTECTOIDE

A temperaturas más bajas, se observa la transformación bainítica, constituida por ferrita en forma de agujas o plumas con carburos precipitados. Este constituyente proporciona al acero elevada dureza y tenacidad, pero baja resistencia a la fatiga.

La forma de las curvas de los diagramas refleja que cuando la temperatura de transformación descende por debajo de A_{c1} , la reacción isotérmica va rápidamente en aumento porque la austenita es cada vez más inestable, pero, a temperaturas aún más bajas, la disminución de la velocidad de difusión tiene un efecto predominante y la transformación se retarda.

9.1.2. Efecto de la composición

La composición química de un acero y en especial el contenido de los elementos aleantes, es el factor que influye más decisivamente en la forma y situación de la curva de la "S", Además, para una dada composición, el tamaño de grano y la homogeneidad de la austenita, ejercen también una gran influencia.

La mayoría de los elementos aleantes retardan la transformación isotérmica de la austenita; por lo tanto, las curvas TI son desplazadas a la derecha. Los distintos elementos difieren en el tipo e importancia de los efectos; el carbono es el más potente, pero su contenido en el acero está normalmente determinado por otras consideraciones. El diagrama de la fig. 2 está desplazado a la derecha respecto al de la fig. 3, que posee menos carbono. El níquel, que no forma carburos, desplaza toda la curva sustancialmente a la derecha. Los elementos que forman carburos, especialmente el cromo y el molibdeno, retardan la transformación perlítica en una proporción mayor que la transformación bainítica. Esta tendencia es bien clara en el diagrama TI del acero SAE 4140, de la Fig. 5, que posee pequeñas cantidades de Cr y Mo.

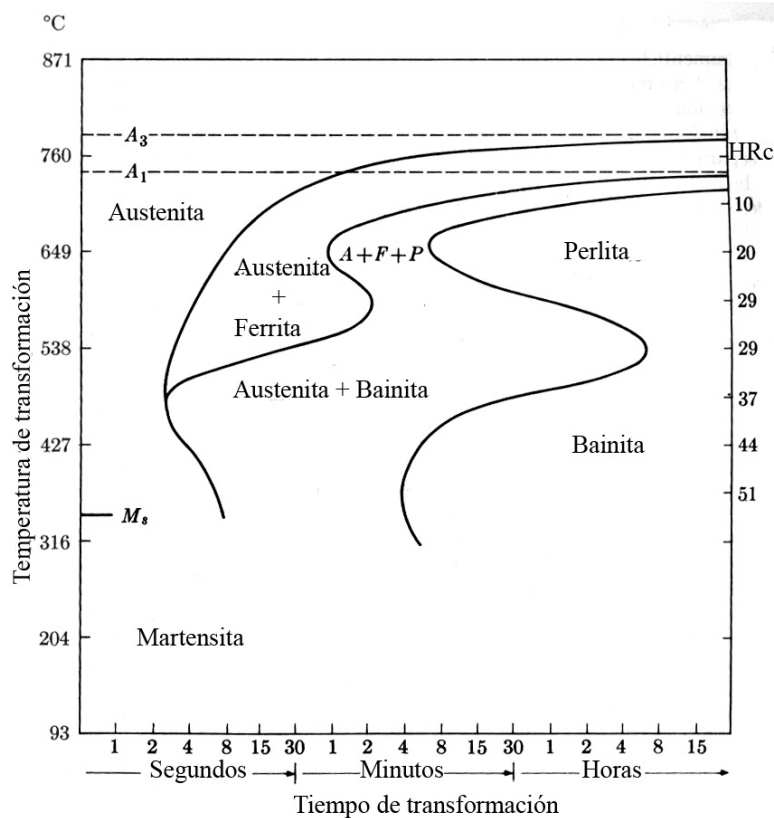


Fig. 5: Diagrama de transformación isotérmica del acero SAE 4140.

Estos diagramas TI, de transformación isotérmica, se utilizan para predecir el tiempo que debe permanecer el acero a una dada temperatura hasta completar los cambios estructurales. Pero la mayoría de los tratamientos térmicos industriales se realizan enfriando de forma continua las piezas, desde la temperatura de austenización; esas curvas de enfriamiento no pueden ser colocadas directamente sobre los diagramas TI.

No obstante se ha comprobado que los fenómenos que se presentan en ambos modos de transformación de la austenita, son bastante parecidos, empezando en los enfriamientos continuos a temperaturas un poco más bajas. De una forma similar a la descrita anteriormente, se han trazado los diagramas TC o de transformación continua, cuyas curvas están ligeramente desplazadas a la derecha y hacia abajo, respecto a las obtenidas isotérmicamente. Con ellos se puede conocer la estructura que se obtendrá para cada velocidad de enfriamiento, y la *velocidad crítica de temple*, tangente a la nariz, que es la

mínima velocidad de enfriamiento para la que se produce la transformación completa de austenita en martensita. En la Fig. 6 se representa el diagrama TC del acero SAE 4140. Las curvas de enfriamiento indicadas con los números 2, 4, 8, 16 y 48, se determinaron a lo largo de la probeta Jominy, que se describirá más adelante.

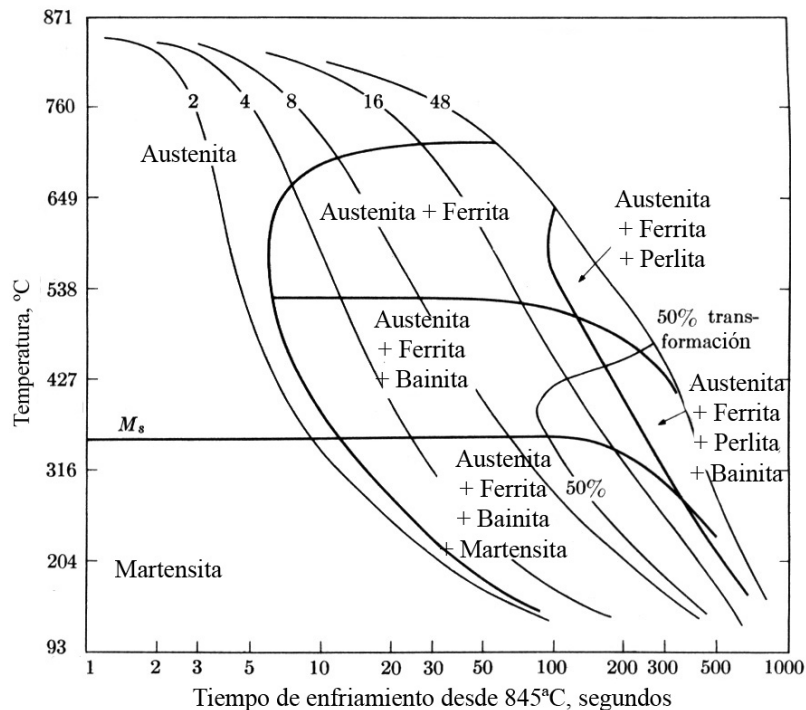


Fig. 6: Diagrama de transformación continua del acero SAE 4140.

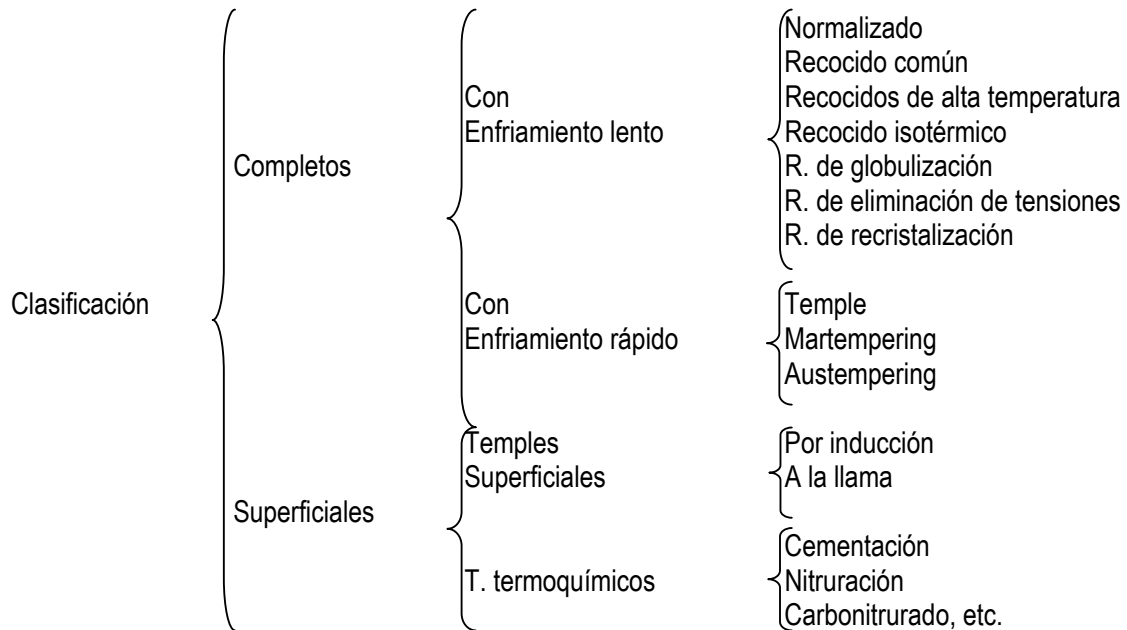
Cuando las temperaturas de comienzo y fin de la transformación martensítica, M_s y M_f , son bajas y la nariz perlítica se encuentra desplazada a la derecha del diagrama, se dice que el acero es más *templable*. En estos casos, la velocidad crítica es menor y puede obtenerse martensita templando en medios menos severos, como el aceite. Al mismo tiempo, la *templabilidad* de un acero indica su capacidad para adquirir dureza en el temple y que ésta penetre hacia el interior de la pieza. En general, puede afirmarse que cuando el diámetro de la pieza supera los 25 mm, si se desea obtener más de 50% de martensita en el núcleo es necesario emplear aceros de alta templabilidad, es decir, aceros aleados.

Los diagramas TTT son datos que proveen los fabricantes de los aceros y se usan para determinar las condiciones adecuadas de los tratamientos térmicos para obtener las propiedades mecánicas especificadas en los planos de las piezas.

9.2- TRATAMIENTOS TERMICOS

La gran variedad de propiedades de los aceros, desde blando y dúctil hasta duro y frágil, es, en gran parte, consecuencia de la transformación alotrópica del hierro y de los importantes efectos producidos por el carbono. Para controlar esas propiedades se usan los tratamientos térmicos, que consisten en calentar y mantener las piezas a temperaturas adecuadas durante cierto tiempo, y luego enfriarlas convenientemente. De esta forma se modifica la estructura microscópica, se verifican transformaciones físicas y, en algunos casos, hay cambios en la composición química.

El tiempo y la temperatura son los factores principales y deben ser fijados previamente, de acuerdo a la composición química, la forma y el tamaño de las piezas y las propiedades finales que se desean obtener.



En la mayoría de los tratamientos térmicos, el *calentamiento* debe hacerse hasta unos 30 a 50°C por encima de la temperatura A_{c3} obtenida del diagrama Fe-C. Las piezas deben colocarse en el horno frío y la temperatura debe elevarse lentamente, tanto más cuanto mayor sea la sección de la pieza para evitar tensiones por dilataciones desiguales entre el núcleo y la superficie; incluso en algunos casos se especifica un precalentamiento.

La pieza debe permanecer en el horno hasta que la temperatura se iguale en todos sus puntos y la estructura se homogeneice. Una regla conservadora recomienda que el *tiempo de permanencia* sea de una hora por pulgada de espesor.

Si la temperatura es demasiado alta o el tiempo excesivo, se producirá un *sobrecalentamiento*, es decir, se obtendrá un tamaño de grano basto (muy grande) y las propiedades mecánicas del acero empeorarán. Cuando no llega a producirse alteración de los bordes de grano, luego del sobrecalentamiento puede regenerarse la estructura mediante otro tratamiento térmico. En cambio, si penetra oxígeno en ellos, se produce un *quemado*, que ya no puede corregirse.

9.2.1. TRATAMIENTOS CON ENFRIAMIENTO LENTO

Consisten en la austenización seguida de un enfriamiento controlado, generalmente en horno o al aire, de modo de producir microestructuras próximas a las de equilibrio. Dentro de esta clasificación se incluyen los procesos denominados normalizados y recocidos.

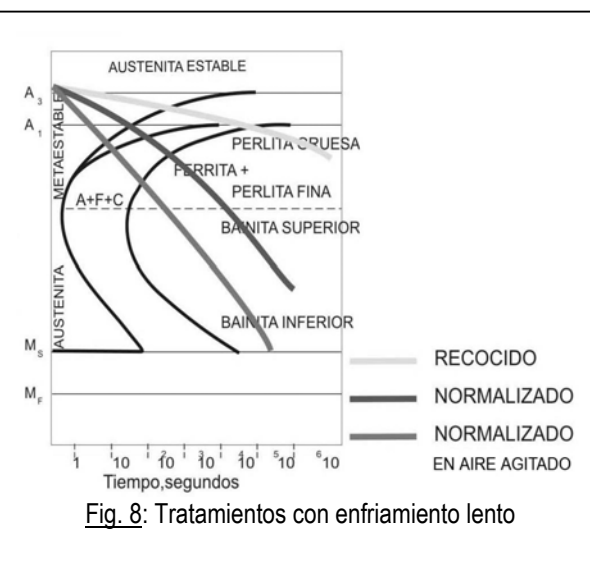
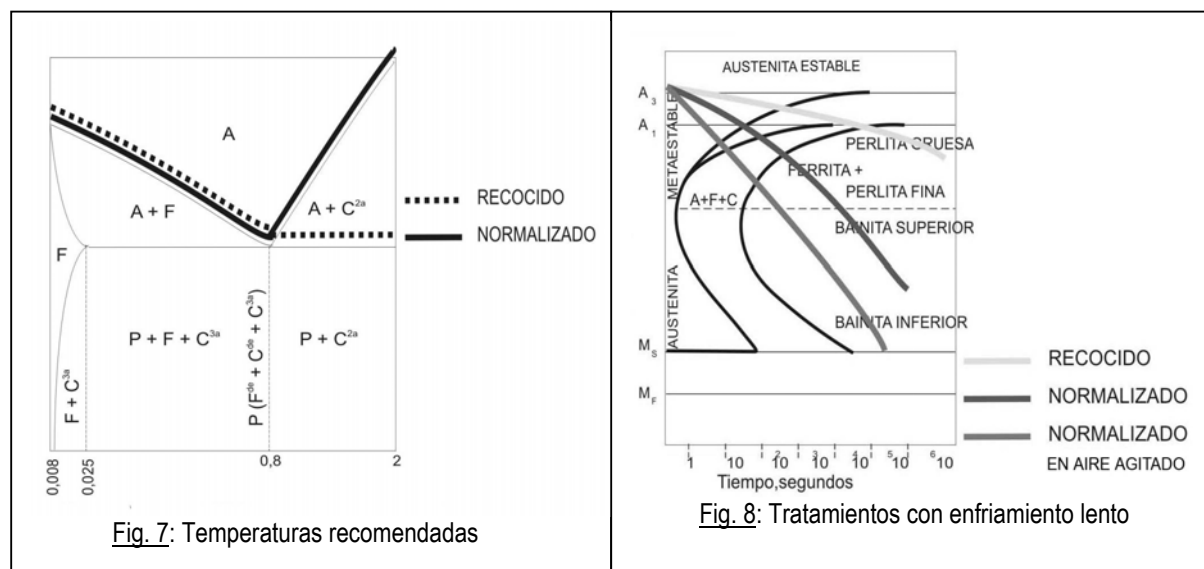
Los productos forjados, las piezas coladas y el acero laminado en caliente se normalizan para producir una estructura más uniforme que, en general, mejora las propiedades y conduce a un resultado óptimo en cualquier tratamiento térmico posterior. Con el normalizado también se eliminan tensiones internas y se uniformiza el tamaño de grano del acero. En cambio, el objetivo principal del recocido es ablandar el acero, de modo de obtener la maquinabilidad o deformabilidad óptima.

9.2.1.1 Recocido común

El recocido es el tratamiento con enfriamiento muy lento, en horno, desde la fase austenítica. Como se indica en la figura 7, cuando se trata del recocido de aceros hipereutectoides, el calentamiento debe

realizarse sólo ligeramente por encima de la temperatura eutécticoide para evitar la formación de una red de cementita en los límites de grano de la austenita, que fragilice el material.

Según se desprende de la representación del tratamiento en el diagrama TTT de un acero hipoeutécticoide (Fig. 8 en gris claro), la estructura queda constituida por ferrita proeutecticoide (o libre) en bordes de grano y perlita gruesa, con tamaño de grano ASTM 6 - 7. Las cantidades relativas de los constituyentes se obtienen con gran aproximación por medio de un análisis de fases en el diagrama Fe-C.



9.2.1.2. Normalizado

Consiste en el enfriamiento al aire desde la región austenítica; de esta forma se deja al acero con una estructura y propiedades que arbitrariamente, se consideran como normales y características de su composición. La velocidad exacta de enfriamiento (Fig. 8, en color negro) depende del tamaño de la pieza a enfriar, del número de piezas en la carga del horno y de la circulación del aire alrededor de las mismas. La temperatura de calentamiento para aceros hipereutécticoide está dentro de la región austenítica, porque la velocidad de enfriamiento, al limitar parcialmente la difusión, tiende a evitar la formación de la red de cementita. Del mismo modo, la formación de ferrita libre se suprime parcialmente en los aceros hipoeutécticoide, resultando una cantidad de perlita ligeramente más elevada que en equilibrio. La limitación del proceso de difusión, también provoca la aparición de láminas finas en la perlita (el % de perlita resuelta con 400 x en la muestra micrográfica, es un indicador de la velocidad de enfriamiento del acero).

En la figura 9 se han graficado los distintos tratamientos con enfriamiento lento, en un sistema de ejes Temperatura vs. Tiempo, para favorecer la comparación entre ellos.

Cuando el objetivo del tratamiento es eliminar el defecto de formación de bandas separadas de perlita y ferrita (banding), la difusión debe ser limitada más aún, lo que se consigue enfriando más rápidamente, es decir, en aire agitado. Esta variante se representa con la línea de mayor pendiente en la Fig. 8.

9.2.1.3. Recocidos de alta temperatura

Estos tratamientos se aplican a los aceros de bajo carbono y de cementación para favorecer el mecanizado. Consisten en calentar unos 300°C por encima de la temperatura de austenización y mantenerla durante un tiempo prolongado. Si se trata de lograr una estructura de granos grandes, ASTM 3-4, se lo denomina **Recocido de embastecimiento del grano**. (Figura 9).

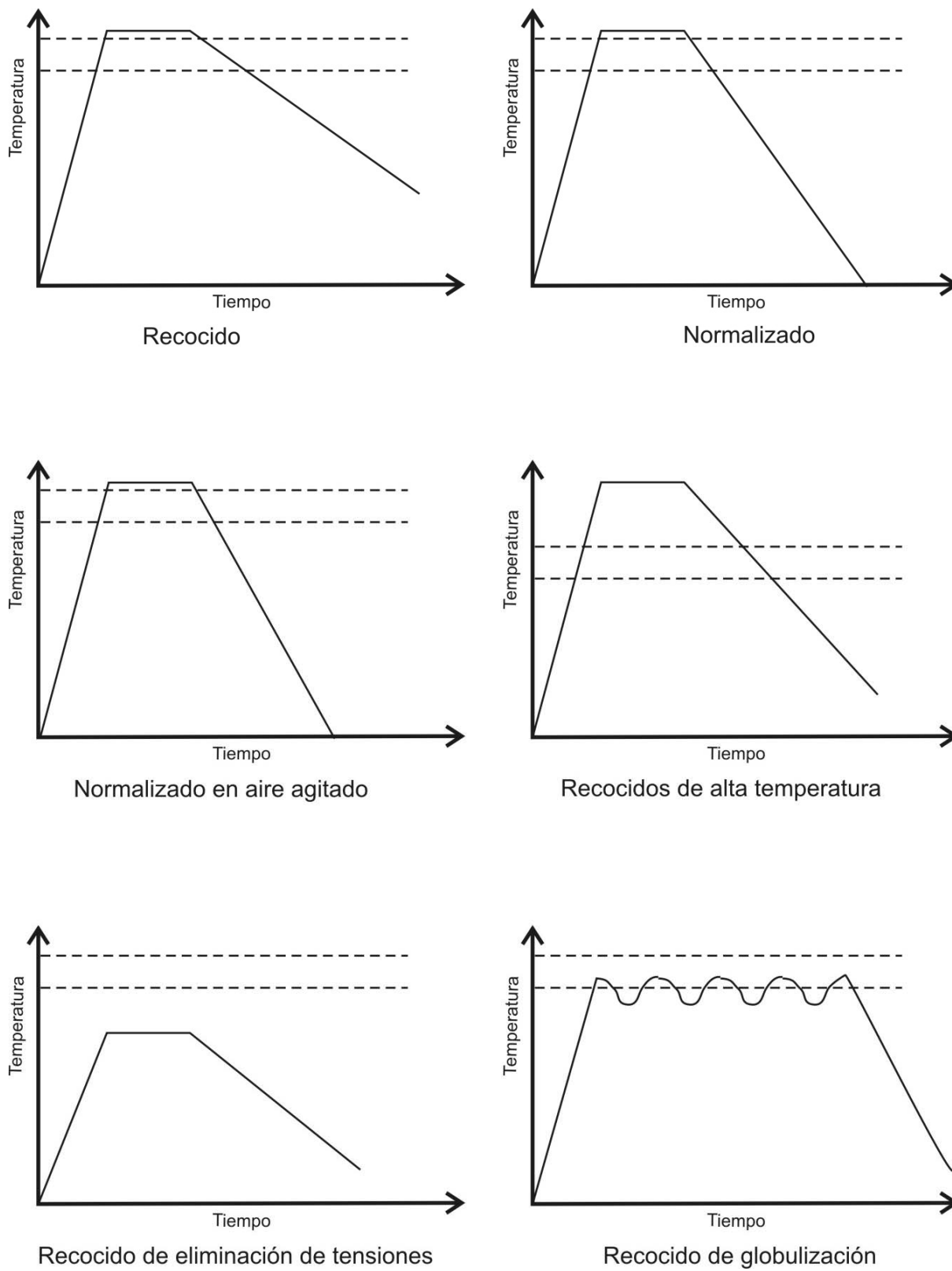


Fig. 9: Marcha de los tratamientos con enfriamiento lento

Cuando el mantenimiento a temperatura es suficiente para atenuar las heterogeneidades en la composición química, se lo denomina **Recocido de homogeneización o de difusión**; y se utiliza para corregir las estructuras de solidificación, en piezas fundidas.

Otro objetivo de los recocidos de alta temperatura es resolver definitivamente el problema del banding, ya que así se consigue disolver las impurezas que dan lugar a la nucleación de la ferrita en forma de bandas.

Se requiere un normalizado posterior, para llevar al acero a un tamaño de grano adecuado.

9.2.1.4. Recocido isotérmico o de perlitzación

Este tratamiento se representa en el diagrama TTT de transformación isotérmica (figura 10). Consiste en un calentamiento hasta la temperatura de austenización, enfriamiento hasta una temperatura comprendida dentro del intervalo de formación de la perlita, mantenimiento a esa temperatura el tiempo necesario para completar la transformación y enfriamiento a cualquier velocidad.

Se aplica para obtener una estructura homogénea de perlita, con muy buena respuesta al temple y sin la decarburación que se produciría en un enfriamiento en horno.

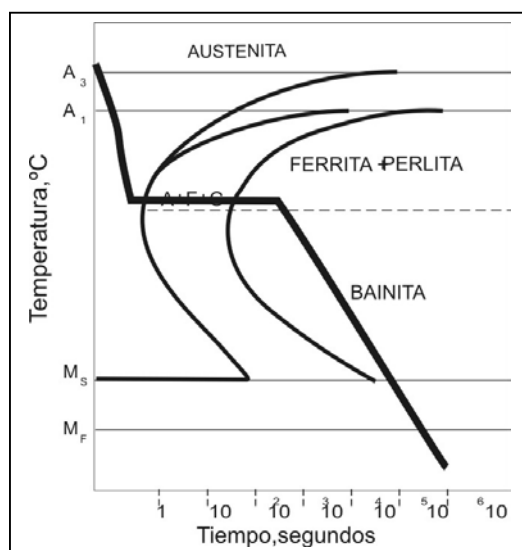


Fig. 10: Tratamiento isotérmico de perlitzación

9.2.1.5. Recocido de globulización o ablandamiento

Consiste en calentar un acero a temperaturas apenas sobre A_{c1} y mantenerla oscilando alrededor de este valor, enfriándola luego lentamente (Fig. 9). De este modo se consigue una matriz de ferrita con cementita globular.

Este tratamiento se aplica a los aceros de alto contenido de carbono para mejorarle la deformabilidad y maquinabilidad. Su uso se ha extendido a otras composiciones para facilitar la extrusión en frío.

9.2.1.6. Recocido de eliminación de tensiones

Consiste en el calentamiento a una temperatura inferior a A_{c1} , casi siempre entre 550 y 650°C, seguido de un enfriamiento lento. De este modo, activando la movilidad atómica, se consigue que éstos retomen sus posiciones originales, aliviando al acero de tensiones internas.

Se lo recomienda luego de solidificación y operaciones mecánicas o térmicas, incluidos procesos de soldadura, para evitar fisuraciones.

9.2.1.7. Recocido de recristalización

Este tratamiento se aplica a los aceros después de la deformación en frío, cuando el endurecimiento alcanzado impide continuar con el proceso de conformado. El objetivo es destruir ese endurecimiento provocado por el conformado, y su resultado depende del grado de deformación previa, de la temperatura de recristalización y de la forma de realizar el calentamiento.

Consiste en recalentar el acero a una temperatura por debajo de A_1 , que depende del tipo de acero y del grado de deformación alcanzado. Cuanto mayor sea éste, más pequeños serán los granos recristalizados.

En la Fig. 11 se representan las propiedades mecánicas aproximadas que se obtienen mediante los tratamientos de normalizado y recocido.

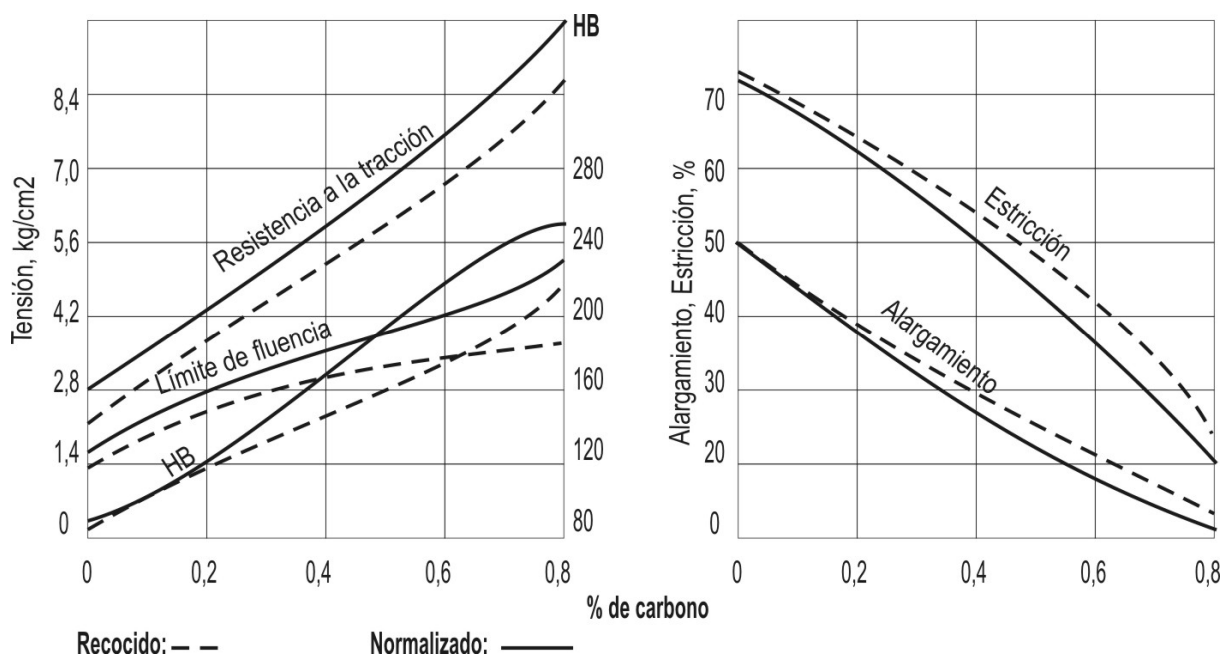


Fig. 11: Propiedades de los aceros al C recocidos y normalizados.

9.2.2 TRATAMIENTO CON ENFRIAMIENTO RÁPIDO: TEMPLE

En el temple, toda la masa de acero debe encontrarse en estado austenítico en el momento de comenzarse el enfriamiento. Si éste se realiza con suficiente rapidez la transformación de la austenita ocurrirá recién por debajo de los 350°C y todo el material quedará con gran dureza debido a la aparición de un nuevo constituyente en la microestructura: la martensita.

Aunque los aceros martensíticos constituyen sólo una parte del acero usado industrialmente, son de excepcional importancia para aquellas aplicaciones que requieran alta resistencia mecánica, dureza, resistencia a la fatiga y al desgaste. Pueden tener resistencia a la tracción de más de 200 kg/cm²; son los materiales de ingeniería más resistentes.

9.2.2.1. Transformación de la austenita en martensita

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. 12. 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 para producir la transformación completa.

La temperatura M_s y el intervalo de temperaturas de formación de martensita dependen de la composición del acero. En la Fig. 13 se muestra el efecto del contenido de carbono.

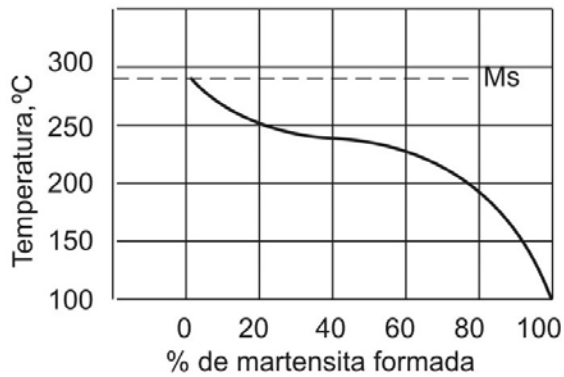


Fig. 12: Formación de martensita durante el enfriamiento de un acero de 0,45% C desde la temp. de austenización.

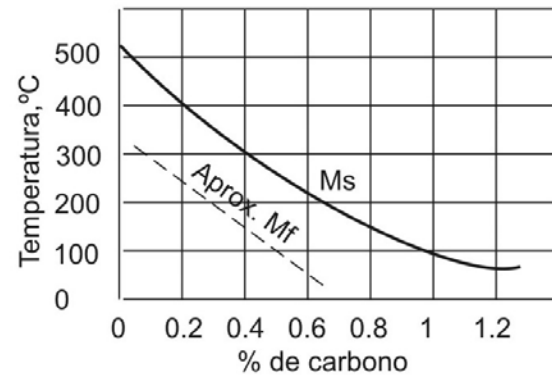


Fig. 13: Efecto del contenido de carbono sobre las temperaturas M_s y M_f en los aceros no aleados.

Los elementos aleantes influyen en el acero facilitando la obtención de martensita; por ejemplo, determinado porcentaje de cromo y níquel retarda la transformación de la austenita lo suficiente como para permitir la formación de martensita aún durante un enfriamiento rápido al aire. También producen una disminución de M_s , pero en ello no son tan eficaces como el carbono. Por lo tanto los aceros con contenido de carbono o de elementos aleantes suficientemente altos no pueden transformarse completamente en martensita durante el temple hasta la temperatura ambiente.

Cantidades apreciables de austenita no transformada llamada **austenita retenida** pueden influir negativamente sobre las propiedades de un acero tratado térmicamente y son por ello indeseables; un enfriamiento posterior (tratamiento Sub-cero) producirá martensita adicional.

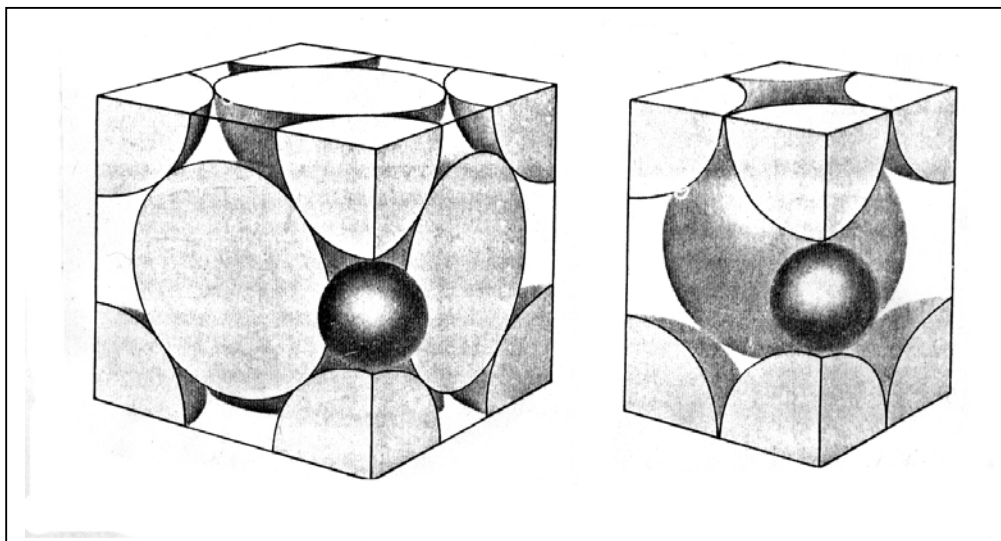


Fig. 14: Celdas unitarias de austenita y martensita mostrando la posición el átomo de carbono.

La transformación de la austenita en martensita es un proceso sin difusión; los átomos de hierro de la austenita, de red cúbica de caras centradas, cizallan coordinadamente unos respecto a otros en una fracción de distancia interatómica, de tal modo que forman una red tetragonal centrada (Fig. 14). Los átomos de carbono, que están en solución sólida intersticial en la austenita, no difunden y quedan atrapados a lo largo del eje *c*, de la martensita, produciendo la tetragonalidad. De hecho, el grado de tetragonalidad depende directamente del contenido de carbono. El aumento de volumen de aproximadamente 6%, que acompaña a la formación de la martensita, es una causa importante de la distorsión y fisuración que pueden producirse durante los tratamientos térmicos comerciales.

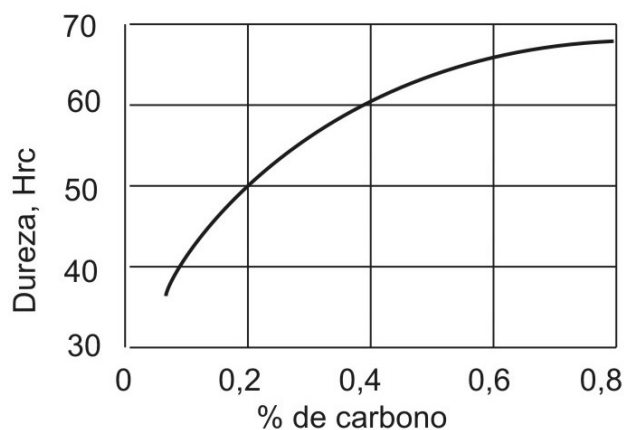


Fig. 15: Dureza de la martensita vs. porcentaje de carbono.

El efecto de endurecimiento del carbono en la martensita es muy grande, como lo muestra la curva de dureza de la Fig. 15. Esta se estabiliza a unos HRc 65, que es el máximo valor que se puede obtener en aceros.

La elevada dureza de la martensita aparentemente es producida por las intensas deformaciones localizadas en las inmediaciones de los átomos de carbono. Los elementos de aleación usuales en el acero, se disuelven sustitucionalmente en la austenita y en la martensita, con una deformación de la red relativamente pequeña y afectan poco a la dureza de la martensita. Por otra parte, cuando existen contenidos de carbono elevados, la austenita retenida puede reducir la dureza hasta en 10 unidades Rockwell C.

El aspecto metalográfico de la martensita es marcadamente acicular, formando agujas en zig-zag, con ángulos de 60°. Cuando la transformación es completa y el temple se realiza a la temperatura correcta, en general se obtienen estructuras de martensita muy fina, de difícil observación por su aspecto difuso. En cambio, cuando las agujas aparecen sobre un fondo blanco de austenita, la observación es bien clara.

9.2.2.2. Tensiones internas en los aceros templados

Las tensiones internas en los aceros templados que surgen como consecuencia del enfriamiento no uniforme de la superficie y el núcleo de la pieza, se denominan *tensiones térmicas*. Las que se producen como consecuencia de la transformación martensítica, son *tensiones estructurales*.

En la Fig. 16a se muestra el esquema de variación de las tensiones térmicas durante el rápido enfriamiento de las capas superficiales, mientras que el núcleo se enfría más lentamente. Esta distribución desigual de las temperaturas en la sección de la pieza, va acompañada del cambio irregular de volumen. Las capas superficiales se contraen más rápidamente que las internas; sin embargo, esta compresión se ve dificultada por las capas internas, lo que conduce a que en las capas superficiales se formen tensiones temporales de tracción (desaparecen cuando el efecto desaparece) y en las internas, tensiones de compresión (Fig. 16a).

Después de que la superficie se enfría y cesa el cambio de volumen, el núcleo continúa experimentando tensiones térmicas. A causa de esto, las tensiones disminuyen y en un determinado instante se produce el cambio de signo de las tensiones en la superficie y en el núcleo. Después del enfriamiento final, en la superficie quedan tensiones remanentes de compresión, y en el núcleo, de tracción.

Por otro lado, durante el temple por debajo de M_s , la martensita se forma en primer lugar en la superficie, que alcanza esa temperatura antes que el núcleo. Como dicha transformación va acompañada de un aumento de volumen, en la superficie se forman tensiones de compresión y en las capas internas, de tracción. A medida que el proceso continúa, el signo de las tensiones en la superficie y en el núcleo, cambia.

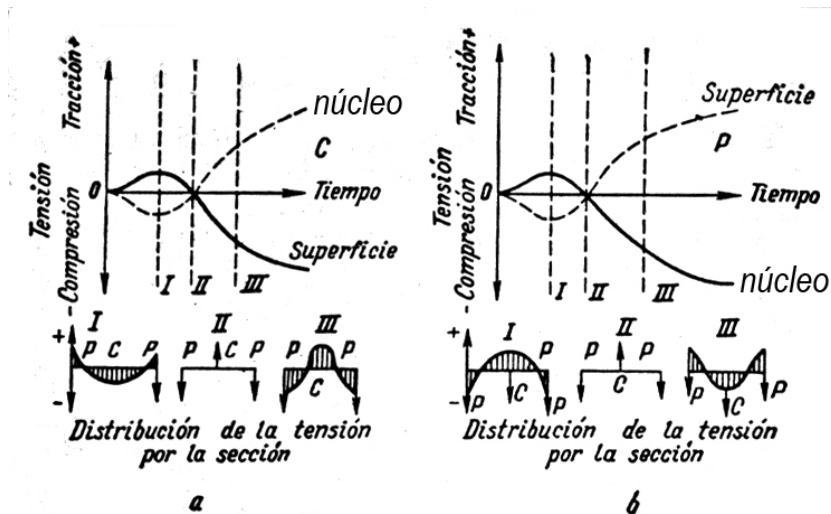


Fig. 16: Esquema del surgimiento de tensiones térmicas (a) y estructurales (b), durante el enfriamiento del acero.

Las tensiones estructurales varían en orden inverso con respecto a las térmicas. Como resultado de la transformación martensítica, en la superficie se forman tensiones residuales de tracción, y en el núcleo, de compresión.

Durante el temple, ambas tensiones se adicionan. En la Fig. 17 se muestra el esquema de adición, en un caso en el que las tensiones térmicas superan a las estructurales; por eso la superficie queda con tensiones de compresión. Sin embargo, es necesario señalar que pueden obtenerse distintos diagramas de tensiones resultantes, y quedar la superficie con tensiones de diverso signo y magnitud. Si la magnitud supera la resistencia del material y éste es poco plástico, esto conduce a la fisuración de las piezas.

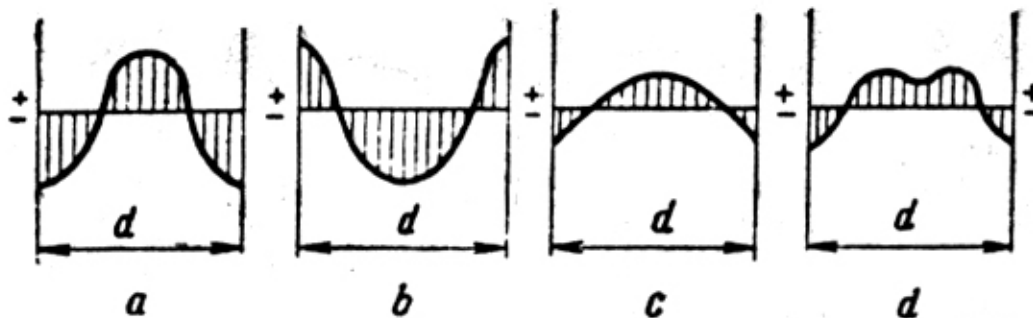


Fig. 17: Esquema de adición de las tensiones residuales:
a) térmicas, b) estructurales, c) debidas a la heterogeneidad estructural, d) totales.

Las más peligrosas son las tensiones de tracción en la superficie que, además de poder producir fisuras, bajan la resistencia a la fatiga del acero. Por esta razón debe tratarse de disminuir las tensiones estructurales, las que serán tanto mayores cuanto más alta es la temperatura de temple y la velocidad de enfriamiento en el intervalo de las temperaturas M_s y M_f .

9.2.2.3. Revenido de la martensita

Los aceros después del temple suelen quedar muy tensionados, demasiado duros y frágiles para los usos a que van a ser destinados. Estos inconvenientes se corrigen por medio del revenido, que consiste en calentar el acero a una temperatura inferior a la crítica A_{c1} , enfriándolo luego generalmente al aire, o bien en aceite o agua según la composición. El objeto del revenido no es eliminar los efectos del temple sino

modificarlos, disminuyendo la dureza y la resistencia, aumentando la tenacidad y eliminando también las tensiones internas que quedan siempre en los aceros templados. Su efecto principal es cambiar la estructura de la martensita de tetragonal a cúbica; además tiene un beneficioso efecto sobre la austenita retenida que pueda hallarse presente.

El revenido se produce como consecuencia de la inestabilidad de la martensita, que tiende a volver a las fases estables cuando es calentada. Como se realiza siempre por debajo de A_{c1} , esas fases estables son ferrita y carburo.

En la Fig. 18 se resumen las variaciones de la dureza en función de la temperatura de revenido en aceros con un contenido de carbono de 0,45% y diversas cantidades de elementos de aleación. La austenita retenida no es un factor significativo en estos aceros de medio carbono. Generalmente los elementos de aleación retardan algo el revenido y pueden producir un ligero endurecimiento secundario a temperaturas superiores a los 350 ó 400°C.

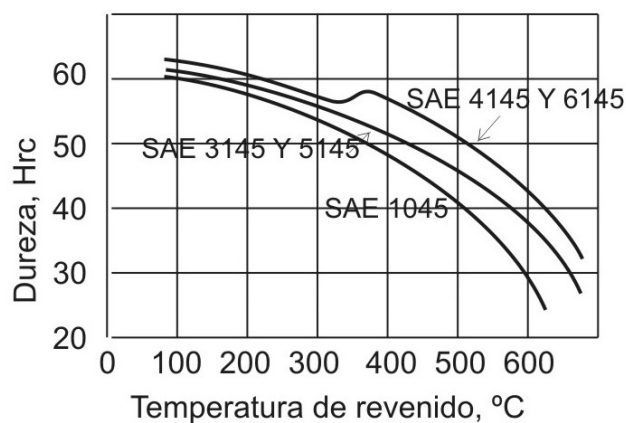


Fig. 18: Efecto del revenido de la martensita

9.2.2.4. Tratamiento térmico de temple

La martensita revenida posee generalmente las mejores propiedades técnicas de todas las microestructuras del acero. Pero para obtener una estructura totalmente martensítica el enfriamiento debe ser a una velocidad superior a la crítica indicada por el diagrama de enfriamiento continuo. Esta velocidad crítica, tangente al diagrama en la nariz, disminuye, generalmente, al mismo tiempo que aumentan al contenido de carbono y de elementos aleantes y, entonces se dice que el acero posee mayor **templabilidad**. Por lo tanto el que se pueda obtener o no en un acero una estructura totalmente martensítica, depende de la velocidad de enfriamiento conseguida durante el temple y de la templabilidad.

La velocidad de enfriamiento depende de dos factores:

- 1) la temperatura a la que el medio de temple enfría la superficie del acero; está relacionado con una característica de los medios que se denomina **severidad**; y
- 2) la transmisión de calor dentro de la misma pieza, esto es, de la conductividad térmica del acero, propiedad que varía muy poco con la composición. Como esta velocidad del flujo es relativamente pequeña, el centro de una barra grande siempre se enfría lentamente, aún cuando la superficie de la misma pudiera alcanzar instantáneamente la temperatura ambiente.

Si el temple comercial del acero no tuviera otro fin que el de conseguir, lo más rápidamente posible, el enfriamiento de la pieza, el agua sería el medio más eficaz. Pero al mismo tiempo, es necesario evitar la fisuración y la distorsión excesiva, debida a los grandes gradientes de temperatura. Como estas fallas son consecuencia de la utilización de un medio de temple demasiado drástico, con frecuencia es necesario emplear medios de menor severidad, tales como el aire o el aceite.

9.2.2.5. Variantes del proceso de temple

El método más corriente para endurecer el acero es el temple directo desde la temperatura de austenización. Por medio de una selección apropiada de la templabilidad y del medio, se pueden producir estructuras martensíticas incluso en secciones de varios centímetros de espesor. Sin embargo, los grandes gradientes de temperatura presentes durante el temple en agua o aceite conducen con frecuencia a la aparición de las grietas y deformaciones mencionadas.

Los estudios realizados sobre la transformación isotérmica han dado lugar a la introducción y amplia utilización de dos variantes del método, que reducen al mínimo dichas fallas. Ellas son el "martempering" (o temple martensítico) y el "austempering" (o temple bainítico). En la Fig. 19 se puede observar la marcha de los tres procesos sobre un diagrama temperatura-tiempo-transformación.

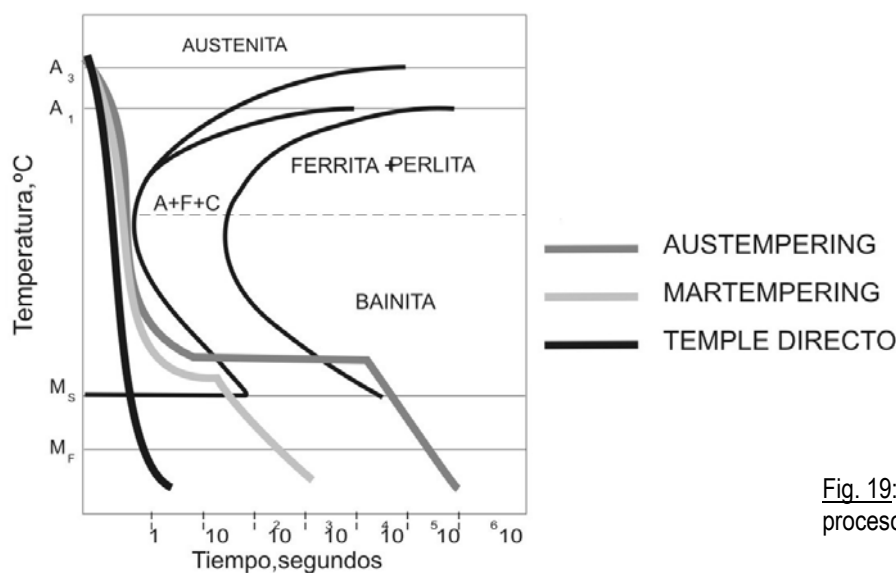


Fig. 19: Variantes del proceso de temple

9.3. TRATAMIENTOS DE ENDURECIMIENTO SUPERFICIAL

La mayor parte de las piezas que componen las máquinas y motores, se fabrican de forma que sus propiedades mecánicas sean uniformes en toda su masa. Sin embargo, en ciertos mecanismos es necesario que algunos componentes tengan superficies muy duras, resistentes al desgaste y a la penetración, y el núcleo central muy tenaz, para poder soportar los choques a que están sometidas. Los procedimientos más usuales para conseguir estas características son los temples superficiales, los tratamientos termoquímicos (cementación, cianuración, nitruración, etc), el depósito por soldadura de delgadas capas de alto contenido de carbono, y el cromado duro.

9.3.1. Temples superficiales

El temple superficial es un temple local, durante el cual se endurece sólo la capa superficial hasta una cierta profundidad, dejando sin templar el núcleo de la pieza. Se realiza calentando rápidamente el acero hasta una temperatura superior al punto crítico Ac_3 , para lograr la austenización completa, y a continuación enfriando a una velocidad superior a la crítica para la obtención de la martensita. El objetivo fundamental del temple superficial es aumentar la dureza superficial, la resistencia al desgaste y el límite de fatiga de la pieza que se trata. El núcleo se conserva dúctil y soporta las cargas de impacto.

Para que las capas duras queden bien adheridas al resto del material y evitar descascaramientos superficiales debidos a la transición demasiado brusca de las zonas duras a las blandas, conviene que el contenido de carbono de los aceros esté comprendido entre 0,30 y 0,60 % de C.

Existen dos métodos de calentamiento por llama oxiacetilénica y por corrientes inducidas.

9.3.1.1- Temple a la llama

Se emplean instalaciones que constan de uno ó varios sopletes que calientan las partes de la pieza que se desea endurecer, y varios chorros de agua o depósitos que enfrían rápidamente las zonas calientes que quedan templadas y con gran dureza. El foco de calor o la pieza se mueven constante o alternativamente para calentar y templar sucesivamente todas las zonas que hay que endurecer.

Este método es muy empleado para piezas de gran tamaño (rodillos de laminación, ejes, etc.), obteniéndose capas endurecidas de 2 a 5 mm. de espesor, con durezas de 50 a 56 HRc.

9.3.1.2- Temple por inducción

Este procedimiento se utiliza para endurecer superficialmente piezas de aceros de distintos tamaños, hasta muy pequeñas. El calentamiento por corrientes de alta frecuencia se efectúa en muy pocos segundos, pudiéndose además localizar el tratamiento en zonas muy limitadas.

Las piezas se colocan en el interior de una espira o conjunto de espiras de forma apropiada, a través de las cuales se hace pasar una corriente eléctrica de alta frecuencia que calienta las piezas a elevada temperatura. Luego se enfrían rápidamente con ducha de agua o introduciéndolas en un recipiente de agua o aceite.

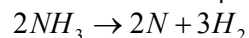
Cigüeñales, ejes de distribución, engranajes y muchas otras piezas son sometidas a este tratamiento directamente en la cadena de producción. Se obtienen durezas de 55 a 60 HRc, según el contenido de carbono del acero.

9.3.2. Tratamientos termoquímicos

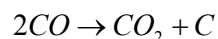
Se llama tratamiento termoquímico al aumento en la composición química superficial del acero por difusión de un elemento determinado (C, N, Al, Cr y otros) desde el medio exterior y a alta temperatura. Esto se produce en tres etapas:

1) separación, en la atmósfera, del elemento difundidor al estado atómico;
por ejemplo:

a) disociación del amoníaco para obtener nitrógeno (**nitruración gaseosa**)



b) disociación del monóxido de carbono para obtener carbono (**cementación**)



2) contacto de los átomos del elemento difundidor con la superficie del acero y formación de enlaces químicos con los átomos del metal base

3) difusión hacia el interior del metal.

La velocidad de difusión de los distintos elementos en la red cristalina del hierro depende del tipo de solución sólida que formen con él; proceden con más facilidad los formadores de soluciones intersticiales que los sustitucionales.

La concentración final en la superficie depende de la actividad química del medio, de manera de asegurar la afluencia de átomos del elemento hacia ella, y de la velocidad de difusión que los conduce al interior del metal.

La profundidad de capa obtenida depende de la temperatura y del tiempo de difusión, así como de la concentración del elemento en la superficie.

9.3.2.1- Cementación

Es el proceso por el cual se incorpora carbono en la capa superficial del acero. Con ello se logra una superficie de alta dureza que le proporciona resistencia al desgaste después de un temple, y aumenta el límite de fatiga. Como se realiza en aceros de no más de 0.35 % de C, el núcleo conserva su capacidad de absorber energía de impacto.

La profundidad de capa debe ser tal que no se produzcan deformaciones permanentes en ella. Por lo tanto, será tanto mayor (de 0.8 a 1.4 mm.) cuanto más grande sea el esfuerzo a que está sometida la misma. Si sólo se requiere resistencia al desgaste, se usan capas de baja profundidad (0.1 a 0.5 mm.).

La cementación se realiza a temperatura superior a A_{c3} (900 a 950°C) de modo que el carbono difunde en la red cristalina del hierro γ ; cuando se alcanza el límite de saturación de la austenita, en la superficie se puede formar una capa de cascarilla. Pero esto raramente se observa; en las condiciones normales, durante la cementación sobre A_{c3} se forma sólo austenita, y luego del enfriamiento lento, los productos de su transformación (ferrita y cementita).

La capa cementada tiene una concentración variable de carbono en su espesor (Fig. 20), decreciente hacia el interior de la pieza; el objetivo es obtener la composición eutectoide en la superficie.

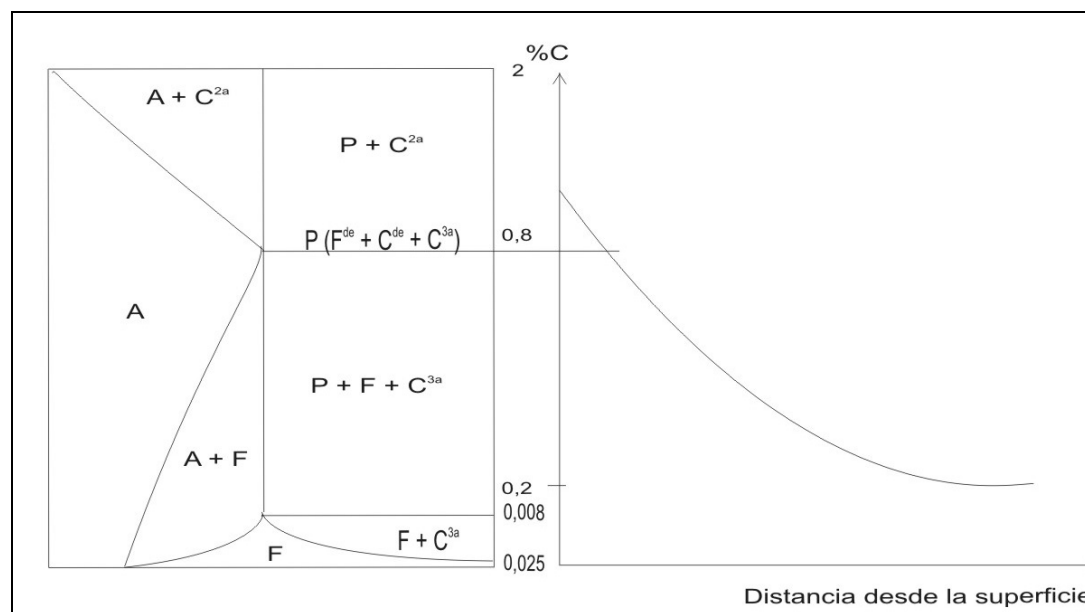


Fig. 20: Distribución de carbono desde la superficie

9.3.2.1.1- Procesos de cementación

a- Cementación sólida

El medio cementante es carbón vegetal, activado con CO_3Ba . Las piezas, después de una limpieza preliminar, se colocan en cajas de acero inoxidable o refractario de forma rectangular o cilíndrica, entre capas

sucesivas del carbón cementante. Una vez tapada la caja, los bordes se recubren con arcilla refractaria o con una mezcla de arcilla y arena de río diluída en agua hasta un estado pastoso, y se coloca en el horno.

La temperatura de cementación es entre 910 y 930°C y el tiempo se establece en base a las dimensiones de la caja y a la profundidad de capa deseada. El aumento de la temperatura hasta 950 a 1000°C con el empleo de carburantes menos activos y de aceros originalmente de grano fino, no propensos al recalentamiento, permite acelerar considerablemente la cementación.

Agregando carbonatos se activa fuertemente el medio cementante. El porcentaje de activador a agregar depende del porcentaje de carbono deseado en la superficie. De todas maneras, este proceso presenta el inconveniente de la imposibilidad de un control efectivo.

b- Cementación líquida

El baño de sales está contenido en crisoles de acero refractario calentados por gas o eléctricamente. Son sales de cianuro de sodio (CNNa), que, a través de sucesivas reacciones químicas con el oxígeno del aire, producen carbono elemental que difunde hacia el interior del acero.

Se usa como activador del proceso el cloruro de bario (Cl₂Ba), que acelera la descomposición del cianuro. Las sales están constituidas por 15 a 20 % de CNNa + 15 a 20 % de Cl₂Ba + CO₃Na₂. Diariamente se controla la composición del baño, agregando cianuro y eliminando carbonato si fuera necesario.

Presenta el mismo inconveniente que la cementación sólida, en cuanto a la dificultad en la regulación del potencial de carbono.

POTENCIAL DE CARBONO: unidad que se da a la atmósfera cementante y corresponde al porcentaje de C que puede dar en la superficie a una determinada temperatura.

c- Cementación gaseosa

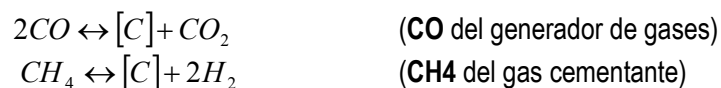
Es la más ampliamente usada debido a una serie de ventajas con respecto a los procesos descritos anteriormente. Con la cementación gaseosa es posible:

- 1) obtener la concentración de carbono prefijada en la capa;
- 2) reducir el tiempo de duración del proceso;
- 3) automatizarlo totalmente;
- 4) simplificar el tratamiento térmico posterior de la pieza, haciendo un temple directamente en el horno integral.

El proceso se realiza en un horno que debe ser hermético a la entrada de aire y mantener uniformidad de temperatura y atmósfera.

Se requiere disponer de un **gas portador**, neutro, que se obtiene en un generador de gases y cuyo caudal debe llenar completamente el horno, y un **gas cementante**, que habitualmente es metano. El potencial de carbono de la atmósfera del horno queda regulado por las proporciones de ingreso de ambos gases.

Las principales reacciones que se producen en el horno son



como éstas son reversibles, la regulación del proceso se hará controlando las presiones parciales de los gases presentes y fijando [C], en el valor de carbono que se desea en la superficie de la pieza.

9.3.2.1.2- Control de la profundidad de capa

Existen dos valores que suelen estar especificados en los planos:

- **profundidad de capa total:** distancia desde la superficie en la que la concentración de carbono es 0,07% mayor que la del acero, y
- **profundidad de capa efectiva:** distancia a la que se alcanza 45 a 50 % de perlita, o su equivalente 0,45% de carbono, o bien, más exactamente, una dureza de HRc 50 en la pieza templada.

La profundidad de capa efectiva es lo más usado en la práctica. Su valor queda determinado por el tiempo y la temperatura del proceso.

Trabajando con una mezcla de gases que provea un potencial de carbono de 0.8, el tiempo del proceso suele ser muy largo. Por lo tanto, el mismo se desdobra en dos etapas. La primera o etapa de cementación, se efectúa con un potencial de aproximadamente 1.10; posteriormente éste se baja a 0.8, llevándose a cabo la denominada etapa de difusión.

9.3.2.1.3- Tratamiento térmico posterior

Las propiedades finales de las piezas cementadas resultan del tratamiento térmico que se realiza después de la cementación. Este tratamiento tiene el objetivo de:

- 1) corregir la estructura y afinar el grano del núcleo y de la capa cementada, que inevitablemente se recalientan durante la exposición prolongada a alta temperatura;
- 2) obtener una alta dureza en la capa;
- 3) eliminar la red de carburo que pueda haberse formado.

En la mayoría de los casos, sobre todo durante el tratamiento de aceros de grano fino, se efectúa un temple desde los 820 a 850°C. Esto asegura el afino del grano de la capa cementada, la recristalización parcial y afino del grano del núcleo. Después de la cementación gaseosa frecuentemente se temple después de bajar la temperatura del horno de cementación a 780-800°C.

A veces el tratamiento consiste en el doble temple y revenido. El primero con un calentamiento a 880-900°C, para corregir la estructura del núcleo y disolver la red de cementita que no vuelve a formarse con un enfriamiento rápido. El segundo temple, con un breve calentamiento a 760-780°C, elimina el recalentamiento de la capa y le da alta dureza. Este tratamiento puede introducir imperfecciones debido a su complejo proceso tecnológico, a la elevada distorsión que se produce en las piezas de configuración complicada, a las posibilidades de oxidación y decarburación.

La operación final en todos los casos es el revenido a baja temperatura (160-180°C), obteniéndose martensita revenida con una dureza que alcanza los 59-63 HRc.

La estructura del núcleo depende de la composición del acero que se trata y del proceso de temple adoptado, pero siempre debe mantener buenas condiciones de ductilidad.

Después de la cementación de aceros de alta aleación, en la capa se conserva gran cantidad de austenita retenida, que disminuye la dureza. Estos aceros deben tratarse a temperaturas bajo cero, de modo de completar la transformación de esa austenita en martensita y así aumentar la dureza considerablemente.

9.3.2.2- Nitruración

Se llama nitruración al proceso de saturación de la superficie del acero con nitrógeno, por medio del calentamiento de éste en amoníaco o en sales fundidas de cianuro de potasio o sodio, a 480-700°C. La nitruración aumenta la dureza de la capa superficial, su resistencia al desgaste, el límite de fatiga y la resistencia a la corrosión en medios tales como el aire, agua, vapor, etc. La dureza de la capa nitrurada se

conserva durante el calentamiento hasta altas temperaturas (600-650°C), a diferencia de la capa cementada, que por su estructura martensítica, conserva su dureza sólo hasta 200-250°C.

La nitruración se usa ampliamente en piezas tales como engranajes, cilindros de motores de alta potencia, cigüeñales, etc.

El nitrógeno, que difunde hacia el interior de la pieza, forma compuestos con el hierro cuyas características varían con la concentración del mismo en cada punto. Las fases presentes a las distintas profundidades se pueden analizar en el diagrama de equilibrio Fe-N de la Fig. 21. Estas fases constituyen la capa superficial, denominada capa de compuestos, blanca, de pequeño espesor y extremada dureza. Por debajo de ésta, hay una zona denominada capa de difusión, que es la que confiere resistencia a la fatiga ya que el nitrógeno, además de formar nitruros, distorsiona la red cristalina del hierro.

9.3.2.2.1. Aceros para nitruración

A pesar de las grandes transformaciones estructurales, la dureza de la capa nitrurada no es muy alta. Por esta razón, se someten a este proceso aceros de medio contenido de carbono, aleados al aluminio, cromo, molibdeno, vanadio, etc, que adquieren una dureza y resistencia al desgaste especialmente alta debido a la formación de nitruros como Cr₂N, Mo₂N, AlN. Estos precipitan en forma dispersa, dificultando el movimiento de las dislocaciones y aumentando así la dureza de la capa.

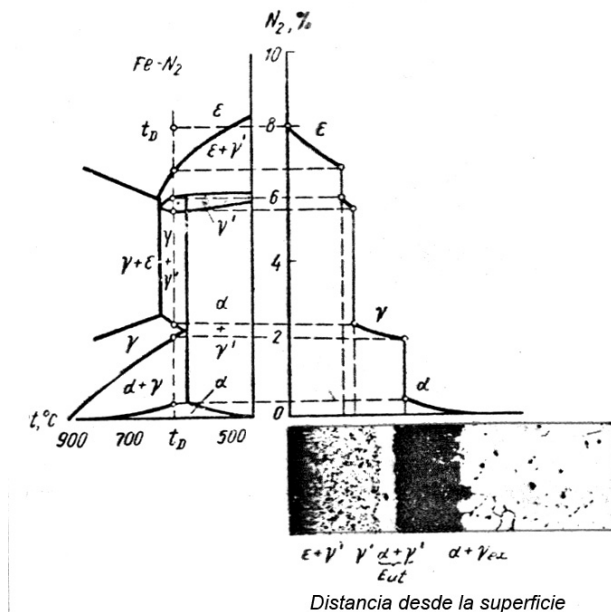
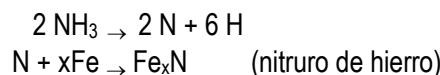


Fig. 21: Diagrama de equilibrio Fe—N, estructura y variación de la concentración de nitrógeno en la capa nitrurada, obtenida a la temperatura t_D.

9.3.2.2.2- Procesos de nitruración

a- Nitruración gaseosa

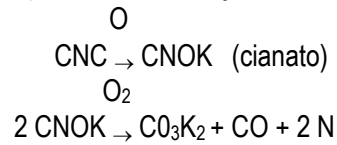
Normalmente se realiza entre 500 y 550°C bajo una corriente de amoníaco que se disocia a esa temperatura, actuando el hierro como catalizador



El control del proceso se realiza determinando el grado de disociación del amoníaco, esto es la cantidad que sale del horno de nitruración.

b- Nitruración líquida

Las sales de cianuro, por las que se hace burbujear aire, sufren la siguiente reacción:



Los procesos duran de 1 a 4 horas, obteniéndose capas de espesores menores que en la nitruración gaseosa: capa de difusión de 0.4 a 0.5 mm. y capa de compuestos de 15 μm . Si se pretenden mayores profundidades de capa, aumenta la porosidad en la zona de compuestos, disminuyendo la resistencia al desgaste y dureza.

9.3.2.2.3. Tecnología del proceso de nitruración

Incluye las siguientes operaciones:

- 1- Tratamiento térmico preliminar, que consiste en el temple y revenido a alta temperatura del acero, y que tiene como objetivo controlar las propiedades del núcleo de la pieza. El revenido se realiza entre 600 y 675°C, superando la temperatura máxima de la nitruración posterior y de modo de garantizar una dureza apropiada para el mecanizado.
- 2- Mecanizado de las piezas y rectificado a las dimensiones definitivas.
- 3- Protección de las zonas no sometidas a nitruración por medio de una capa delgada de plomo electrolítico o vidrio líquido. El plomo, a la temperatura de nitruración, se funde y gracias a su tensión superficial forma una delgada película impermeable al nitrógeno.
- 4- Nitrurado.
- 5- Rectificado final de la pieza.