

# Metalurgy

Patricio Whittingslow

June 2019

## Parte I

# Curvas de transformación tiempo-temperatura (TTT) y CCT

Tambien conocidos como diagramas de transformación isotérmica, son tres aspectos los que dominan estas curvas:

- Tiempo: Una vez que la temperatura de la austenita baja por debajo de  $A_1$  se vuelve inestable y comienza a transformarse con el tiempo.
- Morfología: Distribución, tamaño y forma de los productos obtenidos a partir de su transformación. son clave para las propiedades que se obtienen.
- Fases que no están en equilibrio: La aparición de fases fuera de equilibrio, como por ejemplo, la martensita

Los CCT son *Continuous Cooling transformation* para enfriamiento a  $\frac{\partial T}{\partial t} = \text{constante}$ .  
Fases

- Perlita: Morfología laminar, su transformación se favorece con mayor coeficiente de difusión.
- Bainita: Morfología con  $\alpha$  en listones y carburos discretos
- Martensita: Misma composición que austenita pero red cristalina diferente (BCT) y distorsionada. Contiene zonas de austenita.

## 1. Acero eutectoide

Se comienza estudiando las transformaciones isotérmicas de la austenita

La nariz de la figura 2 se da porque hay competencia entre la **fuerza impulsora**  $\Delta G$  (dominante a bajas temperaturas) y el **coeficiente de difusión de carbono**  $D_c$  (aumenta con temperatura).

Transformación perlítica

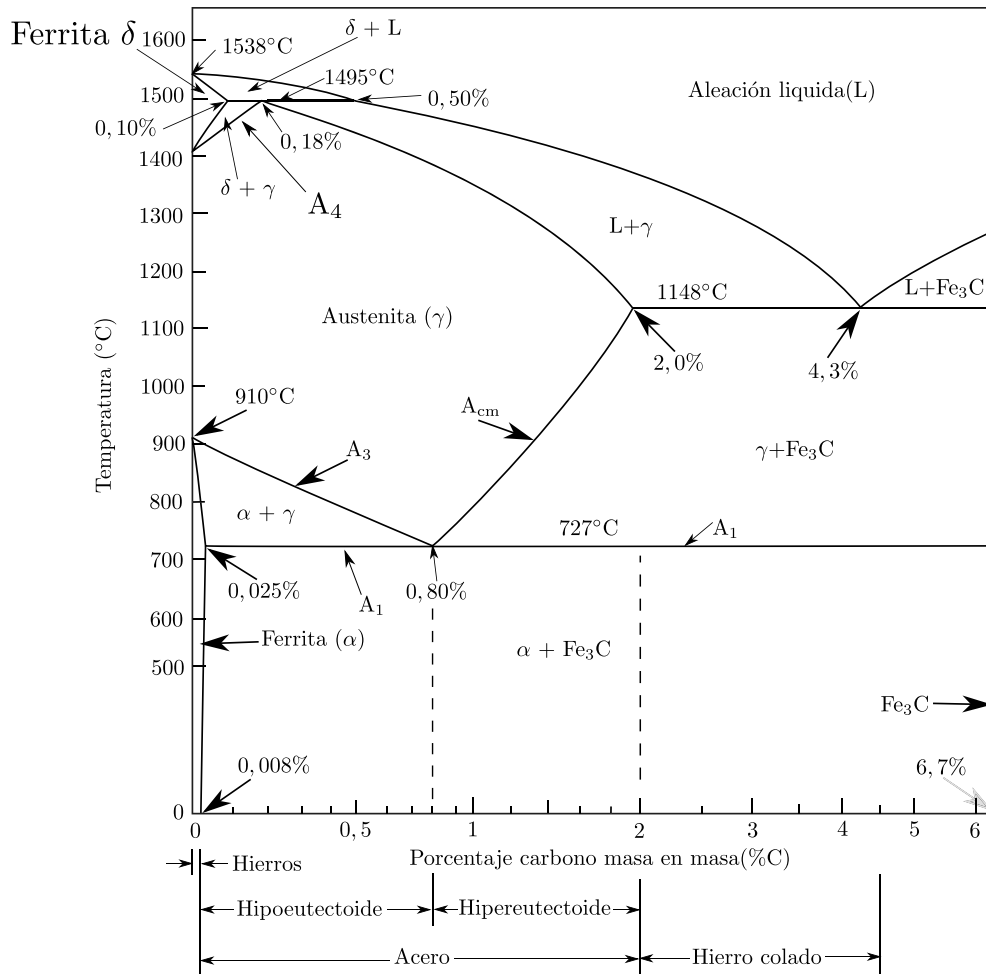


Figura 1: Diagramas de fases para aceros.

## 2. Competencia entre G y D

A temperaturas cercanas a  $A_1$  la difusión domina mientras que a bajas temperaturas hay alta fuerza impulsora debido a que la inestabilidad de la austenita. Hay una temperatura a la cual se complementan y la transformación tiene una velocidad máxima, en la figura 2 sería la nariz (450 a 600 °C).

## 3. Microconstituyentes

Los productos de transformación de la austenita que combinan ferrita y carburos de Fe, así como las fases proeutectoides, se denominan genéricamente **microconstituyentes** para diferenciarlos de las verdaderas fases que los componen.

- Si enfriamos justo por debajo de  $A_1$  la fuerza impulsora va ser baja y van a prevalecer los sitios de nucleación preferencial (bordes de grano). Comienza a

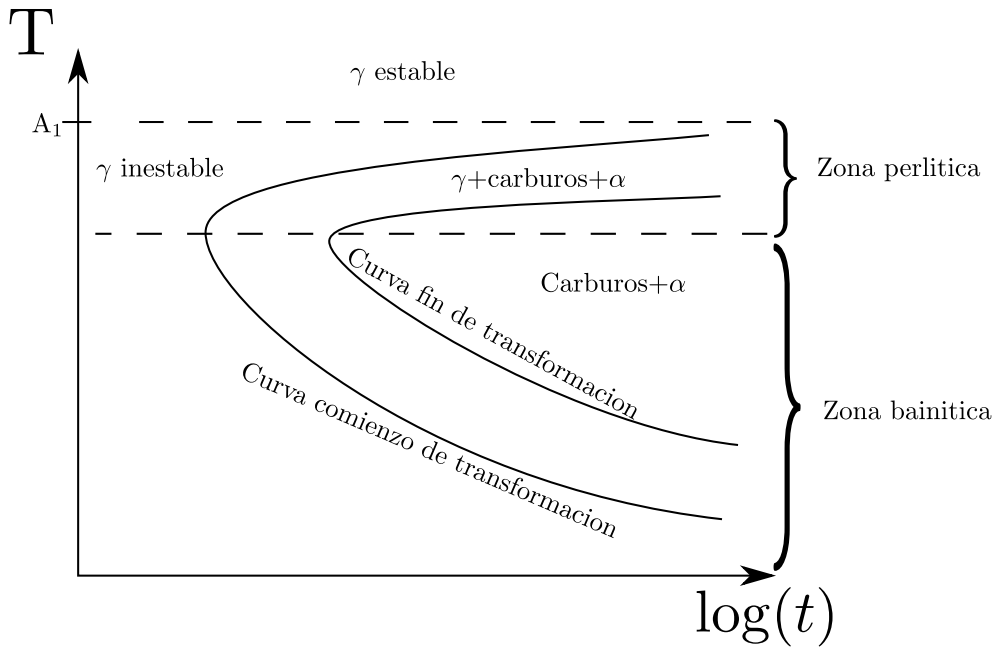


Figura 2: Diagrama para transformación isotérmica de la austenita para un acero **eutectoide**.

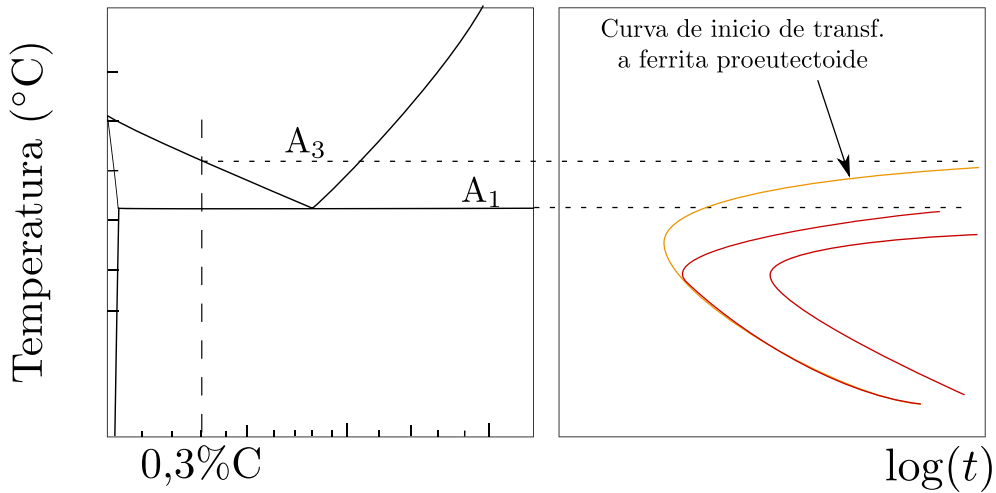


Figura 3: Diagrama para transformación isotérmica de la austenita para un acero **hipoeutectoide** (0,3%).

nuclear a la par la ferrita y la cementita cooperativamente formando un microconstituyente con morfología laminar denominado **perlita**. Ocurre por arriba de la nariz para subenfriamientos bajos ( $\geq 170^{\circ}\text{C}$ ).

- En cambio, en el rango de temperaturas por debajo de la nariz la ferrita nuclea primero, adopta una morfología de listones, y los carburos ya no son laminares

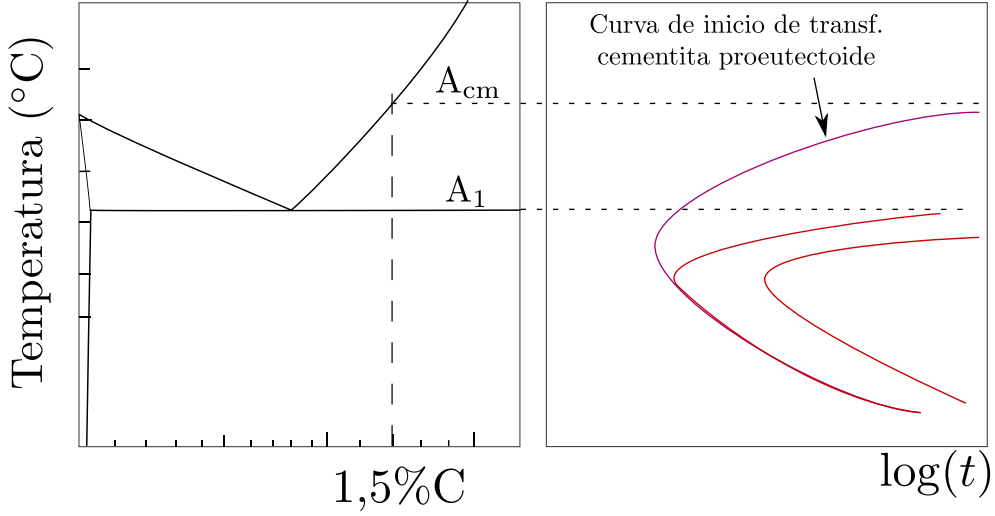


Figura 4: Diagrama para transformación isotérmica de la austenita para un acero hipereutectoide (1,5 %).

sino discretos con forma de placas más o menos cortas. Por otra parte la transformación en esta zona tiene un mecanismo diferente al aquel que ocurre a altas temperaturas. Los microconstituyentes obtenidos en esta zona se denominan genéricamente **bainitas** y los hay de varios tipos.

- Finalmente, a temperaturas muy bajas ( $< 350^{\circ}\text{C}$ ) la austenita subenfriada transforma anisotérmicamente y sin difusión a una fase metaestable denominada martensita.

## 4. Perlita

Para generar perlita se requiere un alto coeficiente de difusión de carbono ya que se están generando zonas de muy bajo carbono (ferrita  $\alpha$ ) y zonas de alto carbono (cementita  $\text{Fe}_3\text{C}$ ) lo que requiere mucha difusión partiendo de austenita ( $\gamma$ ). Prevalecen los sitios de nucleación preferencial debido a la baja fuerza impulsora  $\Delta G$ .

El **espaciado interlaminar**  $S$  es el principal parámetro geométrico de la perlita. Tiene gran importancia y determina muchas propiedades. Es la distancia entre laminas contiguas de la misma fase medida perpendicularmente al eje longitudinal de las laminas (básicamente miras la foto de microscopio de electrones y ves cuanto espacio hay entre comienzos de dos laminas de cementita/ferrita). Existe la perlita gruesa ( $S \approx 1\mu\text{m}$ ) y perlita fina  $S < 0,3\mu\text{m}$ . A mayor subenfriado menor es  $D_c$ , menos se puede desplazar el carbono y por ende menor va ser la distancia entre laminas de  $\text{Fe}_3\text{C}$  y  $\alpha$ .

$$R_{p0,2}, R_m, HV \propto S^{-\frac{1}{2}} \quad (1)$$

Perlita mas fina trae dureza, resistencia y mayor tensión de fluencia. A su vez es mas difícil de formar, mecanizar etc.

## 5. Transformación Martensita

Cuando la austenita se sobreenfría hasta temperaturas muy bajas se produce una transformación sin difusión de C donde, en un volumen discreto de material, los átomos de Fe experimentan un movimiento cooperativo, pequeño, y casi simultáneo. Esto da por resultado una fase metaestable de igual composición química que la austenita que le dio origen pero con una estructura cristalina diferente. Esta fase se denomina martensita y la transformación se llama transformación martensítica.

En los aceros al C y de baja aleación la martensita tiene estructura tetragonal centrada en el cuerpo (*Body Centered Tetragonal*, BCT). El C, al no poder difundir distorsiona la red y hace que en cambio de nuclearse la fase estable BCC aparezca una fase metaestable BCT.

El movimiento cooperativo genera tensión y deformación en la fase madre. Esta deformación puede causar fisuras y agravar el fenómeno de la fatiga. No hay difusión en la transformación martensítica y se dice que es atérmica (o anisotérmica), es decir que no evoluciona isotérmicamente sino que la fracción de martensita crece en tanto se siga subenfriando la austenita remanente.

$M_s$  es la temperatura de inicio de la transformación martensítica.  $M_f, M_{90}$  en principio es la temperatura a la que finaliza dicha transformación. Siempre queda una fracción de austenita muy resistente a la transformación y por ende nunca se puede realmente medir la temperatura de transformación total  $M_f$ .<sup>\*</sup> El subíndice indica la fracción (sobre cien) de martensita producida.

$M_s$  y  $M_f$  dependen fuertemente de la composición química de la austenita, con excepción del Cobalto.

$$M_s = 539 - 423 \cdot \%C - 30,4 \cdot \%Mn - 12,1 \cdot \%Cr - 17,7 \cdot \%Ni - 7,5 \cdot \%Mo \quad (2)$$

como se ve en la ecuación arriba, componentes químicos hacen bajar la temperatura del comienzo de la transformación de austenita. El nitrógeno también tiene un efecto similar al carbono.  $M_f$  también baja con aumento de aleantes.

### 5.1. Temperatura $M_d$

Por debajo de cierta temperatura denominada ( $M_d > M_s$ ), la deformación plástica aplicada a la austenita provoca la transformación a martensita. El porcentaje de martensita aumenta al aumentar la cantidad de deformación plástica aplicada a la austenita a una determinada temperatura, y al disminuir la temperatura a la cual se aplica la deformación.  $M_d$  también depende de la composición química de la austenita y baja al aumentar la cantidad de elementos disueltos en dicha fase. Esta característica cobra gran importancia práctica en el caso de los aceros inoxidable auténticos.

### 5.2. Estructura Martensítica

En realidad la estructura BCT de la martensita es una red BCC distorsionada por causa de la presencia del carbono en solución sólida sobresaturada. Durante la

---

<sup>\*</sup>En realidad se define  $M_f$  como el límite de 99% transformación martensítica (definida como fracción de volumen), la temperatura a la cual toda la austenita se convierte a martensita es sustancialmente menor a  $M_f$  Gottstein [2013].

transformación un eje (denominado **c**) se achica y otro eje (**a**) se ensancha, generando una expansión neta dependiente del carbono <sup>†</sup>

$$\varepsilon_{\Delta V} \% = 4,64 - 0,54 \cdot (\%C)$$

En martensitas de “bajo” carbono (menor a 0,6 %) se presentan los cristales en forma de listones paralelos de ancho 0,2 a 0,5  $\mu\text{m}$  formando paquetes entre ellos. Esta estructura contiene una gran cantidad de dislocaciones ( $10^{11}$  disl/cm<sup>2</sup>).

En martensitas de “alto” carbono (mayor a 0,8 %) y  $M_s$  es lo suficientemente baja los cristales adoptan forma lenticular sin formación de paquetes. El plano de habito de estas estructuras puede ser el  $\{225\}_\gamma$  o el  $\{259\}_\gamma$  dependiendo del porcentaje de carbono. Debido a esto se pueden tener dos placas adyacentes con planos diferentes dándole un aspecto caótico a la estructura y generando microfisuras.

La dureza de la martensita se debe a los siguientes factores

- Endurecimiento por solución solida: intersticial del carbono
- Interacción dislocaciones - carbono segregado. Una vez cristalizada la martensita el carbono se puede segregar a sitios donde baja la energía del sistema. Las dislocaciones son lugares preferenciales (anclaje = dureza agregada)
- Interacción entre dislocaciones
- Gran cantidad de bordes de grano (bajo y alto ángulo)
- Endurecimiento por solución solida sustitucional

**La dureza de la martensita depende fuertemente del %C de la austenita que le dio origen. El efecto del C es tan preponderante que, en términos prácticos, ningún otro factor tiene importancia en esta propiedad.**

Como es de esperar, un material tan duro es también frágil, y la martensita no es ninguna excepción. A mayor %C la martensita es menos dúctil y menos tenaz. Se puede hacer un **revenido** para producir transformaciones de fase que modifican la estructura de la martensita, transformándola en una estructura de ferrita y carburos dispersos (denominada genéricamente **martensita revenida**). La martensita no comienza su transformación a temperatura  $M_s$ , es necesario llevarla a  $A_s$  (temperatura de comienzo de austenización) Gottstein [2013].

## 6. Bainita

Cuando el subenfriamiento de la austenita supera los 150-170°C la transformación perlítica se hace lenta y comienza a dominar  $\Delta G$ . Ambas cosas dan origen a una transformación que combina algunos aspectos de la transformación martensítica y otros de la perlítica. Este tipo de transformación se denomina bainítica y los microconstituyentes que se producen se denominan genéricamente bainitas.

Los tipos de bainitas más estudiados son la bainita **superior** y **inferior**.

- Bainita superior: Entre la nariz y una temperatura dependiente del %C aparece.
- Bainita inferior: Por debajo de dicha temperatura se produce la bainita inferior de distinta morfología a la superior.

---

<sup>†</sup>La relación  $c/a$  incrementa con la concentración de carbono Gottstein [2013].

A partir de una limite superior, la temperatura  $B_s$ , ya no se forma Bainita.

$$B_S (^{\circ}C) \approx 550 - 270 \cdot \%C - 90 \cdot \%Mn - 37 \cdot \%Ni - 70 \cdot \%Cr - 83 \cdot \%Mo$$

### 6.1. Bainita superior

Comienza con crecimiento de listones de ferrita de 0,02 %C en los borde de granos austeníticos. Esto deja la austenita del entorno del listón rica en carbono, eventualmente precipitando como carburo en forma de placas finas entre los listones de ferrita y los borde de grano de la antigua austenita.

Estos listones de ferrita contienen una alta densidad de dislocaciones esto se debe a que el mecanismo de transformación involucra un movimiento cooperativo de átomos.

- Fácil de nuclear fisuras entre listones y  $Fe_3C$
- Es deseable que la bainita superior sea de bajo carbono para reducir cantidad de laminas de  $Fe_3C$  y mejorar la tenacidad.

### 6.2. Bainita inferior

Como la temperatura es mas baja el carbono no logra difundir bien. En consecuencia precipitan carburos dentro de los listones de ferrita dejando atrás laminas a 60 grados del eje del listón. Dependiendo de la composición química del acero los carburos pueden ser  $Fe_3Co$  bien el carburo de transición  $\epsilon$ .

- Es mas difícil de nuclear fisuras u hoyuelos en las partículas finas de este material
- Es mas resistente y tenaz que la bainita superior
- **Austempering** tratamiento térmico isotérmico diseñado para obtener bainita inferior debido a sus excelentes propiedades

### 6.3. Propiedades mecánicas

La resistencia mecánica y dureza de las bainitas crecen a medida que baja la temperatura de transformación.

Las curvas TTT de la transformación total son en realidad la envolvente de la superposición de las curvas de cada una de las transformaciones individuales. Los aleantes pueden separar estas narices y pronunciarlas mas.

En general a menor temperatura de transformacion la estructura resultante de la austenita es mas fina y por ende resulta ser mas resistente mecánicamente y dura. La excepcion de esta regla es para la perlita fina y bainita superior. La perlita fina resulta ser mas dura y resistente que bainita superior a pesar de tener una temperatura de transformacion superior. Esto se debe a que la estructura de la bainita superior es mas gruesa que la estructura de la perlita fina.

## 7. Variables que inciden en transformación de la austenita

Dos variables que inciden en la cinética de estas transformaciones

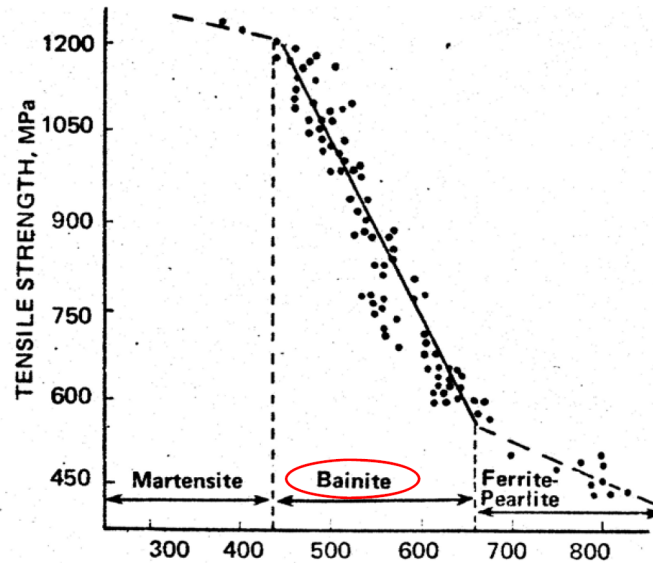


Figura 5: Efecto de 50% de la temperatura transformación sobre la resistencia a la tracción de aceros bainíticos.

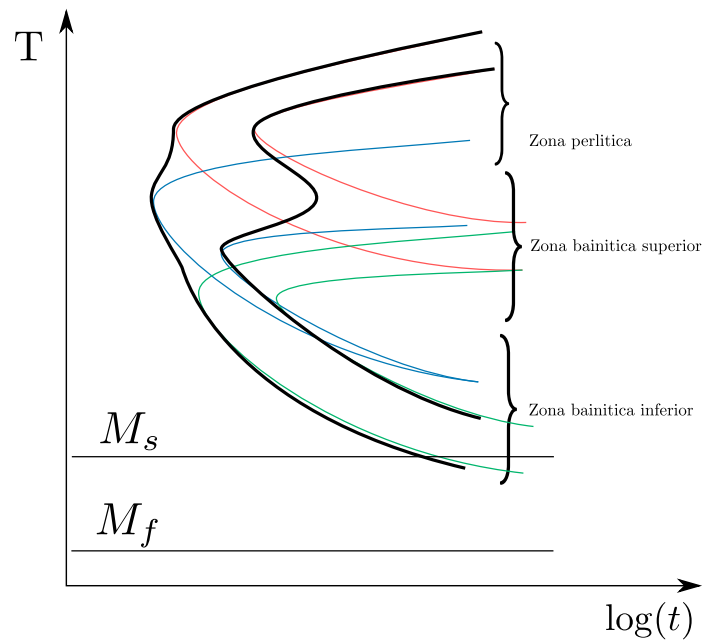


Figura 6: Superposición de curvas perlíticas (rojo) y bainíticas superior (azul) e inferior (verde).

- El tamaño del grano auténtico
- La composición química de la austenita que se transforma.



Los borde de granos son los sitios de nucleación preferencial para las transformaciones perlítica y bainítica así como para la aparición de las fases proeutectoides ferrita y cementita. Por ende:

- Mayor tamaño de grano  $\rightarrow$
- $\rightarrow$  Menor superficie total de bordes de granos  $\rightarrow$
- $\rightarrow$  Menor sitios de nucleación  $\rightarrow$
- $\rightarrow$  Transformaciones comienzan a mayores tiempos

**lo que implica que con mayor tamaño de grano las curvas se mueven a la derecha.**

La composición química juega un rol importante en el efecto sobre  $\Delta G$  y  $D_c$ . Los elementos **gamágenos** hacen descender la energía libre de la austenita lo que reduce tanto la velocidad de nucleación como la de crecimiento. Los elementos alfégenos hacen subir la fuerza impulsora y en principio deberían acelerar las transformaciones, pero hacen exactamente lo contrario.

Porqué sucede esto? En las palabras del profesor (resumidas): Durante la nucleación de ferrita en los borde de grano ocurre que los elementos **alfégenos** necesitan repartirse hacia la ferrita y los **gamágenos** necesitan concentrarse en la austenita. Ambos tienen un coeficiente de difusión mucho menor al del carbono y por eso se retrasan las transformaciones de fase.

Además! Los alfégenos son **formadores de carburos** lo que significa que se tienen que repartir hacia los mismos para que precipiten. Esto también retrasa las transformaciones que involucran precipitación de carburos.

Algunos elementos simplemente retrasan la difusión del carbono, lo que también retrasa las transformaciones.

Efectos de elementos alfégenos:

- Suben  $A_1$  y  $A_3$  (estabilización de ferrita  $[\alpha]$ )
- Bajan  $B_1$ , separando las curvas perlíticas y bainíticas
- Retrasan más la transformación ferrítica y perlítica que la bainítica. El Molibdeno acelera débilmente la transformación bainítica
- El Boro en diminutas cantidades (60ppm) provoca un fuerte retraso en la nucleación de la ferrita proeutectoide. De aquí surgen aceros de alta templabilidad.

Efectos de elementos gamágenos:

- Bajan temperaturas  $A_1$ ,  $A_3$ ,  $B_1$  y  $M_s$
- Retrasan ambas transformaciones (perlita, bainita)

## 8. Curvas CCT

Continuous Cooling transformation son curvas que ocurren a velocidad de enfriamiento constante. Cuando el enfriamiento es continuo desde el campo estable de  $\gamma$ , el tiempo de comienzo de la transformación no coincide con el que dice la curva TTT. Es porque la austenita pasa por un rango de T donde los periodos de incubación son grandes, de esta forma “retrasando” las curvas respecto las TTT.

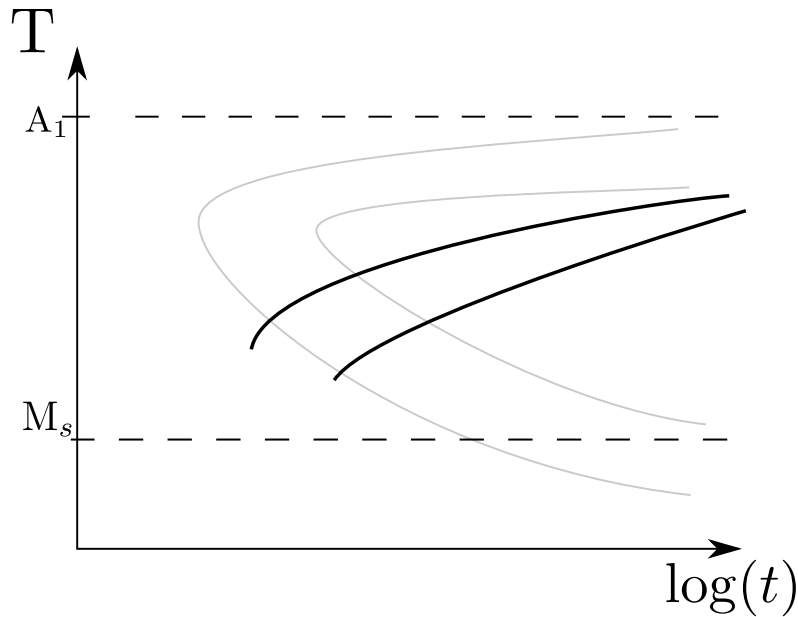


Figura 7: Curvas de enfriamiento continuo (CCT) para un acero **eutectoide**. CCT en negro, curvas TTT en gris claro.

### 8.1. CCT para un acero hipoeutectoide

Las curvas de enfriamiento para un acero **hipoeutectoide** de la figura 8 pueden ceder las siguientes estructuras y microconstituyentes:<sup>‡</sup>

- Ciclo 1 Se obtiene ferrita de grano grueso y perlita gruesa en fracciones cercanas al equilibrio
- Ciclo 2 Ferrita de grano mas fino que en el ciclo 1 y perlita fina. Perlita es diluida en ferrita que se encuentra presente en cantidades mayores a la de equilibrio
- Ciclo 3 Ferrita, bainita y una fracción de Martensita que sale de la austenita que no se transformo al llegar a  $M_s$
- Ciclo 4 Mínima velocidad de transformacion para lograr 100 % de martensita denominada Velocidad Critica de Temple

NOTA: La curva  $M_s$  baja después de un tiempo dado!

### 8.2. Variación de propiedades mecánicas con la velocidad de enfriamiento

Aumentando la velocidad de enfriamiento de la  $\gamma$  las transformaciones ocurren en un rango de temperaturas más bajas, logrando microconstituyentes más finos que conlleva con un aumento de dureza y resistencia a la tracción.

<sup>‡</sup>Tener en cuenta que las curvas rojas de la figura 8 se dibujan hasta donde haya austenita sin transformar, es decir, el final de la curva esta donde  $\gamma = 0\%$ .

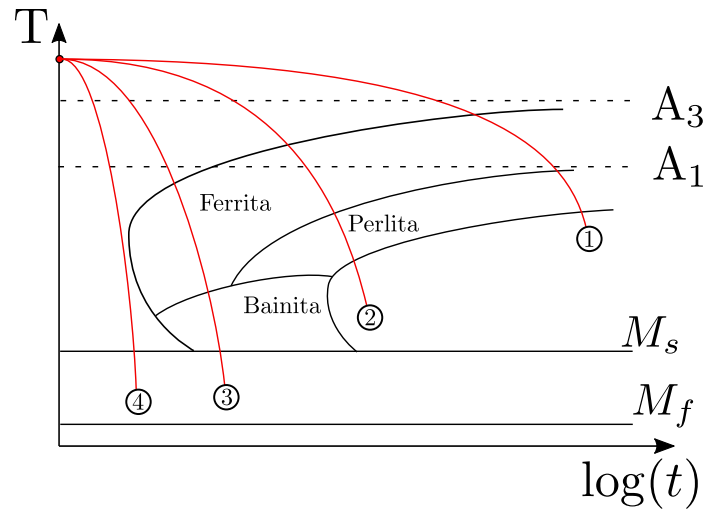


Figura 8: Curvas de enfriamiento continuo (CCT) para un acero **hipoeutectoide**.

Las estructuras que surgen de un enfriamiento continuo son más complejas que las de transformaciones isotérmicas ya que al pasar por un rango más amplio de temperaturas de transformación se pueden obtener mezclas muy variadas de los microconstituyentes.

## Parte II

# Tratamientos térmicos

Un tratamiento térmico (TT) es un ciclo térmico aplicado a un metal con el objeto de obtener una cierta combinación de propiedades, también puede usarse para relevar tensiones residuales. La modificación de las propiedades tiene una profunda relación con las transformaciones de fase que ocurren en el metal a causa del ciclo térmico.

Clasificación de TT de aceros:

- Sin cambio de composición química
  - Volumétrico
  - Local
- Termoquímicos
- Hipercrítico  $T > A_3$
- Intercrítico  $A_1 < T < A_3$  o  $A_{cm}$
- Subcrítico  $T < A_1$

## 9. Tratamientos hipercríticos

### 9.1. Austenización

No es un tratamiento en sí, es la primer etapa de cualquier tratamiento térmico hipercrítico (TTH). Lo que más tiempo. Una vez llegado a la temperatura  $A_3$  comienza el lento proceso de austenización. Se acelera la transformación con el aumento de la temperatura, pero hay factores que impiden utilizar temperaturas demasiado altas.

- **Costo** aumenta más fuertemente con la temperatura que con el tiempo. (Energía y vida útil de instrumentos)
- **Tamaño de grano austenítico** crece al aumentar temperatura. Trae problemas en propiedades finales y fisuración en TT posteriores
- **Oxidación** aumenta y se propaga al interior del material. Limita uso de materiales de pequeño espesor. Se puede usar una atmósfera protectora.
- **Sobrecalentamiento y quemado** a altas temperaturas ( $1100^\circ\text{C}$ ). Suele traer problemas para conformado en caliente posterior o para tratamientos de aceros de alta aleación

La temperatura a la cual se decide austenizar se llama, apropiadamente, **temperatura de austenización** ( $T_A$ ) siendo esta mayor a  $A_3$  o  $A_{cm}$ .  $T_A$  surge de un compromiso entre la necesidad de disminuir el tiempo del austenizado y la de evitar los fenómenos antes mencionados.

$T_A$  varía para cada acero y proceso dependiendo principalmente de

- Composición química
- Tipo de TT que se aplicara posterior al austenizado

El tiempo de austenización depende de

- **Sección máxima** de la pieza ya que el núcleo de la pieza va tardar en tomar temperatura y austenizar. También influye el horno (potencia, capacidad, tipo)
- **Temperatura  $T_A$** . Aumenta velocidad de austenización con su aumento
- **Microestructura**: Si se tiene carburos gruesos, zonas segregadas, o una alta aleación estos tardaran en disolverse

Cabe destacar que la velocidad de calentamiento no es factor importante para aceros de baja aleación. Estos se pueden cargar en el horno a  $T_A$ . Para aceros de alta aleación hay varias razones para controlar la velocidad de calentamiento.

1. **Evitar tensiones térmicas**. Aceros de alta aleación tienen mayor coeficiente de dilatación térmica
2.  $T_A$  **mayor**. Debido a la gran cantidad de alfégenos
3. **Mayor % carbono**. Mayor fragilidad y riesgo de fisuración
4. **Geometrías complejas**. Influye en concentración de tensiones térmicas

**Resumiendo:** El objetivo del austenizado es obtener, en el menor tiempo posible, una austenita químicamente homogénea, de tamaño de grano fino y homogéneo, minimizando la modificación de la composición química de la superficie, y reduciendo la distorsión y riesgo de fisuración que pudiera producirse durante el calentamiento o durante la mantención a la temperatura de austenización.

Es una etapa fundamental para cualquier tratamiento hipercrítico, en especial para aquellos que buscan endurecer el acero. El resultado del tratamiento térmico depende en gran parte de una correcta austenización.

## 9.2. Recocido de regeneración

Consiste en llevar el acero a  $T_A^{\S}$  y mantenerlo ahí un tiempo adecuado para asegurar la homogeneidad de la austenita y luego un enfriamiento lento en horno (costoso económicamente) de alrededor de 5 a 50°C/h.

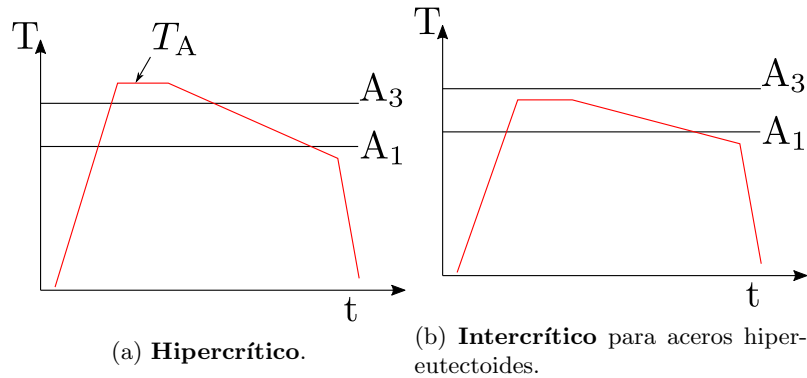


Figura 9: TT Recocido de regeneración.

Se obtiene una perlita gruesa que conlleva una dureza baja. Si es lo suficientemente lento el enfriamiento se puede obtener perlita parcialmente esferoidizada.

Objetivos:

- Reblandecer el acero
  - Estructuras de ferrita proeutectoide de tamaño de grano grueso y perlita gruesa, implica mejor formabilidad y maquinabilidad a costo de dureza
- Llegar a estructura favorable para el mecanizado y deformación en frío
- Obtener otras propiedades finales específicas
  - Aplicaciones en industria bulonera para mejorar proceso de recalcado y laminación de roscas

El **recocido de regeneración isotérmico** consiste en realizar la transformación de la austenita a una temperatura constante y relativamente cercana a la de equilibrio. Es mas rápida pero puede dejar el acero con una dureza mayor y requiere de un horno de sales.

<sup>§</sup>Para aceros hipoeutectoides suele estar a 20 a 40°C sobre  $A_3$

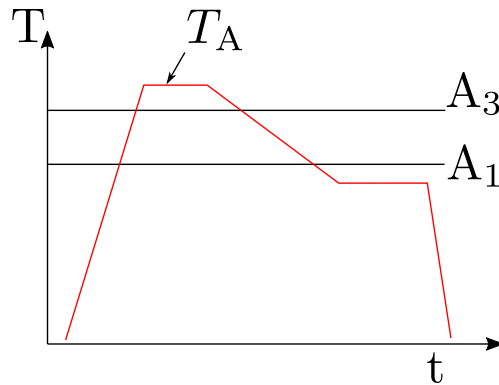


Figura 10: Recocido de regeneración isotérmico.

En el caso de los aceros **hipereutectoides** el tratamiento es intercrítico para evitar precipitación de laminas de  $\text{Fe}_3\text{C}$  en los bordes de grano de la austenita.

**Resumiendo:** el recocido de regeneración es un tratamiento largo y costoso que deja al acero en un estado de baja dureza y alta ductilidad. En aceros de medio y alto C esto es muy conveniente para reducir los costos del conformado plástico en frío y/o del mecanizado. Menos frecuentemente se puede usar para lograr propiedades finales.

### 9.3. Normalizado

Similarmente al recocido, en el **normalizado** se calienta el acero hasta  $T_A^{\text{¶}}$  y se mantiene para asegurar austenita homogénea y finalmente se **enfria a aire calmo**<sup>||</sup>. Si se busca obtener martensita se denomina **temple al aire**.

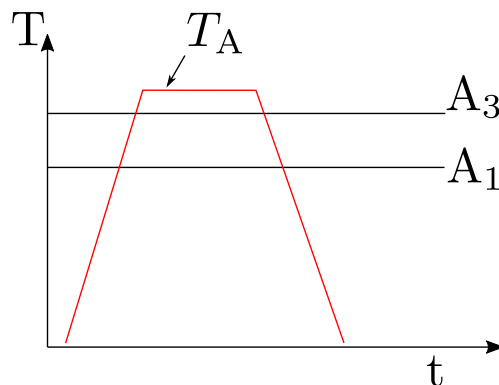


Figura 11: Normalizado.

Objetivos:

- Homogeneización química y estructural
- Refinamiento de tamaño de grano ferrítico y de los carburos

<sup>¶</sup>Temperatura unos 50 a 80°C sobre  $A_3$

<sup>||</sup>Velocidad entre 40 a 200°C/min

- Preparar mejor al acero para un tratamiento posterior (dos puntos anteriores)
- Mejorar maquinabilidad en aceros bajo carbono
- lograr propiedades mecánicas específicas para el servicio

## 10. Tratamientos subcríticos

### 10.1. Recocido de relevamiento de tensiones

Consiste en calentar el acero hasta una  $T < A_1$  y mantenerla un tiempo adecuado para disminuir tensiones residuales y luego enfriar lentamente\*\*.

Objetivos:

- Disminuir tensiones residuales
- Evitar fenómenos de **rotura diferida** causados por el hidrógeno o bien algún tipo de corrosión bajo tensión.
- Aumentar **estabilidad dimensional**

### 10.2. Recocido de globulización

Consiste en calentar al acero hasta una  $T$  por debajo a  $A_1$  y mantenerla un tiempo adecuado. Microestructuralmente se busca globulizar los carburos laminares de la perlita.

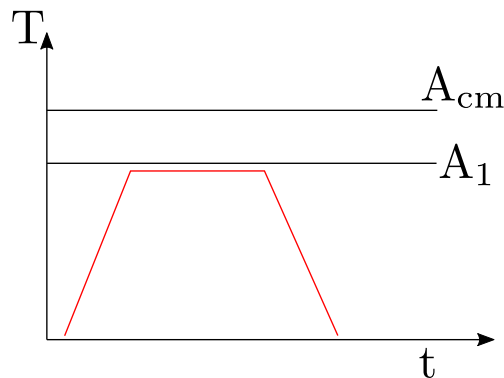


Figura 12: Recocido de globulización **subcrítico**.

La fuerza impulsora para la esferoidización es la energía de interfaz. Es muy baja y por ende se requiere largos tiempos. Cuanto menor es el espaciado interlaminar de la perlita, más rápido es el proceso.

Clasificación de estos recocidos, incluyendo las versiones que no son subcríticas:

- Subcrítico  $T \approx A_1 - 50^\circ\text{C}$ . Se requiere mucho tiempo. Puede ser acelerado con deformación plástica previa a costo de deformar mi pieza. Es el que se toma en el parcial.

---

\*\*5 a  $10^\circ\text{C/h}$

- intercrítico  $T \approx A_1 + 50^\circ\text{C}$ . Más corto pero se requiere un estricto control de temperatura y en la velocidad de enfriamiento
- Oscilante  $T \in \{A_1 - 50^\circ\text{C}, A_1 + 50^\circ\text{C}\}$ . Misma ventajas/desventajas que intercrítico.

## 11. Temple

Consiste en austenizar al acero totalmente o parcialmente<sup>††</sup> y luego enfriarlo suficientemente rápido para obtener una fracción significativa de martensita (en general no menos de 50 %).

Clasificación de Temples

- Superficial
  - Inducción
  - Llama
- Local
- Volumétrico

Clasificación por método

- Por inmersión
- Por aspersión o neblina
- En matriz metálica refrigerada

La **velocidad crítica** es la mínima velocidad de enfriamiento para asegurar 100 % martensita. Es un indicador de templabilidad y esta relacionada con la posición de la nariz de la curva CCT.

El **efecto de masa** se le dice a la variación de la velocidad de enfriamiento entre distintos puntos de una pieza causada por su inercia térmica. El efecto es mayor a medida que aumenta el tamaño de la pieza.

### 11.1. Severidad de temple ( $H$ )

Propiedad del medio de temple que indica su capacidad para extraer el calor desde la superficie de la pieza. Una severidad infinita baja instantáneamente la temperatura de la pieza hasta la del baño de temple. La severidad de temple  $H$  se mide experimentalmente y depende fuertemente de la composición del medio de temple (que determina sus propiedades térmicas y otras propiedades físicas como la presión de vapor, densidad, viscosidad, etc), de su temperatura y de su grado de agitación.

Lo mejor que hay de medio de temple es salmuera seguido de agua y aceites. Agua a  $20^\circ\text{C}$  tiene un  $H = 1$  por definición. Los aceites tienen la ventaja de tener velocidad baja en la etapa C, esto evita fisuras.

Lo mas deseable es enfriamiento rápido en las primeras etapas y un enfriamiento lento en la etapa C para no fisurar la pieza. Se puede cambiar el medio de temple de

<sup>††</sup>Para acero hipoeutectoides varia entre 40 a  $60^\circ\text{C}$  sobre  $A_3$ .



Agitación	Medio			
	Aire	Aceite	Agua	Salmuera
Ninguna	0,02	0,25-0,30	0,9-1,0	2
Moderada	-	0,3-0,4	1,0-1,3	2-2,2
Acentuada	-	0,4-0,5	1,4-1,5	-
Fuerte	0,05	0,5-0,8	1,6-2,0	-
Violenta	-	0,8-1,1	4	5

Tabla 1: Severidad de Temple ( $H$ )

agua a aceite terminado las primeras etapas pero esto requiere un maestro templador y no se puede hacer de forma industrializada.

La agitación contribuye a la severidad del temple y reduce duración de la etapa A. También aumenta la velocidad de enfriamiento de la etapa B pues ayuda desprender las burbujas de vapor. Genera convección forzada en etapa C aumentando enfriamiento.

Elección de severidad de temple para lograr una cierta dureza  $HB_{deseada}$

- Mayor templabilidad del acero  $\rightarrow$  Menor severidad
- Si la pieza es grande o el acero no puede llegar a  $HB_{deseada}$  aun con la mayor severidad de temple posible se deberá usar un acero mas templable
- Es necesario evaluar la aplicabilidad de la severidad para disminuir el riesgo de fisuración ya que el calculo de templabilidad no garantiza que se pueda alcanzar  $HB_{deseada}$  sin fisurar.

**Conclusión:** Necesito alta **templabilidad** para la mayoría de los casos!

## 11.2. Templabilidad

La **templabilidad** es la capacidad de una aleación ferrosa (acero o fundición) para obtener martensita a partir de la austenita cuando esta se enfría en condiciones bien definidas. Está relacionada con la cinética de las transformaciones con difusión de la austenita cuando esta es enfriada y por lo tanto con la posición y forma de las curvas de transformación CCT del acero. Es una propiedad intrínseca y no depende de el tamaño de la pieza o la velocidad de enfriamiento. Los siguientes factores controlan la templabilidad

1. Aleantes (con la excepción del cobalto)
  - Retrasan las transformaciones con difusión (perlítica y bainítica) aumentando así la templabilidad
  - Efecto sinérgico entre aleantes significa que conviene mezclar pequeñas cantidades de varios aleantes
2. Tamaño de grano
  - A mayor tamaño de grano se tiene mayor templabilidad
  - No se usa para aumentar la templabilidad pues conlleva un deterioro en las propiedades finales

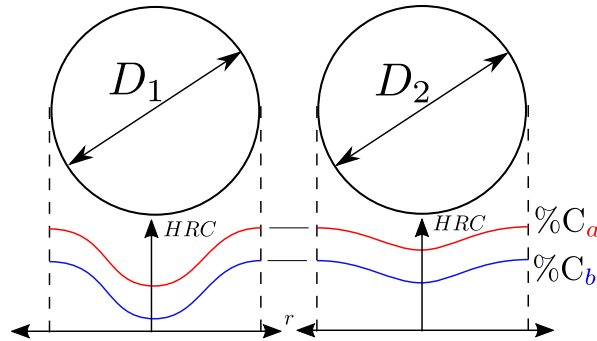


Figura 13: Dureza en función de posición  $r$  donde  $D_1 = D_2$ . La probeta 1 es un acero de baja aleación y la probeta 2 es un acero de alta aleación (más templeable). Porcentaje carbono  $a > b$ .

### 3. Presencia de otras fases

- Presencia de otras fases aumenta sitios de nucleación y acelera transformaciones con difusión
- Estas fases pueden retener aleantes

## 11.3. Diámetro crítico ( $D_0$ )

Se define como el máximo diámetro en el que puede obtenerse 50 % martensita en el centro cuando se lo enfría con un medio de temple bien definido. Para un  $D < D_0$  se tendrá menos de 50 % martensita en el centro.

**Diámetro crítico ideal  $D_I$ :** El diámetro para el cual se obtiene 50 % martensita en el centro de la pieza con *severidad de temple infinita*  $H = \infty$ , es decir que la superficie de la pieza en contacto con el medio de temple toma la temperatura del medio en tiempo nulo.  $D_I > D_0$

### 11.3.1. Ensayo de Jominy (End-Quench)

Se temple una probeta (previamente austenizada) con un chorro de agua en desde un extremo. Luego se rectifica la probeta **longitudinalmente** y se mide la dureza en varios puntos, cada uno a una distancia  $d_j^*$  del extremo templado. Las condiciones que afectan la velocidad de enfriamiento también están estandarizadas: velocidad y temperatura del agua, diámetro del caño que conduce el agua hacia el extremo que se templará, y distancia entre este caño y el extremo de la probeta.

La ventaja del temple desde un extremo respecto de un temple por inmersión es que se logra un rango de velocidades de enfriamiento muy amplio en una probeta relativamente pequeña. Mientras que el extremo templado se enfría muy energicamente ( $> 200$  °C/s), el otro extremo sufre algo parecido a un tratamiento de normalizado. Entre estos dos extremos se logran diferentes velocidades de enfriamiento y por lo tanto distintas estructuras y durezas.

**La curva de Jominy:** Agregar carbono aumenta dureza del extremo templado. Mayor templeabilidad achata la curva

\*Se suele denominar distancia de Jominy.

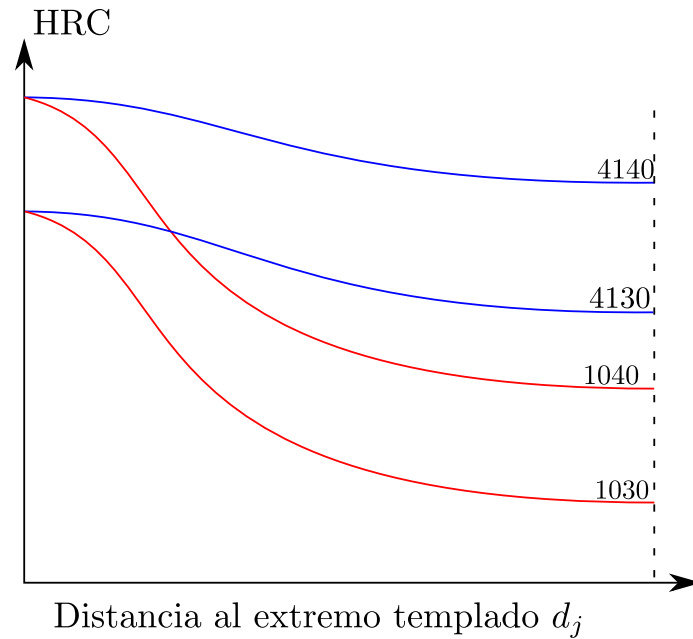


Figura 14: Curvas de Jominy para aceros de alta aleación(en azul) y para aceros al carbono(en rojo). A mayor porcentaje de carbono hay mayor dureza en el extremo templado.

**Templabilidad garantizada:** Cuando la curva Jominy de un acero presenta una dureza dentro de los límites preestablecidos se dice que es un **acero de templabilidad garantizada** y se le agrega un sufijo a la designación AISI/SAE. Ejemplo: “SAE 1340 H”

Se prefiere una alta templabilidad en los siguientes casos

- En piezas de sección grande debido al efecto masa que no permite alcanzar velocidades rápidas en el núcleo de la pieza
- Piezas de geometría compleja donde existe alto riesgo de fricción para reducir riesgo de fisuración

Los cálculos de templabilidad permiten determinar

■

#### 11.4. Enfriamiento en medio volátil

Se distinguen en tres etapas

- (A) A temperatura de pieza alta se forma una envuelta de vapor sobre la superficie de la pieza. Sin agitación esta envuelta es estable y aísla al metal del líquido. El rango de temperaturas en la que ocurre esta etapa se solapa con aquel en que deben evitarse las transformaciones con difusión para poder obtener martensita, por lo tanto es importante reducir la duración de esta etapa. Se puede reducir

esta etapa agregando componentes que reduzcan la presión de vapor (para agua hidróxidos y sales)

- (B) Una vez reducida la temperatura lo suficiente la envuelta se desestabiliza y se pasa a una etapa donde el calor se extrae principalmente como calor de vaporización.
- (C) cuando la temperatura baja lo suficiente, se detiene la formación de burbujas de vapor y el calor se extrae por conducción y convección del líquido. La velocidad de enfriamiento vuelve a ser baja.

### 11.5. Origen de tensiones térmicas durante el temple

Los conceptos básicos son que la transformación de austenita a martensita es una expansión mientras que el enfriamiento es una contracción.

1. Durante el enfriado ( $T_{\text{superficie}} > M_s$ ) la periferia se **contrae** mas que el centro ocasionando pequeñas tensiones que se relajan por deformación plástica debido a la alta temperatura.
2. Eventualmente la temperatura cae lo suficiente como para que la superficie comience a transformarse ( $T_{\text{superficie}} < M_s$ ) y trata de **expandirse** pero es restringida por el núcleo generando tensiones de compresión en la periferia y tracción en el núcleo. Aun se pueden relajar las tensiones por deformación plástica.
3. Si el enfriamiento es lo suficientemente rápido se comenzara a formar martensita en el núcleo ( $T_{\text{interior}} < M_s$ ), traccionando la superficie. Estas tensiones no se pueden relajar por deformación plástica ya que la estructura traccionada es martensita fría, generando así **distorsiones**, **tensiones residuales** y en el peor de los casos **fisuración por temple**.

a todo esto, lo que realmente genera las tensiones térmicas es el gradiente térmico. Si se tiene una pieza pequeña no se va tener mucho riesgo.

Consecuencias

- Tensiones Residuales: El revenido puede relajar estas tensiones
- Distorsión: Cambio de forma de la pieza. Va requerir un enderezado o mecanizado adicional. Es un problema grave en piezas esbeltas.
- Fisuración por temple: Es el problema mas grave pues su reparación es poco confiable/económica. Piezas de alto carbono son mas susceptibles (+dureza/fragilidad). Puede ocurrir el fenómeno de la **fisuración diferida**. Esto consiste en la aparición de fisuras minutos o incluso horas después finalizado el temple. Se puede guardar la pieza "tibia" (150°C por ejemplo) hasta efectuar el revenido.

Los problemas de distorsión y más aún los de fisuración, imponen un límite a la máxima severidad H posible de usar en el temple de una determinada pieza. Cuanto mayor sea el %C del acero y más compleja o peligrosa la geometría de la pieza, menor será la máxima severidad recomendable para evitar la fisuración. Evidentemente, también será mayor la templabilidad del acero necesaria para alcanzar la dureza requerida en

dicha pieza. Cuando el  $\%C > 0,4$  no es recomendable aplicar severidades de temple altas ( $> 0,7$ ) excepto que se trate de piezas simples y pequeñas.

**Resumiendo:** La distorsión y el riesgo de fisuración por temple imponen un límite en la severidad de temple máxima aplicable para lograr una determinada dureza, dicha severidad de temple máxima es tanto menor cuanto mayor sea el porcentaje de carbono del acero y más compleja sea la geometría de la pieza.

### 11.6. Martensita revenida

La estructura resultante de un temple correcto no es apta para casi ningún tipo de servicio debido a su extrema fragilidad, en especial cuando el  $\%C$  del acero supera  $0,25\%$ . En consecuencia luego del temple siempre se aplica un tratamiento subcrítico que se denomina revenido.

Uno de los propósitos del revenido es el de aumentar la ductilidad y tenacidad de la estructura de temple. El microconstituyente resultante de este tratamiento se denomina genéricamente martensita revenida y tiene excelentes propiedades de resistencia mecánica y tenacidad cuando las temperaturas de revenido son las adecuadas.

A pesar de su alto costo debido a la necesidad de dos tratamientos térmicos y a la presencia de aleantes en el acero, la estructura de martensita revenida posee varias ventajas fundamentales sobre otros tipos de microestructuras.

Ventajas

1. Permite alcanzar niveles de resistencia superiores. Se sacrifica resistencia mecánica para obtener mayor ductilidad y tenacidad. Aun así la resistencia mecánica obtenida es mucho mayor que la que se puede obtener con estructuras ferrítica-bainítica/perlítica
2. Relación  $\frac{R_{p0.2}}{R_m}$  es mucho mayor para un temple y revenido (0,7-0,95) que para una estructura normalizado (0,55-0,65). En consecuencia la tensión de diseño será mayor en el caso del temple y revenido
3. A igualdad de dureza entre una pieza templada→revenida y una normalizada la temperatura de transición es sensiblemente menor para la pieza templada→revenida. En el rango de durezas 30 a 45 HRC la martensita revenida tiene mayor tenacidad.

Nota: No vas a obtener tenacidad buena con un acero  $0,5\%$  carbono. Nunca.

### 11.7. Curvas de Lamont (Cálculo de templabilidad)

Una gráfico de las curvas de Lamont, como la figura 15, relaciona el ensayo de Jominy con el porcentaje de martensita obtenida a una distancia  $r$  del centro de una barra de radio  $R$ .

#### 11.7.1. Ejemplo de uso para cálculo de templabilidad

Si uno temple una barra de diámetro  $D = 150\text{mm}$  a severidad  $H = 1$  (tabla 1) puede entrar a la figura 15 y saber que a una distancia de  $r = 0,1 \cdot R = 7,5\text{mm}$  se tiene una dureza igual a la del ensayo Jominy para ese mismo material a  $d_j \approx 50\text{mm}$ . Luego de obtener la dureza HRC de un gráfico similar a la figura 14 se puede obtener el porcentaje de martensita en dado punto usando un gráfico de Dureza- $\%C$ - $\%$  Martensita (figura 16).

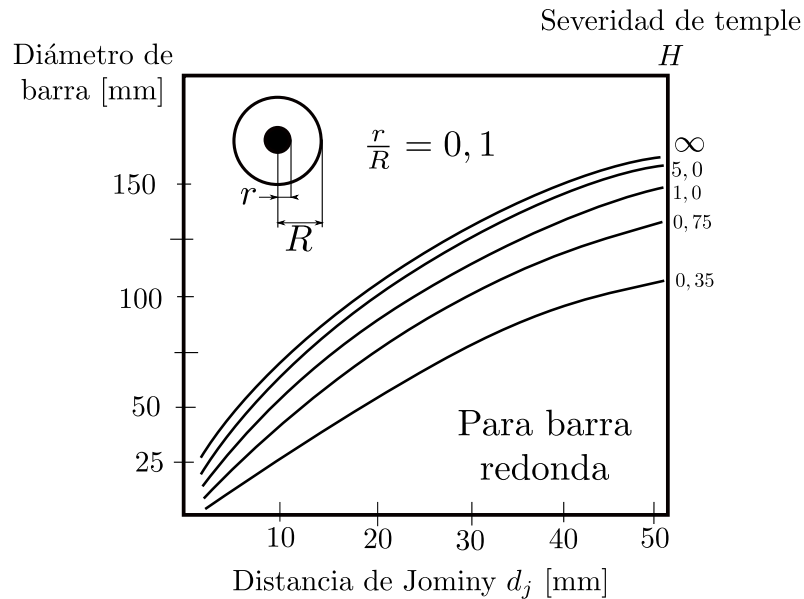


Figura 15: Curva de Lamont para una barra redonda  $\frac{r}{R} = 0,1$ .

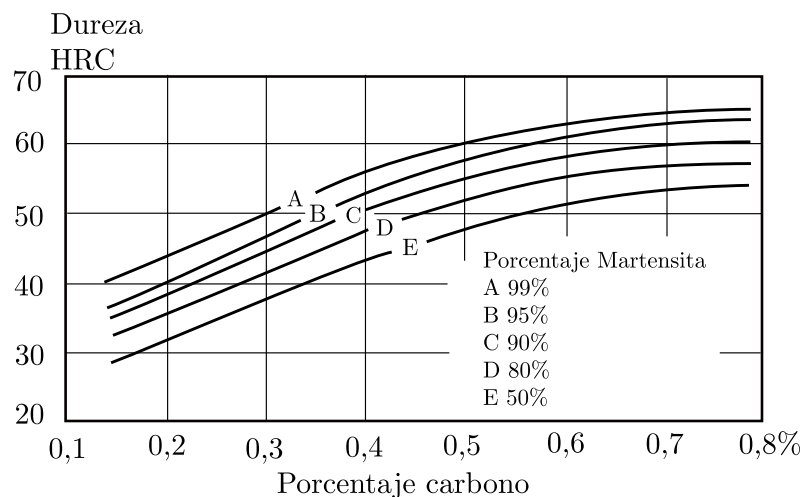


Figura 16: Tabla dureza Rockwell tipo 'C' (HRC).

### 11.8. Temple de aceros hipereutectoides – Austenita retenida

El temple de aceros hipereutectoides se debe hacer desde temperatura intercrítica.

La austenita retenida es aquella que, luego del temple, no ha podido transformar a alta temperatura mediante transformaciones con difusión ni tampoco a baja temperatura a martensita. Es lo suficientemente estable a temperatura ambiente como para persistir en la estructura. Sin embargo existen algunas circunstancias que pueden transformarla.

#### 11.8.1. Variables que influyen en el porcentaje de austenita retenida

- **Composición química** de la austenita, principalmente %C. Esto determina rango  $M_s-M_f$
- **Homogeneidad** del acero (segregaciones)
- **Temperatura** del baño de temple
- **Interrupciones** en el temple. (cambio de medio enfriador)
- **Velocidad de enfriamiento** en el rango  $M_s-M_f$

#### 11.8.2. Efectos de la austenita retenida

- Disminuye la dureza del temple (en altas proporciones)
- Produce **inestabilidad dimensional** a consecuencia de su posible transformación en servicio, ya sea transformación activada térmicamente a bainita o transformación a martensita activada por tensión. En ambos casos la pieza **aumenta sus dimensiones**. Problema en piezas de tolerancias finas.
- Puede producir fallas por **astillado en filos** cuando transforma a martensita
- Cuando se encuentra en bajas proporciones contribuye en el **fenómeno de fragilización de la martensita revenida** en los aceros al C y de baja aleación.
- Si su proporción es baja, su distribución homogénea y fina, y dependiendo de su estabilidad, puede **aumentar la tenacidad** (aceros al Níquel para uso criogénico, fundiciones ADI, etc).

#### 11.8.3. Métodos para disminuir la cantidad de austenita retenida

- Revenido simple (solo efectivo en el caso de aceros al C y de baja aleación).
- Tratamiento criogénico (es caro, tiene altos riesgos de fisuración y requiere tratamientos intermedios de distensionado o revenidos).
- Revenidos múltiples (muy usados en el tratamiento de varias clases de aceros para herramientas). Este método puede combinarse con el anterior para mayor efectividad.

Proporciones usuales de austenita retenida luego de un temple correcto:

- Aceros al C y de baja aleación, de bajo y medio C: hasta 7%.
- Aceros al C y de baja aleación, de alto C: 5 a 15%.
- Aceros de alto C y alta aleación: 15 a 35%.

#### 11.8.4. Temple hipercrítico

Se obtiene principalmente martensita y una fracción alta de austenita retenida, reduciendo la dureza notablemente (puede sobrepasar 50%). La templeabilidad es alta pues todo el carbono y los aleantes están disueltos en la austenita inicial. Sin embargo, por las mismas razones  $M_s$  y  $M_f$  son bajas y se retiene mucha austenita. Suele ocurrir también con temples intercríticos cercanos a  $A_{cm}$ .

Hay riesgo de fisuración por temple por shock térmico.

### 11.8.5. Temple intercrítico

Compuesto principalmente por martensita,  $\text{Fe}_3\text{C}$  globular no disuelta a  $T_A$  y una fracción menor de austenita retenida. Tiene templabilidad menor a la de un temple hipercrítico (pues la austenita es menos rica en carbono y aleantes), pero la  $M_s$  y  $M_f$  son más altas y no se retiene tanta austenita. Si la temperatura de austenización no es muy cercana a  $A_1$  la dureza de temple en general es mayor que la del temple hipercrítico (menor % austenita retenida).

Si la temperatura es muy cercana a  $A_1$  la falta de homogeneidad resultante en la austenita junto con el descenso de templabilidad y el menor porcentaje de carbono de la austenita pueden ser lo suficientemente importantes como para superar los efectos de reducción de la austenita retenida y la presencia de carburos. Debido a esto existe un **rango de temperaturas intercríticas óptimas** para cada acero hipereutectoide. Por arriba al rango se retendrá mucha austenita y por debajo caerá la templabilidad.

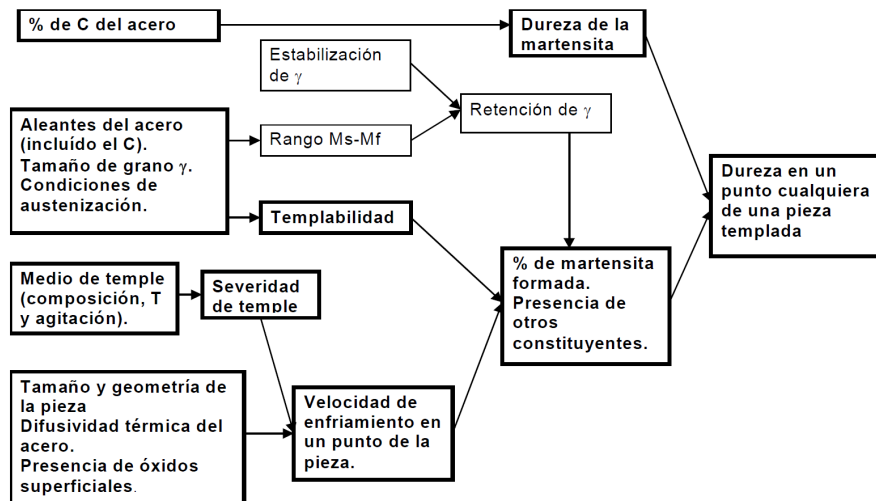


Figura 17: Diagrama de flujo para temple. Tener austenita no es para nada grave porque es potencialmente transformable a martensita.

## 12. Revenido

Es un tratamiento subcrítico que se aplica luego del temple con el objeto de

- Aumentar ductilidad y tenacidad de la martensita
- Lograr propiedades finales del acero
- Disminuir tensiones residuales

El ciclo térmico consiste en un **calentamiento** que puede tener varias etapas para evitar el choque térmico para el caso de aceros alta aleación/carbono. Se lleva el acero a la **temperatura de revenido**  $T_R$  la cual varía de acuerdo a las propiedades deseadas ( $T_R \in [150, A_1)^\circ\text{C}$ ). El **tiempo de revenido** varía del tamaño de la pieza



y de las propiedades finales deseadas, aunque es de menor influencia que  $T_R$  (tiempo de 30 min hasta 4 h para piezas tamaño medio). El **enfriamiento** se efectúa en aire calmo excepto en dos casos:

- Cuando se desea disminuir las tensiones residuales se usa una **baja velocidad** de enfriamiento
- Para aceros susceptibles a la fragilización por revenido en cuyo caso se debe enfriar rápidamente en el rango de 580 a 400°C.

**Revenidos múltiples:** En ciertos casos se puede incluir un segundo o tercer calentamiento de  $T_R$  igual o levemente diferente. Son usuales para aceros de medio y alto carbono/aleación.

### 12.1. Etapas del revenido en aceros al carbono

**Autorevenido** Ocurre durante el temple. Migración de átomos de carbono hacia zonas de alta densidad de defectos, formando un aglomerado de átomos carbono y/o precipitación de carburos durante el temple. Este fenómeno es más probable y completo a mayor  $M_s$  del acero, es decir a bajo carbono<sup>†</sup>

**Etapas 1** (100 a 150°C): Precipitación de carburo  $\varepsilon$  ( $\text{Fe}_{2,5}\text{C}$ ). La precipitación de estas partículas submicroscópicas<sup>‡</sup> es fina y homogénea causando endurecimiento por precipitación. Esta etapa no aparece en aceros de carbono menor a 0,2% pues el autorevenido es suficientemente completo para que no haya fuerza impulsora para la precipitación de  $\varepsilon$ .

**Etapas 2** (>200°C): Transformación de la **austenita retenida** a una estructura de ferrita y carburos

**Etapas 3** (a partir de 250°C): Disolución de los carburos  $\varepsilon$  y **precipitación de cementita**  $\text{Fe}_3\text{C}$ . Desaparece la sobresaturación de carbono, la martensita deja de existir como una fase BCT y pasa a ser ferrita BCC cuando este problema se completa.

**Etapas 4** (a partir de 300°C): Coalescencia progresiva de las partículas de cementita. Fuerte descenso de dureza. A mayor temperatura y/o tiempo los carburos tienen mayor tamaño aunque su fracción en volumen permanece constante

Si bien no se las considera etapas, hay otros dos fenómenos que pueden ocurrir a mayor temperatura de revenido.

A partir de los 400°C ocurre la recuperación de las dislocaciones de la martensita (formación de subgranos dentro de los listones).

A partir de los 600 °C puede ocurrir la recrystalización, los listones son reemplazados por granos equiaxiales.

La estructura final de un revenido de alta temperatura en un acero al C está compuesta por granos de ferrita pequeños y más o menos equiaxiales y carburos finos (del orden de 0,1 micrometros) distribuidos uniformemente. Este tipo de estructura combina una gran resistencia mecánica con una muy alta tenacidad. Los carburos finos endurecen, pero su tamaño pequeño, su forma esferoidal, y su distribución uniforme evitan que se produzca un descenso muy grande en la tenacidad.

<sup>†</sup> Ni bien se cruza  $M_s$  las primeras martensitas que se forman pasan por un “mini” revenido. Este revenido preliminar es más pronunciado a mayor  $M_s$ .

<sup>‡</sup> Solo algunos nanometros.

## 12.2. Revenido de aceros de baja aleación

Ciertos aleantes participan en la formación de carburos (Cr, Mo, V, etc), sea cementitas aleadas (ortorrómbicas) o bien otros carburos aleados. Este tipo de carburos crece más lentamente que la cementita pues requiere la difusión de los aleantes (más lento que el carbono), así **ralentizando el revenido**. Por esta razón los aceros aleados se tienen que **revenir más tiempo o a mayor temperatura**.

También el agregado de aleantes agrega **complejidad a la secuencia de precipitación** de carburos, lo que puede producir un **máximo o pico de dureza** a altas temperaturas de revenido.

Los aleantes **retrasan** la descomposición de la austenita retenida y la recuperación de las dislocaciones de la martensita.

El resultado de todas estas influencia es que la dureza baja más lentamente durante el revenido de un acero con elementos<sup>§</sup> formadores de carburos que en un acero al carbono.

En ese sentido se dice que los aleantes aumentan la resistencia al revenido. Anteri [2019]

## 12.3. Variación de propiedades mecánicas durante el revenido

En aceros al carbono y de baja aleación al aumentar  $T_R$  se produce un descenso en la resistencia mecánica y aumento en la ductilidad y tenacidad.

El tiempo de revenido tiene menor efecto, aumentar  $T_R$  20°C equivale a triplicar el tiempo de revenido.

## 12.4. Fenómenos de fragilización durante el revenido

- **La fragilización de la martensita revenida:** Consiste en un descenso en la tenacidad durante el revenido en un rango de temperaturas intermedia.
- **La fragilización por revenido:** Consiste en un aumento de la temperatura de transición  $T_{df}$ . A pesar de su nombre no es un problema que ocurre en el revenido, pues requiere de tiempos de exposición muy prolongados en el rango de temperaturas de fragilización. Es más bien un problema en el servicio de componentes a alta temperatura.

### 12.4.1. Fragilización de la martensita revenida

Fenómeno de fragilización que ocurre durante el revenido de la martensita en el rango de 260 a 400°C. Se produce en los tiempos usuales de un revenido (1h) y afecta tanto aceros al carbono como aleados. Si el revenido se realiza a  $T_R > 400^\circ\text{C}$ . el fenómeno no ocurre. En este sentido se dice que es **irreversible**.

Efectos incluye un aumento de  $T_{df}$  y baja tenacidad. El modo de fractura frágil es intergranular solo en el caso de aceros de baja pureza<sup>¶</sup>, de otro modo es transgranular.

El fenómeno es lo suficientemente rápido como para tener influencia en cualquier revenido que se haga en el rango de susceptibilidad. En el caso en que se requiera

<sup>§</sup>Cr, Mo, V, Ti, Nb, etc.

<sup>¶</sup>Recordemos que en aceros de baja pureza los carburos nuclea en los bordes de grano formando carburos a base de fósforo, Sb, Sn, As. Esto facilita la propagación de fisuras debido a la baja tenacidad de estos carburos.

alta tenacidad se debe evitar dicho rango. Esto impide obtener una tenacidad alta mediante temple y revenido cuando se requieren durezas altas.

**Causas:** el descenso de la tenacidad está asociado a la precipitación de  $\text{Fe}_3\text{C}$  con una distribución y morfología particular durante el revenido. Estas características hacen que se reduzca fuertemente la energía absorbida durante el proceso de fractura. Las impurezas contribuyen por segregación hacia los bordes de grano, pero no son imprescindibles.

## 12.5. Fragilización por revenido

Fenómeno de fragilidad reversible que se produce cuando ciertos aceros se exponen prolongadamente o se enfrían lentamente en el rango de 400 a 580°C. No debe confundirse con la fragilización de la martensita revenida (que se da a menor temperatura) o con la fragilización por creep (que se da a mayor temperatura).

Son susceptibles los aceros aleados de pureza comercial ( $>0,6\% \text{ Mn}$ ) y los que tienen elevado contenido de impurezas: Sb, Sn, As, P. Ciertos aleantes aumentan la susceptibilidad, sobre todo si se encuentran combinados: Si, Mn, Cr-Ni, Cr-Mn. El molibdeno (Mo) y el tungsteno (W) bajan la susceptibilidad en pequeñas cantidades.

También es importante considerar este efecto para cuando se efectúan revenidos a grandes piezas a temperaturas mayores pero que se enfrían lentamente en el rango de fragilización. Se tiene que considerar que tal vez cierto componente esté trabajando dentro del rango de fragilización (rotores de turbinas de vapor de baja presión, algunos recipientes a presión).

Los **efectos incluye**

- Aumento  $T_{df}$
- El modo de fractura frágil es intergranular
- Ciertos reactivos atacan los antiguos bordes de grano austeníticos

*Teoría de la doble segregación como causa:* Las impurezas mencionadas segregan en los bordes de grano austeníticos en el rango de temperaturas (400 a 580°C) causando un descenso de la cohesión de los mismos. Este descenso eleva  $T_{df}$  y favorece la fisuración intergranular frente al modo de fractura frágil transgranular por clivaje.

Esta teoría explica porque solo los aceros con ciertos aleantes son susceptibles y también porque la fisura avanza por los antiguos bordes de grano austeníticos y no por los bordes de grano ferríticos.

### 12.5.1. Medidas contra la fragilización por revenido

- Agregado de un bajo % Mo retrasa fuertemente cinética de la fragilización
- Adecuada elección de los aleantes
- Reducción de impurezas
- Reducción de tamaño de grano austenítico, lo que no es tan fácil en piezas grandes
- En los casos de piezas que no trabajan en el rango de fragilización se **enfria rápidamente desde  $T_R$**

- Se pueden recuperar piezas fragilizadas en servicio con un tratamiento de revenido  $T_R > 600^\circ\text{C}$ .
- Monitoreo de la  $T_{df}$  en equipos que operen en el rango de fragilización. Técnicas no destructivas de monitoreo.

## 12.6. Revenidos de alta y de baja temperatura

La existencia del fenómeno de fragilización de la martensita revenida, junto con la tendencia al aumento de la tenacidad que ocurre tanto a temperaturas inferiores a las del rango de fragilización como a temperaturas superiores al mismo, hace que existan dos rangos de revenido bien definidos. Los revenidos de baja temperatura (usualmente hasta unos  $250^\circ\text{C}$ ) se usan cuando es imprescindible retener una dureza muy alta en el acero, lo cual implica un sacrificio de la tenacidad. El revenido en este rango de temperaturas releva parcialmente las tensiones residuales del temple. Los revenidos de alta temperatura ( $T_{\geq 500^\circ\text{C}}$ ) hacen que baje sensiblemente la dureza de temple en el caso de los aceros al C y de baja aleación, pero logran una excelente tenacidad con muy buena resistencia mecánica.

## 12.7. Revenido de microconstituyentes no martensíticos

Al ser estructuras más estables, la velocidad de revenido de la perlita y las bainitas es bastante inferior a la de la martensita. En el revenido de la martensita, la mayor pérdida de dureza se da a causa de la extracción del C en solución sólida sobresaturada y su precipitación como carburo. En la perlita y la bainita esto no sucede. En la bainita sólo ocurre un engrosamiento progresivo de los carburos y una recuperación de las dislocaciones de la ferrita. Ambas cosas conducen a una disminución de la dureza pero a un ritmo menor que en el revenido de la martensita. En el caso de la perlita el proceso de revenido es aún más lento, pues sólo involucra la esferoidización progresiva de los carburos laminares. Tal como ya se ha visto este proceso es muy lento.

La diferencia de velocidad con la que decae la dureza durante el revenido de las diferentes estructuras tiene la importante consecuencia de que el gradiente de durezas que se produce luego del temple, disminuye durante el revenido, en especial para altas temperaturas de revenido.

## 13. Martemperado

No es la solución para adquirir más dureza o templabilidad, solo disminuye el riesgo de fisuración. Igual se requiere un revenido posterior. Se requiere una templabilidad mínima para poder aplicar martemperado y se limitan los espesores de las piezas a tratar.

## 14. Austemperado

Tratamiento isotérmico en el rango de la transformación bainítica. No se austemperan aceros con transformación bainítica lenta ni los que no cumplan con la templabilidad mínima.

- Se disminuye la distorsión

- Tratamiento corto y económico. no se requiere revenido posterior.

## Referencias

Guillermo Orlando Anteri. *Metalurgia física 30.24*. Instituto Tecnológico de Buenos Aires, 2019.

Günter Gottstein. *Physical foundations of materials science*. Springer Science & Business Media, 2013.