

# Capítulo 1

## Introducción

El marcado incremento en el precio de los combustibles durante los primeros años de la década de los 70's dio como resultado una tendencia hacia la fabricación de automóviles más pequeños, ligeros y económicos. El aluminio fue uno de los materiales que se empezaron a utilizar como sustituto en la industria automotriz con el objeto de reducir el peso de los vehículos producidos. Así, la sustitución de las fundiciones de hierro por algún tipo de aleación de aluminio vaciado ha demostrado ser muy efectivo en lo que a cuestiones de costo y desempeño se refiere, sobre todo en la fabricación de los cuerpos y cabezas de cilindros en los motores de combustión interna.

Cabe señalar que el 90 % de la producción total de las aleaciones de aluminio para fundición corresponden a algún tipo de aleación aluminio-silicio, dado a que poseen buenas características de vaciado, resistencia a la corrosión y facilidad de maquinado, sin olvidar por supuesto la excelente relación resistencia/peso, característica propia de las aleaciones de aluminio.

La producción de aleaciones de aluminio para fundición de alta calidad ha hecho necesario la implementación de tratamientos de refinamiento de grano, así como la modificación de la fase eutéctica de silicio, por lo que el

estudio de las propiedades mecánicas de las aleaciones para estas condiciones de estructura es de suma importancia para así entender y orientar la aplicación del material hacia los distintos usos que imponen las condiciones en servicio que día con día se presentan.

Por otra parte, la ventaja adicional que proporcionan los tratamientos térmicos ofrecen diferentes combinaciones de resistencia y ductilidad – parámetros indispensables en el diseño de los componentes mecánicos o de cualquier elemento sometido a las diferentes condiciones de carga existentes.

Es por estas razones que el presente estudio se aboca al análisis del comportamiento mecánico en muestras de aluminio tratadas térmicamente y especialmente preparadas para obtener características típicas de productos en condiciones de estructura modificada y modificada y refinada.

# Capítulo 2

## Ensayos Mecánicos

### 2.1 Introducción

La función principal de los materiales para la elaboración de componentes mecánicos consiste en desarrollar resistencia, rigidez y durabilidad adecuadas al servicio para el cual fueron concebidos. Estos requerimientos definen en gran parte las propiedades que los materiales deben poseer y, por lo tanto, determinan a grandes rasgos la naturaleza de los ensayos efectuados a esos materiales [1].

Dado que estos materiales se encuentran normalmente sometidos a fuerzas internas y distorsiones llamadas esfuerzos y deformaciones, las propiedades del material bajo la acción de éstos se vuelven una consideración ingenieril de gran importancia. Las propiedades del material a nivel macroscópico cuando éste es sometido a esfuerzos y deformaciones son llamadas propiedades mecánicas.

Se requiere de un amplio conocimiento del comportamiento esfuerzo-deformación por parte del ingeniero, de tal manera que las fracturas puedan evitarse; este conocimiento también es necesario con el objeto de utilizar los materiales en una forma más económica. Las propiedades esfuerzo-deformación de los materiales se pueden determinar de tres maneras distintas

[2], dependiendo del tamaño del elemento estructural seleccionado, siendo éstas:

1. Estructura submicroscópica, atómica o molecular. Considera agregados de partículas elementales de un orden de magnitud menor a  $10^{-9}$  m que se mantienen juntas mediante fuerzas inducidas por la estructura electrónica de los átomos.
2. Estructura microscópica. Incluye partículas elementales de un orden de magnitud de entre  $10^{-9}$  y  $10^{-5}$  m conjuntadas mediante fuerzas cuya magnitud se determina por las imperfecciones y defectos de la estructura atómica.
3. Estructura macroscópica. Considera un número de partículas elementales que constituyen una estructura continua y homogénea mantenidas en contacto mediante fuerzas internas que se consideran representan los efectos promedios de las fuerzas.

Por ser de interés particular para el presente trabajo se tratará en éste lo correspondiente al comportamiento estructural a nivel macroscópico, el cual se basa en experimentos que utilizan muestras de material de un tamaño apreciable.

## **2.2 Pruebas Mecánicas en los Materiales**

Los ensayos en los materiales pueden efectuarse teniendo alguno de los siguientes objetivos como finalidad [1]:

1. Ensaye comercial o de control. Aporta información rutinaria acerca de la calidad de un producto.
2. Investigación de materiales y labor de desarrollo. Se recopila información nueva o mejorada acerca de materiales conocidos, o bien, se desarrollan nuevos materiales.

3. **Medición científica.** Se obtienen medidas exactas de las propiedades fundamentales o constantes físicas.

El tipo de ensayo que se va a realizar debe tenerse muy presente desde el principio, ya que de él depende el tipo de equipo de ensaye y medición a utilizar, el personal a emplear y los costos involucrados.

El ensaye comercial se ocupa ya sea de la verificación de la aceptabilidad de los materiales bajo especificaciones de adquisición, o bien, del control de la producción o fabricación.

La investigación de materiales tiene tres propósitos sobresalientes: a) obtener un nuevo entendimiento de los materiales conocidos, b) descubrir las propiedades de materiales nuevos y c) elaborar normas o procedimientos de ensayo significativos.

La finalidad del ensaye científico es la acumulación de un acervo de información ordenada y confiable acerca de las propiedades fundamentales de los materiales, con el objetivo final de proporcionar datos para el análisis exacto del comportamiento estructural y el diseño eficiente. Estos tipos de ensayos requieren cuidado, paciencia y precisión.

### **2.2.1 Clases de Ensayos Mecánicos**

Con el objeto de aproximar las condiciones en que un material se comporta en servicio, se cuenta con una clasificación ordenada de las condiciones del ensayo [1], a saber:

- Las relacionadas con la manera en que la carga es aplicada
- Aquellas en las cuales la condición del material o tipo de probeta tienen influencia
- Las relacionadas con la condición de los alrededores (ambiente) durante el transcurso del ensayo

La base más común para clasificar los ensayos mecánicos es la referente a la manera en que la carga es aplicada; existen tres factores que en conjunto ayudan a definir en forma más precisa la aplicación de esta condición: la clase de esfuerzo inducido, la velocidad a la cual la carga es aplicada y el número de veces que la carga es aplicada.

Existen cinco tipos primarios de cargas: tensión, compresión, corte directo, torsión y flexión. Con respecto al ritmo en que la carga es aplicada, los ensayos pueden clasificarse en tres grupos:

- **Ensayo estático.** La carga se aplica durante un periodo relativamente corto, pero con lentitud, de tal manera que pueda considerarse que el tiempo de duración del ensayo tiene un efecto despreciable sobre los resultados. El periodo de duración de estos ensayos puede variar desde unos minutos hasta algunas horas. Si la carga es sostenida durante largos periodos como de meses o años el ensayo recibe el nombre de termofluencia (creep) y constituye un caso especial de ensayos.
- **Ensayo dinámico.** La carga es aplicada muy rápidamente de modo que el efecto de la inercia y el tiempo quedan involucrados.
- **Ensayo de impacto.** Es un caso especial en que la carga es aplicada súbitamente, es decir, se ejerce un golpe sobre la pieza.

Cabe mencionar que de las condiciones de cargas definidas por las diferentes clasificaciones, pueden derivar un gran número de clases particulares de ensayos. El tipo de ensayo puede definirse también a partir de otras condiciones que no sean las de carga, como por ejemplo la temperatura, en donde se pueden realizar ensayos a temperatura ambiente o normal, ensayos a bajas temperaturas en los cuales se observa la resistencia del material a la fractura, o bien, ensayos a elevadas temperaturas para evaluar la resistencia, la ductilidad y la termofluencia a esas temperaturas. Para propósitos especiales pueden desarrollarse ensayos que involucran el uso de atmósferas corrosivas como

rocios de sal o bien utilizar sustancias diseñadas para garantizar reacciones corrosivas.

### **2.2.2 Selección de Probetas**

Las probetas se preparan con el propósito de que arrojen una indicación confiable de las propiedades de los materiales o las partes que representen. Existen dos problemas involucrados en la selección de probetas [1]: 1) el establecimiento de procedimientos físicos para obtener las muestras y 2) la determinación del número de probetas o la frecuencia de los ensayos necesarios. El primer problema se soluciona mediante las especificaciones para muestreo que han sido preparadas por la ASTM (American Society for Testing and Materials) para un gran número de materiales en ingeniería. Por ejemplo, bajo los auspicios de esta asociación se han desarrollado los métodos de prueba estandarizados para los ensayos de tensión los cuales son publicados en el Libro Anual de Estándares ASTM. Los Procedimientos ASTM especifican detalles importantes acerca de la selección de muestras para ensayo, su tamaño su forma así como el procedimiento y los detalles finales para la preparación del ensayo y análisis de datos.

En un ensayo de tensión, por ejemplo, La orientación y ubicación de las muestras de prueba en un producto pueden influenciar las propiedades medidas. Muchos estándares de la ASTM como el A370 proporciona una guía en la selección de la orientación de las muestras de prueba con relación a la dirección de laminado en placas. La orientación es un factor muy importante para estandarizar los resultados obtenidos de los ensayos, dada la direccionalidad de las propiedades que se desarrollan en la microestructura durante el procesado de los materiales.

El lugar de donde la muestra es tomada es también un factor importante debido a que la manera en que un material se procesa tiene influencia sobre la uniformidad de la microestructura del producto, ya sea a lo largo de él o a través de su espesor [3]. Por ejemplo, las propiedades de un metal tomado de una pieza vaciada están influenciadas por la velocidad de enfriamiento y por los esfuerzos debido a las contracciones en los cambios de sección. En forma semejante, las muestras tomadas de una zona cercana a la superficie de una fundición de hierro presentan más resistencia.

### **2.3 Ensayo de Tensión**

El ensayo de tensión es el método de prueba más comúnmente utilizado para evaluar las propiedades mecánicas de los materiales. Su aplicación principal es en la determinación de las propiedades relacionadas con el diseño elástico de máquinas y estructuras. Además, este ensayo proporciona información sobre la plasticidad del material y su fractura. Sus principales ventajas son que el estado de esfuerzos que se presenta está bien identificado, la prueba ha sido estandarizada cuidadosamente además de que el ensayo es relativamente fácil y económico de realizar [4].

La caracterización simple del comportamiento mecánico de un metal bajo el ensayo de tensión determina dos diferentes clases de propiedades mecánicas: propiedades de resistencia, tales como la de cedencia y última y las propiedades de ductilidad como son el porcentaje de elongación y de reducción de área. De manera similar, la evaluación de la trabajabilidad de un metal considera tanto la medida de la resistencia a la deformación (resistencia) como la determinación del grado de deformación plástica posible antes de la fractura (ductilidad).

En el ensayo de tensión la muestra se somete a una fuerza uniaxial que se incrementa continuamente al mismo tiempo que se efectúan observaciones



simultáneas de la elongación de la pieza. En las siguientes secciones se tratarán temas relacionados con estas observaciones, así como la relación que guardan con las variables metalúrgicas en el comportamiento mecánico.

### 2.3.1 Gráfica Ingenieril Esfuerzo-Deformación

Esta gráfica se construye a partir de las mediciones de carga y elongación efectuadas durante el desarrollo de la prueba. El esfuerzo 's' utilizado en la gráfica representa el esfuerzo longitudinal promedio en la muestra, se obtiene al dividir la carga 'P' entre el área original de la sección transversal de la pieza, 'A<sub>0</sub>'.

La deformación 'e' graficada es la deformación lineal promedio, se obtiene al dividir la elongación 'δ' de la longitud calibrada de la muestra entre su longitud original o inicial 'L<sub>0</sub>':

$$s = \frac{P}{A_0} \quad (2.1)$$

$$e = \frac{\delta}{L_0} = \frac{L - L_0}{L_0} \quad (2.2)$$

La forma de esta curva y los valores en ella para un metal dependen de su composición, tratamiento térmico, historia previa de deformación plástica, así como de la velocidad de deformación, la temperatura y el estado de esfuerzos impuesto durante el ensayo [3]. Los parámetros que se utilizan para describir la curva esfuerzo-deformación de un metal son la resistencia a la tensión, resistencia a la cedencia o punto de cedencia, porcentaje de elongación y porcentaje de reducción de área. Los primeros dos son parámetros de resistencia mientras que los últimos dos indican ductilidad.

La fig. 2.1 ilustra una gráfica esfuerzo-deformación ingenieril típica de un material dúctil. En ella se observa la región elástica en la cual el esfuerzo es proporcional a la deformación; cuando el esfuerzo excede el valor del esfuerzo de cedencia, la muestra exhibe una marcada deformación plástica en donde aún si la muestra es descargada, ésta se mantendrá permanentemente deformada. Para continuar deformando al material plásticamente se necesitará incrementar el esfuerzo en la medida en que se incremente la deformación plástica, es decir, el material endurece por deformación. Como el volumen del material se mantiene constante durante la deformación plástica y la pieza se ha alargado, la sección transversal disminuye uniformemente en toda la longitud calibrada. En un principio el endurecimiento del material se realiza a una velocidad tal que compensa la reducción en la sección transversal, de tal manera que el esfuerzo se incrementa con el aumento en la deformación plástica. Finalmente, se llega a un punto en que la disminución en la sección transversal es mayor que el incremento en la carga de deformación debida al endurecimiento por deformación; esta condición se alcanza en un punto del material que es más débil que el resto. De aquí en adelante toda la deformación plástica queda concentrada en esta región y empieza a surgir en la pieza una estricción; como ahora la reducción en la sección transversal de la pieza se lleva a cabo más rápidamente que el aumento en la carga, la fuerza requerida para deformar al material se reduce y el esfuerzo ingenieril dado por la ecuación (2.1) sigue disminuyendo hasta que se presenta la fractura.

**Resistencia a la tensión.** También llamada resistencia última del material, es la máxima carga dividida entre el area inicial de la muestra; es el valor más frecuentemente utilizado de los resultados de un ensayo de tensión:

$$s_u = \frac{P_{max}}{A_0} \quad (2.3)$$

Por muchos años se ha basado la resistencia de los elementos en este esfuerzo, utilizando un apropiado factor de seguridad, sin embargo, ahora es más utilizada la resistencia a la cedencia para basar en ella los diseños por carga estática en los materiales dúctiles. No obstante, debido a la amplia práctica en utilizar la resistencia a la tensión para describir la resistencia de los materiales, se ha convertido en una propiedad muy familiar, y como tal, es útil como medio de identificación de un material en un sentido semejante al de la composición química de los materiales o aleaciones. Además, debido a la facilidad con la que se obtiene, la resistencia a la tensión o última es útil para propósitos de especificación o de control de calidad de un producto.

**Medida de la cedencia.** El esfuerzo al cual se observa el inicio de la cedencia o de la deformación plástica depende de la sensibilidad de los instrumentos con que se realizan las mediciones de deformación. Con la mayoría de los materiales existe una transición gradual entre el comportamiento elástico y el plástico, por lo que es difícil de ubicar con precisión el punto exacto donde esta transición ocurre. Se han utilizado varios criterios [5] para la iniciación de la cedencia, dependiendo de la sensibilidad de los medidores de la deformación y del uso que se le darán a los datos:

1. Límite elástico verdadero. Se basa en mediciones de microdeformaciones, en el orden de  $2 \cdot 10^{-6}$ ; es un valor muy pequeño y se relaciona con el movimiento de unos pocos cientos de dislocaciones.
2. Límite proporcional. Es el máximo esfuerzo hasta el cual se mantiene la proporción entre esfuerzo y deformación. Se obtiene al ver el inicio de la porción curva en la gráfica esfuerzo-deformación.
3. Límite Elástico. Es el mayor esfuerzo que el material puede soportar sin presentar deformación permanente al descargar completamente al material.
4. Resistencia a la cedencia. Es el esfuerzo requerido para producir una pequeña cantidad de deformación plástica especificada. En los Estados

Unidos este valor especificado de deformación es del 0.2 o 0.1 por ciento ( $e=0.002$  ó  $0.001$ ).

$$s_0 = \frac{P_{(def. especificado=0.002)}}{A_0} \quad (2.4)$$

Las mediciones de ductilidad son importantes por tres razones [5]:

1. Indican el grado al cual un material puede deformarse sin presentar fractura en operaciones tales como la laminación o el extruido.
2. Indican al diseñador en forma general la habilidad del material a fluir plásticamente antes de la fractura.
3. Indican cambios en el nivel de impurezas o en las condiciones del procesado. Las mediciones de la ductilidad se pueden especificar para evaluar la calidad del material aún y cuando no existe relación directa entre las mediciones de la ductilidad y el desempeño del material en servicio.

Las mediciones de ductilidad que comúnmente se realizan en un ensayo de tensión son la elongación y la reducción de área, normalmente expresados en por ciento:

$$e_f = \frac{L_f - L_0}{L_0} \quad (2.5)$$

$$q = \frac{A_0 - A_f}{A_0} \quad (2.6)$$

**Módulo de Elasticidad.** Conocido también como el módulo de Young, representa la pendiente de la parte lineal de la curva esfuerzo-deformación y es una medida de la rigidez del material. Entre mayor sea este módulo menor será la deformación elástica del material para un esfuerzo dado; es un valor importante de diseño, pues se utiliza en el cálculo de deflexiones en vigas y otros miembros.

**Resiliencia.** Así se conoce a la habilidad del material para absorber energía en la zona elástica y disiparla nuevamente al ser descargado. Se mide a través del módulo de resiliencia, definido como la energía de deformación por unidad de volumen requerida para esforzar al material desde cero hasta el esfuerzo de cedencia  $s_0$  :

$$U_R = \frac{1}{2} s_0 e_0 = \frac{1}{2} s_0 \frac{s_0}{E} = \frac{s_0^2}{2E} \quad (2.7)$$

Como puede observarse, esta expresión representa el área bajo la curva de la porción elástica en la curva esfuerzo-deformación.

**Tenacidad.** La tenacidad de un material es su capacidad para absorber energía en la zona plástica. Es importante que el material pueda soportar ocasionalmente esfuerzos superiores al de cedencia sin presentar fractura, como en el caso de acoplamientos, engranes, cadenas y ganchos de grúas. Una manera de apreciar el significado de la tenacidad es tomándola como el área total bajo la curva esfuerzo-deformación; esta área es una indicación del trabajo por unidad de volumen de material que se puede realizar sobre la pieza sin que presente fractura. La figura 2.2 muestra las curvas esfuerzo-deformación para materiales de alta y baja tenacidad. Como puede apreciarse, la tenacidad es un parámetro que comprende tanto a la resistencia como a la ductilidad. Por presentar mayor elongación total el acero estructural, su tenacidad es mayor que la del acero para resortes. Las áreas sombreadas representan el módulo de resiliencia; por presentar mayor resistencia en cedencia, esta propiedad es mayor en el acero para resortes.

### 2.3.2 Gráfica Real Esfuerzo-Deformación

El fenómeno de la estricción en el ensayo de tensión, encontrado a partir de la carga máxima, reduce la utilidad de la gráfica ingenieril esfuerzo-deformación [4]. La reducción en el esfuerzo después de la carga máxima es artificial y ocurre debido a que el esfuerzo se sigue calculando a partir del área inicial  $A_0$ , cuando en realidad después de ese valor de esfuerzo el área que le corresponde es un valor mucho menor. El esfuerzo que se obtiene al dividir la carga entre el área de la sección transversal instantánea o real para un esfuerzo dado se conoce como esfuerzo real o verdadero; la gráfica así construida continúa ascendiendo hasta la fractura. En esta gráfica, también llamada curva de fluencia, la deformación utilizada es también la real; la figura 2.3 muestra una gráfica esfuerzo-deformación verdaderos. A continuación se presentan las expresiones que definen tanto al esfuerzo verdadero como a la deformación verdadera:

El esfuerzo verdadero ' $\sigma$ ', se expresa en términos del esfuerzo ingenieril ' $s$ ' mediante [3]:

$$\sigma = \frac{P}{A_0} (e + 1) = s(e + 1) \quad (2.8)$$

La expresión anterior considera tanto la constancia de volumen como la distribución homogénea de la deformación a lo largo de la longitud de calibración de la muestra, por lo que debe ser utilizada sólo hasta la aparición de la estricción. De aquí en adelante el esfuerzo real se obtiene a través de las mediciones reales de carga y sección transversal [3].

$$\sigma = \frac{P}{A} \quad (2.9)$$

No obstante, debido a la aparición de la estricción, se presenta en esta zona un estado triaxial de esfuerzos para el cual Bridgman [5] propone la siguiente corrección geométrica; la figura 2.4 muestra los términos que aparecen en esta ecuación:

$$\sigma = \frac{(\sigma_x)_{avg}}{(1 + 2R/a) \ln(1 + a/2R)} \quad (2.10)$$

siendo  $(\sigma_x)_{avg}$  el esfuerzo medido en la dirección axial (carga dividida entre la sección transversal reducida)

Por otra parte, la deformación verdadera  $\varepsilon$  se puede determinar a partir de la deformación ingenieril 'e' mediante [3]:

$$\varepsilon = \ln(e + 1) = \ln \frac{L}{L_0} \quad (2.11)$$

De igual manera, esta expresión puede utilizarse hasta la aparición de la estricción o carga máxima, más allá de este punto la deformación debe basarse en las mediciones que se tomen del área o diámetro instantáneos [3]:

$$\varepsilon = \ln \frac{A_0}{A} = \ln \frac{\left(\frac{\pi}{4}\right) D_0^2}{\left(\frac{\pi}{4}\right) D^2} = 2 \ln \frac{D_0}{D} \quad (2.12)$$

La figura 2.5 compara las correspondientes gráficas esfuerzo-deformación real e ingenieril; debido a las amplias deformaciones plásticas relativas, la región elástica ha quedado completamente sobre el eje vertical.

En la región comprendida entre la cedencia y la estricción, se presenta una zona de deformación plástica uniforme, fig. 2.3, durante la cual la muestra se alarga en forma continua a lo largo de toda la longitud de calibración,

mientras que de igual forma su diámetro se reduce también uniformemente en esa longitud. En esta zona, las curvas reales esfuerzo-deformación para muchos metales dúctiles pueden expresarse mediante la relación de la ley de la potencia [4]:

$$\sigma = K\varepsilon^n \quad (2.13)$$

En la cual 'K' es el coeficiente de resistencia, definido por el valor del esfuerzo verdadero para el cual  $\varepsilon=1.0$  y 'n' es el exponente de endurecimiento por deformación [4]. La expresión anterior es válida si un diagrama  $\sigma$  contra  $\varepsilon$  muestra una línea recta en coordenadas log-log, fig. 2.6; el exponente de endurecimiento por deformación es la pendiente de esta línea recta:

$$n = \frac{d(\log \sigma)}{d(\log \varepsilon)} = \frac{d(\ln \sigma)}{d(\ln \varepsilon)} = \frac{\varepsilon}{\sigma} \frac{d\sigma}{d\varepsilon} \quad (2.14)$$

Este exponente 'n' puede tener valores de  $n=0$  (sólido perfectamente plástico) hasta  $n=1$  (sólido elástico). Para la mayoría de los metales 'n' se encuentra entre 0.05 y 0.50 [4].

Es necesario señalar que la velocidad de endurecimiento por deformación  $d\sigma/d\varepsilon$  no es idéntica al exponente de endurecimiento por deformación [3], como se muestra a continuación:

$$\frac{d\sigma}{d\varepsilon} = n \frac{\sigma}{\varepsilon} \quad (2.15)$$



### 2.3.3 Efecto de la Velocidad de Deformación sobre las Propiedades del Esfuerzo de Flujo Plástico

La velocidad a la cual se aplica la deformación puede tener una influencia importante sobre el esfuerzo de flujo plástico [5]. La velocidad de deformación se define como  $\dot{\epsilon} = d\epsilon/dt$ , y normalmente se expresa en unidades de 1/s. La tabla 2.1 muestra los intervalos de velocidades empleados en los ensayos mecánicos.

La figura 2.7 muestra la dependencia de la resistencia a la tensión con la velocidad de deformación, esto para diferentes temperaturas. Se puede observar, además, que esta dependencia es más marcada al incrementarse la temperatura de la muestra. La velocidad de deformación verdadera viene dada por la expresión:

$$\dot{\epsilon} = \frac{d\epsilon}{dt} = \frac{d\left[\ln\left(\frac{L}{L_0}\right)\right]}{dt} = \frac{1}{L} \frac{dL}{dt} = \frac{v}{L} \quad (2.16)$$

Esta ecuación indica que para una velocidad de cabezal constante de la máquina de prueba, en tensión, la velocidad de deformación verdadera disminuye mientras la muestra se alarga; por lo que para mantener constante la velocidad de deformación, la velocidad del cabezal debe incrementarse en proporción al aumento en la longitud de la pieza.

La dependencia del esfuerzo de flujo plástico sobre la velocidad de deformación para deformación y temperatura constantes está dada por [4]:

$$\sigma = C \left( \dot{\epsilon} \right)^m_{\epsilon, T} \quad (2.17)$$

En la cual 'm' representa la sensibilidad a la velocidad de deformación. El exponente 'm' se puede obtener de la pendiente de la gráfica  $\log \sigma$  contra  $\log \dot{\epsilon}$  :

$$m = \left( \frac{d \log \sigma}{d \log \dot{\epsilon}} \right)_{\epsilon, T} \quad (2.18)$$

La ASTM en su estándar E8 " Pruebas de Tensión para Materiales Metálicos" señala que la velocidad de los ensayos se puede definir en función de: a) la velocidad de carrera libre del cabezal sin carga, b) la velocidad de separación de las mordazas durante la prueba, c) el tiempo transcurrido para completar parte o toda la prueba, d) la velocidad de la aplicación del esfuerzo, o e) la velocidad con que se deforma la muestra. En algunos materiales el primero de estos métodos, que es el menos exacto, puede ser adecuado; en otros casos, algún método de los restantes, listados en orden creciente de precisión, debe ser utilizado para asegurar resultados dentro de los límites aceptables.

#### **2.3.4 Efecto de la Temperatura sobre las Propiedades del Esfuerzo de Flujo Plástico**

La temperatura a la cual se lleva a cabo el ensayo tiene un fuerte impacto sobre la curva esfuerzo-deformación, así como también sobre las propiedades del flujo plástico y de la fractura. Por lo general, la resistencia se reduce mientras que la ductilidad se ve incrementada conforme la temperatura va en aumento. No obstante, a ciertos niveles de temperatura pueden ocurrir cambios estructurales tales como precipitación, envejecimiento por deformación o recristalización que modifiquen este comportamiento ordinario [5].

Ciertos procesos térmicamente activados promueven la deformación y reducen la resistencia a elevadas temperaturas; de igual forma, a altas temperaturas o en largos tiempos de exposición suelen ocurrir cambios

estructurales que dan como resultado una deformación dependiente del tiempo, también llamada termofluencia. La figura 2.8 muestra esquemáticamente los cambios en las curvas ingenieriles esfuerzo-deformación que ocurren con la temperatura, mientras que la figura 2.9 muestra la variación del esfuerzo de cedencia con la temperatura para distintos materiales. Se puede observar que para los metales bcc el esfuerzo de cedencia aumenta rápidamente al disminuir la temperatura, mientras que para el níquel y otros metales fcc el esfuerzo de cedencia es escasamente dependiente de la temperatura.

El grado de dependencia del esfuerzo de flujo plástico con la temperatura a deformación y velocidad de deformación constantes se expresa generalmente por:

$$\sigma = C_2 e^{\frac{Q}{RT}} \quad (2.19)$$

En la cual Q= energía de activación del flujo plástico, cal/g mol

R= constante universal de los gases, 1.987 cal/(deg)(mol)

T= temperatura de la prueba, °K

Si esta expresión se cumple, la gráfica de  $\ln \sigma$  contra  $1/T$  aparecerá como una línea recta cuya pendiente es  $Q/R$ .

El valor del esfuerzo de flujo depende de la estructura de las dislocaciones que existan en el momento en que se mida el esfuerzo. La estructura de las dislocaciones se ve modificada con la temperatura, la deformación y la velocidad de deformación.

### 2.3.5 Envejecimiento por Deformación

Es un comportamiento normalmente asociado con el fenómeno del punto de cedencia, en el cual la resistencia del material aumenta y la ductilidad disminuye cuando se calienta la pieza a relativamente bajas temperaturas

después del trabajo en frío. Este comportamiento se representa en forma esquemática en la figura 2.10, la cual muestra la curva esfuerzo-deformación para un acero de bajo carbono. En un principio, (zona A) el material se lleva a una deformación plástica representada por el punto X en donde es descargado y vuelto a cargar inmediatamente (región B); se observa que el punto de cedencia no aparece dado que las dislocaciones han desaparecido de entre los átomos carbono y nitrógeno. Si ahora el material se deforma hasta el punto Y y se descarga para ser sometido a un tratamiento de envejecimiento, al volver a cargarlo se observará que el punto de cedencia vuelve a aparecer y lo hace con un incremento en el esfuerzo de Y a Z. La reaparición del punto de cedencia se debe a la difusión de átomos de carbono y nitrógeno hacia las dislocaciones durante el envejecimiento, con lo que se forman nuevas zonas de intersticios las cuales frenan las dislocaciones. La reaparición del punto de cedencia puede ser un problema para ciertos procesos de formado dado que se pueden presentar marcas superficiales debido a la deformación heterogénea localizada [5].

La aparición del envejecimiento por deformación es un fenómeno más o menos general en las aleaciones sustitucionales. Este envejecimiento está asociado con la aparición de zonas dentadas (cedencia discontinua o repetida) en la curva esfuerzo deformación. Este comportamiento de envejecimiento dinámico por deformación, es nombrado el efecto Portevin-Le Chatelier; las porciones dentadas se presentan debido a la aparición sucesiva de la cedencia y el envejecimiento durante la prueba, siendo las variables más importantes de este comportamiento la temperatura, la velocidad de deformación y la concentración de átomos extraños [6,7]. La figura 2.11 muestra en forma esquemática este comportamiento.

### **2.3.6 Inestabilidad Plástica en Tensión**

La formación del cuello o estricción que aparece en los elementos sometidos a fuerzas de tensión uniaxial representan un problema de inestabilidad plástica en el material. Debido a esto, la utilidad desde el punto de

vista ingenieril de la prueba de tensión queda limitada, por lo que se han desarrollado considerables estudios sobre el tema [9,10].

En una muestra de sección transversal constante  $A$  sometida a una carga tensil  $P$ , se tiene que  $P=\sigma A$ , y ya que  $P$  no varía a lo largo de la longitud de la muestra,  $\sigma=f(\varepsilon, \dot{\varepsilon})$ , es decir:

$$\frac{dP}{dL} = 0 = A \left\{ \left( \frac{d\sigma}{d\varepsilon} \right)_{\dot{\varepsilon}} \frac{d\varepsilon}{dL} + \left( \frac{d\sigma}{d\dot{\varepsilon}} \right)_{\varepsilon} \frac{d\dot{\varepsilon}}{dL} \right\} + \sigma \frac{dA}{dL} \quad (2.20)$$

Tomando en cuenta esta condición, así como los parámetros del material importantes en el proceso de la estricción:

Coefficiente de endurecimiento por trabajo,  $\gamma = \frac{1}{\sigma} \frac{d\sigma}{d\varepsilon} \quad (2.21)$

Sensibilidad a la velocidad de deformación,  $m = \left( \frac{d \ln \sigma}{d \ln \dot{\varepsilon}} \right) = \frac{\dot{\varepsilon}}{\sigma} \left( \frac{d\sigma}{d\dot{\varepsilon}} \right)_{\varepsilon} \quad (2.22)$

y la expresión de la curva esfuerzo deformación verdaderos,  $\sigma = K\varepsilon^n$

se obtiene que la formación del cuello o estricción ocurre cuando  $\varepsilon = n$  [4]; se sabe que en tensión la magnitud de  $n$  casi nunca sobrepasa el valor de 0.5, por lo que se deduce que la deformación uniforme disponible bajo el ensayo de tensión es limitada.

## 2.4 Ensayo de Compresión

Muchas estructuras en el campo ingenieril como los pilares de un puente de suspensión o las delgadas hojas de metal que forman las alas de las

aeronaves están sometidas a cargas compresivas; de igual manera, los procesos de formado involucran grandes deformaciones producidas por cargas de compresión. Por esta razón, los análisis del comportamiento estructural o del formado de metal requieren del conocimiento de las propiedades mecánicas en compresión. Mediante los ensayos de compresión se determinan propiedades tales como la resistencia en cedencia y las características del flujo plástico del metal.

Estas características normalmente se ven influenciadas por el endurecimiento por deformación, la velocidad de deformación, la temperatura, y deformación previa, así como por otros factores inducidos por el tipo de herramienta utilizado, como lo son la fricción en la interfase pieza-herramienta, la temperatura de la herramienta y el material con que se fabricó ésta última [11].

La mayoría de los procesos en el formado de metal conllevan deformación compresiva, por lo que las pruebas de compresión uniaxial han sido ampliamente utilizadas para estudiar el comportamiento de la deformación [4]. Sin embargo, la presencia de fricción entre la pieza de trabajo y la herramienta en las pruebas de compresión, hacen el análisis un poco complicado y limitan su aplicación a una prueba mecánica básica. Una muestra cilíndrica probada en compresión con fricción en las superficies de los dados no permanece cilíndrica, sino que tiende a tomar la forma de barril. Como resultado de la restricción impuesta a la deformación en los extremos, el material adyacente a las herramientas experimenta muy poca o nula deformación; este efecto se extiende a cierta profundidad en el material de análisis. Los esfuerzos tensiles asociados a las superficies abarreladas hacen que este ensayo sea una opción más para el estudio de la trabajabilidad en los metales (fig. 2.12a) [4].

#### **2.4.1 Distribución de la Deformación**

En pruebas de compresión efectuadas sin el efecto de la fricción, la deformación de la muestra es uniforme, es decir, no toma la apariencia

abarrelada como se muestra en la figura 2.13 [4]. Esta condición de fricción nula se puede conseguir mediante el empleo de cinta de teflón en condiciones de laboratorio. De esta manera, las características del esfuerzo de flujo se pueden determinar sin verse afectadas por los efectos de la fricción.

Restricciones a la deformación inducidas por la fricción en los extremos de las muestras bajo compresión convencional, evitan la deformación uniforme y producen que la muestra se expanda en el centro de la altura como lo muestra la figura 2.14 y en la cual se pueden distinguir tres zonas de deformación debido al flujo heterogéneo de metal:

1. Metal estacionario en la parte superior e inferior en contacto con las placas de compresión. Tales áreas son también llamadas "zonas muertas" (región I).
2. Metal cercano a la superficie externa del cilindro se deforma debido a la compresión, lo que resulta en la superficie expandida (región III).
3. La deformación más severa se concentra en zonas de corte, justo a la salida de las zonas de metal muerto y cerca de las superficies de contacto (región II).

#### **2.4.2 Deformación en la superficie Libre**

En la superficie libre del cilindro deformado, las deformaciones se componen de tensión circunferencial y compresión axial [3,4], como se muestra en la figura 2.12a. En la compresión homogénea o sin fricción, la deformación tensil es la mitad de la deformación compresiva. Al aumentar la fricción la expansión de la muestra se vuelve más severa, por lo que la deformación tensil aumenta y la compresiva disminuye. La figura 2.12b resume los efectos de la fricción, la razón de aspecto (altura/diámetro) y el perfil de la muestra sobre las deformaciones medidas en la superficie libre de la muestra tomadas a media altura. El comportamiento de la deformación se muestra en términos de deformación circunferencial contra axial. A partir del caso de deformación

homogénea, la pendiente de las curvas se incrementa al aumentar la fricción. Para un valor dado de fricción, una disminución en la razón de aspecto disminuye ligeramente la pendiente del comportamiento de la deformación.

La figura 2.15 muestra un método para determinar las deformaciones tensiles y compresivas mediante la aplicación de una malla colocada antes de ser cargada la muestra, estas deformaciones vienen dadas por:

$$\varepsilon_z = \ln\left(\frac{h}{h_0}\right) \quad \text{compresiva (2.23)} \quad \varepsilon_\theta = \ln\left(\frac{W}{W_0}\right) = \ln\left(\frac{D}{D_0}\right) \quad \text{tensil (2.24)}$$

Los detalles de una compresión en la que se encuentra presente el efecto de la fricción se muestran en las figuras 2.16a y 2.16b [3]; la muestra, un acero 4340, se llevó a una reducción en altura del 50%; mediante una simulación por computadora y considerando un coeficiente de fricción de 0.3 se obtuvo la malla mostrada en la figura 2.16a. En la figura 2.16b, las líneas, similares a las de la simulación, fueron resultado de la segregación durante el procesado y muestran claramente las deformaciones internas; originalmente estas líneas eran paralelas al eje longitudinal de la pieza.

### 2.4.3 Fractura por Cargas de Compresión

La mayoría de los materiales sometidos a cargas de compresión muestran en su superficie lo que se conoce como "aparición de cascara de naranja" o aspereza superficial poco después de que se inicia el flujo plástico. Al mismo tiempo se forman finas redes de microgrietas que pueden observarse en la superficie bajo aumentos aproximados de 30x. Estas grietas son estables y no crecen conforme la deformación prosigue por lo que pueden ser ignoradas ya que no representan limitación para la deformación útil del material [4].



La principal deficiencia que tiene el estándar de los ensayos de compresión es que la resistencia compresiva queda definida únicamente por la falla catastrófica o ruptura [3]; sin embargo, como se mencionó antes, todas las muestras cilíndricas excepto aquellas de materiales muy dúctiles desarrollan grietas al ser deformados.

A continuación se describen diferentes modos de fracturas debido a la carga compresiva a que son sometidos los materiales:

Ruptura por el efecto "cáscara de naranja". Previo a la fractura, la muestra presenta en su superficie una apariencia rugosa; este efecto es claramente marcado en algunas aleaciones de aluminio como la 7075 en condición T6 [3] y que se muestra en la figura 2.17. Las arrugas iniciaron al 10 ó 15% de deformación, mientras que las macrogrietas aparecieron al 50 ó 60%; la muestra se llevó hasta un 72% de deformación.

Macrogrietas en acero. Este tipo de fractura (fig. 2.18) en el que no se observaron microgrietas previas [3], apareció en la compresión de una muestra de acero 4340 revenido a 204 °C con HRC de 52. Las grietas aparecieron una a la vez y se propagaron a toda la superficie casi instantáneamente; se observó que la penetración de las grietas fue el equivalente a  $\frac{1}{4}$  del diámetro de la pieza.

#### **2.4.4 Geometría de las Muestras y Condiciones de Fricción**

La razón de aspecto afecta las deformaciones que ocurren en la superficie libre expandida [4]. El límite superior de esta relación es de 2.0 debido a la posibilidad de pandeo o distorsión. El límite inferior se basa en una altura conveniente que permita la aplicación de la malla mediante la cual se toman medidas de la deformación en la superficie libre; normalmente la relación de aspecto varía entre 0.75 y 1.75.

Con el objeto de incrementar el intervalo de deformaciones tensiles, es decir, deformaciones circunferenciales, se han diseñado [12] probetas de maquinado

especial, ya sea en forma cónica en los extremos, o bien, con un reborde o ala en el centro del cilindro como se muestra en la figura 2.19. De esta manera, la compresión produce que el material interior se extienda lateralmente, lo cual expande el anillo en forma circunferencial mientras una pequeña compresión axial es aplicada sobre él. Por lo tanto, estas muestras proporcionan estados de deformación que consisten de pequeñas componentes de deformaciones compresivas; cada combinación de altura  $h$  y espesor  $t$  produce una razón diferente de deformaciones circunferencial / longitudinal. La figura 2.20 resume este comportamiento para las distintas geometrías señaladas. Esta variedad en la combinación de deformaciones hace posible que los materiales sean analizados bajo la mayoría de las combinaciones de deformación que existen en los procesos reales de formado.

En el caso de la probeta con reborde, el espesor de éste varía de 0.2 a 0.75 veces la altura de la probeta, mientras que el diámetro reducido en ella es 0.8 veces el diámetro del cilindro original. Para la probeta cónica, el ángulo de la conicidad es de  $20^\circ$  y el diámetro en los extremos nunca debe ser menor de la mitad de la altura total de la muestra [4].

La fricción en las superficies en contacto con los dados tiene también un efecto significativo sobre las deformaciones que se presentan en las muestras especialmente si éstas son cilíndricas. Algunos medios para disminuir el efecto de la fricción incluyen, entre otros, el pulir las caras de las probetas o utilizar dados pulidos a los cuales se les agrega  $\text{MoS}_2$  como lubricante; con este último medio se consigue obtener factores de fricción de 0.085 [4].

Cada combinación de condición de fricción y relación de aspecto en muestras cilíndricas produce una combinación distinta de deformaciones longitudinales (compresivas) y circunferenciales (tensiles).

#### **2.4.5 Inestabilidad Plástica en Compresión**

En los ensayos de compresión se pueden desarrollar varias formas de inestabilidad plástica [4]. El primer tipo se asocia con un valor máximo en la curva real esfuerzo-deformación, otro caso tiene que ver con la deformación heterogénea y la formación de bandas de corte. A ciertas temperaturas y velocidades de deformación, algunos de los mecanismos de endurecimiento se vuelven inestables, por lo que la velocidad con que el flujo se "suaviza" excede al ritmo de aumento en el área de la muestra, de aquí que exista un máximo en el esfuerzo de flujo (fig.2.21).

La deformación no uniforme comúnmente asociada a las pruebas de compresión, conduce algunas veces a regiones de deformación altamente localizada llamadas "bandas de corte"; la figura 2.22 ilustra el desarrollo de estas bandas en compresión. La tendencia del material a sufrir esta deformación se da por el cambio fraccional de la velocidad de deformación con la deformación.

## **Bibliografía**

- [1].- H.E. Davis, G.E. Troxell y C.T. Wiskocil "Ensayo e Inspección de los Materiales en Ingeniería", CECSA (1985), pp. 26-75
- [2].- J. Marin "Mechanical Behavior of Engineering Materials", Prentice Hall (1962), pp. 3-5
- [3].- ASM Handbook, Vol 8, 10ª. Edición, ASM International pp. 20-58
- [4].- G. E. Dieter "Workability Testing Techniques", ASM, (1984), pp. 20-45, 57-61
- [5].- G. E. Dieter "Mechanical Metallurgy", Mc. Graw Hill, (1984) pp. 208-209, 331-356
- [6].- P.G. Mc. Cormick y Y. Estrin "Modelling the Deformation of Crystalline Solids", editado por T.C. Lowe y A.D. Rollet. The Metall. Soc. of AIME, Warrendale, PA, (1991), 293
- [7].- J.D. Baird y C.R. Mackenzie: J. Iron Steel Inst. **202** (1964), 427
- [8].- G. Schoeck: Acta Met., **32** (1984), 1229
- [9].- E.W. Hart, Acta Met., **15** (1976), 351
- [10].- J.W. Hutchinson y K.W. Neale, Acta Met., **25** (1977), 839
- [11].- O. Aluko y M B. Adeyemi, "Warm Compression Test of Aluminum Alloy", JMEPEG, ASM Int., **7** (1998) 474
- [12].- Metals Handbook, Vol 14 9ª Edición "Forming and Forging" (1988). pp. 388-392

## Tablas

**Tabla 2.1 Intervalos de Velocidades de Deformación para los Ensayos Mecánicos [4].**

<b>Intervalo de la Velocidad de Deformación</b>	<b>Condición o tipo de Ensayo</b>
$10^{-8}$ a $10^{-5}$ s <sup>-1</sup>	Pruebas de termofluencia bajo carga o esfuerzo constante
$10^{-5}$ a $10^{-1}$ s <sup>-1</sup>	Pruebas de tensión "estáticas" mediante maquinas hidraulicas o de tornillos de potencia
$10^{-1}$ a $10^2$ s <sup>-1</sup> $10^2$ a $10^4$ s <sup>-1</sup>	Pruebas dinámicas de tensión o compresion Ensayos de alta velocidad utilizando barras de impacto (se debe considerar el efecto de la propagacion de ondas)
$10^4$ a $10^8$ s <sup>-1</sup>	Pruebas de impacto a hipervelocidad utilizando métodos de propulsión explosivos (propagación de ondas de choque)

## Figuras

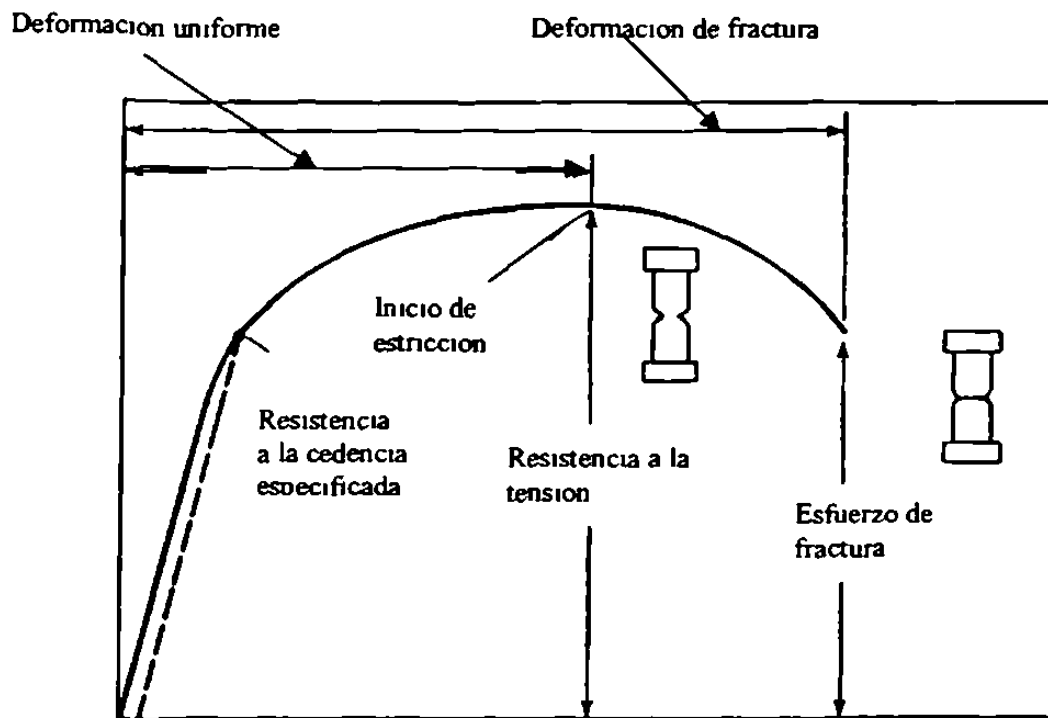


Fig 2 1 Curva ingenieril esfuerzo-deformación [3]

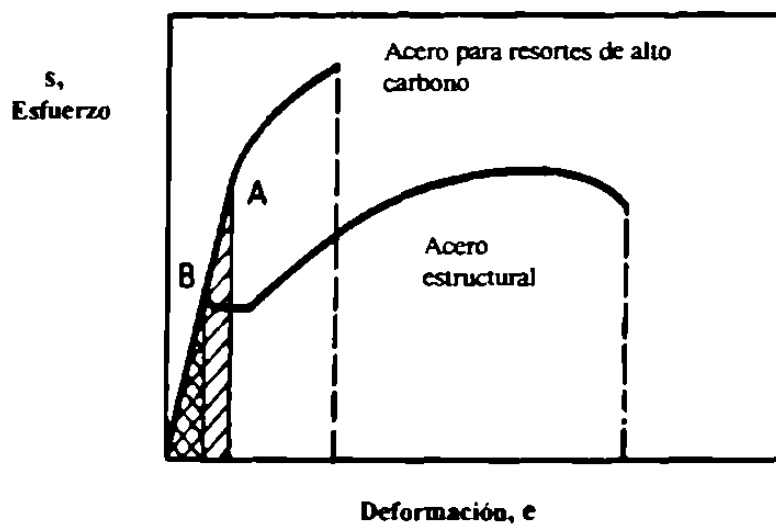


Fig. 2 2 Comparación de curvas esfuerzo-deformación para aceros de baja y alta tenacidad [3]

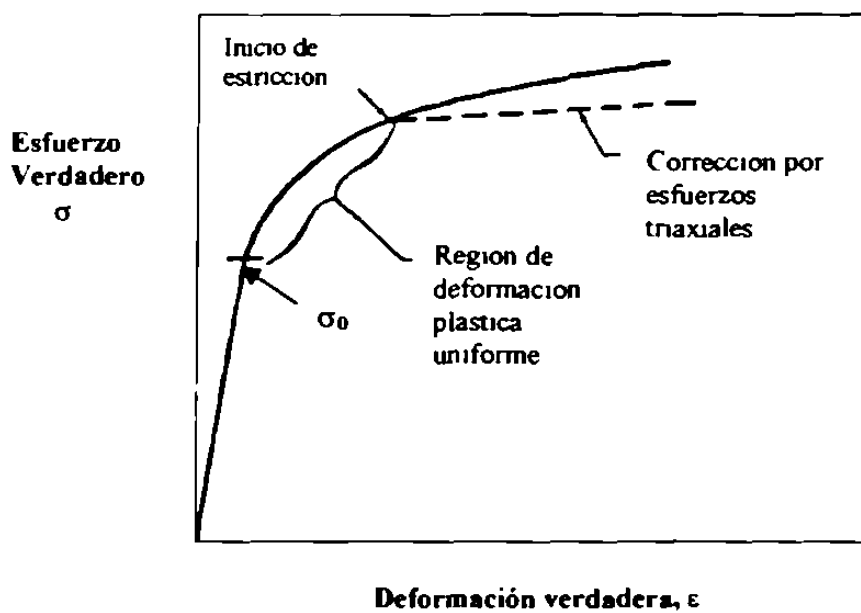


Fig. 2 3 Curva esfuerzo verdadero-deformacion verdadera (curva de fluencia) [4]

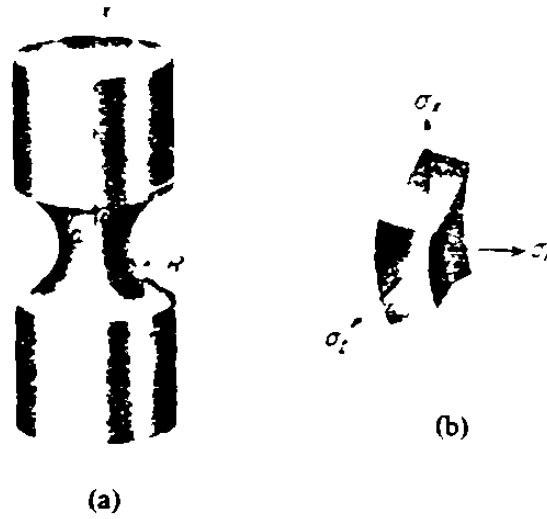


Fig 2.4 a) Geometría de la estricción, b) esfuerzos que actúan sobre un elemento en el punto O [5]

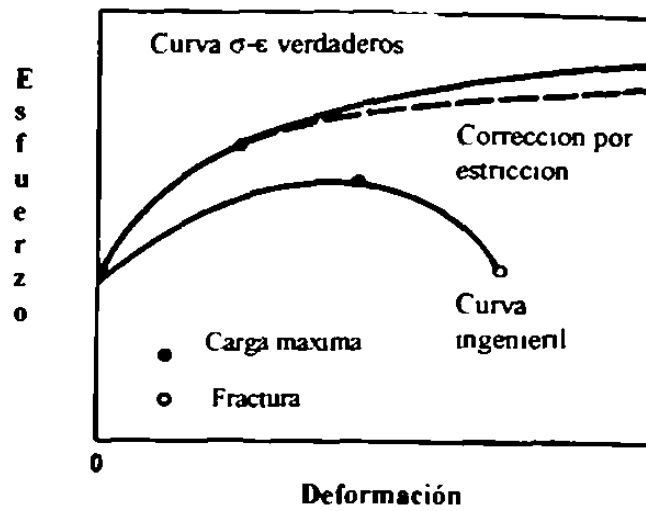


Fig 2.5 Comparación de las curvas esfuerzo-deformación verdaderos e ingenieril [3]



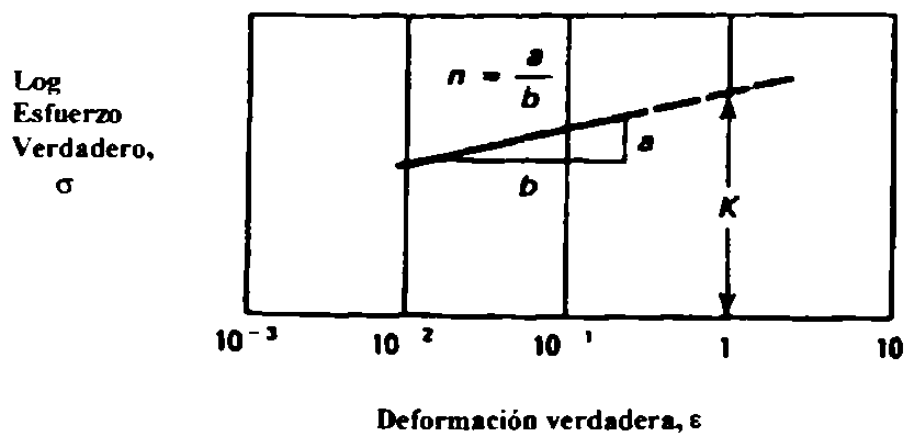


Fig 2 6 Gráfica log-log de la curva esfuerzo-deformación verdaderos [3]

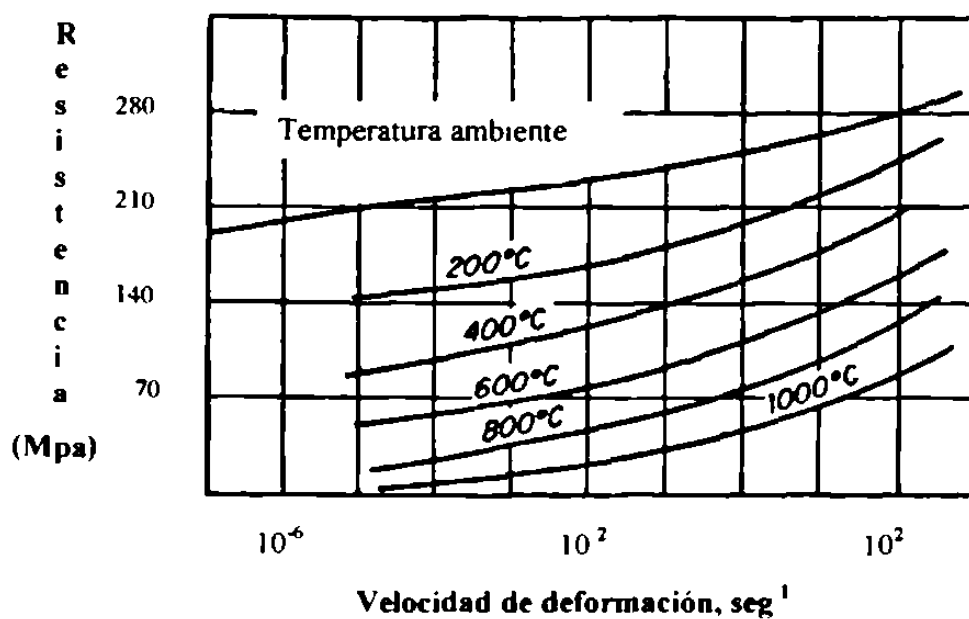


Fig 2 7 Efecto de la velocidad de deformación sobre la resistencia a la tensión en el cobre a diferentes temperaturas [5]

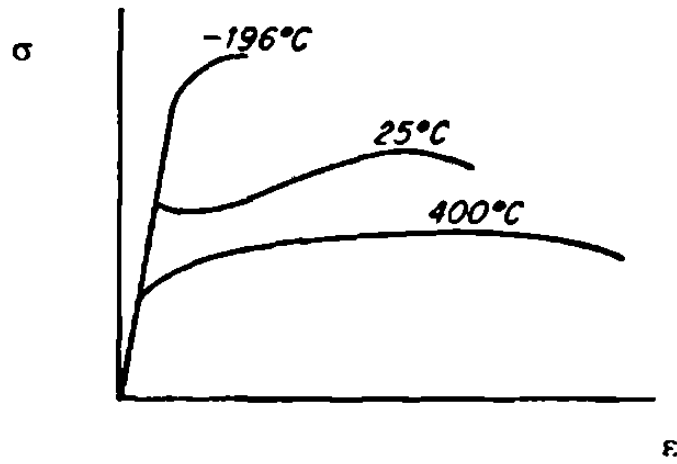


Fig 2 8 Vanación en la curva esfuerzo-deformacion ingenieril con la temperatura para acero suave [5]

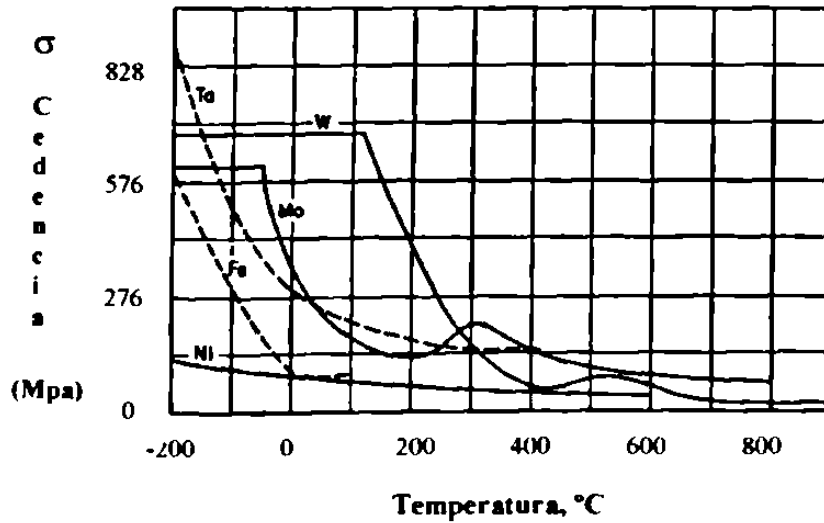


Fig 2 9 Efecto de la temperatura sobre la resistencia en cedencia del Ta W Mo, Fe (bcc) y el niquel (fcc) con la temperatura [5]

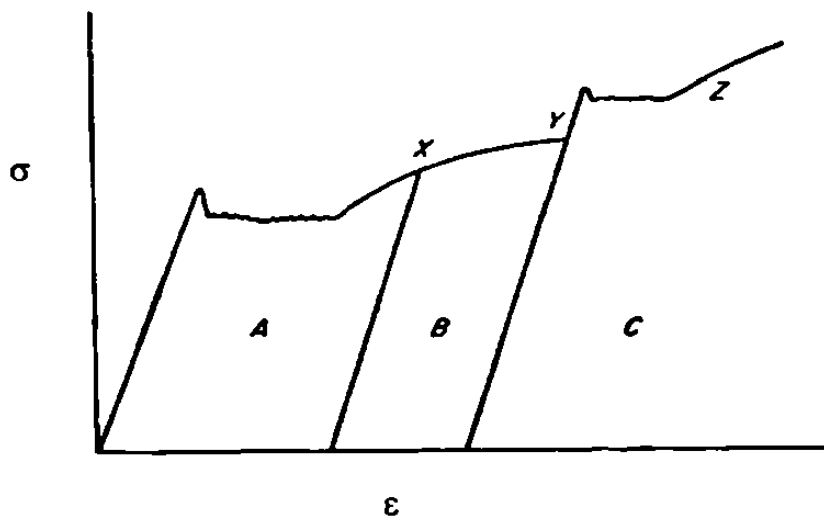


Fig 2 10 Curvas esfuerzo-deformación para aceros de bajo carbono mostrando el envejecimiento por deformación [5]

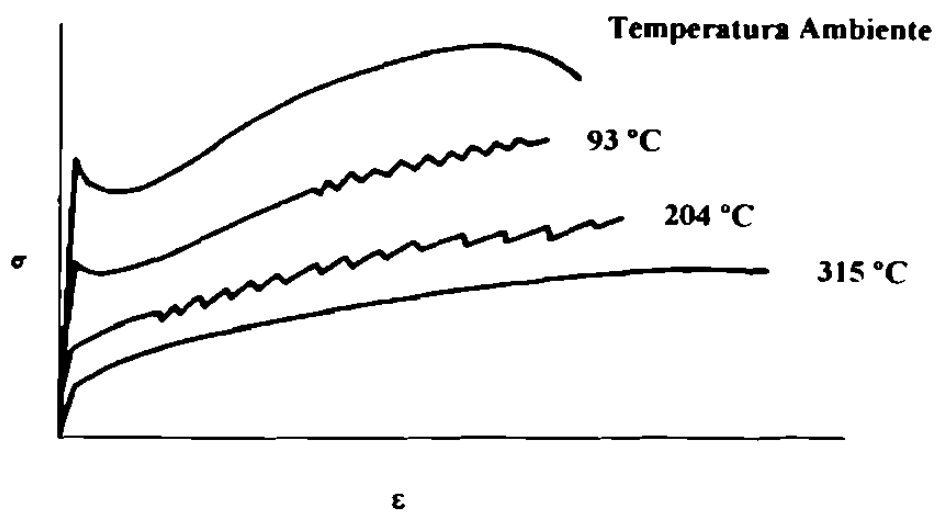


Fig 2 11 Efecto Portevin-LeChatelier en hierro [5]

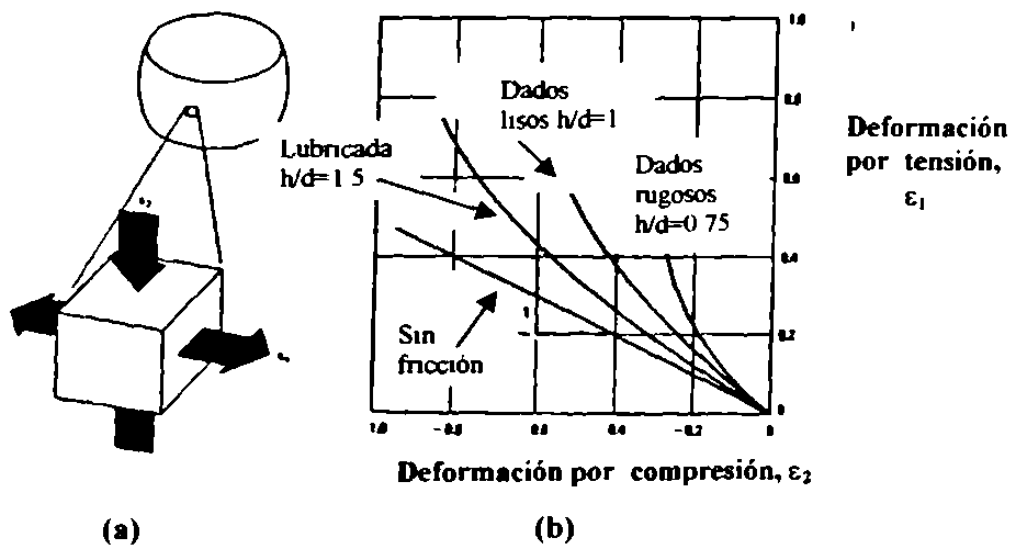


Fig 2 12 a) Deformaciones localizadas sobre la superficie expandida en una muestra sometida a compresión, b) vanación de las deformaciones con la razon de aspecto y las condiciones de fricción [12]

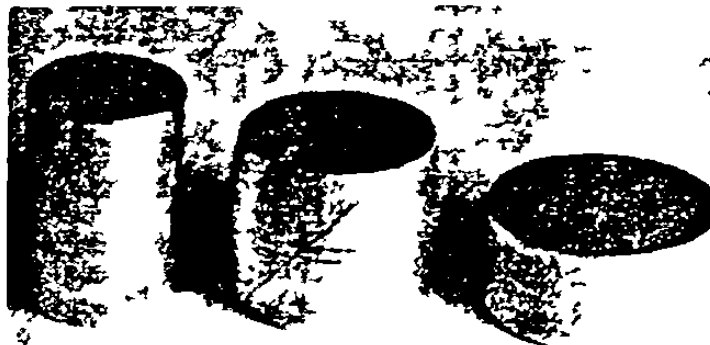


Fig 2 13 Pruebas de compresion sobre una aleacion de aluminio 2024-T35 De izquierda a derecha muestra sin deformar compresion con fricción y fractura y compresión sin fricción ni fractura [12]

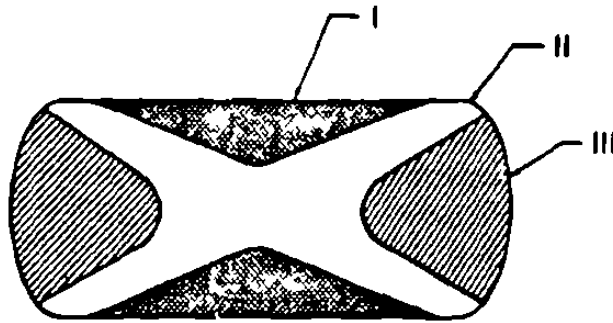


Fig. 2 14 Zonas de deformación en una sección longitudinal de una probeta cilíndrica bajo compresión [4]

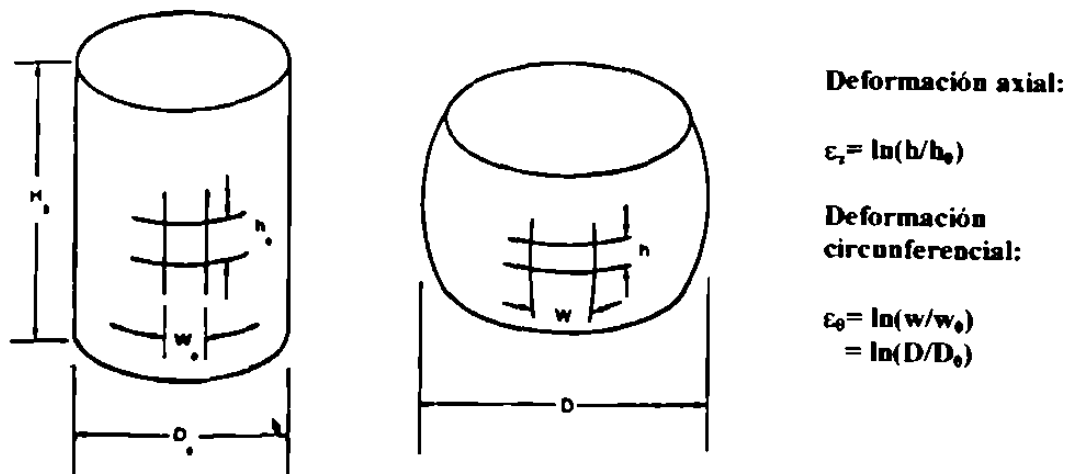


Fig. 2 15 Cuadrícula para la medición de las deformaciones en cilindros para compresión [4]

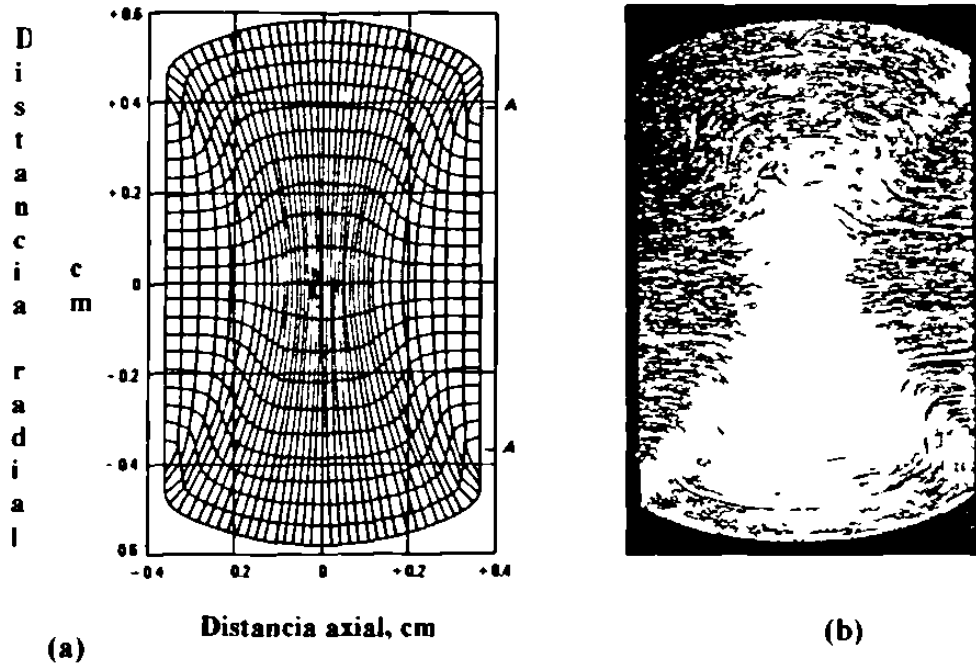


Fig 2 16 Pieza sometida a una deformación por compresión del 50%. a) simulación por computadora b) pieza de acero AISI 4340 pulida y atacada [3]



Fig 2 17 Dos vistas de una muestra de aleación de aluminio 7075-T6 llevada a una compresión del 72 % en las cuales se muestra el efecto "cascara de naranja" [3]



Fig 2 18 Gretas por corte en una muestra de acero AISI 4340 comprimida al 72% [3]

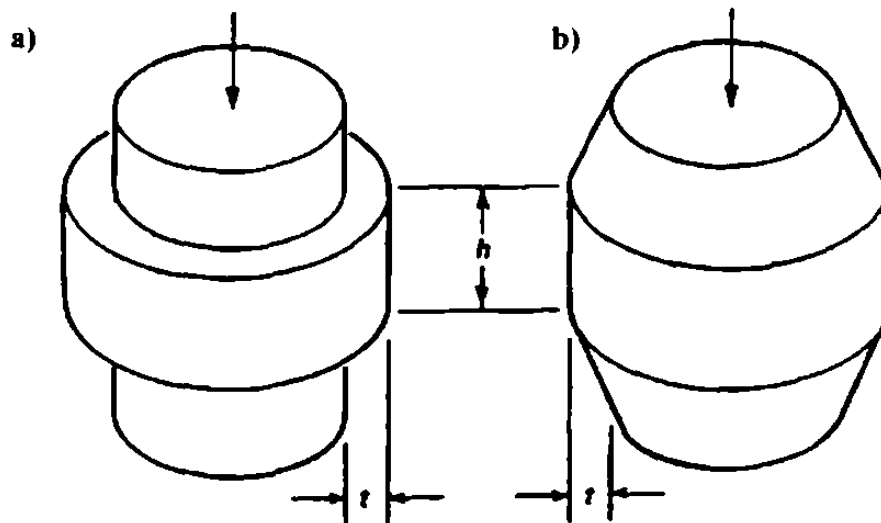


Fig 2 19 Probetas maquinadas especialmente para incrementar los esfuerzos tensiles en la superficie durante el ensayo de compresion, a) con reborde, b) cónica [12]

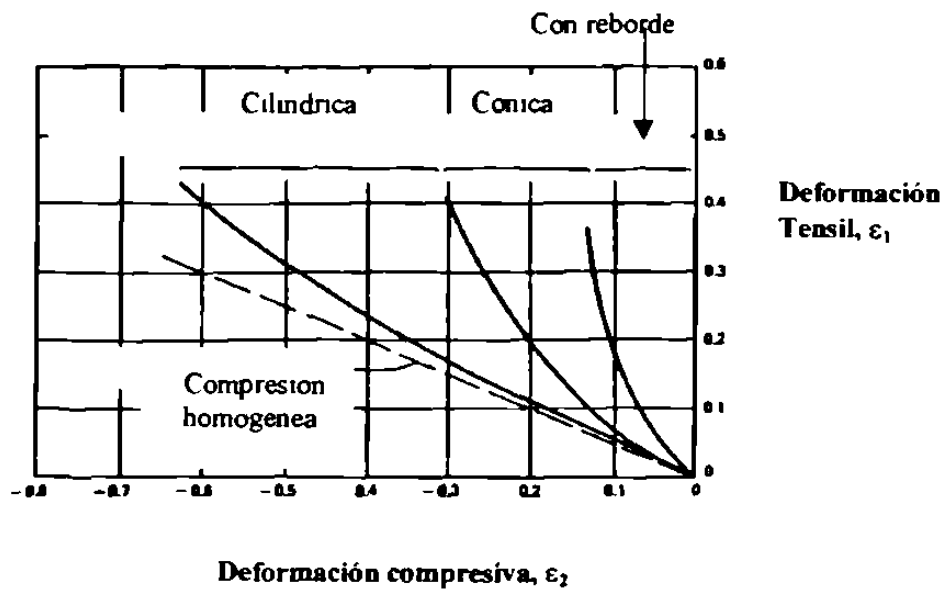


Fig 2.20 Intervalos de las combinaciones de deformaciones en la superficie libre para pruebas de compresión en diferentes tipos de muestras [12]

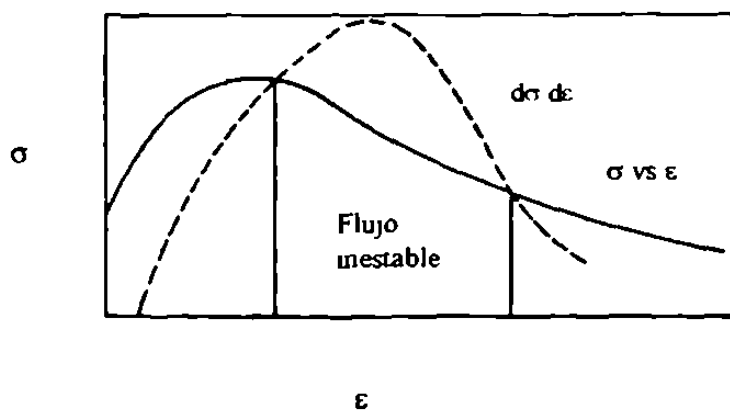


Fig 2.21 Curva de flujo mostrando el ablandamiento en el esfuerzo de fluencia [4]



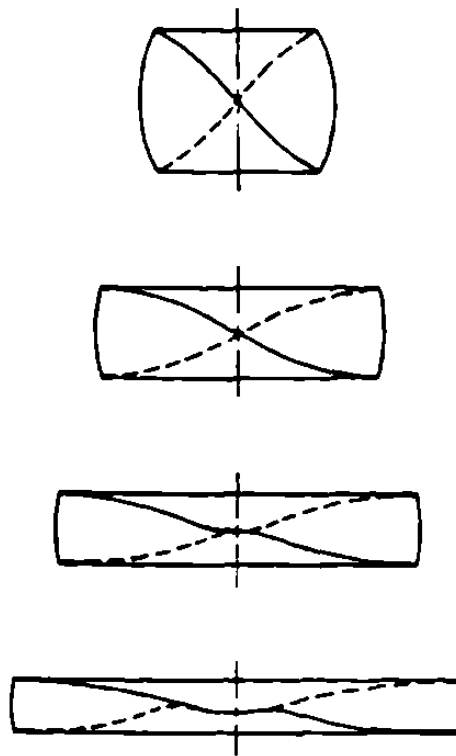


Fig 2 22 Representación esquemática del mecanismo mediante el cual se forman las bandas de corte en compresión [4]

# Capítulo 3

## Aleaciones de Aluminio

### 3.1 Introducción

El Aluminio es el segundo elemento metálico más abundante sobre la Tierra [1]; se obtiene a partir de la bauxita, en la cual se encuentra la alúmina ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ) como un mineral hidróxido impuro además de pequeños porcentajes de óxido de titanio, óxido de hierro, óxido de cromo y otros.

La tardía aparición del aluminio como un material lo suficientemente accesible para su uso en ingeniería, fue debido a la gran cantidad de energía requerida para separar el metal de su óxido, y no fue sino hasta el año de 1886 en que un joven químico estadounidense, Charles Martin Hall (22 años) y el francés Paul Heroult, cada uno por su cuenta encontraron casi simultáneamente un proceso comercial para la producción del metal.

Charles Martin Hall concibió la idea de encontrar un compuesto que en estado líquido resultara ser un solvente para el óxido de aluminio y permitiera la electrólisis del óxido disuelto, siendo el aluminio metálico liberado en el cátodo y el oxígeno a través del ánodo. Este solvente lo encontró en la criolita

( $\text{AlF}_3 \cdot 3\text{NaF}$ ) y obtuvo así el primer baño de aluminio a pequeña escala, la producción a escala industrial se inició dos años más tarde [2].

La celda electrolítica se muestra en la figura 3.1 [3], el contenedor es un tanque de acero revestido de grafito y forma el cátodo. La temperatura de operación es aproximadamente  $1100\text{ }^\circ\text{C}$  y la energía requerida para mantener el baño fundido es proporcionada por la misma corriente eléctrica que realiza la electrólisis. Los ánodos son de grafito y, dado que el oxígeno es liberado a través de ellos estando a alta temperatura, la reacción es inmediata, calcinando tres cuartas partes de Kg. de carbón por cada Kg. de aluminio liberado en el cátodo. El producto puede alcanzar una pureza del 99.7%, aunque métodos de refinación posteriores proporcionan purezas del 99.999%.

Entre las más sobresalientes características del aluminio está su versatilidad, además, es sorprendente la gama de propiedades físicas y mecánicas que puede desarrollar a partir del metal de alta pureza y de las aleaciones más complejas [2].

El atractivo principal de este metal es que resulta hasta cierto punto económico debido a las ventajas intrínsecas que presenta, a saber, su apariencia, bajo peso, propiedades físicas, facilidad de procesado, propiedades mecánicas y resistencia a la corrosión. Tiene una densidad de sólo  $2.7\text{ g/cm}^3$ , que es aproximadamente un tercio de la del acero ( $7.83\text{g/cm}^3$ ), de la del cobre ( $8.93\text{g/cm}^3$ ) o de la del latón ( $8.53\text{g/cm}^3$ ).

Exhibe excelente resistencia a la corrosión en la mayoría de los ambientes, incluyendo el atmosférico, el acuoso (incluso marino), el petroquímico, entre otros. También desarrolla una excelente conductividad, tanto térmica como eléctrica; en algunos casos se selecciona porque su conductividad eléctrica es casi el doble de la del cobre bajo un peso base equivalente.

Entre otras características del aluminio se puede mencionar que no es tóxico, por lo que comúnmente se encuentra en envases para bebidas y

empaques para alimentos; tiene apariencia atractiva en su acabado natural, por lo que se utiliza en artículos decorativos, así como en utensilios de cocina; en cuanto a resistencia se refiere, algunas aleaciones de aluminio sobrepasan al acero estructural; sin embargo, tanto el aluminio puro, como algunas de sus aleaciones, se caracterizan por su baja dureza y resistencia. La tabla 3.1 muestra algunas propiedades físicas del aluminio.

### **3.2 Clasificación de las Aleaciones de Aluminio**

Como se mencionó anteriormente, las aleaciones de aluminio poseen múltiples características que les permiten tener una aplicación muy extensa, desde un artículo decorativo hasta un monoblock automotriz.

Uno de los principales factores que influyen la selección de una aleación es el proceso de fabricación, por ejemplo, si la pieza se va a fabricar mediante un proceso de fundición, el material deberá poseer buenas características de fluidez, tener buena resistencia a la formación de grietas debido a la temperatura, buena maquinabilidad y buena resistencia a la corrosión, así como también buena conductividad térmica; por otra parte, si la pieza se fabricará mediante un proceso de forja o mediante algún otro proceso de trabajo mecánico, es claro ver que el material deberá tener otras características que faciliten o soporten dicho trabajo mecánico. De aquí entonces que se tengan dentro de las clasificaciones de aluminio dos grandes grupos de aleaciones: aleaciones para trabajo mecánico y aleaciones para fundición.

El Instituto Nacional Americano de Estándares, (ANSI, por sus siglas en inglés) bajo la norma H35.1 cubre los sistemas para designar las aleaciones de aluminio según su tipo, así como también su condición de tratamiento [1]. A continuación se describe cada una de ellas.

### 3.2.1 Aleaciones de Aluminio para Trabajo Mecánico

Se utiliza un sistema de numeración de cuatro dígitos [1], el primero de ellos indica el grupo. Para las series de la 2xxx a la 7xxx, el grupo de aleación se determina por el elemento de aleación presente en mayor porcentaje promedio. Una excepción es la serie 6xxx en la cual las proporciones de magnesio y silicio disponibles para formar silisuro de magnesio ( $Mg_2Si$ ) son predominantes.

Para el caso del aluminio en la serie 1xxx, la serie 10xx designa composiciones no aleadas que tienen límites de impurezas naturales; los últimos dos dígitos indican el mínimo porcentaje de aluminio. Las designaciones que tienen como segundo dígito otro número distinto del cero, indican un control especial de una o más impurezas individuales.

En lo que respecta a las aleaciones de aluminio, de la serie 2xxx a la 7xxx, el segundo dígito en la designación indica la modificación de la aleación; si el segundo dígito es cero, indica la aleación original, los números del 1 al 9 asignados consecutivamente indican la modificación de la aleación original. Se han establecido reglas claras para determinar si una aleación propuesta es meramente una modificación de una aleación previamente registrada o si se trata de una aleación completamente nueva. Los últimos dos dígitos no tienen un significado especial pero sirven para identificar las distintas aleaciones de aluminio dentro del grupo. La tabla 3.2 muestra el sistema de designación de las aleaciones de aluminio para trabajo mecánico y a continuación se presentan algunas características de ellas.

**Serie 1xxx** El aluminio con pureza del 99.00% o más tiene muchas aplicaciones, especialmente en el campo químico y eléctrico. Se caracterizan por tener alta resistencia a la corrosión, alta conductividad térmica y eléctrica, aunque bajas propiedades mecánicas. Se emplean en recubrimientos y en la fabricación de hojas delgadas.

**Serie 2xxx** El principal elemento de aleación es el cobre, frecuentemente con magnesio como aditivo secundario. Estas aleaciones requieren de un tratamiento de solubilizado para obtener propiedades óptimas, en algunos casos se les da un tratamiento térmico de precipitación o envejecido para aumentar aún más las propiedades mecánicas en ellos. Son de uso particular en donde se requiere una alta relación resistencia-peso como para la fabricación de ruedas en la industria del transporte pesado y la aviación.

**Serie 3xxx** El elemento de aleación principal es el manganeso, generalmente no son tratables térmicamente. Se utiliza como aleante principal en pocas aleaciones debido a que sólo se puede añadir, con efectividad, manganeso en pequeñas proporciones. Sin embargo, tres de ellas -3003, 3X04, y 3105 son ampliamente utilizadas en aplicaciones que requieren alta trabajabilidad, como en la fabricación de latas de bebidas, utensilios de cocina, intercambiadores de calor, entre otras.

**Serie 4xxx** Tienen como principal elemento de aleación al silicio, que se puede añadir en cantidad suficiente (12%) para producir una sustancial reducción del intervalo de fusión sin producir fragilidad. Por esta razón tiene aplicación en la fabricación de alambre para soldadura; la mayoría de las aleaciones en esta serie no son tratables térmicamente. La aleación 4032 tiene un bajo coeficiente de expansión térmico y alta resistencia al desgaste, por lo que se adapta muy bien para la fabricación de pistones de motor producidos por forja.

**Serie 5xxx** El principal elemento de aleación es el magnesio, utilizado con manganeso resulta en una aleación de resistencia entre moderada y alta y de endurecimiento mediante trabajo mecánico. Los aluminios de esta serie poseen buenas características de soldado así como buena resistencia a la corrosión en ambientes marinos. Sus usos van desde artículos ornamentales hasta estructuras automotrices, latas, artículos para el hogar y tanques criogénicos.

**Serie 6xxx** Son aleaciones que contienen silicio y magnesio en proporciones aproximadas requeridas para la formación de silisuro de magnesio ( $Mg_2Si$ ), lo que las hace ser tratables térmicamente. No son tan resistentes como la serie 2xxx o la 7xxx, pero tienen buena formabilidad, maquinabilidad y facilidad para ser soldadas; poseen también buena resistencia a la corrosión y mediana resistencia. Las aleaciones en este grupo tratables térmicamente pueden ser formadas en la condición T4 (solubilizado pero sin tratamiento de precipitación) y aumentando su resistencia luego mediante el tratamiento de precipitación. Entre algunas aplicaciones están la industria arquitectónica, equipos de transportación, estructuras soldadas y marcos para bicicletas.

**Serie 7xxx** El cinc, en cantidades entre el 1 y 8%, es el elemento de aleación principal y con adición de pequeñas cantidades de magnesio la aleación se vuelve tratable térmicamente, pudiendo presentar una muy alta resistencia; normalmente se añaden otros elementos como el cromo o el cobre, ambos en pequeñas cantidades. Algunas de sus aplicaciones son en la industria aeronáutica y en partes altamente esforzadas. Las aleaciones de alta resistencia presentan baja resistencia a la corrosión bajo esfuerzo y frecuentemente se utilizan en una condición ligera de sobreenviejado para obtener mejores combinaciones de resistencia, resistencia a la corrosión y tenacidad.

### **3.2.2 Aleaciones de Aluminio para Fundición**

Estas aleaciones, no se encuentran estandarizadas internacionalmente y cada país (o bien, cada compañía) ha desarrollado su propia nomenclatura [1]. Por ejemplo, en los Estados Unidos y Norteamérica, las aleaciones de aluminio se agrupan de acuerdo a los límites de composición registrados por The Aluminum Association. Agencias gubernamentales como las militares, las federales y otras, mantienen listas completas de especificaciones, de igual

forma lo hacen las sociedades técnicas como The American Society for Testing and Materials y The Society of Automotive Engineers. Como dato adicional, algunas veces las aleaciones de aluminio son agrupadas de acuerdo a su nivel de calidad o uso final a que se les destine.

En términos de composición química, the Aluminum Association presenta los grupos de aleación de la siguiente manera:

- **1xx.x** Composiciones controladas que no llevan aleantes
- **2xx.x** Aleaciones de aluminio que contienen cobre como principal elemento de aleación
- **3xx.x** Aleaciones de aluminio-silicio conteniendo también magnesio o cobre
- **4xx.x** Aleaciones binarias aluminio-silicio
- **5xx.x** Aleaciones de aluminio que contienen magnesio como principal elemento de aleación
- **6xx.x** Actualmente se encuentra fuera de uso
- **7xx.x** Aleaciones de Aluminio que contienen cinc como mayor elemento aleante, también contienen adiciones ya sea de cobre, magnesio, cromo, manganeso o combinaciones de estos elementos
- **8xx.x** Son aleaciones de aluminio que contienen estaño principalmente
- **9xx.x** Actualmente fuera de uso

Las designaciones en la forma de xxx.1 y xxx.2 incluyen las composiciones de aleaciones específicas en la forma de lingote vuelto a fundir apropiado para uso en la fundición.

La forma xxx.0, en todos los casos, define límites de composición aplicables al vaciado. Variaciones adicionales en composiciones específicas se señalan mediante letras prefijos utilizadas principalmente para definir diferencias en límites de impurezas. Por ejemplo, una de las aleaciones más comunes para vaciado por gravedad, la 356, tiene las variaciones A356, B356 y C356; cada una de estas aleaciones tiene idéntico contenido de elemento de aleación



principal, pero tienen límites descendentes de especificaciones para las impurezas.

En designaciones del tipo 1xx.x , el segundo y tercer dígito indican el mínimo contenido de aluminio (99.00% o mayor). El cuarto dígito en la designación 1xx.x , que se encuentra a la derecha del punto decimal, representa la forma del producto: 0 describe a los vaciados (tales como los rotores eléctricos) mientras que 1 denota la forma de lingote.

En las designaciones de la 2xx.x a la 8xx.x, para las aleaciones de aluminio, el segundo y tercer dígito no tienen significado numérico, sólo identifican las distintas aleaciones en el grupo. El número a la derecha del punto decimal indica la forma del producto: 0 representa a los vaciados, 1 denota al lingote estándar, y 2 denota al lingote que tiene niveles de composición más estrechos dentro del estándar.

Aunque se han desarrollado un gran número de aleaciones de aluminio para la fabricación de productos vaciados, existen seis tipos básicos de estas aleaciones:

- Aluminio-cobre
- Aluminio-cobre-silicio
- Aluminio-silicio
- Aluminio-magnesio
- Aluminio-cinc-magnesio
- Aluminio-estaño

**Aleaciones aluminio-cobre.** Conteniendo de 4 a 5% de cobre con las impurezas normales de hierro y silicio y algunas veces con pequeñas cantidades de magnesio, son tratables térmicamente y pueden alcanzar alta resistencia y ductilidad, especialmente si se preparan a partir de un lingote que contenga menos de 0.15% de hierro. Las aleaciones aluminio-cobre son de fase única; el principal atributo de estas aleaciones altas en cobre (7 u 8%) es su

insensibilidad a las impurezas, sin embargo, exhiben muy baja resistencia y mediana facilidad para su vaciado.

**Aleaciones aluminio-cobre-silicio.** Las aleaciones de aluminio para vaciado más ampliamente utilizadas son las que contienen aluminio y cobre [1]. En estas aleaciones el cobre proporciona resistencia y el silicio facilita el vaciado, reduciendo defectos en el material al ir solidificando; por lo tanto, las aleaciones altas en silicio se utilizan para producir piezas vaciadas de formas complejas.

Estas aleaciones cuando contienen más de 3 ó 4% de cobre son tratables térmicamente, aunque normalmente estos tratamientos se realizan cuando la aleación contiene también magnesio, el cual incrementa la respuesta al tratamiento. Las aleaciones de alto silicio (>10%) presentan baja expansión térmica y presentan algunas ventajas en operaciones a altas temperaturas. Cuando el contenido de silicio excede del 12 ó 13% (puede ser tan alto como el 22%), se presentan cristales primarios de silicio y, si se encuentran apropiadamente distribuidos, imparten excelente resistencia al desgaste; pistones y monoblocks automotrices son los principales usos que se les da a estas aleaciones hipereutécticas.

**Aleaciones aluminio-silicio.** Cuando estas aleaciones no contienen cobre, son utilizadas donde se requiere buena resistencia a la corrosión y buenas características de vaciado. La figura 3.2 muestra algunas estructuras metalográficas de los componentes puros, así como de aleaciones de composición intermedia. Las aleaciones con menos del 12% de silicio se denominan hipoeutécticas, las cercanas al 12% de silicio son eutécticas y aquellas que sobrepasan el 12% son llamadas hipereutécticas.

En caso de que se requiera alta resistencia y dureza, la adición de magnesio provoca que estas aleaciones sean tratables térmicamente. Se han utilizado aleaciones con contenido de silicio tan bajo como un 2%, pero normalmente este contenido se emplea en porcentajes de entre un 5 y un 13%; la resistencia y ductilidad de estas aleaciones, especialmente aquellas con alto silicio, se

mejoran sustancialmente mediante la modificación de la fase eutéctica aluminio-silicio.

**Aleaciones aluminio-magnesio.** Son esencialmente binarias de una sola fase con resistencia entre moderada y alta, lo mismo que su tenacidad. La principal ventaja de estas aleaciones vaciadas es su alta resistencia a la corrosión, especialmente en atmósferas marinas. Altos niveles de resistencia a la corrosión requieren de un contenido bajo de impurezas (tanto sólidas como gaseosas), por lo tanto, estas aleaciones deben prepararse a partir de metales de alta calidad y deben ser manejados con bastante cuidado en la fundición. Estas aleaciones son apropiadas para ensamblajes soldados y son frecuentemente utilizadas para cumplir con las necesidades decorativas y arquitectónicas en la construcción de edificaciones.

Poseen buena maquinabilidad y son de apariencia atractiva cuando son anodizadas. Las bajas características de vaciado y la tendencia del magnesio a oxidarse, aumentan las dificultades de manejo y por lo tanto, su costo.

**Aleaciones aluminio-cinc-magnesio.** Son aleaciones que envejecidas en forma natural, consiguen su máxima resistencia entre los 20 y 30 días a temperatura ambiente después de ser vaciadas. Este proceso se puede acelerar mediante envejecimiento artificial.

A diferencia de otras aleaciones en las cuales son necesarias temperaturas de solubilizado más altas y temple más drástico, en las aleaciones para vaciado Al-Zn-Mg no son necesarias estas condiciones para obtener las propiedades óptimas, sin embargo, puede ocurrir microsegregación de las fases Mg-Zn, lo cual se contrapone a la regla de que a más alta rapidez de solidificación se obtienen mayores propiedades en la condición de vaciado.

En la condición de vaciado estas aleaciones presentan propiedades en tensión entre moderadas y buenas. Con tratamiento de recocido se obtiene buena estabilidad dimensional de la pieza en condiciones de trabajo.

Poseen buena maquinabilidad, buena resistencia a la corrosión generalizada, pero son susceptibles a la corrosión por esfuerzo. No son recomendables para servicio a altas temperaturas.

**Aleaciones aluminio-estaño.** Las aleaciones que contienen aproximadamente 6% de estaño (y pequeñas cantidades de cobre y níquel para mejorar la resistencia) se utilizan para la fabricación de baleros en procesos de vaciado, debido a la lubricación impartida por el estaño. Estas aleaciones fueron desarrolladas para satisfacer las necesidades de los equipos que requieren rodamientos, en donde la capacidad de carga, la resistencia a la fatiga, y la resistencia a la corrosión (provocada por los aceites lubricantes en motores de combustión interna) son factores importantes a considerar. Los baleros fabricados con estas aleaciones son superiores en lo general a los baleros construidos con la mayoría de los otros metales.

Otra forma de agrupar las aleaciones vaciadas de aluminio es la mostrada en la tabla 3.3 en base a las siguientes nueve categorías:

- Aleaciones para rotores
- Aleaciones comerciales Duraluminio
- Aleaciones para vaciado Premium
- Aleaciones para pistones y de temperatura elevada
- Aleaciones estándar y para usos generales
- Vaciados mediante dados
- Aleaciones de magnesio
- Aleaciones aluminio-cinc-magnesio
- Aleaciones para baleros

### **3.2.3 Sistema para la Designación de la Condición de Tratamiento de las Aleaciones de Aluminio**

Este sistema está dado por la designación *T* o *H*, dependiendo si la aleación es tratada térmicamente o endurecida por deformación. Otras clasificaciones indican si la aleación es recocida (*O*), tratada por solución (*W*), o usada en su condición de fabricación (*F*). Los números que siguen a la *T* o a la *H* indican la cantidad de endurecimiento por deformación, el tipo exacto de tratamiento térmico u otros aspectos especiales del procesamiento de la aleación. A continuación se describen las secuencias de las operaciones para producir estas condiciones de tratamiento [1]:

**F, Tal como se Fabricó.** Se aplica a los productos formados mediante trabajo en frío, trabajo en caliente o procesos de vaciado en los cuales no se lleva un control especial sobre las condiciones térmicas o de endurecimiento por deformación.

**O, Recocido.** Aparece en los productos trabajados que son recocidos para obtener la condición de resistencia más baja y en las piezas vaciadas con el objeto de mejorar la ductilidad y la estabilidad dimensional. La *O* puede ser seguida de un dígito distinto de cero.

**H, Endurecimiento por Deformación.** Se aplica sólo a los productos trabajados, en los cuales su resistencia ha sido incrementada mediante endurecimiento por deformación, ya sea con o sin tratamiento térmico suplementario que reduce un poco la resistencia. Esta letra es siempre seguida por dos o más dígitos.

**W, Tratamiento Térmico de Solubilización.** Es una condición inestable aplicada sólo a las aleaciones cuya resistencia cambia en forma natural o

espontánea a temperatura ambiente durante un período de tiempo que puede ser de meses o aún años después del tratamiento de solubilización.

**T, Tratamiento Térmico de Solubilización.** Se aplica a las aleaciones cuya resistencia es estable dentro de unas pocas semanas después del tratamiento de solubilización. Esta letra es siempre seguida por uno o más dígitos.

### **3.2.3a Sistema para los Productos Endurecidos por Deformación**

Las designaciones para los productos trabajados a los cuales se aumenta su resistencia mediante endurecimiento por deformación consisten de una H seguida de uno o más dígitos. El primer número que sigue a la letra indica la secuencia específica de las operaciones básicas. A continuación se mencionan algunas de ellas:

**H1, Sólo Endurecimiento por Deformación.** Se aplica a los productos que son endurecidos por deformación para obtener la resistencia deseada sin tratamiento térmico suplementario; el número después del 1 indica el grado de endurecimiento por deformación.

**H2, Endurecido por Deformación y Parcialmente Recocido.** Se aplica a los productos que han sido endurecidos por deformación más de lo necesario; mediante un recocido parcial se obtiene la resistencia requerida. El número que siga al 2 indica el endurecimiento por deformación remanente después de que el producto ha sido parcialmente recocido.

**H3, Endurecido por Deformación y Estabilizado.** Es para los productos que han sido endurecidos por deformación y cuyas propiedades mecánicas se estabilizan mediante un tratamiento térmico a baja temperatura, o como

resultado del calor introducido a la pieza durante el proceso de fabricación. Normalmente la estabilización mejora la ductilidad. El dígito que sigue al 3 indica el grado de endurecimiento por deformación remanente después de la estabilización.

### **3.2.3 b Sistema para las Aleaciones Tratables Térmicamente**

Estos sistemas de condición para productos trabajados y vaciados a los que se les incrementa su resistencia mediante tratamiento térmico, emplean las designaciones *T* y *W*. Esta última designación representa una condición inestable, mientras que la designación *T* denota una condición estable distinta de la *F*, *O*, o *H*. La *T* es seguida por un número del 1 al 10 y cada dígito indica una secuencia específica de tratamientos básicos que, por considerarlas de interés, se muestran a continuación:

**T1, Enfriado desde una temperatura elevada debido a un proceso de formado y envejecido en forma natural a una condición bastante estable.** Se aplica a los productos que no han sido trabajados en frío después de un proceso en caliente, como en piezas vaciadas o extruídas cuyas propiedades mecánicas han sido estabilizadas por envejecimiento a temperatura ambiente.

**T2, Enfriado desde una temperatura elevada debido a un proceso de formado, trabajado en frío y envejecido en forma natural a una condición sustancialmente estable.** Esta variante con trabajo en frío es para mejorar la resistencia después del enfriamiento.

**T3, Tratamiento térmico de solubilización, trabajado en frío y envejecido en forma natural a una condición estable.** Aquí de nuevo, el trabajo en frío es para aumentar la resistencia después del tratamiento de solubilización.

**T4, tratamiento térmico de solubilización y envejecido naturalmente hasta una condición sumamente estable.**

**T5, Enfriado desde una temperatura elevada debido a un proceso de formado y envejecido artificialmente.** Incluye productos que no son trabajados en frío después de procesos a elevadas temperaturas, como en piezas vaciadas o extruídas y para las cuales las propiedades mecánicas han sido mejoradas por un tratamiento térmico de precipitación.

**T6, Tratamiento térmico de solubilización y envejecido artificial.** Comprende a los productos que no han sido trabajados en frío después del tratamiento de solubilización y para los cuales las propiedades mecánicas, la estabilidad dimensional, o ambas, se mejoran mediante un tratamiento térmico de precipitación.

**T7, Tratamiento térmico de solubilización y sobre-envejecido o estabilizado.** Se aplica a los productos trabajados que se les ha dado el tratamiento térmico de precipitación más allá del punto de máxima resistencia para proporcionar ciertas características, como la de mejorar la resistencia a la corrosión por esfuerzo. En los productos vaciados se aplica a aquéllos que han sido envejecidos en forma artificial después del tratamiento de solubilización para proporcionar estabilidad tanto en las dimensiones como en la resistencia.

**T8, Tratamiento térmico de solubilización, trabajado en frío y envejecido artificialmente.** Se aplica a los productos que se trabajan en frío para aumentar su resistencia después del tratamiento de solubilización y para las cuales, la resistencia, la estabilidad dimensional, o ambas, han sido bastante mejoradas mediante un tratamiento de precipitación.



**T9, Tratamiento térmico de solubilización, envejecido artificial y trabajado en frío.** Mediante trabajo en frío se mejora la resistencia del producto después del tratamiento térmico de precipitación.

**T10, Enfriado desde una temperatura elevada debido a un proceso de formado, trabajado en frío y envejecimiento artificial.** Identifica a los productos que son trabajados en frío para aumentar su resistencia después del enfriamiento y para los cuales las propiedades mecánicas han sido sustancialmente mejoradas por un tratamiento térmico de precipitación.

### **3.3 Efecto de los Elementos de Aleación sobre el Aluminio**

Como se sabe, el aluminio puro tiene muy baja resistencia (45MPa), lo que lo hace tener aplicaciones muy limitadas o nulas en el campo estructural [4], o bien, en la industria automotriz en donde por lo general se requieren resistencias más altas tanto a temperatura ambiente como a mayores temperaturas. Sin embargo, agregando elementos de aleación al aluminio, se pueden obtener de éste ventajas muy importantes como son incrementos en resistencia de hasta 30 veces las del aluminio puro; ésto mediante tratamientos térmicos o mecánicos promovidos por ciertos elementos aleantes. De igual manera, mediante el agregado de otros elementos se pueden conferir al aluminio características que lo hacen ser más fácil de procesar.

A continuación se señalan los efectos de mayor importancia que producen los elementos aleantes más comunes en las aleaciones de aluminio para fundición [1].

**Boro.** Se combina con otros metales para formar boruros, como con el aluminio y con el titanio. El boruro de titanio, por ejemplo, forma sitios donde la nucleación se hace estable para interactuar con fases refinadoras de grano tales como  $TiAl_3$  en el aluminio fundido.

**Cromo.** Su adición es común en bajas concentraciones para el envejecimiento a temperatura ambiente. El compuesto  $\text{CrAl}_7$  reduce la tendencia del grano a crecer. Mejora la resistencia a la corrosión en ciertas aleaciones.

**Cobre.** Las primeras aleaciones de aluminio y de más amplio uso fueron las que contenían entre un 4 y 10% de Cu. Mejora en forma importante la dureza y la resistencia en las condiciones vaciadas y tratadas térmicamente. Normalmente reduce la resistencia a la corrosión generalizada, disminuye la resistencia a la fractura en caliente y disminuye las propiedades de vaciado.

**Hierro.** Mejora la resistencia en caliente, aunque con incrementos en el contenido de hierro reduce la ductilidad de la aleación, el aumento en resistencia a altas temperaturas se debe a las fases insolubles  $\text{FeAl}_3$ ,  $\text{FeMnAl}_6$  y  $\alpha\text{AlFeSi}$  en el aluminio líquido.

**Plomo.** Se utiliza comúnmente en las aleaciones de aluminio para vaciado en cantidades mayores de 0.1% para mejorar la maquinabilidad.

**Magnesio.** Representa la base para el desarrollo de la dureza y resistencia en las aleaciones Al-Si tratadas térmicamente. Las aleaciones Al-Mg binarias son resistentes a la corrosión. Con cantidades mayores del 7%Mg son tratables térmicamente.

**Níquel.** Es generalmente utilizado con cobre para mejorar las propiedades a elevadas temperaturas. Reduce el coeficiente de expansión térmico.

**Silicio.** El efecto más sobresaliente del silicio en las aleaciones de aluminio es la mejora en las características de vaciado. Adiciones de silicio al aluminio puro beneficia en forma dramática la fluidez y la resistencia a la fractura debido a contracciones impedidas durante la solidificación; así mismo, las características de alimentación del metal líquido se ven favorecidas. Cabe señalar que las

aleaciones Al-Si son las más ampliamente utilizadas en los procesos de vaciado.

Las adiciones de silicio se ven también acompañadas de reducción en la gravedad específica y en el coeficiente de expansión térmico.

**Estroncio.** Se utiliza para modificar a la fase eutéctica Al-Si. Adiciones en exceso provocan porosidad en el producto vaciado, sobre todo en secciones gruesas. Niveles altos de este elemento también provocan efectos adversos para el desgasificado.

**Estaño.** Es efectivo al mejorar las características antifricción y por lo tanto tiene aplicación en la industria de los baleros. La maquinabilidad también se ve favorecida. En algunos sistema de aleación el estaño influencia la respuesta al tratamiento de precipitación.

**Titanio.** Es de uso extensivo para refinar la estructura de grano en las aleaciones vaciadas de aluminio, frecuentemente en conjunto con pequeñas cantidades de boro.

**Cinc.** No ofrece beneficios técnicos su adición al aluminio, sin embargo, mediante la adición de cobre o magnesio, resultan atractivas composiciones tratables térmicamente o de envejecimiento natural.

### **3.4 Aleaciones Aluminio-Silicio para Fundición**

Con el objeto de ampliar el conocimiento en este tipo de aleaciones y dada la importancia de las mismas en el campo de la ingeniería y de este proyecto, a continuación se abundará un poco más en el estudio de este importante grupo de aleaciones.

Del total de las piezas fabricadas con algún tipo de aleación de aluminio para fundición, el 85 ó 90% corresponde a piezas elaboradas con aleaciones

aluminio-silicio [5]. Las más comunes de estas aleaciones para fundición se muestran en la Tabla 3.4 y sus propiedades se presentan en la Tabla 3.5.

Las aleaciones de aluminio que contienen silicio como principal elemento de aleación, presentan excelentes características de vaciado, buena resistencia a la corrosión, además de que pueden ser soldadas y maquinadas.

Las aleaciones de aluminio binarias eutécticas o bien las hipoeutécticas, se caracterizan por tener buena fluidez y buena resistencia a la corrosión. La aleación 413.0 (12%Si aproximadamente) contiene una fase predominantemente eutéctica como puede verse en el diagrama de fases de la figura 3.3 y por lo tanto, debe ser modificada con estroncio o sodio con el objeto de asegurar resistencia a la tensión y ductilidad adecuadas.

El aumento en la resistencia de las aleaciones aluminio-silicio se consigue mediante la adición de pequeñas cantidades de cobre, magnesio o níquel; en esta familia de aleaciones de composición hipoeutéctica, el cobre mejora la resistencia a la tensión, la maquinabilidad y la conductividad térmica a cambio de una reducción en la ductilidad y en la resistencia a la corrosión. La aleación 319.0 se utiliza ampliamente para el vaciado en moldes de arena y en moldes permanentes, mientras que la 380.0 se ha utilizado por mucho tiempo en el vaciado mediante dado a alta presión. Normalmente estas dos aleaciones se proporcionan en la condición de vaciado, pero la resistencia y maquinabilidad de la aleación 319.0 se mejora mediante los tratamientos T5 ó T6.

En gran parte del mundo se utiliza la aleación aluminio-silicio-cobre 380.0 para la fabricación de piezas mediante el vaciado en dado a alta presión; cabe señalar que las distintas designaciones internacionales difieren no sólo en los elementos aleantes como el silicio o cobre, sino también varían en los niveles de impurezas principales, tales como el cinc, hierro y manganeso. Se prefieren altos contenidos de hierro para evitar el riesgo del soldado con los dados, aunque ésto puede favorecer la formación de placas frágiles de  $\alpha$ -AlFeSi u otros intermetálicos complejos en la presencia de manganeso. El nivel de

magnesio es normalmente especificado tan bajo como 0.3% para prevenir la formación de  $Mg_2Si$ , lo cual resulta en un deterioro en la resistencia a la tensión.

Otro grupo importante lo constituyen las aleaciones aluminio-silicio-magnesio endurecidas por envejecimiento. Después del tratamiento de solubilizado (T4) y templado, el envejecimiento proporciona una distribución uniforme de precipitados de  $Mg_2Si$  en las dendritas de aluminio. El sistema aluminio-silicio-magnesio se representa mediante el diagrama pseudobinario Al- $Mg_2Si$  en la figura 3.4

El control de la estructura mediante modificación de la fase eutéctica y el tratamiento térmico proporcionan un amplia variedad de propiedades. Los niveles altos de hierro y bajas velocidades de solidificación tienen una influencia negativa en las propiedades mecánicas. La porosidad es perjudicial para la resistencia en tensión y la elongación.

La aleación 357.0 puede distinguirse de la 356.0 por su nivel más alto de magnesio. En consecuencia, la aleación 357.0 tratada térmicamente tiene resistencia a la tensión más elevada que la 356.0. Las aleaciones A356.0 y A357.0 son versiones de más alta pureza que las aleaciones 356.0 y 357.0. La ductilidad es mejorada en la aleación A357.0 mediante una reducción en el nivel de hierro y la adición de una pequeña cantidad de berilio.

Las aleaciones hipereutécticas, tales como la 390.0 y 393.0 que contienen entre un 15 y 25% de silicio, presentan excelente resistencia al desgaste y baja expansión térmica. El tratamiento con fósforo resulta en partículas de silicio más finas y más dispersas con lo que la maquinabilidad se mejora.

#### **3.4.1 Microestructura de las Piezas Vaciadas**

La microestructura de las aleaciones aluminio-silicio depende en gran medida tanto de la composición, como del proceso de vaciado. El rápido enfriamiento en el vaciado a presión produce una estructura eutéctica fina,

celdas dendríticas pequeñas al igual que sus espaciamentos dendríticos y un reducido tamaño de grano [5]. Velocidades de enfriamiento más lentas, como las encontradas en los moldes permanentes o de arena, requieren el empleo de modificadores tales como el sodio o estroncio con el objeto de obtener un silicio eutéctico finamente disperso. En las aleaciones hipereutécticas se añade fósforo para controlar el silicio primario. En las aleaciones aluminio-silicio, aluminio-cobre, y aluminio-magnesio se añaden refinadores de grano para obtener un grano equiaxial de estructura fina. La modificación química altera en forma dramática la morfología del silicio eutéctico; aún a elevadas velocidades de enfriamiento como en el vaciado a presión, con la adición de estroncio o sodio el eutéctico cambia de estructura acicular o lamelar a estructura fibrosa. El refinamiento de grano previene contra las fracturas del material durante la solidificación, disminuye la porosidad y facilita el flujo del metal durante el llenado. Como resultado, una pieza de grano refinado es más homogénea, de mayor calidad y con propiedades mecánicas más altas.

### **3.4.2 Microestructura de la Aleación Eutéctica Binaria Aluminio-Silicio**

Las aleaciones binarias aluminio-silicio cercanas a la composición eutéctica (11.7%Si), sin la adición de modificadores presentan un silicio eutéctico en forma acicular o de lamelas bien disperso en toda la matriz de aluminio [5] (fig. 3.5a). Debido a un enfriamiento fuera de equilibrio y ligeras variaciones en la composición, frecuentemente se observan partículas de silicio primario en forma poliédrica. Con la adición de bajos niveles de modificador, entre 0.005 y 0.01% Sr, se obtiene una estructura parcialmente modificada en donde ambas estructuras, lamelar y fibrosa, se encuentran presentes (fig. 3.5b). Para obtener una modificación completa y desarrollar una estructura totalmente fibrosa, es suficiente una concentración de 0.02%Sr, (fig. 3.5c) La modificación provoca que la aleación se torne un tanto hipoeutéctica, dando como resultado el que aparezcan con más frecuencia dendritas de aluminio en la microestructura.

### 3.5 Control de Estructura

El desarrollo y desempeño satisfactorios de piezas estructurales fabricadas de aleaciones de aluminio por fundición, requiere de la combinación de propiedades tales como alta resistencia y ductilidad en todo el cuerpo de la pieza. Las características microestructurales requeridas para obtener estas propiedades se han determinado a través de años de experiencia, investigación y desarrollo [1,6,7], de tal manera que es de conocimiento general que el buen desempeño del material depende de su microestructura.

Las características microestructurales que más afectan las propiedades mecánicas son [1]:

- Tamaño y forma del grano
- Espaciamiento del brazo dendrítico
- Tamaño y distribución de partículas de segundas fases e inclusiones

Al tomar como referencia particular las aleaciones aluminio-silicio, se trata a continuación la manera en que estos tres parámetros pueden ser controlados:

En estas aleaciones la microestructura presenta una gran fracción de fase eutéctica [8] y, dependiendo de su morfología, provoca que las propiedades de la fundición sean menos dependientes del tamaño del grano. Debido a la fragilidad de la fase eutéctica de silicio, el nivel de modificación llega a ser más importante que el tamaño de grano, no obstante, el control de la velocidad de enfriamiento y el tiempo de solidificación son de vital importancia, ya que determinan el espaciamiento dendrítico. Este espaciamiento se define como la distancia entre protuberancias o brazos adyacentes de una dendrita, que en fundiciones, es un parámetro microestructural ampliamente utilizado y que se relaciona fuertemente con las propiedades mecánicas y térmicas de la pieza [9-11], ver figuras 3.6 y 3.7 .

De acuerdo con algunos investigadores [12,13], el espaciamiento dendrítico, el tamaño de grano y la fase eutéctica de silicio, son parámetros independientes entre sí; cada grano grueso o fino de una fundición modificada o sin modificar contiene una familia de dendritas de aluminio primario las cuales se originaron en el mismo núcleo; la fase eutéctica de silicio, que puede ser acicular o esferoidal se tiene entre los brazos de las dendritas. El tamaño de grano en fundiciones de aluminio se encuentra en el intervalo de 1 a 10 mm, el espaciamiento dendrítico varía de 10 a 150 $\mu\text{m}$  y la fase eutéctica de silicio puede presentar placas de hasta 2 mm de longitud o esferas de diámetro menor a 1 $\mu\text{m}$  [5]; la figura 3.8 muestra en forma esquemática los tres elementos microestructurales básicos en una fundición Al-Si.

Las características microestructurales tales como el tamaño y distribución de fases primarias e intermetálicas son considerablemente más difíciles de controlar mediante la química [1]. Sin embargo, es de gran ayuda el control químico tanto de impurezas como de la relación de elementos basados en la estequiometría de las fases intermetálicas. El control de las condiciones de solidificación que aseguren un tamaño y distribución uniformes de los compuestos intermetálicos es también muy útil para conseguir unas buenas propiedades en el material.

Como se estudiará más adelante, el empleo de modificadores y refinadores para influenciar las estructuras eutécticas e hipereutécticas en las aleaciones aluminio-silicio es también un ejemplo de la manera en la cual las microestructuras y macroestructuras pueden ser optimizadas en la práctica de la fundición [1].

### **3.5.1 Espaciamiento del Brazo Dendrítico**

En todos los procesos comerciales, la solidificación se lleva a cabo mediante la formación de dendritas en la solución líquida. Los volúmenes entre



los brazos de las dendritas primarias son llamados celdas y sus dimensiones, al igual que el espaciamiento de los brazos dendríticos secundarios, son controlados exclusivamente por la velocidad de solidificación [14], ésto, para una determinada composición.

Otro factor que puede afectar el espaciamiento interdendrítico, es la presencia de partículas de segundas fases e inclusiones de óxidos y gases. Las estructuras dendríticas en las aleaciones reflejan la escala del refinamiento microestructural; las dendritas actúan como interfases entre el sólido y el líquido durante el enfriamiento, aislando así espacios de líquido en donde quedan atrapadas segundas fases, gases, compuestos intermetálicos e impurezas.

Durante la solidificación, el espaciamiento y la distribución de los microconstituyentes anteriores queda delimitado por las dendritas. Finamente espaciados sus brazos, tanto los primarios como los secundarios, favorecen una distribución más uniforme de los microconstituyentes, lo cual resulta en una mejora de las propiedades mecánicas. Un beneficio adicional de la finura en las dendritas es el incremento en la respuesta del material a los tratamientos térmicos.

### **3.5.2 Refinamiento de Grano en Aleaciones de Aluminio Hipoeutécticas**

Investigaciones realizadas [15] han reportado que la presencia de silicio favorece la formación de granos columnares, lo que significa que para obtener una microestructura fina y equiaxial es necesario llevar a cabo un proceso de refinamiento de grano en estas aleaciones.

Como se ha mencionado anteriormente, el tamaño de grano en las aleaciones de aluminio tiene un efecto sustancial en las propiedades mecánicas de éstas y sin duda, es la principal razón por la que se practica el refinamiento de grano en las fundiciones [16,17].

La figura 3.9 muestra la relación entre el tamaño de grano, la resistencia a la tensión y la elongación en una aleación de alta resistencia (No. 195). Obsérvese como el refinamiento de grano puede duplicar la resistencia, mientras que la elongación se puede incrementar hasta en ocho veces.

Análisis en las microestructuras de esta aleación permite entender fácilmente este comportamiento; las figuras 3.10a y 3.10b muestran las microestructuras de dos muestras de esta aleación, una de grano fino y la otra de grano grueso, ambas conteniendo el mismo nivel de impurezas controladas (0.8%). En la estructura de grano fino la porosidad está bien distribuida con defectos puntuales no interconectados, por lo que no afectan grandemente las propiedades mecánicas (fig. 3.10a). Por otra parte, la microestructura de grano grueso (fig. 3.10b) muestra que la porosidad tiende a concentrarse en las fronteras de grano, formando largas y afiladas fisuras; el efecto adverso de estas fisuras en las propiedades mecánicas es evidente.

El refinamiento de grano tiene otros beneficios en las características de vaciado de las aleaciones, por ejemplo, facilita la alimentación del material al molde a través de los conductos, mejora la distribución de la porosidad y por lo tanto, se mejora la resistencia bajo cargas de presión; además, se reduce la tendencia a fracturas en caliente, se incrementa la fluidez a través del sistema de compuertas, se mejora la maquinabilidad y la apanencia después del anodizado.

### **3.5.2a Mecanismo del Refinamiento de Grano**

Los tratamientos de refinación del grano consisten en introducir una gran cantidad de núcleos altamente efectivos en el metal fundido [17]. Cuando esta efectividad se lleva a cabo, la solidificación se inicia sin un subenfriamiento medible. El que se ha considerado uno de los mejores agentes refinadores de grano es el titanio, aunque se ha mostrado que otros elementos son también capaces de promover el refinamiento. La práctica actual favorece el uso

concurrente de más de uno de estos agentes, entre los que sobresale el boro en combinación con el titanio.

Ahora bien, en cuanto a cuáles son los núcleos generados por estos agentes refinadores, se debe mencionar que se ha presentado mucha especulación al respecto, aunque mucha de ella se centra en el titanio como productor de núcleos.

La adición de titanio a las aleaciones de aluminio tiene un fuerte efecto en la nucleación de la fase primaria de aluminio [18,19]. Observando el diagrama de fases Al-Ti (fig. 3.11) se espera que el titanio en solución y a concentraciones mayores del 0.15% en peso precipite como  $TiAl_3$  en la reacción peritética, la cual aparece a los 665°C en el diagrama de fases [20].

Algunos investigadores [21] no tienen duda en que el  $TiAl_3$  es un núcleo activo, el cual ha sido encontrado en el centro de los granos en aleaciones de aluminio refinadas con titanio, además de que presenta buena orientación con la matriz.

Cibula y otros investigadores [17], han estudiado el refinamiento de grano mediante boro, utilizado solo y en combinación con titanio. Existe un acuerdo general en la literatura de que con el boro solo, los núcleos consisten de partículas de  $AlB_2$  y cuando se utiliza boro en combinación con titanio los núcleos se componen de  $TiB_2$  o bien son boruros complejos de aluminio-titanio. La forma de adicionar los agentes refinadores a la aleación se realiza mediante el empleo de aleaciones maestras que se han desarrollado; se fabrican en forma de tubo, barra o lingote, las cuales se adicionan al baño liberando partículas de una manera controlada; entre algunas aleaciones maestras más recientes están las binarias Al-Ti, Al-B, la ternaria Al-Ti-B. El desempeño en la refinación de grano de tres distintas aleaciones maestras sobre una aleación Al-7%Si (composición 356 aproximadamente) se presenta en la figura 3.12. Entre éstas, la binaria Al-Ti resulta ser la menos efectiva, mientras que la Al-B refina con más fuerza a esta aleación [16].

### **3.5.2b Control del Tamaño de Grano Mediante Análisis Térmico**

La técnica de análisis térmico se puede emplear para determinar el tamaño de grano mediante el uso de la porción de la curva de enfriamiento donde inicia la solidificación primaria, (fig. 3.13). En fundiciones tratadas con refinadores de grano y que por ello contienen un gran número de núcleos, la nucleación encontrará poca oposición para llevarse a efecto y la curva de enfriamiento que presentará será semejante a la curva 1 que se aprecia en la figura 3.13; este tipo de curva normalmente describe un material con grano fino [5].

En caso de que estén presentes pocos núcleos, entonces será necesario un subenfriamiento apreciable para iniciar la solidificación de los granos primarios y su curva de enfriamiento será como la número 2. Valores elevados de  $\Delta\theta$  (subenfriamiento detectable) se encuentran cuando el tamaño de grano es grande y  $\Delta\theta$  se aproxima a cero en materiales de grano fino.

La figura 3.14 muestra el tamaño de grano promedio en función de  $\Delta\theta$  para las aleaciones A 356 y A 319; las pruebas se realizaron en molde permanente con la parte superior de éste al aire libre, por ello la parte inferior de la muestra solidificó más rápido y presenta un grano más fino.

### **3.5.3 Modificación de la Fase Eutéctica de Silicio**

Las aleaciones aluminio-silicio son ampliamente utilizadas donde se requiere buena resistencia mecánica, buena resistencia a la corrosión, buenas características de vaciado y bajo peso; sin embargo, la aplicación comercial de estas aleaciones depende frecuentemente de la exitosa modificación de la fase eutéctica de silicio [22].

Una aleación no modificada contiene hojuelas de silicio grandes y frágiles (fig. 3.15a), por lo que el vaciado exhibe pobre ductilidad y la superficie de fractura es principalmente frágil, ver figura 3.15b.

El silicio, mediante un excelente tratamiento de modificación, toma una estructura fina y fibrosa (fig. 3.16a). Estas fibras aparecen como pequeñas partículas individuales en una superficie pulida en forma convencional, sin embargo realmente se encuentran conectadas en una estructura que se asemeja a la del coral o a la de las algas marinas. En esta condición, la elongación y la resistencia a la tensión del vaciado se incrementa sustancialmente [22]; la fractura en la zona del eutéctico es ahora dúctil, ver figura 3.16b.

La modificación se lleva a cabo mediante la adición de ciertos elementos tales como el calcio, sodio, estroncio y antimonio [23]. La cantidad requerida de cada elemento depende en cierta medida de la composición de la aleación, a mayor contenido de silicio, mayor cantidad de agente modificador. La explicación más popular sobre el mecanismo que gobierna la modificación de la fase eutéctica de silicio sugiere lo siguiente: en las aleaciones Al-Si, los cristales que crecen a la temperatura eutéctica poseen caras planas a nivel molecular, las cuales exhiben superficies relativamente lisas. Análisis termodinámicos [22] muestran la dificultad de estas superficies para sumar átomos, por lo que el cristal de silicio crecerá en forma ordenada principalmente mediante el desplazamiento de escalones a través de la superficie; de esta manera, el mecanismo del crecimiento lo determina principalmente la velocidad a la cual se forman estos escalones.

Ahora bien, en cuanto a la acción de un modificador (sodio o estroncio) en el crecimiento del silicio, es razonable suponer que el modificador se adsorbe en la interfase silicio / líquido [22] y frena el crecimiento escalonado de las placas de silicio; esta adsorción ocurre en lo que se conoce como planos de macla. Las tensiones superficiales del sodio y el estroncio son menores que aquellas del silicio y del aluminio, lo cual sugiere que los primeros segregarán fácilmente a las interfases para minimizar la energía libre del sistema. Las adiciones típicas de estroncio exceden su solubilidad en el aluminio, y así el soluto rechazado ocurrirá en la orientación del crecimiento.

Finalmente, ambos elementos forman intermetálicos con el silicio en sus respectivos sistemas binarios, por lo que existe una afinidad química hacia este último. Debido a la segregación del modificador, el mecanismo de crecimiento del silicio que prevalece en las aleaciones no modificadas se dificulta o se ve obstruido, apareciendo entonces un nuevo mecanismo de crecimiento menos perfecto – éste ocurre a una temperatura más baja, o expresado de otra manera, ocurre con un superenfriamiento mayor. Este nuevo crecimiento se efectúa por ramificaciones [5], es de apariencia fibrosa y cristalográficamente imperfecto, lo cual favorece continuamente las ramificaciones, logrando así el cambio en la morfología de la fase eutéctica de silicio. También ha sido bien establecido [1] que el fósforo interfiere con el mecanismo de modificación, por lo que es deseable utilizar metales bajos en fósforo cuando la modificación es un proceso clave y se debe adicionar mayor cantidad de agente modificador para compensar las pérdidas por el efecto adverso del fósforo.

### **3.5.3a Control de la Modificación del Eutéctico Mediante Análisis Térmico**

Cuando una aleación se modifica, tres características de la curva de enfriamiento pueden cambiar: la temperatura de la meseta eutéctica, el subenfriamiento requerido para iniciar la solidificación del eutéctico y la duración del tiempo de este subenfriamiento [5]. La figura 3.17 muestra esquemáticamente las tres características anteriores.

Con la modificación, la temperatura del eutéctico disminuye, el subenfriamiento para la nucleación de éste aumenta y el período del subenfriamiento se alarga. Debido a que es fácil de medir, la característica más utilizada en el control de la modificación mediante análisis térmico es la reducción en la temperatura del eutéctico, normalmente llamada  $\Delta T$ . Para la aleación A 356 modificada completamente se observa una reducción en la temperatura del eutéctico de entre 6 y 8 °C (fig. 3.18).

La Tabla 3.6 muestra algunas variaciones en la temperatura del eutéctico para distintas aleaciones europeas con distintos contenidos de elementos aleantes.

### **3.5.4 Porosidad**

Las razones por las que normalmente los materiales presentan porosidad pueden ser atribuidas a limitaciones del proceso, a un diseño inadecuado, o a características inherentes al material. Es casi imposible obtener piezas metálicas libres de porosidad en los procesos de fundición, lo cual reduce las propiedades mecánicas de la pieza. Gas emanado de los corazones de arena y burbujas de aire generadas durante el vaciado, son algunas de las causas por las cuales aparece la porosidad en las piezas.

En aleaciones aluminio-silicio para fundición, la aparición de porosidad es adjudicada al hidrógeno que queda atrapado en el metal líquido. O a la falta de líquido entre los espacios interdendríticos debido a la contracción volumétrica que experimenta el metal durante la solidificación [8]. En aleaciones Al-Si, elementos como el calcio, magnesio y antimonio en bajas concentraciones interfieren con el proceso de difusión de las burbujas de gas a través del metal líquido provocando la aparición de poros en la pieza [5].

En general, se acepta que la porosidad en fundiciones se debe principalmente al efecto combinado de la contracción que sufre el metal al solidificar y a los gases disueltos que no alcanzan a difundir a la superficie [24], sin embargo, en algunos casos es posible determinar si la porosidad es producida por gas o por contracción; las características de cada una de ellas se muestran a continuación.

### **3.5.4a Porosidad por Contracción.**

Los defectos a escala macroscópica que se encuentran en los productos vaciados son casi siempre debido a una defectuosa alimentación del material[8]. Los poros grandes que abarcan gran cantidad de dendritas o aún granos, como lo ilustra la figura 3.19a, son atribuidos a la contracción.

La porosidad por contracción también puede ocurrir en la superficie, y es probable que los poros superficiales que se atribuyen a los gases sea causada por contracción.

### **3.5.4b Porosidad por Gas**

Los poros originados únicamente por gas son causados por las burbujas creadas durante el proceso de solidificación por el gas atrapado. Cualquier fundición que haya sido preparada con los procedimientos normales de desgasificado y de manejo del metal líquido, es muy poco probable que contenga burbujas de hidrógeno libres, por lo que la porosidad por este gas ocurre en mucho menor grado de lo que normalmente se piensa [5]. La figura 3.19b ilustra un poro producido por gas libre en una aleación Al-8%Si que contenía 0.8 mlH<sub>2</sub>/100gm Al.

### **3.5.4c Efecto de la Porosidad sobre las Propiedades**

En la mayoría de los casos, la microporosidad es una característica indeseable en las piezas vaciadas porque degrada algunas propiedades importantes; en ocasiones es beneficioso, como en el referente a la reducción en las fracturas durante el proceso de solidificación [5].

Existen muchos datos que demuestran el efecto negativo de la porosidad en las propiedades a la tensión; en procesos de maquinado, la porosidad se hace evidente en la superficie de la pieza, lo cual puede provocar el rechazo de la misma.



En las aleaciones de aluminio, la porosidad es el mayor factor en el origen de las fallas por fatiga y por impacto en las piezas ya que actúa como concentrador de esfuerzos. La porosidad interconectada puede abarcar de pared a pared en el producto, lo cual resulta en la pérdida de hermeticidad en recipientes de líquidos o gases bajo presión.

### **3.5.5 Tratamiento Térmico en las Aleaciones de Aluminio**

El término tratamiento térmico es utilizado frecuentemente para describir el procedimiento requerido para conseguir la máxima dureza en una aleación de composición adecuada, no obstante, en forma general, un tratamiento térmico comprende todas las prácticas térmicas llevadas a cabo para modificar la estructura metalúrgica de los productos, de tal forma que las características físicas y mecánicas son alteradas de manera controlada para cumplir con los criterios especificados de ingeniería [14].

Un gran número de características a las que el aluminio debe su extensivo uso son debidas al amplio margen de oportunidades que presentan estas aleaciones para emplear en ellas los tratamientos térmicos y obtener así las características físicas y mecánicas deseables. En todos los casos, se persigue uno o más de los siguientes objetivos a la hora de seleccionar la condición del tratamiento [14]:

- Aumentar la dureza para mejorar la maquinabilidad
- Aumentar la resistencia y otras propiedades mecánicas
- Estabilizar las propiedades físicas y mecánicas
- Asegurar la estabilidad dimensional en función del tiempo bajo condiciones de servicio
- Liberar el material de esfuerzos residuales inducidos por el vaciado, templado, maquinado, soldado u otras operaciones

El tratamiento térmico en las aleaciones de aluminio se basa en la variación de solubilidades de las fases metalúrgicas en un sistema cristalográficamente isotrópico. La solubilidad del eutéctico se incrementa al aumentar la temperatura hacia la línea de solidus; la figura 3.20 muestra este comportamiento para el sistema eutéctico binario Al-Cu. La variación en la cantidad de solución sólida y la formación y distribución de fases precipitadas, se pueden utilizar para influenciar las propiedades del material. Otros efectos algunas veces deseables y que se relacionan con los elementos solubles, se presentan junto con los tratamientos térmicos, a saber, la microsegregación - característica de las estructuras coladas- se reduce o elimina por este tratamiento; otra ventaja es que se reducen los esfuerzos residuales causados por la solidificación o por algún temple previo, algunas fases insolubles pueden ser alteradas físicamente y la susceptibilidad a la corrosión se puede ver afectada [14].

El proceso del tratamiento térmico para incrementar la resistencia consiste en los siguientes tres pasos [25]:

- Tratamiento de solubilización. Disolución de las fases solubles
- Templado. Desarrollo de una fase supersaturada.
- Endurecimiento por envejecimiento. Precipitación de átomos de soluto, ya sea a temperatura ambiente (envejecimiento natural), o a temperatura elevada (envejecimiento artificial o tratamiento térmico de precipitación)

### **3.5.5a Tratamiento Térmico de Solubilización**

Tiene como objetivo poner en solución todos los elementos capaces de producir endurecimiento y que sean solubles en la aleación; ésto se consigue al disolver las fases constituyentes, enriqueciendo con ellas la solución sólida rica en aluminio (Al- $\alpha$ ) [26]. Estos constituyentes están formados de fases eutécticas, precipitados o compuestos intermetálicos generados durante la

solidificación. Otro efecto del tratamiento de solubilización es el de esferoidizar las partículas de silicio eutéctico, lo cual mejora sustancialmente la ductilidad y la tenacidad [27]. El proceso consiste en sostener el material a una temperatura suficientemente alta y por un período de tiempo largo para conseguir una solución sólida homogénea. Se debe tener el cuidado de no exceder la temperatura de fusión del eutéctico inicial; en caso de ocurrir esta fusión ciertas propiedades tales como la resistencia a la tensión, ductilidad y tenacidad pueden verse degradadas. Los materiales que presentan evidencia microestructural de sobrecalentamiento son inaceptables por especificación [25].

Aunque se debe restringir la máxima temperatura, el límite inferior debe ser, en lo posible, superior a la temperatura a la cual ocurre la solución completa (línea de sólvus). En la aleación representada por la línea (a) en la figura 3.20, estas temperaturas estarían entre los 575 y 515 °C respectivamente. Para aleaciones que contengan más de 5.65% de Cu la solución completa nunca puede ocurrir; la línea (b) en la misma figura muestra un ejemplo de estas aleaciones y la mínima temperatura de solubilizado se establece prácticamente como la más cercana a la del eutéctico, tomando cierto margen de seguridad.

En sistemas más complejos como los terciarios o cuaternarios, los tratamientos de solubilizado se modifican de acuerdo a los cambios que producen sobre la solución sólida o sobre las temperaturas de fusión los demás elementos, teniendo como referencia el sistema binario básico [25].

### **3.5.5b Enfriamiento Rápido o Temple**

El temple o enfriamiento rápido se considera el paso más crítico en la secuencia del tratamiento térmico; tiene como objetivo mantener la solución sólida generada durante la temperatura de solubilizado mediante el enfriamiento

repentino a una temperatura más baja, normalmente la ambiente. Lo anterior, no sólo es para retener los átomos de soluto en la solución como se mencionó anteriormente, sino también para mantener vacancias que contribuyan con la difusión a baja temperatura, produciendo también bandas de dislocaciones, las cuales son lugares propicios para la nucleación de precipitados de transición, además de que incrementan la velocidad de difusión del soluto y de igual forma la velocidad de formación de precipitados [25].

Un factor importante en este proceso de enfriamiento rápido, es el llamado intervalo de temple –el tiempo entre la operación de la salida del horno de la pieza y la inmersión de ésta en el medio de temple; un retraso excesivo resulta en la caída de la temperatura y en la formación de precipitados gruesos, lo que produce pérdida de resistencia. Otro requisito para evitar la precipitación durante el temple es que el volumen, la capacidad de absorción y la velocidad del flujo del medio de temple deben ser tales que no permitan esta precipitación anticipada.

Generalmente hablando, la más alta resistencia alcanzable y la mejor combinación de resistencia y tenacidad son aquellas asociadas con las velocidades altas de enfriamiento. Otras propiedades que se ven favorecidas con esta forma de temple son la resistencia a la corrosión y la fractura por corrosión bajo esfuerzo.

### **3.5.5c Endurecimiento por Envejecimiento**

Un método para incrementar la resistencia de los materiales metálicos es el añadir partículas duras y finas, en forma dispersa al material a tratar. Aunque en principio ésto puede llevarse a cabo mezclando estos productos, no siempre es práctico; sin embargo, mediante la correcta elección de elementos aleantes y tratamientos térmicos, se puede obtener dicha dispersión mediante la precipitación de una segunda fase que se encuentre disuelta en la matriz [28].

Si el aumento en la resistencia ocurre, se conoce como endurecimiento por precipitación -una práctica ampliamente utilizada para reforzar los materiales metálicos.

Después del tratamiento de solubilización y temple se logra obtener una solución sólida supersaturada que se encuentra en forma inestable; eventualmente el soluto en exceso precipitará, la velocidad para que este proceso se realice es dependiente de la temperatura. Algunas aleaciones después de días y semanas a temperatura ambiente endurecen apreciablemente, a este proceso se le llama envejecimiento natural; sin embargo, el proceso de endurecimiento puede ser acelerado por calentamiento de la pieza en la condición de temple a temperaturas de 95 a 260 °C, dependiendo de la aleación y de las propiedades deseadas [14], el endurecimiento así logrado es conocido como envejecimiento artificial o bien tratamiento térmico de precipitación.

Las ventajas del endurecimiento por precipitación son: incrementar la resistencia y la dureza con una reducción en la ductilidad, mejorar la maquinabilidad, desarrollar propiedades mecánicas más estables y reducir los esfuerzos residuales [14,25].

El proceso de precipitación se inicia calentando la aleación a una temperatura por debajo de la temperatura de solvus (fig. 3.20). En el proceso de envejecimiento se encuentran tres etapas: en un principio la estructura se encuentra subenvejecida; luego, al incrementar el tiempo o la temperatura se obtiene la condición de dureza máxima, al continuar el envejecimiento se tendrá la estructura sobre-envejecida o estabilizada, en la cual la dureza disminuye incrementando la ductilidad y disminuyendo la resistencia [25,26]. La figura 3.21 muestra la relación entre el endurecimiento, la temperatura de envejecimiento y el tiempo de éste para una aleación Al-Cu.

La elección de los ciclos de tiempo y temperatura deben recibir especial consideración. Para mayores tiempos y temperaturas de envejecimiento resultan partículas más grandes de precipitados, sin embargo, entre más grandes sean éstas, se tiene por necesidad, menos número de ellas y deben estar más separadas entre sí. Por consiguiente, el objetivo se centra en seleccionar el ciclo que produzca un patrón óptimo de tamaño y distribución de los precipitados [25].

Como ya se mencionó anteriormente, el ciclo requerido para maximizar una propiedad, tal como la resistencia a la tensión es diferente del ciclo requerido para maximizar otra, como la resistencia a la corrosión o la resistencia a la cedencia, por lo que el ciclo que se utiliza se basa en compromisos que se efectúan para conseguir la mejor combinación de propiedades que se requieran.