

## LOS ACEROS AL CARBONO

Los aceros al Carbono son aleaciones base Fe, con contenidos de Carbono superiores al 0,05% e inferiores al 2% en peso; la gran mayoría de estos aceros tiene contenidos de C entre 0,1 y 1%p. En los aceros comerciales siempre hay otros elementos, además de Fe y C; sin embargo, en una primera presentación podemos hacer abstracción de esos otros elementos y suponer que ellos están dentro de rangos normales y que son constantes. Existen muchas familias de aceros (aceros inoxidables, aceros rápidos, aceros refractarios, etc.). Aquí veremos aquella de los aceros al Carbono, con una breve referencia a la de los aceros de baja aleación.

### 1. Aceros al Carbono

#### 1.1 Aceros al Carbono con Estructuras de Equilibrio

En los aceros al Carbono, donde la concentración de otros elementos es relativamente baja, suponiendo condiciones de equilibrio, en primera aproximación es válido considerar que el diagrama de equilibrio binario Fe-C es aplicable. Para efectos de los aceros al Carbono, estrictamente basta considerar el extremo rico en Fe de dicho diagrama, en el sector correspondiente al diagrama Fe-cementita. La cementita es un carburo de Fe, un compuesto definido, de carácter no metálico (duro y frágil) y de fórmula estequiométrica  $Fe_3C$ . A dicha fórmula se asocia la composición Fe-6,7%p.C.

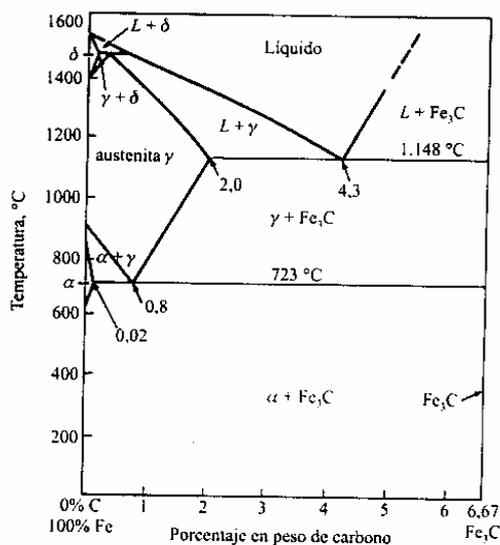
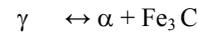


Fig. 1 Diagrama de equilibrio Fe-cementita

En ese diagrama Fe- $Fe_3C$  se observa que hay una reacción peritéctica ( $L + \delta = \gamma$ ), otra eutéctica ( $L = \gamma + Fe_3C$ ) y una eutectoide ( $\gamma = \alpha + Fe_3C$ ). Las fases indicadas en el diagrama son:

- Las siguientes soluciones sólidas de carácter metálico:
  - Fase  $\alpha$  o ferrita, solución sólida de C disuelto intersticialmente en Fe (CC).
  - Fase  $\gamma$  o austenita, solución sólida de C disuelto intersticialmente en Fe (CCC).
  - Fase  $\delta$  o ferrita de alta temperatura, solución sólida de C disuelto intersticialmente en Fe (CC).
- Una fase sólida no metálica, de carácter cerámico: cementita,  $Fe_3C$ .
- Una fase L constituida por una solución homogénea líquida de carácter metálico.

Para los tratamientos térmicos de los aceros (que se realizan al estado sólido), bajo condiciones de equilibrio, es muy importante considerar la siguiente transformación al estado sólido:



Esta es una transformación eutectoide. Las coordenadas del punto de transformación eutectoide son: 0,77 %p. C y 723 °C.

(También hay tratamientos térmicos de los aceros fuera del equilibrio, como lo es un enfriamiento rápido (temple) desde la fase austenita ( $\gamma$ ). En tal caso, no es aplicable tan directamente la lectura del diagrama de equilibrio. Veremos tales tratamientos más adelante).

En lo sucesivo, en cuanto a las transformaciones al equilibrio, nos referiremos solamente a la transformación eutectoide, lo que significa que nos limitaremos a procesos de tratamientos térmicos (al estado sólido). No consideraremos situaciones en las cuales participe la fase líquida, como sería el caso de procesos de fundición y soldadura, por ejemplo.

Según el respectivo diagrama de equilibrio, la solubilidad del C es mucho mayor en la fase  $\gamma$  que en la fase  $\alpha$ . En efecto, la solubilidad máxima de C es de 2,1 %p.C en la fase  $\gamma$ , en tanto que ella es de sólo 0,02%p.C en la fase  $\alpha$ . ¿A qué se debe a que tal solubilidad sea mayor en la fase más densa  $\gamma$  (CCC) que en la fase menos densa  $\alpha$ ?

(CC)? Ello se explica considerando que el tamaño de los intersticios es mayor en la fase  $\gamma$  que en la fase  $\alpha$ . En ambos casos se trata de soluciones sólidas de inserción de C en el Fe.

La solubilidad del C en la  $\alpha$  es muy baja. Por razones conceptuales, ese campo del diagrama usualmente no se dibuja a escala, para que se alcance a ver el rango monofásico  $\alpha$ . Nótese que la coordenada de composición 0,02%p.C quedaría confundida con el eje vertical. Otra característica del diagrama es que las líneas laterales del campo bifásico ( $\alpha$ +Fe<sub>3</sub>C) son prácticamente verticales. Así, dentro de ese campo, para una aleación dada, la fracción de la o las fases presentes casi no cambia con la temperatura.

Dependiendo de su composición, los aceros se clasifican en: eutectoides ( $W_0 = 0,73\% \text{p.C}$ ), hipoeutectoides (0,02-0,73 %p.C) e hipereutectoides (0,73-2,0%p.C). Se adjunta en otro archivo las microestructuras de equilibrio que se obtienen al enfriar distintos aceros desde austenita hasta la temperatura ambiente.

Consideremos a continuación el caso de un acero de composición eutectoide. A alta temperatura, en la región  $\gamma$ , sólo habrá granos de esa fase con  $W_\gamma = W_0 = W_E = 0,73\% \text{p.C}$ . En la práctica industrial tendremos usualmente un policristal (varios granos y sus respectivos bordes de grano). Al llegar a  $T_E = 723^\circ\text{C}$ , y extraer calor, la austenita se transformará eutectoidemente en las dos fase de equilibrio de baja temperatura,  $\alpha + \text{Fe}_3\text{C}$ . Estas dos fases aparecerán a  $T_E = 723^\circ\text{C}$  bajo la morfología perlítica. En cada grano de austenita, nuclearán y crecerán varias colonias de perlita. La nucleación de la perlita se iniciará preferentemente en los bordes de grano; ello pues las nuevas fases siempre tienden a aparecer en los lugares donde haya defectos, y los bordes de grano lo son.

Consideremos ahora una aleación hipereutectoide, p.e.:  $W_0 = 1\% \text{p.C}$ . A alta temperatura, en la región  $\gamma$ , sólo habrá granos de esa fase con  $W_\gamma = W_0 = 1\% \text{p.C}$ . Al extraer calor y entrar al campo bifásico  $\gamma + \text{Fe}_3\text{C}$ , comenzará a aparecer la fase Fe<sub>3</sub>C primaria o proeutectoide. Esta fase primaria aparecerá preferentemente en los bordes de grano. Al llegar a la temperatura  $T_{E+\epsilon}$ , habrá cementita primaria en los bordes de grano y, dentro de los granos, austenita de composición eutectoide, con  $W_\gamma = W_E = 0,73\% \text{p.C}$ . Al extraer calor, a  $T = T_E$  se producirá

la transformación eutectoide. Por ella, la austenita eutectoide ( $W_\gamma = W_E = 0,73\% \text{p.C}$ ) se transformará en las fases de equilibrio  $\alpha + \text{Fe}_3\text{C}$ , bajo forma de perlita (morfología laminar); la perlita nucleará preferentemente a partir de las interfases (superficies límites) cementita primaria/austenita. La cementita primaria no experimentará ninguna transformación al pasar por  $T_E$ , y seguirá en los bordes de grano.

El análisis estructural de una aleación hipoeutectoide, es similar al de una hipereutectoide, salvo porque en la aleación hipoeutectoides la fase primaria será ferrita en los bordes de grano de la austenita. Al llegar a la temperatura  $T_{E+\epsilon}$ , habrá ferrita primaria en los bordes de grano y austenita  $\gamma$  de composición eutectoide al interior de los granos. Al extraer calor, a  $T = T_E$  se producirá la transformación eutectoide de la austenita.

En los ejemplos de las aleaciones eutectoides, hipoeutectoides e hipereutectoides anteriores, debe tenerse claro que las perlitas que aparecen en ellos son indistinguibles entre sí. (Salvo por la fase proeutectoide que eventualmente acompaña a la perlita).

Nótese que en los aceros con estructura de equilibrio, mientras mayor sea el contenido de Carbono de la aleación, mayor será la fracción de cementita y menor la de ferrita. Las propiedades mecánicas de estos aceros a bajas temperaturas dependen de la cantidad relativa de la fase dura (cementita) y de la fase blanda (ferrita), así como de la distribución geométrica de estas fases. Si, para simplificar este primer análisis, suponemos que la morfología y la distribución de las fases es la misma, entonces, sobre la base de lo expuesto se concluye: bajo condiciones de equilibrio, mientras mayor sea el contenido de C de la aleación, mayor será la dureza y menor la ductilidad de la aleación. De modo que la cantidad de C del acero, dentro de lo disponible en el mercado, se seleccionará dependiendo de la aplicación que se le dé al acero en cada caso.

Ya se mencionó que un acero con muy poco carbono, p.e. 0,1%p.C, cuando es sometido a temple no endurece, esto porque no se obtiene martensita. Es importante notar que las aleaciones metálicas no endurecen simplemente porque se les enfría rápido. El endurecimiento se produce si es que el temple (enfriamiento rápido) produce efectivamente martensita; es decir, el material endurece si es que se logra el llamado temple

martensítico. Por otro lado, si tenemos Cu(CCC) y lo templamos (enfriamiento rápido), este material no endurece; ello se debe a que al estado sólido el Cu es siempre CCC. (Sí hay algunas aleaciones binarias de Cu que presentan transformaciones eutéctoides y temple martensítico).

## 1.2 Aceros al Carbono con Estructuras Metaestables

Consideremos el caso de un acero al carbono, con %p. C > 0,2. (Este es un límite aproximado para que un acero sea templable en el sentido que dé martensita por enfriamiento rápido). Ya hemos visto que si enfriamos suficientemente lento, obtendremos las fases de equilibrio indicadas por el diagrama correspondiente, para bajas temperaturas:  $\alpha$ +Fe<sub>3</sub>. Sin embargo, es posible obtener un material más duro por enfriamiento rápido desde la fase  $\gamma$  (unos 1.000 °C). A modo de ejemplo, consideremos una barra de 10 mm de diámetro que es enfriada desde los 1000 °C por temple en agua. Las transformaciones de equilibrio requieren un tiempo suficientemente grande como para que los átomos difundan y una fase (en este caso, la fase  $\gamma$ ) se pueda transformar en dos fases, ambas con composiciones diferentes de aquella de la fase inicial. Por enfriamiento suficientemente rápido tal tiempo no existe, por ende, no aparecerán las fases de equilibrio, sino que el sistema quedará en equilibrio metaestable monofásico. Habrá una sola fase y de la misma composición de la inicial.

Para los aceros (>0,20 %C) la fase  $\gamma$  es inestable a baja temperatura; por enfriamiento rápido ella se transforma por un mecanismo sin difusión, a velocidades del orden de la velocidad del sonido, en un rango de temperaturas durante el enfriamiento, **en otra fase única llamada martensita**. Para la transformación de  $\gamma$  en martensita no hay difusión atómica, en el sentido de que los átomos no se mueven algunas o muchísimas distancias interatómicas: sólo hay un reajuste local de los átomos, con un desplazamiento que es una fracción de una distancia interatómica. Así, la **transformación martensítica** es casi instantánea y sin difusión.

La martensita, obtenida por temple, es la estructura más dura de los aceros. Por ser una fase metaestable, no aparece en el respectivo diagrama de equilibrio. Sin embargo, es demasiado frágil (poco tenaz) como para ocuparla directamente en la práctica. De esta manera,

después del temple, normalmente se aplica un nuevo tratamiento térmico llamado revenido (p.e.: 600 °C, 30 min). El revenido se realiza a una temperatura inferior a la eutéctoides y permite la transformación de la martensita.

Con el revenido, cuando éste proporciona las propiedades mecánicas deseables, esto es, alta dureza con una razonable tenacidad, la martensita ha sido transformada en finísimos carburos (no detectables por microscopía óptica) en una matriz de ferrita. Según el diagrama de equilibrio, ferrita y cementita son las fases que deben estar presentes bajo la temperatura eutéctoides. La estructura de temple más revenido es algo más blanda, pero mucho más tenaz y más resistente a la fatiga que la de temple. Por otra parte, si el revenido es prolongado excesivamente, los carburos crecen de tamaño y disminuyen en número, con lo que el material se ablanda excesivamente. Cuando los carburos ya se ven al microscopio óptico (0,5  $\mu$ m, aprox.), el material está prácticamente en su condición más blanda y dúctil, y se han perdido lo usualmente buscado en un temple (alta dureza). Si se desea un material más blando se aplica un tratamiento térmico más barato que el temple y revenido.

Al microscopio óptico, la martensita a menudo se ve como un conjunto de agujas (morfología acicular). La estructura de revenido, recibe el nombre de “martensita revenida”, si bien ya no existe la fase martensítica. Así, la estructura llamada “martensita revenida” corresponde a finos carburos dentro de una matriz de ferrita. La denominación se debe a que los granos de la matriz de fase alfa (resultante del revenido de la martensita) se ven con casi la misma forma de agujas de la martensita inicial, aunque con extremos más redondeados.

Cuando un acero tiene un contenido en carbono menor que 0,2% p. C, se tiene que, como es moderada la cantidad de carbono, es fácil la formación de las fases de equilibrio bajo la temperatura eutéctoides. De esta manera, al aparecer las fases de equilibrio, ya no puede aparecer la martensita. Así, los aceros con bajo contenido en carbono “no templan”, en el sentido de que no endurecen por enfriamiento rápido, al no poderse formar la martensita.

La estructura cristalina de la martensita (tetragonal) tiene cierta similitud con la de la ferrita (CC). En efecto, la martensita es una solución sólida de inserción con una estructura similar a la de la ferrita (CC), con la diferencia de

que uno de los tres ejes de la celda es mayor que los otros dos, los cuales son iguales entre sí. Esto se debe a que en una aguja de martensita, los átomos de C se insertan en la mitad de una arista de la celda, pero en el mismo tipo de arista en toda la aguja. Así, en una aguja, en relación con las tres aristas se cumple:  $a=b < c$ . Otra diferencia es la composición, nótese que la ferrita de equilibrio tiene un contenido en C inferior o igual a 0,02%p.C, en tanto que la martensita tiene un contenido en C igual al contenido del C del acero considerado (p.e., 0,4%p.C); esta diferencia lleva a decir que la martensita es similar a una ferrita sobresaturada en C.

En los aceros martensíticos, al crecer el contenido C de la aleación, su martensita es más dura. Esto se debe, en primer lugar, a la elevada cantidad de C disuelto intersticialmente en la martensita; en efecto, un mecanismo muy efectivo de endurecimiento se produce al insertar impurezas en una solución. Otros factores de este endurecimiento son: a) debido al enfriamiento rápido, quedan muchas tensiones internas y b) los bordes de las finas agujas de la martensita, son obstáculos al movimiento de dislocaciones.

Para materiales duros y resistentes a la fatiga, con una razonable tenacidad, la estructura de uso práctico habitual es la de la martensita revenida, ¿Cómo influye el %p.C sobre las propiedades de los aceros templados y revenidos? Respuesta: A mayor contenido de C habrá más carburos finos en la estructura, por lo que ésta será más dura; suponiendo partículas de igual tamaño y homogéneamente distribuidas.

Al templar un acero al carbono, la martensita aparece durante el enfriamiento. Al ir bajando la temperatura, primero se está en un rango donde la austenita es estable, luego es metaestable y finalmente es inestable. Tal austenita inestable se va transformando durante el enfriamiento en la fase metaestable llamada martensita; la austenita no se puede transformar en las fases de equilibrio porque la alta velocidad de enfriamiento y las bajas temperaturas alcanzadas no permiten la difusión atómica. La martensita aparece en un rango de temperaturas. Se llama  $M_s$  a la temperatura de inicio de la transformación y  $M_f$  a aquella de fin de la transformación. Durante el enfriamiento, mientras menor sea la temperatura dentro de ese rango, mayor será la cantidad de martensita resultante. Bajo  $M_s$  se tendrá prácticamente 100% martensita. Entre  $M_s$  y  $M_f$ , hay temperaturas, por ejemplo  $M_{10}$ ,  $M_{75}$ ,

etc., a las cuales aparece un 10%, un 75% de martensita, etc. Toda la martensita que tiene que aparecer a una temperatura dada, aparece casi de inmediato, pues la transformación es muy rápida.

Las temperaturas  $M_s$  y  $M_f$  de un acero, decrecen al aumentar el contenido de C del acero, ver las figuras correspondientes. Así, por ejemplo, para un acero con 0,2%p.C su temperatura  $M_f$  es de unos 290 °C, en tanto que para un acero con 0,7%p.C ella es de 0°C; la relación entre  $M_f$  y el %p.C es prácticamente lineal. De esta manera, si se temple en agua a 20°C un acero con 0,8%p.C, el acero quedará con austenita retenida a temperatura ambiente (austenita metaestable), la que podrá continuar transformándose en martensita si se baja la temperatura. La transformación martensítica puede ocurrir a baja temperatura pues ella NO requiere de difusión; por el contrario a bajas temperaturas, la austenita retenida no se podrá transformar en las fases de equilibrio. La presencia de austenita retenida es indeseable, pues una pieza que se considere terminada y que contenga austenita retenida, podrá seguir transformándose si se baja la temperatura; nótese que, la transformación de austenita en martensita provoca cambios dimensionales, los cuales se producirán en la pieza prácticamente terminada. Para evitar la austenita retenida, hay que temprar necesariamente el acero a una temperatura inferior a la temperatura  $M_s$ , y después la pieza totalmente martensítica se lleva a temperatura ambiente.

### 1.3 Usos típicos de aceros al Carbono dependiendo de su %p.C

#### Fe-0,1 a 0,2%p.C

Por su bajo contenido de C prácticamente no se templan; esto es, bajo condiciones industriales no se obtiene (ni tampoco se busca) martensita. Presentan las fases de equilibrio, preferentemente ferrita; por esto últimos son dúctiles y relativamente blandos. Son aptos para procesos de deformación plástica, destinados a dar forma a productos. Por ejemplo, carrocerías de antiguos automóviles, perfiles para fabricar estanterías, acero de construcción civil, etc.

También estos aceros ya en servicio, son capaces de deformarse mucho absorbiendo energía, antes de romperse; por ello se emplean en construcción civil. Las normas de construcción antisísmica indican que en un terremoto, el edificio podría quedar muy deformado e incluso inutilizable, pero no colapsar, para proteger a las personas. En ese terremoto, los muros no

estructurales quedarían destrozados, así como sectores de la parte cerámica de los muros estructurales; sin embargo, el acero de estos últimos aunque podría quedar también muy deformado, no debería romperse mayormente, evitando así el colapso de la estructura.

#### **Fe-0,4%p.C. (Templados y revenidos)**

Se trata de aceros con un compromiso entre buena resistencia a la deformación (dureza) y a los golpes (tenacidad). Se emplean en componentes mecánicos que deben resistir golpes y no deformarse; p.e.: engranajes, ejes y martillos.

#### **Fe-0,8%p.C. (Templados y revenidos)**

Son aceros con una dureza elevada y, por ende, con una baja tenacidad.

La elevada dureza es importante, p.e., en cuchillas de tijeras y de guillotinas industriales. Una alta dureza implica alta resistencia al desgaste, propiedad necesaria para estas aplicaciones. Estas piezas, como todas las piezas frágiles, trabajan bien en compresión, no así en tracción. (En general, la resistencia de los materiales frágiles es significativamente mayor en compresión que en tracción; p.e., caso de los ladrillos). Si utilizáramos una tijera para hacer palanca, esto es, en flexión, al generarse esfuerzos de tracción en un sector de ella, la pieza se romperá fácilmente. Para evitar esto, tales piezas deben ser utilizadas apropiadamente, evitando tracción elevada y prefiriendo compresión.

## **2. La Templabilidad y la Familia de Aceros de Baja Aleación**

El propósito de enfriar rápido un acero frecuentemente es no dar tiempo a que se produzca las transformaciones de equilibrio y que en su lugar se produzca la transformación martensítica. Esto desde la perspectiva de los cambios microestructurales deseados. Sin embargo, enfriar rápido una pieza grande o con cambios bruscos de sección conlleva dificultades, tales como que la pieza se deforme o se agriete durante el enfriamiento rápido. De modo que hay una velocidad límite en cada pieza de un acero dado para que este daño no se produzca.

Así, a veces se da que la velocidad máxima necesaria para obtener martensita en lugar de las fases de equilibrio, es mayor que la velocidad mínima a la que no se produce agrietamiento o distorsión. Esto lleva a desear contar con un nuevo acero que permita fabricar la misma pieza y con las mismas propiedades

mecánicas finales del acero al Carbono original, pero aún enfriándolo más lento (para que no se agriete) pueda dar martensita. Esto es, se desea un acero con una mayor templabilidad. Hay varios elementos de aleación (Cr, W, Mo, Ni, etc) que, agregados en cantidades y combinaciones adecuadas, retrasan la transformación eutectoide y, por ende, con un enfriamiento más lento, permiten que se obtenga martensita.

La familia de los aceros de baja aleación corresponde a aceros con cantidades de elementos de aleación adecuados (Cr, W, Mo, Ni, etc.) que, en suma, no exceden el 5%p., y cuyo propósito principal es mejorar la templabilidad del acero. A igualdad de contenido de C, las propiedades mecánicas de un acero al Carbono y de un acero de baja aleación son bastantes similares, pues en ambos casos el endurecimiento se relaciona principalmente con el contenido de Fe<sub>3</sub>C, controlado por el %p.C presente. La principal diferencia entre estos aceros es que el segundo es más templable que el primero.

La templabilidad es la propiedad relacionada con la facilidad para obtener martensita. Un acero con 0,4%p.C será más templable si contiene elementos de aleación propios de un acero de baja aleación, que si es un simple acero al Carbono. Esto significa que si fabricamos la misma pieza con los dos aceros y queremos llegar a la misma dureza máxima final (igual %p.C), por la vía de temple y revenido, el temple del acero aleado podrá ser mucho menos severo que el del acero sin alear. Ese temple menos severo podría permitir que la pieza no se doble o fracture como consecuencia del temple. Otra perspectiva de la templabilidad, es que un acero más templable permite templar sin daño piezas de mayores dimensiones que si se emplease un acero corriente. Nótese que mientras mayor sea la pieza, para llegar a una misma velocidad de enfriamiento, se requerirá emplear medios de temple más severos para enfriarla, lo que puede provocar mayores daños.

Que un acero sea más templable que otro no significa que la dureza límite superior de éste sea mayor que aquella de la de otro acero. En efecto, en los aceros de baja aleación y en los aceros al Carbono, la dureza dependerá principalmente del %p.C. (Existen otras familias de acero, las que no veremos, donde los elementos de aleación sí influyen en la dureza del material).

## Problemas propuestos

### Problema 1

- a) Considere un acero al Carbono de composición hipoeutectoide Fe-0,4%pC, bajo condiciones de equilibrio. Calcule, para  $T = T_E - \varepsilon$ , el valor del cociente: (fracción en peso de  $\alpha$  en la perlita)/(fracción en peso de  $Fe_3C$  en la perlita).
- b) Considere un acero al Carbono composición  $W_0$  cualquiera, bajo condiciones de equilibrio. Demuestre que, independientemente del valor de  $W_0$ , a  $T = T_E - \varepsilon$ , el cociente definido en a) es una constante del sistema que tiene el mismo valor que usted debió haber calculado en la parte a).
- c) Para un acero como el de b), calcule y represente la fracción en peso de la fase primaria correspondiente en función de  $W_0$ , a  $T = T_E - \varepsilon$ . En relación con esta pregunta, ¿qué diferencia hay entre trabajar a  $T = T_E + \varepsilon$  y a  $T = T_E - \varepsilon$ ?
- d) Para un acero como el de b), calcule y represente la fracción en peso de la perlita presente en función de  $W_0$ , a  $T = T_E - \varepsilon$ . En relación con esta pregunta, ¿qué diferencia hay entre trabajar a  $T = T_E + \varepsilon$  y a  $T = T_E - \varepsilon$ ?
- e) Para un acero como el de b), calcule y represente la fracción en peso de la cementita (total) presente en función de  $W_0$ , a  $T = T_E - \varepsilon$ . En relación con esta pregunta, ¿qué diferencia hay entre trabajar a  $T = T_E + \varepsilon$  y a  $T = T_E - \varepsilon$ ?

### Problema 2

Considere un acero al carbono de composición  $C_0 = 0,6\%C$ , en peso, y el diagrama de equilibrio correspondiente. Ese acero es enfriado desde los  $1.000^\circ C$  hasta temperatura ambiente, bajo condiciones de equilibrio, asuma que tiene 100 gramos de acero.

Se pide:

- a) Dibuje un gráfico "Composición de la o las Fases Presentes versus la Temperatura". Y también un gráfico de la Fracción en peso de la o las Fases Presentes versus la Temperatura". Ubique a la Temperatura en el eje vertical.
- b) Dibuje el diagrama de enfriamiento continuo correspondiente. Esto es Temperatura versus

Tiempo de Enfriamiento. Nuevamente ubique a la temperatura en el eje vertical. Discutan lo que ocurre a  $T_e = 727^\circ C$ .

c) Calcule y responda:

- c.1) ¿Cuántos gramos de ferrita primaria hay a  $T = T_E + \varepsilon$ ?
- c.2) ¿Cuántos gramos de austenita se descomponen a  $T = T_E$ ?
- c.3) ¿Cuántos gramos de ferrita, en total, hay a  $T = T_E - \varepsilon$ ?
- c.4) ¿Cuántos gramos de ferrita primaria hay a  $T = T_E - \varepsilon$ ?
- c.5) ¿Cuántos gramos de ferrita hay en la perlita, a  $T = T_E - \varepsilon$ ?
- c.6) ¿Por qué no hay mucha diferencias entre los anteriores resultados para  $T = T_E - \varepsilon$ , respecto de aquellos que corresponderían a temperatura ambiente?

Explicite su procedimiento de cálculo

Recuerde que la composición de la Cementita,  $Fe_3C$ , corresponde a 6.7%p. C.

### Problema 3

Considere un acero al carbono de composición  $W_0 = 0,4\%p.C$ . Este acero es llevado primero a  $900^\circ C$ , y luego es templado hasta la temperatura ambiente y revenido.

- a) Identifique las fases presentes después del temple, la composición de ellas y la fracción de ellas.
- b) Identifique las fases presentes después del revenido, la composición de ellas y la fracción de ellas.
- c) Describa la microestructura que se obtiene después del revenido. Compare ésta con la de un acero de la misma composición que ha sido enfriado bajo condiciones de equilibrio.
- d) Si se tratase de un acero con  $W_0 = 0,4\%p.C$ , qué fases habría después de templar desde los  $900^\circ C$  hasta la temperatura ambiente. (Considere el efecto del %p.C sobre la temperatura  $M_f$ ).