IV. PRINCIPIOS GENERALES DE LOS TRATAMIENTOS TÉRMICOS DE LOS ACEROS

Introducción

Usualmente se define al acero como una aleación de hierro y carbono con contenido de carbono entre unas pocas centésimas y 2 % (en peso). En los aceros de baja aleación pueden encontrarse otros elementos hasta una cantidad total acumulada de 5%; cuando se encuentran en cantidades superiores se los denomina aceros fuertemente aleados, tal como los de herramientas y los inoxidables.

Los aceros pueden presentar una gran variedad de propiedades según su composición química y las fases y constituyentes presentes, lo que eventualmente, depende del tratamiento térmico. En la Tabla 1 se las describe brevemente, y en fascículos siguientes se desarrollan con más amplitud.

Tabla 1: Fases y microconstituyentes de importancia metalúrgica

Fase (o microconstituyente)	Estructura cristalina de las fases	Características
Ferrita (Fe α)	bcc	Fase de equilibrio de baja temperatura, relativamente blanda
ferrita-δ (Fe δ)	bcc	Fase de equilibrio estable a alta temperatura, isomorfa con hierro α
Austenita (Fe γ)	fcc	Fase de equilibrio estable a temperatura media, relativamente blanda
Cementita (Fe_3C)	ortorrómbica compleja	Fase metaestable, de alta dureza
Grafito	Hexagonal	Fase de equilibrio, estable
Perlita		Microconstituyente metaestable; mezcla laminar de ferrita y cementita
Martensita	bct (solución sobresaturada de carbono en ferrita)	Fase metaestable de alta dureza, morfología de placas o agujas, según el % de carbono
Bainita		Microconstituyente metaestable duro; mezcla no laminar de ferrita y cementita en escala extremadamente fina; la bainita superior se forma a temperaturas más altas y tiene aspecto plumáseo; la inferior se forma a temperaturas más bajas y su apariencia es acicular. La dureza aumenta cuando desciende la temperatura de formación.

IV.1. El diagrama Fe-C

La base para entender los tratamientos térmicos de los aceros es el diagrama de fases Fe-C, que repasaremos brevemente. En la Fig. IV.1 se muestran dos diagramas: el estable hierro-grafito (líneas de rayas) y el metaestable Fe-Fe_3C. En ellos se muestran las fases de equilibrio (o equilibrio metaestable) para diferentes combinaciones de concentración de carbono y temperatura.

La condición estable usualmente tiene lugar con enfriamientos extremadamente lentos, especialmente en rangos de baja temperatura y bajo carbono, por lo tanto el de mayor interés es el diagrama metaestable. En la Tabla 1 se resumen las fases y microconstituyentes de importancia metalúrgica.

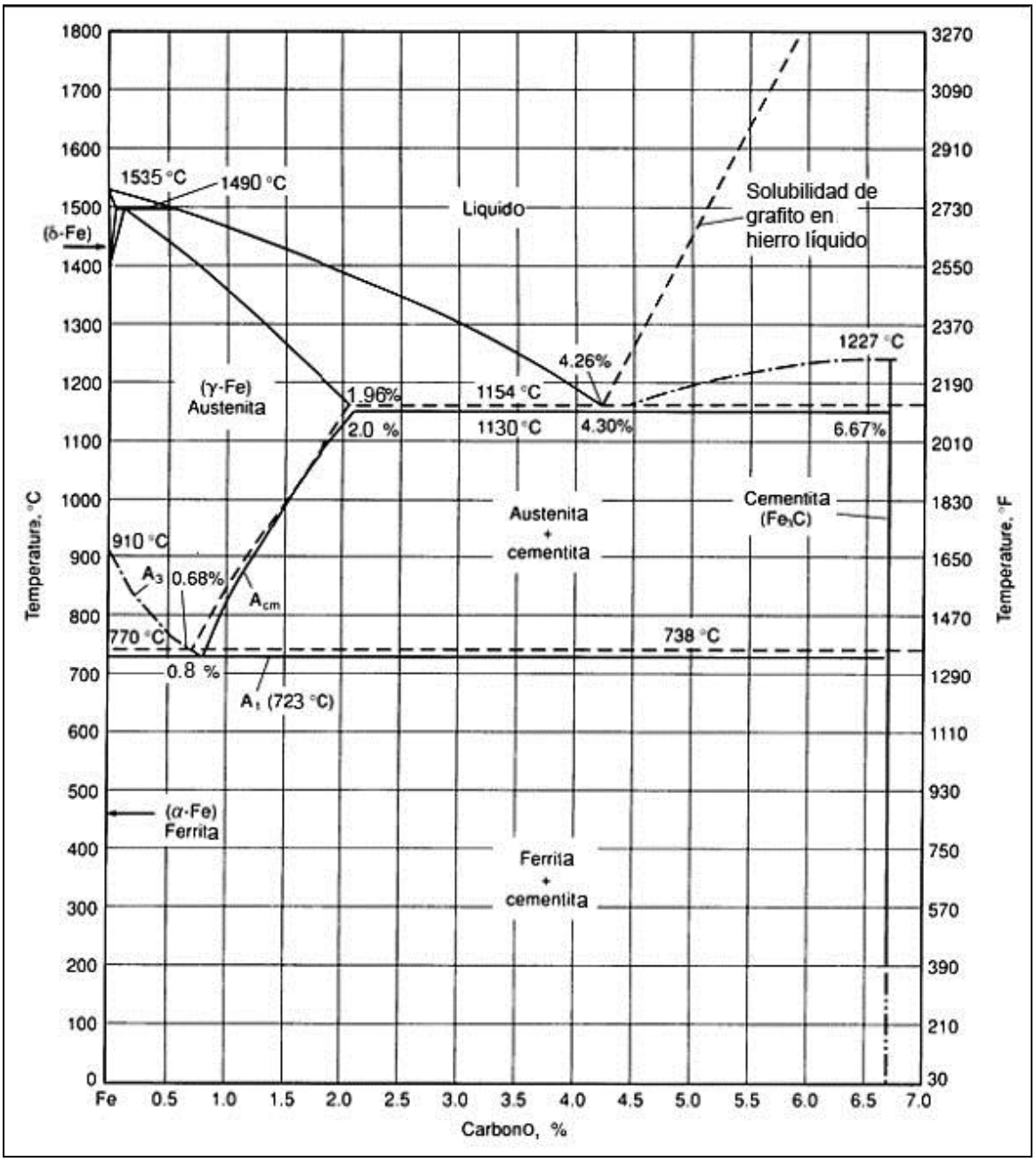

Fig. IV.1 Diagrama de equilibrio Fe-C hasta 6.67 % C:
en líneas llenas, diagrama metaestable Fe-Fe_3C; en líneas de rayas, diagrama estable hierro-grafito.

Para bajos porcentajes de carbono, se encuentra la ferrita (Feα), que puede disolver hasta 0,025 % C a 723º C, y austenita (Feγ), con solubilidad máxima de 2 % C a 1130º C. En el otro extremo se encuentra la cementita (Fe_3C). La ferrita-δ, es de menor interés excepto para aceros fuertemente aleados, y se encuentra a temperaturas más altas.

Entre los campos monofásicos se encuentran regiones con mezclas de dos fases, tal como ferrita + cementita, austenita + cementita, y ferrita + austenita. A temperaturas más elevadas se halla el líquido, y por debajo de él, hay regiones de dos fases: líquido + austenita, líquido + cementita, y líquido + ferrita-δ. En los tratamientos térmicos, la fase líquida siempre se evita. Algunos límites entre fases tienen denominaciones especiales que facilitan la comunicación. Se trata de:

- **A_1**, temperatura eutectoide, la mínima a la que se puede encontrar austenita
- **A_3**, límite de la región austenítica para aceros de bajo contenido de carbono, es decir, el límite γ/γ + α.
- **A_{cm}**, límite equivalente para aceros de alto contenido de carbono, es decir, el límite γ/γ+ Fe_3C.

Algunas veces se incluyen las letras c, e, o r. En la Tabla 2 se encuentran definiciones relevantes de los términos asociados con las transformaciones de fases en los aceros.

El contenido de carbono correspondiente a la temperatura mínima de la austenita (0.8 %) se denomina eutectoide. La mezcla de ferrita-cementita formada durante el enfriamiento para esta composición, denominada *perlita*, tiene una apariencia característica; se trata de un microconstituyente de láminas alternadas de ambas fases, que degenera ("esferoidiza" o "embastece") en partículas de cementita dispersas en una matriz de ferrita, cuando se mantiene por tiempo prolongado cerca de A_1.

Tabla 2: Definiciones de temperaturas de transformación en hierro y aceros

Temperatura de transformación: aquella a la que ocurren cambios de fase; algunas veces define los límites de un rango de transformación.
A_{cm}. En aceros hipereutectoides, límite de solubilidad de carbono en la austenita.
A_{c1}. Temperatura a la cual comienza a formarse austenita durante el calentamiento (la c deriva del francés *chauffant)*
A_{c3}. Temperatura a la cual se completa la transformación de ferrita en austenita durante el calentamiento.
A_{ecm}, A_{e1}, A_{e3}. Temperaturas de cambios de fase en equilibrio.
A_{rcm}. En aceros hipereutectoides, temperatura a la que comienza la precipitación de cementita durante el enfriamiento (la r deriva del francés *refroidissant)*
A_{r1}. Temperatura a la cual se completa la transformación de austenita a ferrita o a ferrita más cementita durante el enfriamiento.
A_{r3}. Temperatura a la cual la austenita comienza a transformar en ferrita durante el enfriamiento.
A_{r4}. Temperatura a la cual la ferrita-δ se transforma a austenita durante el enfriamiento.
M_s. Temperatura a la cual comienza la transformación de austenita a martensita durante el enfriamiento.
M_f. Temperatura a la cual finaliza la transformación de austenita a martensita durante el enfriamiento.

IV.2. Función de los Elementos Aleantes en las Aleaciones Ferrosas

Desde el punto de vista tecnológico, resulta de suma importancia las modificaciones que producen diversos elementos en la aleación binaria Fe-C. Estos elementos pueden ser indeseables, en cuyo caso se denominan impurezas; cuando son expresamente agregados por su beneficio, se denominan *aleantes*.

Las impurezas se hallan en los aceros y fundiciones como consecuencia de encontrarse en los minerales de Fe, en los combustibles metalúrgicos o en los fundentes que se utilizan en los procesos de fusión. Son perjudiciales para las propiedades finales de la aleación, y se procura por tanto eliminarlas o reducir su contenido. En aquellos casos en que resulta imposible técnicamente la eliminación, o cuando la misma es demasiado costosa desde el punto de vista económico, se admite su presencia hasta ciertas cantidades. Estos límites están fijados en las normas, y se ajustan a niveles máximos permisibles. Es el caso de S y P en aceros, cuyo máximo se establece, en general, en 0,04 %.

El azufre forma con el Fe sulfuro, el que conjuntamente con la austenita da lugar a un eutéctico cuyo punto de fusión es bajo (988º C) y se ubica, por tanto, en bordes de grano. Cuando los lingotes de acero colado deben ser laminados en caliente (entre 1100º C y 1250º C), dicho eutéctico se encuentra en estado líquido, lo que provoca el desgranamiento del material.

Aún limitando el tenor de S por debajo de la cifra indicada, el fenómeno subsiste. Se hace necesario entonces, controlar la presencia de las pequeñas cantidades de sulfuro de hierro remanentes, incorporando Mn en porcentajes entre 0,3 y 0,6 %. El manganeso tiene mayor afinidad por el S que el hierro, por lo que, en lugar del SFe, se forma SMn, que tiene alto punto de fusión y buenas propiedades plásticas. El contenido de

Mn se fija mediante normas en los valores mencionados, dándose límites máximo y mínimo para asegurar que todo el S esté presente como SMn evitándose la presencia de sulfuro de hierro.

El fósforo, cuyo tenor máximo ya se ha indicado, resulta perjudicial ya sea al disolverse en la ferrita, pues disminuye en estas condiciones el alargamiento de rotura (disminuye la ductilidad), como también por formar PFe_3 (fosfuro de Fe). Como el fósforo tiene gran tendencia a ser segregado durante la solidificación, el centro de los lingotes se ve enriquecido fuertemente con este elemento. En estas condiciones, aún con contenidos tan bajos como 0,07 % de P, se forma un eutéctico ternario (fosfuro de hierro, ferrita y cementita), denominado *esteadita*, sumamente frágil. Por su punto de fusión relativamente bajo, aparece en bordes de grano, comunicando al material su fragilidad

El silicio está siempre presente pues su origen puede ser el propio mineral de hierro, o bien los refractarios de los hornos; sin embargo también se lo adiciona, en la forma de ferrosilicio, poco antes de la colada. Es un fuerte desoxidante, y su presencia impide la existencia de óxidos de Fe. En general, su contenido en los aceros oscila entre 0,2 a 0,4 %. Con contenidos mayores actúa como elemento aleante en las fundiciones grises, aceros al Si, etc.

Los elementos ya mencionados, junto al C, constituyen la composición básica de las aleaciones ferrosas; están siempre presentes. Otros elementos, los *aleantes*, se incorporan, en forma individual o por grupo, a fin de mejorar una o más de las siguientes propiedades: resistencia a la corrosión, ductilidad, dureza, facilitar tratamientos térmicos y termoquímicos, mejorar propiedades eléctricas y magnéticas, etc. Muchos de éstos cumplen funciones diversas por lo que resulta adecuado estudiarlos desde el punto de vista de los respectivos diagramas de equilibrio, las fases que forman, etc.

Con este criterio, y desde un punto de vista general, podemos analizarlos según su capacidad de estabilizar las fases α o γ del hierro, modificando incluso con su presencia, el diagrama Fe-C. En tal sentido, los diagramas binarios Fe-elemento aleante, se pueden agrupar en:

Grupo I	Subgrupo A	Ni Co Mn	GAMAGENOS
	Subgrupo B	C N Zn	
Grupo II	Subgrupo A	Cr W V Al Si Mo	ALFAGENOS
	Subgrupo B	B Nb Ta Zr	

I A: abren y expanden el campo γ
I B: abren y contraen el campo γ
II A: cierran γ y expanden el campo α
II B: cierran γ y contraen el campo α

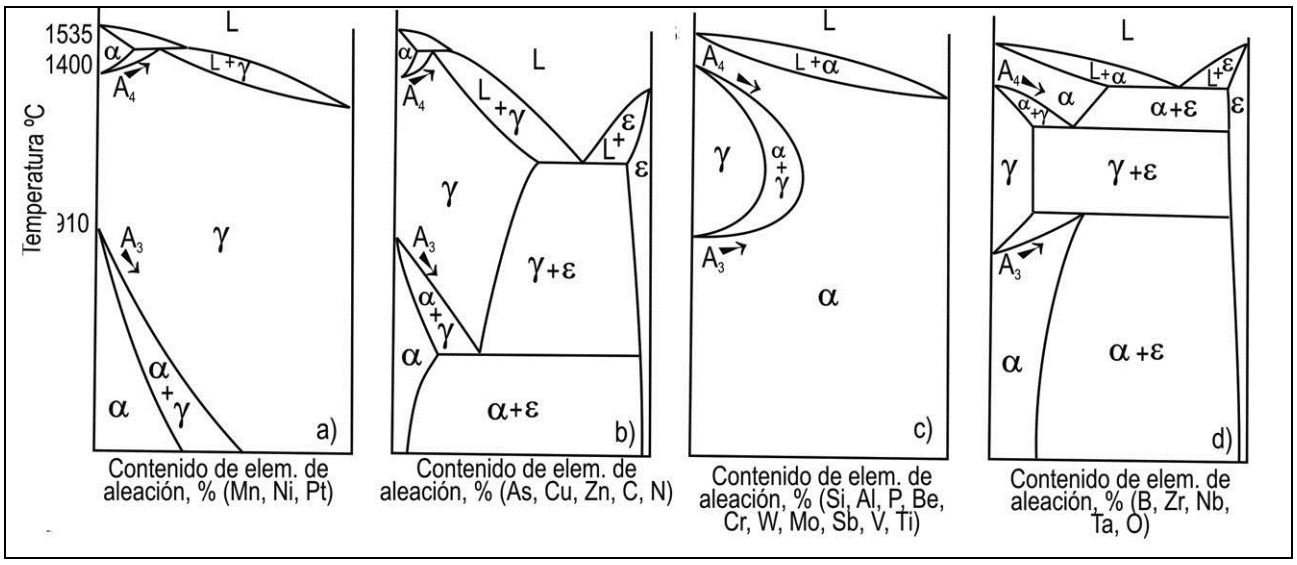

Fig. IV.2: Efecto de los elementos aleantes en el hierro

Abrir o cerrar el campo γ implica que al aumentar el porcentaje del elemento, las temperaturas críticas A_3 y A_4 se elevan o descienden, respectivamente. Expandir o contraer el campo γ o α, se refiere a ampliar o limitar la solubilidad, respectivamente.

Subgrupo I A: Elementos que abren y expanden el campo γ (Fig. IV.2a)

Entre estos elementos el Ni es el más importante del grupo, como así también se encuentran Co, Mn, Pd, Os, Pt, entre otros.

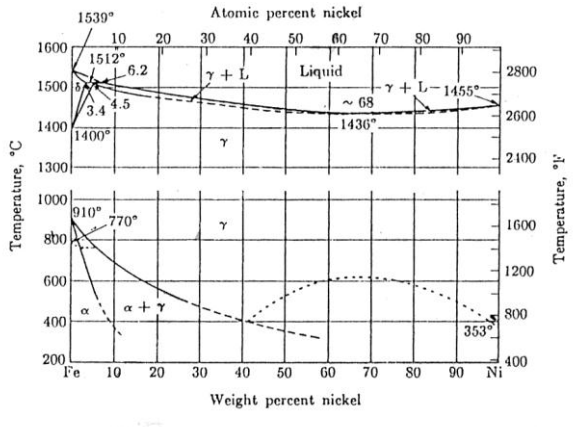

Fig. IV.3: Diagrama Fe-Ni

En la Fig. IV.3, el diagrama de equilibrio Fe-Ni muestra la apertura del campo γ caracterizada por el incremento de A_4 y el decrecimiento de A_3 a medida que aumenta el porcentaje de Ni, vinculada al hecho de que tanto este elemento, como otros del grupo, forman solución sólida en todo el rango de solubilidad. Como resultado de este efecto se aprecia un ensanchamiento considerable del campo γ, hasta tal punto que cuando el porcentaje de Ni supera el 32%, las aleaciones se enfrían hasta temperatura ambiente permaneciendo estable la red FCC del Fe γ. En este caso, los aceros se denominan *austeníticos*.

Subgrupo I B: Elementos que abren y contraen el campo γ (Fig. IV.2b)

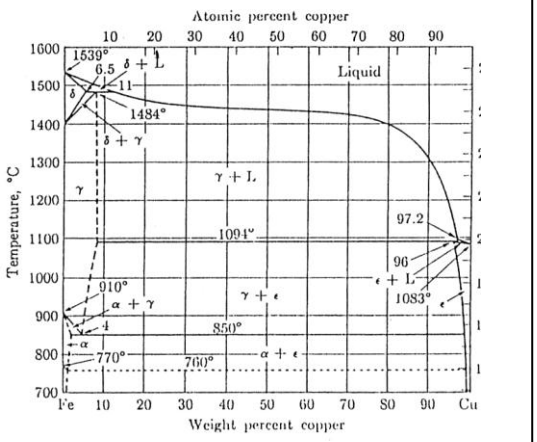

Fig. IV.4: Diagrama Fe-Cu

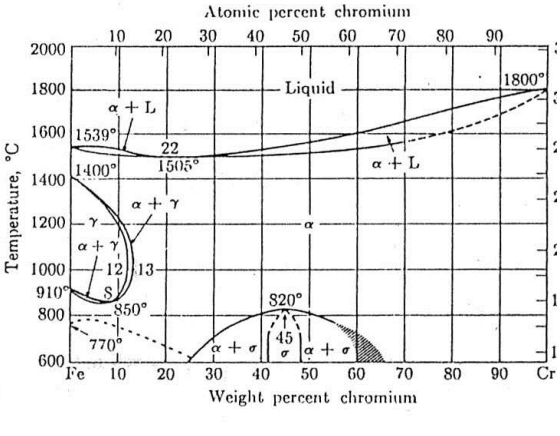

Fig. IV.5: Diagrama Fe-Cr

Dentro de este subgrupo podemos mencionar C, N, Cu, Zn, Au, y As. Aquí el ejemplo típico es el diagrama Fe–C, y en la Fig. IV.4 se muestra el Fe-Cu. En este caso, para porcentajes bajos de aleantes, el comportamiento es similar al del subgrupo anterior (sube A_4 y desciende A_3), pero cuando se incrementa la cantidad de aleante comienza a reducirse el campo monofásico hasta eliminarlo por completo.

Subgrupo II A: Elementos que cierran γ y expanden el campo α (Fig. IV.2c)

Dentro de este grupo se encuentran varios aleantes importantes en aleaciones ferrosas como Cr, V, Ti, Mo, Cb, W, Ta, y también Sn, Sb, Ge, Si, P, S, entre otros. Estos elementos hacen descender A_4 y

aumentar A_3. A medida que se incrementa su contenido, como se ve en el diagrama Fe-Cr de la Fig. IV.5, el efecto puede ser tan marcado que conduce a que A_3 y A_4 coincidan, cerrando el campo γ.

Las aleaciones Fe–Cr con contenidos altos de este elemento, son ferríticas a temperatura ambiente como así también a temperaturas elevadas. En este caso particular, se presenta además una fase σ**,** que es un compuesto intermetálico, cuya formación parece responder a una transformación orden-desorden.

Subgrupo II B: Elementos que cierran γ y contraen campo α (Fig. IV.2d)

Dentro del grupo II, se puede destacar este subgrupo, constituido por B, Ta, Zr, que elevan A_3 y bajan A_4 pero debido a su baja solubilidad, antes de que el campo γ se cierre totalmente, aparecen nuevas fases.

IV.2.1. Elementos que modifican el diagrama Hierro - carbono

La adición de ciertos elementos en los aceros y fundiciones, cambia notablemente las líneas del diagrama de fases Fe-C. Una importante modificación se observa en la composición del eutectoide y en la temperatura eutectoide. Las Fig. IV.6 y IV.7 muestran los efectos sobre estos valores en función de la concentración de varios elementos aleantes.

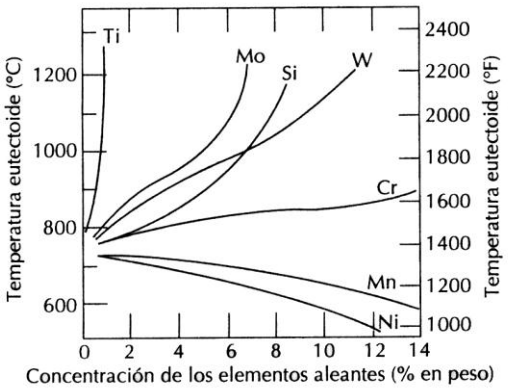

Fig. IV.6: Efecto sobre la temperatura eutectoide

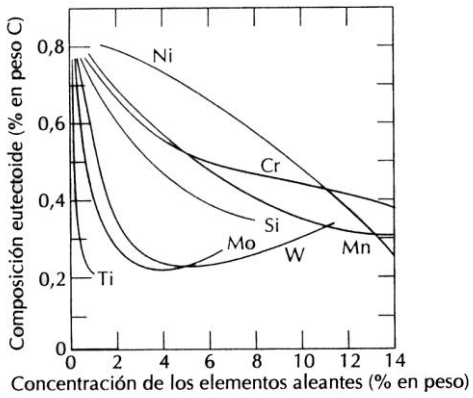

Fig. IV.7: Efecto sobre la composición eutectoide

IV.2.2. Interacción de los elementos aleantes con el carbono

Respecto a su interacción con el carbono, los elementos aleantes pueden clasificarse en:

1) Aquellos que provocan la aparición de carbono elemental (grafito), favoreciendo la descomposición de la cementita, denominados *grafitizantes.* Los principales son Ni, Si, Cu y Al.

2) Elementos que se combinan en menor o mayor grado con el carbono formando carburos. Dentro de este grupo están:

Fe Mn Cr Mo W Nb V Hf Zr Ta Ti

En el listado, la tendencia a formar carburos crece de izquierda a derecha. Su comportamiento se puede distinguir, agrupando los elementos según se muestra justo arriba.

Mn Cr Mo W

Cuando su tenor es bajo, estos elementos se disuelven en la cementita, sustituyendo en ella a los átomos de Fe. La ecuación representativa es:

$C Fe_3 + Me \longrightarrow (FeMe)_3 C$ donde Me representa al átomo metálico del grupo.

El orden indicado al comienzo representa también la capacidad de cada uno de ellos de reemplazar átomos de Fe de la cementita, pero ahora en forma decreciente.

Si están presentes en porcentajes mayores a aquellos que tolera la cementita, forman otro tipo de carburos, que se pueden clasificar en los siguientes grupos:

I	Me_3C	carburos tipo cementita
II	$Me_{23}C_6$ y Me_7C_3	carburos tipo carburo simple de cromo
III	Me_6C y Me_4C	carburos tipo carburos dobles de W y Mo
IV	MeC	carburos tipo carburo de titanio

Desde el punto de vista cristalográfico, los carburos son bastante complejos. Los del tipo cementita cristalizan según una red ortorrómbica en la que cada átomo de C está rodeado por seis de Me siendo variable la distancia interatómica Me - C.

Los carburos más complejos llegan a tener celdas unitarias de hasta 10 A (1 nanómetro) y contienen hasta 100 átomos metálicos. Los carburos $Me_{23}C_6$ se forman con tenores de Cr superiores al 12 %, y los Me_7C_3 cuando el contenido de Cr supera el 2%.

Como generalmente en los aceros y fundiciones coexisten dos o más elementos aleantes con tendencia a formar carburos, cada uno disuelve a los otros, incluido al hierro, en sus estructuras. Así por ejemplo Cr_7C_3 disuelve en su red hasta 55 % Fe formando un carburo doble $(Fe\ Cr)_7C_3$; $Cr_{23}C_6$ disuelve hasta 35% de Fe constituyendo $(Fe\ Cr)_{23}C_6$. De esta ley general sólo son excepción los carburos del grupo "tipo carburo de titanio".

Análogamente, y dependiente del elemento aleante y del tenor en que está presente, otros elementos reemplazan en la red al Cr, dando lugar a carburos triples.

Cuando en una aleación ferrosa hay W y/o Mo, se forman carburos del tipo carburos doble de W y Mo. Generalmente cristalizan con exceso de C por lo que su composición química responde a $(Fe_2Mo_2)C$ y $(Fe_2W_2)C$.

Nb V Hf Zr Ta Ti

Estos elementos son los más afines con el C, y forman por ejemplo, CTi, CV, CZr, etc.

Desde el punto de vista de su estabilidad, de suma importancia en los tratamientos térmicos, se los puede agrupar en:

a) los de los grupos I, II y III que se desdoblan y disuelven relativamente bien en la austenita, al elevarse la temperatura

b) los del grupo IV no se descomponen en condiciones normales de calentamiento.

En todos los casos, los elementos considerados tienen al menos cierto grado de solubilidad en la ferrita, por lo que, contenidos bajos quedan en solución y, por lo tanto, los carburos que formen estarán en coexistencia con el elemento correspondiente en la ferrita y/o austenita.

IV.3. Aspectos cinéticos de la transformación 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

Las 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.

IV.3.1. Diagramas TTT

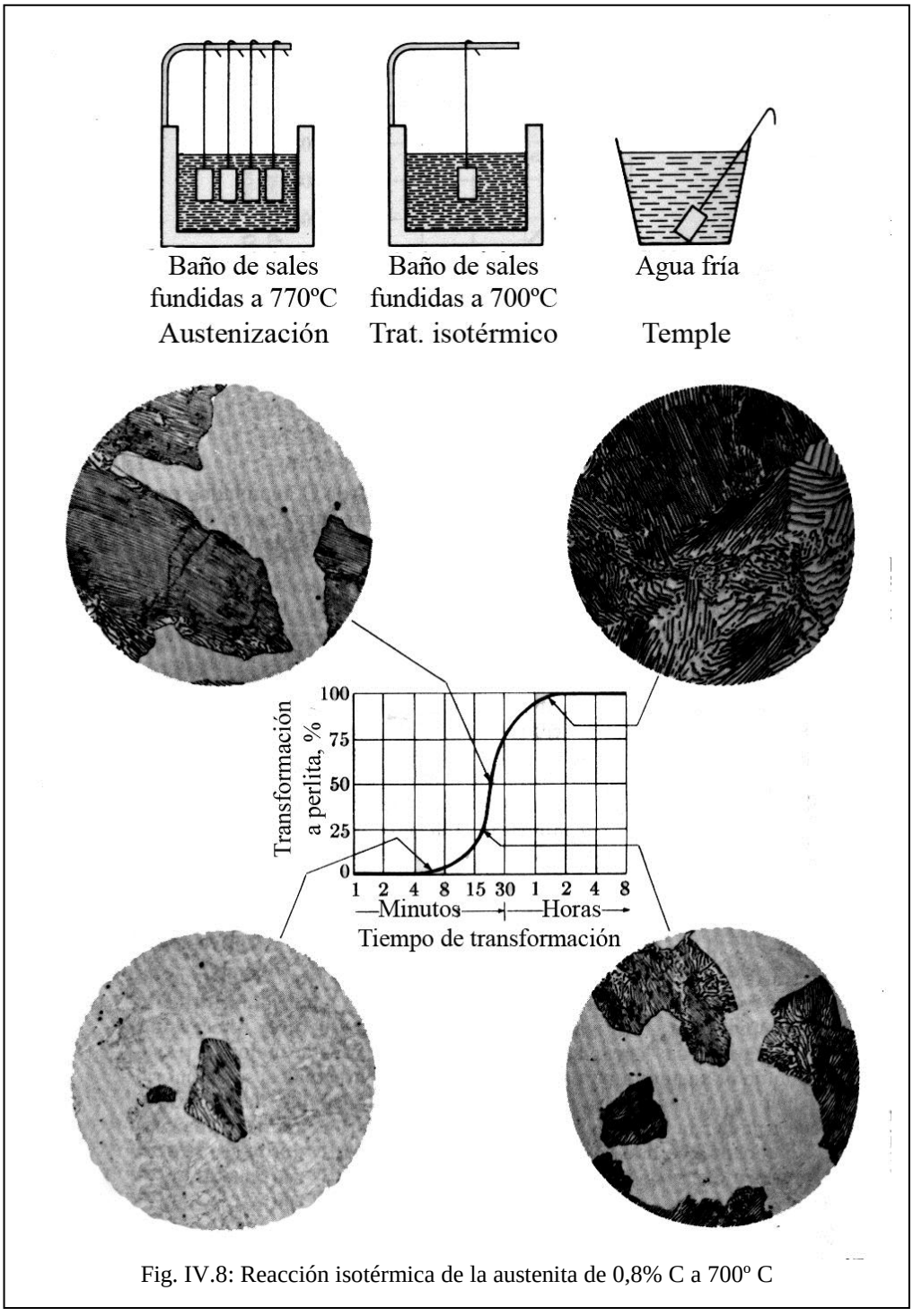

Fig. IV.8: Reacción isotérmica de la austenita de 0,8% C a 700º C

Estos diagramas grafican las condiciones (temperatura-tiempo) en que ocurre la transformación de la austenita para cada tipo de acero. En la Fig. IV.8 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 estos datos se traza el diagrama **TI**, cuyas curvas resumen los resultados de reacción isotérmica de la austenita para todas las temperaturas.

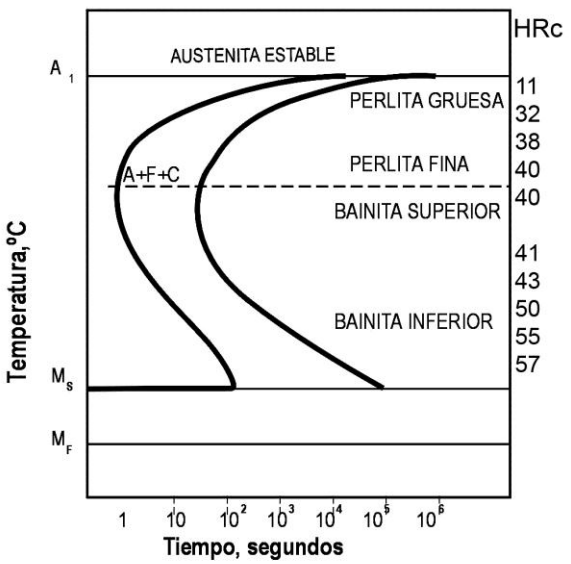

Fig. IV.9: Diagrama TTT de un acero SAE 1080

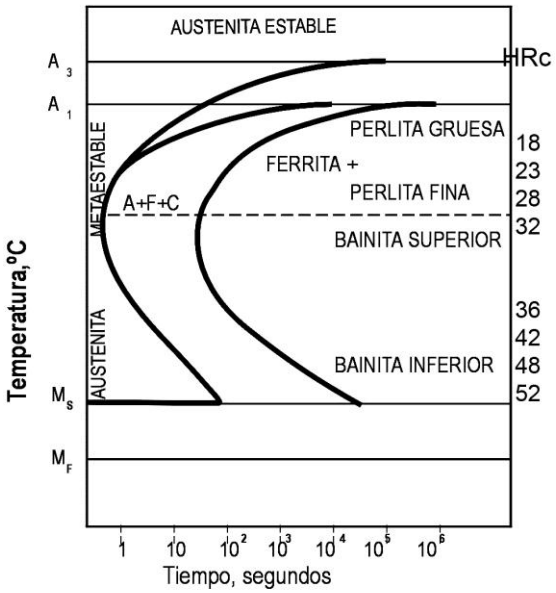

Fig. IV.10: Diagrama TTT de un acero SAE

En las figuras IV.9 y IV.10 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 IV.10 y IV.11), 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 crece en forma de agujas, disminuyendo la resistencia al impacto del acero.

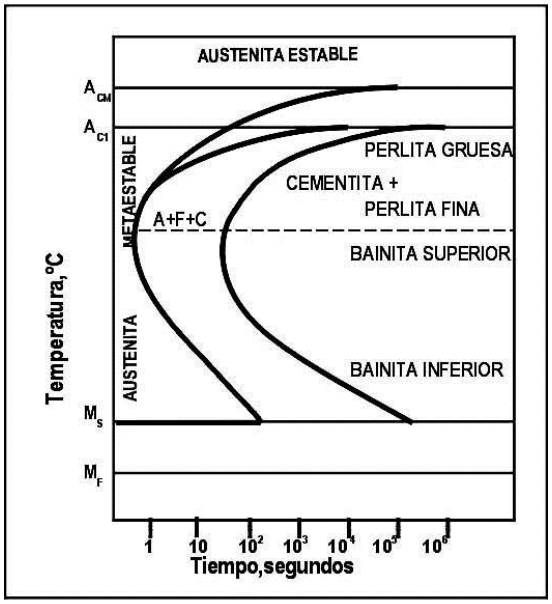

Fig. 11: Diagrama TTT de un acero hipereutectoide

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. IV.9 y IV.10 se muestra la dureza HRc de la estructura completamente transformada.

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 los diagramas refleja que cuando la temperatura de transformación desciende 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.

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 posición 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.

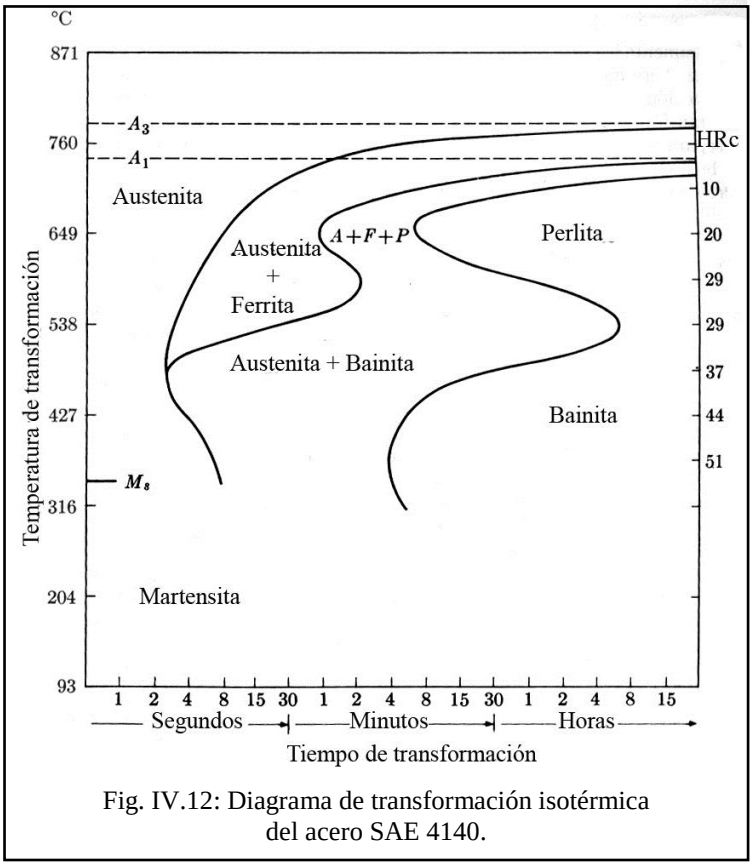

Fig. IV.12: Diagrama de transformación isotérmica del acero SAE 4140.

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. IV.9 está desplazado a la derecha respecto al de la fig. IV.10, 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. IV.12, que posee pequeñas cantidades de Cr y Mo. Estos diagramas 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 a temperaturas un poco más bajas en los enfriamientos continuos. De una forma similar a la descrita anteriormente, se han trazado entonces 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. IV.13 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.

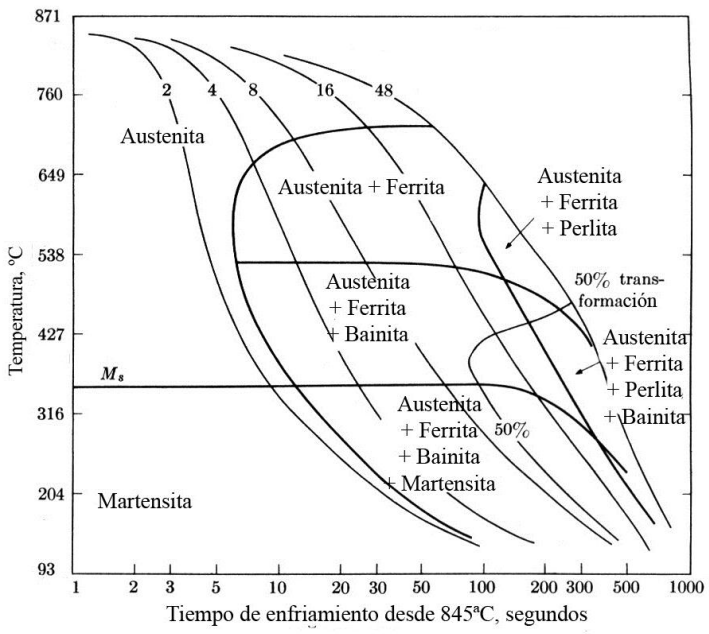

Fig. IV.13: Diagrama de transformación continua del acero SAE 4140.

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.

IV.4. Principales propósitos de los tratamientos térmicos

1) Homogeneizar: eliminar la segregación de solutos. En los aceros efervescentes las impurezas se concentran en el centro de las barras, manteniéndose limpias las regiones superficiales. Esto los hace aptos para estampar; son aceros de alta embutibilidad, a los que no se aplican tratamientos térmicos. Aproximadamente dentro de los 3 meses, envejecen, por precipitación de NAl.
Los aceros aleados pueden homogeneizarse para corregir defectos de microsegregación, cuidándose que la temperatura no se acerque al punto de fusión.

2) Ablandar: para mejorar su maquinabilidad, los aceros se someten a tratamientos de recocido. La dureza de la perlita depende del espesor de sus láminas; modificando la velocidad de enfriamiento, los valores pueden variar entre HB 180 y 400 (equivalente a 600 y 1330 MPa) en un acero SAE 1080.

3) Distensionar: las piezas pueden acumular tensiones producidas en los procesos de deformación, soldadura o fusión cuando los espesores son variables. No se modifica la dureza ni la estructura.

4) Endurecer: aumentar el límite elástico, la resistencia máxima y la resistencia a la fatiga.

5) Aumentar la tenacidad: lograr un valor elevado de resistencia con capacidad de deformarse antes de romperse.

6) Adicionar elementos químicos: con el objeto de aumentar la dureza superficial.

7) Remover elementos químicos: por ejemplo, descarburar; no tienen mucha aplicación.