

Metallurgy

Patricio Whittingslow

June 2019

Índice

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

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

13.Acero eutectoide	25
14.Competencia entre G y D	26
15.Microconstituyentes	27
16.Pperlita	27
17.Transformación Martensita	28
17.1. Temperatura M_d	29
17.2. Estructura Martensítica	29
18.Bainita	30
18.1. Bainita superior	30
18.2. Bainita inferior	30
18.3. Propiedades mecánicas	31
19.Transformación de la austenita	31
20.Curvas CCT	33
20.1. CCT para un acero hipoeutectoide	34
20.2. Variación de propiedades mecánicas con la velocidad de enfriamiento . .	34
III Tratamientos térmicos	35
21.Austenización	35
22.Tratamientos hipercríticos	36
22.1. Recocido de regeneración	36
22.2. Normalizado	38
23.Tratamientos subcríticos	38
23.1. Recocido de relevamiento de tensiones	38
23.2. Recocido de globulización	39
24.Temple	40
24.1. Severidad de temple	40
24.2. Templabilidad	41
24.3. Diámetro crítico	42
24.3.1. Ensayo de Jominy (End-Quench)	42
24.4. Enfriamiento en medio volátil	43
24.5. Origen de tensiones térmicas durante el temple	44
24.6. Martensita retenida	45
24.7. Curvas de Lamont (Cálculo de templabilidad)	45
24.7.1. Ejemplo de uso para cálculo de templabilidad	45
24.8. Temple de aceros hipereutectoides – Austenita retenida	45
24.8.1. Variables que influyen en el porcentaje de austenita retenida . .	46
24.8.2. Efectos de la austenita retenida	47
24.8.3. Métodos para disminuir la cantidad de austenita retenida	47
24.8.4. Temple hipercrítico	47

24.8.5. Temple intercrítico	48
25.Revenido	48
25.1. Etapas del revenido en aceros al carbono	49
25.2. Resistencia al revenido	50
25.3. Variación de propiedades mecánicas durante el revenido	50
25.4. Fenómenos de fragilización durante el revenido	50
25.4.1. Fragilización de la martensita revenida	50
25.5. Fragilización por revenido	52
25.5.1. Medidas contra la fragilización por revenido	52
25.6. Revenidos de alta y de baja temperatura	53
25.7. Revenido de microconstituyentes no martensíticos	53
26.Martemperado	53
26.1. Ventajas	54
26.2. Limitaciones	54
26.3. Aplicaciones del martemperado	54
27.Austemperado	54
27.1. Ventajas	54
27.2. Limitaciones	55
IV Aceros para construcción Mecánica	55
28.Clasificación	55
29.Resistencia a la fatiga	56
30.Aceros al boro	56
31.Aceros de corte libre	56
V Aceros inoxidables	56
32.Corrosión	57
32.1. Clasificación	58
32.2. Pasividad	58
33.Aceros inoxidables austeníticos	59
33.1. Ventajas de una estructura FCC	59
33.2. Elección de gamágeno	60
33.3. Precipitación de carburos de Cromo	60
33.3.1. Causas	61
33.3.2. Métodos para revertir la sensibilización	61
33.3.3. Métodos para prevenir la sensibilización	61
33.4. Propiedades mecánicas	62
33.4.1. Endurecimiento	62
33.4.2. Ductilidad	63
33.4.3. Tenacidad	63

33.4.4. Fluencia lenta (creep)	63
33.4.5. Formabilidad	64
33.4.6. Soldabilidad	64
33.4.7. Maquinabilidad	65
33.4.8. Precipitación de fases intermetálicas	65
33.4.9. Resumen	66
34. Aceros Inoxidables Ferríticos	66
34.1. Sensibilización y fragilización	66
34.1.1. Soluciones	66
34.2. Propiedades mecánicas	67
34.3. Fenómenos de fragilización a altas temperaturas en aceros inoxidables ferríticos	67
34.4. Soldabilidad	68
35. Aceros inoxidables martensíticos	68
35.1. Balance de composición química	69
35.2. Tratamientos térmicos	69
35.2.1. Temple	69
35.2.2. Revenido	70
36. Aceros Inoxidables Duplex	71
36.1. Composición química	71
36.1.1. Efectos de Nitrógeno	73
36.2. Precipitación de fases intermetálicas	73
36.3. Fragilización por descomposición espinoidal	74
36.4. Tratamientos térmicos	74
36.5. Propiedades mecánicas	75
36.5.1. Resistencia mecánica	75
36.5.2. Ductilidad	75
36.5.3. Tenacidad	75
36.6. Resistencia a la corrosión	75
36.7. Soldabilidad	75
36.8. Resumen	76

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 (\AA) 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.

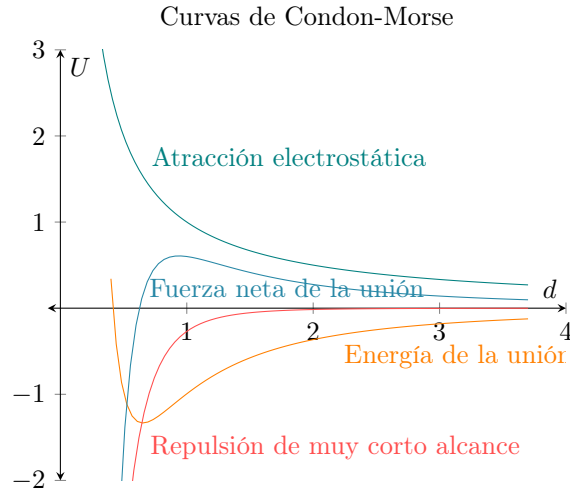


Figura 1: Fuerzas que intervienen en una unión iónica. El punto donde la fuerza neta cruza el eje x se denomina la distancia de equilibrio d_0 y es la distancia nominal entre átomos en un material. Este punto coincide con el mínimo de energía de la unión. Recordar que $F = -\frac{dU}{dx}$

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.

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° . 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 (ε 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

Depende de prop. termodinámicas 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 ($\epsilon \approx 0.5\%$ 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 τ en un nuevo sistema (x_θ, y_θ) a un ángulo θ . Partiendo de la suposición de un estado de tensiones planos se tiene: ¹

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

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

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 con el ángulo a 45° 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 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 **mucha 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 recrystalización 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, σ_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 (ΔR)

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

Se desea chapas de alto R_p y bajo ΔR para embutido profundo. A mayor ΔR 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 mismos hay una liberación de energía y el material pasa a un estado más estable (G disminuye). Esta diferencia de entalpía libre (ΔG) 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 recrystalización

Las tres etapas estudiadas ocurren durante el tratamiento térmico de **recocido de recrystalización**, 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 recrystalización durante el mismo proceso de deformación. A esto se denomina el **deformación en caliente**. Puede ser **dinámica** (recrystalización durante la deformación) o **estática** (recrystalización 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 cambiar 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. Zona Equiaxial

Zona equiaxial central: Durante la solidificación de un lingote, a medida que el frente de solidificación avanza hacia el centro del lingote el gradiente de temperatura va disminuyendo y la velocidad de crecimiento de los granos columnares también. Por otra parte durante el crecimiento de la zona columnar se produce la multiplicación de los cristales por la rotura de algunas ramas dendríticas de los granos columnares debido a varios mecanismos. La corriente convectiva del líquido lleva estos fragmentos hacia la zona central donde pueden crecer equiaxialmente cuando el líquido se enfría lo suficiente.

Esto genera la zona equiaxial central cuyo tamaño de grano es generalmente mayor al correspondiente a la zona acoquillada. La supervivencia de los fragmentos arrastrados hacia el centro depende de la temperatura del líquido en dicha zona. Si la misma es alta los fragmentos se fundirán y no habrá zona equiaxial, la solidificación terminará cuando las zonas columnares lleguen al centro del lingote. Es por esto que el aumento de la temperatura de colada del líquido o bien la presencia de una fuente de calor delante del frente de solidificación (como ocurre en la soldadura por arco) reducen esta zona o pueden eliminarla completamente.

10.6. 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 técnicas 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 ΔG) 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.

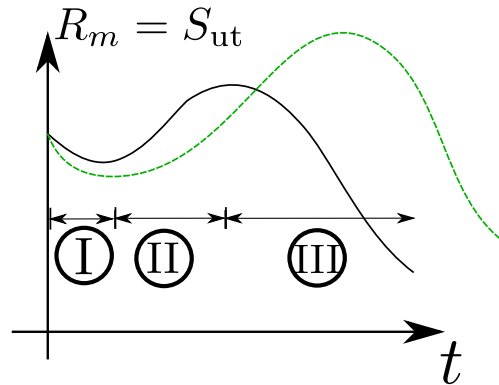


Figura 2: Mecanismo de envejecimiento por precipitación. Las etapas corresponden a la curva negra sólida. La curva verde punteada representa un envejecimiento a una temperatura menor.

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 α Fase bland, dúctil y tenaz con T_{df} (Temperatura transición dúctil frágil). BCC y ferromagnética

Austenita γ 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)

A₁ Temperatura del eutectoide

A₃ Temperatura límite del campo de $\alpha + \gamma$ y γ

A₂ 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

- **Perlita:** Morfología laminar, su transformación se favorece con mayor coeficiente de difusión.
- **Bainita:** Morfología con α 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** ΔG (dominante a bajas temperaturas) y el **coeficiente de difusión de carbono** D_c (aumenta con temperatura).

Transformación perlítica

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

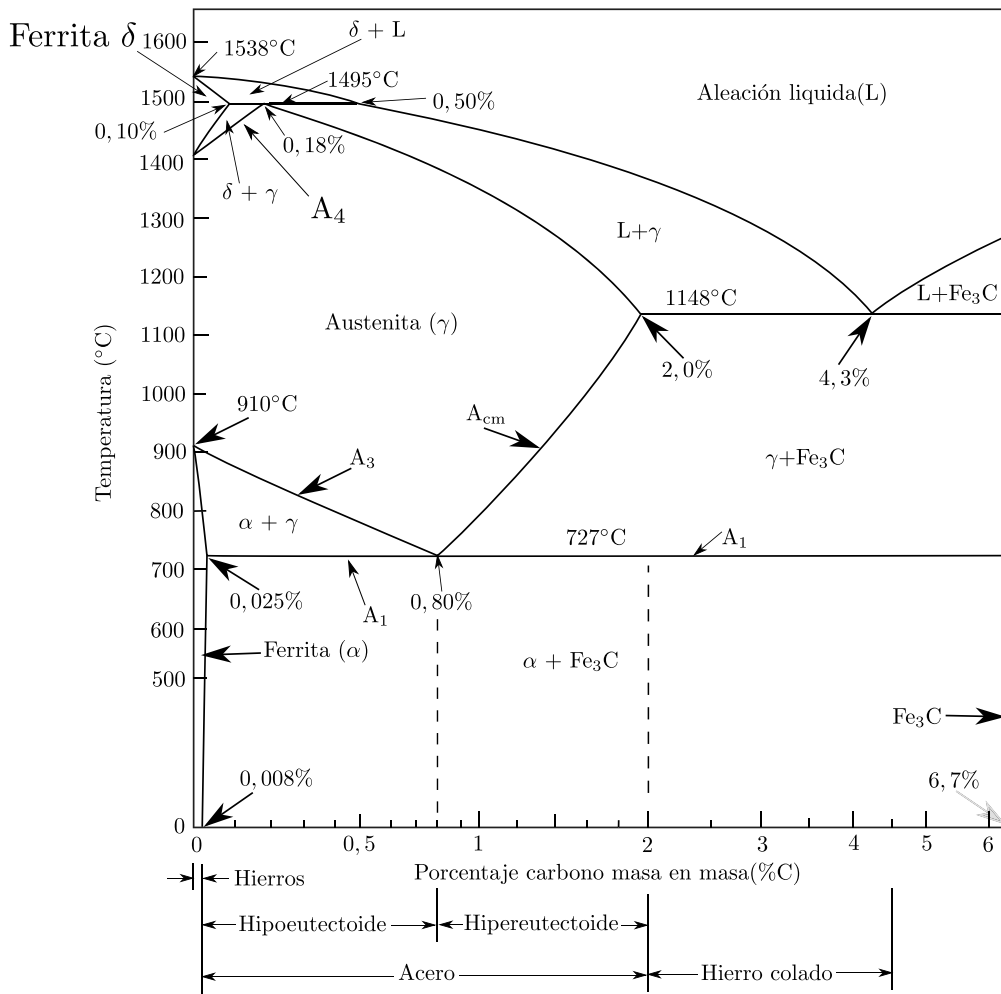


Figura 3: Diagramas de fases para aceros.

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

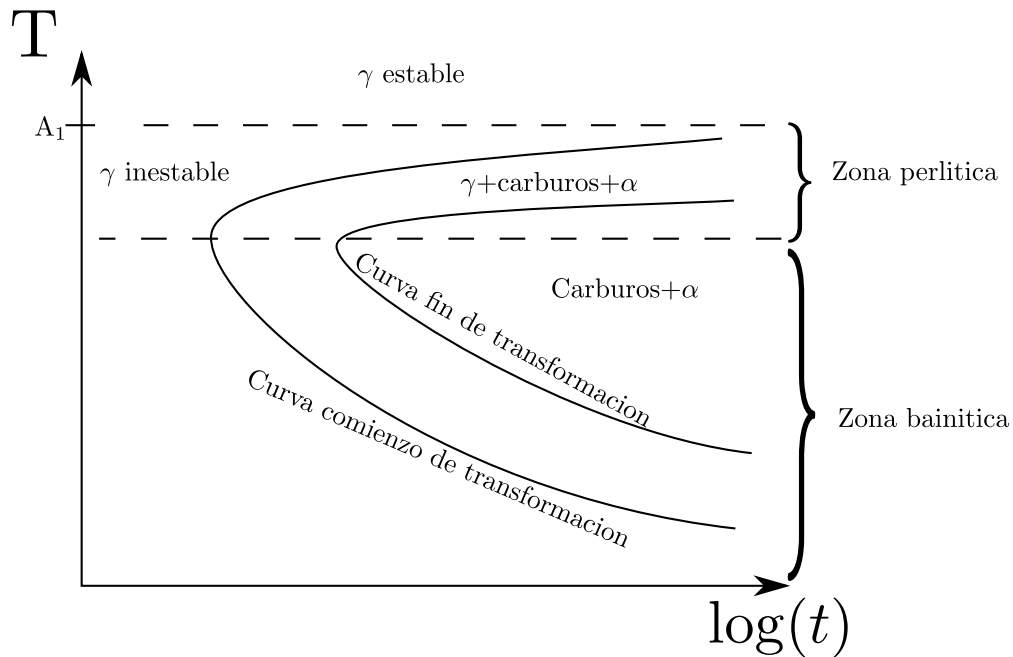


Figura 4: Diagrama para transformación isotérmica de la austenita para un acero **eu-tectoide**.

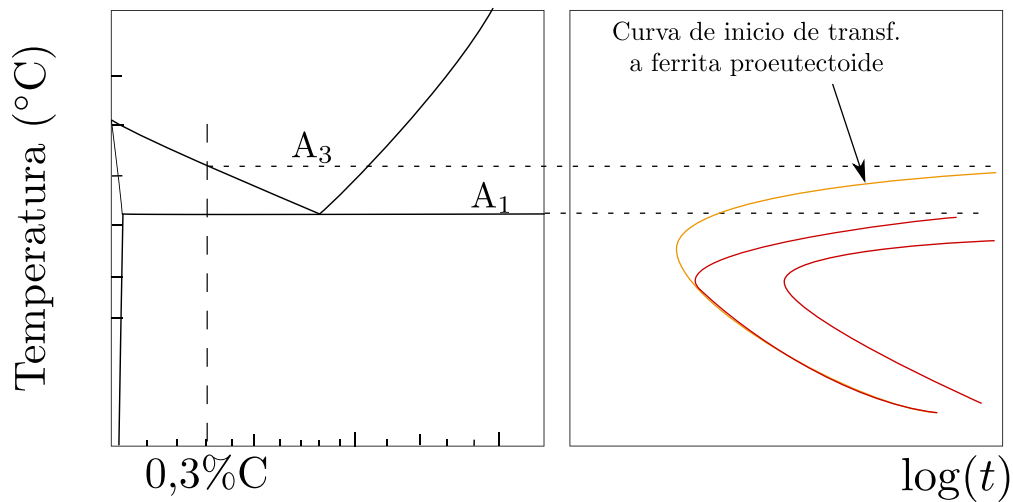


Figura 5: Diagrama para transformación isotérmica de la austenita para un acero **hi-poeutectoide** (0,3 %).

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 mar-

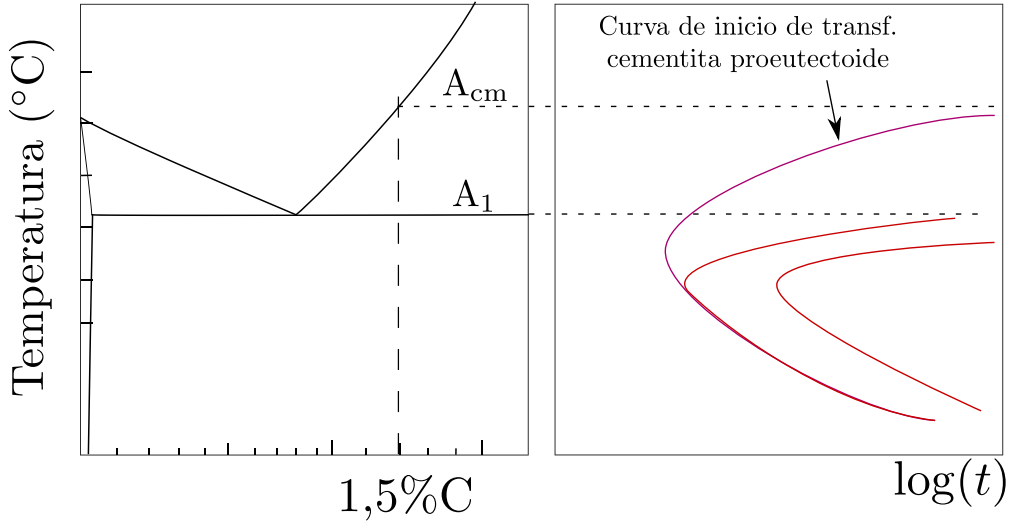


Figura 6: Diagrama para transformación isotérmica de la austenita para un acero **hipereutectoide** (1,5%).

tensita.

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 α) y zonas de alto carbono (cementita Fe_3C) lo que requiere mucha difusión partiendo de austenita (γ). Prevalecen los sitios de nucleación preferencial debido a la baja fuerza impulsora ΔG .

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 Fe_3C y α .

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

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 sobreenfría hasta temperaturas muy bajas se produce una transformación sin difusión de C donde, en un volumen discreto de material, los átomos de Fe experimentan un movimiento cooperativo, pequeño, y casi simultáneo. Esto da por resultado una fase metaestable de igual composición química que la austenita

que le dio origen pero con una estructura cristalina diferente. Esta fase se denomina martensita y la transformación se llama transformación martensítica.

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

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

M_s es la temperatura de inicio de la transformación martensítica. M_f , M_{90} en principio es la temperatura a la que finaliza dicha transformación. Siempre queda una fracción de austenita muy resistente a la transformación y por ende nunca se puede realmente medir la temperatura de transformación total M_f .² 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.

Los diagramas CCT suelen mostrar un quiebre de la línea M_s , la cual a partir de cierta velocidad de enfriamiento *disminuye*. Esto ocurre luego de comenzar a formarse fases con menor contenido de carbono por unidad volumen que la austenita sin transformar (ej. bainita). Esto consecuentemente aumenta la concentración de carbono en la austenita, así disminuyendo M_s (ver ecuación (16)).

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 inoxidables 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

²En 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 ?.

una expansión neta dependiente del carbono ³

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

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 μm formando paquetes entre ellos. Esta estructura contiene una gran cantidad de dislocaciones (10^{11} disl/ cm^2).

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

La dureza de la martensita se debe a los siguientes factores

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

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

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

18. Bainita

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

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

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

³La relación c/a incrementa con la concentración de carbono ?.

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 ϵ .

- 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.

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

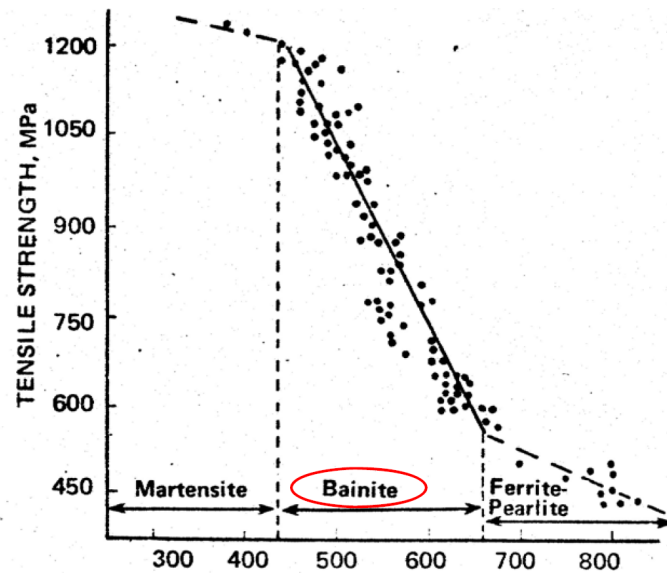


Figura 7: Efecto de 50 % de la temperatura transformación sobre la resistencia a la tracción de aceros bainíticos.

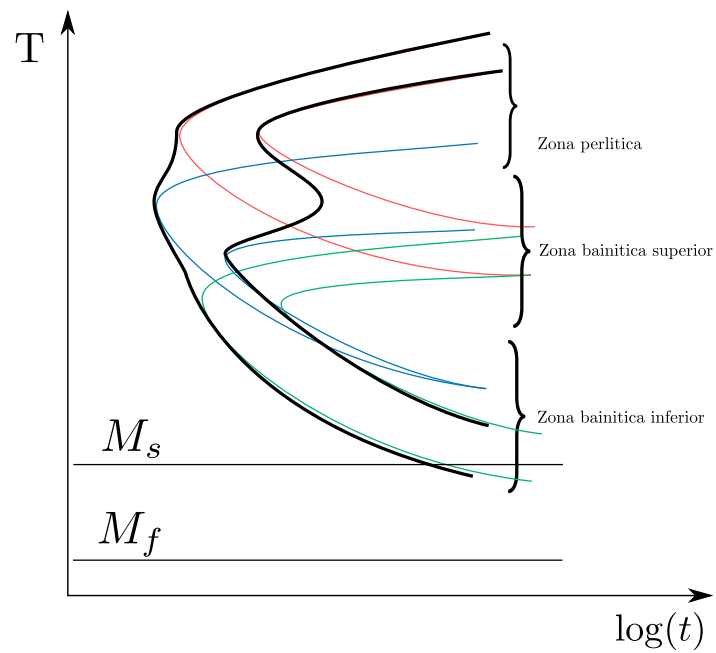


Figura 8: Superposición de curvas perlíticas (rojo) y bainíticas superior (azul) e inferior (verde).

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

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

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

Porqué sucede esto? En las palabras del profesor (resumidas): Durante la nucleación de ferrita en los borde de grano ocurre que los elementos **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 alfégenos son **formadores de carburos** lo que significa que se tienen que repartir hacia los mismos para que precipiten. Esto también retrasa las transformaciones que involucran precipitación de carburos.

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

Efectos de elementos alfégenos:

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

Efectos de elementos gamágenos:

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

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 γ , 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.

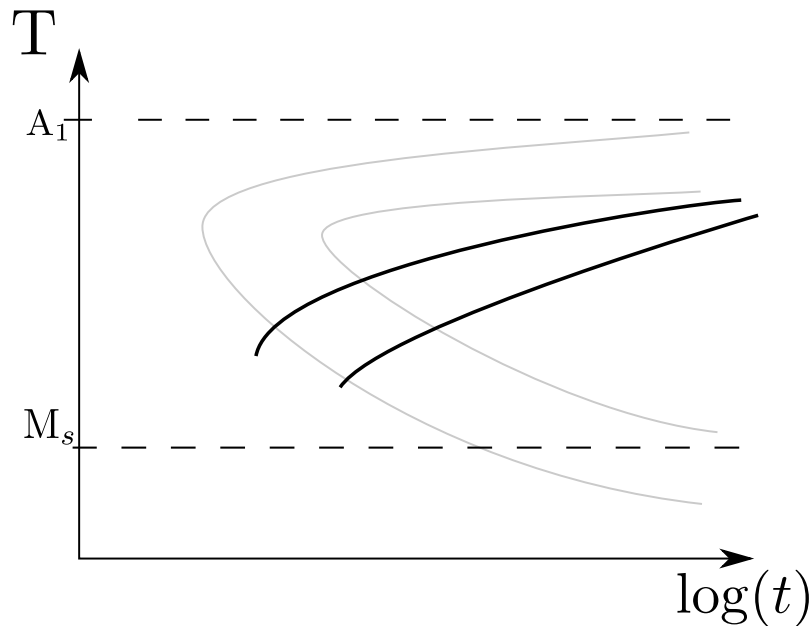


Figura 9: Curvas de enfriamiento continuo (CCT) para un acero **eutectoide**. CCT en negro, curvas TTT en gris claro.

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:⁴

- Ciclo 1 Se obtiene ferrita de grano grueso y perlita gruesa en fracciones cercanas al equilibrio
- Ciclo 2 Ferrita de grano mas fino que en el ciclo 1 y perlita fina. Perlita es diluida en ferrita que se encuentra presente en cantidades mayores a la de equilibrio.
- Ciclo 3 Ferrita, bainita y una fracción de Martensita que sale de la austenita que no se transformo al llegar a M_s ⁵
- Ciclo 4 Mínima velocidad de transformacion para lograr 100 % de martensita denominada **Velocidad Critica de Temple**

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.

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

⁵La 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 aumentar, reduciendo asi M_s a menor velocidad de transformación por ser un elemento gamágeno.

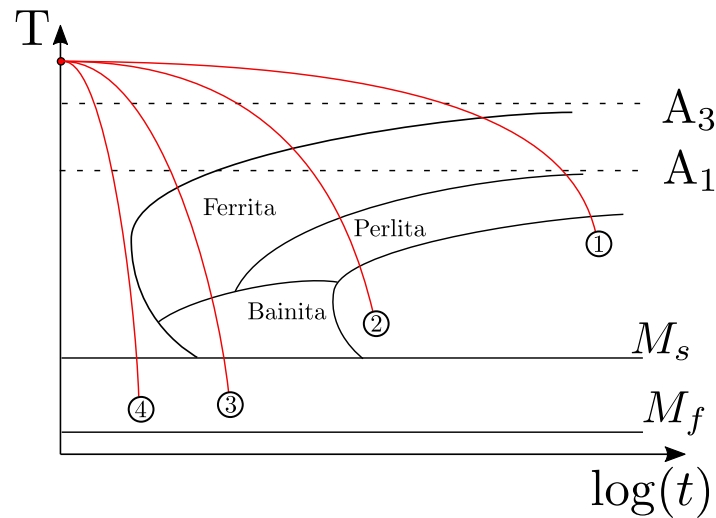


Figura 10: Curvas de enfriamiento continuo (CCT) para un acero **hipoeutectoide**.

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

Parte 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 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°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°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**. Influye en concentración de tensiones térmicas

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

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

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 ⁶ 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.

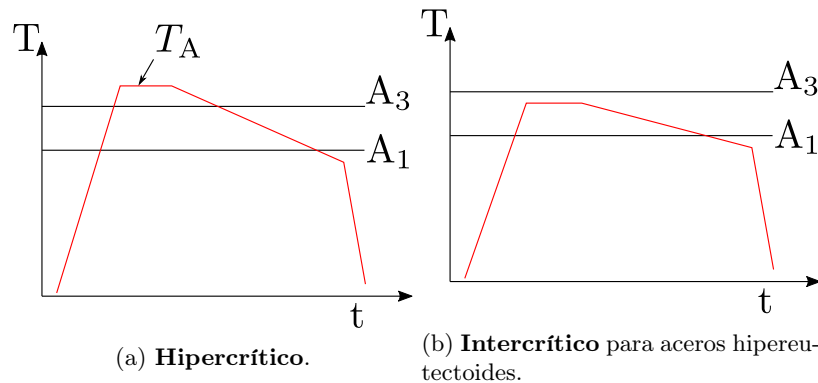


Figura 11: TT Recocido de regeneración.

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

Objetivos:

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

⁶Para aceros hipoeutectoides suele estar a 20 a 40°C sobre A_3

- 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.

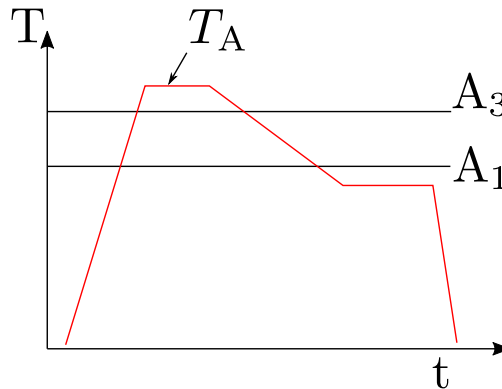


Figura 12: Recocido de regeneración isotérmico.

En el caso de los aceros **hipereutectoides** el tratamiento es **intercrítico** para evitar precipitación de laminas de Fe_3C 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 ⁷ y se mantiene para asegurar austenita homogénea y finalmente se **enfria a aire calmo**⁸. Si se busca obtener martensita se denomina **temple al aire**. El normalizado puede ser tanto un tratamiento intermedio como también un tratamiento final.

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

⁷Temperatura unos 50 a 80°C sobre A_3

⁸Velocidad entre 40 a 200°C/min

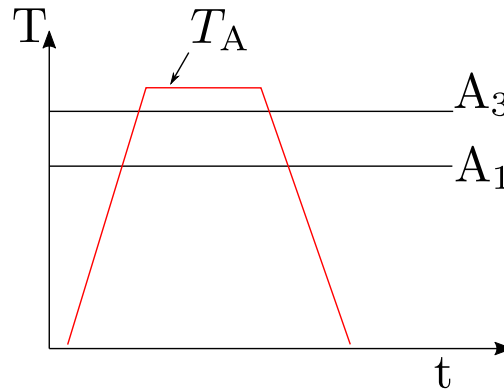


Figura 13: Normalizado.

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 lentamente⁹.

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.

⁹5 a 10°C/h

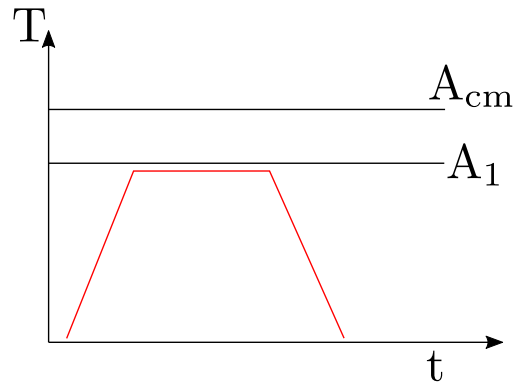


Figura 14: Recocido de globulización **subcrítico**.

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 parcialmente¹⁰ 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

¹⁰Para acero hipoeutectoides varia entre 40 a 60°C sobre A_3 .

- 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)

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 **ya que los gradientes térmicos son menores consecuentemente reduciendo tensiones térmicas y formación martensítica en la superficie de la pieza** (lo cual lleva a cambios volumétricos muy localizados y susceptibles a la fisuración).

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 \rightarrow Menor severidad
- Si la pieza es grande o el acero no puede llegar a $HB_{deseada}$ aun con la mayor severidad de temple posible se deberá usar un acero mas templable

- Es necesario evaluar la aplicabilidad de la severidad para disminuir el riesgo de fisuración ya que el calculo de templabilidad no garantiza que se pueda alcanzar $HB_{deseada}$ sin fisurar.

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

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

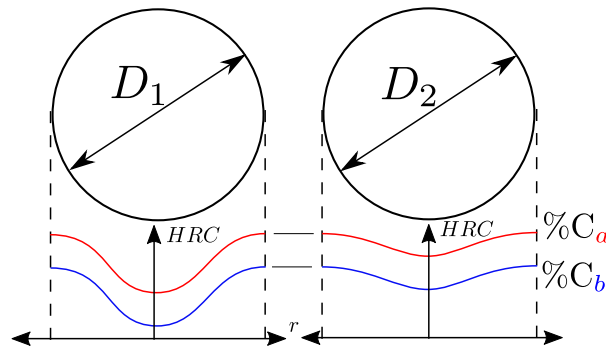


Figura 15: Dureza en función de posición r donde $D_1 = D_2$. La probeta 1 es un acero de baja aleación y la probeta 2 es un acero de alta aleación (más templable). Porcentaje carbono $a > b$.

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 ¹ 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.

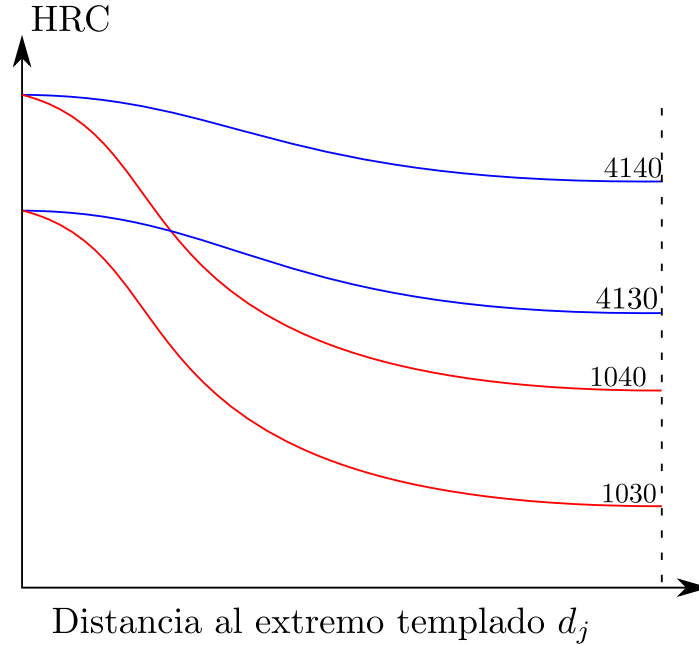


Figura 16: Curvas de Jominy para aceros de alta aleación(en azul) y para aceros al carbono(en rojo). A mayor porcentaje de carbono hay mayor dureza en el extremo templado.

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.

¹Se suele denominar distancia de Jominy.

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

- 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 "tibia" (150°C por ejemplo) hasta efectuar el revenido.

Los problemas de distorsión y más aún los de fisuración, imponen un límite a la máxima severidad H posible de usar en el temple de una determinada pieza. Cuanto mayor sea el %C del acero y más compleja o peligrosa la geometría de la pieza, menor será la máxima severidad recomendable para evitar la fisuración. Evidentemente, también será mayor la templabilidad del acero necesaria para alcanzar la dureza requerida en dicha pieza. Cuando el %C > 0,4 no es recomendable aplicar severidades de temple altas (> 0,7) excepto que se trate de piezas simples y pequeñas.

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

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).

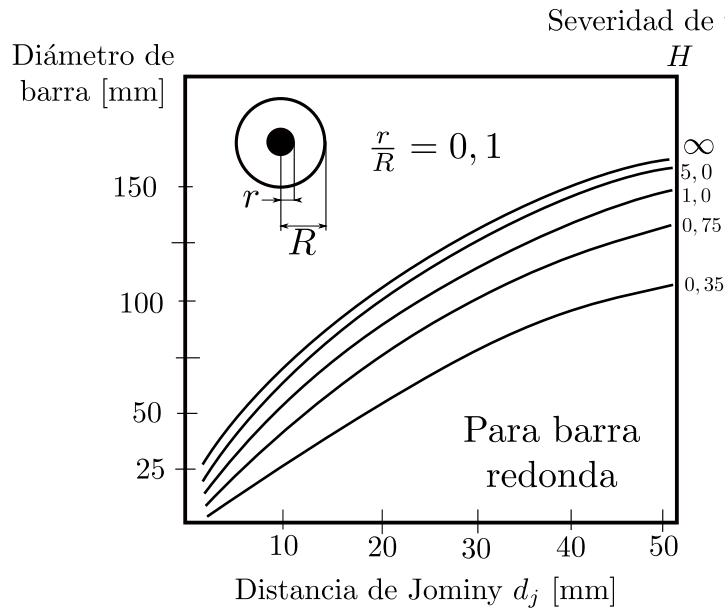


Figura 17: Curva de Lamont para una barra redonda $\frac{r}{R} = 0,1$.

24.8. Temple de aceros hipereutectoides – Austenita retenida

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

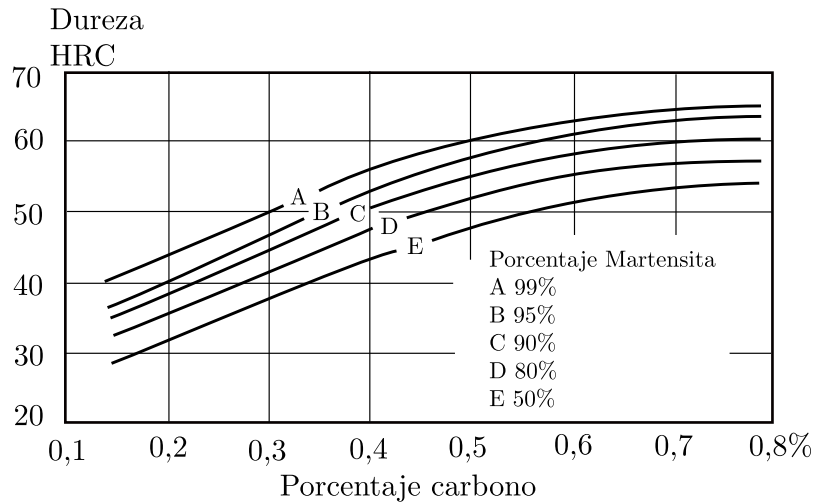


Figura 18: Tabla dureza Rockwell tipo 'C' (HRC).

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

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, Fe_3C 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.

25. Revenido

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

- Aumentar ductilidad y tenacidad de la martensita

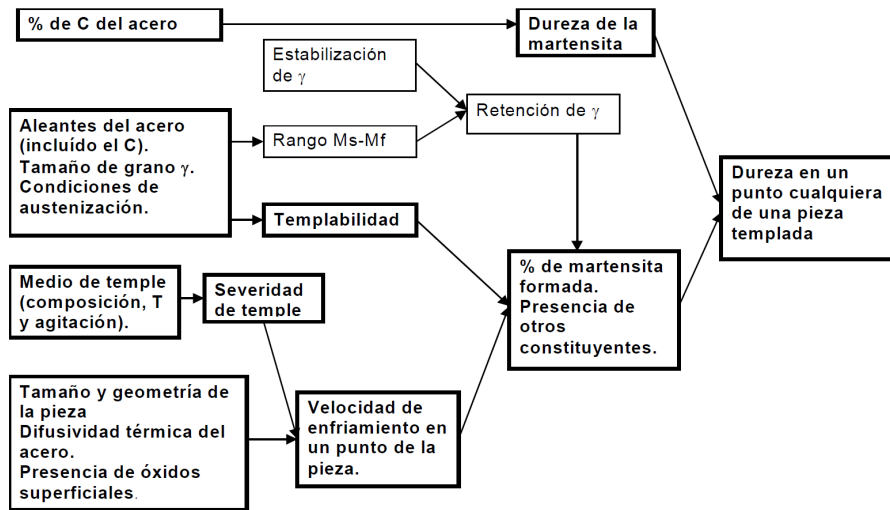


Figura 19: Diagrama de flujo para temple. Tener austenita no es para nada grave porque es potencialmente transformable a martensita.

- 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 carbono²

² 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 .

- Etapas 1 (100 a 150°C): Precipitación de carburo ε ($\text{Fe}_{2,5}\text{C}$ estructura HCP). La precipitación de estas partículas submicroscópicas³ 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 ε .
- 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 ε y **precipitación de cementita** Fe_3C . 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 micrómetros) 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.

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 (ortorrómbicas) o bien otros carburos aleados. Este tipo de carburos crece más lentamente que la cementita pues requiere la difusión de los aleantes (más lento que el carbono), así **ralentizando el revenido**. Por esta razón los aceros aleados se tienen que **revenir más tiempo o a mayor temperatura**.

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

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

El resultado de todas estas influencias es que la dureza baja más lentamente durante el revenido de un acero con elementos⁴ formadores de carburos que en un acero al carbono.

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

³Solo algunos nanómetros.

⁴Cr, Mo, V, Ti, Nb, etc.

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 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 pureza⁵, 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.

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.

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 confun-

⁵Recordemos que en aceros de baja pureza los carburos nuclea en los bordes de grano formando carburos a base de fósforo, Sb, Sn, As. Esto facilita la propagación de fisuras debido a la baja tenacidad de estos carburos.

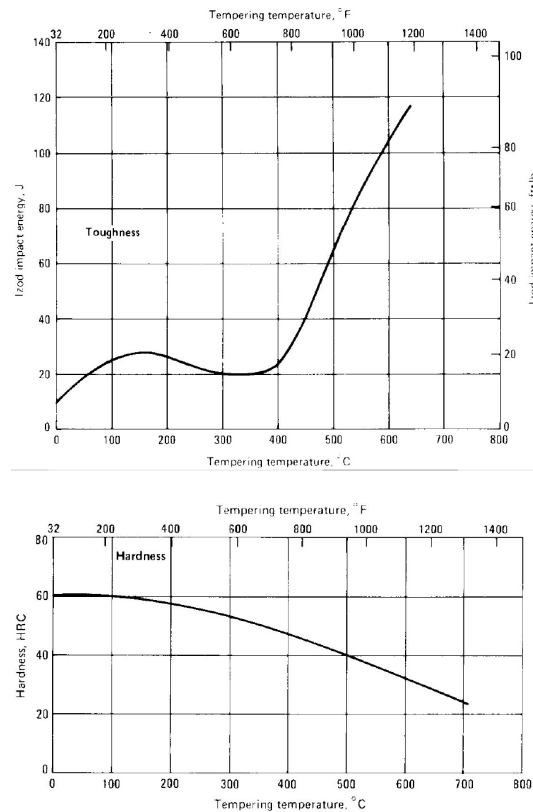


Figura 20: Efecto de la **fragilización de la martensita revenida**. Gráfico de tenacidad y dureza para un acero 4140 revenido por una hora a varias temperaturas.

dirse con la fragilización de la martensita revenida (que se da a menor temperatura) o con la fragilización por creep (que se da a mayor temperatura).

Son susceptibles los aceros aleados de pureza comercial ($> 0,6\% \text{ Mn}$) y los que tienen elevado contenido de impurezas: Sb, Sn, As, P. Ciertos aleantes aumentan la susceptibilidad, sobre todo si se encuentran combinados: Si, Mn, Cr-Ni, Cr-Mn. El molibdeno (Mo) y el tungsteno (W) bajan 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** ($T > 500^\circ\text{C}$) hacen que baje sensiblemente la dureza de temple en el caso de los aceros al C y de baja aleación, pero logran una excelente tenacidad con muy buena resistencia mecánica.

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 templeables 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°C a 400°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 contrucción 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 ≈ 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 solicitud.

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 $\sigma_m = 0; \sigma_a = |\sigma_{\max}|$) 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

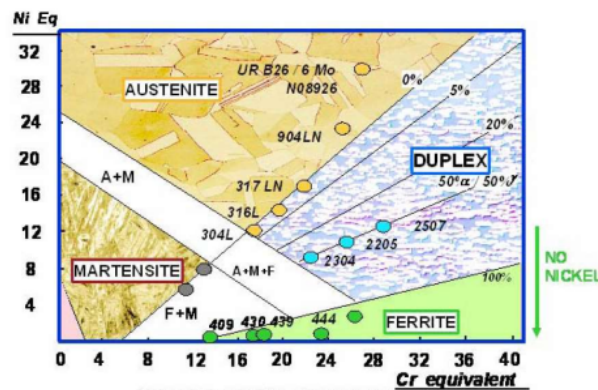


Figura 21: Diagrama de Schaeffler.

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 Comprenden 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 0⁶, 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

⁶El nitrógeno es prácticamente insoluble en la ferrita a temperatura ambiente.

son los más susceptibles. Hay dos tipos de SCC (Stress corrosión 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 (ΔV) 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 ΔV . 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 es la principal razón por fallas. Un medio básico (pH alto) es más estabilizante para una capa pasivante.

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 catalizen 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 δ . 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 σ_y entre **200 y 300MPa**, 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 inoxidable 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 inoxidable 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 inoxidable 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 inoxidable 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 inoxidable 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 $M_{23}C_6$ 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 inoxidables 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 inoxidables 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 inoxidables 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 δ y carburos) y un rango bastante amplio de tendencia a la **fisuración intergranular**. La presencia de ferrita δ 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

Los aceros inoxidable austeníticos son los de mejor soldabilidad entre los diferentes grupos de aceros inoxidables, sin embargo presentan dos problemas que son salvables con relativa facilidad.

Sensibilización en la ZAC Durante la soldadura por arco, una parte de la zona afectada por el calor (ZAC) se ve sometida a un ciclo térmico que hace precipitar $M_{23}C_6$ en los bordes de grano de la austenita causando el fenómeno de sensibilización

Fisuración en caliente Consiste en la aparición de **fisuras intergranulares o interdendríticas** tanto en la zona fundida como en la ZAC muy cercana a la línea

de fusión. Se produce durante solidificación del cordón. Es producida por la contracción de la solidificación que tiende a separar partes sólidas del metal que están unidas por zonas o películas finas de metal que aún están en estado líquido.

Es por la ZAC que se trata de soldar a los inox. austeníticos con procesos de soldadura que aporten baja cantidad de calor (TIG) y sin precalentamiento para aumentar la velocidad de enfriamiento. Como visto en la sección 33.3, los aceros de menor C evitan los problemas de la sensibilización aún con velocidades lentas de enfriamiento. Si la pieza a soldarse puede ser hipertemplada o sometida a tratamiento de recocido entonces se pueden usar los aceros inoxidable comunes.

Respecto la fisuración en caliente, la presencia de **impurezas (S, P, Nb y Si)** que tienden a segregar hacia las zonas interdendríticas y que bajan la temperatura sólidos, aumenta el rango de solidificación, por lo que hacen que persista líquido hasta temperaturas bajas durante la solidificación **aumentando así el rango crítico para la fisuración**. Otros dos factores que influyen son el **calor aportado** y el **grado de restricción** del cordón de soldadura. Los procesos con más calor y más restricción generan más riesgo de fisuración en caliente.

La solución para el problema de fisuración en caliente es la presencia de una **baja fracción de ferrita δ** en el cordón. Esto se controla mediante el balance entre los elementos gamágenos y alfégenos del líquido. En base al **diagrama de Schaeffler** y teniendo en cuenta su dilución con el metal base, para cada acero inoxidable austenítico se elige el material de aporte adecuado para obtener una cantidad de ferrita δ adecuada y así evitar la fisuración en caliente.

El beneficio de la ferrita se debe a varios factores

Solubilidad de impurezas Ferrita captura y retiene las impurezas que aumentan el rango crítico para la fisuración

Aumento de cantidad de interfases Mayor nro de interfases significa menor cantidad de impurezas segregadas por interfaz

Disminución de energía de interfaz Bajo investigación.

La presencia de ferrita δ trae algunos inconvenientes:

- Disminuye la resistencia a la corrosión en ciertos medios
- Disminuye la tenacidad
- Ferrita transforma relativamente rápido a fase σ durante el servicio a alta temperatura
- Es magnética (y por ende, su presencia es medible mediante ferritómetros)

33.4.7. Maquinabilidad

La alta tenacidad y ductilidad, baja dureza y gran tendencia a la adhesión, y baja conductividad térmica de los inoxidables austeníticos los hace difíciles de mecanizar. Se puede mejorar con la adición de **S y Se** a costo de deteriorar la resistencia a la corrosión.

33.4.8. Precipitación de fases intermetálicas

Durante el servicio a **altas temperaturas** precipitan algunas fases que deterioran su ductilidad, tenacidad, resistencia a la ruptura por fluencia lenta y resistencia a la corrosión.

La más común es la fase σ que es de estructura tetragonal compleja y posee $\approx 50\%$ de Cr. Es una fase no magnética y muy frágil (**reduce tenacidad** notablemente en pequeñas proporciones). Precipita en el rango 515 y 875°C. Hay varias morfologías en la cual puede precipitar, la más nociva siendo láminas continuas en los bordes de grano. Su precipitación **es lenta**. Se necesitan desde decenas hasta varios miles de horas para que precipite, por ende termina siendo un problema de deterioro de propiedades durante servicio y no durante tratamientos térmicos.

Los factores que influyen en precipitación de la fase σ

- Aleantes Cr, Mo, Ti, Nb, Si, Al y P intensifican su precipitación. Influyen en el rango de composiciones y temperaturas que la fase es estable
- Deformación plástica acelera precipitación
- Presencia de ferrita δ pues transforma más rápido (a lo largo de horas) a σ .

Existen otras fases nocivas que tienen efecto fragilizante como χ , η .

33.4.9. Resumen

Los aceros inoxidable austeníticos poseen muy buenas propiedades mecánicas (a bajas y altas temperaturas), sin embargo su tensión de fluencia es baja. Exceptuando su baja maquinabilidad, sus propiedades tecnológicas son muy buenas, muy superiores a la de los aceros ferríticos o martensíticos. Su resistencia a la corrosión, en términos generales, es más alta que en los otros grupos de inoxidable, aunque su punto más débil es la resistencia a la corrosión bajo tensión. Sus propiedades físicas (conductividad térmica baja y alto coeficiente de dilatación) hacen que en su uso a alta temperatura puedan aparecer fenómenos de fatiga térmica o fatiga-creep.

34. Aceros Inoxidable Ferríticos

Estos aceros poseen dos ventajas frente a los austeníticos

- No necesitan Ni (elemento gamágeno) para balancear estructura. Esto hace que a igualdad de Cr, los ferríticos sean más baratos que los austeníticos
- Muy resistentes a la corrosión bajo tensión

A pesar de esto existen serios inconvenientes para su uso como materiales estructurales.

34.1. Sensibilización y fragilización

La menor solubilidad y mayor difusividad del C y N en la ferrita hacen que la precipitación de carburos y nitruros de Cr sea más intensa y más rápida. Esto conduce a la **sensibilización al igual que los inoxidable austeníticos**.

- El problema de sensibilización es **mayor en aceros de menor contenido de Cr** pues la zona empobrecida queda con muy bajo contenido del elemento pasivante

- El problema de fragilización es mayor en aceros de mayor Cr pues es menor la solubilidad de C y N.

Estos puntos ponen un límite para obtener aceros ferríticos de muy buena resistencia a la corrosión y que además sean dúctiles y tenaces

Ambos problemas aparecen en cualquier situación en la que el acero se encuentre a una temperatura donde los carburos y nitruros estén total o parcialmente disueltos y luego se enfríe. Un proceso muy utilizado en donde esto ocurre es la soldadura.

34.1.1. Soluciones

Bajar nivel de C y N Para evitar la precipitación se tiene que reducir el contenido C+N por debajo de 100ppm. Esto solo ha sido posible desde la década 80 y ha dado origen a los costosos **aceros inoxidables ferríticos de extra bajo intersticiales (EBI)**. También llamados superferríticos. Solo es posible obtenerlos en productos de espesor pequeño.

Tratamiento de solubilización y temple Solo aplicable en aceros EBI debido a la velocidad de precipitación extremadamente alta de aceros ferríticos.

Tratamiento de recocido No se intenta evitar la precipitación. Se da tiempo para el Cr difunda y así elimine la zona empobrecida en Cr. Esto puede lograrse en el tratamiento de recocido donde el material pasa tiempo suficiente en el rango de precipitación. En este tratamiento también se logra engrosar los **precipitados intragranulares** y por ende se reduce la fragilización que causan. Solo es bueno para aceros de hasta 20 % Cr. Se tiene que mantener el contenido de C+N bajo y Cr alto para obtener buena tenacidad. Es el tratamiento más común.

Uso de elementos estabilizadores El Nb y Ti hace que se formen carburos tipo MC o carbonitruros MCN y esto disminuye la formación de carburos y nitruros de Cr. **Esto evita la sensibilización pero no la fragilización**. En general un acero inoxidable ferrítico estabilizado tiene la misma tenacidad que otro no estabilizado del mismo tenor de C+N

34.2. Propiedades mecánicas

Tensión de fluencia Entre 50 y 100MPa mayor que los austeníticos

Resistencia a la tracción Es menor que la de los austeníticos debido al menor coef. de endurecimiento por deformación

Ductilidad Menor que la de los austeníticos. Aún es alta en estado recocido

Tenacidad Muy inferior a la de los austeníticos además de presentar **transición dúctil-frágil**. Fenómenos de fragilización deterioran tenacidad (precipitación C+N y dos fenómenos que ocurren durante servicio a altas temperaturas. Junto con los problemas que surgen en la soldadura, limitan su aplicación.

34.3. Fenómenos de fragilización a altas temperaturas en aceros inoxidables ferríticos

La resistencia a la fluencia lenta y ruptura por fluencia lenta a alta temperatura es menor que la de aceros austeníticos (a 600°C10.000h es entre 3 y 5 veces menor).

En el rango entre 350 y 550°C ocurre una **descomposición espinoidal** de la matriz ferrítica. La fase α se desdobra en α y α' siendo esta última una fase BCC muy rica en Cr (60-85 % contenido Cr). La fracción α' es tanto más grande cuanto mayor sea el contenido Cr del acero, de modo que estos son los más susceptibles. La fase α' ocasiona tres cambios principales en las propiedades

- Aumenta resistencia mecánica debido al endurecimiento por precipitado α'
- Desciende drásticamente la ductilidad y tenacidad
- Desmejora resistencia a la corrosión por disminución de Cr en solución sólida en fase α

Dependiendo de la composición del acero el tiempo necesario puede variar entre unas 10 horas y cientos de horas, por eso es fundamentalmente un **problema de servicio**.

Entre los 500 y 800°C a tiempos prolongados aparece la fase σ . En aceros inoxidables ferríticos es más rápida la nucleación y crecimiento de la fase σ . Esta fragiliza y trae algunos problemas de corrosión al igual que en los austeníticos.

34.4. Soldabilidad

La soldadura por arco eléctrico presenta varios inconvenientes que hacen que estos materiales deban ser soldados tomando varias precauciones.

Los dos problemas principales son la **sensibilización y el deterioro de la ductilidad y tenacidad debido a la precipitación de carburos y nitruros**. Ambos fenómenos hacen necesario un tratamiento luego de la soldadura para restituir la resistencia a la corrosión y parte de la tenacidad que se pierde en el cordón y la ZAC. En los aceros de alto Cr la tenacidad no alcanza valores aceptables ni aún luego del tratamiento pos soldadura (o de un recocido), a menos que el contenido de C+N sea muy bajo.

El uso de **elementos aleantes estabilizadores** como el Nb o Ti disminuyen la sensibilización durante la soldadura. Sin embargo, para que la tenacidad en estado soldado sea buena se necesita de todos modos que el acero tenga un nivel bajo de intersticiales (por ejemplo C+N < 500 ó 600 ppm) y además que el espesor del producto no sea muy grande (solo algunos milímetros) para asegurar que la velocidad de enfriamiento en la ZAC no sea tan alta.

Excepto para los aceros de muy bajo Cr, los aceros inoxidables ferríticos no presentan la transformación $\alpha \rightarrow \gamma$ de modo que no existe la posibilidad del refinamiento de grano en la ZAC. En consecuencia, el **crecimiento de grano en la ZAC** es muy marcado y esto desmejora aún más la tenacidad de esa zona.

En el caso de los aceros ferríticos de bajo Cr puede existir una reversión de α a γ durante el calentamiento (se entra en el campo bifásico). La austenita formada precipita en forma de placas tipo Widmanstätten y se **transforma a martensita** durante el posterior enfriamiento de la ZAC. Además de deteriorar la tenacidad, la martensita

que se produce puede ocasionar fisuración en frío a causa del H que penetra en el metal de soldadura. El tratamiento pos soldadura reviene la martensita.

La mala soldabilidad junto con la baja tenacidad, han sido las causas principales del uso limitado de los aceros inoxidable ferríticos comunes como materiales estructurales.

En los últimos años, la proporción del uso de estos aceros ha aumentado sensiblemente debido a sus ventajas (bajo costo y resistencia a la CBT) y se ha trabajado intensamente en mejorar su tenacidad y soldabilidad.

35. Aceros inoxidables martensíticos

Son aceros inoxidables con propiedades mecánicas comparables a la de los aceros de baja aleación templados y revenidos (alta resistencia mecánica). La dureza y resistencia de esta martensita depende principalmente de nivel de C del acero por lo que este elemento debe estar presente en mayor proporción que en los inoxidables ferríticos o austeníticos. Además, el C es necesario para poder obtener aceros inoxidables martensíticos de mayor contenido de Cr. Lamentablemente, la necesidad de un mayor porcentaje de C y la aplicación del revenido luego de la obtención de la martensita, hacen que siempre estén presentes numerosos carburos en la estructura y en consecuencia el nivel de Cr disuelto en la matriz y la correspondiente resistencia a la corrosión son menores que para los inoxidables ferríticos o austeníticos.

En resumen, **los aceros inoxidables martensíticos son aceros en los que pueden lograrse alta resistencia mecánica pero sacrificando resistencia a la corrosión.**

35.1. Balance de composición química

Interrelación entre el Cr y el C: el C es fundamental en estos aceros pues determina la resistencia mecánica máxima posible de alcanzar. Por otra parte, el C es necesario como gamágeno permitiendo admitir mayor porcentaje de Cr sin que la estructura sea parcialmente ferrítica (se agranda el campo austenítico).

A mayor cantidad de Cr es necesario mayor contenido de C para poder obtener austenita a alta temperatura. Por otra parte cuanto más C contenga el acero, el porcentaje de Cr debe ser mayor para poder mantener una adecuada cantidad de Cr en solución durante el revenido y así una adecuada resistencia a la corrosión. Es así que en general se verá que en este tipo de aceros inoxidables, los grados de mayor C son también los de mayor porcentaje de Cr y a la inversa, los de menor C también son los de menor Cr.

Ya que la resistencia mecánica es una propiedad importante en estos aceros, se debe aumentar la **resistencia al revenido**. Esto se consigue por medio de aleantes fuertes formadores de carburos, que **son alfágenos**: Mo, V, Nb. Estos elementos estabilizan el campo ferrítico por lo que aumentan la proporción de ferrita a la temperatura de austenización. En consecuencia, **se necesita balancear la composición** con elementos gamágenos de modo que la proporción de ferrita sea mínim, de otro modo se vería afectada la resistencia mecánica. En la elección de los gamágenos que se usen debe considerarse que la M_s no debe bajar demasiado pues de otro modo se obtendrá una alta fracción de austenita retenida con los problemas correspondientes. En este sentido el Mn es uno de los gamágenos más convenientes.

El contenido y tipo de gamágenos utilizados también está limitado por la necesidad de **obtener una alta temperatura** A_1 pues esta limita la máxima temperatura

de revenido. Un revenido a alta temperatura es muy conveniente cuando se requiere tenacidad y resistencia a la corrosión con resistencia mecánica moderada.

Todas estas interrelaciones conducen a que no se pueda elevar el contenido de Cr de estos aceros más allá de un 18 %. Si así se hiciese entonces aparecería mucha ferrita a la temperatura de temple, o bien quedaría mucha austenita retenida. Ambas cosas deteriorarían las resistencia mecánica.

En los aceros inoxidables martensíticos comunes el C está entre 0,1 y 1 % y el Cr entre 12 y 18 %.

35.2. Tratamientos térmicos

35.2.1. Temple

El alto contenido de Cr asegura una **alta templabilidad** por lo que estos aceros podrían templarse en aire aún en piezas de gran sección. Para evitar la precipitación de carburos y la oxidación excesiva en la mayoría de los casos se prefiere el temple en aceite. Otra alternativa usada a menudo es el **martemperado**.

La temperatura de austenización debe ser suficientemente alta para disolver los carburos y lograr una adecuada templabilidad. Sin embargo, si la temperatura de austenización es muy alta se produce la transformación parcial de la austenita en ferrita (campo bifásico). Esta ferrita no se revierte a austenita durante el enfriamiento del temple y queda como ferrita δ . Además de **disminuir la dureza** de temple, la ferrita δ **disminuye la templabilidad**. La tendencia a formar ferrita durante la austenización es tanto mayor cuanto mayor sean los contenidos de Cr y Mo y menor el de C.

Otro tema de importancia durante el temple de estos aceros es la aparición de **austenita retenida** en la estructura de temple. Esta fase es más frecuente en el caso de los aceros de mayor C y Cr.

Debido a su alta templabilidad, estos aceros se someten a menudo al martemperado, en especial los de mayor contenido de C. En cambio, no se austemperan debido al tiempo excesivo que tarda la transformación bainítica.

35.2.2. Revenido

Además del balance entre la resistencia mecánica y la tenacidad, durante el revenido de estos aceros es necesario preservar la resistencia a la corrosión, razón por la cual la elección de los rangos de temperaturas a utilizarse debe ser más cuidadosa que para el caso de los aceros al C y de baja aleación.

Debido al alto porcentaje de Cr, durante el revenido de estos aceros precipitan varios carburos de transición. Para un acero de 12 % de Cr y 0,1 % C sin otros aleantes formadores de carburos el primero en precipitar es el carburo M_3C . Este carburo es rico en Fe, contiene aproximadamente 18 % de Cr, y se conserva estable hasta unos 450 °C. Debido a la baja difusividad del C y del Cr en este sistema para estas temperaturas, el crecimiento de estos precipitados es muy lento y en consecuencia la dureza obtenida en el temple no decae demasiado hasta unos 500 °C.

A partir de unos 480 °C comienza a aparecer el carburo M_7C_3 que también es bastante fino y contiene hasta un 50 % de Cr. La resistencia a la corrosión generalizada disminuye a consecuencia del Cr que se extrae de la matriz cuando la precipitación de este carburo está bien desarrollada, sin embargo la dureza se conserva debido a que el tamaño de los precipitados es aún bastante fino y además hay cierta cantidad de C

aún en la matriz martensítica en equilibrio metaestable con los precipitados. Algunos investigadores han encontrado que juntamente con el carburo M_7C_3 , precipita además un carbonitruro de Cr muy fino y que denominan M_2X donde X es C y N. Se cree que esta fase tiene una incidencia fundamental en la retención de la dureza durante el revenido.

Cuanto mayor sea la cantidad de C del acero, mayor será la cantidad de carburos precipitados y menor la cantidad de Cr que quedará en solución. Es por esto que a mayor contenido de C se necesita mayor porcentaje de Cr en los inoxidables martensíticos.

La adición de aleantes fuertes formadores de carburos como el Mo y el V hace que se modifiquen los rangos de temperatura en que aparecen los diferentes carburos y la fase M_2X . Además, la presencia de estos elementos pueden hacer aparecer otros carburos durante el revenido. En general puede decirse que los aleantes fuertes formadores de carburos hacen que se conserve una precipitación fina de carburos hasta mayores temperaturas de revenido con lo que se retiene mayor resistencia mecánica a dichas temperaturas.

Durante el revenido de estos aceros ocurre **un tipo de fragilización** en el rango de 370 a 600 °C, aunque su efecto mayor se da entre 400 y 570°C y es máxima para una temperatura de alrededor de los 480°C. Tal como en los aceros de baja aleación, este fenómeno deteriora fuertemente la tenacidad del acero.

Esta fragilización es la análoga a la fragilización de la martensita revenida vista para aceros de baja aleación, solo que está desplazada hacia mayores temperaturas debido a la diferencia de precipitación de los carburos en los aceros inoxidables. **Esta fragilización es irreversible.**

Coincidentemente, en este rango de temperaturas de revenido aumenta sensiblemente la susceptibilidad a la fragilización por H que en estos aceros es la causa de la CBT.

Debido a todo lo explicado, los rangos de revenido más usuales en los aceros inoxidables martensíticos son dos:

- Entre 200 y 370°C se obtiene una alta resistencia mecánica y alta dureza, poca ductilidad y baja tenacidad, y una alta resistencia a la corrosión.
- Entre 550°C y temperaturas cercanas a la A_1 se obtiene resistencia mecánica y dureza menores que para el rango anterior, pero mayor ductilidad y tenacidad junto con una resistencia a la corrosión que resulta adecuada para muchas aplicaciones. Además se logra una alta resistencia a la CBT. Cuanto mayor sea la resistencia al revenido, mayor será la resistencia mecánica retenida para temperaturas de revenido altas, o bien se podrá revenir hasta mayores temperaturas para lograr una determinada resistencia mecánica. Una A_1 alta también es favorable.

36. Aceros inoxidables austenoferríticos (Duplex)

Son aceros inoxidables con una estructura mixta de austenita y ferrita en proporciones que están entre el 60/40 % y 40/60 %.

Cada una de las fases aporta ciertas propiedades al material. Estos aceros poseen un **muy buen balance entre propiedades mecánicas, resistencia a la corrosión, propiedades tecnológicas, y costo**. Esto los ha convertido en una alternativa concreta para el reemplazo de los inoxidables austeníticos en varias aplicaciones de importancia.

Sin embargo, debe tenerse en cuenta que este balance de propiedades depende fuertemente de la proporción y composición de ambas fases. Si estas no son adecuadas algunas propiedades se deterioran. A su vez, la proporción y composición de las fases depende fuertemente de la composición química del acero y del ciclo térmico a que se someta.

La combinación de propiedades de estos aceros surge de la presencia de las dos fases

- La austenita aumenta la tenacidad y ductilidad del acero
- La ferrita aporta resistencia mecánica y resistencia a la CBT

Actualmente existe la tendencia de aumentar ligeramente la proporción de γ por cuestiones de tenacidad (hasta 60 % en volumen).

El resto de las propiedades o ventajas de este tipo de aceros tiene que ver con su composición química.

36.1. Composición química

Para asegurar una buena resistencia a la corrosión, los aceros inoxidable austenoferríticos poseen de 20 % a 27 % de Cr. Como el C debe mantenerse bajo por las mismas razones que en los aceros inoxidable austeníticos y ferríticos, el Ni es el gamágeno preferido. Su porcentaje es menor que en los inoxidable austeníticos para poder obtener una estructura duplex. El Ni está entre 4 y 7 %.

Los inoxidable duplex poseen además Mo para elevar la resistencia al picado y a la corrosión en rendijas; y N que también aumenta la resistencia a ambos tipos de corrosión pero que además ejerce otros efectos fundamentales.⁷

- Cr 20-27 %. A mayor porcentaje; mayor resistencia a la corrosión; mayor precipitación de fases intermetálicas
- Ni 4-7 % (menor que austeníticos)
- Mo \leq 7 %
- N 0,1-0,3 %. Imprescindible su presencia
- C bajo tal como en los Austeníticos.
- Cu puede mejorar la resistencia a corrosión en ciertos medios

Existe una fuerte interrelación entre la composición química global, las variables del tratamiento térmico, y la proporción y composición química de ambas fases. A su vez, la proporción y composición química de las fases determina las propiedades de estos aceros.⁸

A partir del diagrama Fe-Cr-Ni para las composiciones habituales de los duplex se puede ver que su **solidificación es en fase ferrítica y que la austenita precipita luego en estado sólido al bajar la temperatura.**

⁷Los inoxidable duplex poseen mayor resistencia a la CBT que los austeníticos. Por otra parte, poseen igual resistencia al picado que los austeníticos con Mo pero con un nivel de resistencia mecánica 2 ó 3 veces superior

⁸La experiencia ha demostrado que si no se imponen tolerancias muy estrictas en la composición química y en los parámetros del tratamiento térmico, las propiedades de los duplex son erráticas.

Si la temperatura desciende lentamente se cumple aproximadamente el diagrama de equilibrio. La proporción de austenita va creciendo y la composición de ambas fases varía. Los elementos alfégenos enriquecen la ferrita y los gamágenos la austenita (partición).

Cuando el enfriamiento se acelera el sistema se aleja del equilibrio y la proporción de austenita que precipita a partir de la ferrita es menor. **Cuanto mayor sea la velocidad de enfriamiento menor será la cantidad de austenita.** Es evidente que la proporción de austenita máxima será la que indica el diagrama, en cambio, cuando el acero se enfría rápidamente se puede obtener mucha más ferrita que la que indica el diagrama de equilibrio.

Por otra parte, a mayor velocidad de enfriamiento también **varía la composición de ambas fases.** Cuanto más rápido se enfríe, menor tiempo habrá para la partición de los elementos alfégenos y gamágenos y las fases tenderán a presentar composiciones similares. La ferrita, al estar en mayor proporción debido a la mayor velocidad de enfriamiento, será más pobre en alfégenos de lo que indica el equilibrio. Esto trae consecuencias en la resistencia a la corrosión, ya que el Cr y el Mo son los dos alfégenos que aumentan dicha propiedad.

En conclusión: la velocidad de enfriamiento posee una gran influencia en la proporción y composición de las fases de un inoxidable duplex. En consecuencia, los tratamientos térmicos a que se someten estos aceros deben ser muy bien controlados para obtener la proporción de fases y las propiedades deseadas.

La composición química global del acero también influye sobre la proporción y composición de las dos fases. **Pequeñas variaciones en algunos elementos aleantes provocan grandes cambios en la proporción de las fases y desbalancean las propiedades del acero.** Es por esto que los aceros inoxidables duplex se producen bajo requerimientos de composición química más estrictos que el resto de los inoxidables (rangos de composición más estrechos).

36.1.1. Efectos de Nitrógeno

El principal problema de la primera generación de aceros inoxidables duplex era la excesiva cantidad de ferrita producida en la ZAC a consecuencia de la alta velocidad de enfriamiento. La tenacidad, ductilidad, y resistencia a la corrosión de la ZAC eran bajas.

El advenimiento de algunos métodos especiales de acería permitió que la segunda generación de inoxidables duplex pudieran tener cantidades controladas de N. **Este elemento hace que la austenita sea estable a mayor temperatura por lo que se acelera su precipitación** y así impide que la ZAC sea casi totalmente ferrítica. La incorporación del N como aleante en los duplex de segunda generación hizo posible que la tenacidad y la resistencia a la corrosión de la ZAC en el estado soldado (sin tratamiento térmico, en inglés “as welded-”) se aproxime a la del metal base.

Por otra parte el N presenta otras ventajas como aleante en estos aceros:

- Aumenta la resistencia al picado y a la corrosión por rendijas. Ya que el Cr y el Mo tienden a enriquecer la ferrita, el N tiende a nivelar la resistencia al picado de ambas fases mejorando la de la austenita que es más pobre en Cr y Mo.
- El N endurece por solución sólida más que el C y otorga mayor resistencia a la austenita que es la fase de menor tensión de fluencia.

- Retrasa la precipitación de carburos de Cr por lo que reduce la posibilidad de sensibilización. Esto se suma al bajo contenido de C de estos aceros.
- También retrasa la precipitación de fases intermetálicas.

36.2. Precipitación de fases intermetálicas

El rango de precipitación aproximado de las fases intermetálicas es de 600 a 950°C en la mayoría de los inoxidable duplex. A mayor contenido de Cr, Mo, W y Si en la α , mayor velocidad de precipitación y mayor proporción de fase σ . La fase σ deteriora rápidamente la tenacidad de los inoxidable duplex. Este deterioro es mucho más rápido que el aumento de dureza a que conduce esta precipitación, por lo que la detección de la fragilización por medio de mediciones de dureza no es posible. A mayor proporción de fases intermetálicas, menor resistencia al picado.

Esto se debe al empobrecimiento en Cr y Mo que crean a su alrededor.

El N juega un rol fundamental respecto de la posibilidad de evitar o disminuir la precipitación de estas fases. Para disminuir esta precipitación se necesita enfriar el acero a alta velocidad, sin embargo esto conduce a una mayor proporción de ferrita en la estructura final. El N estabiliza la austenita, haciendo que precipite a mayor temperatura y más rápido. De este modo permite obtener una proporción adecuada de austenita aún cuando el acero se enfríe rápido. Por otra parte el N retrasa la precipitación de las fases intermetálicas.

En resumen: el N permite obtener una proporción adecuada de austenita bajo las condiciones de enfriamiento que son necesarias para disminuir la proporción de las fases intermetálicas. De todos modos las fases intermetálicas siguen siendo un problema en el caso de los duplex de mayor contenido de Cr y Mo (superduplex).

36.3. Fragilización por descomposición espinoidal

Esta fragilización se debe a la aparición de la fase α' tal como en los inoxidable ferríticos. Si bien la precipitación de la fase α' es muy rápida (parecida a la que ocurre en un ferrítico de alto Cr y Mo), la presencia de una gran cantidad de austenita hace que el deterioro de la tenacidad sea más lento que en los ferríticos. De todos modos **esta fragilización impone un límite en la temperatura máxima de operación** de estos aceros que está en general entre 270 y 320°C. La deformación plástica previa acelera la descomposición.

36.4. Tratamientos térmicos

El tratamiento térmico a que se someten los duplex es el recocido de solubilización. Ya que la precipitación de fases intermetálicas ocurre a temperaturas por debajo de aquellas en las que se forma γ a partir de α , para este tratamiento se debe elegir una velocidad de enfriamiento intermedia que permita la nucleación y crecimiento de suficiente cantidad de austenita, pero que también evite la formación de fases intermetálicas. Afortunadamente, con el agregado de N en estos aceros, esta velocidad intermedia es muy rápida, permitiendo el uso de temple en agua. En los duplex modernos, la retención de una gran cantidad de ferrita sólo se produce en la soldadura cuando se sueldan secciones muy diferentes o bien cuando se sueldan secciones muy gruesas con bajo calor aportado.

En el caso de secciones de gran espesor, es necesario establecer si el temple en agua será suficiente para evitar la precipitación de fases intermetálicas. Para el caso de chapas el espesor límite es de 125 mm para el acero 2205 en la versión de alto N (S32205, 22Cr, 5Ni, 3Mo, 0,3N). Para aceros superduplex de mayor contenido de Cr y Mo este espesor se reduce sensiblemente.

Las temperaturas mínimas para este recocido de solubilización varían entre los 1040 y 1100 °C según el grado de acero inoxidable duplex y también tienen influencia en la proporción de las fases obtenidas.

Clasificación:

Duplex de bajo costo y sin Mo del tipo 23Cr-4Ni-0,1N Constituyen una alternativa a los aceros inoxidables austeníticos AISI 304 y 316. PRE de 25. Ej: UR 35N, SAF 2304.

Duplex del tipo 22Cr-5Ni-3Mo-0,17N resistencia a la corrosión entre el AISI 316 y los aceros superausteníticos con 6 %Mo+N. El PRE es de aproximadamente 35. Ej: SAF 2205, UR 45N, 45N+

Duplex de 25 %Cr con varios contenidos de Mo y N y en algunos casos con W y Cu PRE entre 35 y 39. Ej: UR 47N, 52N, Ferralium 255.

Superduplex del tipo 25Cr-7Ni-4Mo-0,27N a veces aleados con W y cuyo PRE es de 40 o mayor. Ej: SAF 2507, UR 47N+ 52N+, Zeron 100.

36.5. Propiedades mecánicas

36.5.1. Resistencia mecánica

La presencia de una gran proporción de ferrita, el N en solución en la austenita, y un tamaño de grano pequeño para ambas fases, hace que estos aceros posean mayor tensión de fluencia que los inoxidables austeníticos o los ferríticos. El $R_{p0,2}$ es de por lo menos el doble del correspondiente a los aceros inoxidables austeníticos sin N recocidos. Esto es una gran ventaja pues permite disminuir la sección resistente de una estructura. Como además los duplex poseen una alta resistencia a la CBT, el porcentaje de la tensión de fluencia utilizable en ambientes corrosivos es alto.

36.5.2. Ductilidad

La ductilidad es intermedia entre la de los austeníticos y la de los ferríticos. Se debe tener en cuenta que, debido a que los granos generalmente resultan alargados y a la presencia de una fuerte textura, tanto la ductilidad como la tenacidad son fuertemente anisotrópicas. La energía de impacto Charpy sobre una probeta transversal es típicamente de 0,5 a 0,65 de aquella que presenta una probeta longitudinal.

36.5.3. Tenacidad

La tenacidad y la temperatura de transición dependen de la proporción de austenita. Para un duplex de 22 % Cr bien balanceado, la T_{tr} es de unos -100°C . Los inoxidables duplex pueden ser usados hasta una temperatura de -46°C con una energía de impacto de 45J y una $R_{p0,2}$ mínima garantizada de 500MPa. Debido a la presencia de austenita, la transición de los duplex es mucho más gradual que en el caso de los

aceros ferríticos. Para asegurar una buena tenacidad es importante evitar la precipitación de fases intermetálicas. Otra cosa que es recomendable recordar es que el descenso de la tenacidad y ductilidad causado por la fragilización de los 475°C restringe el uso de estos aceros hasta una temperatura que ronda los 300°C para servicio prolongado.

36.6. Resistencia a la corrosión

debido a su alto contenido de Cr, Mo y N, los inoxidables duplex poseen una excelente resistencia a la corrosión en una amplia variedad de medios corrosivos. La resistencia a la corrosión general en muchos de ellos supera a la de los austeníticos comunes (AISI 304 y 316) y llega a ser similar a la de los superausteníticos con 6% de Mo, pero a un costo menor y con mayor resistencia mecánica. La resistencia al picado y a la corrosión por rendijas es muy alta debido al alto índice PREN que poseen ($Cr + 3,3Mo + 16N$). Una gran ventaja sobre los austeníticos es que son mucho más resistentes a la CBT en medios con cloruros. Esto ha hecho que los reemplacen en muchas aplicaciones. La menor cantidad de Ni respecto de los austeníticos hace que su resistencia a la corrosión en ciertos medios sea inferior.

36.7. Soldabilidad

La soldabilidad de los inoxidables duplex es buena, aunque son más "difíciles" de soldar que los austeníticos.

La primer generación de inoxidables duplex presentaba una excesiva cantidad de ferrita en la ZAC, lo que conducía a una menor tenacidad, ductilidad y resistencia a la corrosión. Esto no sucedía en el cordón debido a que el aporte se podía elegir de modo de poseer mayor cantidad de Ni para compensar la mayor velocidad de enfriamiento.

Los duplex modernos poseen una mayor cantidad de N y en consecuencia hoy en día el problema se presenta sólo en casos muy raros (por ejemplo pasadas de raíz con proceso TIG en secciones gruesas donde la velocidad de enfriamiento es muy alta).

El agregado de cantidades cada vez mayores de Cr y Mo para lograr mayor resistencia a la corrosión en diversos medios ha dado origen a los inoxidables superduplex, los que además poseen mayor contenido de Ni y sobre todo de N. En estos aceros el problema en la soldadura es la **precipitación de fases intermetálicas** que deterioran la tenacidad y la resistencia a la corrosión tanto del cordón como de la ZAC.

La posibilidad de precipitación de estas fases hace que **deban aplicarse procedimientos de soldadura muy cuidadosos** y diferentes a los que se usan para los austeníticos. Si éstos procedimientos se respetan, los resultados son muy buenos.

El procedimiento de soldadura debe basarse en minimizar el tiempo total que el material pasa en el rango crítico de precipitación.

Los duplex pueden tolerar valores relativamente altos de calor aportado, la fisuración en caliente no es un problema debido a la gran cantidad de ferrita. Sin embargo, si se usan valores excesivamente altos aumenta la probabilidad de que precipiten fases intermetálicas. Por el contrario, valores muy bajos de calor aportado pueden producir mucha ferrita en la ZAC con el correspondiente descenso de la tenacidad y la resistencia a la corrosión.

El único tratamiento pos soldadura posible en un recocido total seguido de un temple en agua. Esto no siempre puede aplicarse.

Los problemas que pueden ocurrir en la soldadura de los duplex no son aparentes para el soldador, y tampoco son detectables mediante los ensayos no destructivos usuales.

Por eso, se debe seguir estrictamente el procedimiento de soldadura. Los apartamientos de este procedimiento pueden no ser detectados en fábrica, aunque representan un riesgo para el servicio.

36.8. Resumen

Ventajas

- Tensión de fluencia doble o triple que los inoxidables austeníticos comunes.
- Buena tenacidad y baja temperatura de transición dúctil-frágil.
- Resistencia a la corrosión general comparable a la de los austeníticos y aún superior en muchos casos.
- Muy buena resistencia al picado y a la corrosión en rendijas.
- Muy buena resistencia a la CBT
- No hay problemas de sensibilización (bajo C, retraso de precipitación debido al N, y estructura duplex).

Desventajas

- Su uso prolongado a alta temperatura está restringido a un máximo de unos 300°C debido a la fragilidad de los 475°C.
- Para su soldadura se deben seguir estrictos procedimientos de soldadura.
- Su maquinabilidad no es buena.
- Para lograr un adecuado balance de fases ferrita y austenita se debe controlar estrictamente su composición química y las variables del tratamiento térmico final.

Ejemplos de uso

- Industria del papel y pulpa donde se encuentran diversos medios con altos contenidos de Cl⁻, pH bajos, y altas temperaturas. La mayor resistencia mecánica permite reducir espesores y por ende costos secundarios (soldadura, transporte, material, etc).
- Industria química (por ejemplo producción del ácido fosfórico).
- Buques-Tanques de transporte de sustancias químicas donde además de la resistencia a la corrosión, la reducción del peso es muy importante.
- Equipos de control de polución ambiental (desulfurizadores).
- Industria del petróleo offshore.