

# Metallurgy

Patricio Whittingslow

June 2019

## Índice

<b>I</b>	<b>Introducción a la Metalurgia</b>	<b>5</b>
<b>1.</b>	<b>Diferencia entre lo micro y macro</b>	<b>5</b>
<b>2.</b>	<b>Nociones de materiales</b>	<b>5</b>
2.1.	Grupos de Materiales . . . . .	5
2.2.	Características de los metales . . . . .	5
2.3.	Aleaciones metálicas . . . . .	6
<b>3.</b>	<b>Unión entre átomos</b>	<b>6</b>
<b>4.</b>	<b>Estructura cristalina de metales</b>	<b>6</b>
4.1.	Características de estructuras cristalinas en metales . . . . .	7
4.1.1.	Estructura FCC . . . . .	7
4.1.2.	Estructura HCP . . . . .	7
4.1.3.	Estructura BCC . . . . .	8
4.2.	Índices de Miller (incompleto) . . . . .	8
4.3.	Defectos cristalinos . . . . .	8
4.3.1.	Defectos puntuales . . . . .	8
4.3.2.	Influencia de átomos intersticiales y sustitucionales . . . . .	8
4.3.3.	Dislocaciones . . . . .	9
4.3.4.	Borde de grano . . . . .	9
4.3.5.	Superficie libre . . . . .	10
4.3.6.	Interfases . . . . .	10
<b>5.</b>	<b>Comportamiento elástico</b>	<b>10</b>
5.1.	Comportamiento elástico perfecto y anelasticidad . . . . .	10
5.2.	La elasticidad como propiedad . . . . .	11
5.2.1.	Rigidez intrínseca vs. estructural . . . . .	11
<b>6.</b>	<b>Deformación plástica en metales</b>	<b>12</b>
6.1.	Consecuencias de la deformación plástica . . . . .	12
6.2.	Mecanismo de deformación plástica . . . . .	12
6.3.	Sistemas de deslizamiento . . . . .	12
6.3.1.	Máxima tensión de corte en un ensayo de tracción . . . . .	13
6.3.2.	Microplasticidad . . . . .	13

6.3.3. Deformación por maclado . . . . .	13
6.4. Mecanismos de endurecimiento . . . . .	14
6.4.1. Endurecimiento por deformación en frío . . . . .	14
6.4.2. Reducción de tamaño de grano . . . . .	14
6.4.3. Endurecimiento por solución sólida . . . . .	15
6.4.4. Endurecimiento por precipitación de partículas . . . . .	15
6.5. Fluencia discontinua – Banda de Lüders . . . . .	15
6.5.1. Causa de la aparición de la zona de fluencia . . . . .	15
<b>7. Textura cristalina</b>	<b>16</b>
7.1. Consecuencias de la textura . . . . .	16
7.2. Usos de la textura . . . . .	16
<b>8. Tensiones residuales</b>	<b>17</b>
8.1. Gradientes térmicos . . . . .	17
8.2. Transformaciones de fase . . . . .	17
8.3. Deformación plástica inhomogénea . . . . .	18
<b>9. Recocido – Annealing</b>	<b>18</b>
9.1. Recuperación . . . . .	18
9.2. Recristalización . . . . .	19
9.2.1. Influencia en propiedades . . . . .	19
9.3. Velocidad de recristalización . . . . .	19
9.4. Deformación crítica . . . . .	20
9.5. Crecimiento de grano . . . . .	20
9.6. Recocido de recristalización . . . . .	20
9.7. Fibrado mecánico . . . . .	21
<b>10. Solidificación (incompleto)</b>	<b>22</b>
10.1. Difusión en fase sólida . . . . .	22
10.2. Solidificación en equilibrio . . . . .	23
10.3. Defectos a causa de la solidificación fuera de equilibrio . . . . .	23
10.3.1. Segregación – Micro y macro . . . . .	23
10.3.2. Rechupe . . . . .	23
10.3.3. Microrechupes . . . . .	24
10.4. Porosidad . . . . .	24
10.5. Colada continua . . . . .	24
<b>11. Transformaciones de fase en estado sólido</b>	<b>24</b>
11.1. Transformación martensítica . . . . .	25
11.2. Formación de fase nueva . . . . .	25
11.3. Transformación de precipitación . . . . .	25
11.3.1. Envejecimiento por precipitación . . . . .	26
<b>12. Introducción a aceros</b>	<b>27</b>
<b>II Curvas de transformación tiempo-temperatura (TTT) y CCT</b>	<b>27</b>

<b>13.Acero eutectoide</b>	<b>28</b>
<b>14.Competencia entre G y D</b>	<b>28</b>
<b>15.Microconstituyentes</b>	<b>28</b>
<b>16.Pperlita</b>	<b>30</b>
<b>17.Transformación Martensita</b>	<b>31</b>
17.1. Temperatura $M_d$ . . . . .	32
17.2. Estructura Martensítica . . . . .	32
<b>18.Bainita</b>	<b>33</b>
18.1. Bainita superior . . . . .	33
18.2. Bainita inferior . . . . .	34
18.3. Propiedades mecánicas . . . . .	34
<b>19.Transformación de la austenita</b>	<b>35</b>
<b>20.Curvas CCT</b>	<b>36</b>
20.1. CCT para un acero hipoeutectoide . . . . .	36
20.2. Variación de propiedades mecánicas con la velocidad de enfriamiento . . . . .	38
<b>III Tratamientos térmicos</b>	<b>38</b>
<b>21.Austenización</b>	<b>38</b>
<b>22.Tratamientos hipercríticos</b>	<b>39</b>
22.1. Recocido de regeneración . . . . .	40
22.2. Normalizado . . . . .	41
<b>23.Tratamientos subcríticos</b>	<b>42</b>
23.1. Recocido de relevamiento de tensiones . . . . .	42
23.2. Recocido de globulización . . . . .	42
<b>24.Temple</b>	<b>43</b>
24.1. Severidad de temple . . . . .	44
24.2. Templabilidad . . . . .	44
24.3. Diámetro crítico . . . . .	45
24.3.1. Ensayo de Jominy (End-Quench) . . . . .	45
24.4. Enfriamiento en medio volátil . . . . .	47
24.5. Origen de tensiones térmicas durante el temple . . . . .	47
24.6. Martensita revenida . . . . .	48
24.7. Curvas de Lamont (Cálculo de templabilidad) . . . . .	48
24.7.1. Ejemplo de uso para cálculo de templabilidad . . . . .	49
24.8. Temple de aceros hipereutectoides – Austenita retenida . . . . .	49
24.8.1. Variables que influyen en el porcentaje de austenita retenida . . . . .	49
24.8.2. Efectos de la austenita retenida . . . . .	50
24.8.3. Métodos para disminuir la cantidad de austenita retenida . . . . .	50
24.8.4. Temple hipercrítico . . . . .	51

24.8.5. Temple intercrítico . . . . .	51
<b>25.Revenido</b>	<b>52</b>
25.1. Etapas del revenido en aceros al carbono . . . . .	52
25.2. Resistencia al revenido . . . . .	53
25.3. Variación de propiedades mecánicas durante el revenido . . . . .	53
25.4. Fenómenos de fragilización durante el revenido . . . . .	54
25.4.1. Fragilización de la martensita revenida . . . . .	54
25.5. Fragilización por revenido . . . . .	54
25.5.1. Medidas contra la fragilización por revenido . . . . .	55
25.6. Revenidos de alta y de baja temperatura . . . . .	56
25.7. Revenido de microconstituyentes no martensíticos . . . . .	56
<b>26.Martemperado</b>	<b>56</b>
26.1. Ventajas . . . . .	57
26.2. Limitaciones . . . . .	57
26.3. Aplicaciones del martemperado . . . . .	57
<b>27.Austemperado</b>	<b>57</b>
27.1. Ventajas . . . . .	58
27.2. Limitaciones . . . . .	58
<b>IV Aceros para construcción Mecánica</b>	<b>58</b>
<b>28.Clasificación</b>	<b>58</b>
<b>29.Resistencia a la fatiga</b>	<b>59</b>
<b>30.Aceros al boro</b>	<b>59</b>
<b>31.Aceros de corte libre</b>	<b>60</b>
<b>V Aceros inoxidables</b>	<b>60</b>
<b>32.Corrosión</b>	<b>60</b>
32.1. Clasificación . . . . .	61
32.2. Pasividad . . . . .	61
<b>33.Aceros inoxidables austeníticos</b>	<b>62</b>
33.1. Ventajas de una estructura FCC . . . . .	62
33.2. Elección de gamágeno . . . . .	63
33.3. Precipitación de carburos de Cromo . . . . .	63
33.3.1. Causas . . . . .	64
33.3.2. Métodos para revertir la sensibilización . . . . .	64
33.3.3. Métodos para prevenir la sensibilización . . . . .	64
33.4. Propiedades mecánicas . . . . .	65
33.4.1. Endurecimiento . . . . .	65
33.4.2. Ductilidad . . . . .	66
33.4.3. Tenacidad . . . . .	66

33.4.4. Fluencia lenta (creep) . . . . .	66
33.4.5. Formabilidad . . . . .	67

## Parte I

# Introducción a la Metalurgia

## 1. Diferencia entre lo micro y macro

Los conjuntos diseñados por ingenieros tienen una forma **geométrica** y un **material**. Ambas son propiedades macroscópicas.

Sin embargo, lo que determina en gran parte las propiedades de una pieza es su **estructura** al nivel atómico (Å) y microscópico (micrómetros). Estas no son evidentes al ojo humano y se necesita de instrumentos y técnicas para poder detectar y caracterizar estas estructuras.

Un objetivo fundamental de la metalurgia física es tratar de relacionar los aspectos macroscópicos perceptibles con los aspectos microscópicos y submicroscópicos mediante métodos **netamente científicos**. La metalurgia física es una ciencia aplicada.

## 2. Nociones de materiales

### 2.1. Grupos de Materiales

**Metales** Materiales con enlaces metálicos

**Polímeros** Sustancias inorgánicas con enlaces no metálicos

**Polímeros** Matriz metálica, polimérica o cerámica con partículas o fibras poliméricas o cerámicas

### 2.2. Características de los metales

Como clase de material, los metales son aquellos materiales cuyos átomos están unidos mediante un enlace metálico. Algunos materiales poseen enlaces no metálicos y son considerados metales porque su enlace metálico es el que prevalece, como es el caso para la mayoría de los metales estudiados.

- Deformables plásticamente
- Fáciles de conformar y unir
- Alta tenacidad
- Alta resistencia mecánica
- Alta rigidez
- Bajo costo
- Alta conductividad eléctrica y térmica

- Fácilmente reciclables
- Baja resistencia a la corrosión
- Alta densidad

Los enlaces metálicos además son caracterizados por ser no-saturables (virtualmente no hay límite a la cantidad de electrones presentes) y no-direccionales.

### 2.3. Aleaciones metálicas

Se define como un material compuesto por varias clases de átomos (metálicos y/o no metálicos) unidos mediante un enlace principalmente metálico.

El **elemento base** de la aleación es el elemento químico mayoritario y siempre es de carácter metálico. Los **aleantes** son elementos cuya presencia se debe a una adición *intencional* durante el proceso de fabricación de la aleación. Cumplen funciones específicas. En general hay un **aleante principal** que le otorga las características principales a la aleación y no tiene porque ser el de mayor proporción.

Los átomos que no fueron agregados intencionalmente sino que provienen de alguna/s de las materias primas usadas para la fabricación de la aleación (mineral, fundente, combustible, oxidante) y no han podido ser totalmente eliminados en el proceso de fabricación se llaman **residuales**. Se pueden categorizar en dos clases

**Residuales no nocivos** No tienen efectos negativos de importancia y pueden hasta mejorar alguna propiedad

**Residuales nocivos o impurezas** Influyen negativamente en algunas propiedades de importancia para la aleación. Su reducción conlleva con un aumento del costo.

## 3. Unión entre átomos

- El mínimo de energía ( $U_0$ ) está relacionado con la temperatura de sublimación y fusión
- La pendiente de la curva de la fuerza neta sobre  $d_0$  son proporcionales al módulo elástico del metal (se relaciona también con la curvatura de la energía sobre  $d_0$  también)
- La asimetría de la curva de energía está relacionada con el coeficiente de dilatación del metal. Cuanto más empinada cerca de 0 y más chata alejándose de cero, más se dilata el material.

Al **aumentar** la energía de la unión, la distancia de equilibrio ( $d_0$ ) disminuye (**disminuyendo la curvatura de la energía**), la curva de energía se vuelve **más simétrica**. En consecuencia puede decirse que, en términos generales, en los metales puros se cumple que a mayor punto de fusión es *mayor* el módulo elástico y *menor* el coeficiente de dilatación lineal.

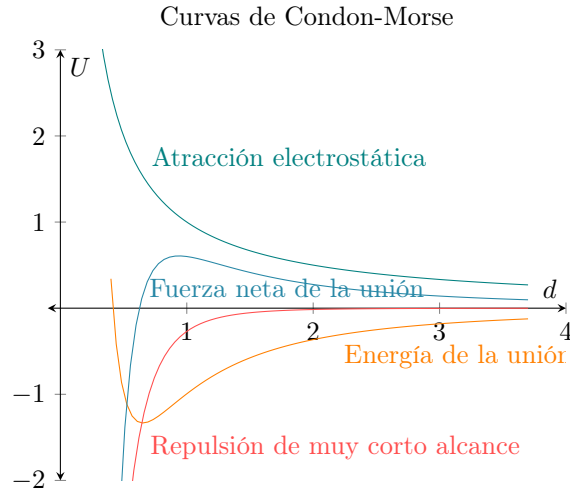


Figura 1: Fuerzas que intervienen en una unión iónica. El punto donde la fuerza neta cruza el eje  $x$  se denomina la distancia de equilibrio  $d_0$  y es la distancia nominal entre átomos en un material. Este punto coincide con el mínimo de energía de la unión. Recordar que  $F = -\frac{dU}{dx}$

## 4. Estructura cristalina de metales

En estado sólido los metales son cristalinos, es decir que los átomos ocupan posiciones ordenadas dentro de una estructura. Existen materiales metálicos sin ordenamiento en su estructura.

Existen materiales metálicos sin ordenamiento en su estructura (vidrios metálicos), pero son la excepción.

**Red cristalina** Red de puntos imaginarios que ocupan posiciones ordenadas en el espacio de modo que cada punto tiene idénticos alrededores

**Motivo** Conjunto de átomos con una configuración determinada. Ocupa cada nodo de la red.

**Estructura cristalina** Red ordenada de puntos ubicándose en cada uno de ellos un mismo motivo constituido por átomos de metal

**Parámetro de red** es la distancia entre átomos medida en las direcciones de los ejes principales de la celda de la red. Dependiendo de la configuración de la red (FCC/HCP/BCC) puede haber más de un parámetro. Suele ser del orden de unas décimas de nanómetro para metales.

### 4.1. Características de estructuras cristalinas en metales

#### 4.1.1. Estructura FCC

Es una de las dos estructuras de máxima compacidad. En general los FCC son metales de alta ductilidad y maleabilidad, baja tensión de fluencia, y alta tenacidad que además no presentan transición dúctil-frágil.

#### 4.1.2. Estructura HCP

Es una de las dos estructuras de máxima compacidad. Los HCP en general son metales menos dúctiles y más anisotrópicos que los FCC o BCC.

#### 4.1.3. Estructura BCC

No posee planos de máxima compacidad. Los BCC poseen menor ductilidad y tenacidad que los FCC pero mayor tensión de fluencia. Presentan transición dúctil-frágil.

### 4.2. Índices de Miller (incompleto)

### 4.3. Defectos cristalinos

Las estructuras cristalinas reales no son perfectas. Todas presentan anomalías o apartamientos en el ordenamiento de sus átomos. Cualquier anomalía/apartamiento del orden perfecto se denomina un **defecto cristalino**.

Los defectos cristalinos son responsables por la diferencia entre la resistencia mecánica *teórica* de los metales y la *real*. A pesar de la reducción de resistencia teórica los defectos cristalinos tienen varios efectos positivos sobre las propiedades del metal (por ejemplo la capacidad de **deformar plásticamente** y capacidad de **endurecer** el metal)

Algunos de estos defectos son termodinámicamente estables (hacen descender la energía libre de Gibbs  $G$ ) y por lo tanto el metal tiende a generarlos naturalmente durante el proceso de fabricación. Otros en cambio son inestables y se generan durante el procesamiento (def. plástica, solidificación) y son difícil de eliminar.

Todo defecto cristalino genera una **distorsión local en la red** a la cual está asociada una energía extra ya que los átomos vecinos no están en la posición de energía mínima ( $d_0$  en las curvas de Condon-Morse, 1)

Esta distorsión genera un campo de tensiones elásticas alrededor del defecto. En consecuencia los defectos pueden interactuar entre sí atrayéndose o repeliéndose.

#### 4.3.1. Defectos puntuales

Hay tres tipos de defectos puntuales:

**Átomo sustitucional** Son átomos cuyo tamaño es lo suficientemente grande como para ocupar un lugar de la red. Si son de menor tamaño al aleante principal entonces genera un campo de compresión, atrayendo los átomos alrededor. Los sustitucionales de mayor tamaño al aleante principal generan un campo de tracción.

**Átomo intersticial** Son lo suficientemente pequeños como para ocupar el espacio entre los nodos de la red provocando un campo de tracción. La distorsión que generan es muy grande y por ende la cantidad admitida por una red es muy pequeña.

**Vacancia** La ausencia de un átomo en un nodo de la red se denomina vacancia. Son un defecto necesario para que ocurra la **difusión de átomos sustitucionales**.



#### 4.3.2. Influencia de átomos intersticiales y sustitucionales

Los átomos intersticiales y los sustitucionales ambos aumentan la entalpía  $H$  pero también la entropía  $S$ . Por eso, para cada elemento y para estado termodinámico existe una concentración máxima del mismo que puede ser admitida en la red de un metal dado. A esta concentración máxima se denomina **solubilidad**.

Debido a que tanto los elementos sustitucionales como los intersticiales bajan la energía libre de cualquier metal siempre que no pasen el límite de solubilidad, es difícil y costosa la obtención de metales de alta pureza (aplicaciones con necesidad de alta conductividad térmica/eléctrica). Por la misma razón es difícil evitar la contaminación de dichos metales durante su procesamiento o uso.

Aún así, en la mayoría de las aplicaciones no se requiere metales de alta pureza sino aleaciones que generalmente tienen mejores propiedades.

En general los átomos sustitucionales

- Endurecen el metal
- Reducen la tenacidad
- Disminuyen conductividad térmica/eléctrica

#### 4.3.3. Dislocaciones

Este tipo de defecto **no está en equilibrio termodinámico**. Cada dislocación tiene un **vector de Burger único**, que indica la dirección de viaje de la dislocación. Hay tres tipos de dislocaciones

**Dislocación de borde** La presencia de un plano de átomos incompleto produce este tipo de dislocación. El vector de Burger es perpendicular a la línea de dislocación.

**Dislocación de hélice** Al querer hacer un circuito cerrado alrededor de la línea de dislocación se produce un desplazamiento que recuerda el paso de un tornillo/hélice. Su distorsión ocasionada genera una tensión local de corte. El vector de Burger es paralelo a la línea de dislocación.

**Dislocación mixta** Ocurre cuando la misma línea de dislocación de borde sigue para generar una dislocación de hélice (o vice-versa)

Las dislocaciones juegan un papel fundamental en la deformación plástica de los metales y en el endurecimiento que la misma produce, como veremos más adelante.

#### 4.3.4. Borde de grano

Un borde de grano define el límite entre dos porciones de material con la misma estructura cristalina y composición pero de **diferente orientación**. No es lo mismo que una interfase.

**Monocristal** Es un material metálico con una única orientación de su red cristalina.

En cualquier zona de ese material siempre se encuentra que la red cristalina está orientada de la misma forma.

**Policristal** Material metálico en el que existen zonas con diferente orientación de la red cristalina. Cada uno de estos sectores se denomina **grano del policristal** y tiene una orientación única de la red. *La casi totalidad de materiales metálicos usados en la ingeniería son policristales debido al proceso de solidificación que favorece la formación de granos.*

El borde de grano es un defecto superficial que en general

- Endurece el metal
- Hace descender la temperatura de transición dúctil-frágil
- Facilita la segregación. Zona de concentración preferencial de ciertas impurezas debido a la alta energía de un borde de grano
- Sitios preferenciales de transformación de fase. Muy relacionado a tratamientos térmicos

es por esto que la **reducción del tamaño de grano** es uno de los objetivos fundamentales en muchas aplicaciones de los metales.

Existen también los **bordes de subgranos**, llamado también borde de pequeño ángulo debido a que la desorientación entre los dos granos no supera los  $1.5^\circ$ . Está asociado a la formación de una pared de dislocaciones sobre el borde de grano para bajar la energía libre cuando no se puede eliminar dislocaciones.

#### 4.3.5. Superficie libre

Los átomos ubicados en la superficie libre de un cristal poseen mayor energía que los del interior debido a que no poseen átomos de la red enfrentados a ellos y que compensen la acción de los átomos del interior del cristal.

#### 4.3.6. Interfases

Una **interfase** separa dos fases diferentes, a diferencia de un borde de grano que separa la misma fase. Las dos fases pueden diferenciarse en **composición química** y/o **estructura cristalina** (no es lo mismo que *orientación* cristalina).

La gran mayoría de los metales poseen varias fases y aún en pequeñas proporciones, ciertas fases pueden tener gran influencia en las propiedades del metal.

Tipos de interfases:

**Interfase coherente** Cuando existe continuidad de los planos cristalinos entre ambas fases

**Interfase semi-coherente** Cuando existe continuidad entre algunos planos cristalinos entre ambas fases

**Interfase incoherente** No hay continuidad alguna de planos cristalinos entre ambas fases

## 5. Comportamiento elástico

### 5.1. Comportamiento elástico perfecto y anelasticidad

Si un material tiene **comportamiento elástico perfecto** entonces la *deformación depende exclusivamente de la tensión*. En términos matemáticos existe una relación biunívoca entre la tensión y la deformación (1)

$$\varepsilon = f(\sigma) \quad (1)$$

Consecuencias:

- No hay deformación remanente
- No hay dependencia de la deformación con el tiempo. Las deformaciones están en fase con las tensiones
- No hay energía neta absorbida por el material (la deformación si tiene una energía asociada)

Los materiales cuya deformación depende del tiempo tienen **comportamiento elástico imperfecto o anelástico** (2). Durante el ciclo de carga/descarga el material absorbe cierta energía, lo que contribuye a su capacidad de amortiguamiento. En metales a baja temperatura es despreciable el amortiguamiento anelástico.

$$\varepsilon = f(\sigma, t) \quad (2)$$

El régimen elástico en metales es invariablemente pequeña ( $\varepsilon$  menor a 5%) y por eso se puede aproximar mediante una recta que tiene la pendiente de la fuerza neta de la curva Condon-Morse (figura 1). La pendiente de esta curva se denomina el **módulo de Young** o constante elástica del material.

### 5.2. La elasticidad como propiedad

Algunos puntos a remarcar de la elasticidad

**Material** Depende del material y composición química

**Red cristalina** Hay diferentes módulos elásticos normales y transversales para una red cristalina dependiendo de la dirección (**anisotropía**).

**Defectos vs. elasticidad** Las constantes elásticas son propiedades insensibles a la estructura de defectos del material y como tales **no son modificables mediante procesos** como la deformación plástica o tratamientos térmicos

**Prop. termodinámica** Depende de la temperatura y (en menor medida) la presión

**Monocristales** Al tener un monocristal se tiene el caso de anisotropía (diferentes módulos elásticos dependientes de la dirección). Puede haber grandes diferencias en diferentes direcciones

**Policristales y textura** La mayoría de los metales son policristales. Un **policristal no-texturado** tiene una gran cantidad de granos orientados al azar dando así un promedio único de las rigideces en todas las direcciones. Un **policristal texturado** la rigidez vuelve a ser una propiedad anisótropa pues hay una orientación preferencial de grano

### 5.2.1. Rigidez intrínseca vs. estructural

Hasta ahora se habló de la rigidez de un material y como se relaciona a las curvas de Condon-Morse. Estas propiedades son insensibles a los cambios de la estructura. Esta rigidez se denomina **rigidez intrínseca**.

La rigidez de una pieza o estructura depende de su geometría. Esta es la **rigidez estructural**. En general suele ser más efectivo cambiar la rigidez estructural (cambiar dimensiones/geometría de una pieza) a cambiar la rigidez intrínseca (material usado).

## 6. Deformación plástica en metales

La **deformación plástica** es aquella deformación remanente en el material una vez retiradas las cargas que produjeron la deformación. Cabe destacar que las **únicas** tensiones que producen deformación plástica son las de **corte**, es decir, en estado de tensión hidrostático no puede haber deformación plástica.

Es un fenómeno mecánicamente irreversible (a diferencia de la elasticidad) y en metales puede alcanzar grandes valores ( $\varepsilon \approx 0.5\%$  hasta  $90\%$ )

### 6.1. Consecuencias de la deformación plástica

**Endurecimiento por deformación** La tensión de fluencia aumenta 5 veces al deformar un acero inoxidable (301) al 60%. Método económico para lograr altas resistencias

**Aumento de tenacidad** La capacidad de absorber grandes deformaciones implica un aumento de la energía que puede absorber. Esto se traduce a resistencia a propagación de fisuras y resistencia ante impactos

**Propiedades intrínsecas** La densidad prácticamente no cambia. El parámetro de red permanece constante

### 6.2. Mecanismo de deformación plástica

Si se quiere deformar plásticamente a un monocristal se requiere deslizar un plano de átomos. La tensión teórica necesaria para lograr esto es **4 órdenes de magnitud mayor** a los resultados experimentales. La razón por esto es por la presencia de defectos en la red, particularmente, **dislocaciones**.

Al aplicar una carga que produzca tensiones de corte adecuadas, se rompen los enlaces de una hilera (sobre una línea de átomos), lo que requiere mucha menos tensión que la rotura de los enlaces sobre un plano entero. De esta forma la dislocación avanza un paso a la vez hasta llegar a una superficie libre (generando un escalón) o anclarse en un átomo sustitucional. Cada desplazamiento será idéntico a la longitud y dirección del vector Burgers.

Estas dislocaciones interactúan entre sí y defectos puntuales debido a la distorsión local de la red. La distorsión genera tensiones de compresión, tracción o corte, generando así atracción y repulsión entre defectos.

### 6.3. Sistemas, planos y direcciones de deslizamiento – Tensión crítica

El deslizamiento o cizallamiento en un metal se produce sólo sobre ciertos planos cristalinos y en determinadas direcciones cristalinas contenidas en dichos planos. Cada familia de planos y direcciones posee una determinada distribución de átomos. La **mínima** tensión de corte necesaria para provocar el deslizamiento en determinado plano y dirección se llama **tensión de corte crítica**. *Aquellos planos donde la tensión crítica sea mínima serán los preferenciales para que ocurra la deformación plástica.*

Tal vez le resulte poco intuitivo al lector, pero los planos de **tensión crítica mínima son los planos de alta densidad**. Esto es porque el recorrido de la dislocación es menor (vector de Burger es menor).

La combinación de un plano de alta densidad y una dirección de alta densidad se lo denomina **sistema de deslizamiento**. *En un policristal, los sistemas de deslizamiento que están alineados con la máxima tensión de corte son los que actúan y dan luz a la deformación plástica.*

**Redes FCC y HCP** Tienen planos y direcciones de máxima densidad denominados **compactos**. Estos forman los sistemas de deslizamiento de estas redes.

**Red BCC** Contienen **direcciones compactas** pero **no planos compactos**, sin embargo hay varias familias de planos de alta densidad que contienen a la dirección compacta. Estos conforman los sistemas de deslizamiento de la red BCC.

#### 6.3.1. Máxima tensión de corte en un ensayo de tracción

En una probeta sometida a tracción se puede aplicar una transformación de ejes para obtener el corte  $\tau$  en un nuevo sistema  $(x_\theta, y_\theta)$  a un ángulo  $\theta$ . Partiendo de la suposición de un estado de tensiones planos se tiene:<sup>1</sup>

$$\tau_{x_\theta y_\theta} = - \left( \frac{\sigma_{xx} - \sigma_{yy}}{2} \right) \sin 2\theta + \tau_{xy} \cos 2\theta \quad (3)$$

Para el estado de tensiones de un ensayo de tracción

$$\sigma_{xx} = \tau_{xy} = 0, \quad \sigma_{yy} = \frac{F}{S_0} \quad (4)$$

donde  $F$  es la fuerza de tracción y  $S_0$  es la sección nominal de la probeta. La tensión de corte se maximiza para  $\theta = 45^\circ$ .

#### 6.3.2. Microplasticidad

Siguiendo la lógica de la sección 6.3.1, en un policristal sometido al ensayo de tracción la deformación plástica va comenzar con los granos que tienen su sistema de deslizamiento alineado con el ángulo a  $45^\circ$  de la tracción. El resto de los granos seguirán en el rango elástico pues la tensión de corte sobre sus sistemas de deslizamiento no llegó a la tensión crítica. Este fenómeno se denomina **microplasticidad**, pues el material sigue estando en su rango elástico (si se retiran las cargas, la pieza vuelve a su forma y dimensión original. Cuando la casi totalidad de los granos ha comenzado

<sup>1</sup>Se suele hablar de la ley de Schmid aquí también, la cual tiene la forma:  $\tau = \sigma \cos \theta \cos \chi$

a deformar plásticamente, recién se puede detectar macroscópicamente la deformación plástica.

La microplasticidad juega un rol importante en la **fatiga**, un fenómeno caracterizado por la nucleación de fisuras a una tensión mucho menor que la de fluencia.

En el ensayo de tracción se define la tensión de fluencia en forma convencional (deformación remanente del 0,2%).

### 6.3.3. Deformación por maclado

Además del cizallamiento entre planos de alta densidad, existe un mecanismo alternativo para la deformación plástica llamado **maclado**. Este mecanismo requiere **mucho energía** y la **deformación a la que puede conducir es muy limitada**, lo cual lo deja en un puesto de poca importancia con respecto al cizallamiento.

**BCC** Por debajo de una temperatura o a altas velocidades de deformación, el **maclado comienza a dominar en metales BCC**.

**FCC** Los metales FCC poseen varios sistemas de deslizamiento y por lo tanto no suelen maclar por deformación, pero si pueden maclar durante la recristalización del metal, denominado **maclas de recocido**.

**HCP** Tienen solo 3 sistemas de deslizamiento por lo que es muy difícil encontrar alguno bien orientado para deslizarse. Estos metales son los de **mayor tendencia a maclar**

## 6.4. Mecanismos de endurecimiento

Existen 4 formas principales de dificultar el movimiento de las dislocaciones y así elevar la tensión de fluencia.

- Deformación plástica en frío
- Reducción del tamaño de grano
- Solución sólida
- Partículas precipitadas

### 6.4.1. Endurecimiento por deformación en frío

Durante la deformación plástica, las dislocaciones se mueven en varios sistemas de deslizamiento, interactuando entre sí debido a los campos de tensiones. Muchas de estas dislocaciones ven su movimiento dificultado por otras dislocaciones e incluso algunas se “traban”. A partir de estas interacciones se generan **fuentes de dislocaciones** las cuales aumentan la cantidad de dislocaciones por unidad volumen.

Esto se convierte en un ciclo que se realimenta positivamente con las nuevas dislocaciones generadas tendiendo a anclarse más frecuentemente por la densidad de dislocaciones que solo aumenta. A medida que aumente la densidad de dislocaciones, también aumentará la dificultad en moverlas. Esto conlleva con un aumento en la tensión necesaria para deformar el metal plásticamente (**aumento de tensión de fluencia**). Esto es conocido como el **endurecimiento por deformación en frío**.

Puntos a remarcar del endurecimiento en frío:

- Más económico para endurecer
- Solo para piezas de sección pequeña y simple (ej. alambres, chapas finas, tubos de pared delgada, flejes)
- Por arriba de cierta temperatura se pierde el endurecimiento

#### 6.4.2. Reducción de tamaño de grano

Los bordes de grano son barreras para las dislocaciones. Cuanto menor sea el tamaño de grano, mayor será la dificultad para mover las dislocaciones. Esto se refleja en la ley de Hall-Petch (5)

$$R_{p0,2} = \sigma_0 + \frac{k}{\sqrt{d}} \quad (5)$$

donde  $d$  es el tamaño de grano,  $\sigma_0$  es la resistencia en el interior del grano y  $k$  es una constante que indica el “poder endurecedor” de los bordes de grano de la aleación. En general es mayor en aleaciones principalmente BCC que en aleaciones principalmente FCC.

La principal ventaja de este mecanismo es que también **disminuye la temperatura de transición dúctil-frágil**.

#### 6.4.3. Endurecimiento por solución sólida

La presencia de átomos de soluto en la red de un elemento cualquiera provoca un aumento en la resistencia al movimiento de las dislocaciones. Los átomos intersticiales endurecen mucho más que los sustitucionales. Dentro de los sustitucionales aquellos cuyo tamaño más difiera de los átomos de la red son los que más endurecen.

#### 6.4.4. Endurecimiento por precipitación de partículas

Cuando mediante una determinada composición química y un adecuado tratamiento térmico o termomecánico, se logra que en el metal precipite en forma homogénea una alta fracción de partículas pequeñas se obtiene un gran aumento en la tensión de fluencia. El tamaño de las partículas tiene que ser suficientemente pequeño para dificultar el movimiento de las dislocaciones.

### 6.5. Fluencia discontinua – Banda de Lüders

En algunas pocas aleaciones metálicas (aceros de bajo carbono ferríticos) la transición entre la zona elástica y la plástica es discontinua. Aparece una zona donde las carga de tracción experimenta fluctuaciones y la probeta se estira algunos puntos porcentuales. Durante este fenómeno la probeta (si fue previamente pulida) comienza a mostrar “bandas” donde se localiza la deformación.

Cuando se llega al fin de la zona de fluencia (fin de etapa de fluctuaciones) estas bandas desaparecen.

### 6.5.1. Causa de la aparición de la zona de fluencia

Debido a la interacción de los campos de tensiones de los defectos cristalinos, los átomos intersticiales se ven atraídos hacia la parte inferior de las dislocaciones de borde y generan una “atmósfera” a lo largo de toda la línea de la dislocación. Esta se denomina **atmósfera de Cottrell**. Se dice que los átomos intersticiales anclan las dislocaciones. Para comenzar a mover las dislocaciones se debe aplicar una tensión alta para “arrancarlas” de sus respectivas atmósferas. Una vez liberadas (desanclaje), la tensión necesaria para que continúen moviéndose es menor. Esto explica las ondulaciones de la carga en la zona de fluencia.

Puntos a remarcar de la zona de fluencia

- Temperaturas altas aumentan velocidad de átomos intersticiales hacia la atmósfera de Cottrell
- La tensión de fluencia para un material con zona de fluencia es considerada como el mínimo obtenido durante la zona de fluencia.
- Se intenta evitar tener las bandas de Lüder (marcas de estiramiento) en un producto final cuando es importante el aspecto estético. No tienen efecto sobre las propiedades del material.
- Se puede evitar las marcas de estiramiento deformando la pieza más allá de su zona de fluencia. En chapas para embutido se aplica una pasada de laminación ( $\varepsilon \approx 2\%$ ) denominada “skin pass” o “temper rolling”
- Si se deja pasar mucho tiempo desde el “skin pass” o bien se somete a una temperatura superior a la del ambiente entonces los átomos intersticiales difundirán hacia las dislocaciones anclándolas, produciendo la zona de fluencia nuevamente y además **reduciendo fuertemente la ductilidad del material**. Se denomina **envejecimiento por deformación**. Se puede prevenir agregando elementos al acero que retengan el nitrógeno (átomo intersticial) formando nitruros (Aluminio, Titanio). Se puede aprovechar el fenómeno de envejecimiento por deformación mediante un proceso llamado **bake hardening steels**.

## 7. Textura cristalina

En un policristal se denomina textura cristalina o simplemente **textura** a la orientación preferencial (de la red cristalina) de los granos del policristal.

La causa de textura puede ser **deformación plástica, solidificación columnar o recristalización (texturas de recocido)**.

### 7.1. Consecuencias de la textura

La textura **no** está relacionada con la forma de los granos.

- Anisotropía



## 7.2. Usos de la textura – Embutido

La textura está presente en la mayoría de los metales y a veces no es buscada pues trae inconvenientes. En ciertos procesos es deseada, como por ejemplo en chapas para embutido profundo y chapa eléctrica.

En el embutido profundo el material del ala (parte de la chapa sin embutir) sufre compresión en la dirección tangencial, tracción radial y una ligera compresión en el espesor. El material de la pared (parte de chapa en contacto con los costados de la matriz) sufre principalmente tracción biaxial en el plano que la contiene y una ligera compresión en el espesor. El material del fondo está sometido a tracción biaxial también.

El material buscado para el proceso del embutido requiere tener **alta ductilidad**, debe deformarse fácilmente ante tensiones de compresión. Para embutidos profundos la reducción de espesor debe ser baja mientras que la reducción de ancho debe ser alta, es decir, debe tener comportamiento anisótropo. Esto se mide mediante el coeficiente de anisotropía (6)

$$R = \frac{\varepsilon_w}{\varepsilon_t} \quad (6)$$

Las chapas para embutidos profundos deben tener una composición química adecuada y son fabricadas mediante un proceso de deformación por laminación (para otorgarle textura, y consecuentemente, anisotropía) seguido de recocidos posteriores. La textura producida es una textura de recocido y no solo de deformación. Los granos de este tipo de chapa son equiaxiales (no son alargados).

Existen dos otros coeficientes relacionados al embutido, el coeficiente de anisotropía normal ( $R_p$ ) que define la profundidad máxima del embutido, y el coeficiente de anisotropía plana ( $\Delta R$ )

$$R_p = \frac{R_{0^\circ} + 2R_{45^\circ} + R_{90^\circ}}{4}, \quad \Delta R = \frac{R_{0^\circ} - 2R_{45^\circ} + R_{90^\circ}}{2} \quad (7)$$

Se desea chapas de alto  $R_p$  y bajo  $\Delta R$  para embutido profundo. A mayor  $\Delta R$  mayor será el orejado y por ende, mayor material perdido.

La relación de embutido se define como el diámetro inicial de la chapa sobre el diámetro del fondo de la pieza embutida:

$$\beta = \frac{D_0}{D} \quad (8)$$

## 8. Tensiones residuales

Las tensiones residuales son las tensiones que subsisten en el material aún en ausencia de cargas externas. Consecuentemente, deben estar en equilibrio estático y ser **tensiones elásticas**.

Causas:

- Gradientes térmicos
- Transformaciones de fases en presencia de gradientes térmicos
- Deformación plástica inhomogénea

### 8.1. Gradientes térmicos

En piezas grandes es más difícil evitar las tensiones residuales por gradiente térmico. Se debe enfriar la pieza lentamente para evitarlas por completo, algo que puede resultar costoso.

Estas tensiones se generan porque al enfriarse una pieza muy caliente hay una contracción del exterior de la pieza que se enfrió rápidamente mientras que el interior de la pieza sigue caliente. Esto causa un perfil de tensiones: el exterior se tracciona y el interior se comprime. Si el gradiente es lo suficientemente alto el interior de la pieza se deforma plásticamente debido a esta tracción.

A medida que sigue enfriando, el interior comienza a contraerse. Si hubo deformación permanente en la etapa posterior entonces el interior de la pieza va contraerse a tal punto de someter sus alrededores a tracción (la superficie de la pieza). Esto causa una inversión de las tensiones, ahora el exterior está comprimido y el interior sometido a tracción.

### 8.2. Transformaciones de fase

En el caso en que el metal tenga transformaciones de fases, las tensiones térmicas y las residuales estarán influidas también por la contracción o expansión que involucren dichas fases.

Por ejemplo, la transformación martensítica durante el temple del acero causa tracción en la superficie de la pieza. Esta tensión residual es más propensa a la fisura e incluso tiene un nombre asociado con el fenómeno: **fisuración durante el temple**.

### 8.3. Deformación plástica inhomogénea

Cualquier proceso que deforme plásticamente el material, produce tensiones residuales en la pieza.

**Laminación en frío** Si los rodillos laminadores tienen un diámetro pequeño comparado al espesor de la chapa entonces solo deforman la superficie plásticamente generando tensiones residuales de compresión en la superficie y de tracción en el corazón

**Granallado (shot peening)** Un proceso que consiste en impulsar pequeñas partículas con un chorro de aire sobre una superficie. Las partículas impactan la superficie deformándola plásticamente. Genera tensiones residuales de compresión altas, endurece por deformación plástica y aumenta levemente la rugosidad superficial. Usado para aumentar **la resistencia a la fatiga**

## 9. Recocido – Annealing

Cuando se deforma un material plásticamente más de 90 % de la energía se convierte en calor irreversiblemente. Menos de 10 % queda almacenada en el material en forma de defectos. **Esto deja al material en un estado inestable donde  $G$  no es mínima.** Cuando se calienta el material de modo que aumente la movilidad de los átomos, los defectos comenzarán a disminuir en cantidad.

Esto da origen a los llamados **procesos de restauración**. Los mismos tratan de restaurar las propiedades del material antes de la deformación plástica. Durante los

misimos hay una liberación de energía y el material pasa a un estado más estable ( $G$  disminuye). Esta diferencia de entalpía libre ( $\Delta G$ ) se denomina **fuerza impulsora** del proceso.

### 9.1. Recuperación

Al subir la temperatura de un metal previamente deformado comienza la recuperación:

- Disminución de defectos puntuales como vacancias, defectos de Frenkel. Los mismos difunden hacia las dislocaciones, borde de grano y la superficie libre (sumideros de defectos)
- Redistribución de las dislocaciones. Se agrupan para disminuir la energía total
- Este proceso continua hasta formar “paredes de dislocaciones”. Las paredes de dislocaciones son en realidad bordes de grano de bajo ángulo o **bordes de subgrano**. Este proceso se llama **poligonización**.

Durante esta etapa la forma y tamaño de los granos no cambia. Los subgranos solo pueden ser apreciados con un microscopio electrónico. Para aceros este proceso ocurre a  $\approx 580^\circ\text{C} < A_1$ .

Lo más afectado por la recuperación es la conductividad eléctrica (aumenta) y la relajación de tensiones residuales. Aún así, la densidad de dislocaciones es alta y el metal puede seguir bajando su energía.

### 9.2. Recristalización

Si la deformación plástica previa superó cierto valor y dado suficiente tiempo y temperatura, luego de la recuperación se produce nucleación y crecimiento de nuevos granos con baja densidad de dislocaciones. Esto disminuye drásticamente la entalpía libre  $G$  del material (la fuerza impulsora es grande).

Los nuevos granos nuclean en los antiguos borde de grano y subgrano. Este fenomeno se denomina **recristalización**.

#### 9.2.1. Influencia en propiedades

La recristalización juega un rol muy importante en la metalurgia debido a los siguientes puntos

- Tensiones residuales desaparecen
- Disminuye aún más la resistividad eléctrica
- Al bajar la cantidad de dislocaciones en varios ordenes de magnitud se **recupera la dureza, resistencia mecánica y ductilidad** que tenía el material antes de la deformación

La eliminación de dislocaciones por deformación permite seguir deformando el material sin riesgo de fisuración.

### 9.3. Velocidad de recrystalización

La velocidad de recrystalización es un parámetro fundamental y depende de la fuerza impulsora, la cual depende a la vez de tres variables

- La temperatura (la de mayor influencia y más controlable)
- La deformación plástica previa
- El tamaño de grano previo a la recrystalización (Mucho menos influyente que las dos anteriores)

Se define la **temperatura de recrystalización** como aquella para la cual la recrystalización se completa en 1 hora para un material con gran deformación previa ( $\varepsilon > 75\%$ ). Se verifica que se relaciona a la temperatura de fusión para la gran mayoría de metales y aleaciones.

A menor tamaño de grano antes de la deformación, la recrystalización se acelera pues los bordes de grano son sitios de nucleación de los nuevos granos. Además, el tamaño de las celdas formadas en el proceso de recuperación guarda relación con el tamaño original.

### 9.4. Deformación crítica

Para que la recrystalización ocurra debe existir una energía mínima acumulada en el metal en forma de defecto, de lo contrario no habrá suficiente energía para la nucleación de nuevos granos. La deformación plástica mínima necesaria para que ocurra la recrystalización se denomina **deformación crítica**.

La deformación crítica no sólo depende, sino también de la forma en que se deforme el metal (tracción, torsión, compresión, etc) y oscila entre 2 y 20 %.

A mayor deformación aplicada al metal (siempre que supere la crítica), es menor el tamaño de grano recrystalizado pues existen más sitios para la nucleación de granos nuevos.

Dependiendo de la deformación aplicada, el tamaño de grano puede ser mayor o menor que el tamaño de grano original.

### 9.5. Crecimiento de grano

Una vez finalizada la recrystalización el material queda con baja entalpía libre  $G$ . Sin embargo aún queda la posibilidad de seguir disminuyendo la misma si se reducen la cantidad de borde de grano.

Si hay suficiente temperatura y tiempo entonces el **tamaño promedio de grano aumenta**. A diferencia del crecimiento de grano durante la recrystalización, este proceso tiene como fuerza impulsora la energía acumulada en los bordes de grano. Por ende, este crecimiento de grano puede ocurrir aún si no hay deformación previa existente (la cual era la fuerza impulsora para la recrystalización)!

Este proceso elimina los granos pequeños (borde de grano con curvatura alta=energía alta) mientras que aumentan los granos grandes (energía baja).

Este crecimiento trae algunos inconvenientes

- Disminución de la tensión de fluencia (ley Hall-Petch (5))
- Baja la tenacidad y sube la temperatura de transición dúctil-frágil

- Afecta otras propiedades como la susceptibilidad a la fisuración por temple

debido a esto se intenta evitar el crecimiento de grano. Se debe tener un control muy preciso de la temperatura y tiempo a la cual es recocido el metal.

Cuando en el metal existe una **dispersión fina y homogénea de partículas de otra fase**, entonces estas interfieren con el movimiento de los bordes de grano efectivamente ralentizando el crecimiento. Se llega a un tamaño de grano límite o de equilibrio que está dado por

$$d_{\text{máx}} = \frac{4r}{3f} \quad (9)$$

donde  $d_{\text{máx}}$  es el tamaño de grano que estará en equilibrio con una fracción en volumen  $f$  de partículas de tamaño promedio  $r$ . Esto logra controlar el tamaño máximo del grano incluso a altas temperaturas.

## 9.6. Recocido de recristalización

Las tres etapas estudiadas ocurren durante el tratamiento térmico de **recocido de recristalización**, también denominado recocido de procesamiento.

Tiene el objetivo de restituir las propiedades necesarias para seguir conformando el material en frío sin riesgo de fisurar el material.

Existe la posibilidad de deformar al material en caliente y que ocurra la recristalización durante el mismo proceso de deformación. A esto se denomina el **deformación en caliente**. Puede ser **dinámica** (recristalización durante la deformación) o **estática** (recristalización inmediatamente después de la deformación).

Puntos a remarcar de **deformación en caliente**

- Permite grandes deformaciones sin cambiar resistencia y ductilidad
- Requiere de un cierto consumo de energía en los hornos de recalentamiento
- A igualdad de deformación, la energía requerida es sensiblemente menor que en el conformado en frío
- Se pierde cierta cantidad de material por oxidación
- Las tolerancias dimensionales deben ser grandes (orden del mm)
- Mala terminación superficial

Puntos a remarcar de **deformación en frío**

- Limitada cantidad de deformación. Se pierde ductilidad y aumenta la resistencia a deformación
- No requiere calentamiento previo
- A igualdad de deformación, la energía requerida es sensiblemente mayor que en el conformado en caliente
- Elevadas fuerzas de conformado (miles de toneladas)
- No se produce oxidación

- Tolerancias chicas y terminación superficial buena

En comparación con la estructuras obtenidas en la colada, las estructuras de un material trabajado en caliente:

- Tienen granos más finos y uniformes que los obtenidos en colada
- Composición química más homogénea
- Ausencia de poros y microrechupes
- Ausencia de segregaciones (macro y micro)
- Propiedades más uniformes aunque pueden ser anisótropas

### 9.7. Fibrado mecánico

La deformación plástica excesiva que involucra casi cualquier conformado en caliente trae un efecto de “fibrado”. Durante la deformación se estiran y deforman algunos tipos de inclusiones las cuales se alinean según la dirección de estiramiento principal. Lo más común es que las inclusiones sean zonas de microsegregación de lingotes (zonas interdendríticas donde se concentra el aleante secundario).

Este fibrado le da propiedades direccionales a la pieza, las cuales pueden ser adversas en varios casos.

## 10. Solidificación (incompleto)

La solidificación comienza con una nucleación y le sigue la etapa de crecimiento.

La **nucleación** es la formación de un conjunto de átomos con la estructura de la fase sólida y con un tamaño tal que su crecimiento sea estable. Puede ser:

**Homogénea** Los núcleos aparecen en el seno de la fase L. Sólo se produce bajo ciertas condiciones controladas en un laboratorio

**Heterogénea** Los núcleos se producen en contacto con una fase sólida preexistente, sea el molde que contiene la fase L (liquida) o un agente nucleante

Luego de la nucleación, la solidificación prosigue mediante el flujo neto de átomos de la fase L que atraviesan la interfase y se suman al sólido adoptando posiciones en su estructura cristalina. Esta etapa está comandada tanto por la fuerza impulsora como por la frecuencia con que los átomos atraviesan la interfase.

### 10.1. Difusión en fase sólida

La difusión en los sólidos es el movimiento neto de átomos desde las regiones donde esos átomos se encuentran en alta densidad hacia aquellas donde están en baja concentración.

Cabe destacar que aún en ausencia de un gradiente de concentración hay movimiento de átomos a través de un mecanismo de **intercambio de posición con las vacancias**. Este mecanismo depende de la temperatura y es aleatorio y por ende no hay flujo neto de átomos.

Los átomos intersticiales difunden mucho más rápido que los sustitucionales ya que no necesitan vacancias.

La primera ley de Fick: el flujo de masa en una difusión unidireccional es proporcional al gradiente de concentración

$$J_x = -D \frac{\partial c}{\partial x} \quad (10)$$

esta ley es válida para cuando el gradiente de concentración no varía en el tiempo.  $J_x$  es el flujo másico,  $D$  es el coeficiente de difusión del soluto en la red del solvente.

La segunda ley de Fick: Considera el caso más general en que el gradiente de concentración varía con el tiempo

$$\frac{\partial c_x}{\partial t} = D \frac{\partial^2 c_x}{\partial x^2} \quad (11)$$

A partir de la resolución de la segunda ley de Fick se puede deducir que la distancia  $x$  que puede recorrer un determinado soluto en la red del solvente en un tiempo  $t$  es

$$x \approx \sqrt{Dt} \quad (12)$$

El coeficiente  $D$  depende fuertemente de  $T$  según

$$D = D_0 \cdot e^{-\frac{Q}{k_B T}} \quad (13)$$

donde  $D_0$  es una constante,  $Q$  es la energía de activación para la difusión, y  $k_B$  es la constante de Boltzmann. Consecuentemente, la difusión crece exponencialmente con  $T$ .

## 10.2. Solidificación en equilibrio

A medida que solidifica una aleación, el sólido generado por átomos que cruzan la interfase del L son en la mayor parte átomos del aleante con la mayor temperatura de fusión. Esto significa que la concentración de la fase L va cambiando su concentración y por ende el metal que solidifique último va tener una diferente concentración al que solidificó primero.

Esto se puede prevenir si se enfría **muy lentamente**, de tal forma que la difusión en fase sólida actúe y entre en equilibrio con la fase L, esto se denomina **solidificación en equilibrio**. *Dado que el coeficiente de difusión en el sólido es muy bajo para la mayoría de los solutos aún a altas temperaturas, la solidificación no ocurre en equilibrio y por ende las composiciones del sólido y de la fase L no son homogéneas.*

## 10.3. Defectos a causa de la solidificación fuera de equilibrio

### 10.3.1. Segregación – Micro y macro

Al acercarse al fin de la solidificación de una aleación, la última fracción de líquido queda muy enriquecida en el soluto de menor punto de fusión y solidifica dando un sólido con una concentración mucho mayor del mismo. La inhomogeneidad de composición respecto al resto del material se denomina **segregación**.

La segregación se puede evitar mediante un proceso de enfriado extremadamente lento que de tiempo para la difusión y, consecuentemente, la homogeneización de la composición del sólido. Para las velocidades de procesos industriales no hay tiempo para que ocurra la difusión en fase sólida y por lo tanto cada fracción de sólido queda

aproximadamente con la composición que ha solidificado a partir del líquido. Esta composición está comandada por el **coeficiente de partición** (14)

$$k = \frac{C_s}{C_l} \quad (14)$$

el coeficiente de partición depende principalmente del espacio entre la curva liquidus y solidus del diagrama de fase. Cuanto más espacio haya entre las dos, más agravado será la segregación para la aleación.

**Microsegregación** Se refiere a cuando la diferencia en composición se da entre puntos cuya distancia es del orden del tamaño de la microestructura. Segregación hacia los bordes de grano. Los bordes de grano van contener más concentración del aleante con menor punto de fusión con respecto al centro

- Segregación interdendrítica
- Segregación en bordes de granos

**Macrosegregación** Se refiere a cuando la diferencia en composición se da entre puntos cuya distancia es del orden del lingote o pieza. En un lingote es común que haya una zona de rechupe, aquí va estar presente la macrosegregación en aleantes.

Una de las consecuencias de la microsegregación es el fibrado mecánico

### 10.3.2. Rechupe

Es necesario eliminar los rechupes. Este acto se denomina **despunte**. Se puede reducir el efecto del gradiente térmico que genera el rechupe usando **mazarotas** o con **cabeza caliente**

### 10.3.3. Microrechupes

El rechupe puede dar en forma local cuando el líquido en las zonas interdendríticas queda aislado del resto del líquido remanente y por lo tanto al solidificar y contraerse no llega líquido para compensar dicha contracción. Quedan pequeños huecos en las zonas interdendríticas que se denominan **microrechupes**.

Se pueden eliminar durante el conformado en caliente, al igual que la porosidad/microporosidad. Si no va haber un pos-procesado en caliente es necesario diseñar un sistema adecuado de alimentación o cambiar la geometría de la pieza (aumentar sección) para evitar el microrechupe

## 10.4. Defecto de solidificación – Porosidad

Son ocasionados por los gases disueltos en el material. Al solidificar la pieza pierde parte de su capacidad de disolver gases y estos forman poros esferoidales en la pieza. Reduce la ductilidad, tenacidad y resistencia a la fatiga pero es menos nociva que los microrechupes por su forma esferoidal.



## 10.5. Colada continua

Ventajas:

- Mayor rendimiento metálico: se elimina el rechupe principal de los lingotes. Se aprovecha casi la totalidad del material
- Mayor productividad: No es necesaria la etapa de laminación, se puede obtener casi cualquier perfil sin importar la sección, a diferencia de colada convencional
- Mayor control sobre la estructura del lingote: La menor sección transversal de colada continua permite implementar técnica que refinan y mejoran la microestructura del lingote como la agitación magnética. Se puede evitar la necesidad de un recocido.

Desventajas

- Mayor costo de capital
- Limitación en el tamaño del lingote: presión metalostática es alta y puede romper las paredes de un lingote de sección ancha ya que este tarda en enfriar y aumentar su pared sólida mientras que aumenta la presión interior

## 11. Transformaciones de fase en estado sólido

Se trata de transformaciones en las que solo intervienen fase sólidas, a diferencia de la solidificación que es la transformación de la fase líquida.

Desde un punto de vista práctico estas intervienen en y están fuertemente relacionadas a los **tratamientos térmicos**.

Entender el diagrama de equilibrio es el primer paso para el entendimiento de la microestructura de una aleación metálica. Sin embargo, los diagramas de equilibrio no ofrecen información de tres aspectos importantes:

1. Los **tiempos** que necesitan las fases para comenzar y completarse
2. Las **morfologías** de las fases producto de la transformación. Morfología describe la distribución, tamaño y forma de las fases resultantes
3. La posibilidad de la presencia de fases **fuera de equilibrio**

Las transformaciones de fase se pueden clasificar en cinco principales

**Con difusión** Movimiento térmicamente activado (cada átomo se mueve de forma individual). Dos subtipos:

**de largo alcance** Los átomos se mueven muchas distancias interatómicas. Las fases inicial y final **poseen distinta composición química** y pueden o no tener la misma red cristalina

**de corto alcance** Los átomos se mueven unas pocas distancias interatómicas. Fase inicial y final de igual composición química pero diferente estructura cristalina. Ejemplo: transformación alotrópica

**Sin difusión** Movimiento cooperativo de un conjunto de átomos en forma coordinada y simultánea. Cada átomo ocupa un lugar bien determinado al final de la transformación

**Mixtas** Generalmente en aleaciones pasa que un elemento experimenta difusión mientras que el otro puede moverse cooperativamente

### 11.1. Transformación martensítica

Se trata de una transformación militar/desplazativa. Los átomos se desplazan pequeñas distancias sin romper enlace con el vecino. Se crea una fase de igual composición pero con estructura nueva. Requiere una gran fuerza impulsora para desplazar un gran número de átomos. Es sin difusión y sin activar térmicamente.

### 11.2. Formación de fase nueva

**Nucleación homogénea** Se necesita una gran fuerza impulsora para que ocurra la nucleación de una fase nueva en el interior de un grano. Ej: globulización

**Nucleación heterogénea** Se producen los núcleos donde la barrera es menor como el borde de grano, sobre una pared que contiene la fase inicial o sobre zonas de alta densidad de dislocaciones (donde la barrera de nucleación es menor). Ej: acero inoxidable

**Crecimiento** es una transformación de fase. Una vez que aparecen núcleos pueden crecer mediante la difusión

### 11.3. Transformación de precipitación

Se trata de una transformación de fase en la que aparece una nueva fase a partir de otra sin que esta última desaparezca. Genera partículas nuevas, lo cual suele aumentar dureza. Más usado para aumentar dureza en materiales no-ferrosos. Si es lento el enfriamiento (menos  $\Delta G$ ) entonces el precipitado aparece en el borde de grano.

- Para lograr máxima dureza luego de envejecimiento el aleante no debe precipitar en los bordes de grano.
- Cuanto mayor sea la cantidad de aleante, mayor será la velocidad que se debe enfriar para evitar precipitación durante temple
- Cuanto más aleante, más duro

#### 11.3.1. Envejecimiento por precipitación

Al comienzo de la precipitación se pierde dureza porque se consume la solución sólida para generar el precipitado. A medida que sigue la precipitación este comienza a dominar y se obtiene un endurecimiento notable por precipitación.

Si se deja pasar suficiente tiempo ocurre el **sobre-envejecimiento** (zona III de la figura 2). A partir de cierto tamaño de precipitado las dislocaciones tienden a rodear el precipitado en vez de cortarlo debido al a. Cuando sucede esto se generan lazos de dislocaciones alrededor de las partículas precipitadas. A partir de este punto el endurecimiento pasa a ser inversamente proporcional a la distancia promedio entre

partículas. Esto es conocido como el **mecanismo de Orowan**. Las partículas se vuelven más gruesas (aumenta  $r$ ) y hay más distancia entre ellas (aumenta  $d$ ) así perdiendo la dureza.

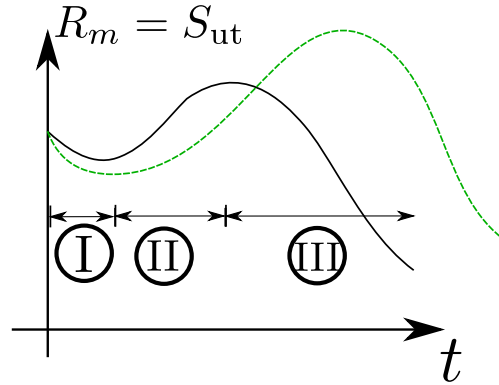


Figura 2: Mecanismo de envejecimiento por precipitación. Las etapas corresponden a la curva negra sólida. La curva verde punteada representa un envejecimiento a una temperatura menor.

Las etapas de la figura 2 son enumeradas abajo. Se indica la relación de tensión a avance de dislocaciones con  $\Delta\sigma$  donde  $f$  es la fracción en volumen de partículas,  $r$  el tamaño promedio de partícula y  $d$  es la distancia promedio entre partículas.  $\Delta\sigma$  es proporcional al aumento de dureza del material.

- I** Al comienzo del proceso el soluto difunde así permitiendo la precipitación. La difusión significa que se pierde la dureza aportada por solución sólida.  $\Delta\sigma = \frac{f}{d}$
- II** Durante esta etapa el precipitado empieza a aportar dureza. El precipitado es fino y por ende las dislocaciones cortan las partículas. El endurecimiento es proporcional a la fracción en volumen y al tamaño promedio de las partículas.  $\Delta\sigma = f \cdot r$
- III** El precipitado se convierte suficientemente grueso al transcurrir tiempo como para que comience a dominar el mecanismo de Orowan.  $\Delta\sigma = \frac{1}{r \cdot d}$

## 12. Introducción a aceros

Porque aceros?

- Bajo costo (25 % de energía requerida comparado con aluminio)
- Alta rigidez ( $E$  3 veces más rígido que aluminio)
- Versatilidad. Gran cantidad de aleaciones
- Respaldo. Se vienen usando aceros de alta aleación hace un siglo

Hay 3 variedades alotrópicas de acero más comunes

**Ferrita  $\alpha$**  Fase bland, dúctil y tenaz con  $T_{df}$  (Temperatura transición dúctil frágil).  
BCC y ferromagnética

**Austenita**  $\gamma$  Contiene carbono en solución. Red FCC. Blanda, dúctil, y tenaz sin  $T_{df}$ . Es amagnética.

**Cementita**  $Fe_3C$  Intermetálico 6,7% carbono. Muy dura

En general se tiene una matriz de ferrita que aporta tenacidad y ductilidad y una proporción de cementita para la dureza.

Las temperaturas de importancia para una aleación de acero son (ver figura 3 del diagrama meta-estable)

**A<sub>1</sub>** Temperatura del eutectoide

**A<sub>3</sub>** Temperatura límite del campo de  $\alpha + \gamma$  y  $\gamma$

**A<sub>2</sub>** Temperatura de transición de ferrita magnética a ferrita amagnética (no visible en la figura 3)

Elementos relevantes a la metalurgia del acero

**Si** Calma acero evitando efervescencia ( $\approx 0,05\%$ )

**Al** Controla crecimiento de grano. Granos más finos y calma acero.

**S** El azufre es una impureza. En ausencia de manganeso (Mn) forma  $FeS$ , el cual derrite a  $988^\circ C$ . Si se sobrepasa este límite se corre riesgo de que segregue a los bordes de grano al volver a solidificar. Esto disminuye resistencia y aumenta fisuras en trabajo en frío. El azufre aumenta maquinabilidad

**P** Impureza. Endurece y fragiliza

**Mn** Contrarresta S para formar  $MnS$ , el cual tiene alto punto de fusión con efectos negativos menores al  $FeS$  porque no precipita en los bordes

## Parte II

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

También 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

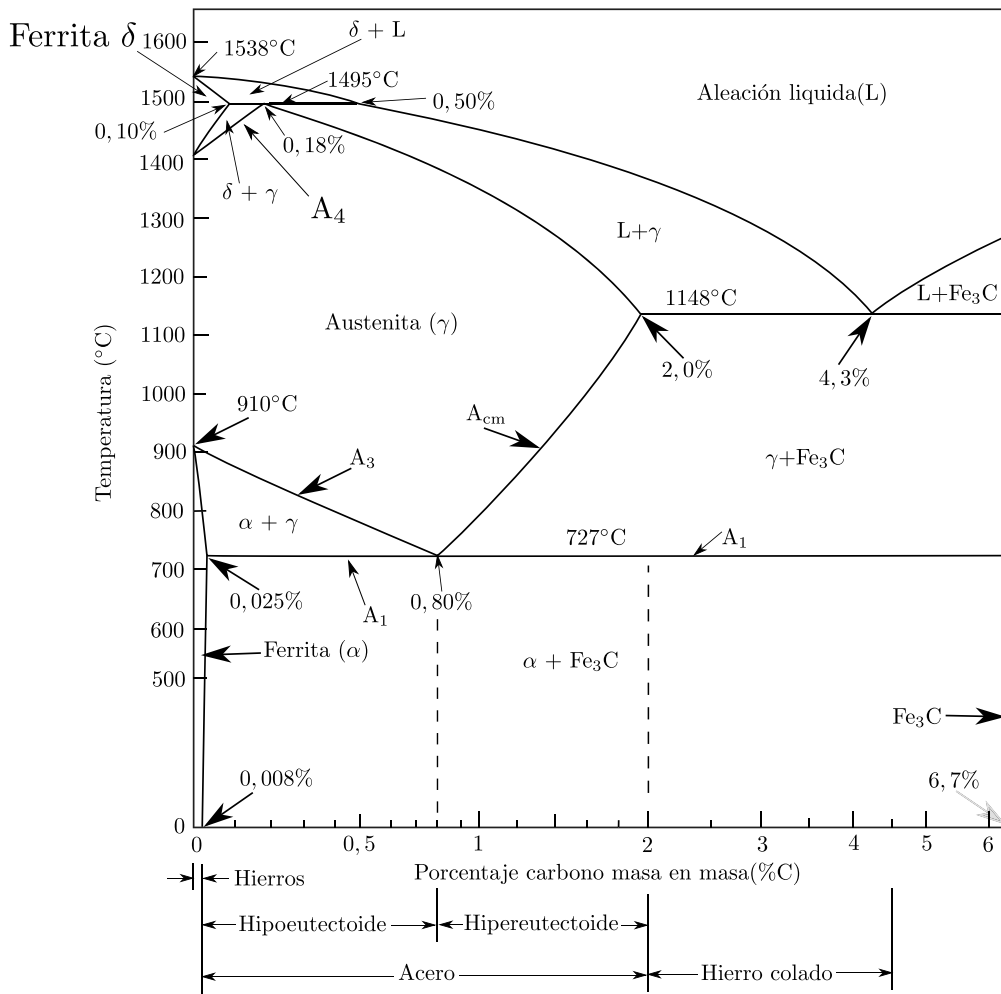


Figura 3: Diagramas de fases para aceros.

- 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.

### 13. Acero eutectoide

Se comienza estudiando las transformaciones isotérmicas de la austenita

La nariz de la figura 4 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

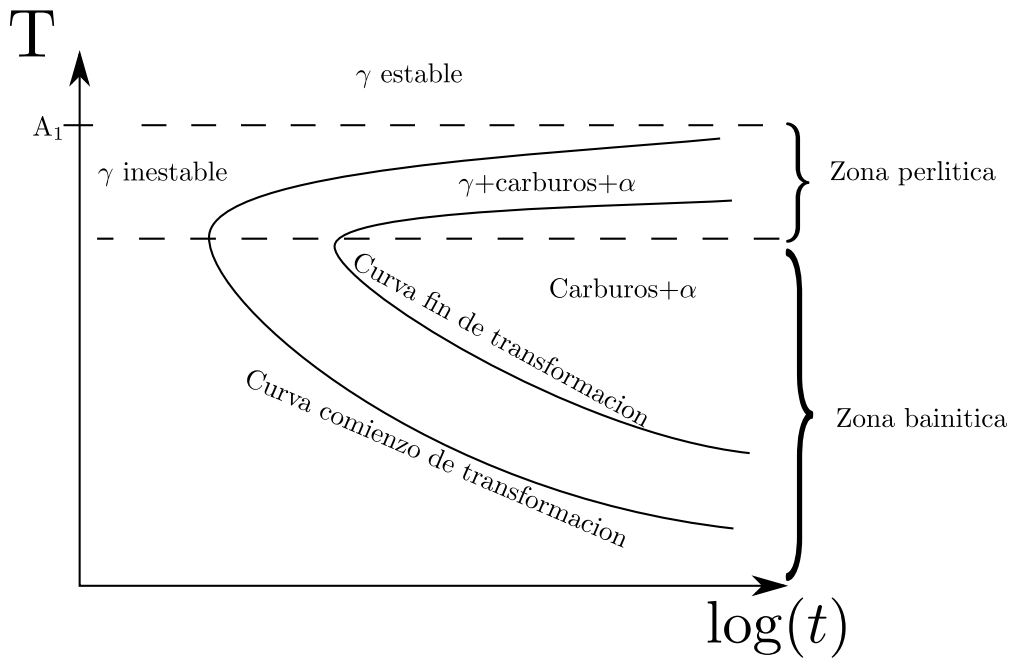


Figura 4: Diagrama para transformación isotérmica de la austenita para un acero **eu-tectoide**.

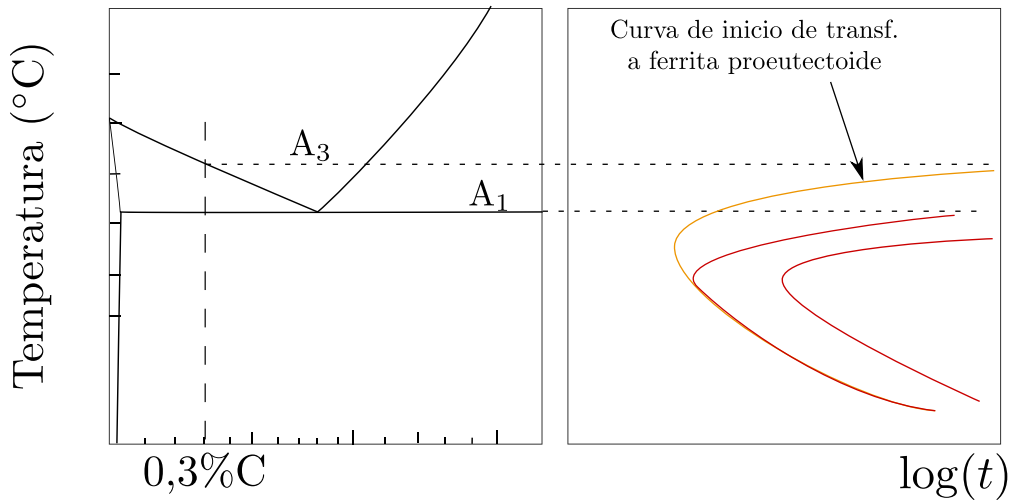


Figura 5: Diagrama para transformación isotérmica de la austenita para un acero **hi-poeutectoide** ( $0,3\%$ ).

## 14. 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,

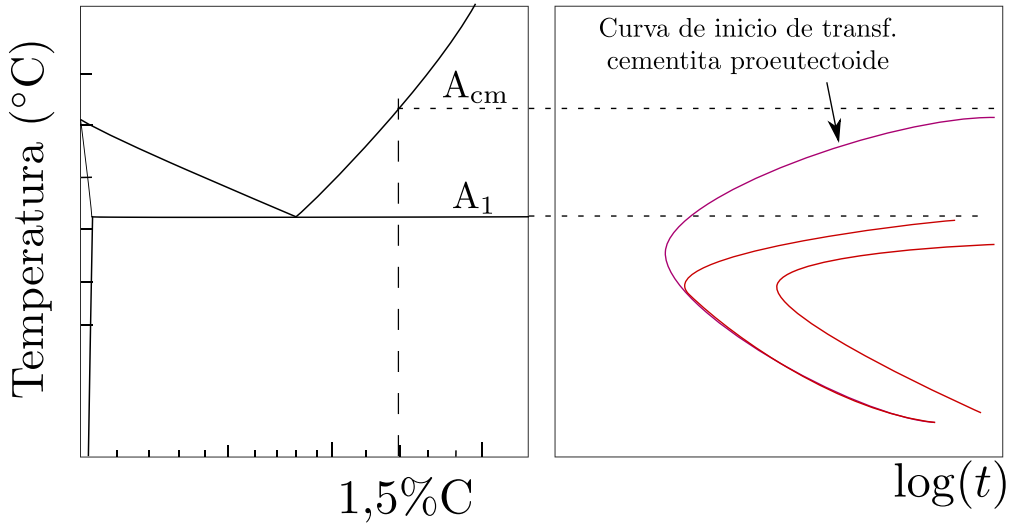


Figura 6: Diagrama para transformación isotérmica de la austenita para un acero **hipereutectoide** (1,5%).

en la figura 4 sería la nariz (450 a 600 °C).

## 15. 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 nuclearse 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 ( $< 170^\circ\text{C}$ ).
- 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 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**.

## 16. 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  $\alpha$ .

$$R_{p0,2}, R_m, HV \propto S^{-\frac{1}{2}} \quad (15)$$

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

## 17. Transformación Martensita

Cuando la austenita se sobrenfría 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>2</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.

$$M_s = 539 - 423 \cdot \%C - 30,4 \cdot \%Mn - 12,1 \cdot \%Cr - 17,7 \cdot \%Ni - 7,5 \cdot \%Mo \quad (16)$$

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.

<sup>2</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  $M_f$  ?.



### 17.1. 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 austeníticos.

### 17.2. 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 transformación un eje (denominado **c**) se achica y otro eje (**a**) se ensancha, generando una expansión neta dependiente del carbono <sup>3</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 hábito 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 sólida: 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 sólida 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) ?.

<sup>3</sup>La relación  $c/a$  incrementa con la concentración de carbono ?.

## 18. 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 mas 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.

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

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

### 18.1. 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  $Fe_3C$  mejorar la tenacidad.

### 18.2. 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  $Fe_3C$  o 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

### 18.3. Propiedades mecánicas

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

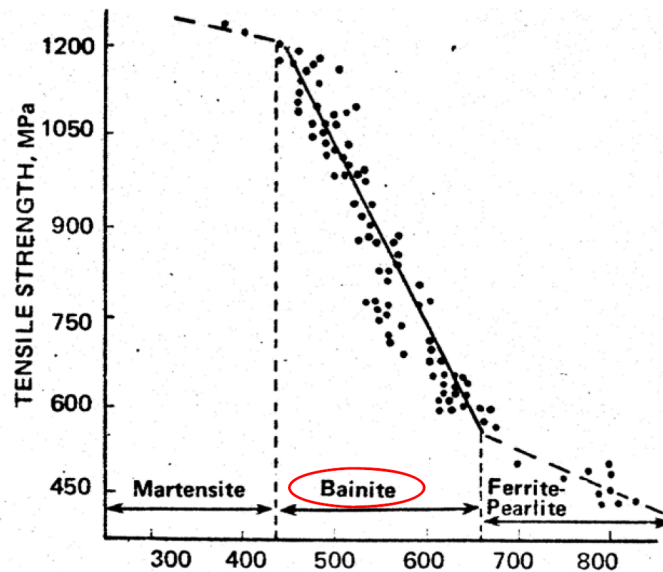


Figura 7: Efecto de 50 % de la temperatura transformación sobre la resistencia a la tracción de aceros bainíticos.

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.

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

Dos variables que inciden en la cinética de estas transformaciones

- El tamaño del grano austenítico
- 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 →
- Menor superficie total de bordes de granos →
- Menor sitios de nucleación →

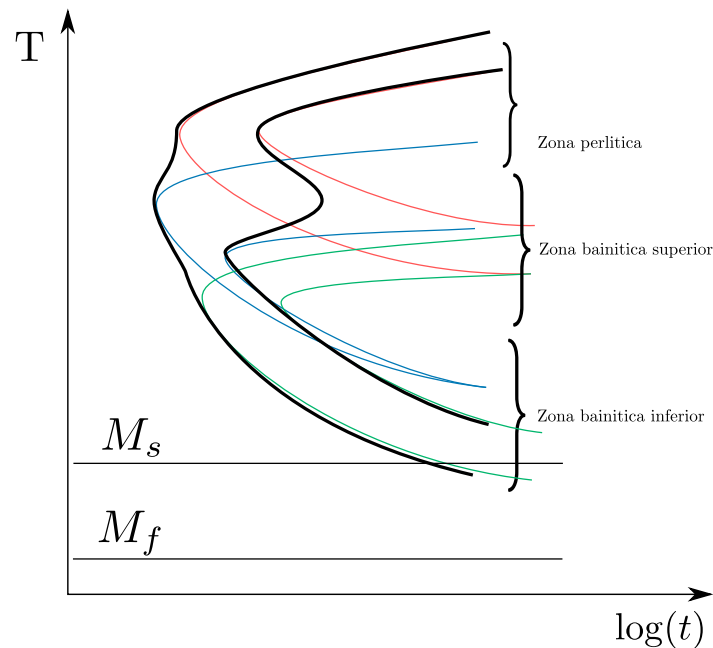


Figura 8: Superposición de curvas perlíticas (rojo) y bainíticas superior (azul) e inferior (verde).

→ 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 **alfágenos** 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 **alfágenos** 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 **alfágenos** 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 **alfágenos**:

- 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)

## 20. Curvas CCT

*Continuous Cooling Transformation* son curvas representativas de las fases obtenidas 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.

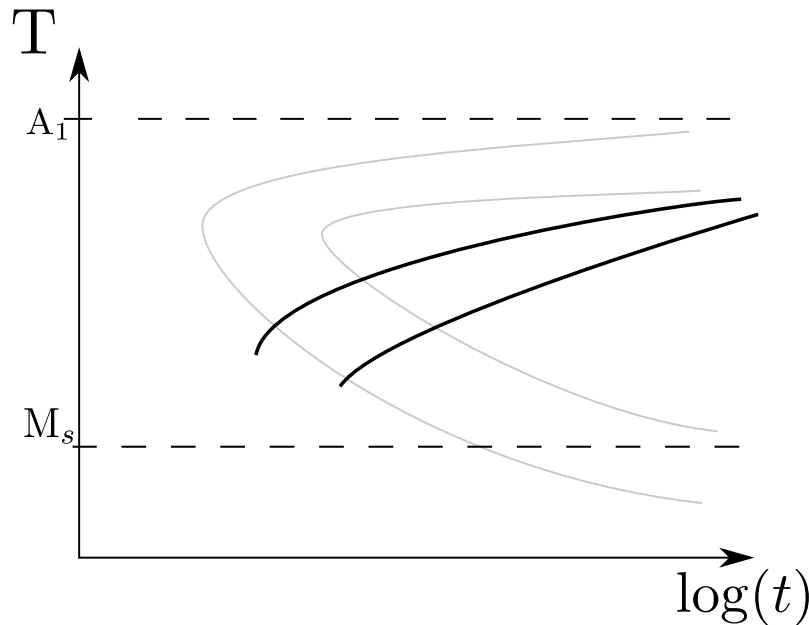


Figura 9: Curvas de enfriamiento continuo (CCT) para un acero **eutectoide**. CCT en negro, curvas TTT en gris claro.

### 20.1. CCT para un acero hipoeutectoide

Las curvas de enfriamiento para un acero **hipoeutectoide** de la figura 10 pueden ceder las siguientes estructuras y microconstituyentes:<sup>4</sup>

Ciclo 1 Se obtiene ferrita de grano grueso y perlita gruesa en fracciones cercanas al equilibrio

<sup>4</sup>Tener en cuenta que las curvas rojas de la figura 10 se dibujan hasta donde haya austenita sin transformar, es decir, el final de la curva esta donde  $\gamma = 0\%$ .

- 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  $M_s$  <sup>5</sup>
- Ciclo 4 Mínima velocidad de transformacion para lograr 100 % de martensita denominada **Velocidad Crítica de Temple**

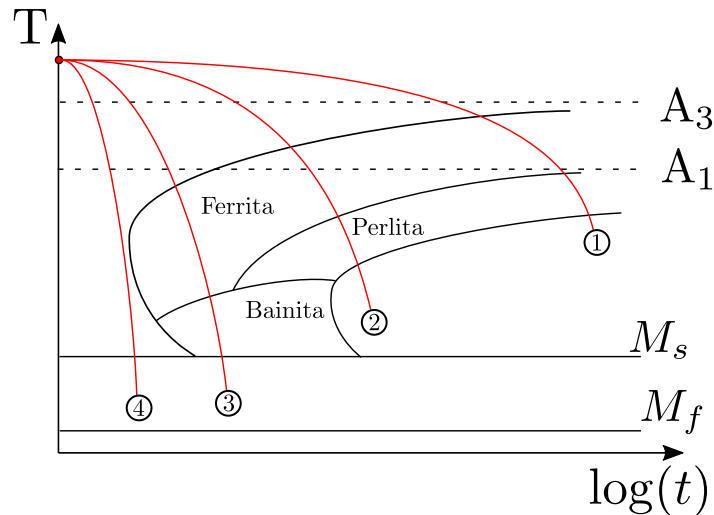


Figura 10: Curvas de enfriamiento continuo (CCT) para un acero **hipoeutectoide**.

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

Aumentando la velocidad de enfriamiento de la austenita, 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.

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 III

# 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

<sup>5</sup>La curva  $M_s$  no es constante para todos los aceros. Si se tiene un acero hipereutectoide, al comenzar a formar bainita la concentración de carbono en la austenita sin transformar va aumentando, reduciendo así  $M_s$  a menor velocidad de transformación por ser un elemento gamágeno.

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  $T < A_1$

## 21. Austenización

No es un tratamiento en sí, es la primer etapa de cualquier tratamiento térmico hipercrítico (TTH). 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
  - Para aceros de alta aleación la cantidad de alfégenos aumenta  $A_3$ .  $T_A$  puede llegar a los  $1300^\circ\text{C}$
- 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.** Infiuye 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.

## 22. Tratamientos hipercríticos

Los tratamientos hipercríticos llevan el acero a una temperatura sobre  $A_3$  para lograr austenización de una gran parte del acero.

### 22.1. Recocido de regeneración (Full annealing)

Consiste en llevar el acero a  $T_A$ <sup>6</sup> 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. Para un acero hipoeutectoide el recocido de regeneración sería el camino 1 de la figura 10.

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

<sup>6</sup>Para aceros hipoeutectoides suele estar a 20 a 40°C sobre  $A_3$



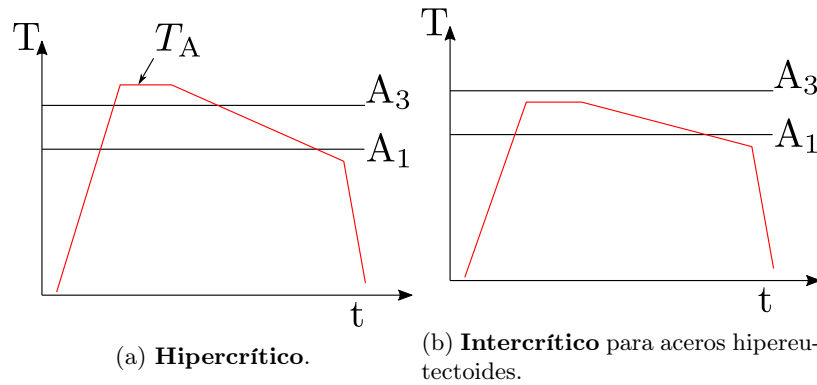


Figura 11: TT Recocido de regeneración.

- 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.

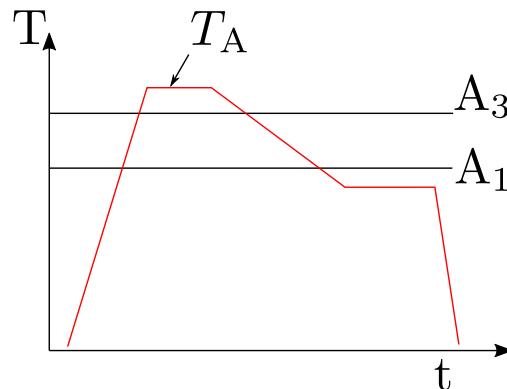


Figura 12: Recocido de regeneración isotérmico.

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.

## 22.2. Normalizado

Similarmente al recocido, en el **normalizado** se calienta el acero hasta  $T_A$ <sup>7</sup> y se mantiene para asegurar austenita homogénea y finalmente se **enfía a aire calmo**<sup>8</sup>. Si se busca obtener martensita se denomina **temple al aire**. El normalizado puede ser tanto un tratamiento intermedio como también un tratamiento final.

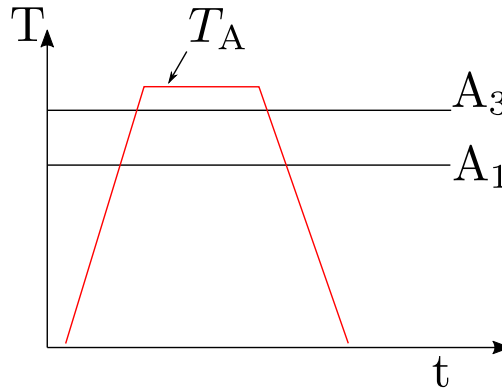


Figura 13: Normalizado.

Objetivos:

- Homogeneización química y estructural
- Refinamiento de tamaño de grano ferrítico y de los carburos
- Preparar mejor al acero para un tratamiento posterior (dos puntos anteriores)
- Mejorar maquinabilidad en aceros bajo carbono
- lograr propiedades mecánicas específicas para el servicio

La estructura resultante depende de la composición del acero y tamaño de la pieza. En aceros al C y muchos de baja aleación se obtiene ferrita proeutectoide de tamaño más fino que en el recocido y en menor proporción. El resto de la estructura es perlita más fina y en mayor proporción de lo que indica el diagrama de equilibrio. En aceros con transformaciones más lentas pueden aparecer combinaciones de otras fases incluyendo la bainita y martensita.

El normalizado se aplica típicamente a piezas coladas y forjadas en caliente para refinar la estructura de solidificación. Para aceros de bajo %C se vé un aumento en la maquinabilidad.

## 23. Tratamientos subcríticos

### 23.1. 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<sup>9</sup>.

<sup>7</sup>Temperatura unos 50 a 80°C sobre  $A_3$

<sup>8</sup>Velocidad entre 40 a 200°C/min

<sup>9</sup>5 a 10°C/h

Objetivos:

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

### 23.2. 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. Es usado solo en aceros de más de 0,4 %C y principalmente en esos que deban ser sometidos a operaciones de conformado muy severas. Para aceros hipereutectoides, este es el tratamiento más común ya que aumenta la maquinabilidad en aceros de baja aleación.

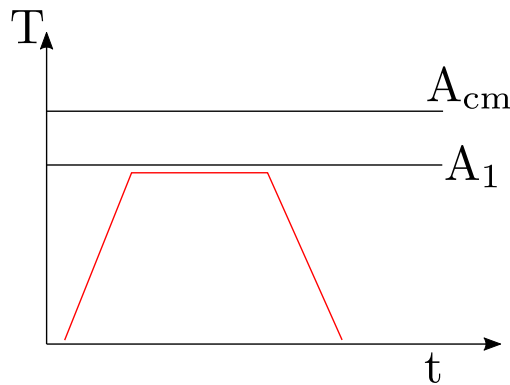


Figura 14: Recocido de globulización **subcrítico**.

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, mas rápido es el proceso. Se puede también acelerar el proceso con deformación plástica previa.

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.
- 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.

El recocido de globulización

## 24. Temple

Consiste en austenizar al acero totalmente o parcialmente<sup>10</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.

### 24.1. 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.

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 ( $H$ )

<sup>10</sup>Para acero hipoeutectoides varía entre 40 a 60°C sobre A<sub>3</sub>.

Lo mejor que hay de medio de temple es salmuera seguido de agua y aceites. Agua a 20 °C tiene un  $H = 1$  por definición. Los aceites tienen la ventaja de tener velocidad baja en la etapa (C) (sección 24.4), 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 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 → 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!

## 24.2. 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

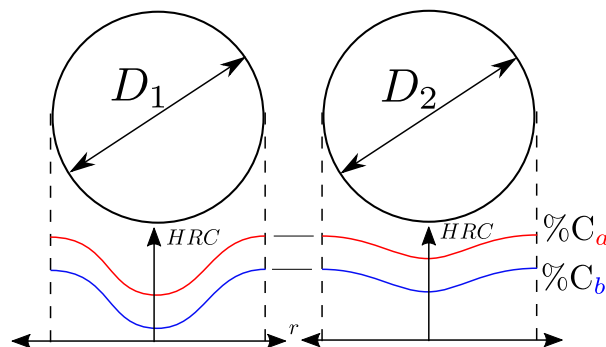


Figura 15: Dureza en función de posición  $r$  donde  $D_1 = D_2$ . La probeta 1 es un acero de baja aleación y la probeta 2 es un acero de alta aleación (más templable). Porcentaje carbono  $a > b$ .

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

## 3. Presencia de otras fases

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

### 24.3. 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.  $D_I > D_0$

#### 24.3.1. 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  $d_j$ <sup>1</sup> 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 enérgicamente ( $> 200$  °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 templabilidad achata la curva

**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

<sup>1</sup>Se suele denominar distancia de Jominy.

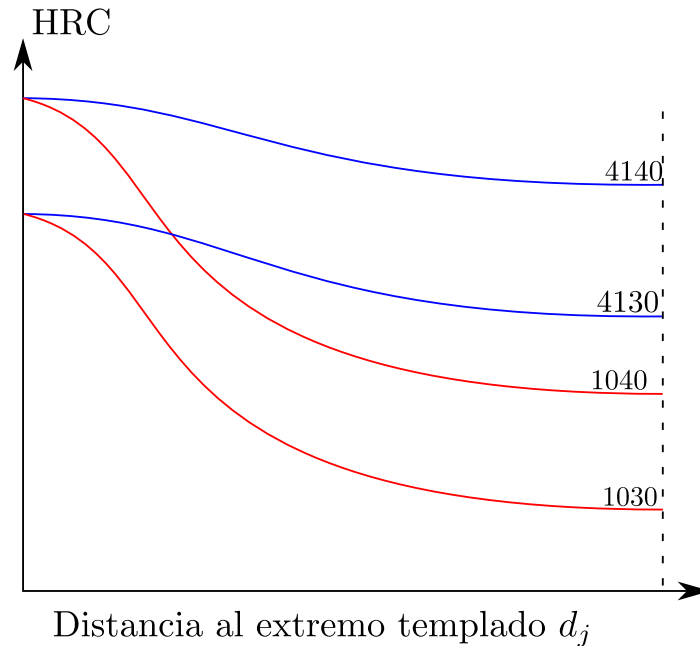


Figura 16: Curvas de Jominy para aceros de alta aleación(en azul) y para aceros al carbono(en rojo). A mayor porcentaje de carbono hay mayor dureza en el extremo templado.

- 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 fisuración. La templabilidad reduce el riesgo de fisuración

Los cálculos de templabilidad permiten determinar

■

#### 24.4. 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.

### 24.5. 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 "tibias" (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.



## 24.6. 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 (en comparación con martensita sin revenir) 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.

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

Una gráfico de las curvas de Lamont, como la figura 17, relaciona el ensayo de Jominy con el porcentaje de martensita obtenida a una distancia  $r$  del centro de una barra de radio  $R$ .

### 24.7.1. 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 17 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 16 se puede obtener el porcentaje de martensita en dado punto usando un gráfico de Dureza-%C-% Martensita (figura 18).

## 24.8. 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

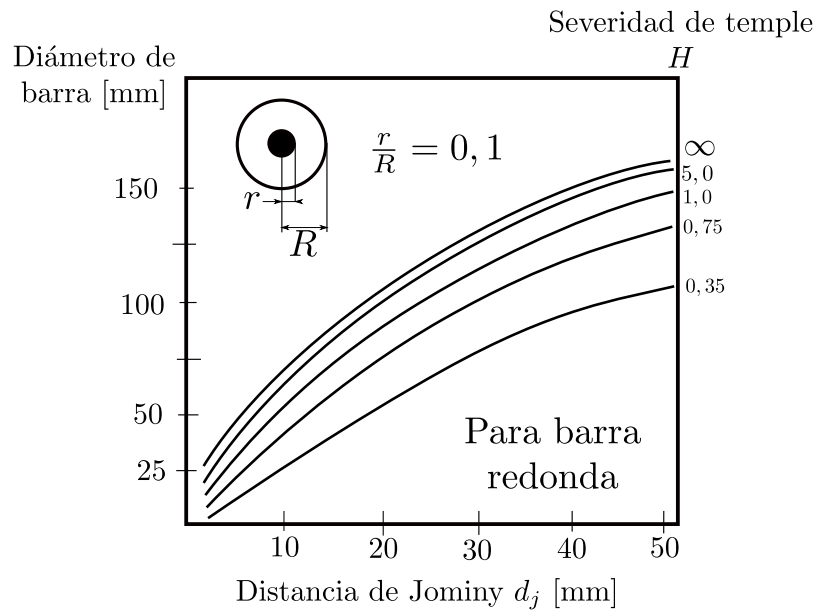
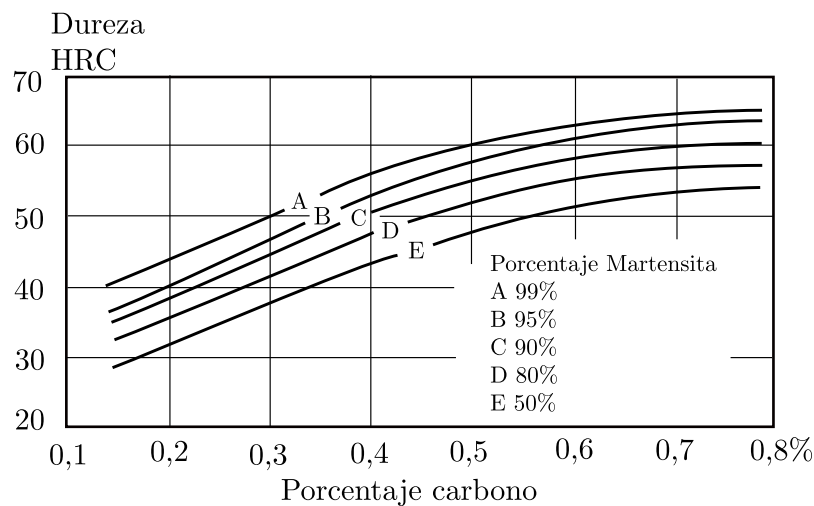
Figura 17: Curva de Lamont para una barra redonda  $\frac{r}{R} = 0,1$ .

Figura 18: Tabla dureza Rockwell tipo 'C' (HRC).

para persistir en la estructura. Sin embargo existen algunas circunstancias que pueden transformarla.

#### 24.8.1. 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  $M_s-M_f$

#### 24.8.2. 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).

#### 24.8.3. 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 %.

#### 24.8.4. Temple hipercrítico

Se obtiene principalmente martensita y una fracción alta de austenita retenida, reduciendo la dureza notablemente (puede sobrepasar 50 %). La templabilidad 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 temple intercríticos cercanos a  $A_{cm}$ .

Hay riesgo de fisuración por temple por shock térmico.

### 24.8.5. 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.

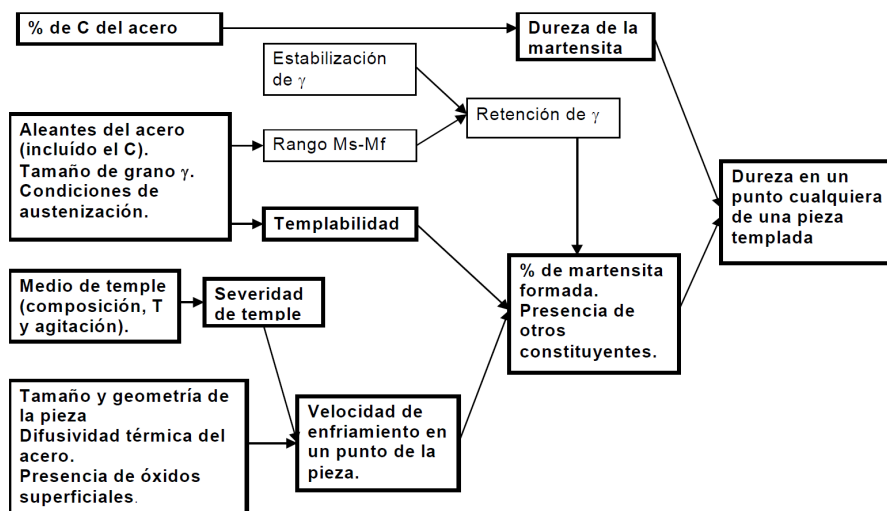


Figura 19: Diagrama de flujo para temple. Tener austenita no es para nada grave porque es potencialmente transformable a martensita.

## 25. 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** es el tiempo que la pieza permanece a la temperatura de revenido. El tiempo 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.

### 25.1. 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>2</sup>

**Etapas 1** (100 a 150°C): Precipitación de carburo  $\varepsilon$  ( $\text{Fe}_{2,5}\text{C}$  estructura HCP). La precipitación de estas partículas submicroscópicas<sup>3</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 recristalización, 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>2</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>3</sup>Solo algunos nanometros.

## 25.2. Revenido de aceros de baja aleación (Resistencia al revenido)

Ciertos aleantes participan en la formación de carburos (Cr, Mo, V, etc), sea cementitas aleadas (ortorrómicas) 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>4</sup> formadores de carburos que en un acero al carbono.

En ese sentido se dice que los aleantes aumentan la **resistencia al revenido**. ?

## 25.3. 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.

Existen curvas "maestras" que se representan en función del **parámetro de revenido**, teniéndose en cuenta el efecto conjunto de la temperatura y del tiempo de revenido.

## 25.4. Fenómenos de fragilización durante el revenido

A pesar de la tendencia al aumento de la tenacidad durante el revenido, existen dos fenómenos de fragilización que deben tenerse en cuenta pues deterioran la tenacidad del acero:

- **Fragilización de la martensita revenida:** Consiste en un descenso en la tenacidad durante el revenido en un rango de temperaturas intermedia.
- **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.

### 25.4.1. 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

<sup>4</sup>Cr, Mo, V, Ti, Nb, etc.

no ocurre aunque la pieza sea sometida a temperaturas de fragilización durante su servicio. 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>5</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 alta tenacidad se debe evitar dicho rango. Esto impide obtener una tenacidad alta mediante temple y revenido cuando se requieren durezas altas.

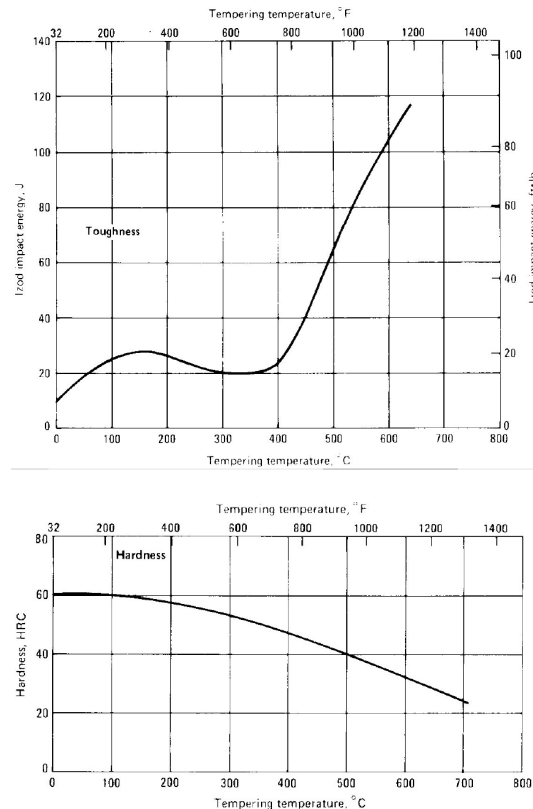


Figura 20: Efecto de la **fragilización de la martensita revenida**. Gráfico de tenacidad y dureza para un acero 4140 revenido por una hora a varias temperaturas.

**Causas:** el descenso de la tenacidad está asociado a la precipitación de  $Fe_3C$  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.

<sup>5</sup>Recordemos que en aceros de baja pureza los carburos nuclean 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.

### 25.5. 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 ( $> 0,6\%$  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 las susceptibilidad cuando se encuentran 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 borde 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 borde de grano ferríticos.

#### 25.5.1. 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.



### 25.6. 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 °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** ( $T > 500$  °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.

### 25.7. 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.

## 26. Martemperado

Es un temple en dos etapas.

1. El acero es enfriado hasta una temperatura ligeramente superior a  $M_s$  y allí se mantiene hasta que homogeneice su temperatura. Se mantiene 100 % contenido de austenita
2. En la última etapa el acero es enfriado a una velocidad más lenta pasando por el rango  $M_s$  y  $M_f$ .

Bis. Se suele requerir un revenido posterior

la temperatura a la cual se homogeneiza la pieza se denomina la temperatura de martemperado. El tiempo de mantención puede variar mucho (pocos segundos hasta 40 minutos)

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.

### 26.1. Ventajas

- Disminución de varios efectos incluyendo distorsión, tensiones residuales (macroscópicas) y riesgos de fisuración por temple. Es especialmente recomendado para aceros alto C y piezas esbeltas/complejas
- Mejoramiento de propiedades mecánicas respecto temple común (mayor ductilidad y tenacidad a igual resistencia mecánica)
- Permite realizar operaciones de enderezado luego de extraer la pieza del baño de martemperado y antes de que se transforme a martensita (aún sigue siendo austenita, asegura alta ductilidad y baja resistencia mecánica)

### 26.2. Limitaciones

- El enfriamiento inicial es lento y requiere cierta templabilidad mínima. Como regla general solo aceros templables en aceite pueden ser martemperados
- Existe una limitación en espesores de las piezas a tratar (templabilidad mínima). Solo se pueden martemperar piezas de espesor grande si son de acero de alta templabilidad. Se puede agregar agua al medio o utilizar una temperatura de martemperado inferior a  $M_s$  para aumentar el espesor permisible

### 26.3. Aplicaciones del martemperado

Se puede aplicar el martemperado a una gran variedad de piezas con geometría relativamente compleja y espesores no muy grandes hechas de aceros de baja aleación.

Se reduce el riesgo de fisuración en aceros de alto contenido de C y es de interés para piezas carburadas, y aceros de alta aleación donde es posible martemperar grandes secciones de piezas complejas.

## 27. Austemperado (Austempering)

Tratamiento isotérmico en el rango de la transformación bainítica. Se enfría el acero lo suficientemente rápido para evitar transformaciones de fases a temperaturas altas hasta llegar a una temperatura mayor a  $M_s$  y se lo deja ahí hasta completar la transformación bainítica inferior.

No se austemperan aceros con transformación bainítica lenta ( $> 60$  minutos) ni los que no cumplan con la templabilidad mínima. La transformación ocurre alrededor de los  $260^{\circ}\text{C}$  a  $400^{\circ}\text{C}$  dependiendo del tipo de acero y nivel de resistencia deseado con un tiempo de mantención entre 5 a 60 minutos. Se suelen usar sales fundidas.

### 27.1. Ventajas

- Se disminuye la distorsión, tensiones residuales y probabilidad de fisuración respecto temple y martemperado
- Tratamiento corto y económico para producir durezas en el rango 35 a 55 HRC pues no se requiere revenido posterior
- A diferencia del martemperado, el tiempo de permanencia en el baño de sales no afecta drásticamente las propiedades finales

- En el rango de durezas 45 a 55 HRC la bainita inferior posee aún mejor tenacidad que la martensita revenida a igualdad de durezas (esta tendencia se revierte en el rango HRC 35 a 45)

### 27.2. Limitaciones

No se puede aplicar a cualquier aceros por requerimientos de templabilidad. Las limitaciones son mayores que en el martemperado dado que el medio en el cual se enfría tiene una temperatura mayor a la del martemperado lo cual implica una velocidad de enfriamiento más lento.

El tiempo necesario varía dependiendo del acero. En ciertos casos el austemperado tarda mucho tiempo y no es viable económicamente. Además no se pueden alcanzar durezas superiores a 55 HRC, aún en aceros alto C.

## Parte IV

# Aceros para construcción Mecánica

Para fabricación de piezas de maquinaria. Cadena cinemática, transmisión de potencia, elementos roscados, herramientas manuales, industria automotriz, agrícola, aeronáutica, ferroviaria, etc.

Los **requerimientos de servicio** para un acero incluye propiedades mecánicas como  $R_m$ ,  $R_{p0,2}$ , tenacidad, resistencia a la fatiga, resistencia al desgaste, resistencia a cargas de contacto. Luego se pueden exigir **características de fabricación** como formabilidad, maquinabilidad y ductilidad. Los requerimientos de servicio y características de fabricación suelen obtenerse de tratamientos térmicos.

## 28. Clasificación

Existen varios tipos de clasificaciones de aceros para construcción mecánica:

### Según aleantes

**Aceros al C** Más baratos, fácil fabricación y de menor templabilidad

**Ac. de baja aleación** Buena templabilidad, menor severidad de temple requerida, buena maquinabilidad, buena resistencia al revenido

### Clasificación por %C

**Bajo C** ( $< 0,25\%$ ) Para cementación/carburización (engranajes, árboles, cadenas)

**Medio C** ( $0,25$  a  $0,5\%$ ) Aceros para bonificado. Durezas  $\approx 30$  a  $40$  HRC

**Bajo C** ( $> 0,5\%$ ) Máxima resistencia y dureza. Se usan bonificados, martemperados+revenidos, austemperados. Costo alto de fabricación de piezas por baja maquinabilidad y formabilidad.

## Clasificación por templabilidad

Puede ser baja, media o alta. El requerimiento de templabilidad va estar en función a la sollicitación.

**Tracción/corte puro** 90 % mínimo de martensita en el centro.  $R_{p0,2} > 1200$  MPa.  
Bulones y tornillos de alto grado

**Flexión/Torsión pura** 50 % martensita en el centro. Árboles, ejes y resortes

## 29. Resistencia a la fatiga

Se determina con un ensayo en la maquina de Moore (flexión rotativa  $\sigma_m = 0; \sigma_a = |\sigma_{\text{máx}}|$ ) definiéndose así las zonas de bajo y alto ciclado.

### Como maximizar la resistencia a la fatiga

En aceros al C de baja aleación con dureza 45 HRC se cumple que  $R_f \approx 0,35-0,6R_u$  (Shigley toma  $0,5R_u$ ). Esto es valido para una probeta lisa sin tensiones residuales bajo flexión alternativa.

Si se tiene una entalla

$$q = \frac{k_f - 1}{k_t - 1}$$

$q$  indica cuanta tensión es relevada.  $q = 1 \Rightarrow$  muy sensible a la entalla. Para maximizar la resistencia a la fatiga se necesita alta ductilidad y alta  $R_m$ . Se puede obtener por temple y revenido, o austemperado.

## 30. Aceros al boro

El boro promueve templabilidad a bajo costo en aceros de bajo y medio carbono. El boro (intersticial en la austenita) segrega a los bordes de grano retrasando la nucleación de ferrita proeutectoide. Se corren las curvas CCT a la derecha, ganándose mejor templabilidad.

El boro se puede encontrar en estos aceros en solución sólida, como óxido, nitruros, boruros. Se corre el peligro que al agregar demasiado boro vaya a formar un compuesto que no cumpla ser soluto.

## 31. Aceros de corte libre

Son aquellos con algunos elementos (P y S en general) que se usan cuando la pieza requiere mucho mecanizado y el costo es más importante que las propiedades finales. El azufre hace que se entrecorte la viruta y funcione como lubricante. El fósforo en solución sólida hace que se fragilice la ferrita logrando viruta entrecortada. SAE 1100→S; SAE 1200→S,P.

## Parte V

# Aceros inoxidables

Grupo de aceros de alta aleación diseñados para tener resistencia a la corrosión en un amplio rango de servicio y alta resistencia en un rango amplio de temperaturas.

Las aplicaciones principales de estos aceros son en plantas generadoras de energía, centrales hidráulicas, plantas petroquímicas, industria farmacéutica, piezas de máquinas, arquitectura (decoración), aplicaciones marítimas.

Se pueden clasificar en dos tipos principales

**Austeníticos** Son los aceros inoxidables de mayor uso debido a la combinación de sus propiedades mecánicas y su alta resistencia a la corrosión

**Ferríticos** Se usan mucho menos que los austeníticos pero poseen algunas ventajas como menor costo y mayor resistencia a la corrosión bajo tensión

**Martensíticos** Son los de mayor resistencia mecánica pero menor resistencia a la corrosión

**Duplex o austenoferríticos** Son el tercer grupo más utilizado, poseen buena combinación de propiedades mecánicas y resistencia a la corrosión

**Endurecibles por precipitación** Comprende a los Austeníticos, semiausteníticos y martensíticos

## 32. Corrosión

Deterioro de un material por la acción química del medio que lo rodea. A excepción de los nobles, los metales son termodinámicamente inestables al contacto con el aire y forman óxidos. Si la reacción es "lenta" (desde un punto de vista cinético) la corrosión puede llegar a aceptarse. Si es "rápida" y limita la vida del componente surgen problemas de costo y fiabilidad mecánica.

### 32.1. Clasificación

**Generalizada** A nivel macroscópico, la superficie es atacada uniformemente. Es predecible y controlable. Se puede prevenir si se diseña con un sobre-espesor uniforme. El daño es proporcional a la cantidad de material removido.

**Localizada** Daño localizado progresa rápido. Resulta difícil predecir, controlar y detectar. El daño puede ser muy grande aunque la cantidad de material sea mínima. Es muy problemático. A continuación se tienen 4 tipos de corrosión localizada:

**Picado/Pitting** Promovido por la presencia de iones  $Cl^{-1}$ , alta temperatura y baja velocidad de circulación del fluido. Si la capa pasivante se rompe localmente y no se forma rápido otra la corrosión avanza y se genera pozos en forma de túneles que pueden perforar el material en corto tiempo aumentando el riesgo de avance de fisura por fatiga. El Cromo, Molibdeno y nitrógeno aumentan la resistencia al picado según el **índice de picado**:

$IP = \%Cr + 3,3\%Mo + X\%N$ , donde  $X$  es 0<sup>6</sup>, 16 o 30 para inoxidable ferríticos, duplex o austeníticos, respectivamente.

**Rendijas** Se da en zonas donde el fluido no llega a circular debido a la geometría/orientación de la pieza. Cuando se consume el oxígeno se forma una **celda de aereación diferencial** entre la rendija y el resto de la superficie metálica. Evitable con buen diseño de pieza, reduciendo iones de cloro y reduciendo la temperatura. El Molibdeno mejora la resistencia ante este tipo de corrosión.

**Bajo tensión** Puede dar lugar fallas catastróficas a partir de fisuración provocada por la combinación del **medio y tensión de tracción**. En general la fisura rompe por fractura frágil. Los aceros inoxidables austeníticos y martensíticos son los más susceptibles. Los aceros austeníticos y martensíticos son los más susceptibles. Hay dos tipos de SCC (Stress corrosion cracking) más conocidos

**SCC Fisuración transgranular ramificada** Producido por soluciones con **cloruros** a temperatura mayor a 60°C. Agravado por mayor cantidad de cloruros, deformación plástica previa, mayor temperatura y un pH entre 3 y 8.

**SCC Fisuración intergranular** Causado por soluciones cáusticas de no menos de 20 % concentración a alta temperatura (>130°C)

**Granular** Asociada a fenómeno de precipitación de carburos ricos en Cr en los bordes de grano de las microestructuras.

### 32.2. Pasividad

La pasivación de un metal se refiere a la formación de una delgada capa de óxido al ser sometido a un diferencial de potencial ( $\Delta V$ ) mayor al potencial de pasivación. Esta capa aísla al metal del medio y hace que disminuya la velocidad de corrosión en varios ordenes de magnitud. Para que sea efectiva la capa esta debe ser fina, continua, no porosa, insoluble en el medio, y debe poder regenerarse rápidamente al ser dañada (ralladura, mecanizado).

El aluminio, por ejemplo, no es electronegativo pero es fuertemente pasivado. El hierro puede pasivarse pero a un alto  $\Delta V$ . La inclusión de cromo (Cr) en un 12 % o más hace que el metal pueda oxidarse fácil

#### Variables en la estabilidad de la capa pasivante

**Composición química del acero** Factor principal es el contenido de Cr (12 % mínimo) para pasivar con soluciones acuosas neutras. En general la heterogeneidades (segregaciones, precip. de carburos) hacen que disminuya la estabilidad.

**Composición del medio** Los inoxidables se pasivan solo cuando el medio es altamente oxidante (acuoso,  $HNO_3$ ). La presencia de iones de halógenos ( $Cl^{-1}$ ) desestabilizan la capa pasivante generando corrosión localizada y son la principal razón por fallas. Un medio básico (pH alto) es más estabilizante para una capa pasivante.

<sup>6</sup>El nitrógeno es prácticamente insoluble en la ferrita a temperatura ambiente.

**Variables operativas** En general, la resistencia a la corrosión disminuye con el aumento de la temperatura. La velocidad relativa entre el medio y la superficie afecta la formación de la capa. A mayor velocidad hay mayor aporte de  $O_2$ , aumentando la velocidad de oxidación y estabilidad de la capa (mientras que no haya fenómeno de erosión-corrosión). Una velocidad alta de circulación puede también prevenir que decanten partículas que catalizan la corrosión.

**Factores de diseño** La presencia de rendijas o alta rugosidad crean zonas que favorecen la oxidación localizada.

### 33. Aceros inoxidables austeníticos

Se trata del grupo de aceros inoxidables que mejor combina propiedades mecánicas y tecnologías con resistencia a la corrosión a precio razonable. Constituyen 70 % de la producción total de aceros inoxidables.

El Cromo es un elemento alfégeno y consecuentemente no podrían existir aceros inoxidables austeníticos con Cr solamente. Es necesario recurrir a un elemento **gamágeno**. La composición típica de un acero austenítico inoxidable :

**Cr** 16 a 30 %

**Ni** 8 a 30 %

**Mo** Hasta 4 %

**Mn**  $\approx$  2 %

**C** Menor de 0,1 %

#### 33.1. Ventajas de una estructura FCC

El costo de obtener un acero inoxidable austenítico puede ser justificado según

- La gran ductilidad y baja tensión de fluencia por poseer 12 sistemas de deslizamiento. Se traduce en una alta capacidad para el conformado plástico, especialmente en frío.
- Los metales monofásicos FCC no poseen  $T_{df}$  (transición dúctil-frágil) y además poseen alta tenacidad, la cual conservan a hasta bajas temperaturas ideal para aplicaciones criogénicas.
- Estructura FCC es inherentemente más resistente a la fluencia a alta temperatura (creep) debido a la menor energía de falla de apilamiento comparado a estructura BCC.
- Intersticiales tienen mayor solubilidad y menor difusividad. Esto ralentiza la precipitación de carburos ricos en Cr y en ciertas condiciones lo evita. Estos carburos deterioran la resistencia a la corrosión como veremos
- En sistema Fe-Ni-Cr la estructura FCC es amagnética.

### 33.2. Elección de gamágeno

El Cr es un elemento alfégeno, entonces se necesita de un gamágeno para estabilizar la austenita a temperatura ambiente.

**C** Debe ser bajo porque favorece la precipitación de carburos de Cr, lo cual favorece la corrosión

**N** No se usa ya que no estabiliza la austenita hasta bajas temperaturas

**Mn** Se usa en casi todos los austeníticos pero no es el gamágeno principal. Estabiliza la austenita a temperatura ambiente pero no baja tanto  $M_s$ . La austenita rica en Mn no posee tan buenas propiedades mecánicas como el sistema Fe-Ni.

**Ni** Estabiliza austenita hasta bajas temperaturas. Baja la  $M_s$  (reduciendo la formación de martensita, cosa indeseable), mejora la tenacidad y aumenta la resistencia a la corrosión. A mayor cantidad de Cr, Mo y otros alfégenos se requiere de mayor Ni para balancear la estructura y lograr que sea austenítica. La desventaja principal es su **costo** elevado.

El acero inoxidable en el cual todos los demás están basados tiene la composición 18 % Cr – 8 % N – 0,15 % C y algo de Mn. A temperatura ambiente este acero tendría una estructura parcialmente austenítica con algo de ferrita y además carburos de Cromo. La austenita no transforma a martensita pues la  $M_s$  es muy baja a consecuencia del contenido de aleantes, en particular el Ni.

A temperatura ambiente un acero inoxidable austenítico contiene muy poca martensita por el  $M_s$  bajo, poca ferrita y algunos carburos.

### 33.3. Precipitación de carburos de Cromo

El %C aumenta la temperatura a la cual precipitan los carburos del Cromo y la acelera. Los carburos de Cromo nuclean en los borde de grano y bordes de maclas de la austenita. Alrededor de los carburos queda una zona empobrecida en Cr, lo cual lleva a la **sensibilización**. El impacto se debe al alto contenido de Cromo por carburo  $M_{23}C_6$  (+70 % en peso).

La sensibilización da origen a la **corrosión intergranular** y ocurre frecuentemente en aceros austeníticos ya que cuando hay un proceso de alta temperatura el carbono se disuelve y re-precipita al enfriarse. ralentiza.

#### 33.3.1. Causas

Cualquier proceso que someta al acero a altas temperaturas y posteriormente **no lo enfrie suficientemente rápido** como para evitar la precipitación de carburos de Cromo, conducirá a un estado sensibilizado. El grado de sensibilización dependerá del contenido de C del acero y la velocidad de enfriamiento.

- Soldadura
- Tratamientos térmicos
- Solidificación
- Conformado en caliente



### 33.3.2. Métodos para revertir la sensibilización

**Temple de solución o Hipertemple** Temperatura entre 1010 y 1120°C y luego un medio de enfriamiento que aporte la velocidad necesaria para prevenir precipitación de carburos de Cr. Limitado por espesor de pieza y distorsión permisible

### 33.3.3. Métodos para prevenir la sensibilización

**Disminución de %C** Grados de aceros 304L, 316L de bajo C ( $\leq 0,03\%C$ ) tienen un efecto notable comparado a sus contrapartes 304 y 316 ( $\approx 0,08\%C$ ). La disminución del C retrasa la precipitación y disminuyen su cantidad. Bajo ciertas condiciones estos grados pueden ser soldados sin necesidad de un tratamiento de temple de solubilización posterior. Por otro lado la disminución del C permite aplicar el temple de solución fácilmente si fuera necesario. Muy usado en piezas de alto grosor.

**Agregado de elementos estabilizadores** Nb, Ti, Ta. Grados **AISI 321, 347 y 348**. Estos elementos forman carburos fácilmente y compiten con el Cr, así disminuyendo o evitando la precipitación de carburos de Cr. Para algunos grados se aplica un **tratamiento de estabilización** en el cual se calienta el acero en un rango de temperatura donde precipitan los carburos de los elementos estabilizadores y en cambio es lenta la precipitación de los carburos de Cr (850-900°C varias horas)

**Composición química** La composición química de estos aceros posee una cantidad de Cr no menor al 16 %. A medida que se agrega Cr, o bien se agrega Mo, se mejora la resistencia a la corrosión y sensibilización. Sin embargo esto debe compensarse con una cantidad adecuada de Ni para poder obtener una estructura austenítica minimizando la presencia de ferrita  $\delta$ . El C se debe mantener bajo (usualmente  $<0,08\%$ ) para disminuir la sensibilización. Los grados de bajo C poseen un máximo de 0,03 %. El **Ti, Nb y Ta** se usan en pequeñas proporciones como estabilizadores en algunos grados. El **Al, Si y Cu** se agregan en ciertos grados especiales para aumentar la resistencia a algún tipo de corrosión u oxidación en caliente. El **Mn** está presente en todos los grados (aproximadamente en un 2 %)

## 33.4. Propiedades mecánicas

### 33.4.1. Endurecimiento

A pesar de su baja tensión de fluencia, se puede decir que los aceros austeníticos presentan la mejor combinación de propiedades mecánicas. En estado de temple de solución, los aceros austeníticos tienen una  $\sigma_y$  entre **200 y 300 MPa**, la cual es comparable a un acero común laminado en caliente de 0,1 % o 0,2 % C (AISI 1010, 1020). La tensión de fluencia es una gran desventaja pues los métodos de endurecimiento son restringidos pues no deben afectar demasiado a la resistencia a la corrosión.

El **refinamiento de grano** no es tan fácil de lograr como en aceros al carbono. No puede lograrse por tratamiento normalizado, pues no existe cambio alotrópico  $\alpha \rightarrow \gamma$ . Aplicando deformación en frío y luego un recocido se reduce el tamaño del grano apreciablemente. Surge un problema en este último tratamiento: el rango de temperaturas del recocido cae dentro del rango de precipitación de carburos de Cr. Por otra parte el

coeficiente  $k_y$  de la ecuación Hall-Petch es aproximadamente la mitad que para aceros ferríticos de modo que es menos efectiva la reducción en tamaño de grano que en aceros ferríticos de baja aleación.

El **endurecimiento por precipitación** se usa en algunos aceros inoxidables austeníticos, como así en semiausteníticos y martensíticos. Estos aceros austeníticos tienen mayor resistencia mecánica ( $R_{p0,2}$  entre **500 y 900MPa**). En general el precipitado no involucra al Cr ni C, si no otro tipo **intermetálico**. De modos estos aceros tienen más problemas de fabricación (conformado/soldadura) que los austeníticos comunes y son más costosos de tratar térmicamente. Por todo esto su uso es más restringido que el austenítico inoxidable.

Los aceros inoxidables austeníticos son principalmente **endurecidos por deformación en frío** debido a estos últimos puntos. El coeficiente de endurecimiento por deformación de estos aceros es muy alto pues poseen baja EFA.

En los aceros inoxidables austeníticos, durante la deformación plástica en frío se puede transformar algo de austenita en martensita si es que la  $M_d$  es suficientemente alta. La martensita eleva la resistencia y aumenta el coeficiente de endurecimiento por deformación. El elemento que más influye en esto es el Ni. Aceros con alto contenido de Ni poseen baja  $M_d$  y se denominan **estables** ya que no transforma casi nada de austenita en martensita durante la deformación a temperatura ambiente. Otros aceros austeníticos inoxidables con menor cantidad de Ni presentan mayor transformación de martensita y se denominan **inestables**.

Dependiendo del proceso de conformado en frío, se puede desear un bajo coeficiente de endurecimiento por deformación (procesos de altas tensiones de compresión, ej. recalado, laminación de roscas) o uno alto (procesos con tensiones uniaxiales o biaxiales). Un coeficiente bajo reduce el desgaste y el riesgo de rotura de la pieza durante el conformado. Hay grados diseñados espacialmente para presentar un alto coeficiente (AISI 301) y otros para lograr un coeficiente bajo (AISI 305 y 384).

Otro mecanismo de endurecimiento que se usa es el **endurecimiento por solución sólida**. Si se eligen los elementos adecuadamente, este mecanismo desmejora muy poco la resistencia a la corrosión y de hecho puede mejorarla. El principal endurecedor es el **Nitrogeno**. Este elemento endurece más que el C (50 contra 30MPa por cada 0,1%), es más soluble que el C, aumenta la resistencia al picado y corrosión en rendijas, es menos nocivo que el C cuando precipita, al ser un poderoso gamágeno refuerza el efecto del Ni y Mn (el N es 20 veces más poderoso que el Ni como gamágeno), el N baja la temperatura  $M_s$  y  $M_d$ , y por último retrasa la precipitación de carburos  $M_{23}C_6$ . Ciertos grados usan el N como aleante importante.

#### 33.4.2. Ductilidad

La ductilidad de los inoxidables austeníticos es excelente, en estado recocido el alargamiento porcentual (A %) está entre 45 y 60 %, y la estricción (Z %) está entre 50 y 70 %.

Esta gran ductilidad combinada con un adecuado coeficiente de endurecimiento por deformación y una baja tensión de fluencia hace que sean muy conformables en todos los procesos de conformado en frío. Existen algunos fenómenos de fragilización que deterioran la ductilidad (y aún más la tenacidad) que tienen que ver con la aparición de **fases intermetálicas**.

### 33.4.3. Tenacidad

En estado recocido la tenacidad de estos aceros es excelente y se mantiene en valores alto aún a muy bajas temperaturas. Por ende los aceros austeníticos inoxidable son muy usados en aplicaciones criogénicas (producción, transporte y almacenaje de gases líquidos).

La aparición de pequeñas cantidades de **fases intermetálicas fragilizan fuertemente al acero**. Debido a los tiempos necesarios para la aparición de estas fases, este tipo de fragilización es un tema de degradación del acero durante su servicio a altas temperaturas y no es de cuidado en la mayoría de los tratamientos térmicos a que se someten los aceros inoxidable austeníticos comunes.

La influencia de la precipitación de carburos  $M_23C_6$  sobre la tenacidad depende de la cantidad de C del acero. A más C es mayor la cantidad de carburos precipitados durante la sensibilización y mayor su influencia en el **deterioro de la tenacidad**. Sin embargo, con excepción de los grados de muy alto C (por ejemplo el AISI 302 con 0,15 % max X), la tenacidad inicial de estos aceros es tan alta que aún en estado completamente sensibilizado se conserva un valor que es aceptable para muchas aplicaciones.

Respecto de la incidencia de la **transformación a martensita** a baja temperatura sobre la tenacidad se comprueba que, contrariamente a lo que se esperaría, no hay correlación entre la tenacidad a bajas temperaturas y el grado de estabilidad de la austenita de los diferentes grados de inoxidable austeníticos. De todos modos se debe recordar que la martensita que se produce en estos aceros es de muy bajo C y si bien presenta mayor resistencia mecánica que la austenita, su tenacidad no es muy baja.

### 33.4.4. Fluencia lenta (creep)

La estructura FCC es inherentemente más resistente a la fluencia lenta que la BCC pues posee mayor EFA. Debido a su excelente resistencia al creep, así como su alta resistencia a la oxidación en caliente y también ciertos tipos de corrosión de alta temperatura, los inoxidable austeníticos **son ampliamente usados como materiales de alta temperatura**. El Cr y el Mo en solución sólida aumentan la resistencia a la fluencia lenta, mientras que los carburos que forman el Nb y el Ti también hacen lo mismo cuando precipitan en forma fina y homogénea.

Los aceros inoxidable austeníticos solo presentan claras ventajas frente a aceros inox. martensíticos o de baja y media aleación al Cr, Cr-Mo, o Cr-Mo-V, a partir **de los 550°C**. Esto se debe a que para temperaturas menores las tensiones admisibles que se usan en el diseño se basan en las propiedades de tracción a alta temperatura y no en las propiedades de fluencia lenta a alta temperatura.

Estos aceros también pueden sufrir de fenómenos de **precipitación de ciertas fases intermetálicas** que deterioran la ductilidad y tenacidad del acero y pueden conducir a fisuración o roturas durante las paradas y arranques en frío de las piezas.

### 33.4.5. Formabilidad

En estado recocido estos aceros tienen **muy buena formabilidad en frío**. **En cuanto a formabilidad en caliente**, los aceros inoxidable austeníticos, junto con las superaleaciones base Ni, presentan ciertas dificultades asociadas con su alto contenido de solutos, bajas temperaturas de sólidos, gran resistencia en caliente, precipitación de ciertas fases (ferrita  $\delta$  y carburos) y un rango bastante amplio de tendencia a la **fisuración intergranular**. La presencia de ferrita  $\delta$  deteriora fuertemente la ductilidad

de estos aceros y en este sentido los elementos alógenos (en especial el Mo) tienen gran influencia.

#### **33.4.6. Soldabilidad**