

UNIVERSIDAD AUTONOMA DE NUEVO LEON

FACULTAD DE INGENIERIA MECANICA
Y ELECTRICA

DIVISION DE ESTUDIOS DE POSGRADO



EFEECTO DE LA TEMPERATURA DE SOLUBILIZACION
SOBRE LAS PROPIEDADES MECANICAS EN
UNA ALEACION AL-SI TIPO A319

T E S I S

EN OPCION AL GRADO DE MAESTRO EN CIENCIAS
DE LA INGENIERIA MECANICA CON
ESPECIALIDAD EN MATERIALES

QUE PRESENTA EL
ING. CESAR GERARDO DIMAS ACEVEDO

CD. UNIVERSITARIA

OCTUBRE DE 1999

EFEECTO DE LA TEMPERATURA DE SOLUBILIZACION

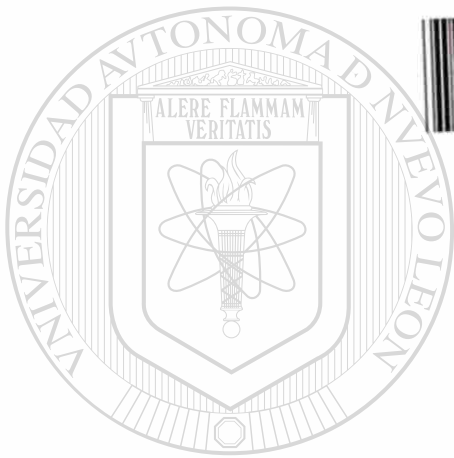
SOBRE LAS PROPIEDADES MECANICAS EN

UNA ALEACION AL-SI TIPO A319

C G D A

1999

TM
Z5853
.M2
FIME
1999
D5



1020128457

UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

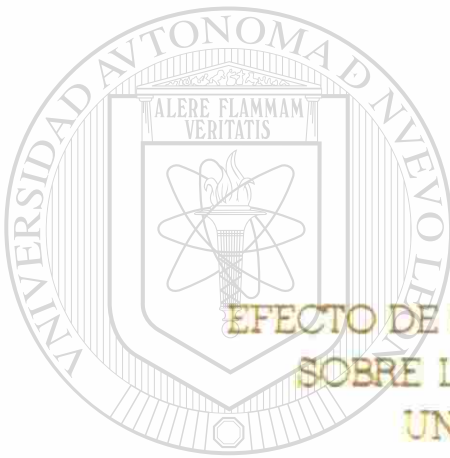
®

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

UNIVERSIDAD AUTONOMA DE NUEVO LEON

FACULTAD DE INGENIERIA MECANICA
Y ELECTRICA

DIVISION DE ESTUDIOS DE POSTGRADO



EFEECTO DE LA TEMPERATURA DE SOLUBILIZACION
SOBRE LAS PROPIEDADES MECANICAS EN
UNA ALEACION AL-SI TIPO A319

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN
T E S I S

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS
EN OPCION AL GRADO DE MAESTRO EN CIENCIAS
DE LA INGENIERIA MECANICA CON
ESPECIALIDAD EN MATERIALES

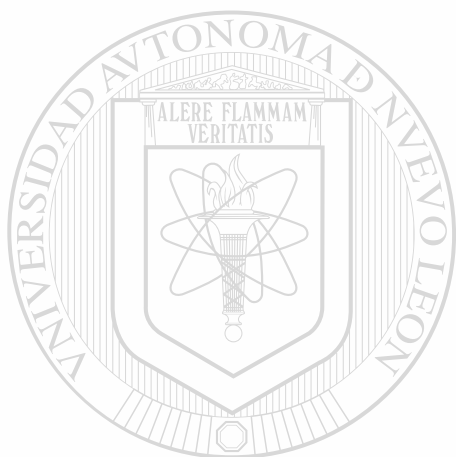
QUE PRESENTA EL
ING. CESAR GERARDO DIMAS ACEVEDO

CD. UNIVERSITARIA

OCTUBRE DE 1999

TM
Z5853
.M2
FINE
1999
D5

0133-00360



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

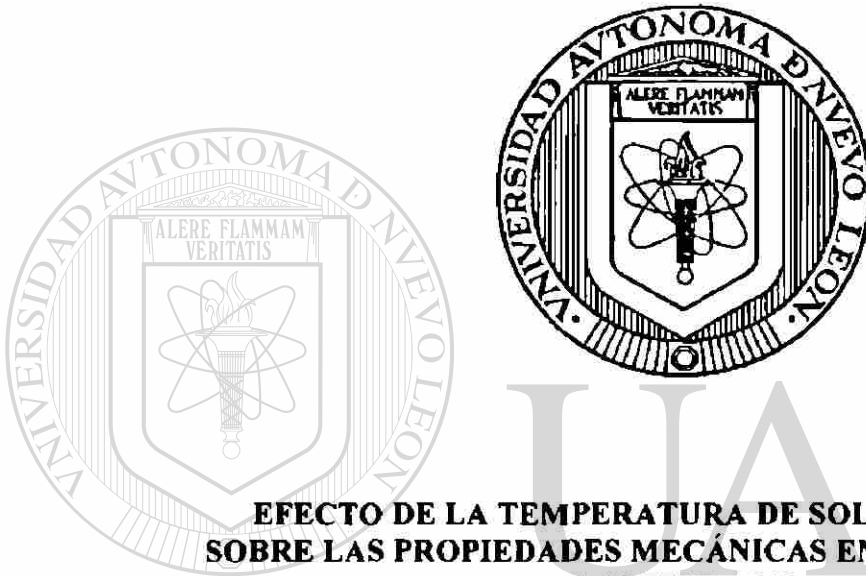


DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS



**FONDO
TESIS**

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN
FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA
DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POST-GRADO



**EFEECTO DE LA TEMPERATURA DE SOLUBILIZACIÓN
SOBRE LAS PROPIEDADES MECÁNICAS EN UNA ALEACIÓN
AL-SI TIPO A319**

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN
TESIS

**EN OPCIÓN AL GRADO DE MAESTRO EN CIENCIAS DE LA INGENIERÍA
MECÁNICA CON ESPECIALIDAD EN MATERIALES**

QUE PRESENTA EL

ING. CÉSAR GERARDO DIMAS ACEVEDO

CD. UNIVERSITARIA

OCTUBRE DE 1999


**UNIVERSIDAD AUTONOMA DE NUEVO LEON
FACULTAD DE INGENIERIA MECANICA Y ELECTRICA
DIVISION DE ESTUDIOS DE POSTGRADO**

Los miembros del comité de tesis recomendamos que la tesis "Efecto de la Temperatura de Solubilización sobre las Propiedades Mecánicas en una Aleación Al-Si Tipo A319" realizada por el Ing. César Gerardo Dimas Acevedo sea aceptada como opción al grado de Maestro en Ciencias de la Ingeniería Mecánica con especialidad en Materiales.

El Comité de Tesis



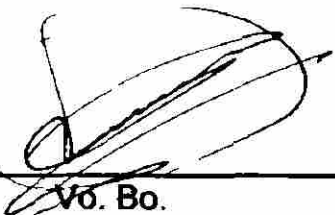
**Asesor
Dr. Rafael Colás Ortiz**



**Coasesor
Dr. Salvador Valtierra Gallardo**



**Coasesor
Dr. José Talamantes Silva**



**Vó. Bo.
Ing. Roberto Villarreal Garza
División de Estudios de Postgrado**

San Nicolás de los Garza; Nuevo León, Octubre de 1999

DEDICATORIA

Gracias...

A Dios por permitirme disfrutar de este logro.

A mis padres Esthela y Adán, a quienes siempre llevo en mi corazón.

A mis hermanos Leticia, Adán, Laura Esthela y Marisela, porque también son parte de este esfuerzo.



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

AGRADECIMIENTOS

Al Consejo Nacional de Ciencia y Tecnología por el apoyo brindado, y por haberme dado la oportunidad de ingresar a uno de sus programas de investigación.

A la Universidad Autónoma de Nuevo León, a la Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica, así como a su director, M.C. Cástulo Vela Villarreal por apoyar mi desarrollo académico.

Al M.C. Daniel Ramírez Villarreal, del Departamento de Mecánica de Materiales de FIME, quien desde el principio de mis estudios me brindó todo tipo de ayuda para llevar éstos a feliz término.

Al Dr. José Luis Cavazos García por inculcar en mi el interés por los estudios de investigación.

A todos los profesores del Doctorado en Ingeniería de Materiales por la enseñanza recibida durante mis estudios de postgrado.

Al Dr. Rafael Colás Ortiz por su asesoría y consejos brindados para la elaboración de esta investigación.

A la Dra. Martha Guerrero de quien obtuve en todo momento una amplia disposición para colaborar en este proyecto.

A la Dra. Patricia Rodríguez, así como al Dr. Alberto Pérez por el apoyo y [®]consejos brindados a lo largo de mis estudios.

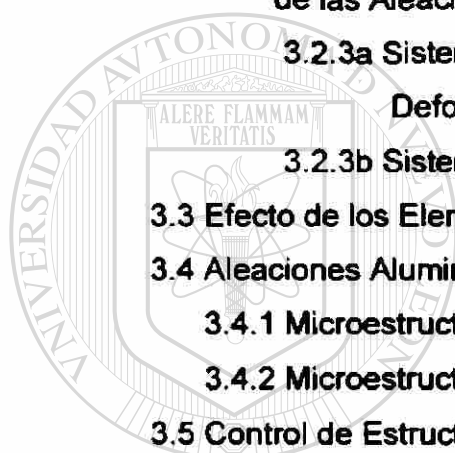
A los Doctores Salvador Valtierra y José Talamantes por dedicar parte de su tiempo en la revisión de esta tesis.

A la Empresa NEMAK por las facilidades prestadas para el desarrollo de esta tesis, particularmente al Ing. Alejandro González y al Dr. Eulogio Velasco por todas sus atenciones y por su disponibilidad para colaborar en la elaboración del presente estudio.

INDICE

	Página
Dedicatoria	
Agradecimientos	
Resumen	1
Capítulo 1. Introducción	4
Capítulo 2. Ensayos Mecánicos	6
2.1 Introducción	6
2.2 Pruebas Mecánicas en los Materiales	7
2.2.1 Clases de Ensayos Mecánicos	8
2.2.2 Selección de Probetas	10
2.3 Ensayo de Tensión	11
2.3.1 Gráfica Ingenieril Esfuerzo-Deformación	12
2.3.2 Gráfica Real Esfuerzo-Deformación	17
2.3.3 Efecto de la Velocidad de Deformación sobre las Propiedades del Esfuerzo de Flujo Plástico	20
2.3.4 Efecto de la Temperatura sobre las Propiedades del Esfuerzo de Flujo Plástico	21
2.3.5 Envejecimiento por Deformación	22
2.3.6 Inestabilidad Plástica en Tensión	23
2.4 Ensayo de Compresión	24
2.4.1 Distribución de la Deformación	25
2.4.2 Deformación en la Superficie Libre	26
2.4.3 Fractura por Cargas de Compresión	27
2.4.4 Geometría de la Muestra y Condiciones de Fricción	28
2.4.5 Inestabilidad Plástica en Compresión	30

Bibliografía del Capítulo 2	31
Tablas y Figuras del Capítulo 2	32
Capítulo 3. Aleaciones de Aluminio	45
3.1 Introducción	45
3.2 Clasificación de las Aleaciones de Aluminio	47
3.2.1 Aleaciones de Aluminio para Trabajo Mecánico	48
3.2.2 Aleaciones de Aluminio para Fundición	50
3.2.3 Sistema para la Designación de la Condición de Tratamiento de las Aleaciones de Aluminio	55
3.2.3a Sistemas para los Productos Endurecidos por Deformación	57
3.2.3b Sistemas para los Productos Tratables Térmicamente	58
3.3 Efecto de los Elementos de Aleación sobre el Aluminio	60
3.4 Aleaciones Aluminio-Silicio para Fundición	62
3.4.1 Microestructura de las Piezas Vaciadas	64
3.4.2 Microestructura de la Aleación Eutéctica binaria Al-Si	65
3.5 Control de Estructura	66
3.5.1 Espaciamiento del Brazo Dendrítico	67
3.5.2 Refinamiento de Grano en Aleaciones de Aluminio Hipoeutécticas	68
3.5.2a Mecanismo del Refinamiento de Grano	69
3.5.2b Control del Tamaño de Grano Mediante Análisis Térmico	71
3.5.3 Modificación de la fase Eutéctica de Silicio	71
3.5.3a Control de la Modificación del Eutéctico Mediante Análisis Térmico	73
3.5.4 Porosidad	74
3.5.4a Porosidad por Contracción	75
3.5.4b Porosidad por gas	75
3.5.4c Efecto de la Porosidad sobre las Propiedades	75



UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS



3.5.5 Tratamiento Térmico en las Aleaciones de Aluminio	76
3.5.5a Tratamiento Térmico de Solubilización	77
3.5.5b Enfriamiento Rápido o Temple	78
3.5.5c Endurecimiento por Envejecimiento	79
Bibliografía del Capítulo 3	82
Tablas y Figuras del Capítulo 3	84

Capítulo 4. Procedimiento Experimental	103
4.1 Introducción	103
4.2 Caracterización del Material	104
4.3 Tratamientos Térmicos	106
4.3.1 Tratamiento Térmico de Solubilizado	106
4.3.2 tratamiento de Endurecimiento por Envejecimiento T6	107
4.3.3 Tratamiento Térmico de Sobre-envejecido o Estabilizado T7	108
4.4 Pruebas de Microdureza	109
4.5 Ensayos de Compresión	110
Bibliografía del Capítulo 4	111
Tablas y Figuras del Capítulo 4	112

Capítulo 5. Resultados	122 ®
5.1 Introducción	122
5.2 Dureza Encontrada en las Diferentes Condiciones de Tratamiento	123
5.3 Gráficas Esfuerzo-Deformación Verdaderos o Curvas de Fluencia	123
5.4 Resistencia Mecánica	124
5.4.1 Esfuerzo Plástico Uniforme	125
5.5 Deformación en el Límite del Esfuerzo Plástico Uniforme	125
5.6 Relación entre el Esfuerzo y la Velocidad de Deformación	125
5.7 Sensibilidad a la Velocidad de Deformación	126
5.8 Exponente de Endurecimiento por Deformación (n) y Coeficiente de Resistencia (K)	126

Tablas y Figuras del Capítulo 5	127
---------------------------------	-----

Capítulo 6. Análisis y Discusión de Resultados	168
---	------------

6.1 Introducción	168
------------------	-----

6.2 Efecto del Tratamiento Térmico sobre la Dureza y Resistencia del Material	169
--	-----

6.3 Curvas de Fluencia	170
------------------------	-----

6.4 Resistencia Mecánica	171
--------------------------	-----

6.5 Esfuerzo Plástico Uniforme	171
--------------------------------	-----

6.6 Ductilidad y Deformación Plástica Uniforme	173
--	-----

6.7 Relación entre el Esfuerzo y la Velocidad de Deformación	173
--	-----

6.8 Sensibilidad a la Velocidad de Deformación	174
--	-----

6.9 Relación entre el Esfuerzo Verdadero y la Deformación Verdadera	177
---	-----

Bibliografía del Capítulo 6	178
-----------------------------	-----

Gráficas del Capítulo 6	180
-------------------------	-----

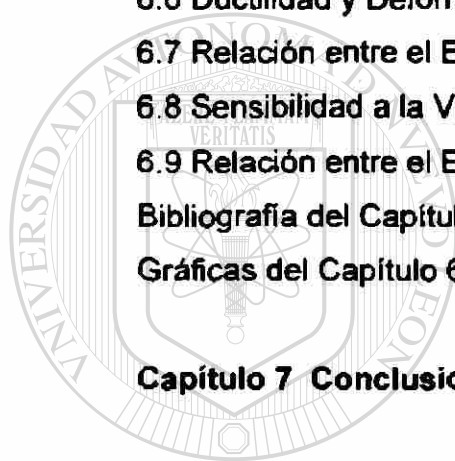
Capítulo 7 Conclusiones	181
--------------------------------	------------

Sugerencias y Recomendaciones a Trabajos Futuros	184
---	------------

Lista de Tablas	185
------------------------	------------

Lista de Figuras	186
-------------------------	------------

Resumen Autobiográfico	193
-------------------------------	------------



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN
DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS



Resumen

El estudio que aquí se presenta tiene el propósito de mostrar las diferentes propiedades mecánicas bajo ensayos de compresión de una aleación de aluminio tipo A319 para dos condiciones de estructura: modificada y refinada y únicamente modificada.

El material en las dos condiciones descritas se sometió a tres tratamientos térmicos, siendo éstos los más comúnmente efectuados a este tipo de aleaciones, a saber: a) solubilizado (T4), b) envejecido (T6) y c) sobre-envejecido o estabilizado (T7). Estos tres tratamientos se llevaron a cabo para tres diferentes temperaturas de su correspondiente tratamiento de solubilizado, con el objeto de apreciar la manera en que se suscitan los cambios en las propiedades mecánicas de la aleación conforme se varía esta temperatura.

Los ensayos de compresión fueron realizados a tres diferentes velocidades de cabezal constante, resultando en las siguientes tres velocidades iniciales de deformación: a) 0.00046 s^{-1} , b) 0.0046 s^{-1} y c) 0.046 s^{-1} .

Se obtuvieron, entre otras propiedades, el grado de dureza alcanzado en los diferentes tratamientos térmicos, así como el nivel del esfuerzo soportado por el material en sus diferentes condiciones de prueba y de tratamiento. A través de las curvas de fluencia se determinó la resistencia del material en

función de su esfuerzo de cedencia, y en lo que a las características de plasticidad se refiere, se determinó el esfuerzo límite de plasticidad uniforme, la deformación presentada en este punto, así como los valores del exponente de endurecimiento por deformación y el valor del coeficiente de resistencia.

Las condiciones de inestabilidad exhibidas por el material durante las distintas pruebas se analizaron mediante la sensibilidad a la velocidad de deformación, describiéndose su relación con el movimiento de las dislocaciones y la interferencia que los precipitados y partículas extrañas presentan para con aquellas.

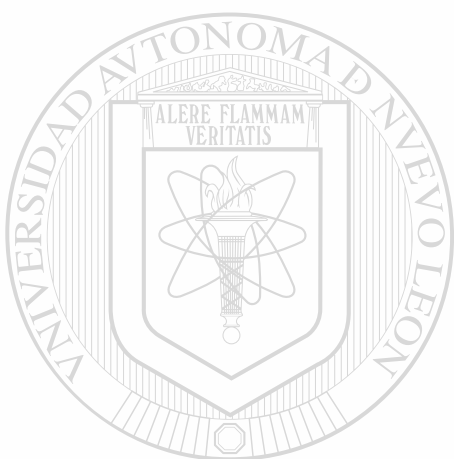
Entre algunas conclusiones que se pueden deducir del presente estudio se encontró que el material solubilizado a la mayor temperatura (480 °C) independientemente de la estructura (modificada o modificada y refinada) es más resistente en sus condiciones de tratamiento T6 y T7, resultando ser más blando en la condición T4, lo que implica el endurecimiento por precipitación.

En lo que concierne a la resistencia, se puede afirmar que ambas condiciones de estructura muestran mayores valores de resistencia en cedencia y máxima cuando la temperatura de solubilizado fue de 480 °C.

Con respecto a las condiciones de inestabilidad, se puede concluir que en ambas condiciones de estructura el material exhibe mayor estabilidad en los tratamientos cuya temperatura de solubilizado fue de 480 °C.

Siguiendo con el comportamiento plástico del material, se puede añadir que las curvas de fluencia exhibidas por las aleaciones en estudio no cumplen plenamente con la relación lineal descrita por la ley de la potencia en la ecuación $\sigma = K\varepsilon^n$; no obstante, se observaron mayores valores en el exponente de endurecimiento por deformación en la estructura únicamente modificada. Las razones de ésto y de otras conclusiones encontradas a lo largo de este

estudio se explican a partir de las teorías y análisis llevados a cabo por otros investigadores.



UANL


UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

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.

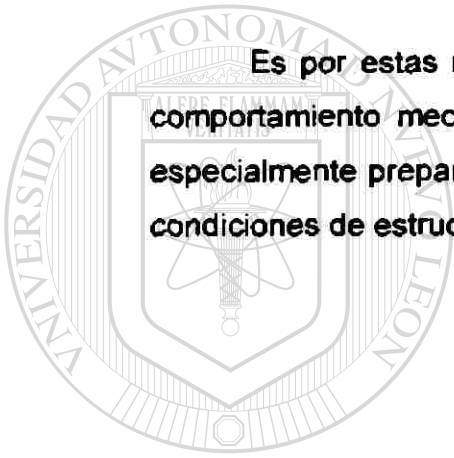
Cabe señalar que el 90 % de la producción total de las aleaciones de aluminio para fundición corresponden a algún tipo de aleación aluminio-silicio, dado a que poseen buenas características de vaciado, resistencia a la corrosión y facilidad de maquinado, sin olvidar por supuesto la excelente relación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



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

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.

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

2.2 Pruebas Mecánicas en los Materiales

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

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.

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

2.2.1 Clases de Ensayos Mecánicos

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

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 período 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 período de duración de estos ensayos puede variar desde unos minutos hasta algunas horas. Si la carga es sostenida durante largos períodos 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

rocíos 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, 'A₀'.

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 'L₀':

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

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

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



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 ' σ ', 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 ε 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]:

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

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 σ contra ε 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]:

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

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:

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

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, $m = \left(\frac{d \ln \sigma}{d \ln \dot{\varepsilon}} \right) = \frac{\dot{\varepsilon}}{\sigma} \left(\frac{d\sigma}{d\dot{\varepsilon}} \right)_\varepsilon \quad (2.22)$

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

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

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

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.

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

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° y el diámetro en los extremos nunca debe ser menor de la mitad de la altura total de la muestra [4].

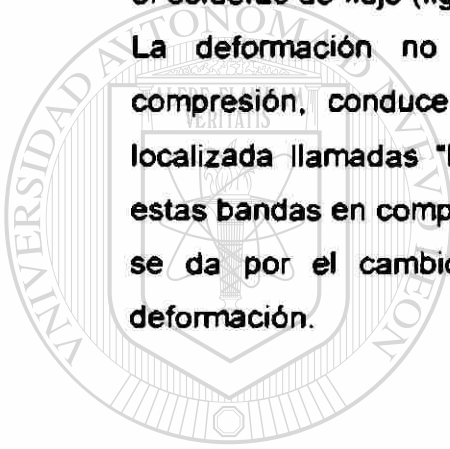
La fricción en las superficies en contacto con los dados tiene también un efecto significativo sobre las deformaciones que se presentan en las muestras especialmente si éstas son cilíndricas. Algunos medios para disminuir el efecto de la fricción incluyen, entre otros, el pulir las caras de las probetas o utilizar dados pulidos a los cuales se les agrega 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.



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

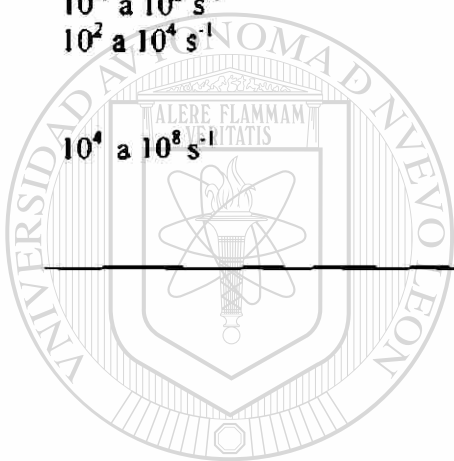
Bibliografía

- [1].- H.E. Davis, G.E. Troxell y C.T. Wiskocil "Ensaye e Inspección de los Materiales en Ingeniería", CECSA (1985), pp. 26-75
- [2].- J.Mann "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].

Intervalo de la Velocidad de Deformación	Condición o tipo de Ensayo
10^{-8} a 10^{-5} s ⁻¹	Pruebas de termofluencia bajo carga o esfuerzo constante
10^{-5} a 10^{-1} s ⁻¹	Pruebas de tensión "estáticas" mediante máquinas hidráulicas o de tornillos de potencia
10^{-1} a 10^2 s ⁻¹	Pruebas dinámicas de tensión o compresión
10^2 a 10^4 s ⁻¹	Ensayos de alta velocidad utilizando barras de impacto (se debe considerar el efecto de la propagación de ondas)
10^4 a 10^8 s ⁻¹	Pruebas de impacto a hipervelocidad utilizando métodos de propulsión explosivos (propagación de ondas de choque)



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

Figuras

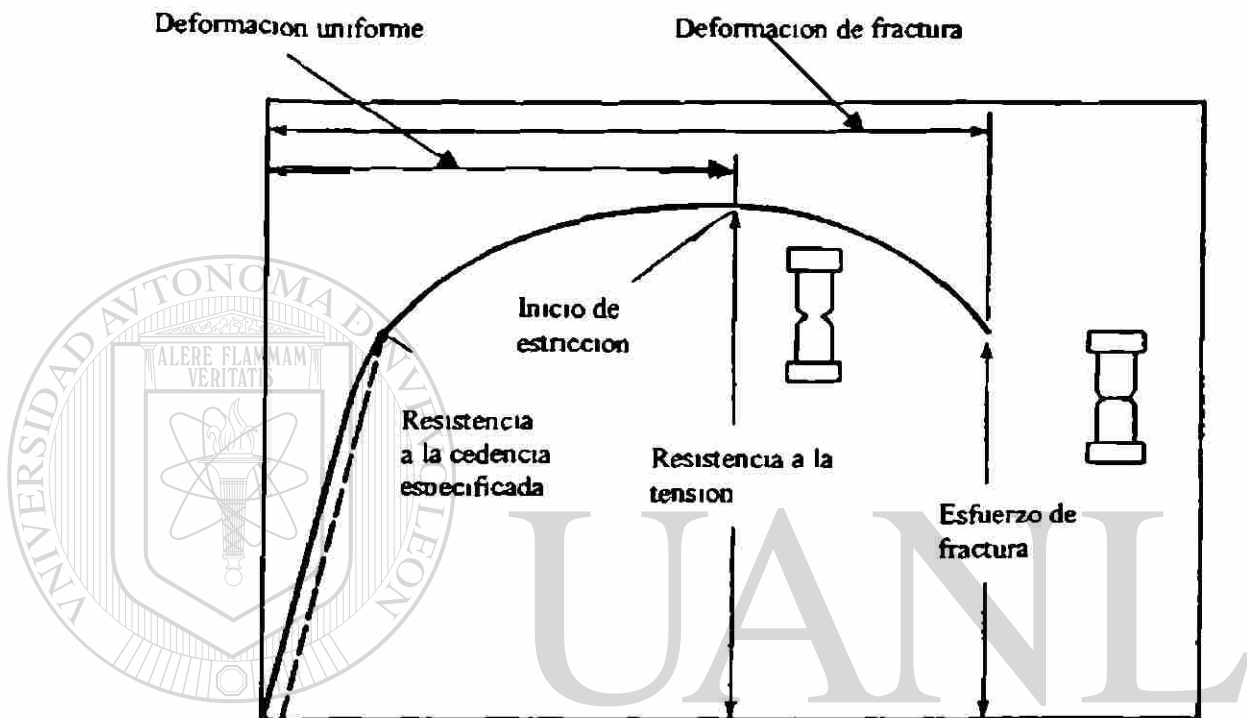


Fig 2 1 Curva ingenieril esfuerzo-deformación [3]

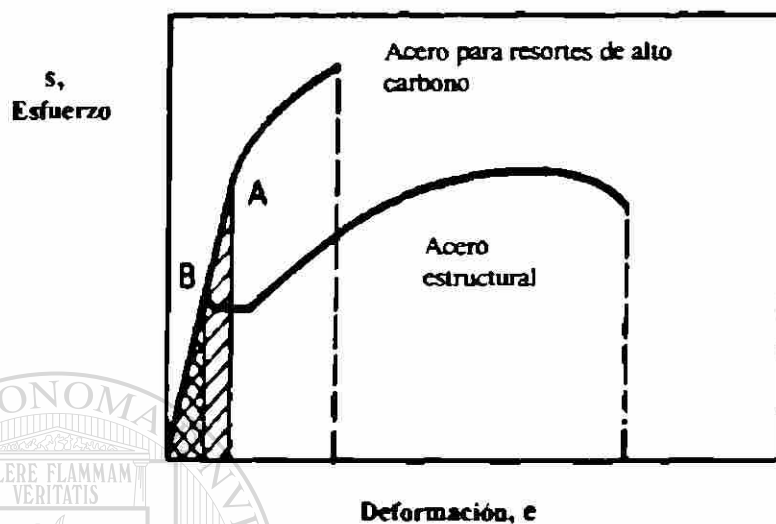


Fig. 2.2 Comparación de curvas esfuerzo-deformación para aceros de baja y alta tenacidad [3]

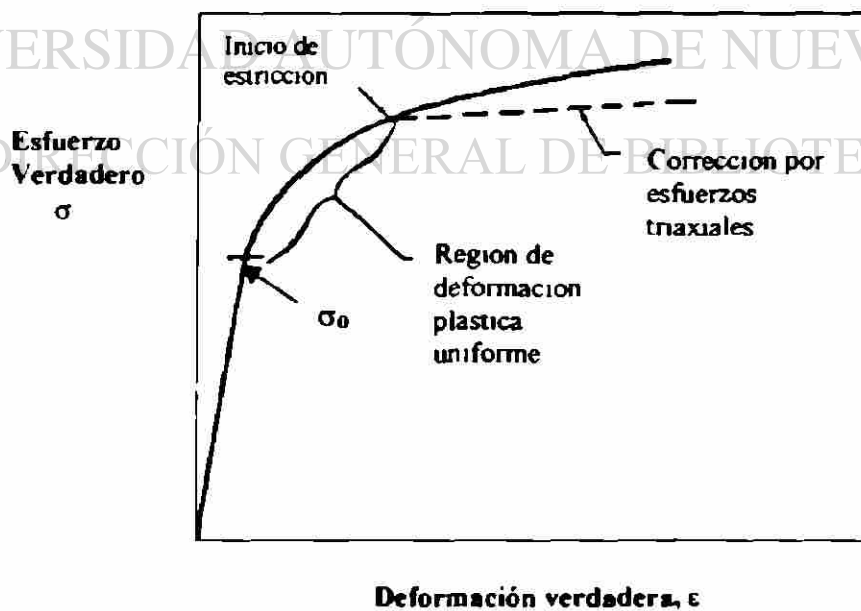


Fig. 2.3 Curva esfuerzo verdadero-deformación verdadera (curva de fluencia) [4]

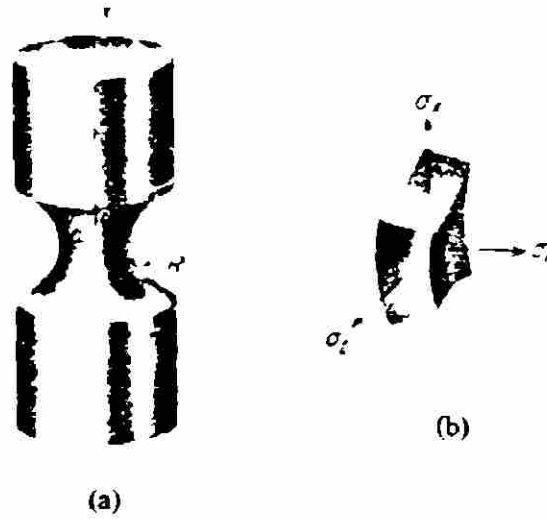


Fig 2 4 a) Geometría de la estnción, b) esfuerzos que actúan sobre un elemento en el punto O [5]

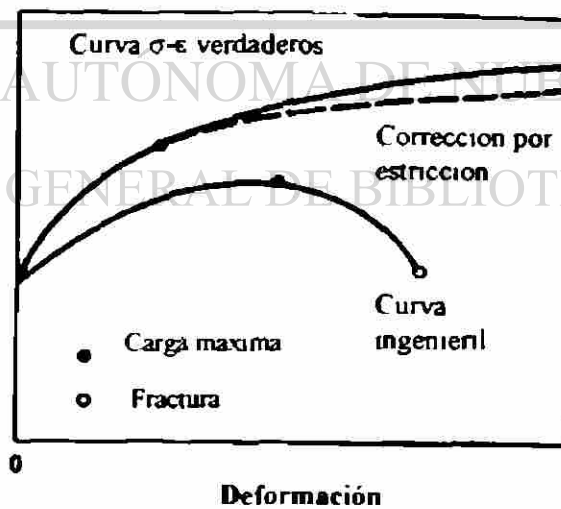


Fig 2 5 Comparacion de las curvas esfuerzo-deformacion verdaderos e ingenieril [3]

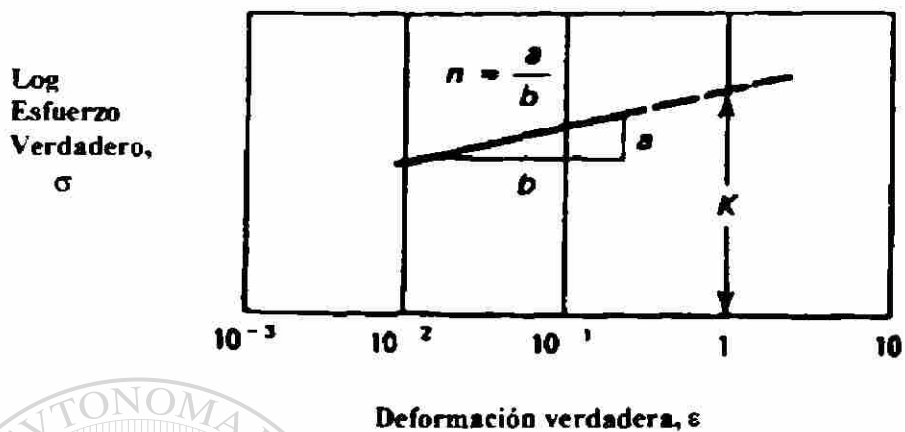


Fig 2.6 Gráfica log-log de la curva esfuerzo-deformación verdaderos [3]

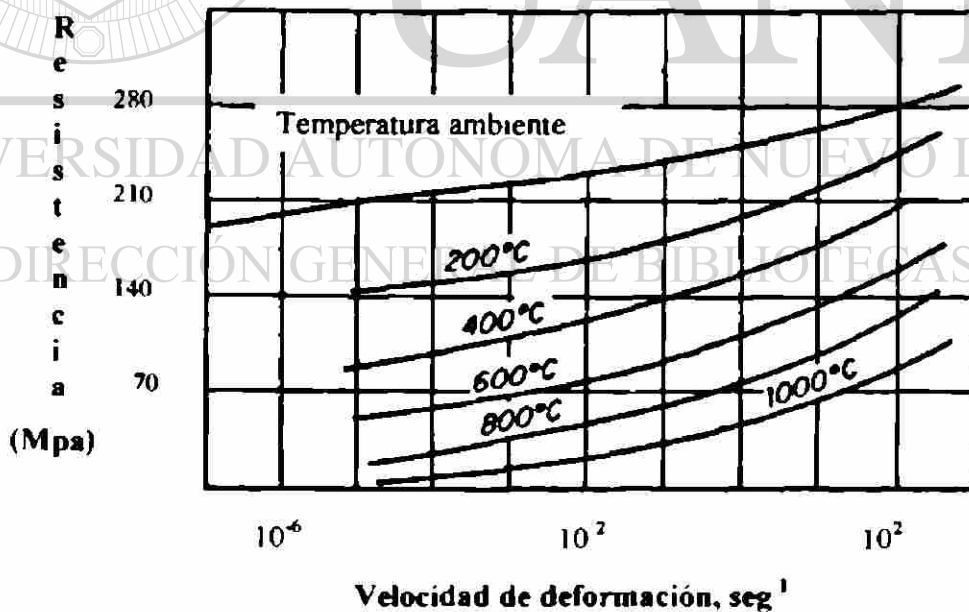


Fig 2.7 Efecto de la velocidad de deformación sobre la resistencia a la tensión en el cobre a diferentes temperaturas [5]

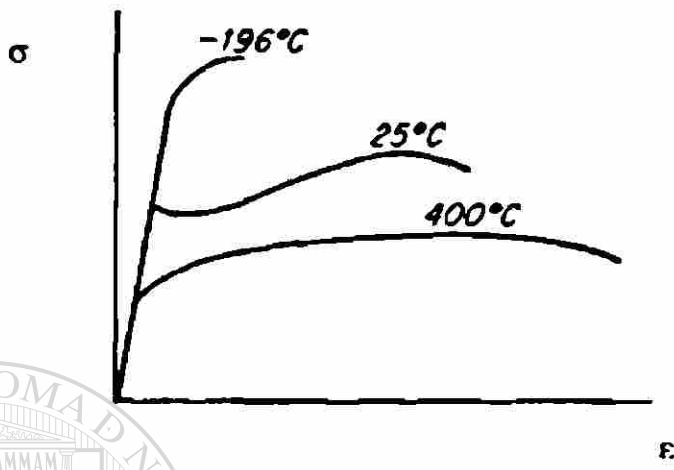
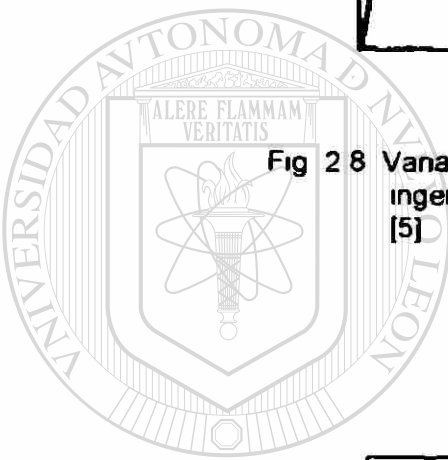


Fig 2 8 Vanación en la curva esfuerzo-deformacion ingenieri con la temperatura para acero suave [5]



UANL

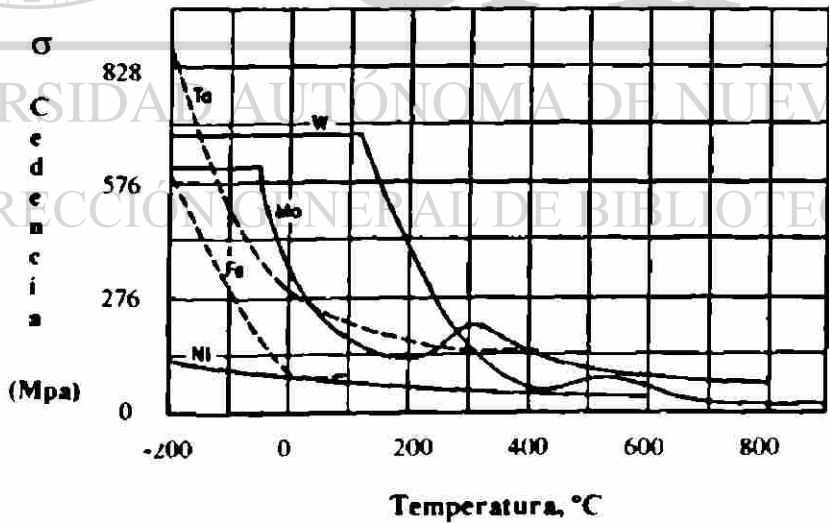


Fig 2 9 Efecto de la temperatura sobre la resistencia en cedencia del Ta W Mo. Fe (bcc) y el niquel (fcc) con la temperatura [5]

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN
DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

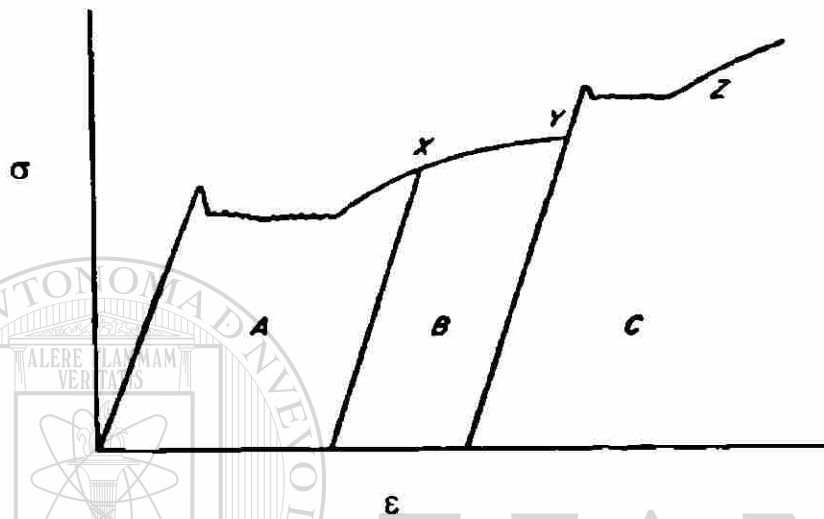


Fig 2 10 Curvas esfuerzo-deformación para aceros de bajo carbono mostrando el envejecimiento por deformación [5]

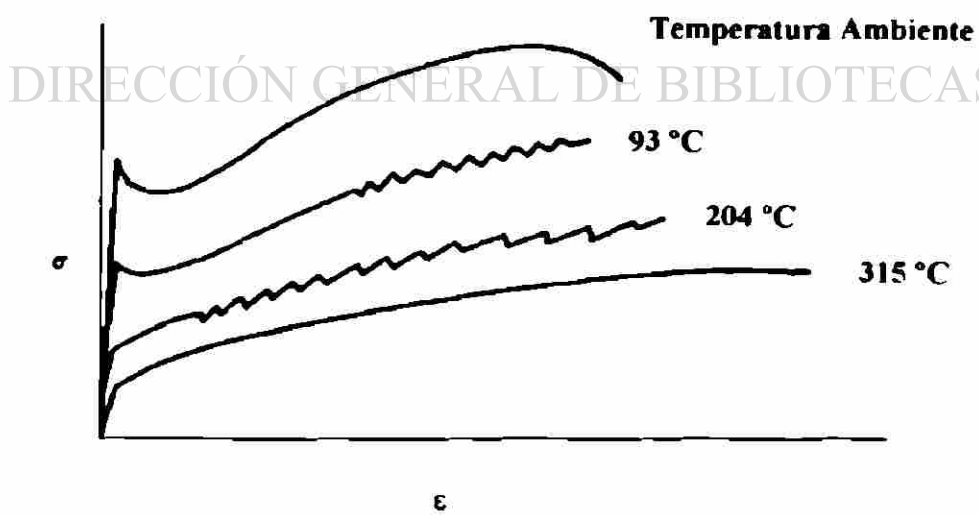


Fig 2 11 Efecto Portevin-LeChatelier en hierro [5]

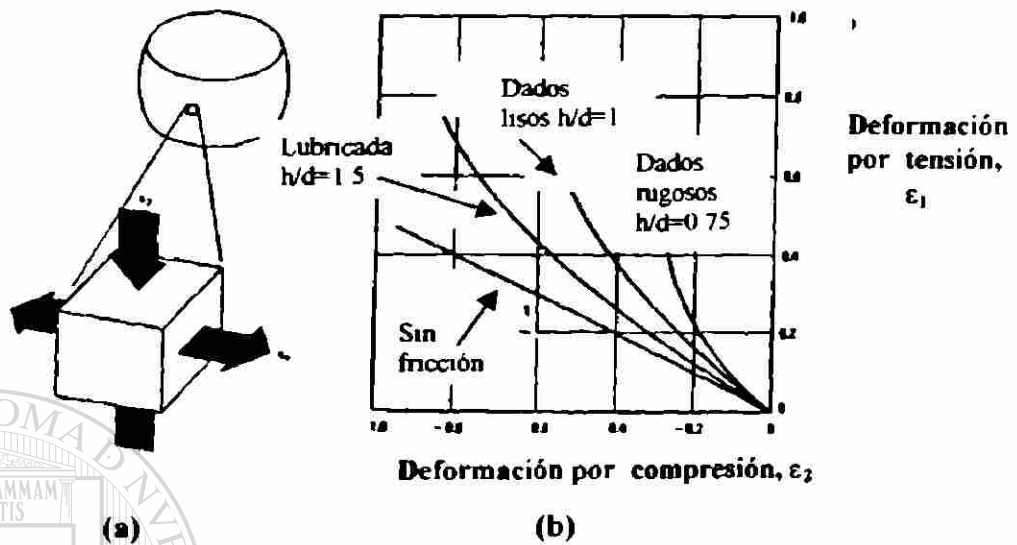


Fig. 2.12 a) Deformaciones localizadas sobre la superficie expandida en una muestra sometida a compresión, b) variación de las deformaciones con la razón de aspecto y las condiciones de fricción [12]

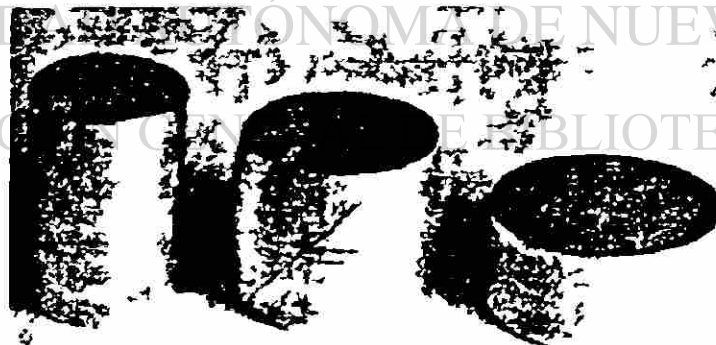


Fig. 2.13 Pruebas de compresión sobre una aleación de aluminio 2024-T35. De izquierda a derecha: muestra sin deformar, compresión con fricción y fractura, y compresión sin fricción ni fractura [12]

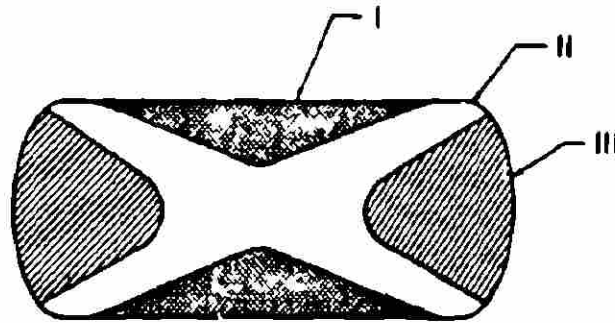
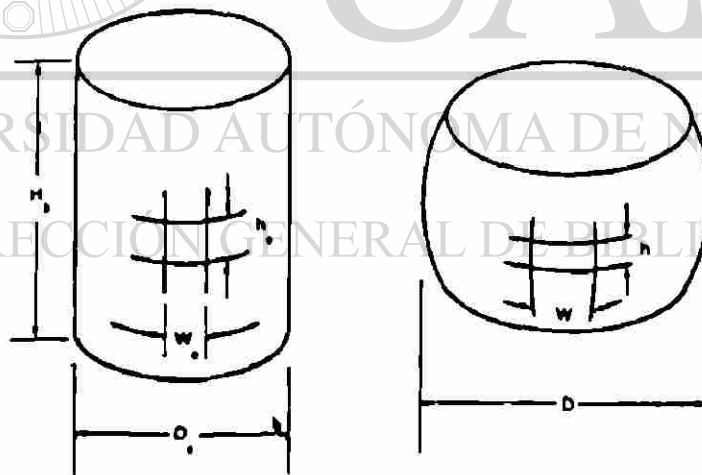


Fig. 2 14 Zonas de deformación en una sección longitudinal de una probeta cilíndrica bajo compresión [4]



Deformación axial:

$$\epsilon_z = \ln(h/h_0)$$

Deformación circunferencial:

$$\epsilon_\theta = \ln(w/w_0) \\ = \ln(D/D_0)$$

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

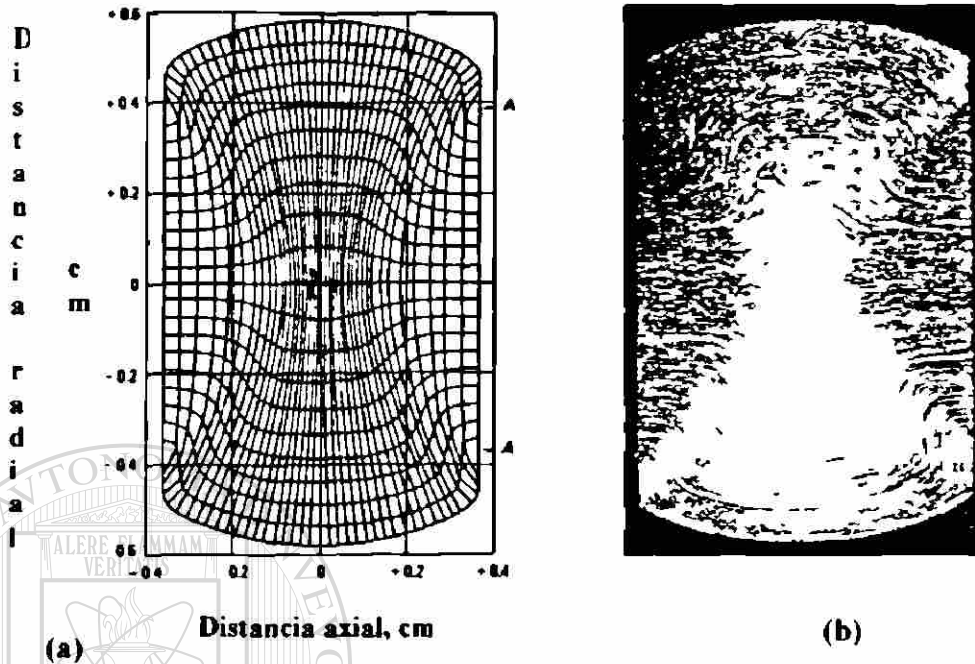


Fig 2 16 Pieza sometida a una deformación por compresión del 50%. a) simulación por computadora b) pieza de acero AISI 4340 pulida y atacada [3]

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN DE BIBLIOTECAS

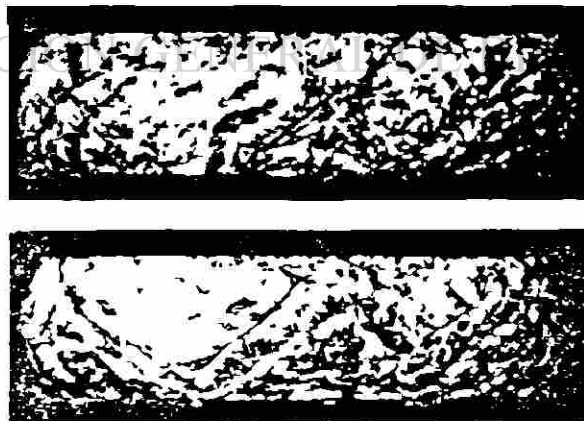


Fig 2 17 Dos vistas de una muestra de aleación de aluminio 7075-T6 llevada a una compresión del 72 % en las cuales se muestra el efecto "cascara de naranja" [3]



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

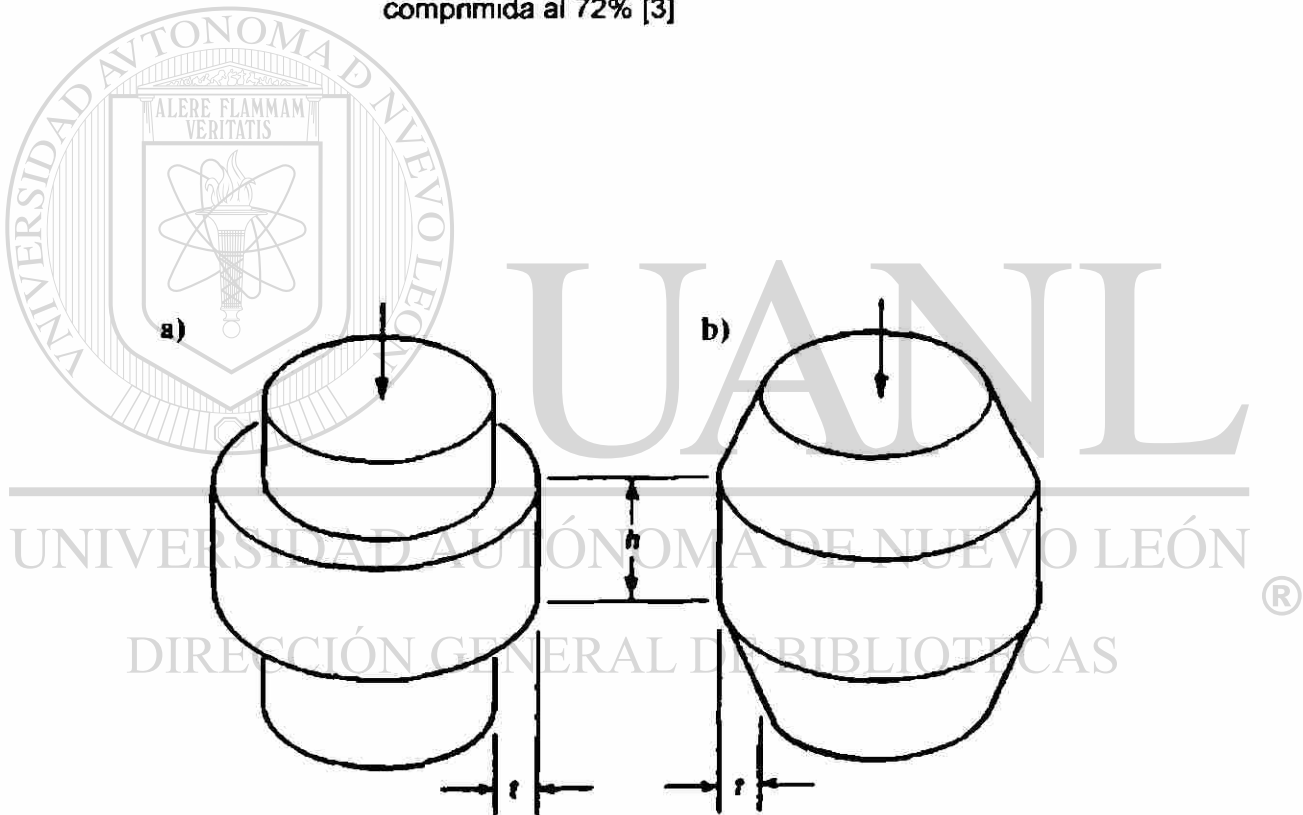


Fig 2 19 Probetas maquinadas especialmente para incrementar los esfuerzos tensiles en la superficie durante el ensayo de compresion, a) con reborde, b) cónica [12]

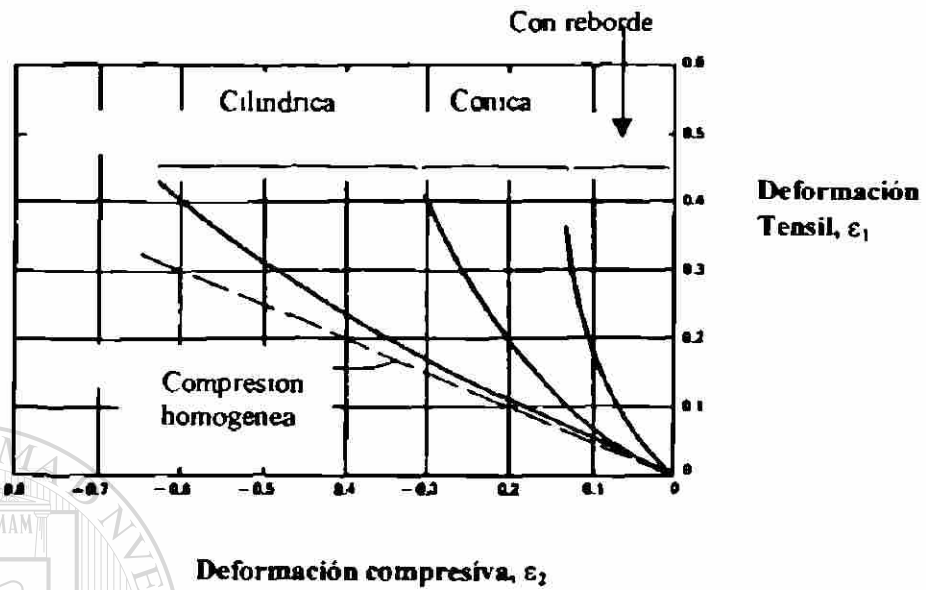


Fig 2.20 Intervalos de las combinaciones de deformaciones en la superficie libre para pruebas de compresión en diferentes tipos de muestras [12]

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

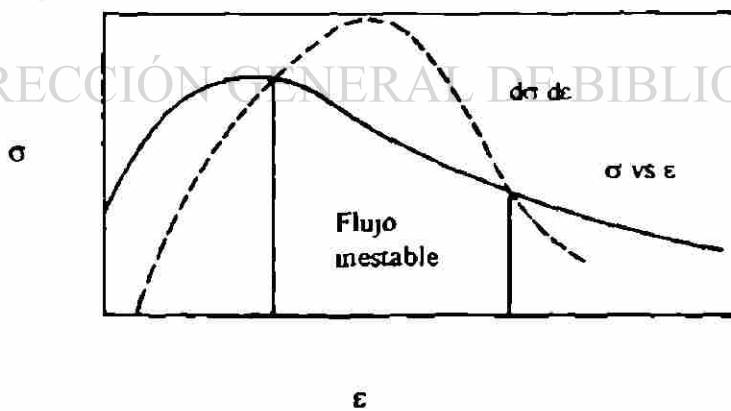


Fig 2 21 Curva de flujo mostrando el ablandamiento en el esfuerzo de fluencia [4]

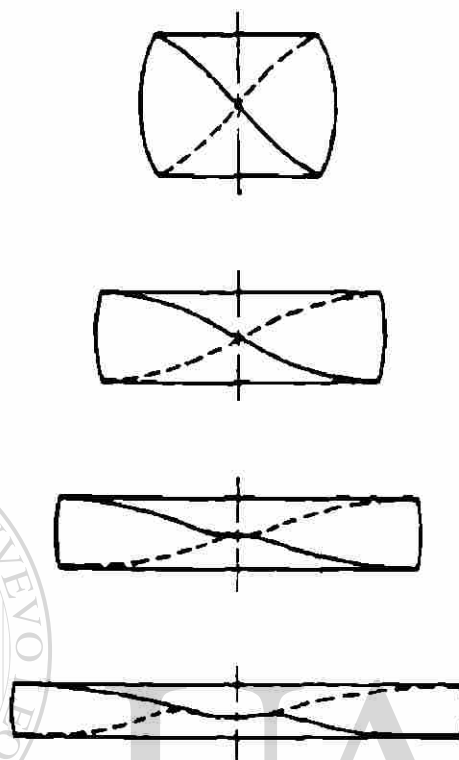


Fig 2 22 Representación esquemática del mecanismo mediante el cual se forman las bandas de corte en compresión [4]

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

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 (Al_2O_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

($\text{AlF}_3\text{-3NaF}$) 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 g/cm^3 , que es aproximadamente un tercio de la del acero (7.83g/cm^3), de la del cobre (8.93g/cm^3) o de la del latón (8.53g/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 en 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.

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

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-clnc-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 extruidas 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 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 FeAl_3 , FeMnAl_6 y αAlFeSi 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.

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

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 esto puede favorecer la formación de placas frágiles de α -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 μm y la fase eutéctica de silicio puede presentar placas de hasta 2 mm de longitud o esferas de diámetro menor a 1 μm [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 ΔT . 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].

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

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 mlH₂/100gm 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 beneficiosa, 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- α) [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.

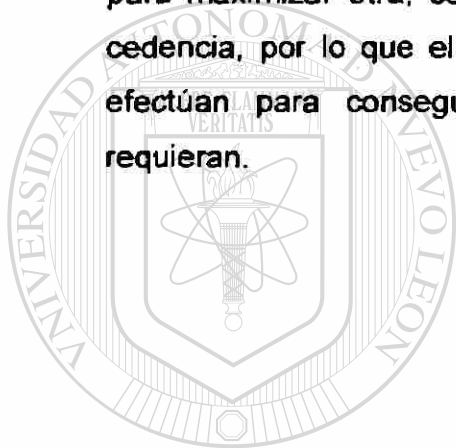
Después del tratamiento de solubilización y temple se logra obtener una solución sólida supersaturada que se encuentra en forma inestable; eventualmente el soluto en exceso precipitará, la velocidad para que este proceso se realice es dependiente de la temperatura. Algunas aleaciones después de días 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.



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

Bibliografía

- [1].- ASM Handbook, vol 2, 10ª. Edición, ASM International pp. 3-5, 21-30
123, 135
- [2].- Mc. Graw Hill "Encyclopedia of Science and Technology" 1 (1971), 326-334
- [3].- A. H. White "Engineering Materials", Mc. Graw Hill (1948), pp. 320-326
- [4].- D.R. Askeland "La Ciencia e Ingeniería de los Materiales", G.E. Iberoamérica, (1987), pp. 235-240
- [5].- J.E. Gruzleski, B.M. Closset "The Treatment of Liquid Aluminum-Silicon Alloys", AFS, Inc (1990), pp. 13-33, 149-153, 219-222
- [6].- L. Mondolfo "Aluminum Alloys: Structure and Properties", Butterworth, London (1986)
- [7].- J.E. Hatch "Aluminum: Properties and Physical Metallurgy", ASM, Metals Park (1984)
- [8].- E. Velasco "Estudios Microestructurales en una Aleación de Aluminio-Silicio Tipo A319, Tesis Doctoral, UANL (1997), pp. 59-65, 78-81
- [9].- K. Radhakrishna, S. Seshan y M.R. Seshadri "Dendrite Arm Spacing in Aluminum Alloy Casting" AFS Transactions (80-87) pp. 695-702
-
- [10].- B.P. Bardes y M.C. Flemings "Dendrite Arm Spacing and Solidification Time in a Cast Aluminum-Copper Alloy" AFS Transactions (66-74), pp.406-412
- [11].-M.C. Flemings, T.Z. Kattamis, B.P. Bardes "Dendrite Arm Spacing in Aluminum Alloys" AFS Transactions pp. 501-506
- [12].- J.L. Carbajal et. al., "Study of the relationship Between Strontium and Solidification Rate in the Modification of a 319 Type Aluminum Alloy using a Directional Solidification Technique" (Conference Proceedings of the 3rd. International Conference on Molten Aluminum Processing), AFS, (Nov 1992), pp. 141-177
- [13].-D. Apelian, J.A. Cheng "Effect of Processing Variables on the grain Refinement and Eutectic Modification of Aluminu-silicon Foundry Alloys" (Artículo presentado en The International Molten Aluminum Processing, City of Industry California, USA, (17-18 Febrero 1986)

- [14].- J.A. Odegard "The Static and Dynamic Mechanical Properties in Aluminum Casting alloys" Report No. STF 34 A91107, SINTEF Norway (1991) pp35-43
- [15].- D.K. Young, B.T. Dunville, W.C. Setzer , F.P. Koch "Light Metals" editado por E.L. Rooy (1991) p. 1115, Metal Soc. of AIME, Warrendale, PA
- [16].- P.S. Mohanty, J.E. Gruzleski " Grain Refinement Mechanisms of Hypoeutectic Al-Si Alloys", Acta Mater. **44** (1996) 3749-3760
- [17].- R.W. Ruddle " Grain Refinement" Proceedings of the AFS/CMI Conference (Dec 11-12 1984) Rosemont, Illinois pp. 77-100
- [18].- A. Pacs "Aluminum Alloy Casting and Process of Making the Same", US Patent 1, 860, 947 (1932)
- [19].- J. Shhr " Casting Alloy AP-33", Rev. Aluminum, Vol 9, pp. 1669-1680 (1932)
- [20].- I.J. Polmear "Light Alloys", U.K. Edward Arnold, (1981)
- [21].- I.G. Davis, J.M. Denis, A. Hellawell, Met. Trans, (1970) pp. 275-280
- [22].- B. Gallois, G.K. Sigworth "An analysis of Silicon Eutectic Modification" Proceedings of the AFS/CMI Conference (Dec 11-12 1984), Rosemont Ill, pp.101-109
-
- [23].- ASM Handbook Vol 15 "Castings" (1990) pp. 74-151
- [24].- J. Campbell "Castings", Butterworth-Heinemann (1991) pp. 175-208
- [25].- ASM Handbook, Vol 4 "Heat Treating" ASM International, (1991) pp. 841-861
- [26].- D. Zalensas "Aluminum Casting Technology" 2nd. Edition, AFS, USA (1993), pp. 66,67, 287-301
- [27].- D.L. Zhang "Precipitation of Excess Silicon During Heat Treatment of Cast Al-7 wt% Si – 0.4 wt % Mg Alloy" Materials Science Forum Vol 5 (1996) pp. 217-222
- [28].- Ch. R. Brooks "Heat Treatment, Structure and Properties of Nonferrous alloys, ASM (1982) p 95.

Tablas

Tabla 3.1 Propiedades del Aluminio

Símbolo	Al
No. atómico	13
Peso atómico	26.9815
Red espacial	Cúbica de Caras Centradas
Diámetro atómico (Å)	2.8
Parámetro de red (Å)	4.04
Densidad (g/cm ³)	2.7
Punto de fusión (C)	660
Módulo de Elasticidad (Gpa)	70.0
Calor específico promedio 0-100C (J·kg ⁻¹ ·K ⁻¹)	917.0
Conductividad térmica 20-100 C (W·m ⁻¹ ·K ⁻¹)	238
Coefficiente de expansión térmico 0-100C (10 ⁻⁶ K ⁻¹)	23.5
Resistividad eléctrica a 20 C (μ ohm·cm ⁻¹)	2.67

Tabla 3.2 Aleaciones de Aluminio para Trabajo Mecánico [1]

Aluminio, ≥ 99.00%	1xxx
Aleaciones de aluminio agrupados por el (los) principal(es) elementos de aleación:	
Cobre	2xxx
Manganeso	3xxx
Silicio	4xxx
Magnesio	5xxx
Magnesio y silicio	6xxx
Cinc	7xxx
Otros elementos	8xxx
Serie fuera de uso	9xxx

Tabla 3.3 Otras clasificaciones para las aleaciones de aluminio, condición y método de fabricación [1]

**Aleaciones de aluminio
Para rotor (aluminio puro)**

Aluminio puro 99.996% -18°C
Aleación EC 99.45% Al, similar
a la aleación 150.0 -18°C

222.0 F(P)
O(S)
T61(S)
224.0 T62(S)
238.0 F(P)
240.0 F(S)
242.0 O(S)
T77(S)
T571(P)
T61(P)

**Aleaciones Premium
(alta resistencia y tenacidad)**

201.0 T6(S)
T7(P)
206.0 T4(S)
204.0 T4(S)
204.0 T6(SMP)
224.0 T62(S)
295.0 T4(S)
T62(S)
296.0 T4(P)
T6(P)
T62(S)
C355.0 T61(S)
A356.0 T6(S)
A357.0 T6(S)

**Aleaciones para pistones
y de elevadas temperaturas**

332.0 T5(P)
360.0 F(D)
A360.0 F(D)
364.0 F(D)
380.0 F(D)
A380.0 F(D)
384.0 F(D)
390.0 F(D)
T5(D)

**Aleaciones estándar para
propósitos generales**

208.0 F(S)
308.0 F(P)
319.0 F(S)
F(P)
324.0 F(P)
238.0 F(P)
240.0 F(S)
242.0 O(S)
T77(S)
T571(P)
T61(P)
295.0 T4(S)
T62(S)
296.0 T4(P)
T6(P)
T62(S)
308.0 F(P)
319.0 F(S)
F(P)
324.0 F(P)
333.0 F(P)
T5(P)
T6(P)
T7(P)
336.0 T551(P)
354.0 F(P)
355.0 T51(S)
T6(S)
T61(S)
T7(S)
T6(P)
356.0 T51(S)
T6(S)
T7(S)
T6(P)
A356.0 T6(S)
357.0 T6(S)
A357.0 T6(S)
358.0 T6(S)
359.0 T6(S)
392.0 F(P)
443.0 F(S)
O(S)
F(D)
F(P)

Tabla 3.3 (continuación)

Aleaciones para fundición
mediante dado

360.0	F(D)
A360.0	F(D)
364.0	F(D)
380.0	F(D)
A380.0	F(D)
384.0	F(D)
390.0	F(D)
	T(S)
413.0	F(D)
A413.0	F(D)
443.0	F(S)
	O(S)
	F(D)
518.0	F(D)
A535.0	F(D)

Aleaciones aluminio-magnesio

511.0	F(S)
512.0	F(S)
513.0	F(P)
514.0	F(S)
518.0	F(D)
520.0	T4(S)
535.0	F(S)
A535.0	F(D)
B535.0	F(S)

Aleaciones aluminio-cinc
(Al-Zn-Mg y Al-Zn)

705.0	F(S)
707.0	F(S)
710.0	F(S)
711.0	F(P)
712.0	F(S)

Aleaciones para baleros
(aluminio-estaño)

713.0	F(S)
850.0	T5(S)
851.0	T5(S)
852.0	T5(S)

S, vaciado en arena;
P, en molde permanente
D, en dado

Tabla 3.4 Composición de las aleaciones Al-Si más comunes para fundición (a) [5].

Aleación	Método(b)	Elementos (% en peso)					
		Si	Cu	Mg	Fe	Zn	Otros
319.0	A, P	6.0	3.5	<0.1	<1	<1	
332.0	P	9.5	3.0	1	1.2	1.0	
355.0	A, P	5.0	1.25	0.5	<0.06	<0.35	
A356.0	A, P	7.0	<0.2	0.35	<0.2	<0.1	
A357.0	A, P	7.0	<0.2	0.55	<0.2	<0.1	0.05 Be
380.0	D	8.5	3.5	<0.1	<1.3	<3.0	
383.0	D	10.0	2.5	0.1	1.3	3.0	0.15 Sn
384.0	D	11.0	2.0	<0.3	<1.3	<3.0	0.35 Sn
390.0	D	7.0	4.5	0.55	<1.3	<0.1	<0.1 Mg
413.0	D	12.0	<0.1	<0.1	<2.0		
443.0	A, P	5.25	<0.3	<0.05	<0.8	<0.5	

(a) El resto: Aluminio y otras impurezas

(b) A, vaciado en arena; P, en molde permanente;

D, vaciado en dado a alta presión

Tabla 3.5 Características de las aleaciones Al-Si para fundición (a) [5].

Aleación	Características								
	319.0	332.0	355.0	A356.0	A357.0	380.0	390.0	413.0	443.0
Método de vaciado	A, P	P	A, P	A, P	A, P	D	D	D	P
Resistencia a grietas	2	1	1	1	1	2	2	1	1
Hermeticidad	2	2	1	1	1	1	2	2	1
Fluidez	2	1	1	1	1	2	2	1	2
Tendencia a la contracción	2	2	1	1	1	-	-	-	1
Resistencia a la corrosión	3	3	3	2	2	5	2	2	2
Maquinabilidad	3	4	3	3	3	3	4	4	5
Facilidad de soldado	2	2	2	2	2	4	2	4	1

(a) Niveles: 1, la mejor; 5, la peor

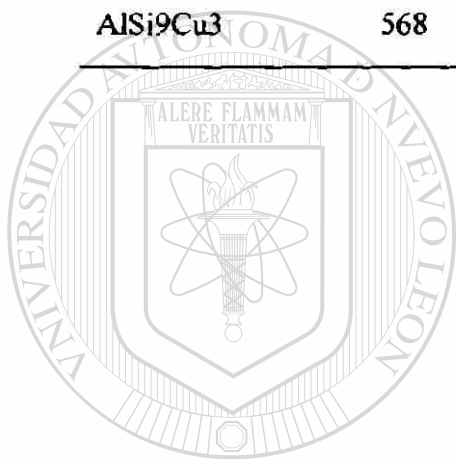
A, vaciado en molde de arena

P, en molde permanente

D, en dado a alta presión

Tabla 3.6 Variación de la temperatura eutéctica de algunas aleaciones de aluminio europeas para fundición con especificaciones estándar de Cu-Mg-Fe [5].

Aleación	Cu-Mg-Fe Mínima Especificación		Cu-Mg-Fe Máxima Especificación	
	Sin Modificar °C	Modificado °C	Sin Modificar °C	Modificado °C
AlSi5Cu3Mg	558	548	555	545
AlSi6Cu2	563	553	559	549
AlSi7Cu3Mg	560	550	556	546
AlSi9Cu	568	562	562	560
AlSi9Cu3	568	559	564	557



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS



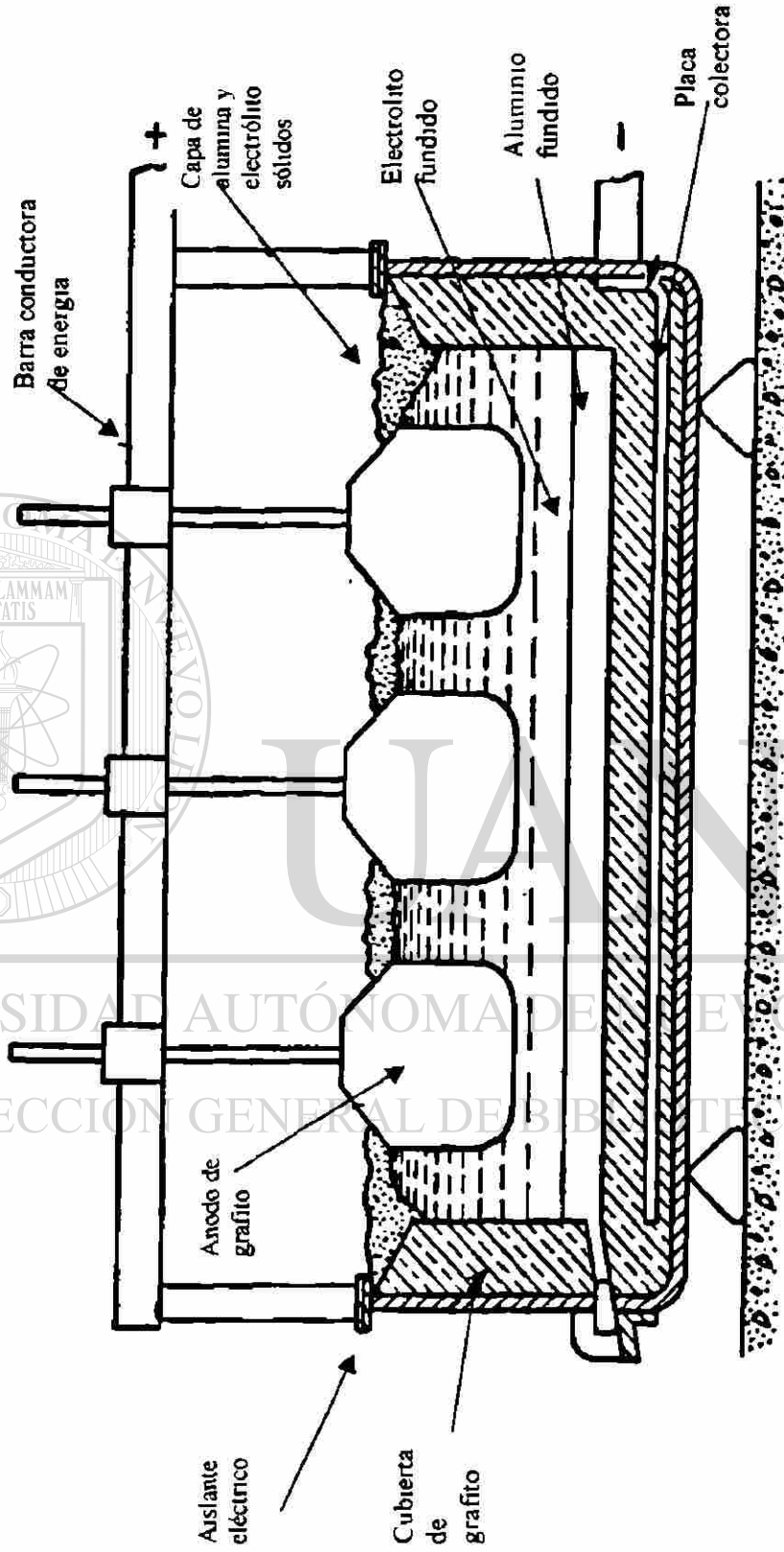
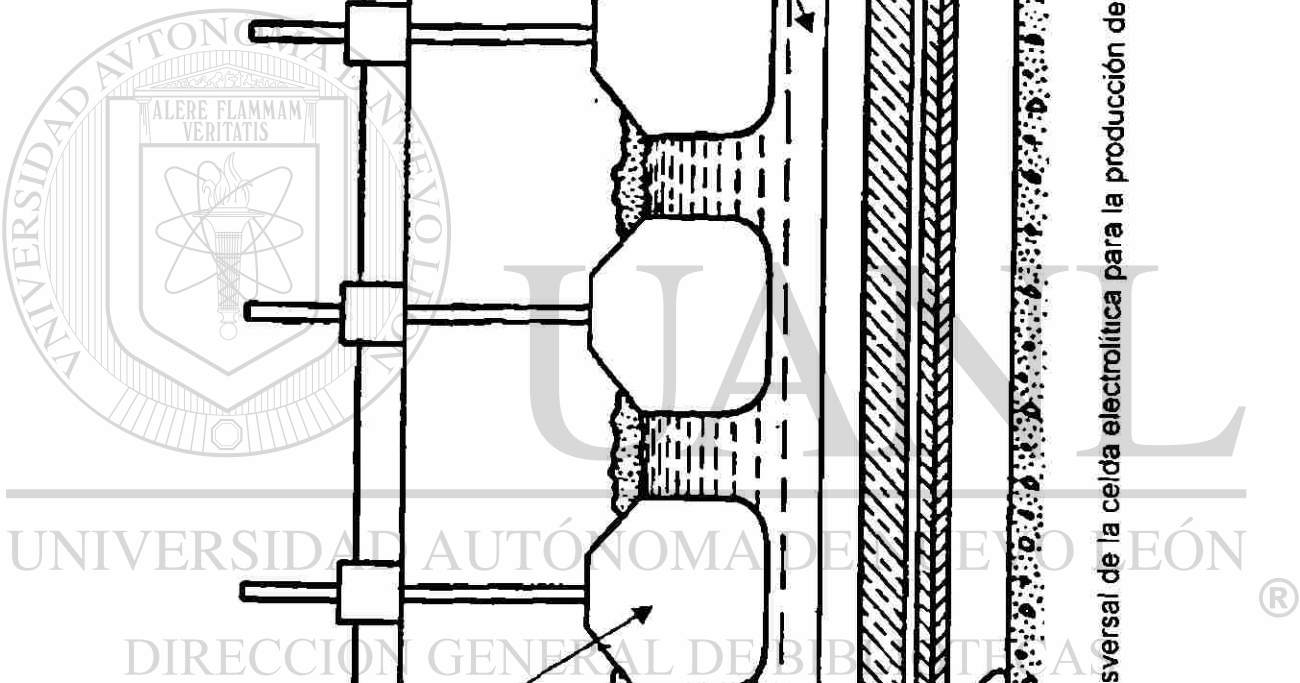


Fig 3 1 Sección transversal de la celda electrolítica para la producción de aluminio [3]



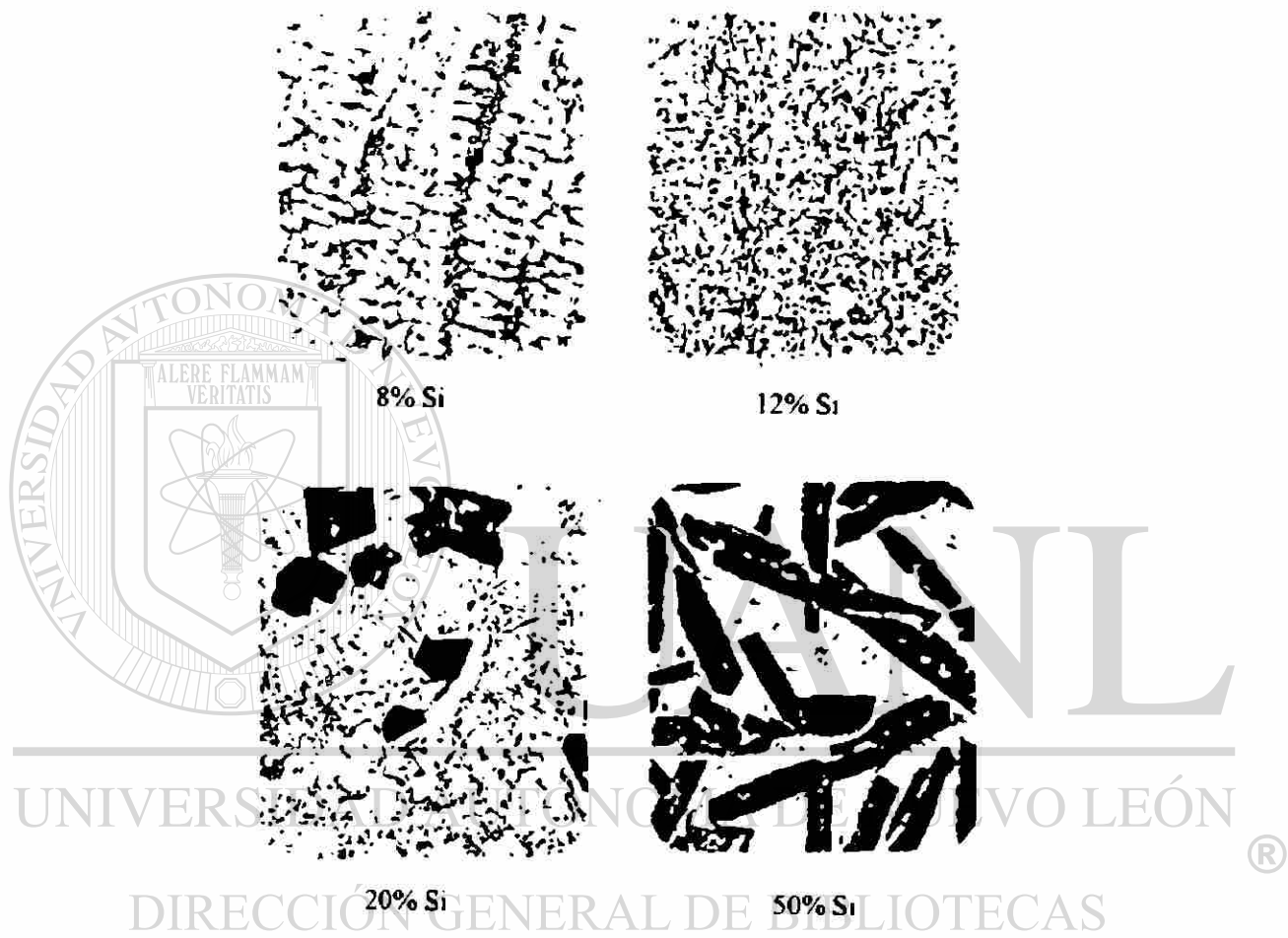


Fig. 3.2 Microestructuras de aleaciones de aluminio en función del contenido de silicio [1].

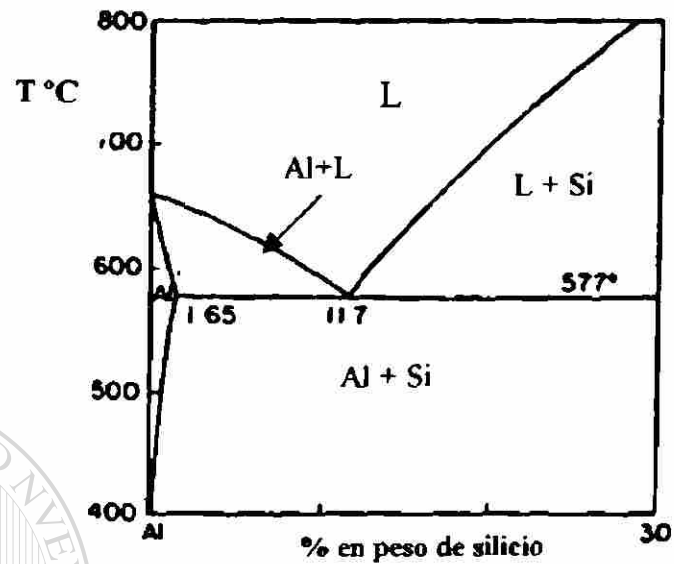


Fig. 3.3 Diagrama de fases binario Al-Si [5]

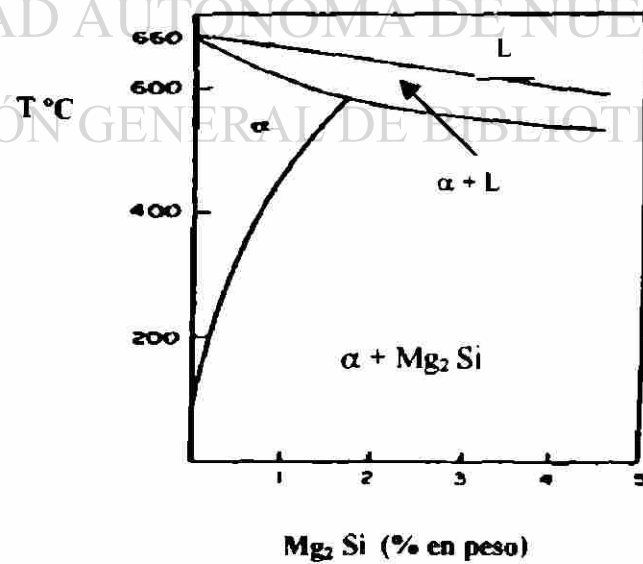
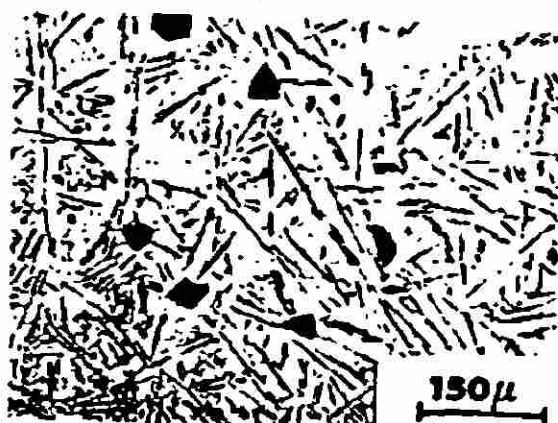
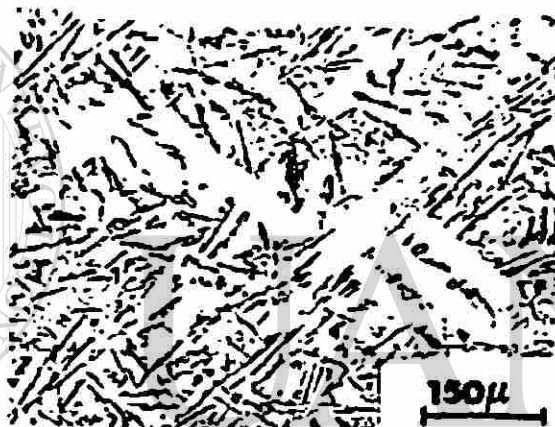


Fig. 3.4 Diagrama de fase pseudo binario Al-Mg₂Si [5]



a) no modificada



b) modificada parcialmente con 0.01 % de Sr



c) completamente modificada con 0.02 % Sr

Fig. 3.5 Microestructuras de la aleacion 413 (x 100) [5]

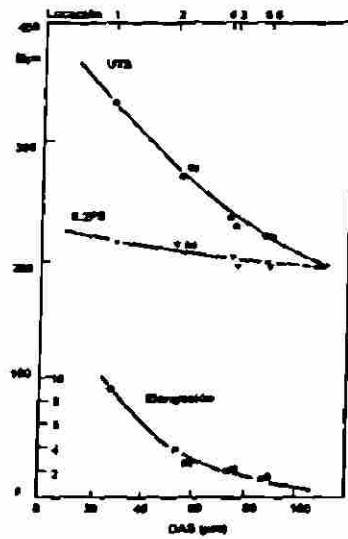


Fig. 3.6 Variación de las propiedades mecánicas en función del espaciamiento dendrítico en una aleación Al-7Si-0.4Mg [8].

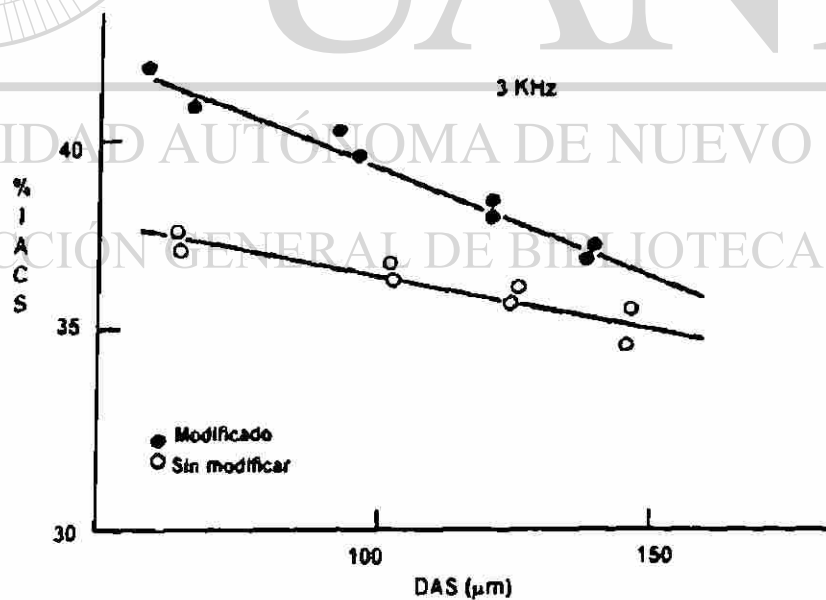


Fig. 3.7 Variación de la conductividad eléctrica en función del espaciamiento dendrítico en una aleación Al-Si modificada y sin modificar [8]

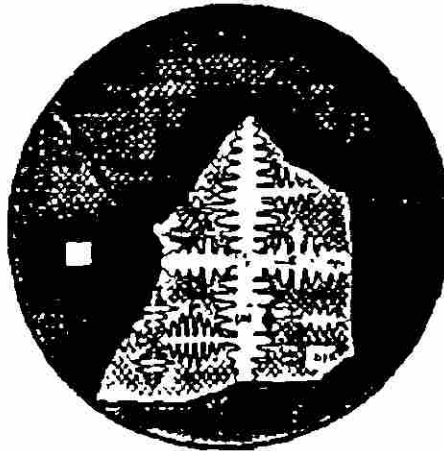


Fig. 3.8 Principales características microestructurales
 a) espaciamento dendrítico secundario, b) fase de silicio eutéctica, c) tamaño de grano

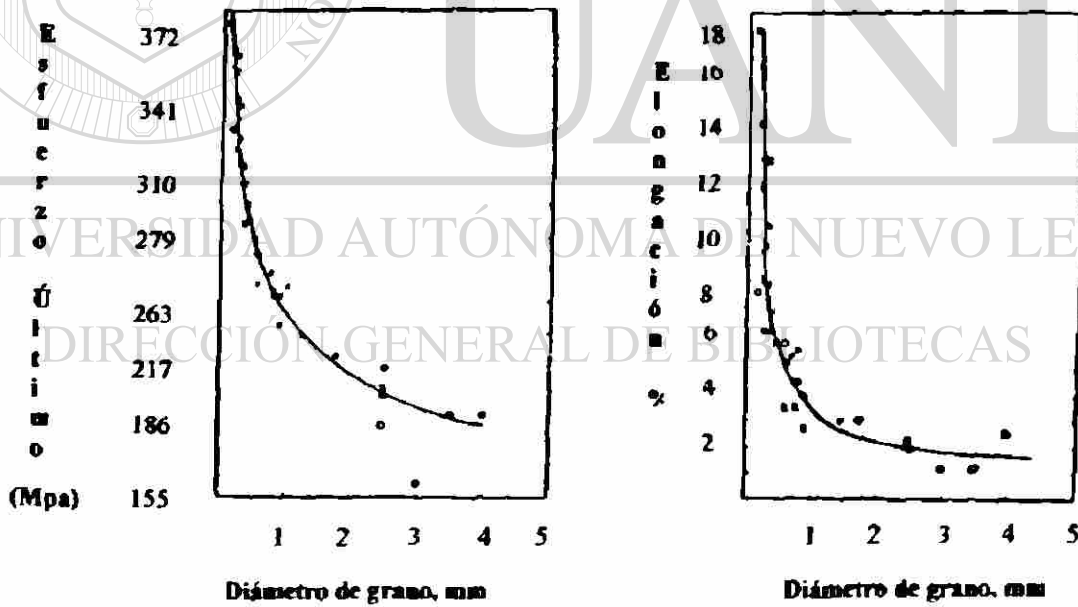


Fig. 3.9 Variación de las propiedades mecánicas en función del tamaño de grano para la aleación Al-4.5%Cu [17]

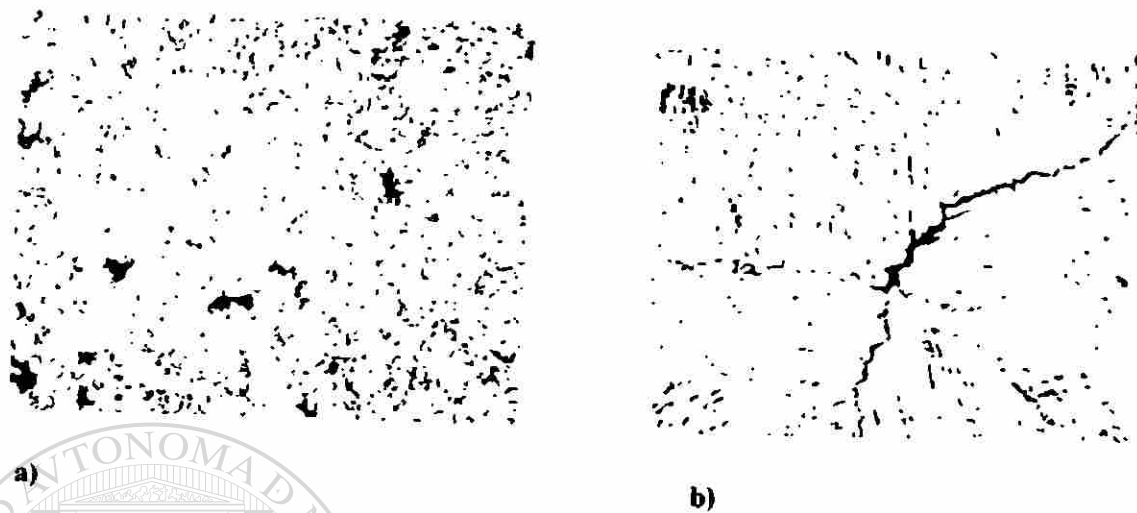
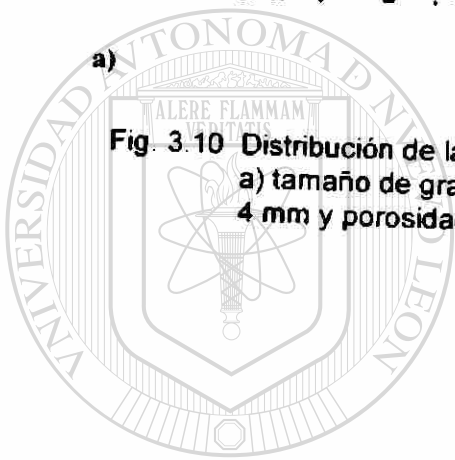


Fig. 3.10 Distribución de la porosidad en una aleación de aluminio-cobre 4.5%
a) tamaño de grano 0.25 mm y porosidad de 0.8%; b) tamaño de grano
4 mm y porosidad de 0.8% [17].



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS



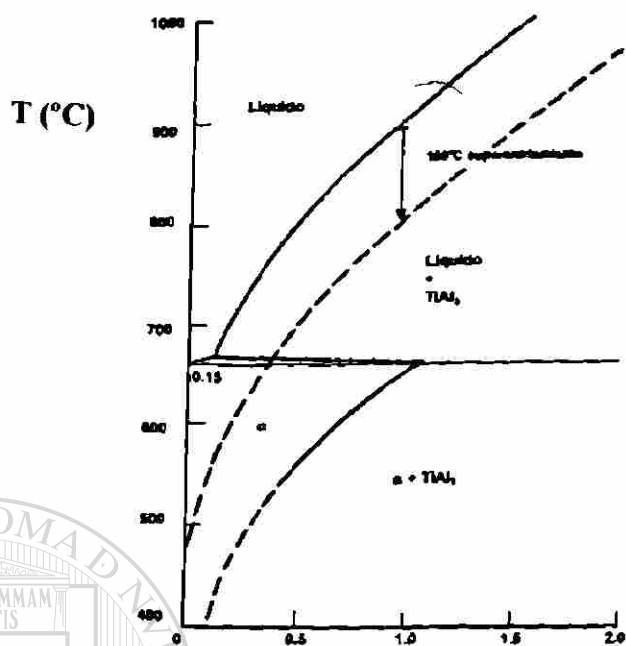


Fig 3.11

Diagrama de fases Al-Ti mostrando la porción rica en Al [8].

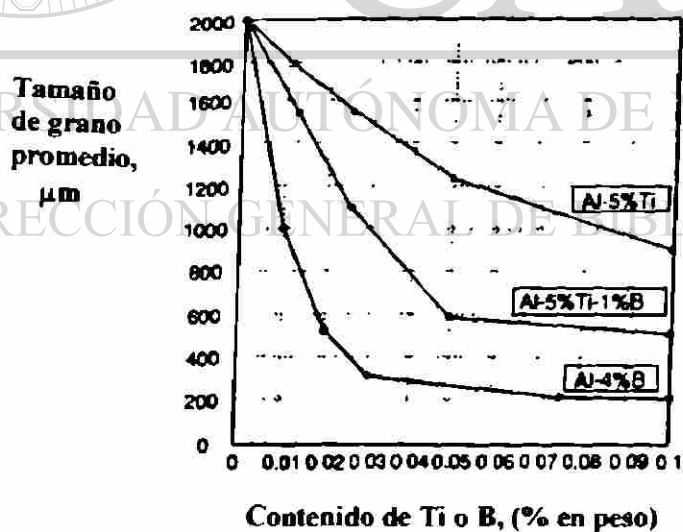


Fig. 3.12 Refinamiento de grano en la aleación A356 con las aleaciones maestras Al-Ti, Al-5Ti-B y Al-B [16]

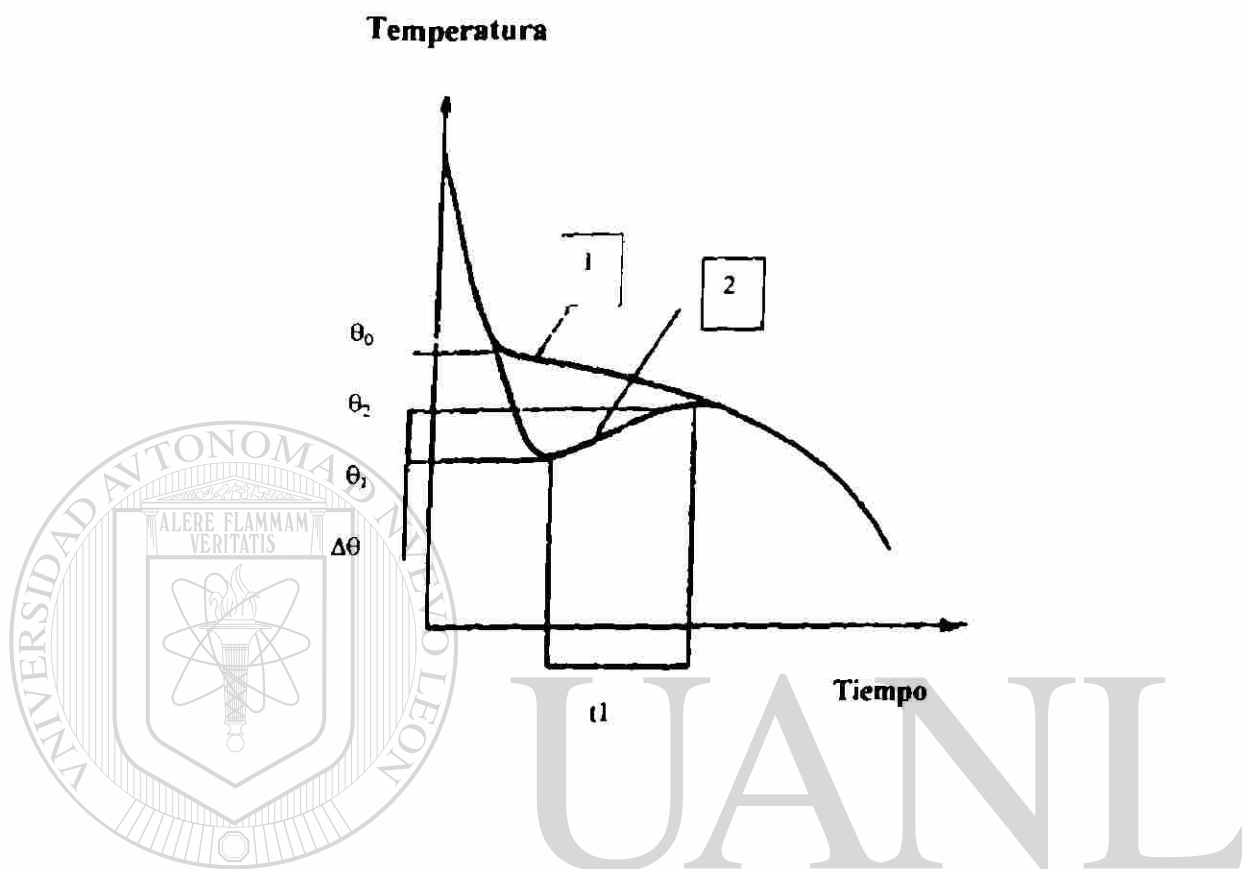


Fig. 3.13 Curva de enfriamiento al inicio de la solidificación [5].

Curva 1 : aleación con refinamiento de grano

Curva 2 : aleación sin refinamiento de grano

θ_0 = temperatura al inicio de la solidificación de la aleación refinada

θ_1 = temperatura de inicio de la solidificación en la aleación sin refinar

$\Delta\theta = \theta_2 - \theta_1$; superenfriamiento aparente

t_1 : periodo de este superenfriamiento

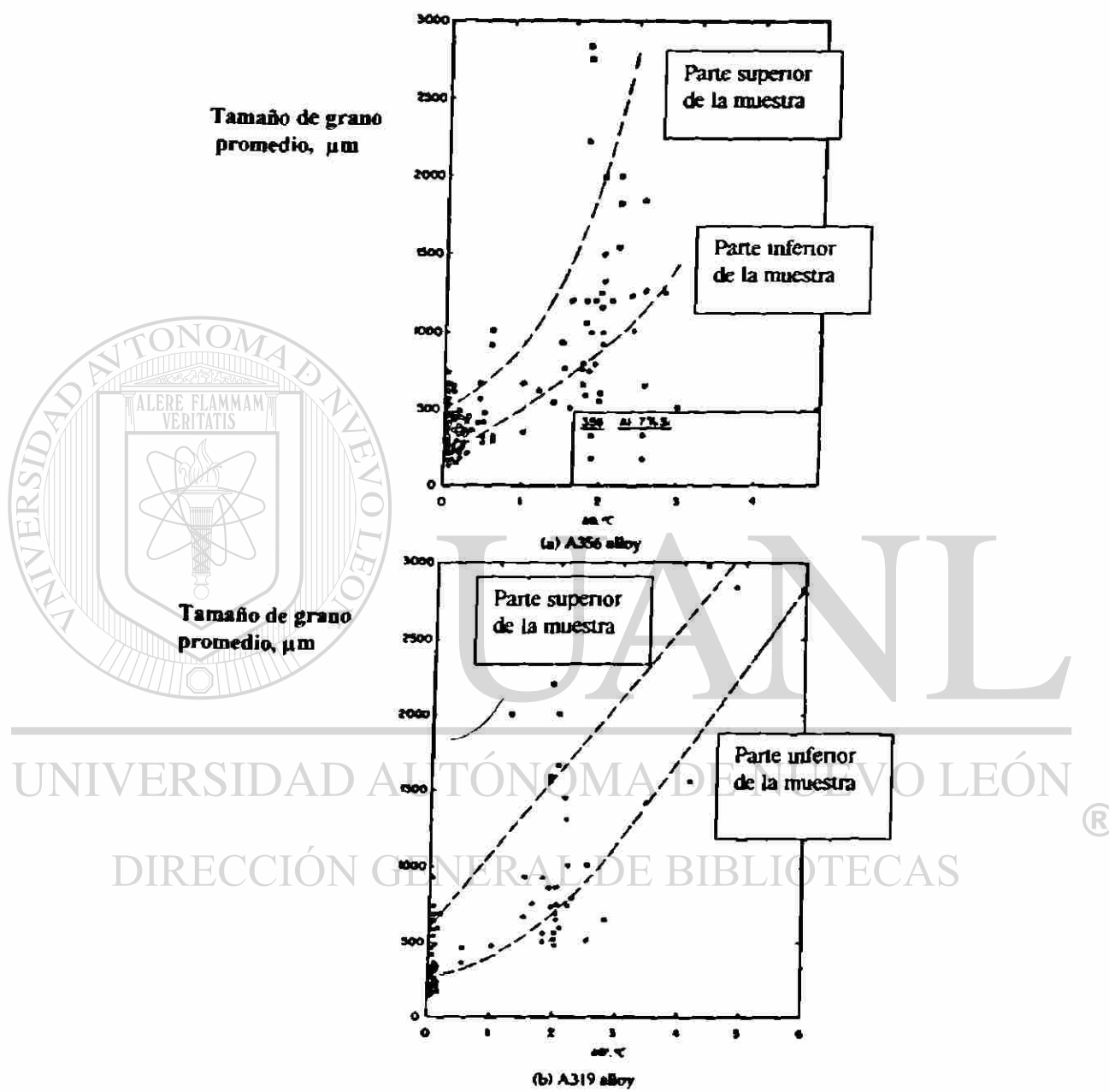


Fig. 3.14 Tamaño de grano promedio en función de $\Delta\theta$ [5].

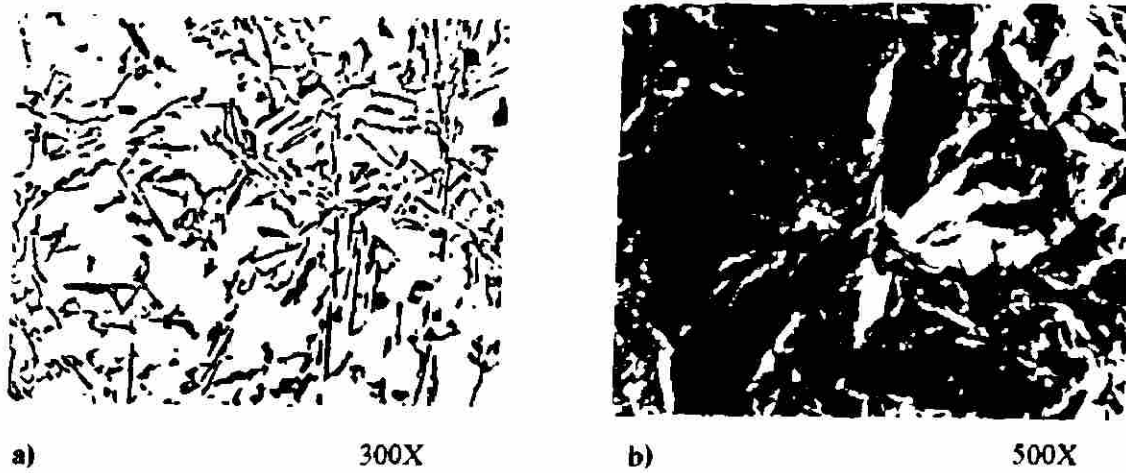


Fig 3.15 Estructura de la aleación eutéctica Al-Si sin modificar; a) microestructura, b) superficie de fractura [22].

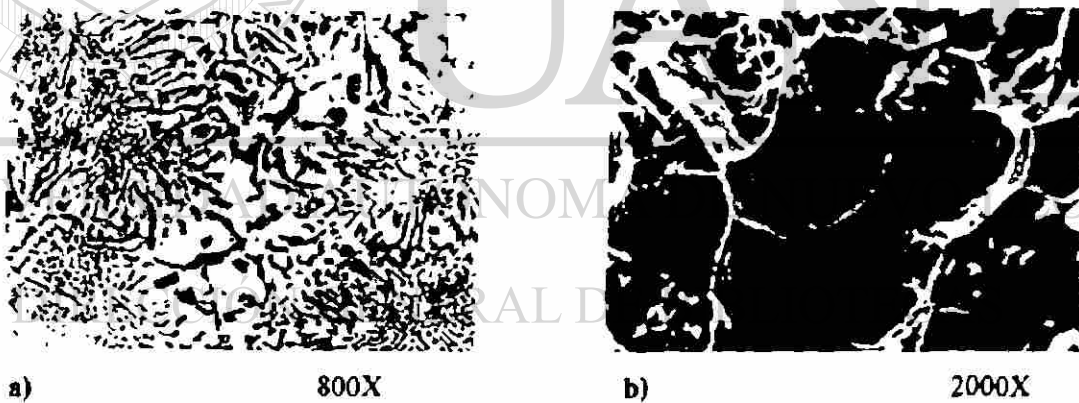


Fig. 3.16 Estructura de la aleación eutéctica Al-Si modificada; a) microestructura b) superficie de fractura [22].

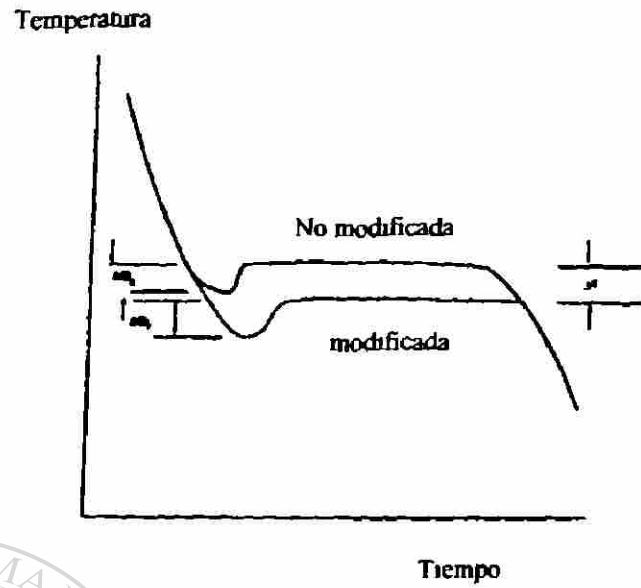


Fig. 3.17 Comparación de las zonas eutécticas en las curvas de enfriamiento de las aleaciones modificadas y no modificadas [5]

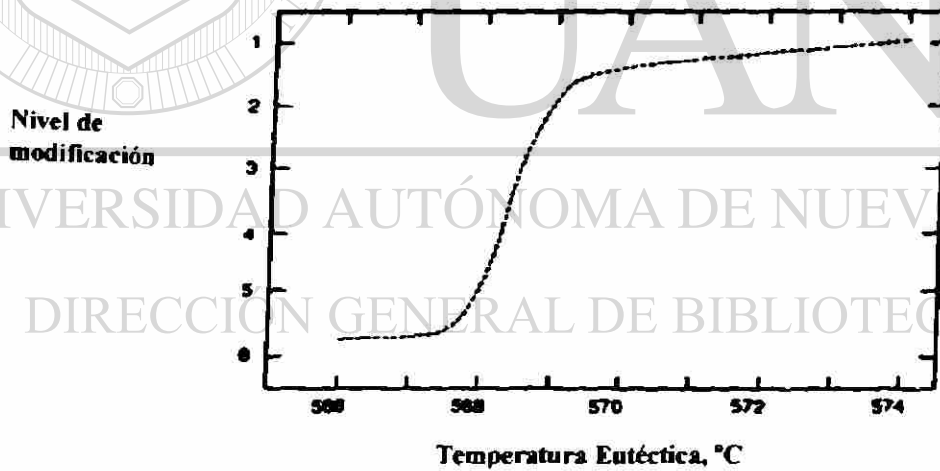


Fig. 3.18 Relación entre el nivel de modificación y la temperatura del eutéctico para una aleación A 356 [5]

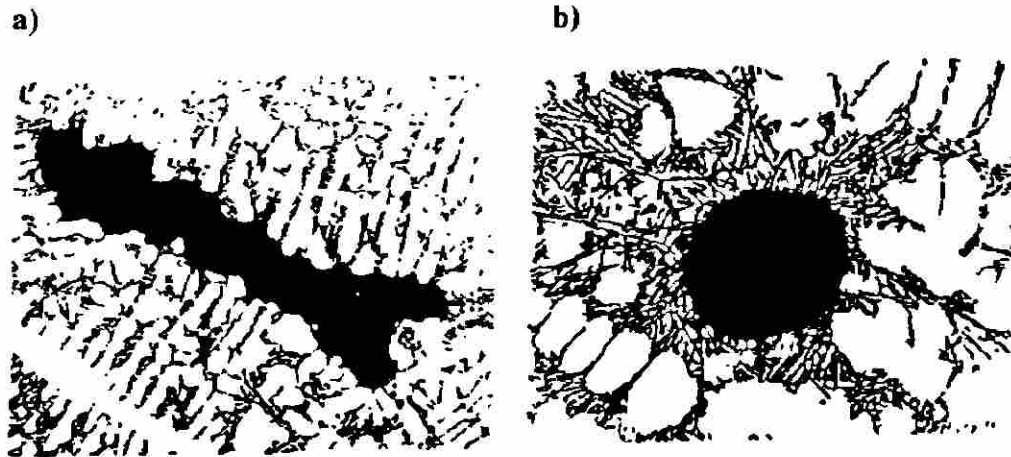


Fig. 3.19 Porosidad encontrada en el interior de una pieza vaciada, a) por contracción, b) por gas [5].

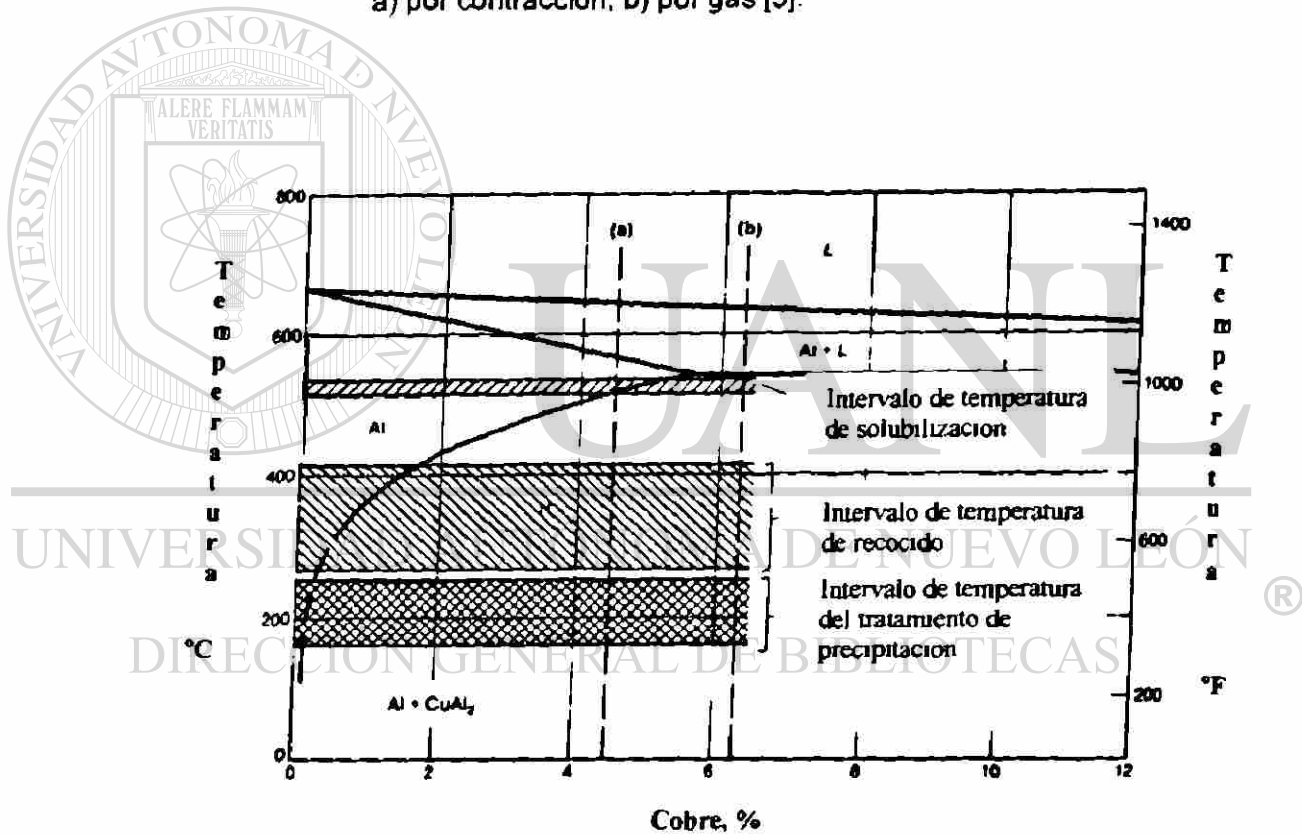


Fig. 3.20 Parte del diagrama de fases binario Al-Cu que muestra los intervalos de temperaturas para los diferentes tratamientos térmicos [1]

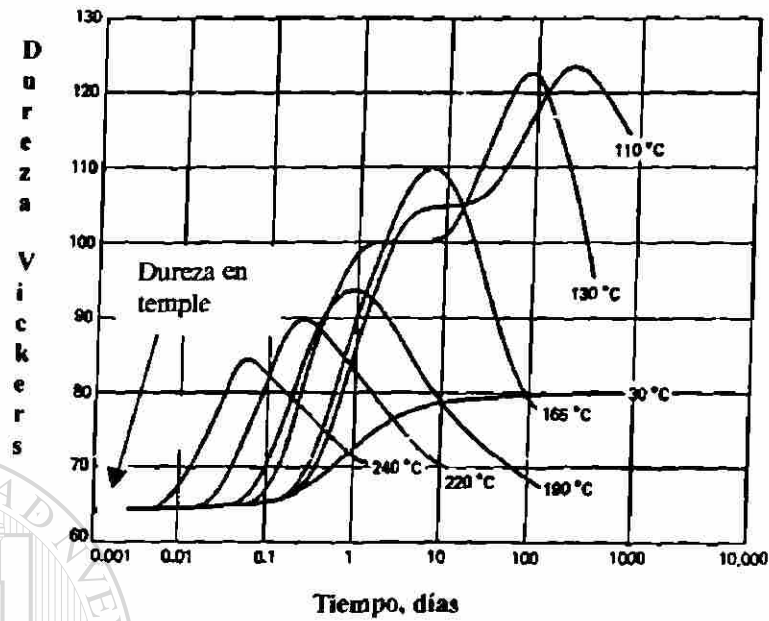
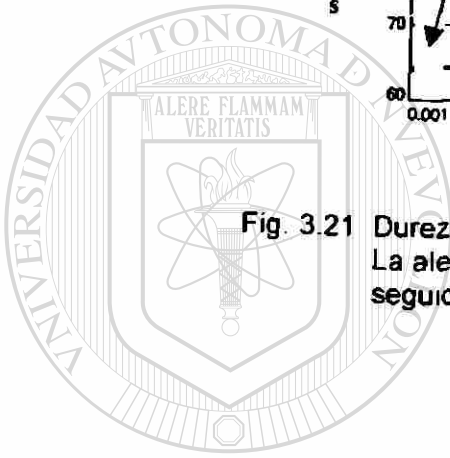


Fig. 3.21 Dureza en función del tiempo para una aleación Al-Cu 4%. La aleación se trató por solubilización durante 48 hrs a 520 °C seguido de un enfriamiento brusco en agua a 20 °C [28].



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

®

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

Capítulo 4

Procedimiento Experimental

4.1 Introducción

El uso extensivo de estudios experimentales preliminares al diseño y construcción de nuevos elementos mecánicos o estructurales es un hecho significativo y bien reconocido del desarrollo técnico.

La producción masiva satisfactoria depende de la inspección y control de la calidad de los productos manufacturados, lo cual implica un sistema de muestreo y ensaye mediante el cual se determinen las propiedades de los materiales involucrados.

Estos elementos mecánicos o estructurales de los cuales se habla, en muchas ocasiones se ven sometidos a condiciones de carga muy variadas, pudiendo existir cambios en la intensidad, velocidad y tiempo de aplicación.

En lo que respecta al material, el comportamiento de éste y por ende sus propiedades mecánicas, se ven afectadas por factores tales como su microestructura, condición de tratamiento en que se encuentre y la velocidad de deformación a que es sometido, entre otros.

En el presente trabajo se analizan las propiedades mecánicas de una aleación de aluminio tipo 319 cuya microestructura se presenta en dos condiciones, a saber: una muestra con modificación en su fase eutéctica así como refinamiento de grano, la otra presenta sólo modificación de la fase eutéctica.

Las piezas fueron sometidas a tres tratamientos térmicos para su estudio, siendo éstos: a) tratamiento térmico de solubilizado (T4), b) tratamiento de envejecimiento (T6) y c) tratamiento de sobre-envejecido o estabilizado (T7). Cabe señalar que el tratamiento de solubilizado, previo a los otros tratamientos, se llevó a cabo a tres distintas temperaturas (400, 440, y 480°C) con el objeto de observar la variación de las propiedades mecánicas conforme se incrementa la temperatura de solubilización.

Las muestras fueron sometidas a ensayos estáticos de compresión efectuados a velocidades de desplazamiento de cabezal constante de 0.5, 5, y 50 mm/min, produciendo velocidades de deformación inicial en las muestras de 0.00046, 0.0046 y 0.046 1/s.

4.2 Caracterización del Material

Con el propósito de conocer las características microestructurales presentes en las dos condiciones de estructura, se llevaron a cabo evaluaciones en el nivel de modificación y el tamaño de grano; la composición química de estas dos condiciones de estructura se muestra en las Tablas 4.1 y 4.2. En ambas aleaciones se pueden observar niveles semejantes de estroncio, el cual se encuentra en cantidad suficiente para llevar a cabo la modificación de la fase eutéctica de silicio; por otra parte, la aleación modificada y refinada presenta esta última característica debido a que posee mayor contenido de titanio que la aleación únicamente modificada. El procedimiento mediante el cual se evaluó el efecto tanto del elemento modificador como del elemento refinador de grano se describe a continuación:

Se tomaron muestras del material y se desbastaron con lija de carburo de silicio hasta el grado 2400, para después ser pulidas con alúmina de $1\ \mu\text{m}$; finalmente se limpiaron con alcohol etílico y se secaron con aire caliente.

Las muestras se analizaron en la condición de pulido en un microscopio óptico Olympus PMG 3, obteniendo las imágenes mostradas en las figuras 4.1 y 4.2 para las condiciones de estructura modificada y modificada y refinada respectivamente. A partir de ellas y por comparación con la tabla de control de microestructura en aleaciones Al-Si hipoeutécticas, elaborada por el Comité de Análisis Térmico de la AFS (American Foundrymen's Society) se determinó que el nivel de modificación presente en ambas condiciones de estructura era de 4 a 5.

Por otra parte, para obtener las mediciones del tamaño de grano, se sometieron las muestras en la condición de pulido a un ataque químico llevado a cabo por inmersión en solución Keller compuesta por 2 ml HF, 3 ml de HCl, 5 ml de HNO_3 en 100 ml de agua; el ataque se efectuó durante un tiempo de 5 minutos.

Con este tratamiento y mediante el método de intercepción lineal según la norma ASTM E112 se observaron a través del estereógrafo Olympus SZH 10 las imágenes mostradas en las figuras 4.3 y 4.4 en las cuales, con el método antes descrito, se determinó un tamaño de grano de $620\ \mu\text{m}$ (mediano) en la condición de estructura modificada y refinada, mientras que para la aleación únicamente modificada se obtuvo un tamaño de grano de $1300\ \mu\text{m}$ (grueso).

Tanto en el análisis del tamaño de grano como en el del nivel de modificación, se contó con la ayuda del analizador de imágenes Image Device Matrix utilizando el software Clemex Vision versión 2.2 b.

4.3 Tratamiento Térmico

El material se preparó en probetas cilíndricas para compresión de 18 mm de altura y 12 mm de diámetro (razón de aspecto 1.5) y se sometió a los tratamientos térmicos que se describen en el siguiente apartado:

4.3.1 Tratamiento Térmico de Solubilizado

Con el objeto de observar la evolución de las propiedades mecánicas del material con la temperatura de solubilizado, se obtuvieron muestras solubilizadas a tres temperaturas distintas:

Solubilizado tipo A	400°C durante 6 hrs. seguido de enfriamiento rápido en agua
Solubilizado tipo B	440°C durante 6 hrs. seguido de enfriamiento rápido en agua
Solubilizado tipo C	480°C durante 6 hrs. seguido de enfriamiento rápido en agua

El número de muestras sobre las cuales se realizaron los diferentes tratamientos térmicos se indica al término de éstos.

Trabajos previos [1] muestran que para este tipo de aleaciones, la temperatura máxima de solubilizado se encuentra en el orden de los 483 y 514°C, intervalo en el cual solidifica la fase $Al+Al_2Cu+Si+Al_5Mg_8Cu_2Si_6$ (eutéctico) el cual establece el límite superior de la temperatura de solubilizado (fig. 4.5).

Las muestras se calentaron en un horno eléctrico de resistencias Lindberg durante el tiempo y temperaturas indicadas. Se llevó a cabo un estricto control de las temperaturas de tratamiento mediante el empleo de termopares tipo K de 1.6 mm. de diámetro. Estos termopares fueron colocados sobre las muestras,

monitoreando así la evolución térmica mediante un equipo de análisis térmico y cuyas curvas de calentamiento se muestran en la figura 4.6. El enfriamiento rápido se realizó mediante la inmersión en agua de las piezas justo después de las 6 horas que duró el tratamiento de solubilizado; las curvas de este enfriamiento se muestran en la figura 4.6.

4.3.2 Tratamiento de Endurecimiento por Envejecimiento (T6)

Una vez concluido el enfriamiento rápido como parte del tratamiento de solubilizado, se procedió a efectuar el tratamiento de envejecimiento, en el cual se lleva el material a una condición metaestable de alta dureza. Esto se consiguió al calentar el material a una temperatura de 160°C durante un periodo de tiempo de dos horas [2] a lo cual le siguió un enfriamiento al aire libre. Para este tratamiento se utilizó un horno eléctrico de resistencias Felisa capaz de controlar hasta los 300°C; nuevamente, para dar seguimiento a la evolución térmica de las piezas se utilizaron termopares tipo K cromel-alumel de 1.6 mm. conectados al equipo de análisis térmico. Las curvas respectivas de calentamiento se muestran en la figura 4.7a.

Este tratamiento de envejecimiento se realizó sobre las muestras que fueron sometidas a los tres tratamientos de solubilizado, por lo que una vez concluida esta fase se contó con el siguiente material:

- muestras con solubilizado tipo A (400°C)
 - muestras con solubilizado tipo B (440°C)
 - muestras con solubilizado tipo C (480°C)
-
- muestras envejecidas con tratamiento previo de solubilizado tipo A
 - muestras envejecidas con tratamiento previo de solubilizado tipo B
 - muestras envejecidas con tratamiento previo de solubilizado tipo C

4.3.3 Tratamiento Térmico de Sobrevejecido o Estabilizado (T7)

Un número de muestras solubilizadas en sus tres tipos fueron sometidas a esta clase de tratamiento, el cual produce piezas estables aunque con sacrificio en algo de su resistencia. Este tratamiento se realizó en el horno de resistencias Felisa; las muestras se llevaron a 250°C durante un tiempo relativamente amplio de cuatro horas con el objeto de estabilizar la estructura [2], siguiendo a ésto un enfriamiento al aire libre. La figura 4.7b muestra el seguimiento del calentamiento de las piezas detectado por el equipo de análisis térmico.

Con este tratamiento se concluyó la etapa de tratamientos térmicos, lo cual proporcionó el material que más tarde se llevó a la máquina universal de pruebas:

- muestras con solubilizado tipo A (400°C)
 - muestras con solubilizado tipo B (440°C)
 - muestras con solubilizado tipo C (480°C)
-
- muestras envejecidas con tratamiento previo de solubilizado tipo A
 - muestras envejecidas con tratamiento previo de solubilizado tipo B
 - muestras envejecidas con tratamiento previo de solubilizado tipo C
-
- muestras sobrevejecidas con tratamiento previo de solubilizado tipo A
 - muestras sobrevejecidas con tratamiento previo de solubilizado tipo B
 - muestras sobrevejecidas con tratamiento previo de solubilizado tipo C

Cada uno de los nueve tratamientos térmicos indicados se realizó sobre seis muestras de material, tres para la aleación de estructura modificada y tres para la aleación de estructura modificada y refinada. Cada muestra del grupo de tres se sometió a una velocidad de deformación diferente mencionadas en el apartado 4.1

4.4 Pruebas de Microdureza

Después de cada tratamiento térmico se efectuaron pruebas de microdureza Vickers sobre una muestra del material tratado térmicamente con el objeto de observar el efecto del tratamiento sobre la dureza del material. Estas pruebas de dureza se realizaron en un microdurómetro Shimadzu, utilizando una carga de 1 kg durante 15 segundos.

El número de dureza Vickers es la razón entre la carga aplicada y el área de la impresión del indentador. Este indentador es una pirámide de diamante de base cuadrada, teniendo como ángulo entre caras opuestas 136° (fig. 4.8). Obteniendo un promedio entre las diagonales de la indentación se obtiene el número de dureza Vickers mediante la siguiente fórmula [3]:

$$HV = \frac{2P \cdot \sin\left(\frac{\theta}{2}\right)}{D^2} = \frac{1.8544 \cdot P}{D^2}$$

en la cual:

P; carga aplicada, kg.

D; diagonal promedio de la impresión

θ ; ángulo entre caras opuestas del penetrador

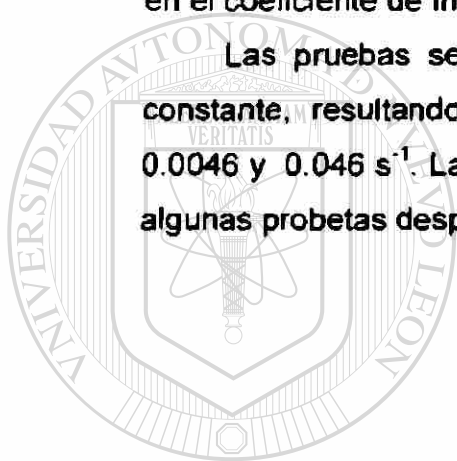
Las muestras sobre las cuales se realizaron estas pruebas de dureza fueron previamente pulidas mediante varios pasos en lija de papel de carburo de silicio, seguido de un pulido en paño utilizando alúmina de $1\mu\text{m}$, ésto con el fin de efectuar con mayor precisión las mediciones. Para cada condición de tratamiento térmico se realizaron cinco ensayos, reportando el promedio de éstos como la dureza proporcionada por el tratamiento.

4.5 Ensayos de Compresión

Una vez efectuado el tratamiento térmico en las probetas, se procedió a efectuar los ensayos de compresión. Para este fin se utilizó una máquina universal Instron en la cual una celda de carga colocada sobre uno de los cabezales envía la señal al programa de captura de datos, registrándose en él tanto la carga como el desplazamiento entre cabezales.

Las caras de las muestras en contacto con las herramientas de compresión fueron cubiertas con cinta de teflón, esto con el objeto de obtener una reducción en el coeficiente de fricción generado en las superficies de contacto.

Las pruebas se realizaron a velocidad de desplazamiento de cabezal constante, resultando en velocidades de deformación inicial de 0.00046, 0.0046 y 0.046 s⁻¹. Las figuras 4.9 y 4.10 muestran la condición que guardaron algunas probetas después de efectuada la compresión.



UANL

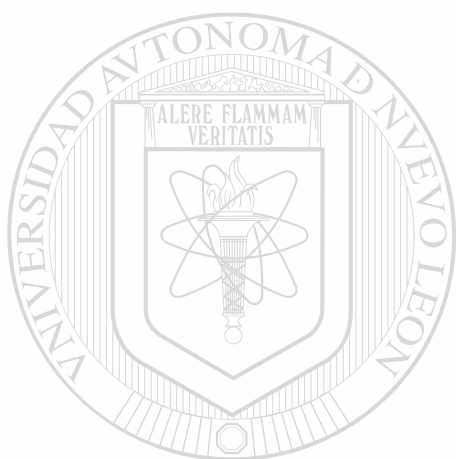
UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

Bibliografía

- [1].- S. Cano, Tesis de Maestría " Análisis Térmico en una Aleación Al-Si tipo 319", UANL, México (1996).
- [2].- Heat Treating, ASM Handbook Vol 4, (1991) pp 849,850.
- [3].- Mechanical Testing, ASM Handbook Vol 8, (1985) pp 90-94



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS



Tablas

Tabla 4.1 Composición Química de la Aleación Modificada

Si	Cu	Fe	Mn	Mg	Zn	Ti	Cr	Sn
7.32	3.33	0.619	0.42	0.294	0.715	0.068	0.03	0.017
Ni	Pb	Na	Sr	P	B	Ca	Sb	Al
0.038	0.051	<0.00010	0.01397	0.00083	0.00059	0.00021	0.01497	87.07

Tabla 4.2 Composición Química de la Aleación Modificada y Refinada

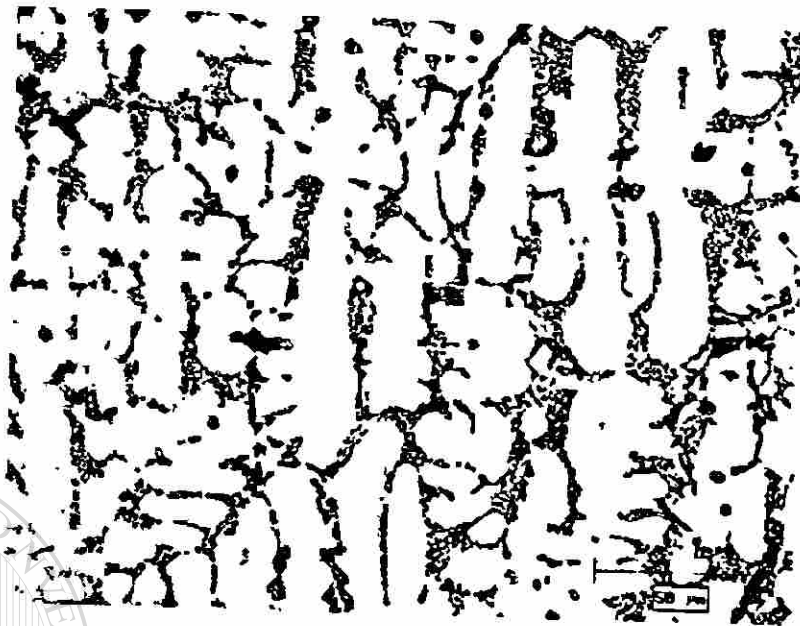
Si	Cu	Fe	Mn	Mg	Zn	Ti	Cr	Sn
7.42	3.3	0.658	0.418	0.343	0.661	0.166	0.035	0.016
Ni	Pb	Na	Sr	P	B	Ca	Sb	Al
0.037	0.045	0	0.01336	0.0007	0.00067	0.00553	0.01444	86.87

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

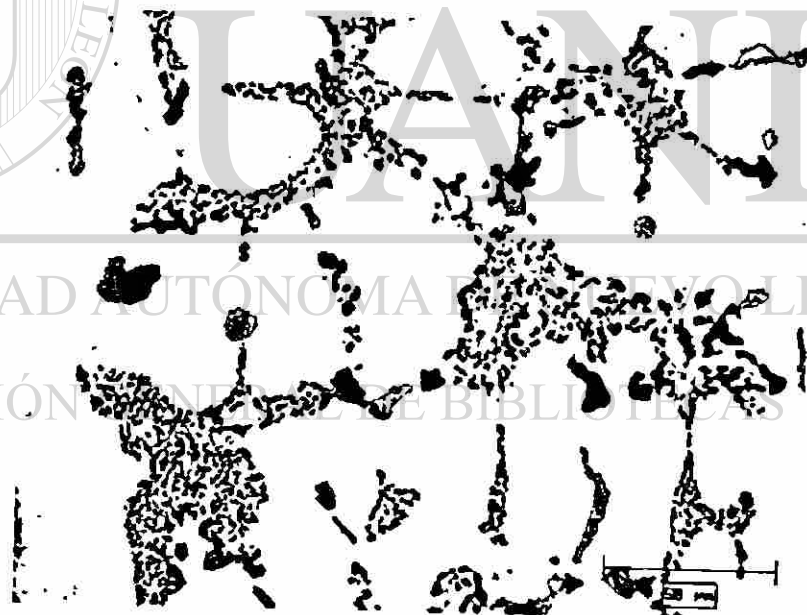
DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS



Figuras

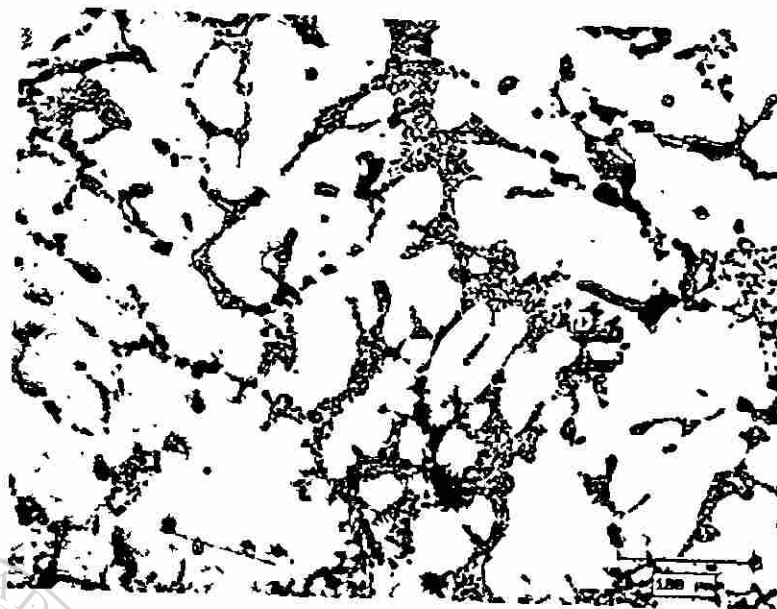


a)

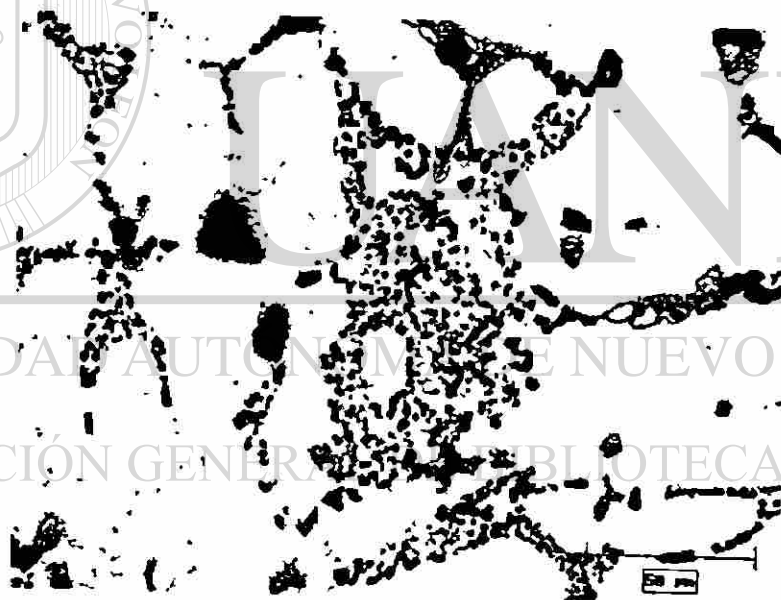


b)

Fig 4.1 Microestructuras en la condición de pulido que muestran las estructuras dendrítica y eutéctica de la aleación modificada. El nivel de modificación observado es entre 4 y 5 a) 200X, b) 500X



a)



b)

Fig. 4.2 Microestructuras en la condición de pulido correspondientes a la aleación modificada y refinada en las cuales se aprecia un nivel de modificación entre 4 y 5, a) 200X, b) 500X

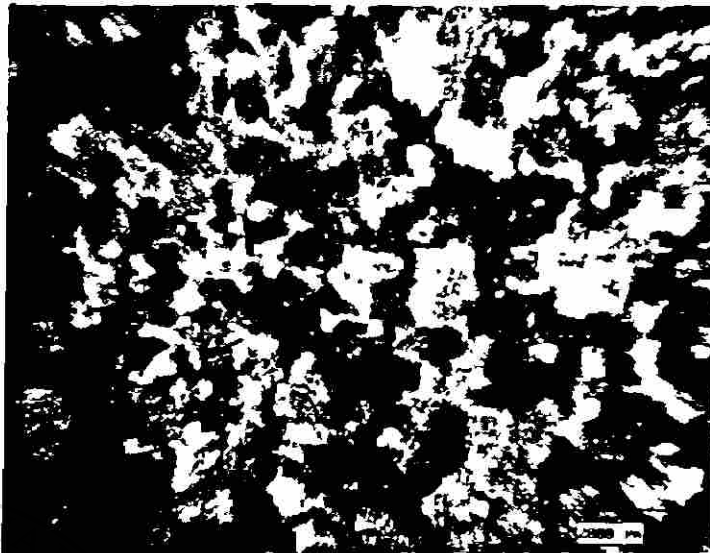


Fig 4.3 Microestructura de la aleación modificada y refinada mostrando un tamaño de grano mediano ($620\mu\text{m}$); Keller, 15X.

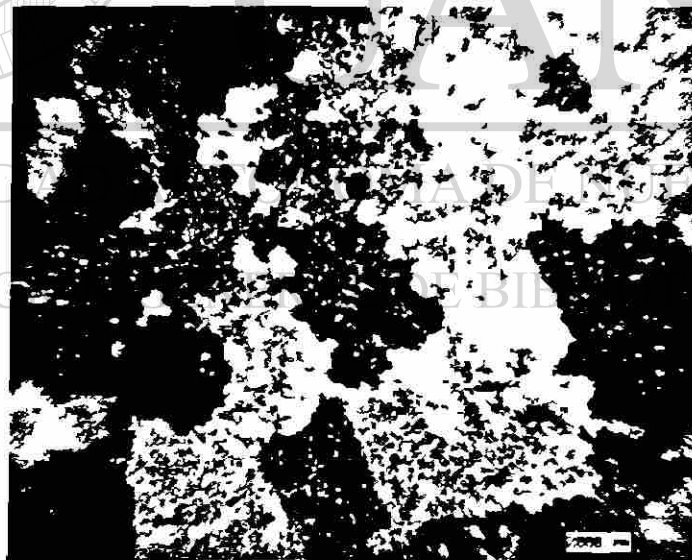


Fig 4.4 Microestructura de la aleación modificada mostrando un tamaño de grano grueso ($1300\mu\text{m}$), Keller, 15X

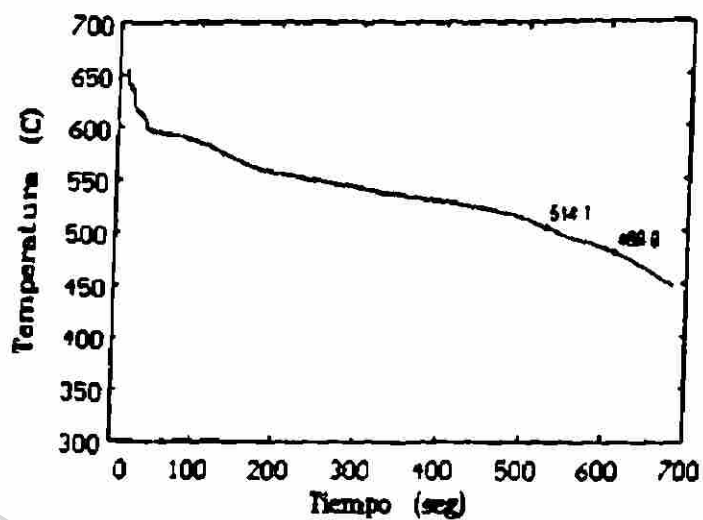
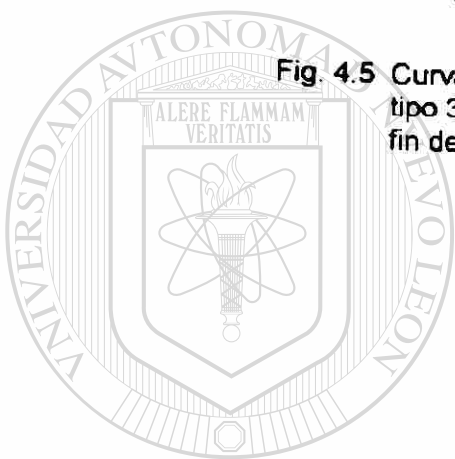


Fig. 4.5 Curva de enfriamiento de una aleación de aluminio tipo 319 que muestra las temperaturas de inicio y fin de la solidificación de una de sus últimas fases [1].



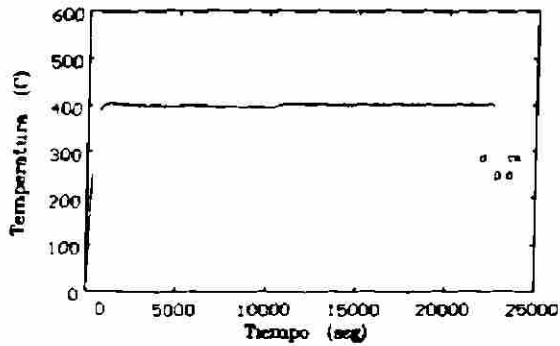
UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

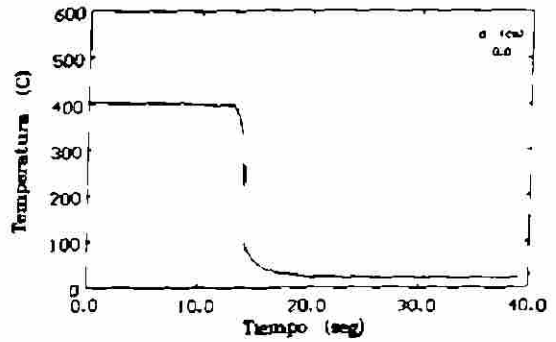
®

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

CURVAS DE CALENTAMIENTO DE LA PRUEBA GSA_CD.

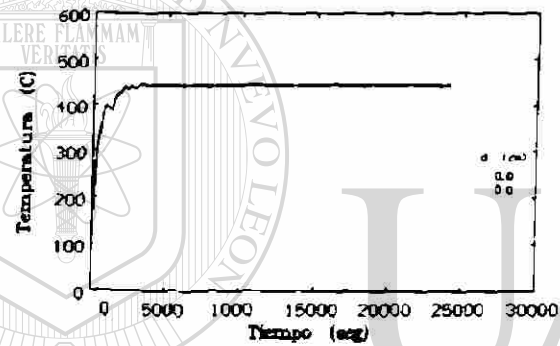


CURVAS DE ENFRIAMIENTO DE LA PRUEBA GSA_CD.

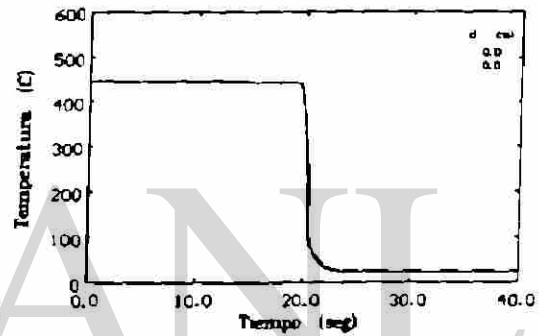


a)

CURVAS DE CALENTAMIENTO DE LA PRUEBA DS_KBCD.

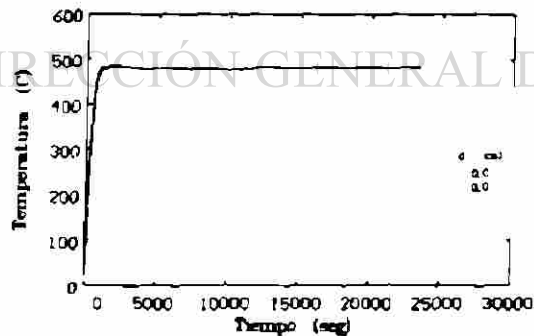


CURVAS DE ENFRIAMIENTO DE LA PRUEBA DS_KBCD.

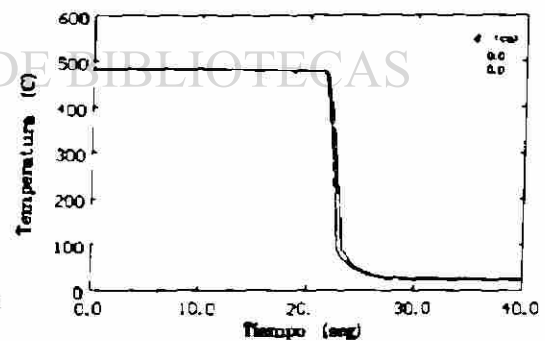


b)

CURVAS DE CALENTAMIENTO DE LA PRUEBA GSC_CD.



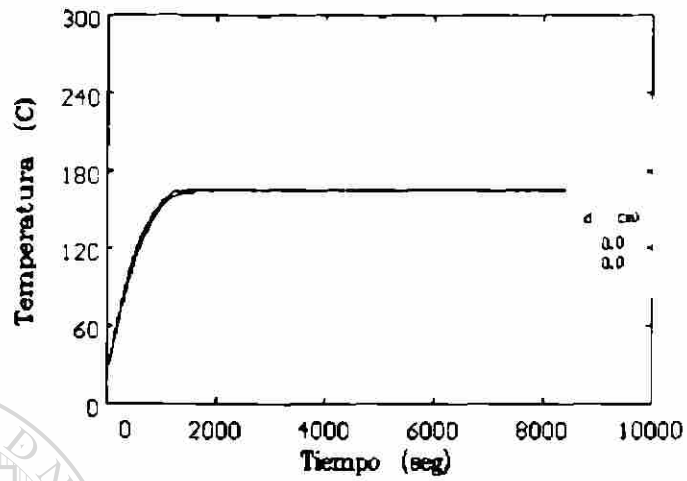
CURVAS DE ENFRIAMIENTO DE LA PRUEBA GSC_CD.



c)

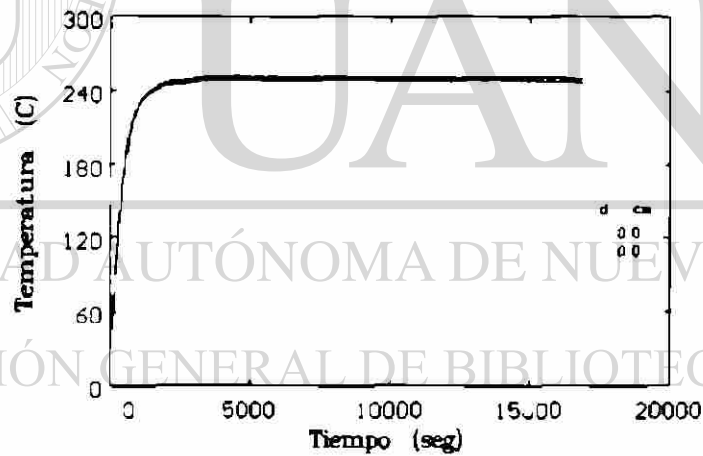
Fig 4.6 Curvas de calentamiento y enfriamiento para los distintos tratamientos térmicos de solubilizado durante 6 hrs , a) 400 °C , b) 440 °C y c) 480 °C

CURVAS DE CALENTAMIENTO DE LA PRUEBA KT6C_CD.



a)

CURVAS DE CALENTAMIENTO DE LA PRUEBA DT7C_CD.



b)

Fig. 4.7 Curvas de calentamiento para los tratamientos térmicos T6 y T7 ;
 a) tratamiento de envejecimiento (T6) a 160 °C durante 2 hrs,
 b) tratamiento térmico de sobre-envejecido o estabilizado a 250 °C durante 4 hrs

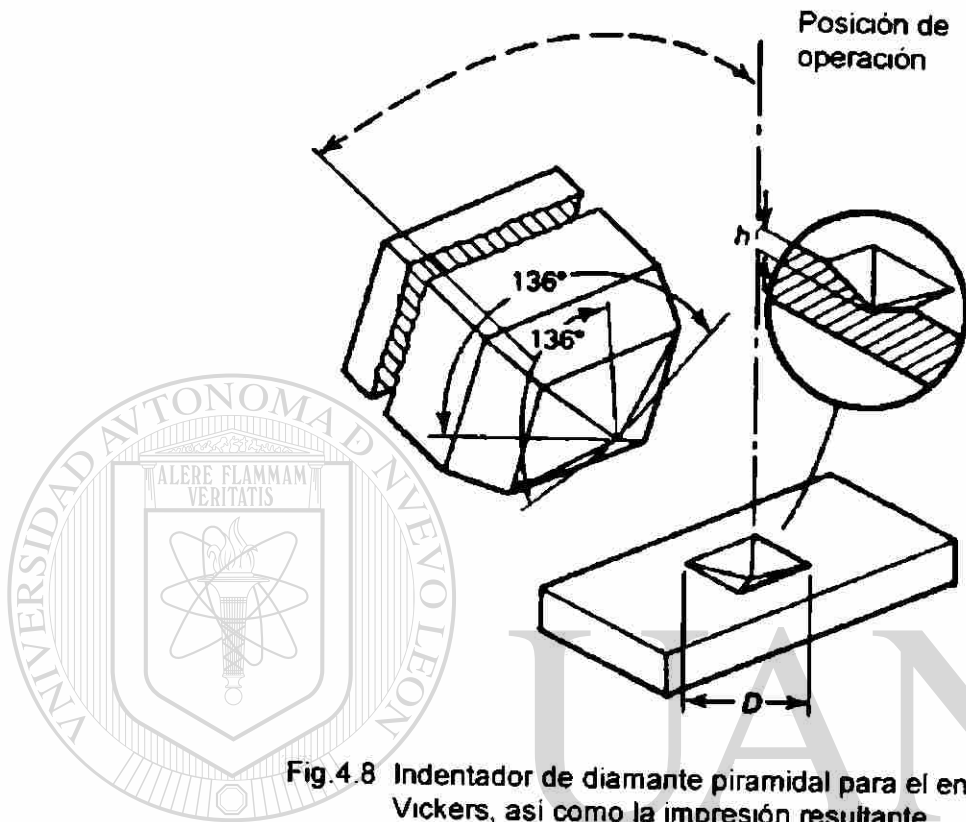


Fig.4.8 Indentador de diamante piramidal para el ensayo Vickers, así como la impresión resultante.

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

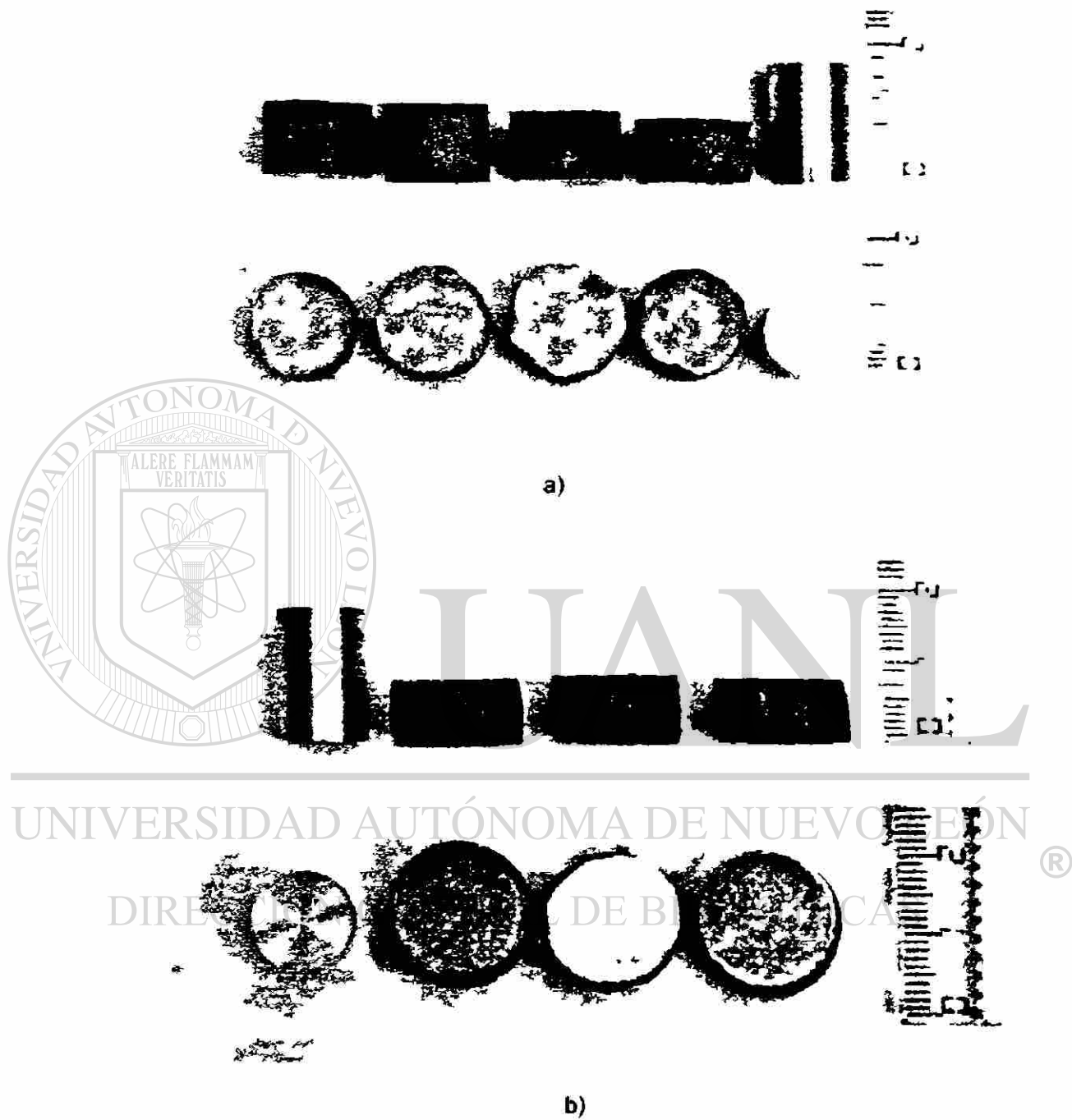
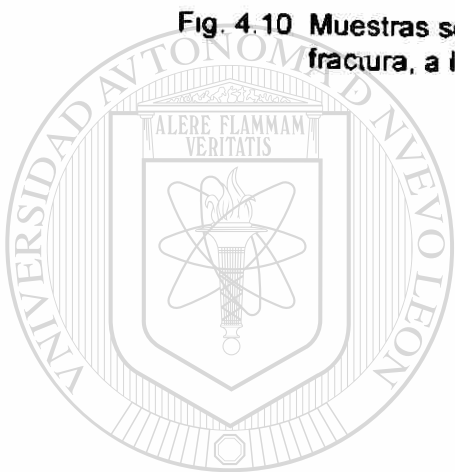


Fig 4.9 Ejemplos de las condiciones que presentaron las muestras después de haber sido sometidas a ensayos de compresión. En cada caso se muestran las vistas longitudinales y diametrales además de una muestra antes del ensayo a) probetas en la condición de solubilizado, b) en condición T7



Fig. 4.10 Muestras sometidas a compresión en la condición T6 mostrando fractura, a la derecha, probeta antes del ensayo.



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS



Capítulo 5

Resultados



5.1 Introducción

En este capítulo se muestran los resultados obtenidos de las pruebas a que fueron sometidas las aleaciones de aluminio bajo estudio. Estas aleaciones corresponden a dos condiciones de estructura, la modificada y refinada (MR) y la únicamente modificada (M).

Se sometieron las muestras a diferentes tratamientos térmicos, después de lo cual se obtuvieron las durezas alcanzadas en las diferentes condiciones; estos valores de dureza se muestran en forma de gráficas de barras para efecto de facilitar la comparación de las mismas.

Posterior a los tratamientos térmicos, se sometieron las muestras a ensayos de compresión; las curvas de fluencia σ , ϵ se muestran en forma comparativa, tanto por temperatura de solubilizado como por condición de tratamiento, especificando en cada caso la velocidad inicial de deformación. De igual forma, las propiedades mecánicas observadas en las curvas de flujo se presentan en forma de gráficos de barras, evidenciando así la variación en el comportamiento debido a las distintas condiciones de prueba y de tratamiento.

Se obtuvieron las curvas de comportamiento del esfuerzo con la velocidad de deformación, así como las gráficas que muestran la variación de la sensibilidad a la velocidad de deformación con la deformación; este análisis se llevó a cabo para los dos tipos de condición de estructura mencionadas al inicio del capítulo.

5.2 Dureza Encontrada en las Diferentes Condiciones de Tratamiento

Las figuras 5.1 y 5.2 muestran los valores de dureza Vickers encontrados en las muestras de aluminio con estructura modificada y refinada (fig. 5.1) y en la aleación modificada (fig. 5.2). Se obtuvieron a partir de una carga de 1kg durante 15 seg sobre las muestras tratadas térmicamente y en condición de pulido.

La identificación de las muestras sobre las gráficas es de la siguiente manera:

M, MR ○ .- tipo de estructura, modificada (M) y modificada y refinada (MR)

S, T6, T7 .-condición de tratamiento, solubilizado (S), tratamiento de envejecimiento (T6) y tratamiento de sobre-envejecimiento (T7).

Los cuadros de leyenda a la derecha de las gráficas indican la temperatura a la que se efectuó el tratamiento de solubilizado en las tres condiciones anteriormente mencionadas.

5.3 Gráficas Esfuerzo-Deformación Verdaderos o Curvas de Fluencia

Las figuras 5.3 a 5.5 muestran las curvas de fluencia para la aleación modificada; como se mencionó anteriormente, éstas se presentan en forma comparativa por temperatura de solubilizado; se indica en cada caso la

velocidad inicial de deformación. Este mismo tipo de curvas pero para la aleación de estructura modificada y refinada se muestra en las figuras 5.6 a 5.8.

Las figuras 5.9 a 5.11 comparan el comportamiento en las curvas de fluencia para la aleación modificada en función del tratamiento térmico; lo mismo se presenta en las figuras 5.12 a 5.14 para la aleación modificada y refinada.

En la construcción de estas curvas se consideró un coeficiente de fricción de 0.1 por el contacto entre la superficie de la muestra y la herramienta de compresión, llevando en su interfase película de teflón.

5.4 Resistencia Mecánica

Las gráficas mostradas en las figuras 5.15 a 5.17 para la aleación modificada y en las figuras 5.18 a 5.20 para la estructura modificada y refinada, ilustran la resistencia mecánica evaluada a partir del esfuerzo de cedencia (σ_{ced}), del esfuerzo límite de plasticidad uniforme (σ_{pu}) y del esfuerzo máximo (σ_{max}). Nuevamente se seleccionó el formato de gráficos de barras en las cuales la identificación de las muestras es como sigue:

- M, MR** -tipo de estructura
- S, T6, T7** - condición de tratamiento
- A, B, C** - Temperatura a la que se efectuó el tratamiento de solubilizado, (A) 400 °C; (B) 440 °C; (C) 480 °C
- 1, 2, 3** - velocidad inicial de deformación en los ensayos de compresión
(1) 0.00046 s⁻¹; (2) 0.0046 s⁻¹; (3) 0.046 s⁻¹.

5.4.1 Esfuerzo Plástico Uniforme (σ_{pu}).

Este esfuerzo límite de plasticidad uniforme del material se obtiene a partir de las curvas de endurecimiento ($d\sigma/d\varepsilon$) y del criterio de Considère ($d\sigma/d\varepsilon = \sigma$). El punto de intersección de estas dos gráficas representa el límite plástico uniforme que el material puede proporcionar.

Para la aleación de estructura modificada, estas gráficas se muestran en las figuras 5.21 a 5.23 y para la estructura modificada y refinada en las figuras 5.24 a 5.26.

5.5 Deformación en el Límite del Esfuerzo Plástico Uniforme

Las figuras 5.27 a 5.32 muestran los valores de la deformación en el límite del esfuerzo plástico uniforme que exhibieron las muestras durante las diversas pruebas y en las diferentes condiciones de tratamiento. Debido a que la mayoría de las muestras no presentaron fractura, las mediciones del porcentaje de aumento de área y porcentaje de reducción de longitud carecen de representatividad, por lo que no se llevaron a efecto.

5.6 Relación entre el Esfuerzo y la Velocidad de Deformación

Este comportamiento se presenta en las figuras 5.33, 5.35 y 5.37 para la aleación modificada y en las figuras 5.39, 5.41 y 5.43 para la aleación modificada y refinada. Cada una de estas gráficas se construyó a partir de los esfuerzos que se presentaron en las diferentes velocidades iniciales de deformación a deformación constante en cada aleación y condición de tratamiento. En el presente estudio se utilizaron tres velocidades iniciales de deformación, es por ello que las curvas muestran tres puntos. La temperatura indicada en las gráficas señala la temperatura a la que se efectuó el tratamiento de solubilizado durante los tratamientos térmicos.

5.7 Sensibilidad a la Velocidad de Deformación (m)

El cambio en la sensibilidad a la velocidad de deformación con respecto a la deformación se muestra en las figuras 5.34, 5.36 y 5.38 para la aleación modificada, y en las figuras 5.40, 5.42 y 5.44 para la aleación modificada y refinada. Al igual que en la sección anterior, estas gráficas constan de tres grupos, cada uno representando el comportamiento para cada temperatura de solubilizado. Como se puede ver, estas gráficas se construyeron para cada condición de tratamiento.

El valor de la sensibilidad a la velocidad de deformación es un indicador de los cambios que ocurren en lo que a la deformación del material se refiere; representa la pendiente de la gráfica $\log \sigma$ contra $\log \dot{\epsilon}$ (ver secciones 2.3.3 y 6.8).

5.8 Exponente de Endurecimiento por Deformación (n) y Coeficiente de Resistencia (K)

La Tabla 5.1 muestra los valores encontrados en estos parámetros para las aleaciones modificada y modificada y refinada; estos valores se obtuvieron para las diferentes condiciones de prueba y de tratamiento.

Algunas gráficas $\log \sigma$ contra $\log \epsilon$ para la obtención de n y K se muestran en las figuras 5.45 y 5.46; Si se considera que la curva de endurecimiento sigue la relación $\sigma = K\epsilon^n$, al graficar el esfuerzo contra la deformación en escala logarítmica se obtiene una relación lineal entre $\log \sigma$ y $\log \epsilon$; la pendiente de esta recta en la zona plástica uniforme indica el valor de n , mientras que el valor de K representa el esfuerzo que el material alcanzaría para una deformación $\epsilon=1$.

Tablas

Tabla 5.1 Valores obtenidos del exponente de endurecimiento por deformación (n) y del coeficiente de resistencia (K) para las aleaciones modificada (M) y modificada y refinada (MR) en sus respectivas condiciones de prueba y de tratamiento.

Muestra	n	K (Mpa)	Muestra	n	K (Mpa)
MRSA1	0.2	425	MSA1	0.313	577
MRSA2	0.16	406	MSA2	0.2	453
MRSA3	0.15	380	MSA3	0.17	400
MRT6A1	0.16	433	MT6A1	0.333	704
MRT6A2	0.15	415	MT6A2	0.37	781
MRT6A3	0.12	371	MT6A3	0.36	717
MRT7A1	0.125	335	MT7A1	0.135	348
MRT7A2	0.1	314	MT7A2	0.126	352
MRT7A3	0.13	311	MT7A3	0.156	327
MRSB1	0.27	756	MSB1	0.35	692
MRSB2	0.314	786	MSB2	0.4	847
MRSB3	0.3	726	MSB3	0.205	403
MRT6B1	0.202	610	MT6B1	0.225	797
MRT6B2	0.2	665	MT6B2	0.2	741
MRT6B3	0.12	468	MT6B3	0.204	674
MRT7B1	0.13	346	MT7B1	0.312	721
MRT7B2	0.1	330	MT7B2	0.34	721
MRT7B3	0.14	435	MT7B3	0.27	522
MRSC1	0.275	824	MSC1	0.4	866
MRSC2	0.38	791	MSC2	0.33	640
MRSC3	0.37	800	MSC3	0.386	736
MRT6C1	0.247	838	MT6C1	0.225	789
MRT6C2	0.203	752	MT6C2	0.213	734
MRT6C3	0.2	720	MT6C3	0.2	700
MRT7C1	0.19	578	MT7C1	0.353	877
MRT7C2	0.188	564	MT7C2	0.37	963
MRT7C3	0.16	497	MT7C3	0.44	1236

Figuras

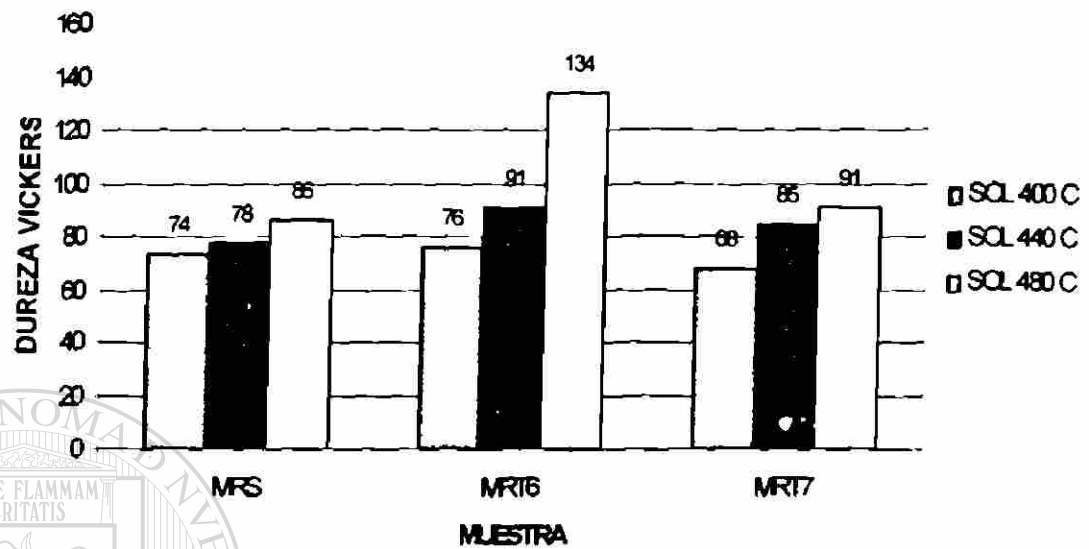


Fig. 5.1 Valores de dureza Vickers (1Kg./15 seg) encontrados en las distintas condiciones de tratamiento para la muestra modificada y refinada, a la derecha se muestran las temperaturas de solubilizado.

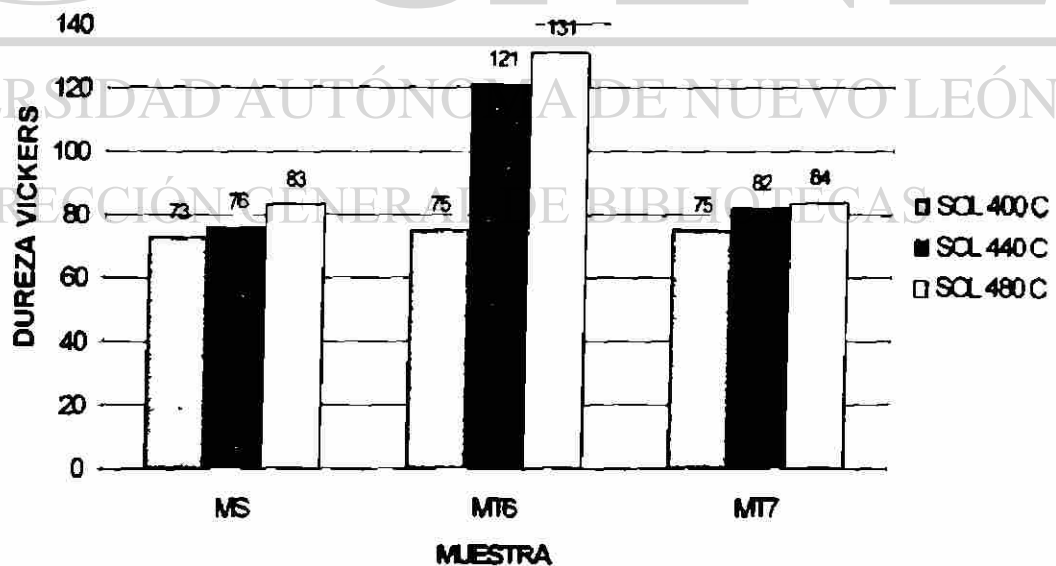


Fig 5.2 Valores de dureza Vickers (1Kg /15 seg) encontrados en las distintas condiciones de tratamiento para la muestra modificada, a la derecha se muestran las temperaturas de solubilizado

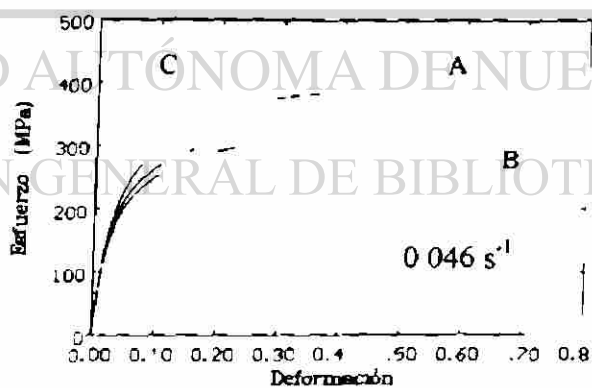
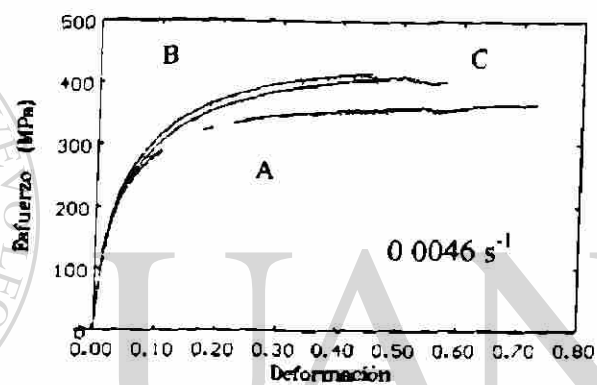
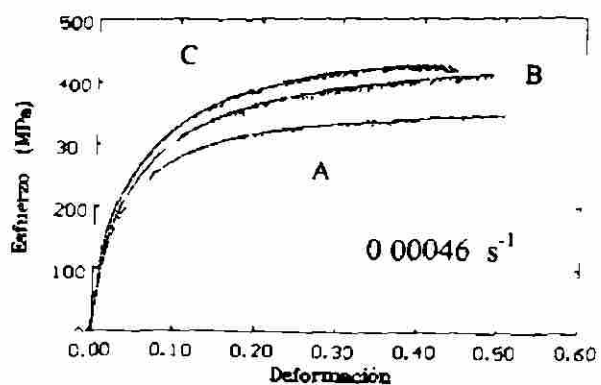


Fig. 5.3 Curvas de fluencia a diferente velocidad inicial de deformación para la aleación modificada en condición de solubilizado. Este tratamiento se realizó a tres temperaturas: 400°C (A), 440°C (B) y 480°C (C).

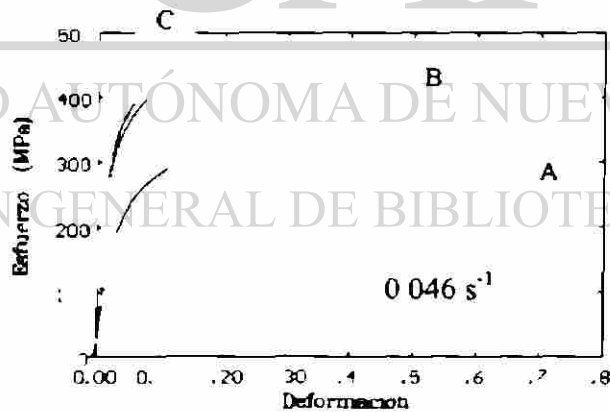
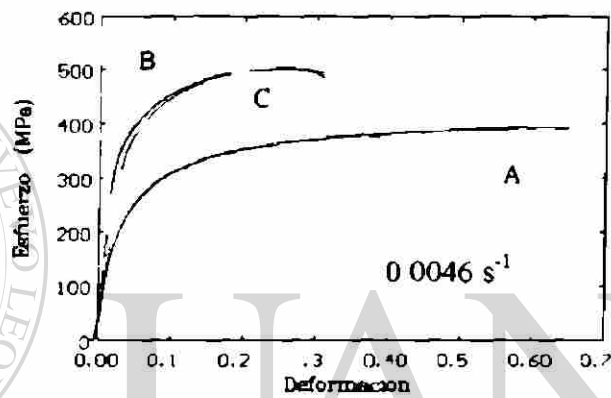
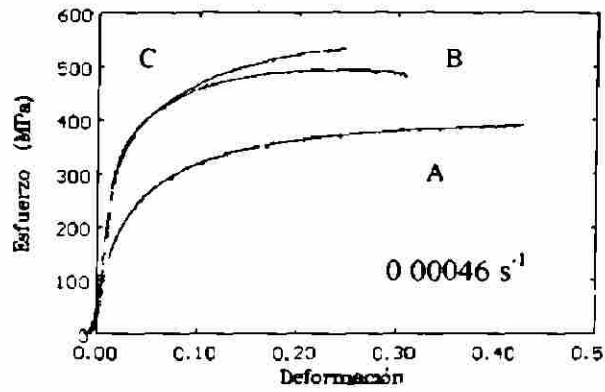


Fig 5.4 Curvas de fluencia a diferente velocidad de deformación inicial para la aleación modificada en condición T6 con temperaturas de solubilizado a 400 °C (A), 440 °C (B) y 480 °C (C)

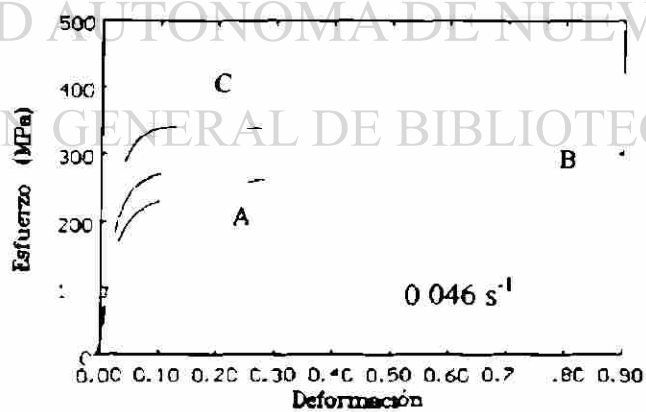
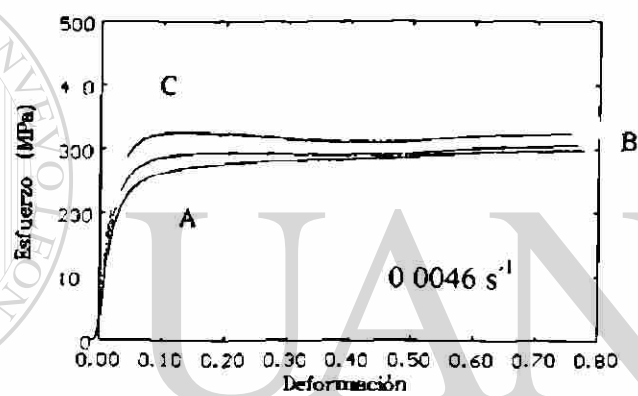
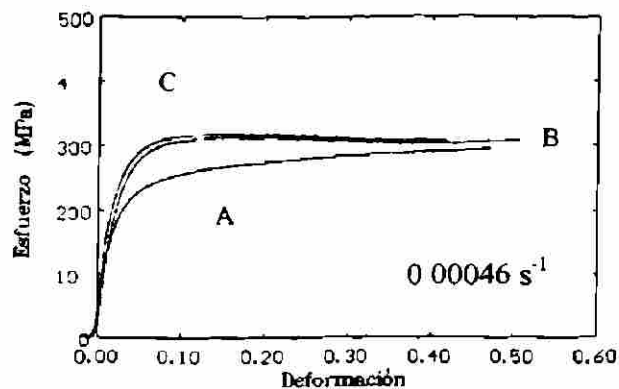


Fig. 5.5 Curvas de fluencia a diferente velocidad de deformación inicial para la aleación modificada en condición T7 con temperaturas de solubilizado a 400 °C (A), 440 °C (B) y 480 °C (C).

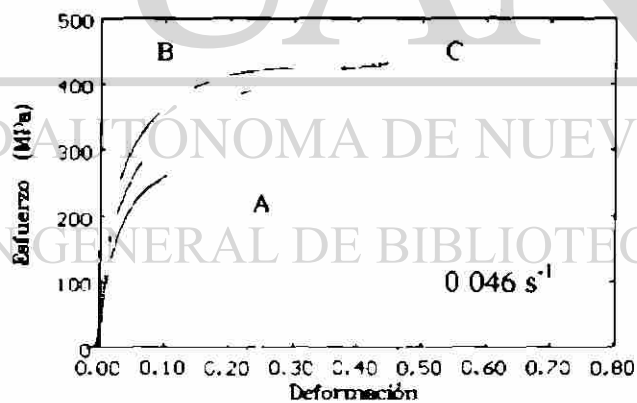
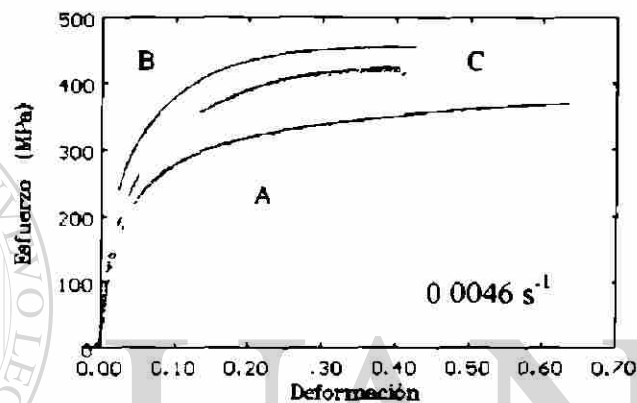
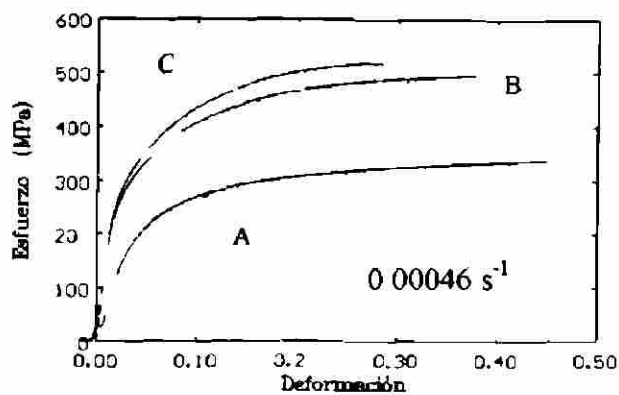


Fig 5.6 Curvas de fluencia a diferente velocidad inicial de deformación para la aleación modificada y refinada en condición de solubilizado. Este tratamiento se realizó a tres temperaturas. A, 400°C, B, 440 °C y C 480 °C.

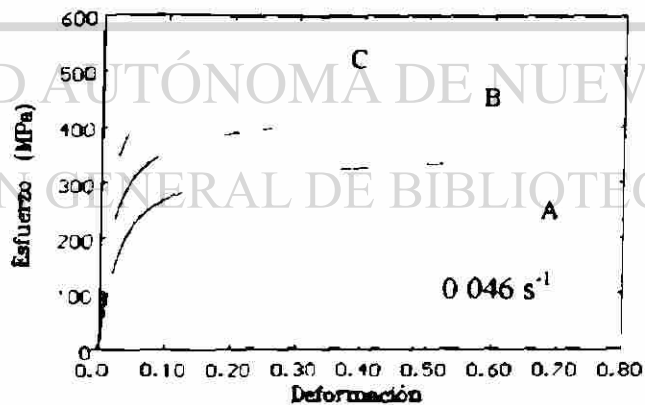
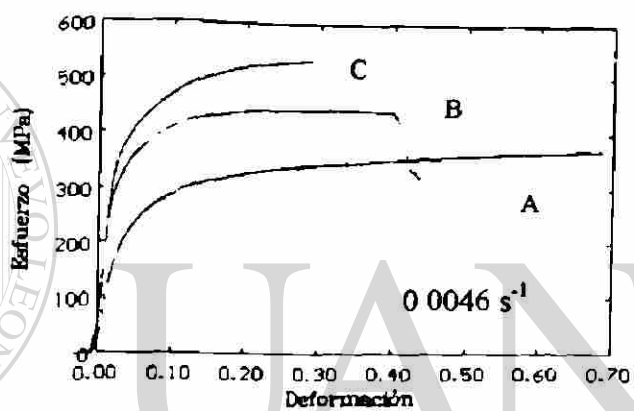
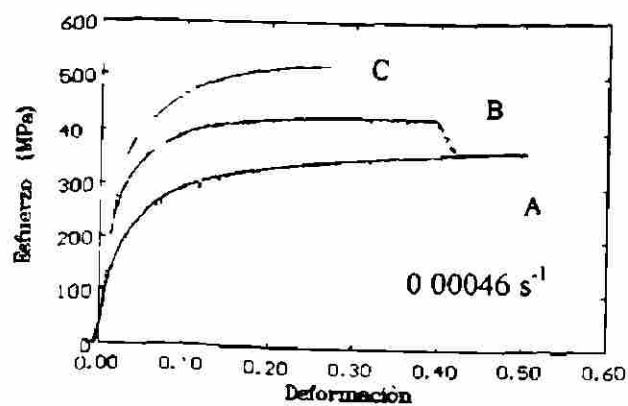


Fig 5.7 Curvas de fluencia a diferente velocidad inicial de deformación para la aleación modificada y refinada en condición T6. Las muestras fueron solubilizadas a tres temperaturas. A. 400 °C, B. 440 °C y C. 480 °C

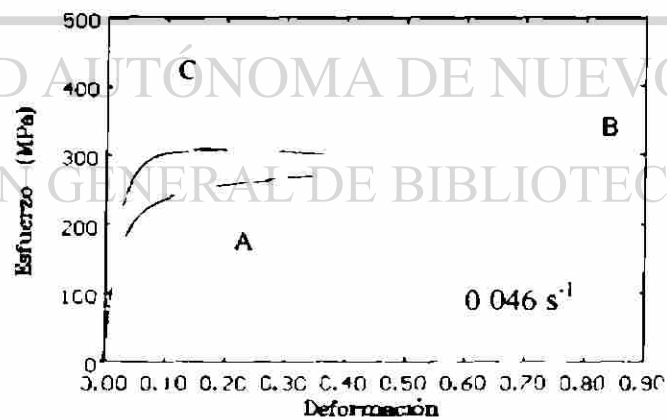
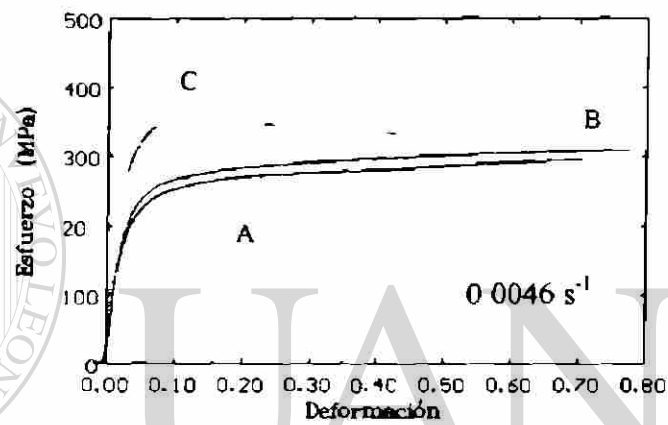
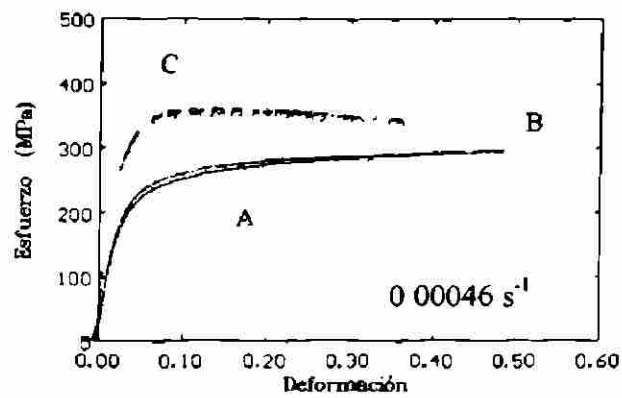


Fig 5.8 Curvas de fluencia a diferente velocidad inicial de deformación para la aleación modificada y refinada en condición T7. Las muestras fueron solubilizadas a tres temperaturas A, 400 °C, B, 440 °C y C 480 °C

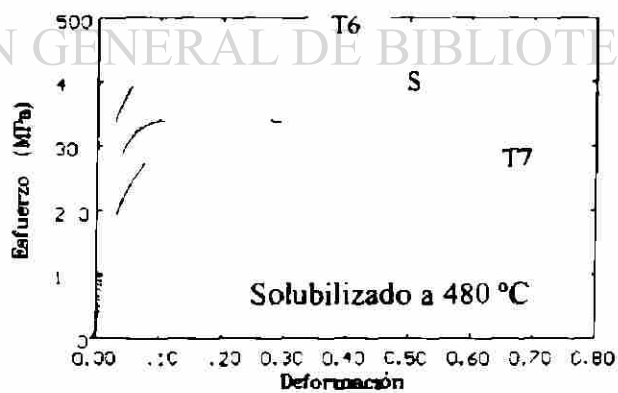
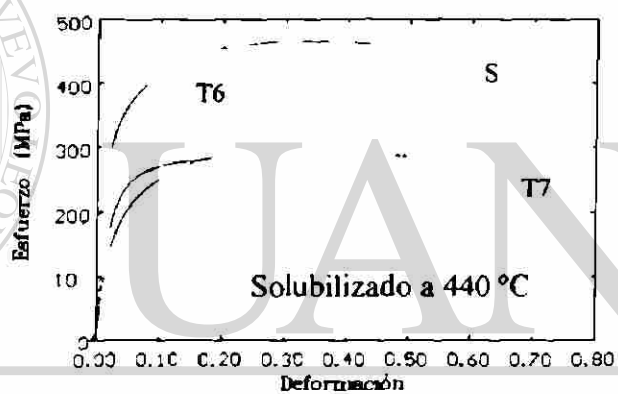
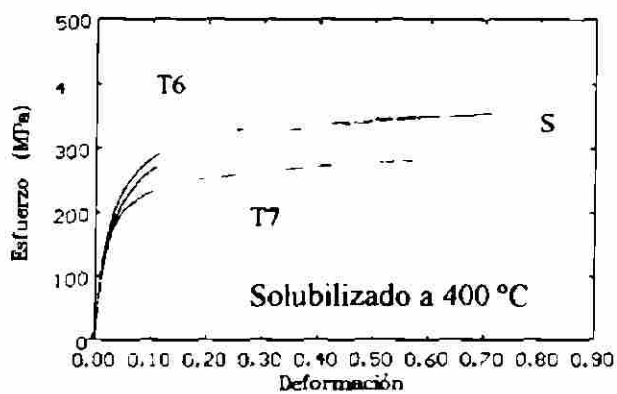


Fig 5.9 Curvas de fluencia para la aleación modificada en sus diferentes tratamientos y temperaturas de solubilizado. En todos los casos la velocidad inicial de deformación fue de 0.046 s^{-1} .

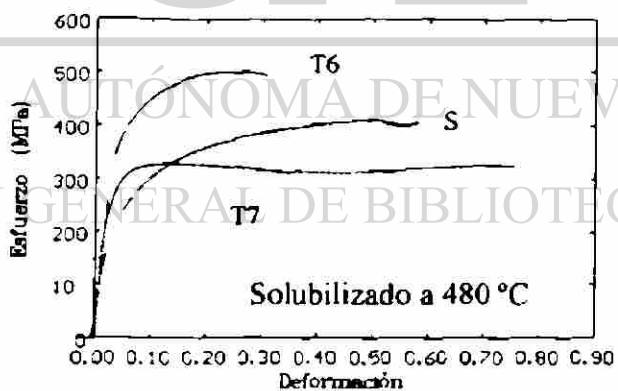
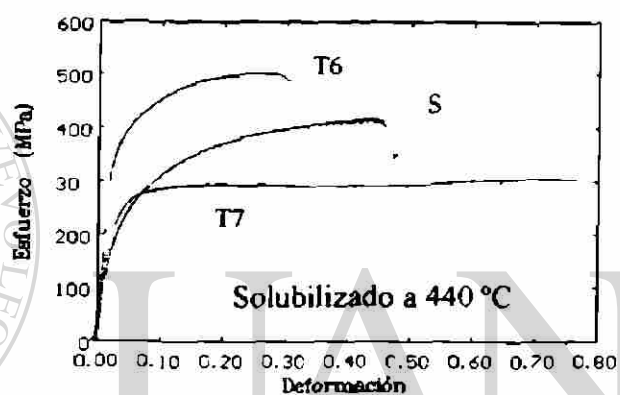
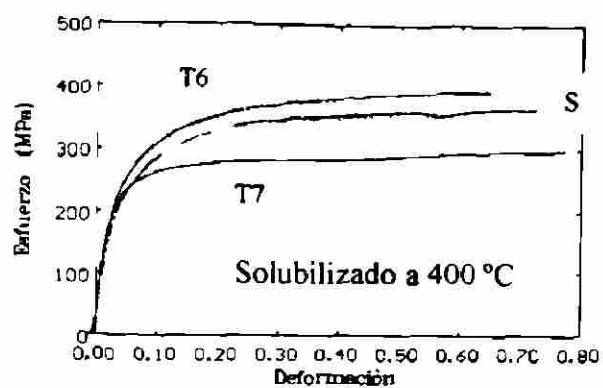


Fig 5 10 Curvas de fluencia para la aleación modificada en sus diferentes tratamientos y temperaturas de solubilizado. En todos los casos la velocidad inicial de deformación fue de 0.0046 s^{-1}

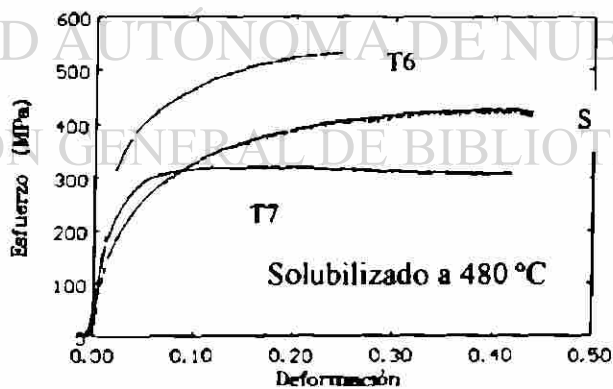
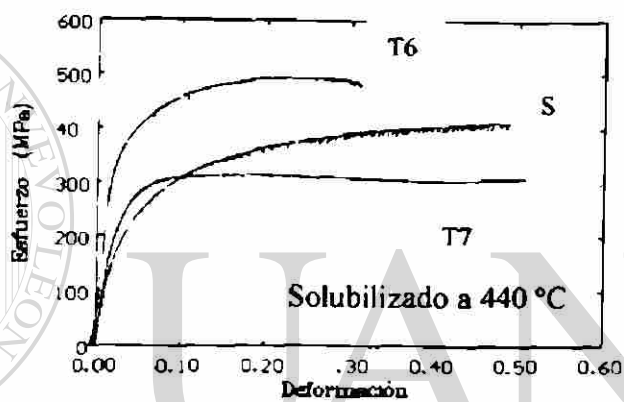
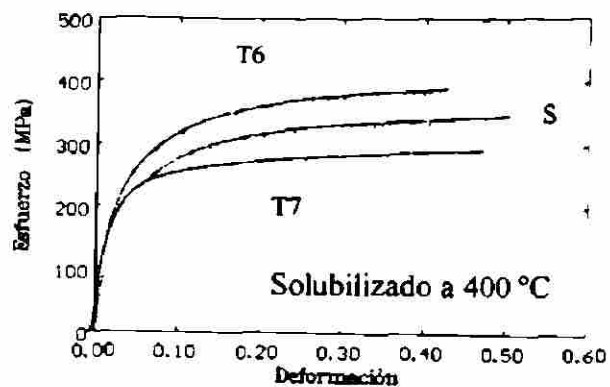


Fig 5.11 Curvas de fluencia para la aleación modificada en sus diferentes tratamientos y temperaturas de solubilizado. En todos los casos la velocidad inicial de deformación fue de 0.00046 s^{-1} .

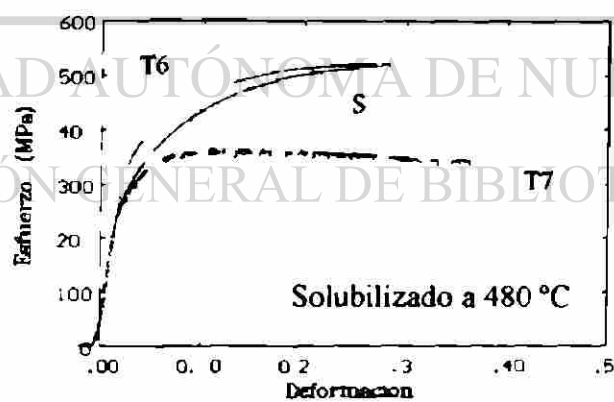
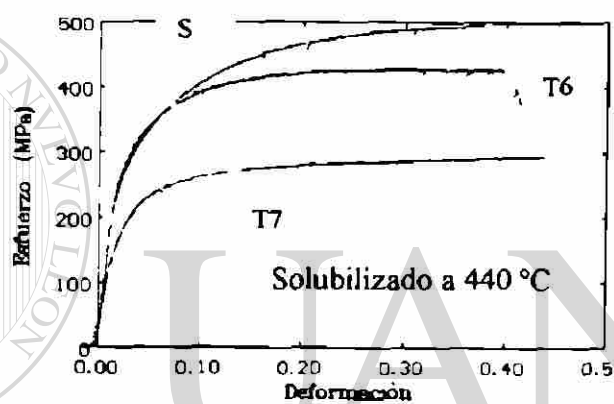
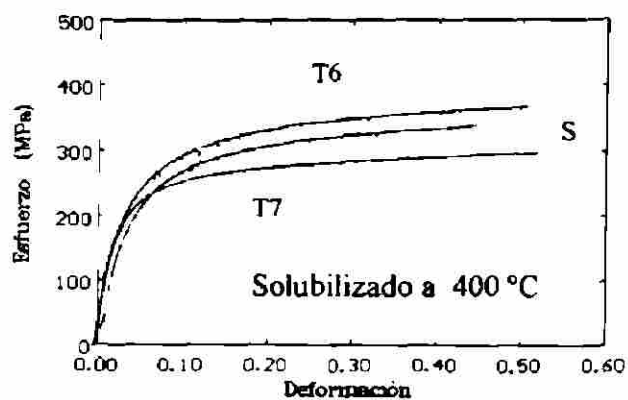


Fig. 5 12 Curvas de fluencia para la aleación modificada y refinada en sus diferentes tratamientos y temperaturas de solubilizado. En todos los casos la velocidad inicial de deformación fue de 0.00046 s^{-1} .

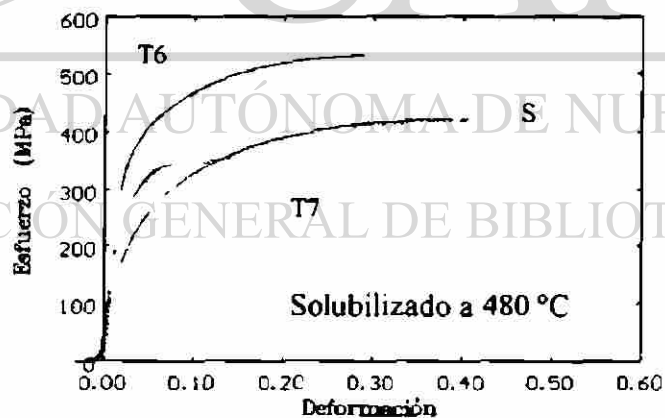
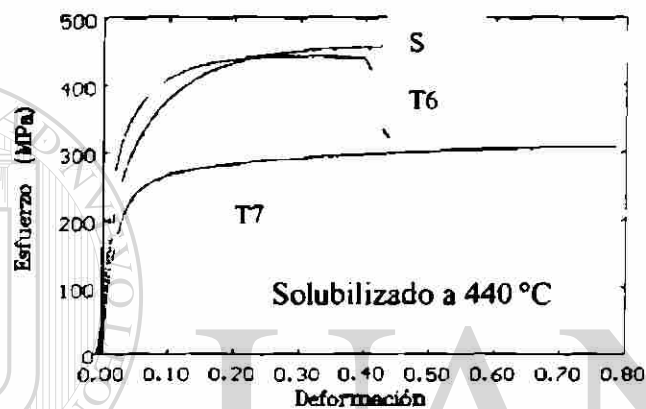
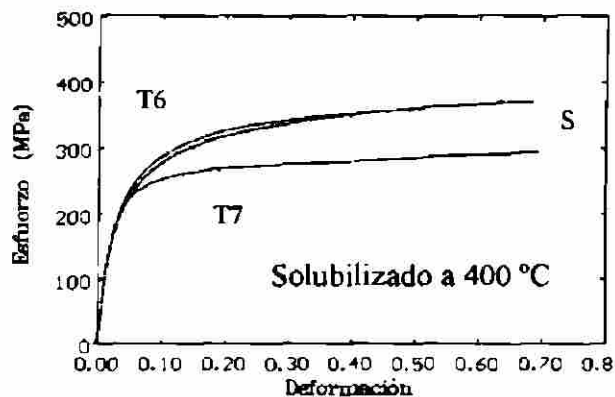


Fig. 5.13 Curvas de fluencia para la aleación modificada y refinada en sus diferentes tratamientos y temperaturas de solubilizado. En todos los casos la velocidad inicial de deformación fue de 0.0046 s^{-1}

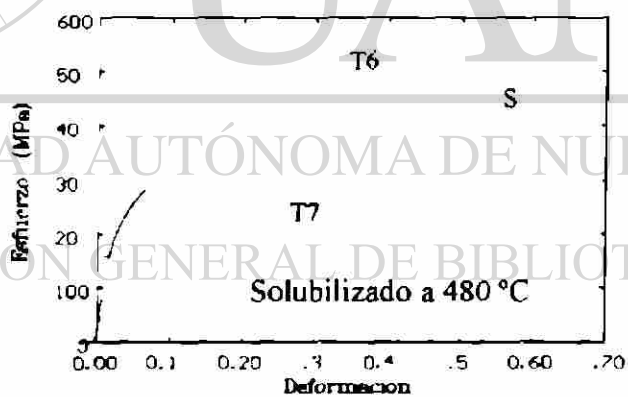
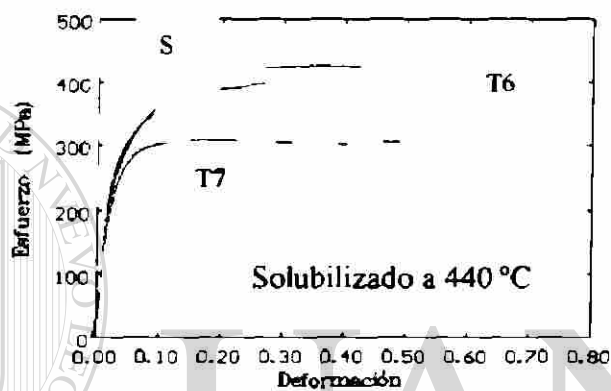
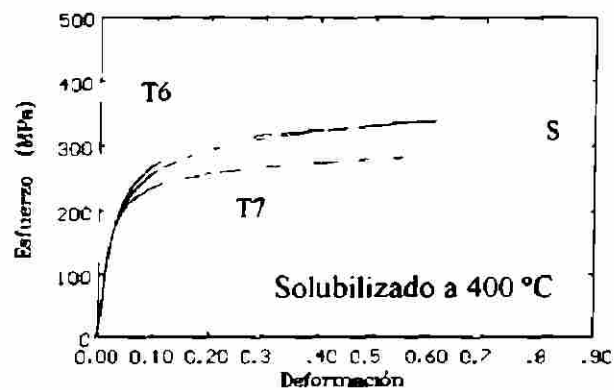


Fig 5 14 Curvas de fluencia para la aleación modificada y refinada en sus diferentes tratamientos y temperaturas de solubilizado. En todos los casos la velocidad inicial de deformación fue de 0.046 s^{-1}

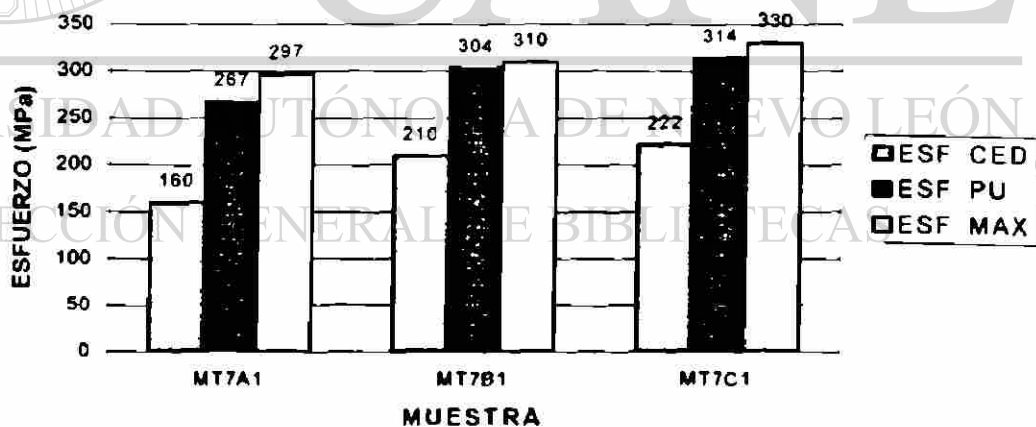
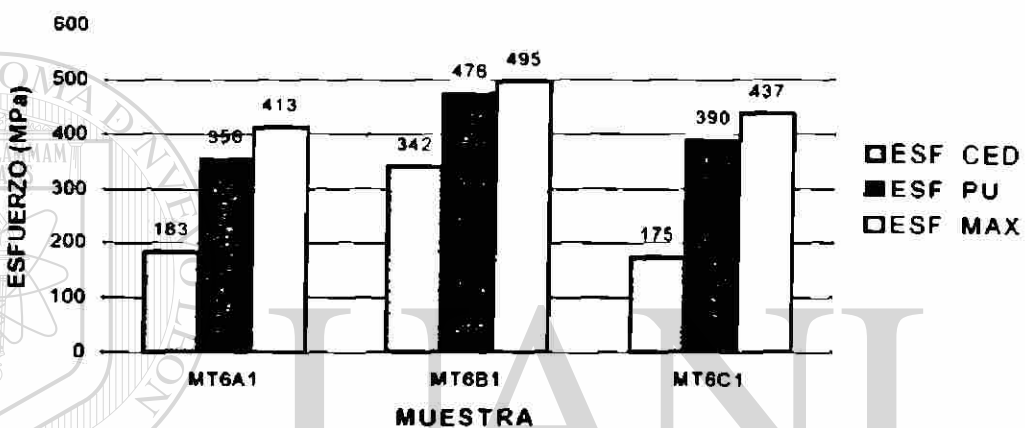
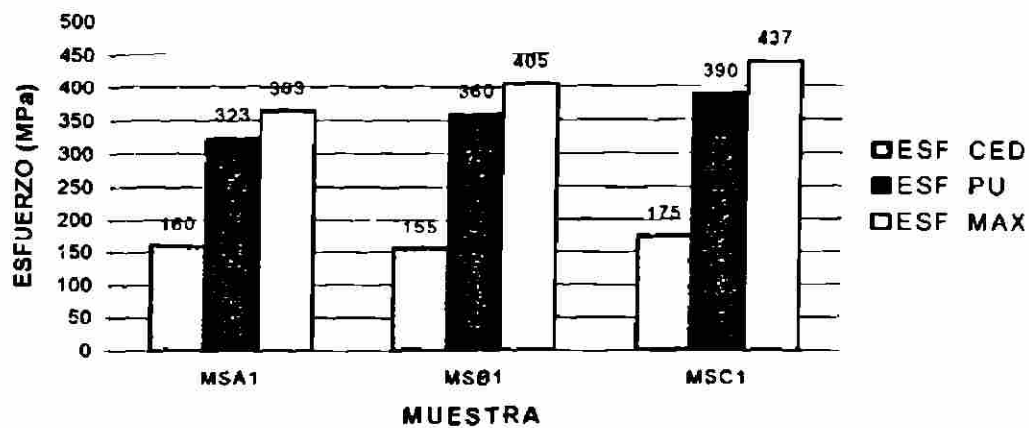


Fig 5.15 Resistencia mecánica encontrada en la aleación modificada para los diferentes tratamientos y temperaturas de solubilizado. En todos los casos la velocidad de deformación inicial en las muestras fue de $0.00046s^{-1}$.

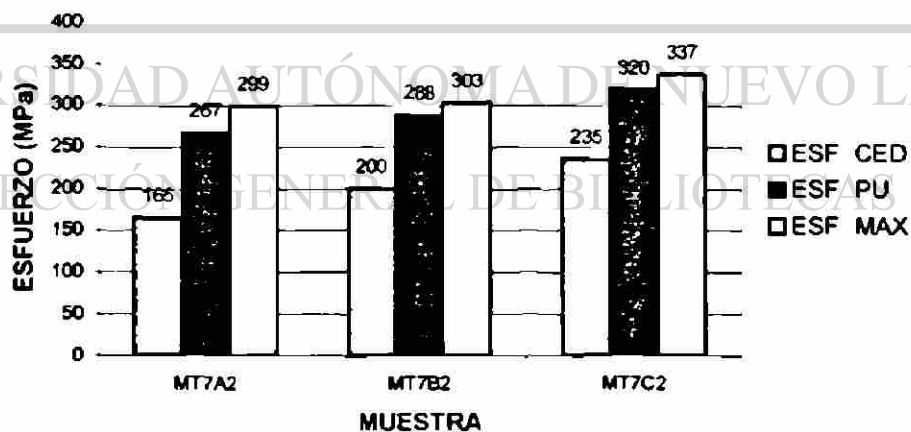
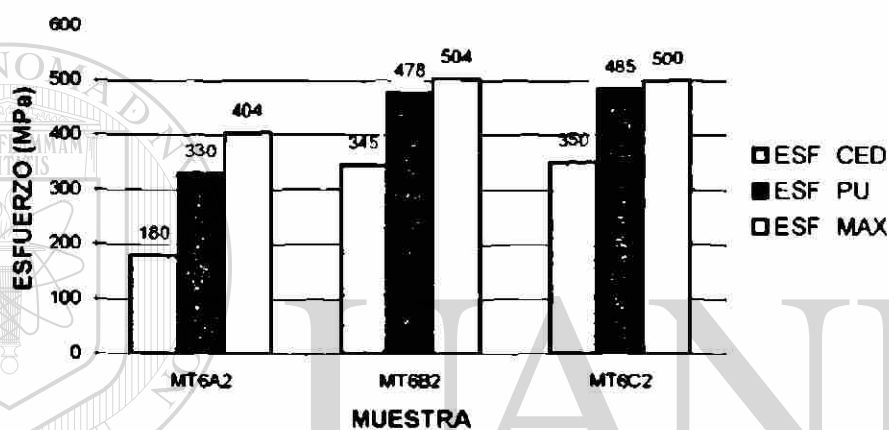
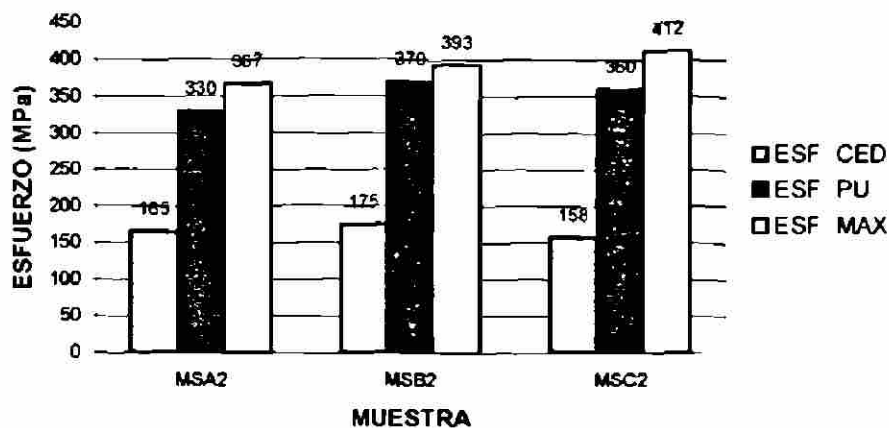


Fig 5.16 Resistencia mecánica encontrada en la aleación modificada para los diferentes tratamientos y temperaturas de solubilizado. En todos los casos la velocidad inicial de deformación fue de 0.0046 s^{-1}

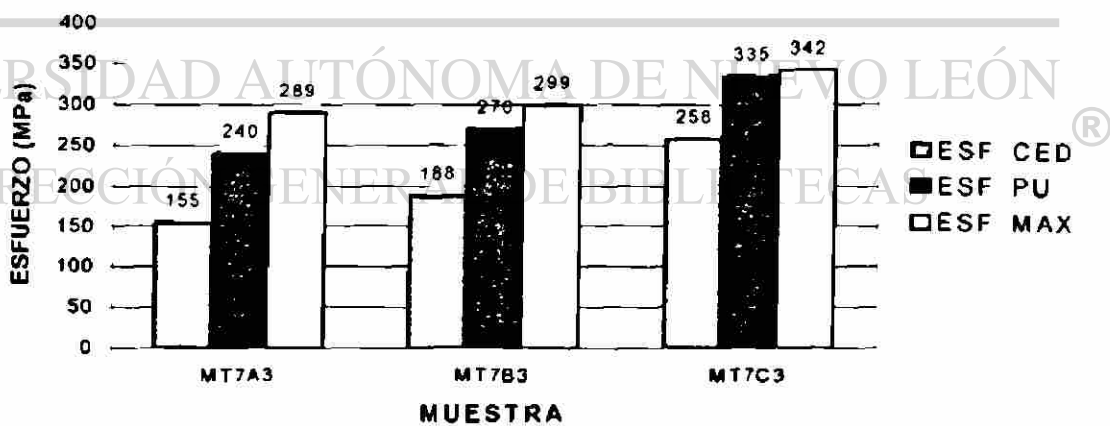
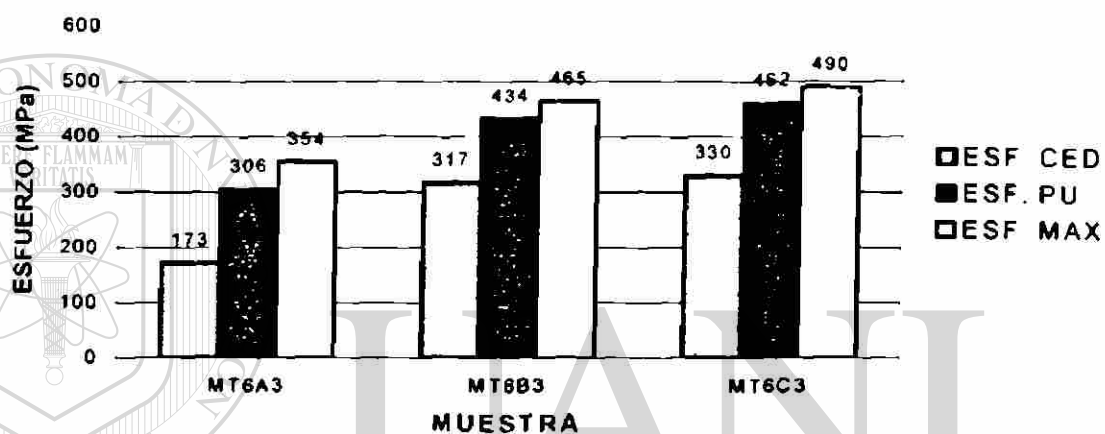
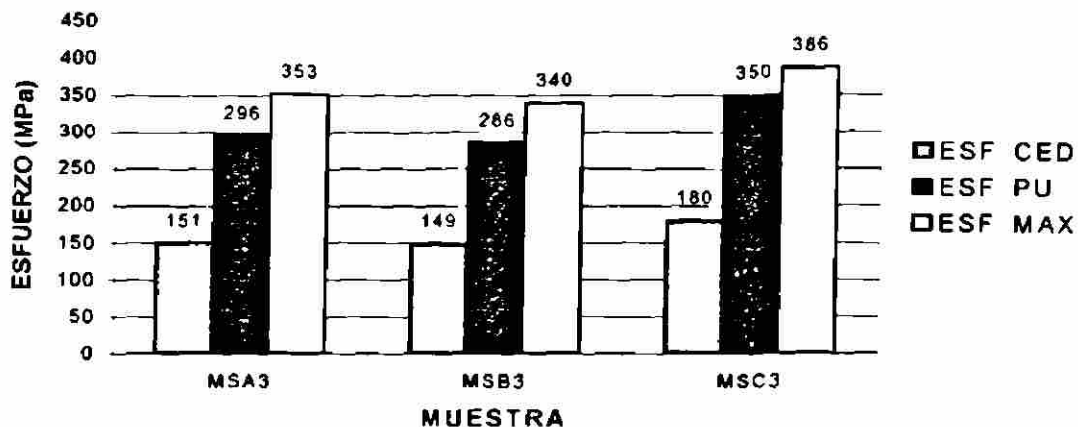


Fig 5.17 Resistencia mecánica encontrada en la aleación modificada para los diferentes tratamientos y temperaturas de solubilizado. En todos los casos la velocidad inicial de deformación fue de 0.046 s^{-1}

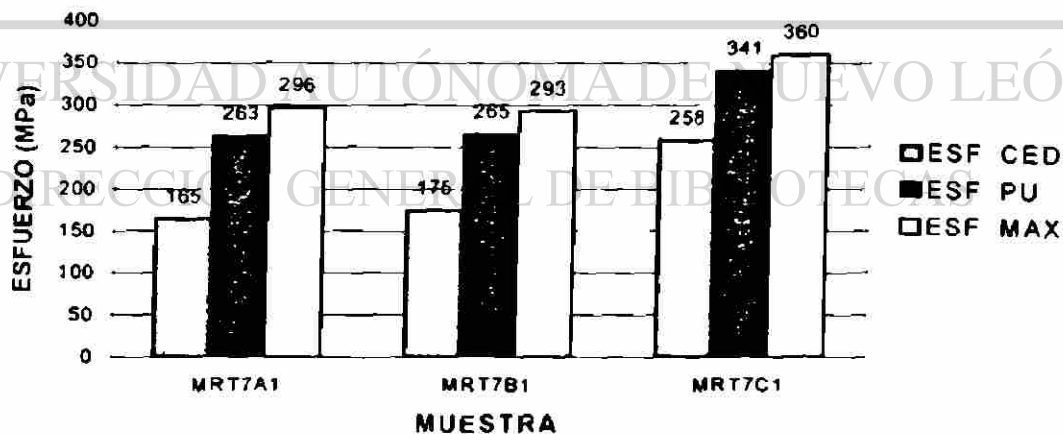
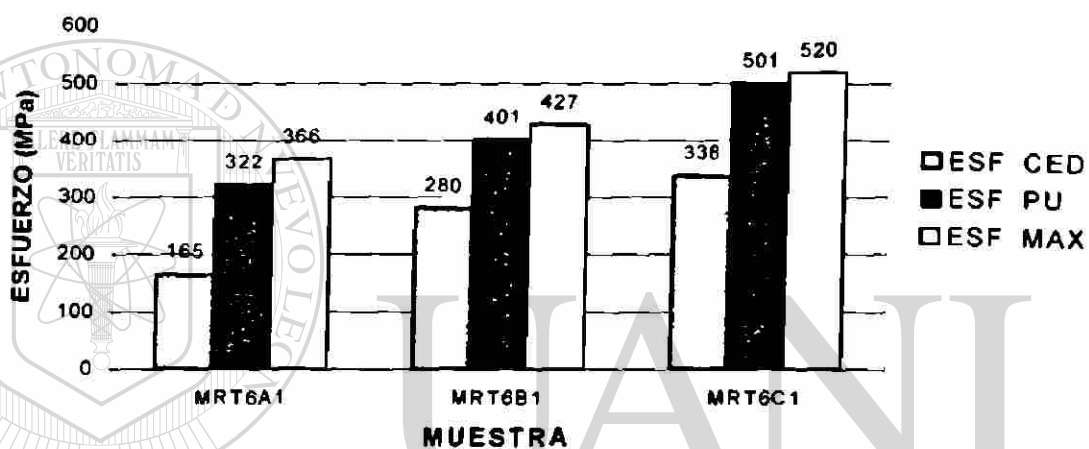
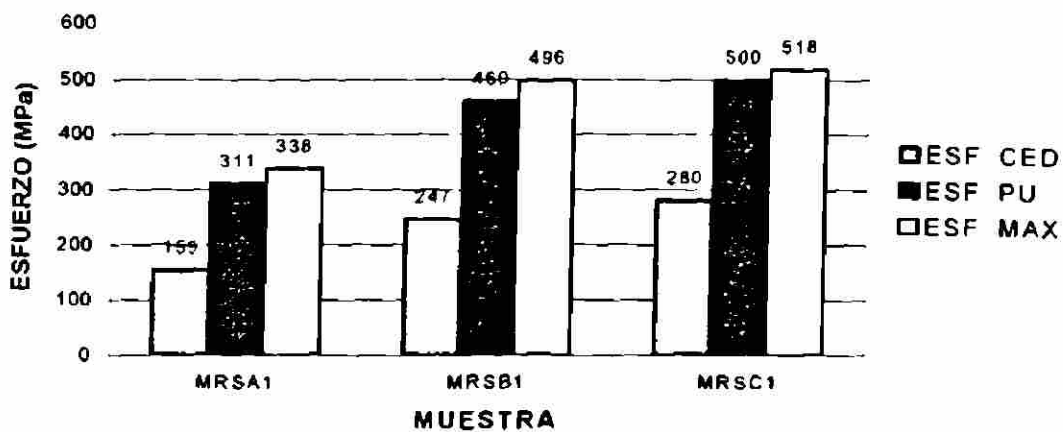


Fig. 5.18 Resistencia mecánica encontrada en la aleación modificada y refinada para los diferentes tratamientos y temperaturas de solubilizado. En todos los casos la velocidad de deformación inicial en la muestra fue de 0.00046 s^{-1} .

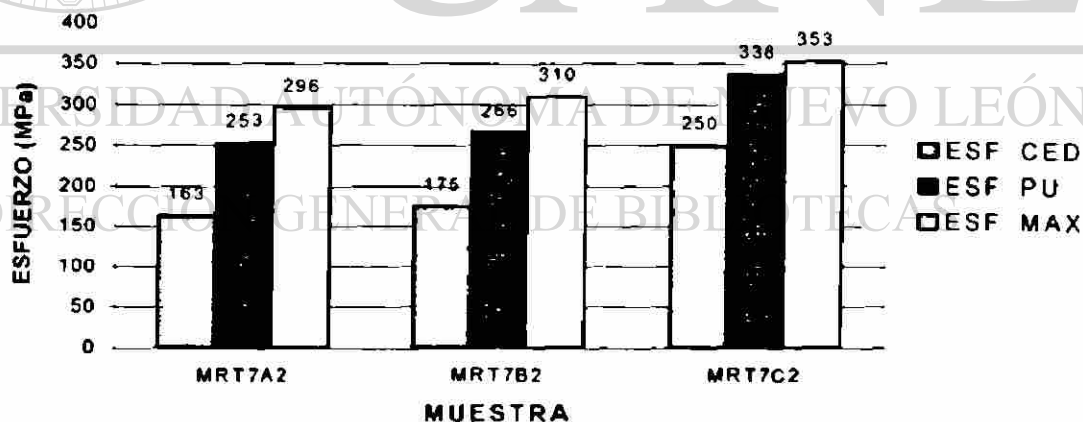
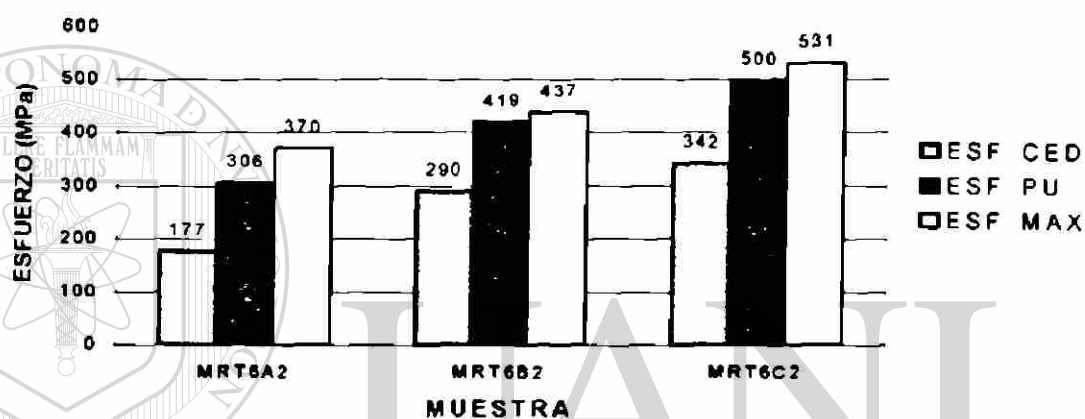
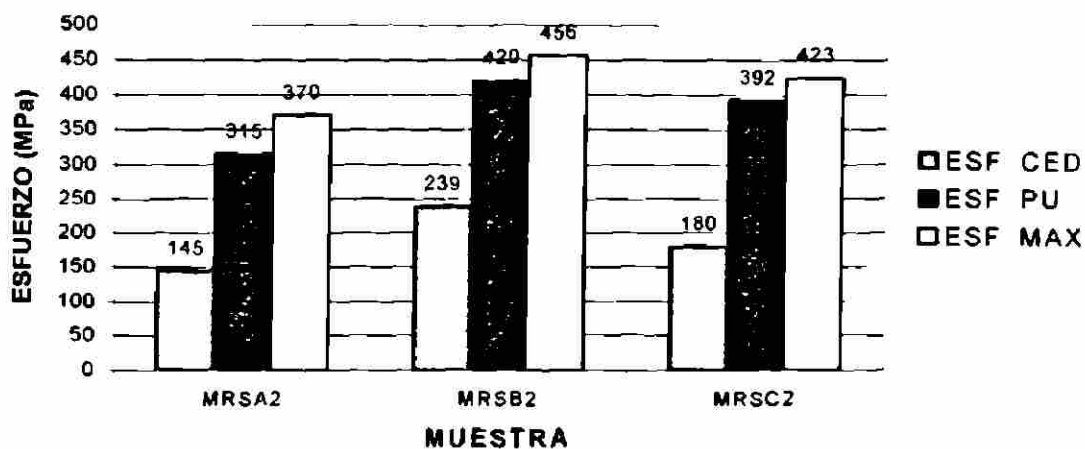


Fig 5 19 Resistencia mecánica encontrada en la aleación modificada y refinada para los diferentes tratamientos y temperaturas de solubilizado. En todos los casos la velocidad inicial de deformación fue de 0.0046 s^{-1}

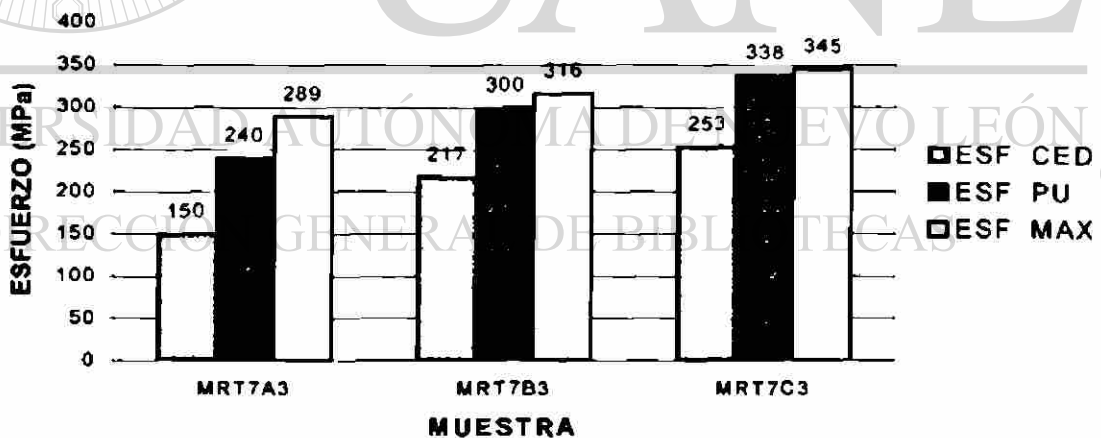
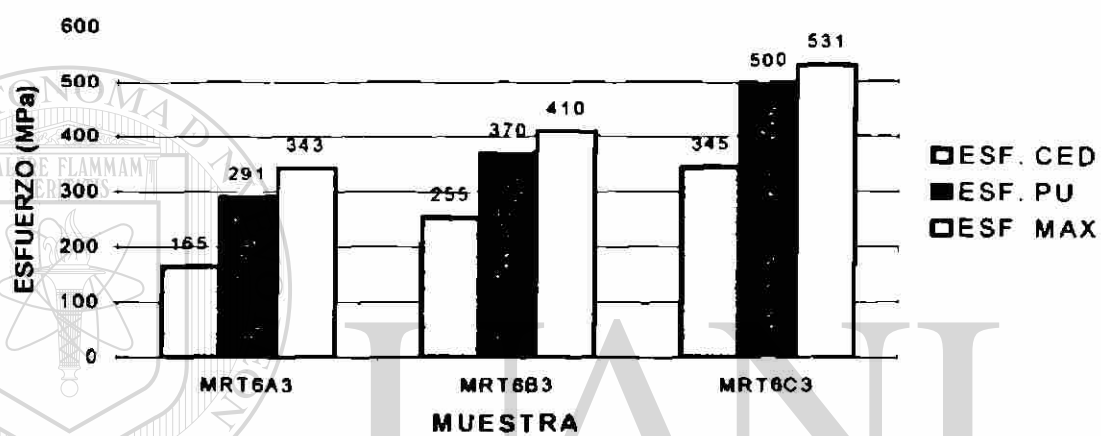
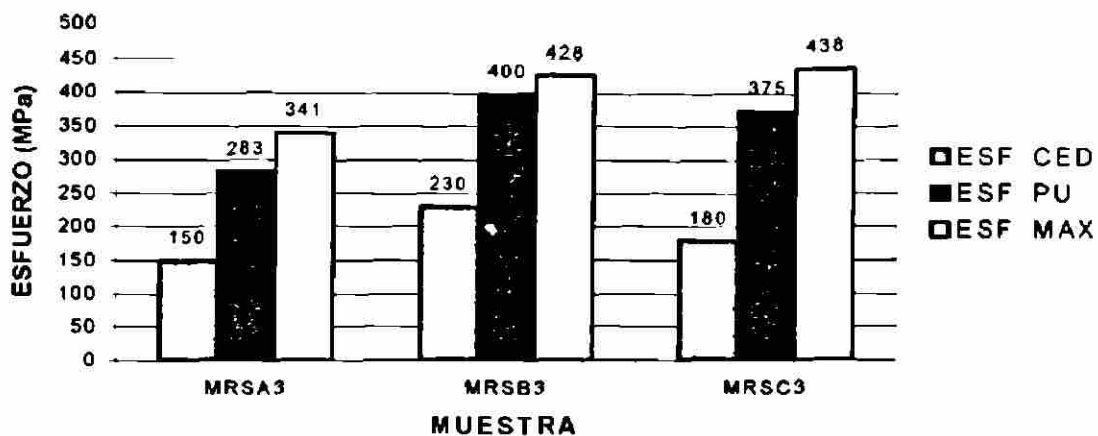


Fig. 5 20 Resistencia mecánica encontrada en la aleación modificada y refinada para los diferentes tratamientos y temperaturas de solubilizado. En todos los casos la velocidad inicial de deformación en las muestras fue de 0.046 s^{-1}

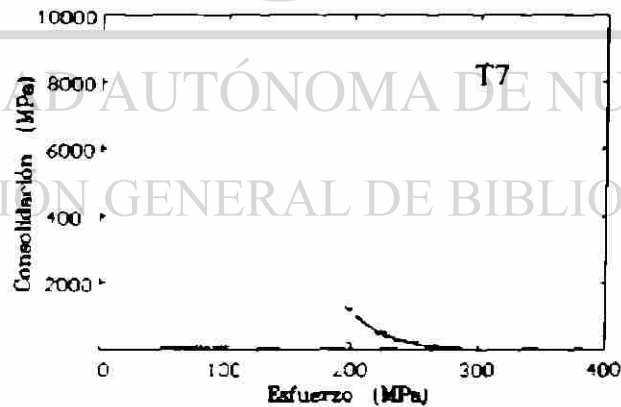
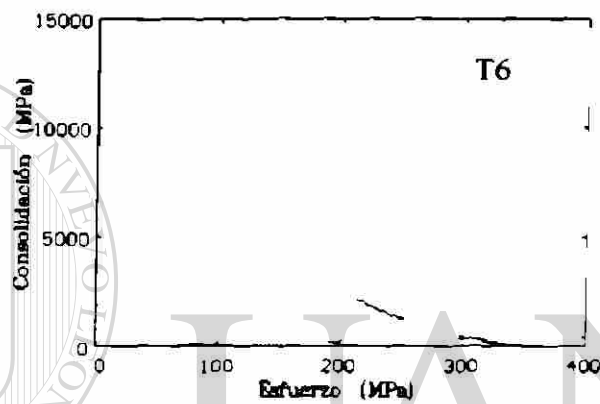
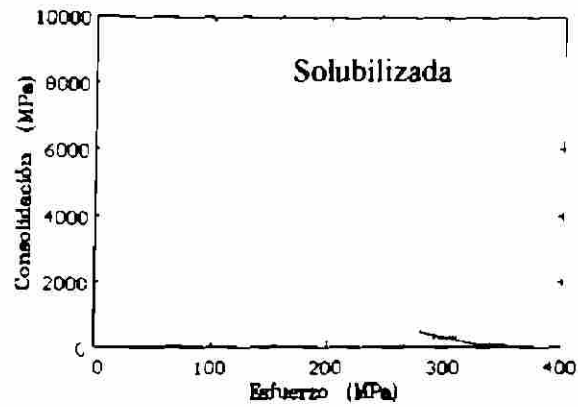


Fig 5.21 Curvas de endurecimiento por deformación y criterio de Considere para la aleación modificada y con tratamiento de solubilizado a 400 °C En cada caso se muestra la condición de tratamiento, los ensayos se realizaron a una velocidad inicial de deformación de 0.046 s⁻¹

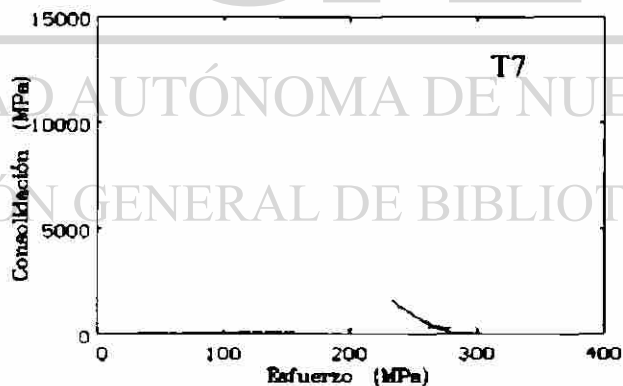
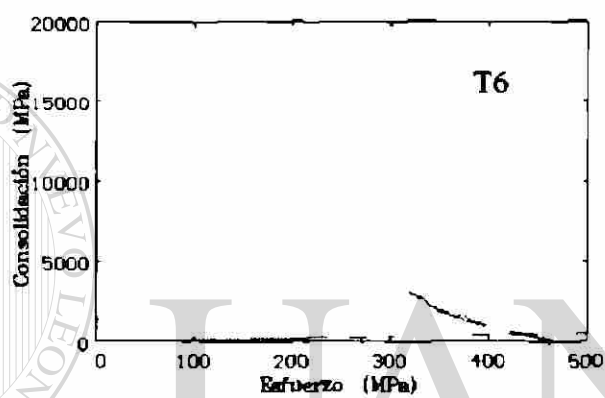
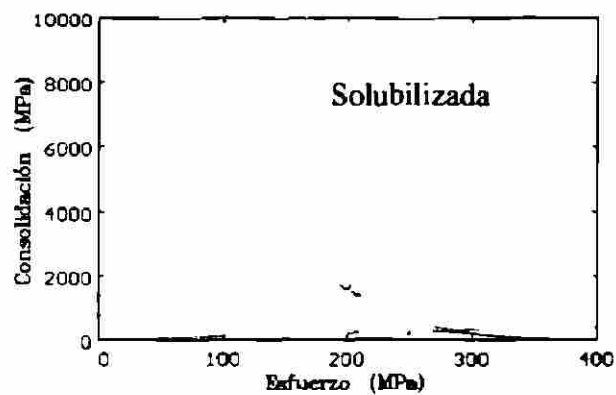


Fig. 5.22 Curvas de endurecimiento por deformación y criterio de Considère para la aleación modificada y con tratamiento de solubilizado a 440 °C. En cada caso se muestra la condición de tratamiento; los ensayos se realizaron a una velocidad inicial de deformación de 0.046 s^{-1} .

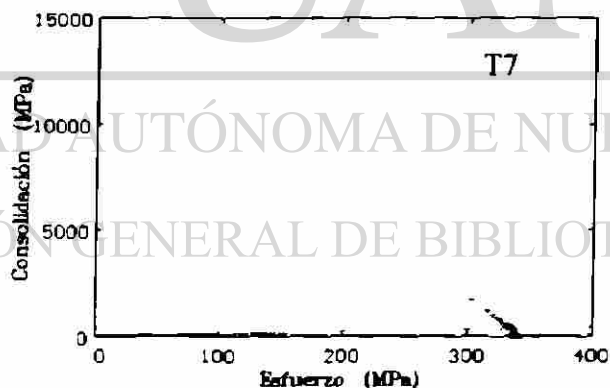
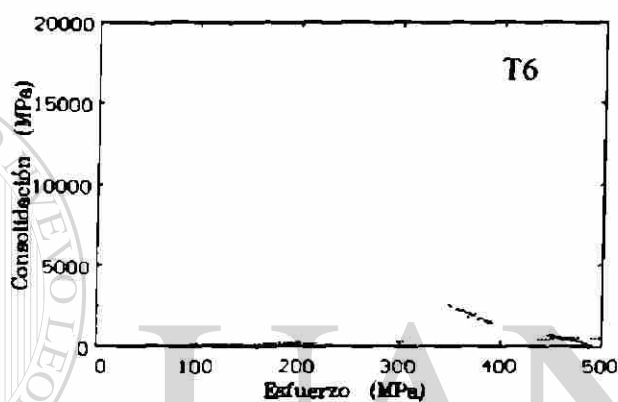
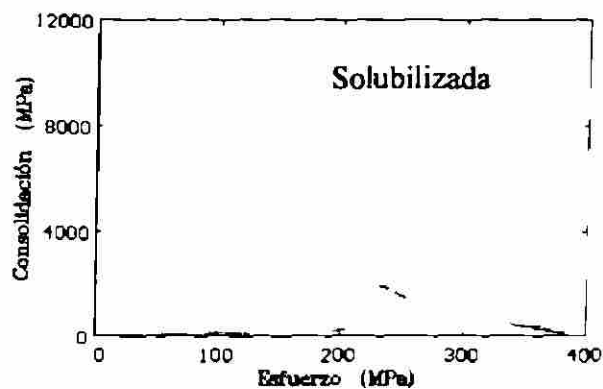


Fig. 5.23 Curvas de endurecimiento por deformación y criterio de Considère para la aleación modificada y con tratamiento de solubilizado a 480 °C. En cada caso se muestra la condición de tratamiento, los ensayos se realizaron a una velocidad inicial de deformación de 0.046 s^{-1} .

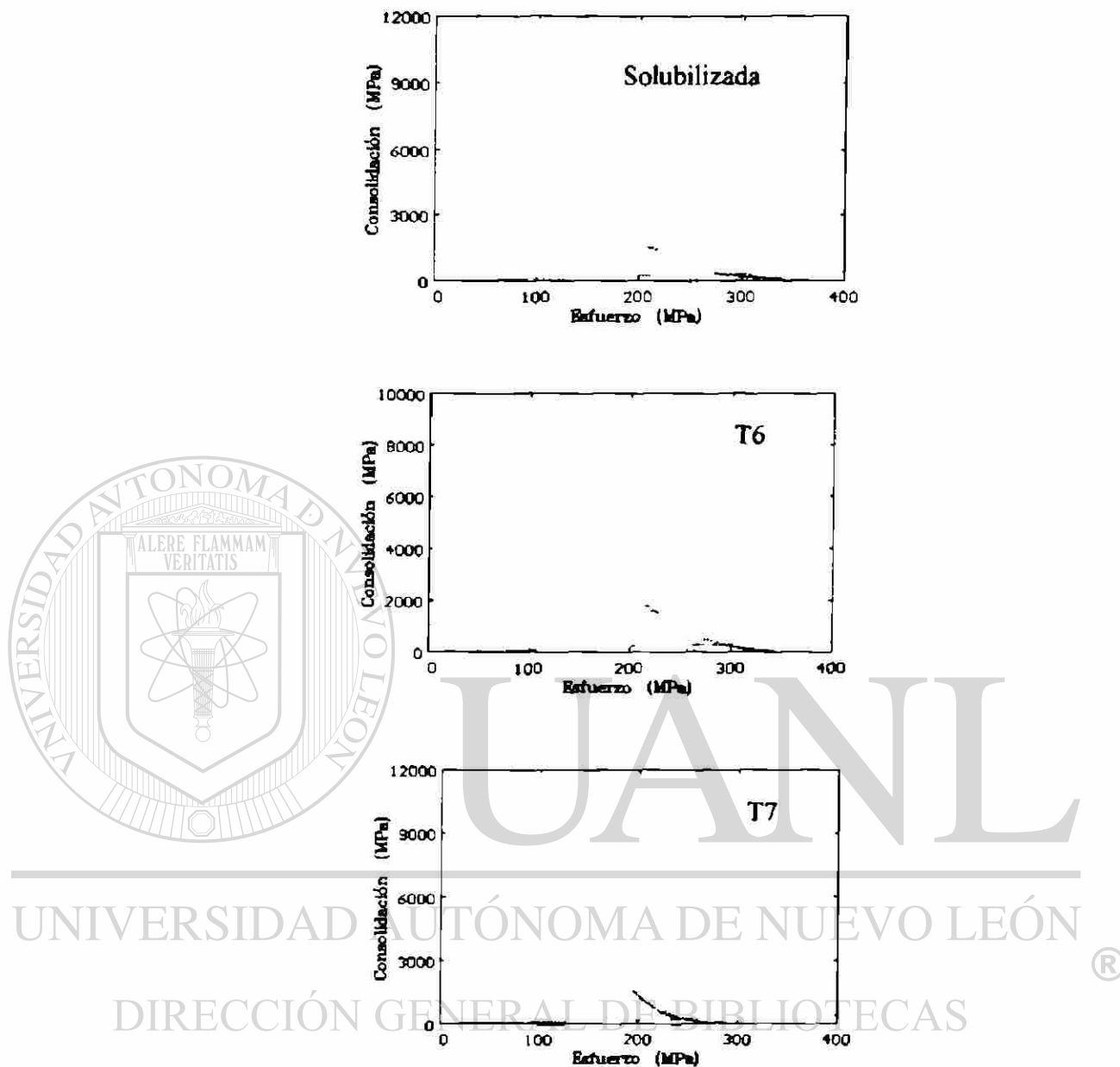


Fig. 5.24 Curvas de endurecimiento por deformación y criterio de Considère para la aleación modificada y refinada con tratamiento de solubilizado a 400 °C. En cada caso se indica la condición de tratamiento; los ensayos se realizaron a una velocidad inicial de deformación de 0.046 s⁻¹.

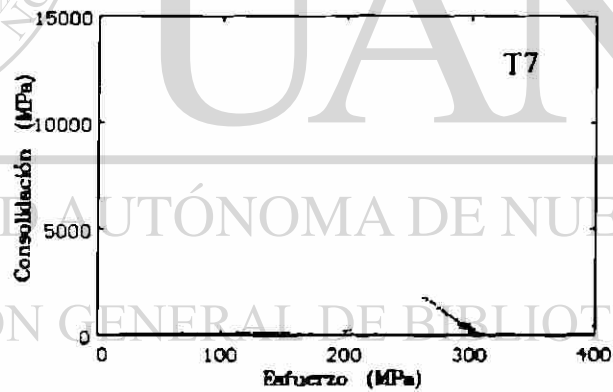
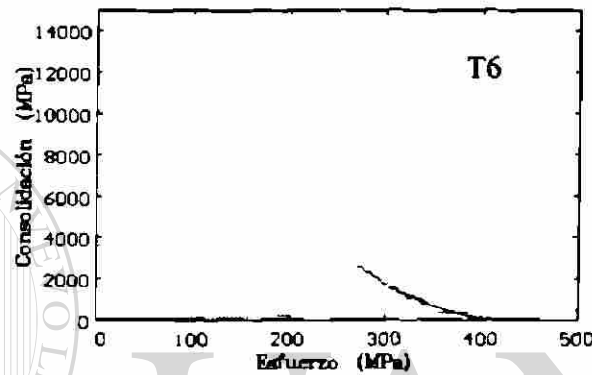
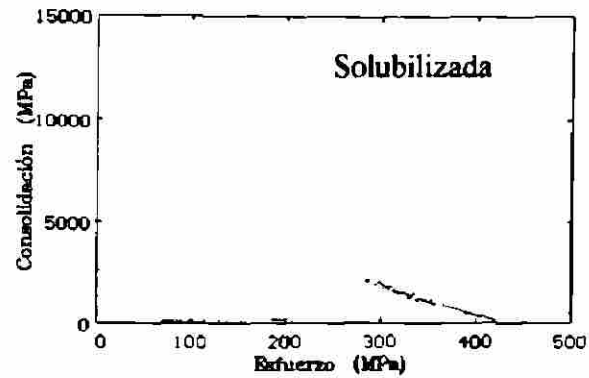


Fig. 5.25 Curvas de endurecimiento por deformación y criterio de Considère para la aleación modificada y refinada con tratamiento de solubilizado a 440 °C. En cada caso se indica la condición de tratamiento, los ensayos se realizaron a una velocidad inicial de deformación de 0.046 s⁻¹.

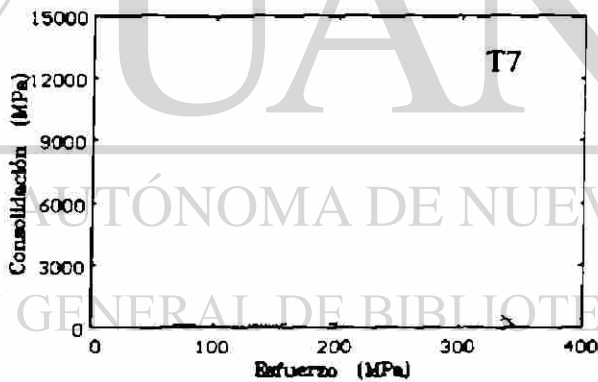
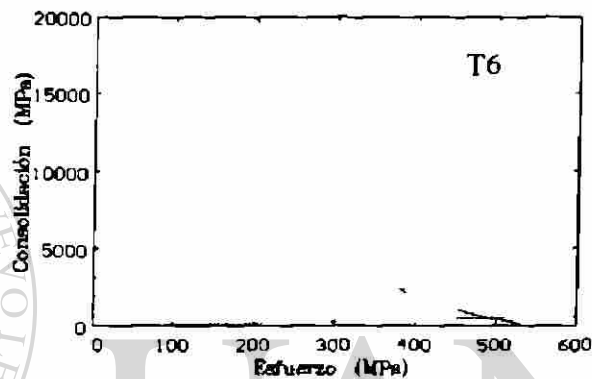
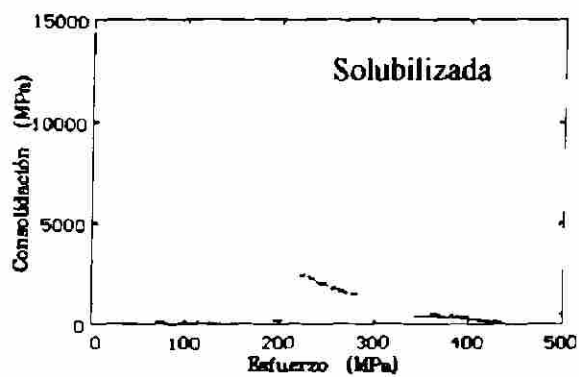


Fig. 5.26 Curvas de endurecimiento por deformación y criterio de Considère para la aleación modificada y refinada con tratamiento de solubilizado a 480 °C. En cada caso se indica la condición de tratamiento; los ensayos se realizaron a una velocidad inicial de deformación de 0.046 s⁻¹.

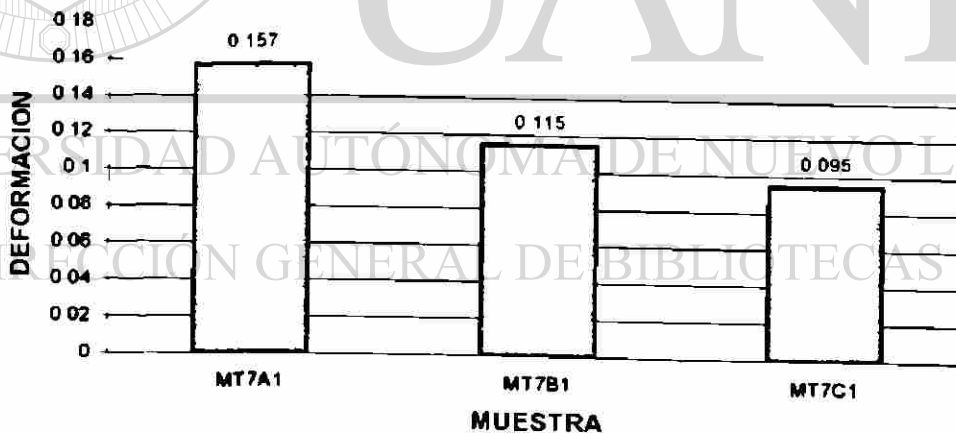
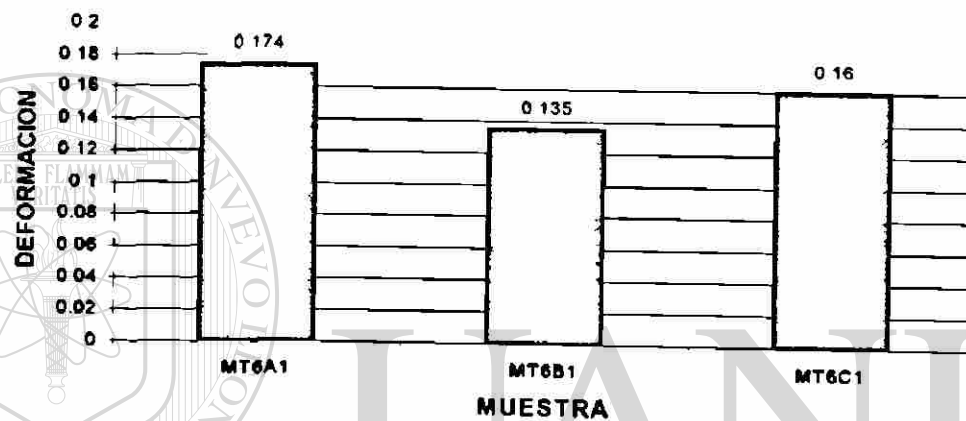
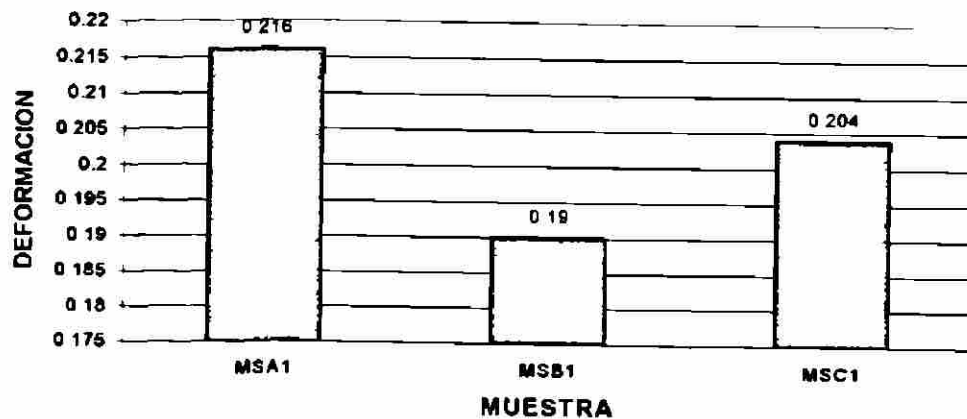


Fig. 5.27 Deformación en el límite del esfuerzo plástico uniforme para la aleación de estructura modificada en sus diferentes condiciones de prueba y de tratamiento. En todos los casos la velocidad inicial de deformación fue de 0.00046 s^{-1} .

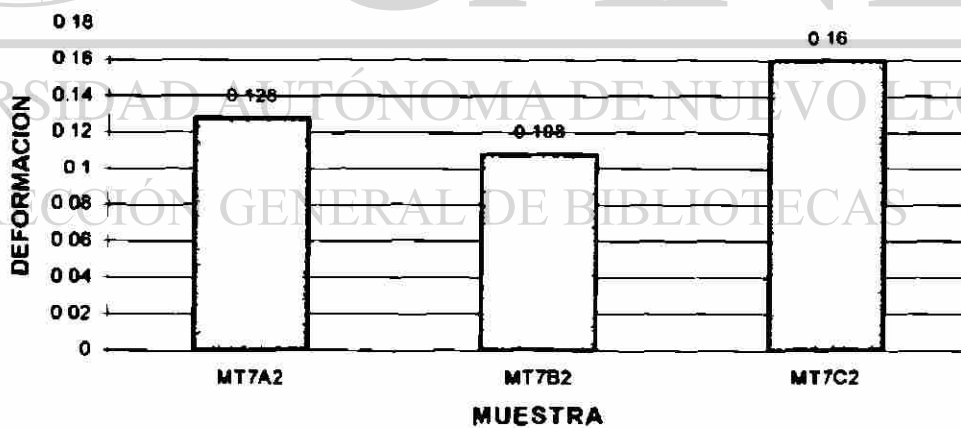
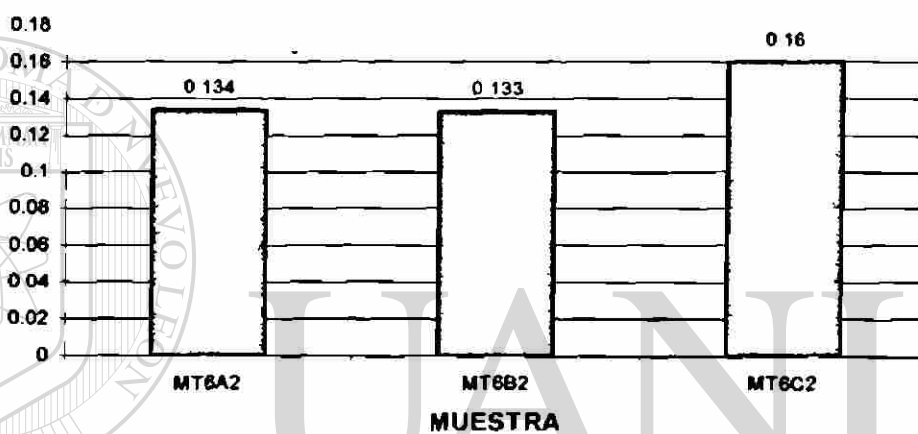
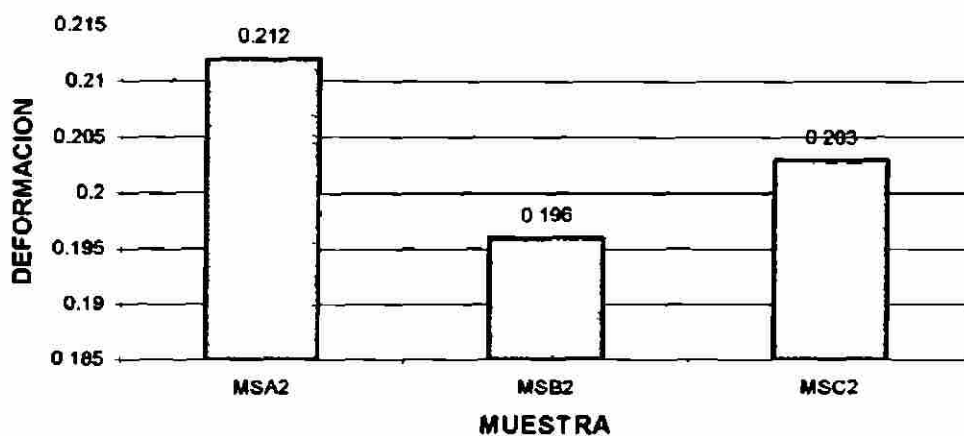


Fig. 5.28 Deformación en el límite del esfuerzo plástico uniforme para la aleación de estructura modificada en sus diferentes condiciones de prueba y de tratamiento. En todos los casos la velocidad inicial de deformación fue de 0.0046 s^{-1} .

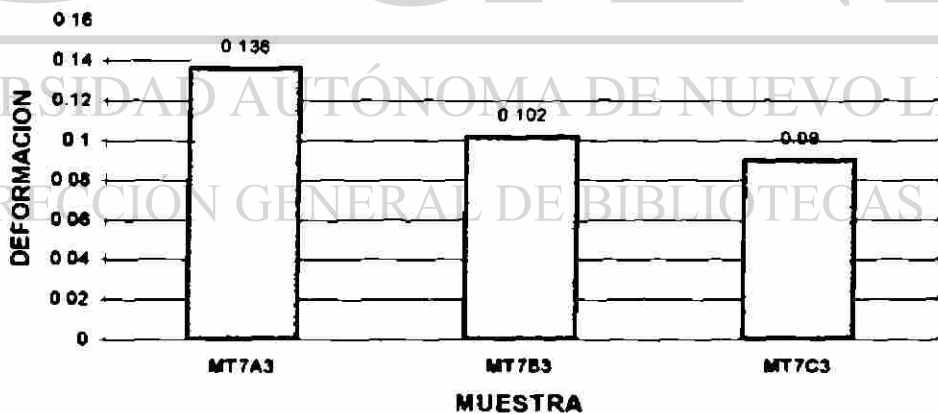
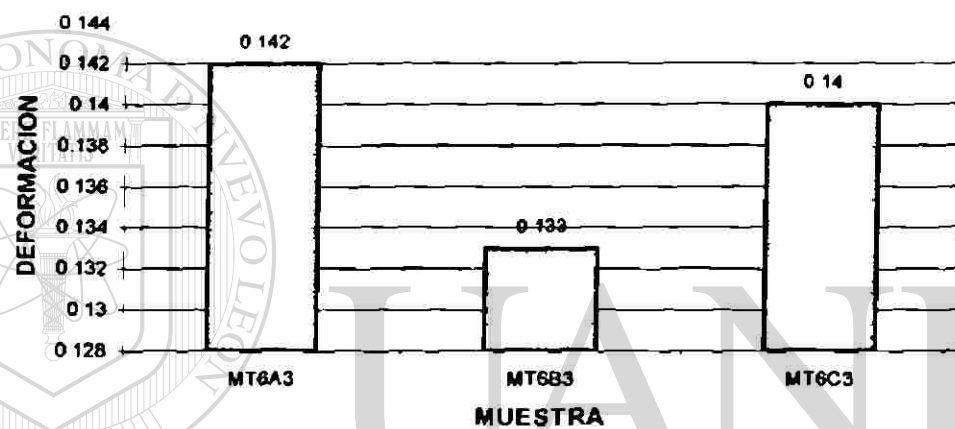
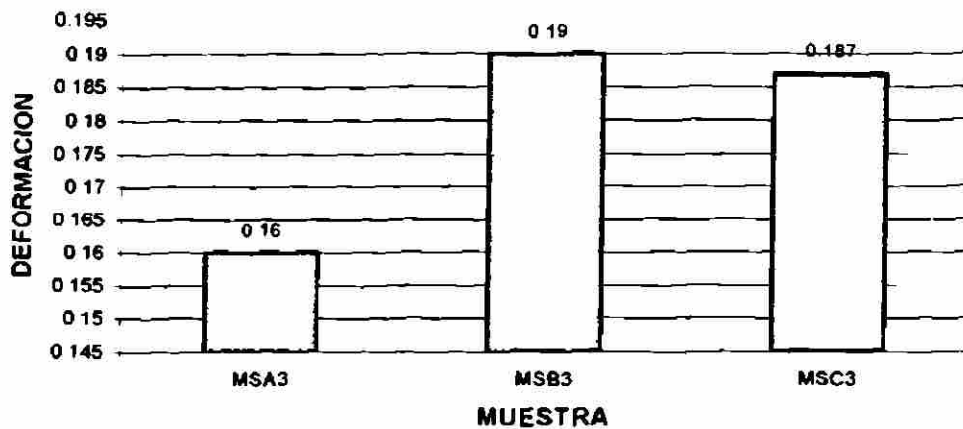


Fig. 5.29 Deformación en el límite del esfuerzo plástico uniforme para la aleación de estructura modificada en sus diferentes condiciones de prueba y de tratamiento. En todos los casos la velocidad inicial de deformación fue de 0.046 s^{-1} .

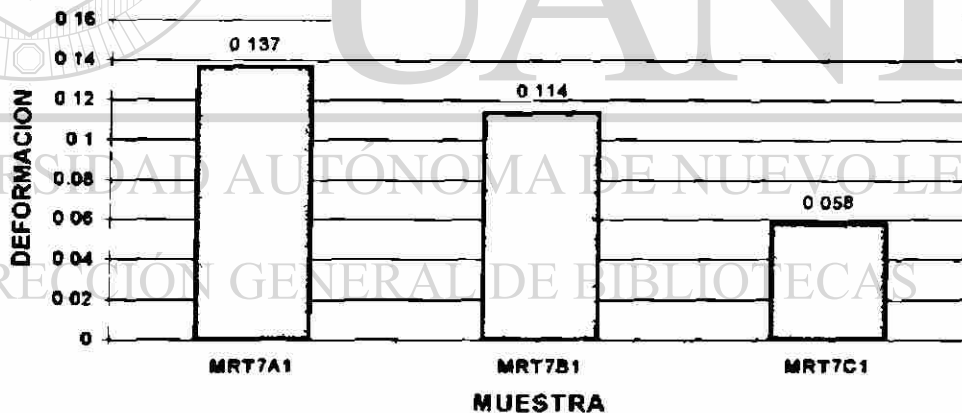
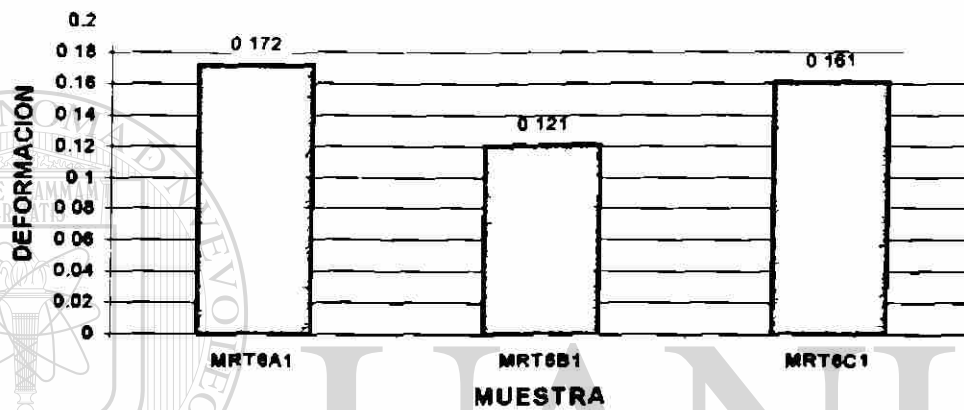
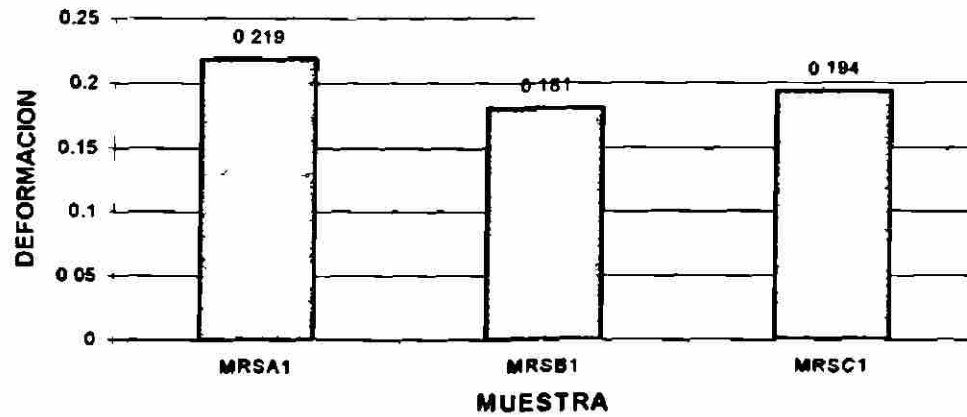


Fig. 5.30 Deformación en el límite del esfuerzo plástico uniforme para la aleación de estructura modificada y refinada en sus diferentes condiciones de prueba y de tratamiento. En todos los casos la velocidad inicial de deformación fue de 0.00046 s^{-1} .

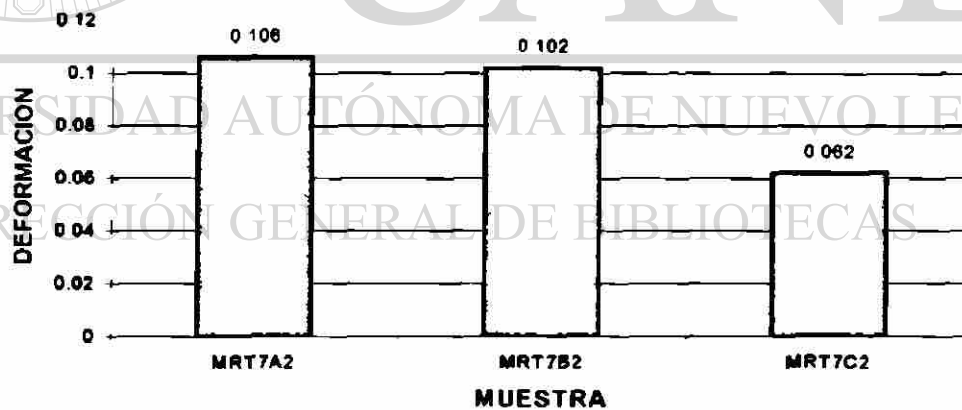
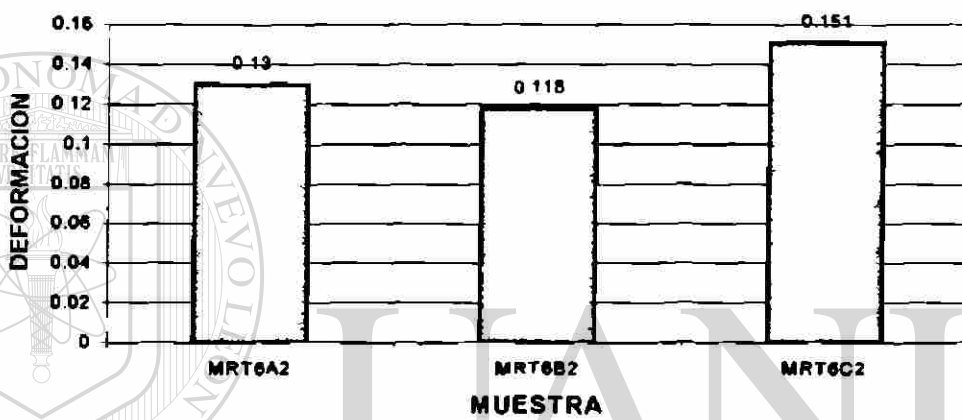
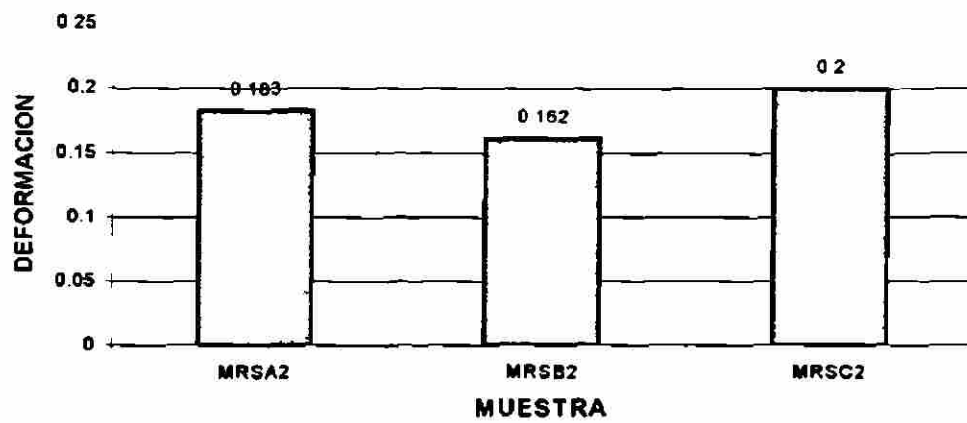


Fig. 5.31 Deformación en el límite del esfuerzo plástico uniforme para la aleación de estructura modificada y refinada en sus diferentes condiciones de prueba y de tratamiento. En todos los casos la velocidad inicial de deformación fue de 0.0046 s^{-1} .

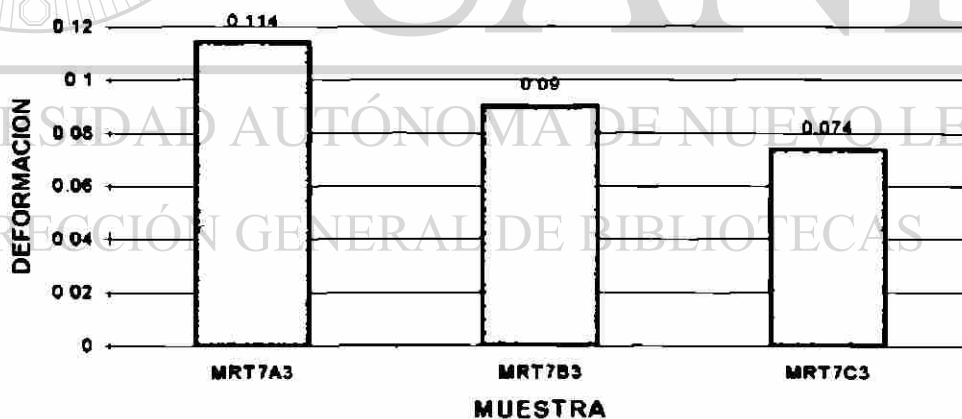
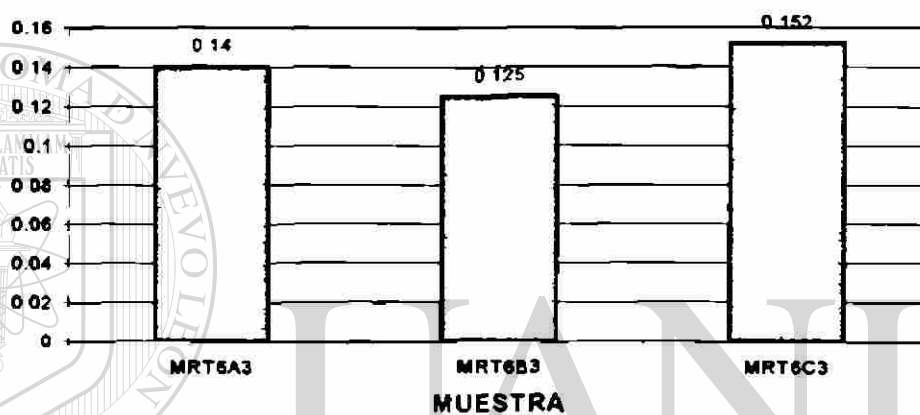
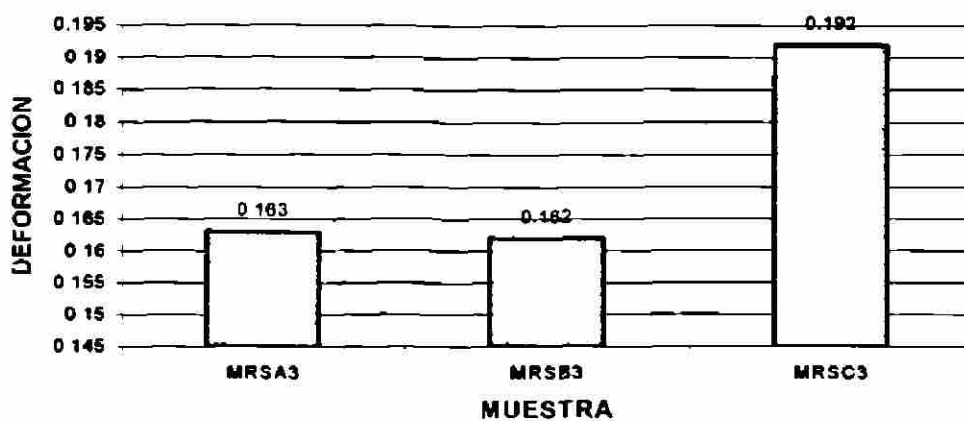


Fig. 5.32 Deformación en el límite del esfuerzo plástico uniforme para la aleación de estructura modificada y refinada en sus diferentes condiciones de prueba y de tratamiento. En todos los casos la velocidad inicial de deformación fue de 0.046 s^{-1} .

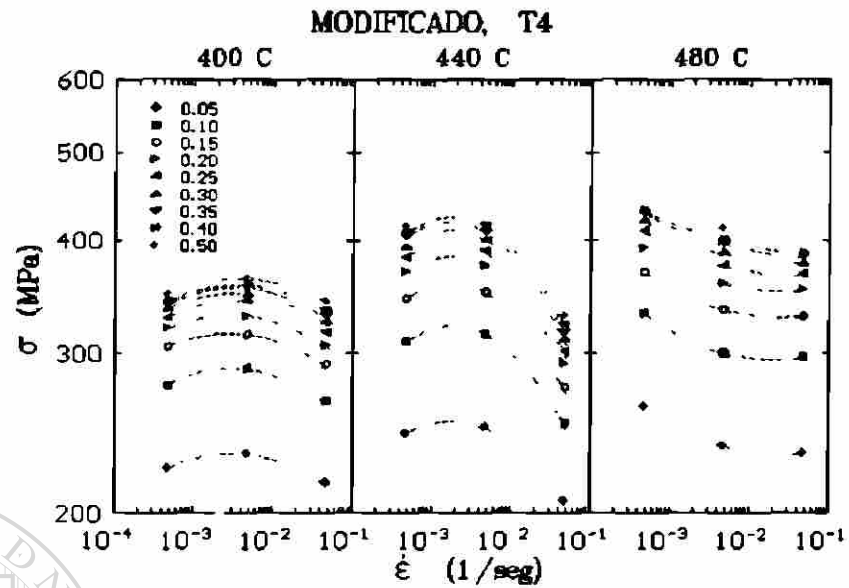


Fig. 5.33 Variación del esfuerzo con la velocidad de deformación para diferentes valores de deformación en la aleación modificada. Se indican el tratamiento y la temperatura de solubilizado.

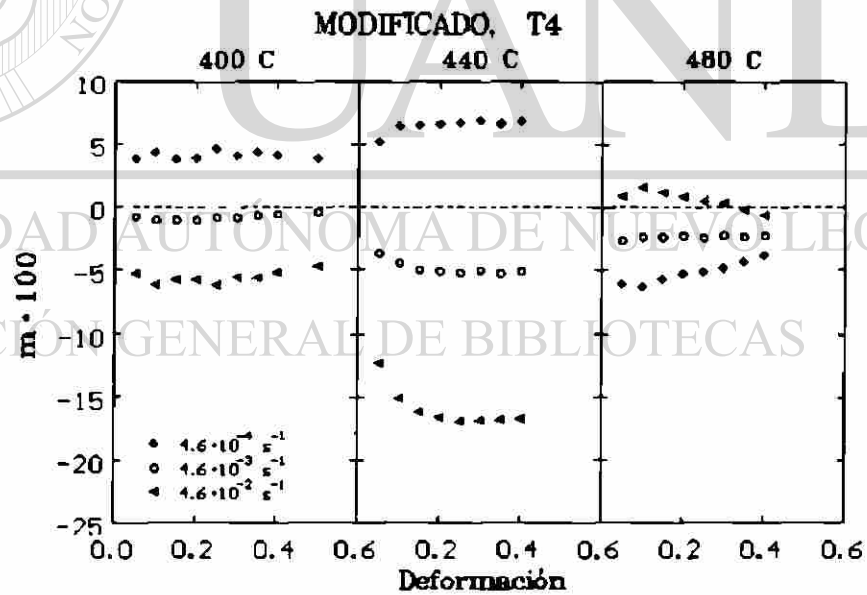


Fig. 5.34 Sensibilidad a la velocidad de deformación en función de la deformación para las diferentes velocidades de deformación en la aleación modificada. Se indican el tratamiento y la temperatura de solubilizado.

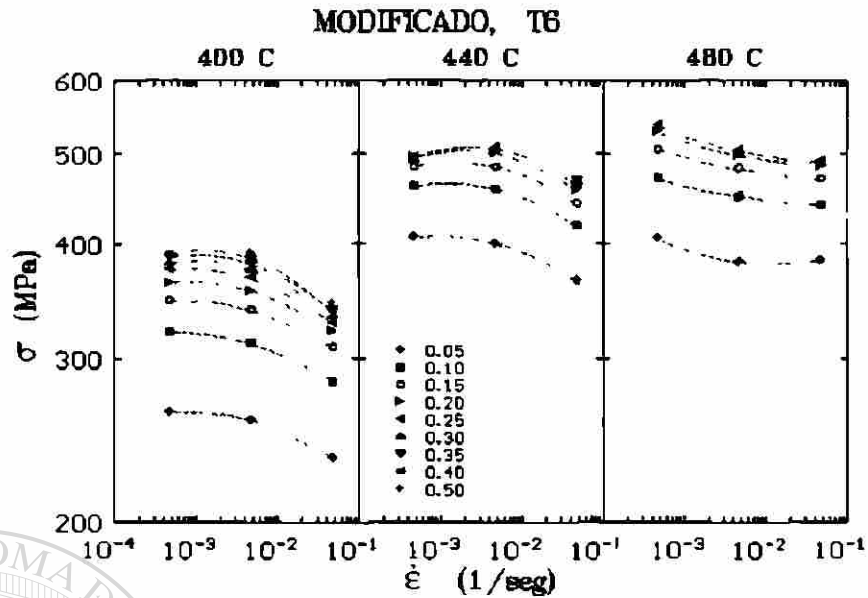


Fig. 5.35 Variación del esfuerzo con la velocidad de deformación para diferentes valores de deformación en la aleación modificada. Se indican el tratamiento y la temperatura de solubilizado.

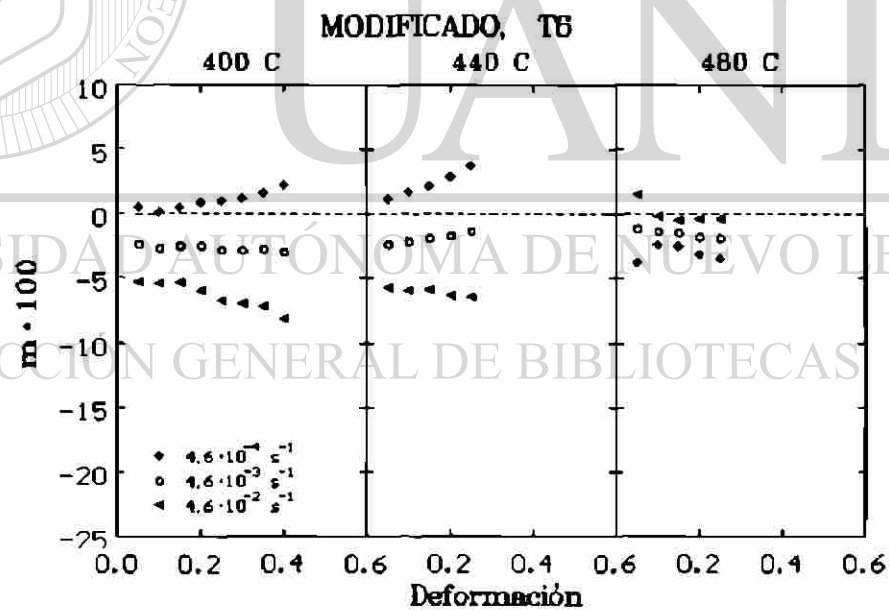


Fig. 5.36 Sensibilidad a la velocidad de deformación en función de la deformación para las diferentes velocidades de deformación en la aleación modificada. Se indican el tratamiento y la temperatura de solubilizado.

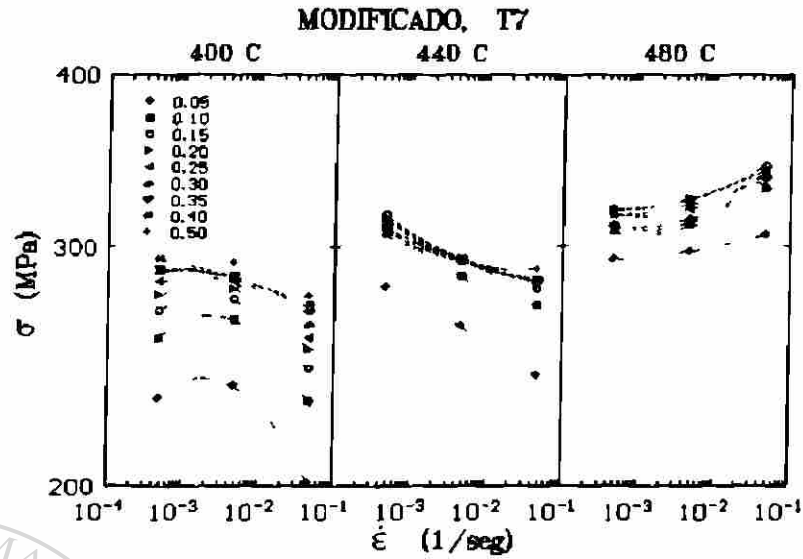


Fig. 5.37 Variación del esfuerzo con la velocidad de deformación para diferentes valores de deformación en la aleación modificada. Se indican el tratamiento y la temperatura de solubilizado.

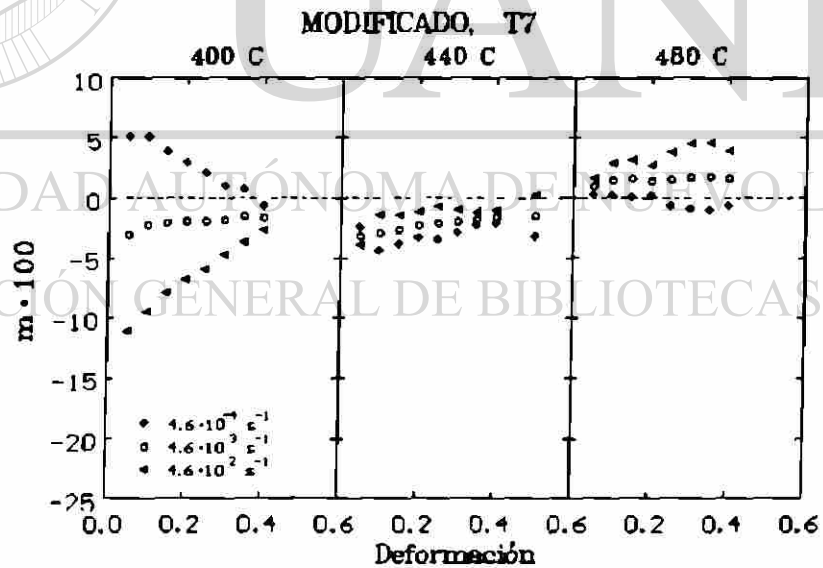


Fig. 5.38 Sensibilidad a la velocidad de deformación en función de la deformación para las diferentes velocidades de deformación en la aleación modificada. Se indican el tratamiento y la temperatura de solubilizado.

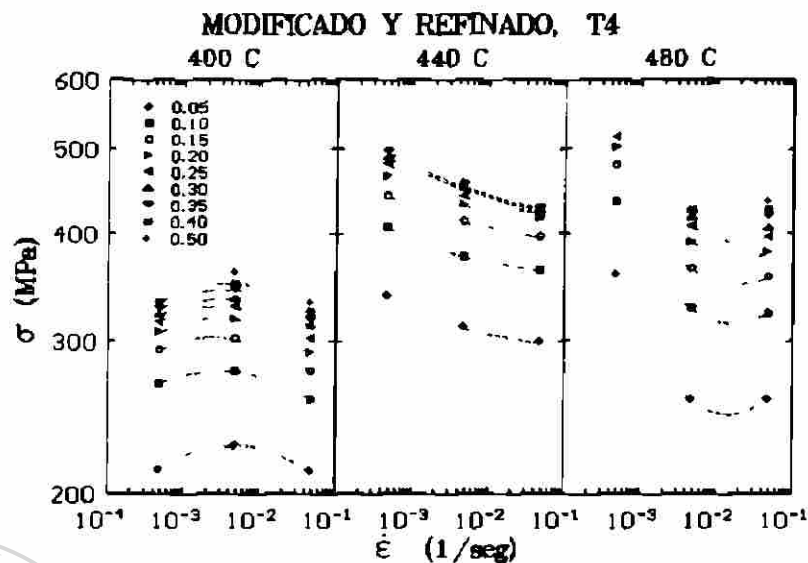


Fig. 5.39 Variación del esfuerzo con la velocidad de deformación para diferentes valores de deformación en la aleación modificada y refinada. Se indican el tratamiento y la temperatura de solubilizado.

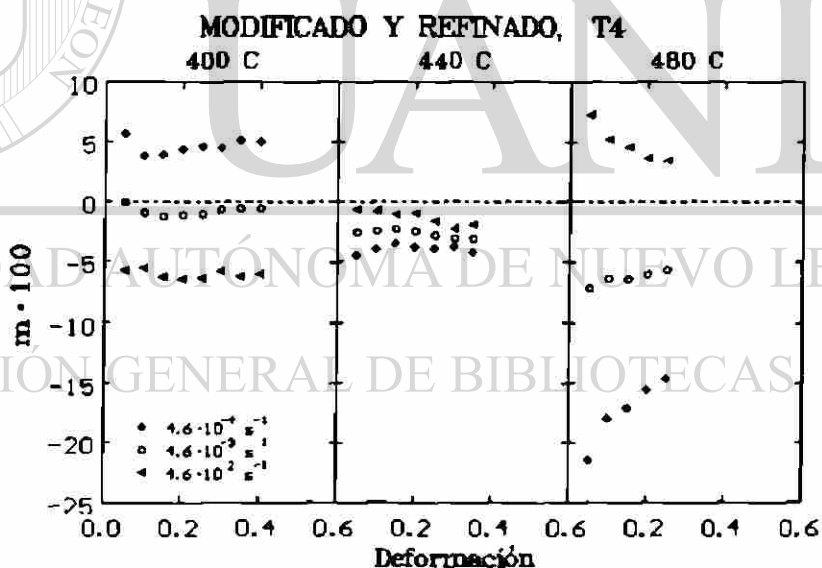


Fig. 5.40 Sensibilidad a la velocidad de deformación en función de la deformación para las diferentes velocidades de deformación en la aleación modificada y refinada. Se indican el tratamiento y la temperatura de solubilizado.

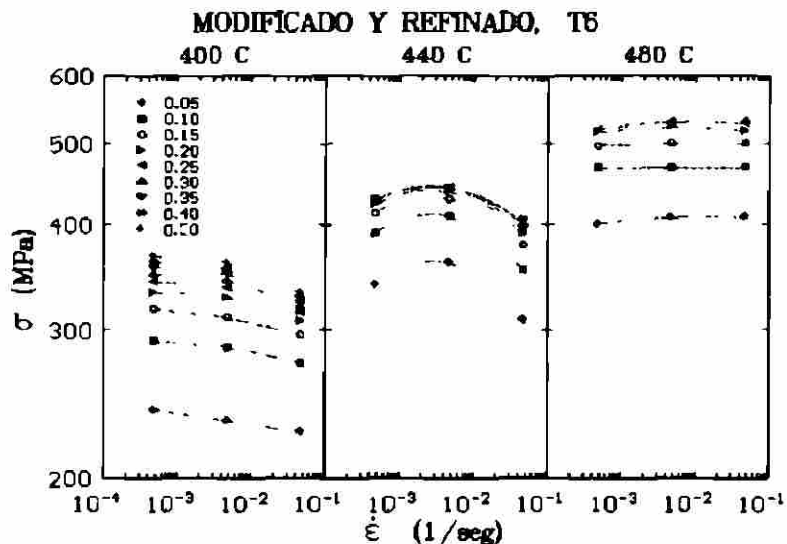


Fig. 5.41 Variación del esfuerzo con la velocidad de deformación para diferentes valores de deformación en la aleación modificada y refinada. Se indican el tratamiento y la temperatura de solubilizado.

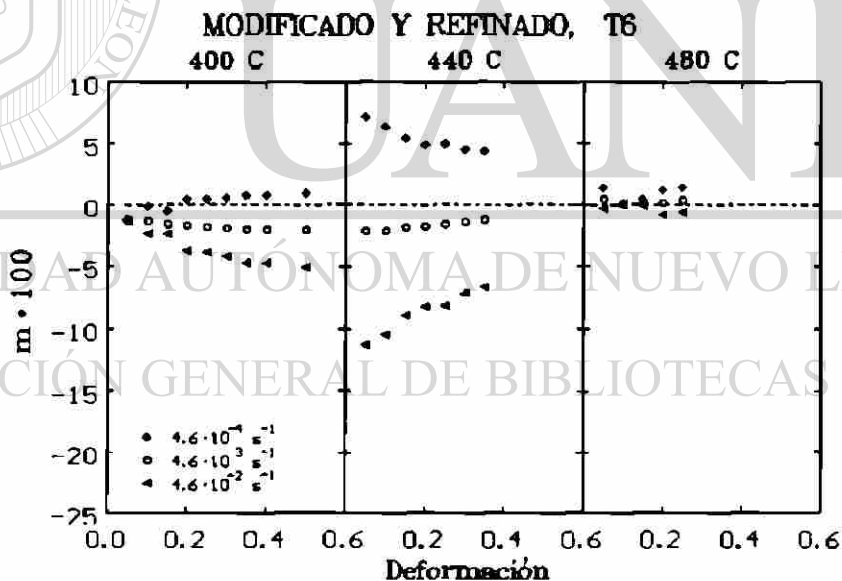


Fig. 5.42 Sensibilidad a la velocidad de deformación en función de la deformación para las diferentes velocidades de deformación en la aleación modificada y refinada. Se indican el tratamiento y la temperatura de solubilizado

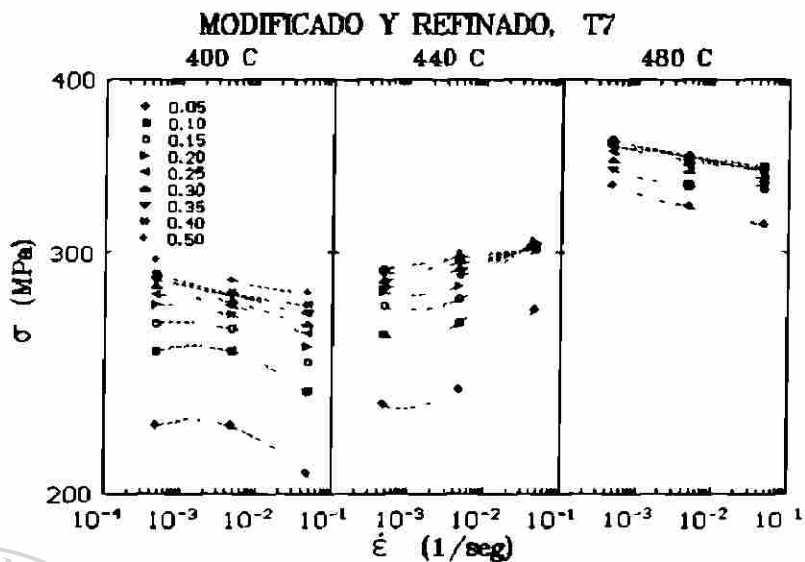


Fig. 5.43 Variación del esfuerzo con la velocidad de deformación para diferentes valores de deformación en la aleación modificada y refinada. Se indican el tratamiento y la temperatura de solubilizado.

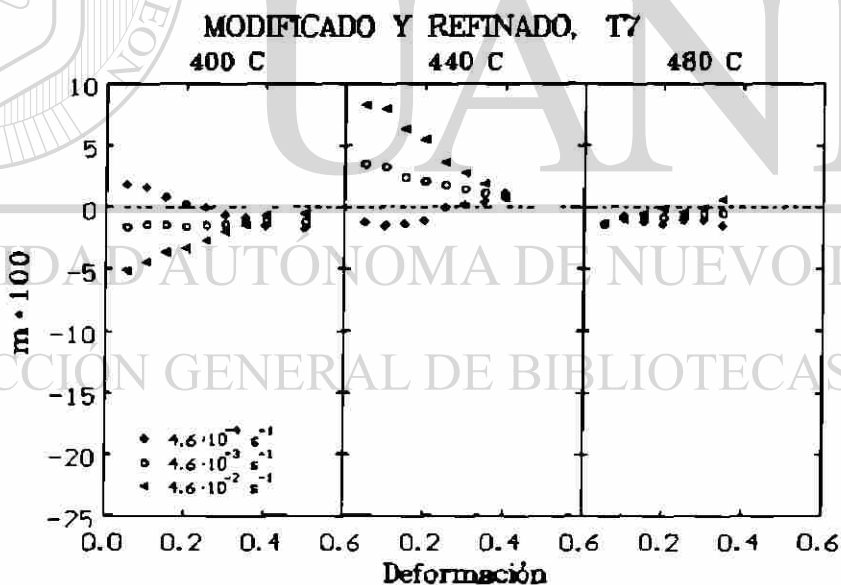


Fig. 5.44 Sensibilidad a la velocidad de deformación en función de la deformación para las diferentes velocidades de deformación en la aleación modificada y refinada. Se indican el tratamiento y la temperatura de solubilizado.

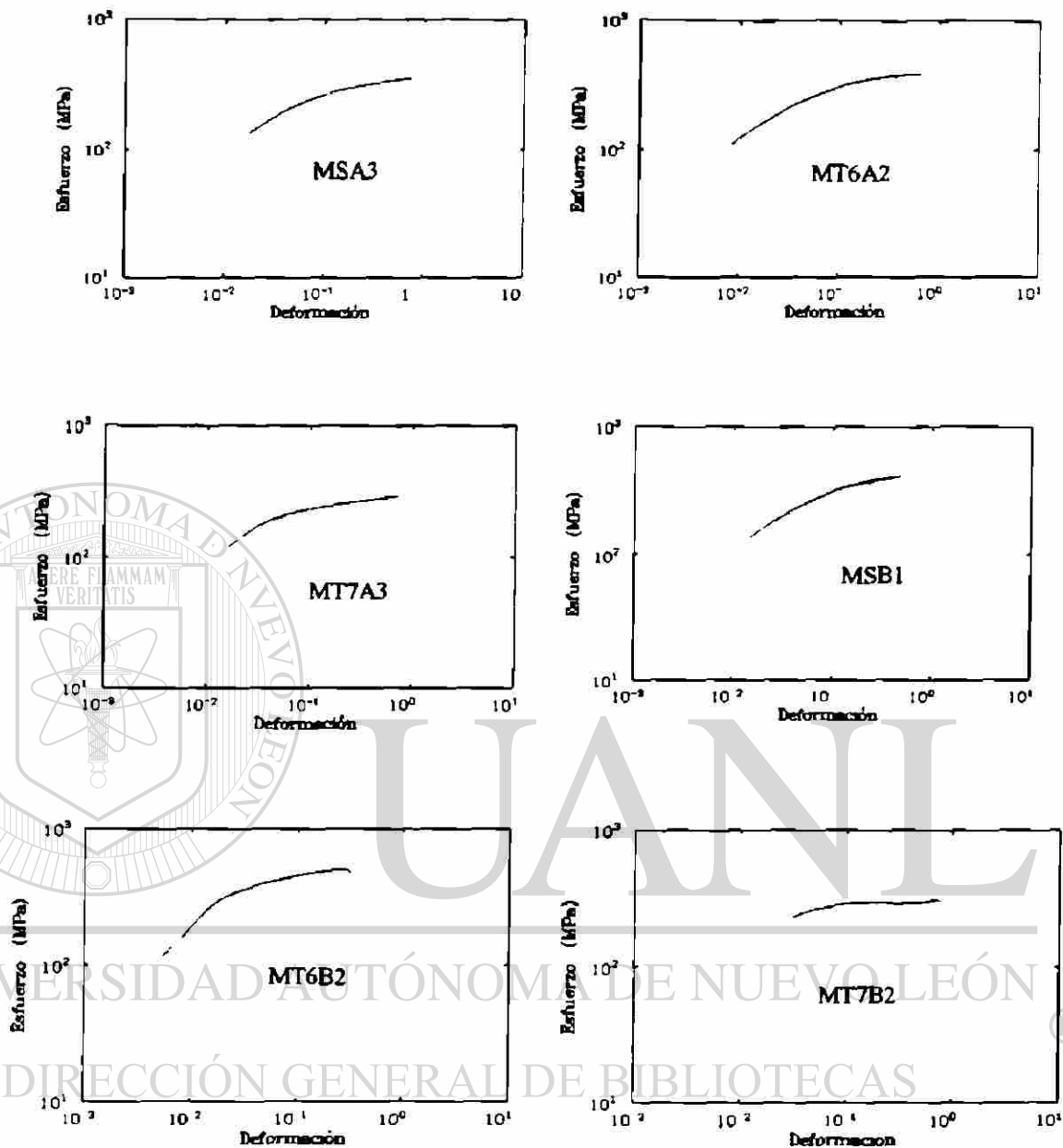


Fig. 5.45 Curvas de fluencia log-log para la determinación del exponente de endurecimiento por deformación (n) y el coeficiente de resistencia (K) en la aleación de estructura modificada. En cada caso se indican las condiciones de prueba y de tratamiento.

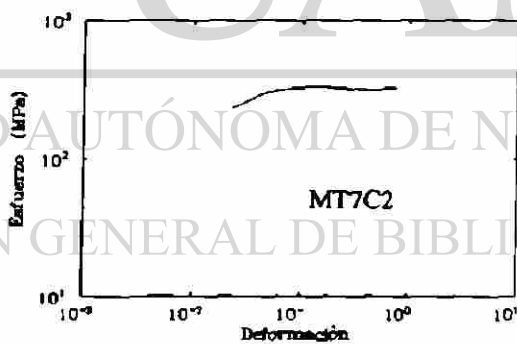
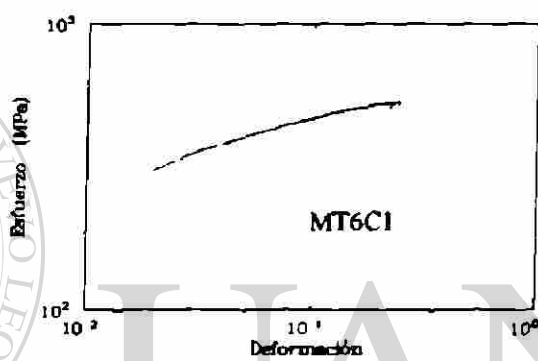
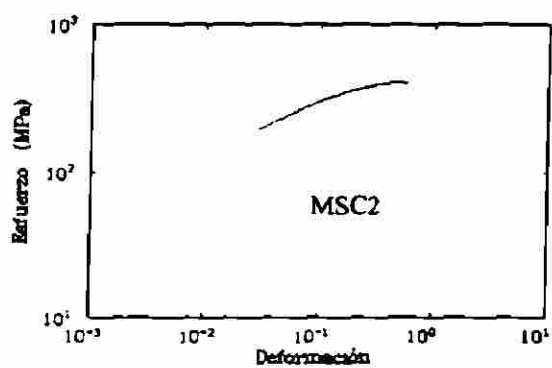


Fig. 5.45 Continuación

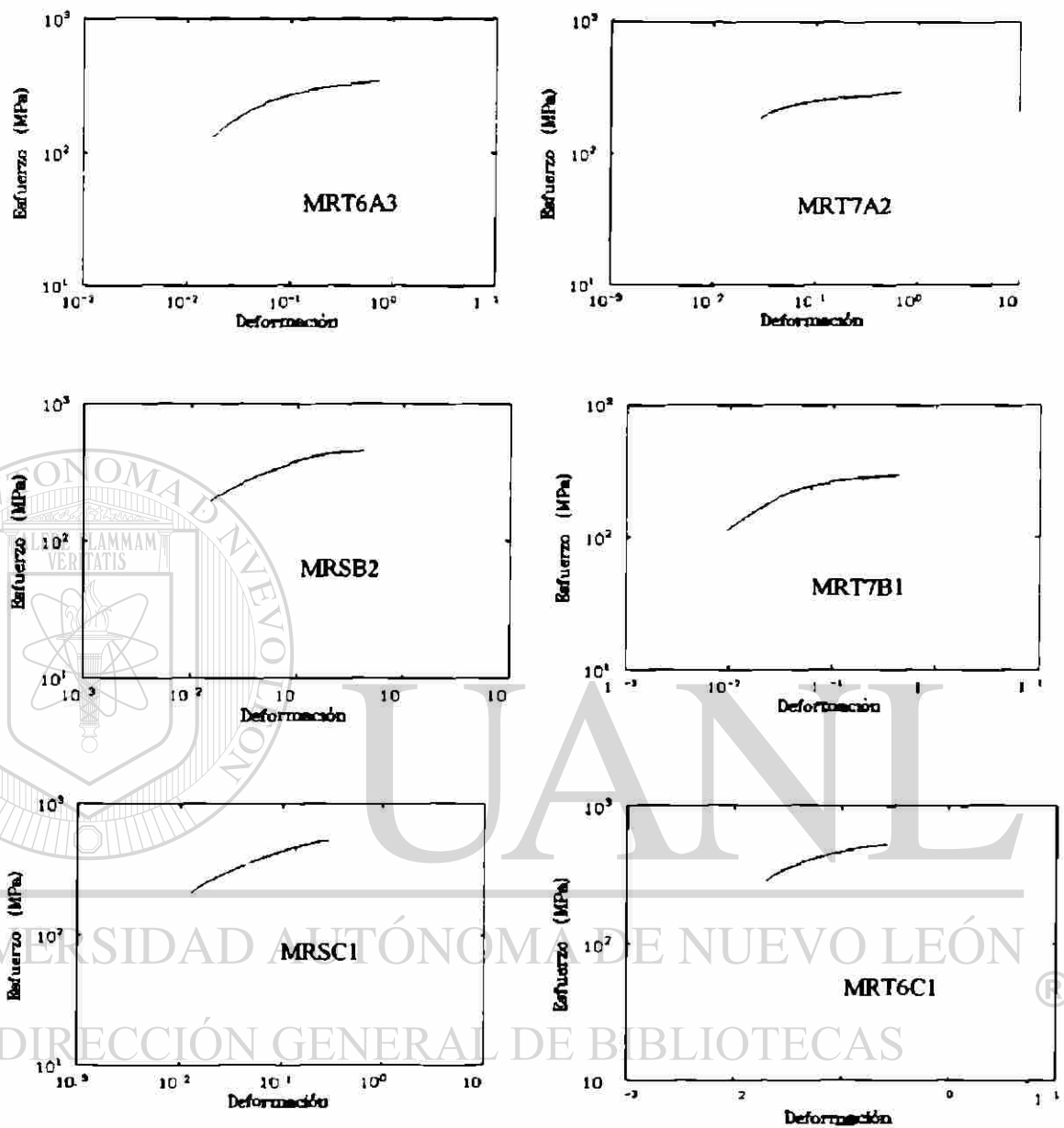


Fig. 5.46 Curvas de fluencia log-log para la determinación del exponente de endurecimiento por deformación (n) y el coeficiente de resistencia (K) en la aleación de estructura modificada y refinada. En cada caso se indican las condiciones de prueba y de tratamiento.

Capítulo 6

Análisis y Discusión de Resultados

6.1 Introducción

En este capítulo se analizan las curvas de fluencia, así como los resultados y propiedades mecánicas que reportaron las aleaciones en sus diferentes condiciones de prueba y de tratamiento.

Con respecto a este último punto, se describe el mecanismo de endurecimiento en las aleaciones de aluminio propuesto por algunos autores, lo cual ayudará a comprender los resultados obtenidos dependientes de la condición de tratamiento.

En lo referente a el efecto de la temperatura del tratamiento de solubilizado, se estudia la relación entre el grado de solubilidad que presentan los elementos de aleación responsables del endurecimiento y la temperatura del tratamiento, relacionando más adelante ésto con las propiedades mecánicas en el material.

La tendencia del material a exhibir condiciones de inestabilidad plástica se explica a partir de las curvas de sensibilidad a la velocidad de deformación,

mientras que a través de las curvas de fluencia en escala log-log se determinan el exponente de endurecimiento por deformación y el coeficiente de resistencia.

6.2 Efecto del Tratamiento Térmico sobre la Dureza y la Resistencia del Material

El concepto de dureza está relacionado con la medida de la resistencia del material a presentar deformación plástica permanente y su definición varía según la interpretación o experiencia del operario que conduce la prueba; de este modo, la dureza puede representar la resistencia a la indentación, una medida del flujo plástico, o bien la resistencia al desgaste [1].

En las aleaciones de aluminio, el endurecimiento se lleva a cabo mediante la precipitación de partículas finas y dispersas de segundas fases, siendo ésto conocido como endurecimiento por precipitación. Se realiza mediante diferentes tratamientos térmicos representados en forma esquemática en relación con la dureza alcanzada en la figura 6.1.

La figura 5.2 muestra los valores de dureza Vickers obtenidos en las aleaciones bajo estudio sometidas a los diferentes tratamientos térmicos. Puede observarse que conforme se incrementa la temperatura del tratamiento de solubilizado se incrementa también la dureza adquirida por el material. Este comportamiento se explica mediante el diagrama de fases Al-Cu (fig. 3.20); en él se aprecia que conforme se incrementa la temperatura del tratamiento de solubilizado, por ejemplo a 480 °C aumenta también la disolución de elementos formadores de precipitados (Cu en este caso), lo cual resultará en la obtención de una solución sólida supersaturada más concentrada que la que se habría obtenido a una temperatura de solubilizado de 400 °C. Por lo tanto, el tratamiento de envejecimiento será más efectivo dado que un incremento en el gradiente de concentración de soluto en la solución es la fuerza motriz del proceso de la difusión por el cual se lleva a cabo el envejecimiento [2].

En lo que se refiere a las durezas obtenidas en los tratamientos T6 (dureza máxima) y T7 (sobreenvejecido), la figura 3.21 muestra la relación entre la dureza obtenida para distintas combinaciones de tiempo y temperatura en el tratamiento de envejecimiento. Se puede observar que la dureza (y las propiedades de resistencia por consiguiente) pasan a través de un valor máximo para después disminuir en forma considerable al paso del tiempo; esto muestra la diferencia entre el tratamiento T6 y T7. Este comportamiento está asociado al tamaño de las partículas precipitadas; al ser muy grandes el espacio entre partículas aumenta y dejan de ser efectivas para impedir o retardar el movimiento de las dislocaciones y en consecuencia la dureza disminuye [3,4,5]. La formación de partículas de tamaño y distribución óptimos será más rápida a más altas temperaturas, de manera que el máximo en la dureza se alcanzará en tiempos más cortos [6], aunque por ser de mayor tamaño ofrecen menor resistencia al paso de las dislocaciones.

6.3 Curvas de Fluencia

Las figuras 5.3 a 5.14 presentan las gráficas de esfuerzo contra deformación verdaderos o curvas de fluencia que mostró el material en las diversas condiciones de tratamiento y de prueba a que fue sometido. Con el objeto de observar el efecto de la temperatura del tratamiento de solubilizado sobre estas curvas, se presentan en forma comparativa para cada velocidad inicial de deformación y condición de tratamiento (figs. 5.3 - 5.8).

De igual manera, el efecto de la condición de tratamiento sobre las curvas de fluencia se hace evidente en las gráficas comparativas para los diversos tratamientos térmicos en estudio (figs. 5.9 – 5.14).

En algunas de estas gráficas, por ejemplo las figs. 5.3 ó 5.8 entre otras, se puede apreciar la aparición del envejecimiento dinámico por deformación o cedencia discontinua, conocido también con el nombre de " efecto Portevin-

LeChatelier⁷, el cual se caracteriza por la aparición de zonas dentadas en las curvas de fluencia y que se asocian con la aparición sucesiva de cedencia y envejecimiento durante la prueba, producto de la interacción entre átomos en solución sólida y dislocaciones (sección 2.3.5).

6.4 Resistencia Mecánica

Las figuras 5.15 a 5.20 muestran los resultados obtenidos de la resistencia mecánica en las aleaciones para las distintas condiciones de prueba y de tratamiento; en ellas se aprecia el incremento en los valores del esfuerzo de cedencia y resistencia máxima conforme se incrementa la temperatura del tratamiento de solubilizado. En adición a lo expuesto sobre el aumento en la resistencia de las aleaciones de aluminio, se encuentran también en la literatura [7] conceptos más actualizados sobre el endurecimiento por precipitación, a saber: en la teoría de dislocaciones se considera que el máximo endurecimiento se encuentra relacionado tanto a un tamaño de núcleo crítico de partículas, como a la interferencia al deslizamiento ocasionado por partículas que precipitan en planos cristalográficos; ésto debido a que la resistencia en las aleaciones que endurecen por envejecimiento se controla mediante la interacción que exhiben los precipitados con las dislocaciones en movimiento.

6.5 Esfuerzo Plástico Uniforme

El esfuerzo plástico uniforme máximo es el esfuerzo que se produce justo antes de que inicie la inestabilidad plástica en el material. Un material plástico ideal en el cual no ocurre endurecimiento por deformación se volvería inestable tan pronto ocurriera la cedencia bajo cargas de tensión; sin embargo, los metales sufren endurecimiento por deformación, lo cual tiende a incrementar su capacidad de soportar carga conforme aumenta la deformación [8]. La

deformación localizada o estricción en tensión se inicia en el valor de carga máxima, esta condición de inestabilidad se define por la condición:

$$dP = 0 \quad (6.1)$$

$$P = \sigma A \quad dP = \sigma dA + A d\sigma \quad (6.2)$$

Por constancia de volumen:

$$\frac{dL}{L} = - \frac{dA}{A} = d\varepsilon \quad (6.3)$$

y por la condición de inestabilidad:

$$\frac{dA}{A} = - \frac{d\sigma}{\sigma} \quad (6.4)$$

por lo tanto, en el punto de inestabilidad por tensión:

$$\frac{d\sigma}{\sigma} = \sigma \quad (6.5)$$

Las figuras 5.21 a 5.26 muestran las gráficas a partir de las cuales se obtuvo el esfuerzo plástico uniforme considerando el criterio descrito por la ecuación (6.5). Los valores de estos esfuerzos se presentan en las figuras 5.15 a 5.20.

6.6 Ductilidad y Deformación Plástica Uniforme

En lo referente a las características de ductilidad en las muestras analizadas, se concluye que debido a que la mayoría de éstas no presentaron fractura, las mediciones del porcentaje de aumento de área y porcentaje de reducción de longitud no son representativas para definir el grado de ductilidad del material bajo estudio. El hecho de que las muestras no presentaran fractura se asocia a la escasa presencia de fases o compuestos inherentemente frágiles, así como al nivel de carga soportado por las muestras. Cabe señalar que el límite final de estas pruebas se dio por cualquiera de los siguientes dos casos: la saturación en el nivel de carga soportada o el haber llevado el material a un límite de deformación previamente establecido del 50% de su longitud. No obstante, en lo que se refiere a la deformación en el material, las figuras 5.27 a 5.32 muestran en forma gráfica los valores encontrados de la deformación en el límite del esfuerzo plástico uniforme.

6.7 Relación entre el Esfuerzo y la Velocidad de Deformación

Las figuras 5.33, 5.35 y 5.37 para la aleación de estructura modificada y [®] las figuras 5.39, 5.41 y 5.43 en la aleación de estructura modificada y refinada, muestran la relación que guardan el esfuerzo en el material con la deformación para las diferentes velocidades de deformación a que se sometieron las aleaciones; de esta manera se relaciona al esfuerzo con la velocidad de deformación. En ellas puede observarse la variación que presenta el esfuerzo al modificar la temperatura en el tratamiento de solubilizado, así como la variación en el esfuerzo con la velocidad de deformación. A través de esta variación en el esfuerzo se determina la tendencia del material a exhibir problemas de inestabilidad plástica, o bien, lo que se conoce como localización del flujo plástico durante el proceso de deformación.

En estas curvas se observan, además, los niveles de esfuerzo alcanzados por el material en las diferentes condiciones de prueba y de tratamiento; por ejemplo, en la figura 5.35 para la aleación de estructura modificada en condición T6 para una temperatura del tratamiento de solubilizado de 480 °C y a baja velocidad de deformación, se observan valores de esfuerzos de hasta 550 Mpa, mientras que para las mismas condiciones de prueba a 400 °C de temperatura de solubilizado el esfuerzo alcanzado es de 390 Mpa. Análisis comparativos semejantes pueden hacerse para las diferentes condiciones de prueba y de tratamiento.

6.8 Sensibilidad a la Velocidad de Deformación

Las curvas analizadas en el párrafo anterior en las que se grafica el esfuerzo contra la velocidad de deformación en escalas logarítmicas se utilizan para determinar el valor de la sensibilidad a la velocidad de deformación (m), el cual se define por:

$$m = \frac{d(\ln \sigma)}{d(\ln \dot{\varepsilon})} \quad (6.6)$$

Las figuras 5.34, 5.36 y 5.38 para la aleación modificada y las figuras 5.40, 5.42 y 5.44 para la aleación modificada y refinada, muestran la dependencia de la sensibilidad a la velocidad de deformación con la deformación para las diferentes condiciones de tratamiento y velocidad inicial de deformación. Como se puede apreciar, el valor de la sensibilidad cambia con la deformación y además, en ocasiones presenta magnitud positiva y a veces negativa; Este valor negativo en la magnitud de la sensibilidad a la velocidad de deformación es indicativo de que el material tiene alta tendencia a localizar la deformación plástica, es decir, a presentar problemas de inestabilidad plástica [9,10,11].

La concentración en la deformación implica un aumento local en la velocidad de deformación en algunas regiones debido a que se debe presentar mucha más deformación en el mismo tiempo de prueba. La dureza de esas regiones particulares dependerá en el valor de m , de tal manera que si su valor es positivo se debe a que se encuentra material más duro y material más suave si el valor de m es negativo [12]. Esta disminución en la dureza o resistencia favorece el progreso de la localización en la deformación.

El valor de la sensibilidad a la velocidad de deformación normalmente es bastante pequeño en los metales (<0.1) a temperatura ambiente; es un buen indicador de los cambios que ocurren en lo que a la deformación se refiere y proporciona una relación entre los conceptos de dislocaciones durante la deformación plástica y las mediciones macroscópicas observadas en las pruebas [13].

Las figuras 5.34, 5.36 y 5.38 analizadas para una temperatura de solubilizado de 480 °C y a una velocidad de deformación intermedia de 0.0046 s⁻¹, muestran que el flujo plástico tenderá a localizarse con mayor intensidad en las condiciones T4 y T6 (valor de m negativo), mientras que la condición T7 exhibe una condición estable en la deformación plástica. El valor negativo de m en las aleaciones endurecidas por precipitación es asociado a la difusión de átomos de soluto hacia las dislocaciones temporalmente bloqueadas [14,15], así como al rompimiento y destrucción de partículas de precipitados por las dislocaciones en movimiento [16,17,18,19]. Se ha propuesto [20,21] que estos mecanismos son los responsables de las fracturas en las aleaciones de aluminio.

A 440 °C de temperatura de solubilizado para las mismas gráficas, se observan condiciones de inestabilidad en todas las situaciones, excepto en las muestras con tratamiento T4 y T6 a baja velocidad de deformación. Con respecto a las muestras modificadas y con tratamiento de solubilizado a 400 °C, es evidente la

condición estable en las tres condiciones de tratamiento para baja velocidad de deformación.

Siguiendo con razonamientos similares, para la aleación en condición de estructura modificada y refinada (figuras 5.40, 5.42 y 5.44), se aprecian claras condiciones de inestabilidad en el tratamiento T4 a baja y media velocidad inicial de deformación. Para temperatura de solubilizado de 480 °C, las condiciones T6 y T7 exhiben cambios en el signo de la sensibilidad a la velocidad de deformación.

Para 440 °C en la temperatura de solubilizado y a velocidad inicial de deformación intermedia, se observa un flujo plástico estable sólo en la condición T7. A 400 °C de temperatura de solubilizado el flujo es parcialmente estable a baja velocidad inicial de deformación en las condiciones T6 y T7, mientras que mostró estabilidad completa a baja velocidad de deformación.

Como se estableció antes, el valor de la sensibilidad a la velocidad de deformación está relacionado con la manera en que interactúan las dislocaciones con las partículas de precipitados o con alguna otra partícula extraña presente en el material; el cambio de signo en el valor de m de positivo a negativo se puede deber a que en un principio el material presenta estabilidad de flujo plástico, pero conforme se incrementa la deformación, las dislocaciones en movimiento atraviesan las partículas precipitadas con mayor facilidad, lo que se traduce como un ablandamiento del material llevando ésto eventualmente a una condición de flujo plástico inestable.

Por el contrario, el cambio de signo en m de negativo a positivo se asocia al bloqueo impuesto por alguna partícula sobre las dislocaciones, dando ésto como resultado un efecto de estabilidad plástica en el material.

6.9 Relación entre el Esfuerzo Verdadero y la Deformación Verdadera

Existe un considerable número de materiales y aleaciones para los cuales la relación entre el esfuerzo y la deformación verdaderos en la zona plástica muestran una relación aproximadamente lineal cuando se grafican en escalas logarítmicas; ésto es, siguen la relación [22]:

$$\sigma = K\varepsilon^n \quad (6.7)$$

en la cual K es el coeficiente de esfuerzo y n el exponente de endurecimiento por deformación. Como se estableció en el capítulo 2, el valor de n puede obtenerse a partir de la pendiente de la recta que se observa al graficar σ contra ε en escalas logarítmicas.

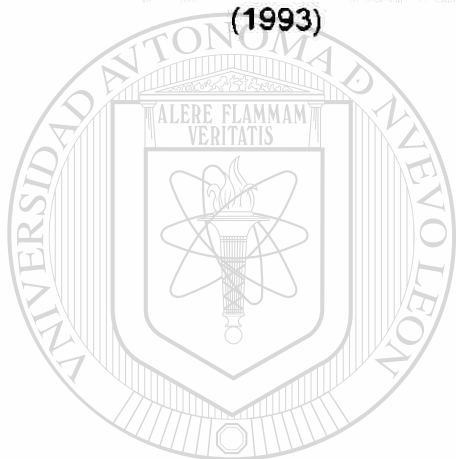
Las figuras 5.45 y 5.46 muestran algunas de estas curvas para las aleaciones en estudio; en ellas se aprecia cómo la relación lineal no es del todo evidente, dado a que no existe un fundamento físico que indique la compatibilidad de las curvas de fluencia con la expresión 6.7. No obstante, puede apreciarse la relación lineal en una porción de la curva dentro de la zona plástica. La Tabla 5.1 muestran los valores de n y K obtenidos a partir de esta porción recta.

Como se estableció anteriormente en la sección 2.3.6, este valor de n representa el valor de la deformación en el punto de inestabilidad plástica, o expresado de otra manera, representa el grado de deformación plástica uniforme que el material puede alcanzar bajo el ensayo. Valores altos de n son deseables en las condiciones de trabajo mecánico de los metales.

Bibliografía

- [1].- ASM Handbook vol 8, ASM International (1991), pp 71-73
- [2].- J.W. Martin, "Micromechanisms in Particle-Hardened Alloys", Cambridge University Press, Great Britain (1980) pp 6-41
- [3].- CH. R. Brooks "Heat Treatment, Structure and Properties of Nonferrous Alloys" , American Society for Metals pp 95-105
- [4].- H. Gleiter in R.W. Cahn and P. Haasen (eds.), Physical Metallurgy, North Holland, Amsterdam, 1983, p 649, 3rd. Ed.
- [5].- J. W. Martin and R. D. Doherty, "Stability of Microstructure in Metallic Systems", Cambridge University Press, Cambridge, 1976
- [6].- CH. R. Brooks "Heat Treatment, Structure and Properties of Nonferrous Alloys", American Society for Metals pp 95-105
- [7].- I. J. Polmear, "Light Alloys, Metallurgy of the Light Metals" 3rd edition, Arnold editors (1995), pp 29-37
- [8].- ASM Handbook vol 8, ASM International (1991), p 25
- [9].- E. W. Hart, "Acta Metall." 15 (1967) 351.
-
- [10].- E. Pink and A. Grinberg, "Aluminum E." 60 (1984) E 602.
- [11].- G. Lutjering and S. Weissman, "Acta Metall " 18 (1970) 18. ®
- [12].- R. Colás, A. Grinberg, "Plastic Instability in a heat-treatable Aluminum Alloy" Mat. Sci Eng. A161 (1993) 201-208
- [13].- G. E. Dieter "Mechanical Metallurgy" 2nd ed Mc. Graw Hill (1976), pp. 350-353
- [14].- P. G. Mc. Cormick, "Acta Metall ", 20 (1972) 351.
- [15].- A. Van den Beukel, "Phys. Status Solidi A", 30 (1975) 197.
- [16].- S. Nourbakhsh and J. Nutting "Acta Metall ", 28 (1980) 357
- [17].- P. G. Mc. Cormick, "Scripta Metall." 15 (1981) 441.

- [18] - G. Lutjering and S. Weissman, "Acta Metall." 18 (1970) 18.
- [19].- J. D. Evansen, N. Ryum and J. D. Embury, " Mater Sci. Eng." 18 (1975) 221.
- [20].- N. Chung, J. D. Embury, J. D. Evensen, R. G. Hoagland and C. M. Sargent, "Acta Metall." 25 (1977) 377.
- [21].- B. Anderson, "Mem.Sci. Rev. Metall." 77 (1985) 193.
- [22].- J. Marin "Mechanical Behaviour of Engineering Materials", Prentice Hall (1962) , pp 38-40
- [23].- D. Zalensas, "Aluminum Casting Technology", 2nd edition, AFS, USA (1993)



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

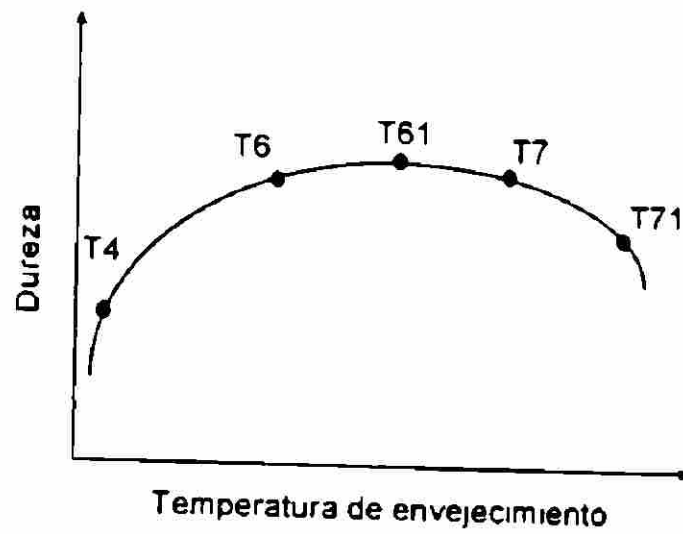
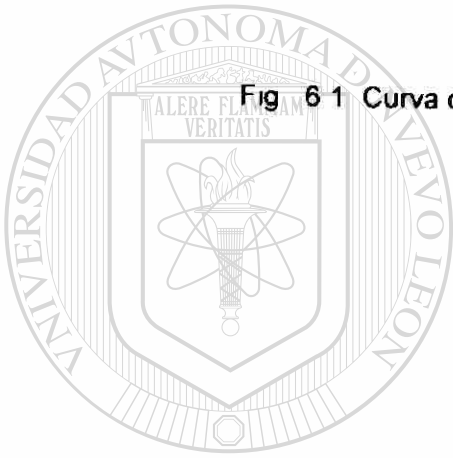


Fig. 6-1 Curva de dureza máxima para el aluminio envejecido [23]



UANL

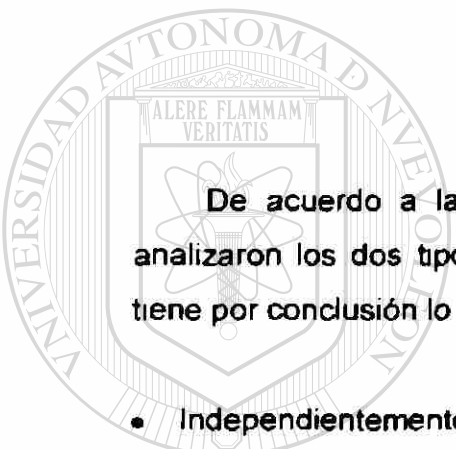
UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS



Capítulo 7

Conclusiones



De acuerdo a las distintas pruebas y condiciones bajo las cuales se analizaron los dos tipos de estructura en las aleaciones de aluminio 319, se tiene por conclusión lo siguiente.

- Independientemente de la estructura, el material adquiere mayor dureza cuando el tratamiento de solubilizado a que se somete se realiza a una temperatura de 480 °C.
- El material solubilizado a una temperatura de 480 °C independientemente de la estructura, es más resistente en sus condiciones de tratamiento T6 y T7, resultando ser más blando en la condición T4
- En ambas estructuras y para los tratamientos T6 y T7, los mayores valores tanto de resistencia en cedencia como de resistencia máxima se obtienen cuando la temperatura del tratamiento de solubilizado es de 480 °C

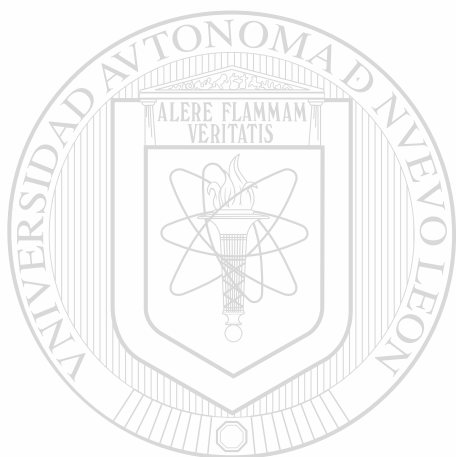
- En las dos condiciones de estructura y a 400 °C de temperatura de solubilizado, la resistencia en cedencia se mantiene constante para cualquier condición de tratamiento.
- El incremento en el esfuerzo de cedencia debido al tratamiento T6 se acentúa en la aleación únicamente modificada.
- La aleación modificada y refinada en condición de solubilizado, exhibe mayores valores de resistencia en cedencia
- Debido a que la mayoría de las muestras no exhibieron fractura, las características de ductilidad en función del porcentaje de aumento de área y del porcentaje de reducción en longitud no resultan ser representativos para el material bajo estudio
- En forma predominante, la deformación en el límite del esfuerzo plástico uniforme resultó ser más amplia en las muestras con temperaturas de solubilizado de 400 °C en cualquier condición de tratamiento y tipo de estructura.

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

®

- DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS
- El valor del esfuerzo plástico uniforme tiende a ser mayor cuanto mayor es el esfuerzo máximo en el material, es decir a mayor valor del esfuerzo máximo, menor es la diferencia entre los valores del esfuerzo plástico uniforme y la resistencia máxima
 - La aleación de estructura modificada y refinada para temperatura de solubilizado a 480 °C en las condiciones T6 y T7, muestra valores de sensibilidad a la velocidad de deformación muy cercanos a cero mientras que la condición T4 o solubilizado exhibe considerable inestabilidad

- Ambas estructuras exhiben mayores condiciones de estabilidad cuando la temperatura del tratamiento de solubilizado es de 480 °C.
- La estructura únicamente modificada presenta mayores valores en el exponente de endurecimiento por deformación (n).



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

Sugerencias y Recomendaciones a Trabajos Futuros

Con el objeto de abundar más en el conocimiento de este tipo de aleaciones, a continuación se presentan algunas sugerencias que podrían complementar el presente estudio:

- En este trabajo todos los ensayos se realizaron a temperatura ambiente, por lo que pruebas a otras temperaturas serían de gran utilidad en esta clase de materiales
- Es recomendable efectuar pruebas de tensión sobre el material con el objeto de estudiar otro tipo de propiedades como la ductilidad, tenacidad, o bien realizar estudios sobre fractografía.
- Se sugiere realizar estudios sobre la naturaleza y distribución de los precipitados, con el objeto de abundar más en el conocimiento del efecto que éstos tienen en los tratamientos térmicos particulares a que se sometieron las muestras.
- Las condiciones en servicio a que se someten este tipo de aleaciones hace necesario conocer el comportamiento del material en lo referente a fatiga térmica, a la relajación de esfuerzos, así como su respuesta ante ambientes agresivos.

LISTA DE TABLAS

TABLA	DESCRIPCION	PAGINA
2.1	Velocidades de deformación en los ensayos mecánicos	32
3.1	Propiedades del aluminio	84
3.2	Aleaciones de aluminio para trabajo mecánico	84
3.3	Otras clasificaciones de las aleaciones de aluminio	85-86
3.4	Composición de algunas aleaciones Al-Si para fundición	87
3.5	Características de algunas aleaciones Al-Si para fundición	87
3.6	Variación de la temperatura eutéctica en algunas aleaciones de aluminio	88
4.1	Composición química de la aleación modificada	112
4.2	Composición química de la aleación modificada y refinada	112
5.1	Exponente de endurecimiento por deformación y coeficiente de resistencia en las aleaciones modificada y modificada y refinada	127

LISTA DE FIGURAS

FIGURA	DESCRIPCION	PAGINA
2.1	Curva ingenieril esfuerzo-deformación	33
2.2	Curvas esfuerzo-deformación para aceros de alta y baja tenacidad	34
2.3	Curva de fluencia esfuerzo-deformación verdaderos	34
2.4	Geometría de la estricción	35
2.5	Comparación de curvas esfuerzo-deformación real e ingenieril	35
2.6	Gráfica esfuerzo-deformación en escala log-log	36
2.7	Variación en la resistencia con la velocidad de deformación en el cobre a distintas temperaturas	36
2.8	Variación en la curva esfuerzo-deformación con la temperatura	37
2.9	Efecto de la temperatura sobre la resistencia de algunos materiales	37
2.10	Curvas esfuerzo-deformación que muestran el envejecimiento por deformación en aceros	38
2.11	Efecto Portevin-LeChatelier en hierro	38
2.12	Deformación en muestras sometidas a compresión	39
2.13	Efecto de la fricción en la apariencia de las muestras sometidas a compresión axial	39
2.14	Zonas de deformación en muestras cilíndricas sometidas a compresión	40

2.15	Medición de la deformación en muestras cilíndricas para compresión	40
2.16	Muestra sometida a compresión y su simulación por computadora	41
2.17	Efecto "cáscara de naranja" en una aleación de aluminio	41
2.18	Grietas por corte en una muestra de acero en compresión	42
2.19	Probetas para compresión con reborde y cónicas	42
2.20	Deformación en la superficie libre de una muestra sometida a compresión	43
2.21	Curva de fluencia que muestra el ablandamiento plástico del material	43
2.22	Formación de bandas de corte durante la compresión	44
3.1	Celda electrolítica para la producción de aluminio	89
3.2	Microestructuras de las aleaciones de aluminio	90
3.3	Diagrama de fases binario Al-Si	91
3.4	Diagrama de fases pseudo binario Al-Mg ₂ Si	91
3.5	Microestructuras de la aleación de aluminio 413	92
3.6	Propiedades mecánicas en función del espaciamiento dendrítico en una aleación de aluminio	93
3.7	Variación de la conductividad eléctrica en función del espaciamiento dendrítico	93
3.8	Principales características microestructurales	94
3.9	Propiedades mecánicas en función del tamaño de grano para una aleación Al-4.5%Cu	94
3.10	Distribución de la porosidad en una aleación Al-4.5%Cu	95
3.11	Diagrama de fases Al-Ti	96

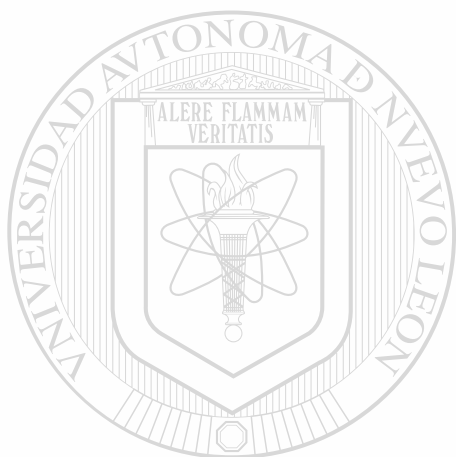
3.12	Refinamiento de grano en la aleación A356	96
3.13	Características de una curva de enfriamiento	97
3.14	Tamaño de grano promedio en función de $\Delta\theta$ para las aleaciones 319 y 356	98
3.15	Estructura de la aleación eutéctica Al-Si sin modificar	99
3.16	Estructura de la aleación eutéctica Al-Si modificada	99
3.17	Zonas eutécticas en las curvas de enfriamiento en aleaciones modificada y no modificada	100
3.18	Nivel de modificación y temperatura del eutéctico en una aleación A356	100
3.19	Porosidad por contracción y por gas en una pieza vaciada	101
3.20	Diagrama de fases binario Al-Cu	101
3.21	Dureza en función del tiempo para distintas temperaturas de envejecimiento	102
4.1	Microestructura de la aleación modificada mostrando las estructuras dendrítica y eutéctica	113
4.2	Microestructura de la aleación modificada y refinada mostrando las estructuras dendrítica y eutéctica	114
4.3	Tamaño de grano en la aleación modificada y refinada	115
4.4	Tamaño de grano en la estructura modificada	115
4.5	Curva de enfriamiento de una aleación de aluminio tipo 319	116
4.6	Curvas de calentamiento y enfriamiento para los tratamientos térmicos de solubilizado	117
4.7	Curvas de calentamiento para los tratamientos T6 y T7	118
4.8	Penetrador de diamante piramidal para el ensayo de dureza Vickers	119

4.9	Probetas en condición de solubilizado y estabilizado (T7) después de la compresión	120
4.10	Probetas en condición de máxima dureza (T6) después de la compresión	121
5.1	Dureza Vickers encontrada en la aleación modificada y refinada	128
5.2	Dureza Vickers encontrada en la aleación modificada	128
5.3	Curvas de fluencia en la aleación modificada en condición T4	129
5.4	Curvas de fluencia en la aleación modificada en condición T6	130
5.5	Curvas de fluencia en la aleación modificada en condición T7	131
5.6	Curvas de fluencia en la aleación modificada y refinada en condición T4	132
5.7	Curvas de fluencia en la aleación modificada y refinada en condición T6	133
5.8	Curvas de fluencia en la aleación modificada y refinada en condición T7	134
5.9	Curvas de fluencia para la aleación modificada a una velocidad inicial de deformación de 0.046 s^{-1}	135 [®]
5.10	Curvas de fluencia para la aleación modificada a una velocidad inicial de deformación de 0.0046 s^{-1}	136
5.11	Curvas de fluencia para la aleación modificada a una velocidad inicial de deformación de 0.00046 s^{-1}	137
5.12	Curvas de fluencia para la aleación modificada y refinada a una velocidad inicial de deformación de 0.00046 s^{-1}	138
5.13	Curvas de fluencia para la aleación modificada y refinada a una velocidad inicial de deformación de 0.0046 s^{-1}	139
5.14	Curvas de fluencia para la aleación modificada y refinada a una velocidad inicial de deformación de 0.046 s^{-1}	140

5.15	Resistencia mecánica en la aleación modificada a una velocidad inicial de deformación de 0.00046 s^{-1}	141
5.16	Resistencia mecánica en la aleación modificada a una velocidad inicial de deformación de 0.0046 s^{-1}	142
5.17	Resistencia mecánica en la aleación modificada a una velocidad inicial de deformación de 0.046 s^{-1}	143
5.18	Resistencia mecánica en la aleación modificada y refinada a una velocidad inicial de deformación de 0.00046 s^{-1}	144
5.19	Resistencia mecánica en la aleación modificada y refinada a una velocidad inicial de deformación de 0.0046 s^{-1}	145
5.20	Resistencia mecánica en la aleación modificada y refinada a una velocidad inicial de deformación de 0.046 s^{-1}	146
5.21	Curva de endurecimiento y criterio de Considère para la aleación modificada y con solubilizado a $400 \text{ }^{\circ}\text{C}$	147
5.22	Curva de endurecimiento y criterio de Considère para la aleación modificada y con solubilizado a $440 \text{ }^{\circ}\text{C}$	148
5.23	Curva de endurecimiento y criterio de Considère para la aleación modificada y con solubilizado a $480 \text{ }^{\circ}\text{C}$	149
5.24	Curva de endurecimiento y criterio de Considère para la aleación modificada y refinada con solubilizado a $400 \text{ }^{\circ}\text{C}$	150
5.25	Curva de endurecimiento y criterio de Considère para la aleación modificada y refinada con solubilizado a $440 \text{ }^{\circ}\text{C}$	151
5.26	Curva de endurecimiento y criterio de Considère para la aleación modificada y refinada con solubilizado a $480 \text{ }^{\circ}\text{C}$	152
5.27	Deformación plástica uniforme en la aleación modificada a una velocidad inicial de deformación de 0.00046 s^{-1}	153
5.28	Deformación plástica uniforme en la aleación modificada a una velocidad inicial de deformación de 0.0046 s^{-1}	154

5.29	Deformación plástica uniforme en la aleación modificada a una velocidad inicial de deformación de 0.046 s^{-1}	154
5.30	Deformación plástica uniforme en la aleación modificada y refinada a una velocidad inicial de deformación de 0.00046 s^{-1}	156
5.31	Deformación plástica uniforme en la aleación modificada y refinada a una velocidad inicial de deformación de 0.0046 s^{-1}	157
5.32	Deformación plástica uniforme en la aleación modificada y refinada a una velocidad inicial de deformación de 0.046 s^{-1}	158
5.33	Esfuerzo contra velocidad de deformación en la aleación modificada, en condición T4	159
5.34	Sensibilidad a la velocidad de deformación en la aleación modificada, en condición T4	159
5.35	Esfuerzo contra velocidad de deformación en la aleación modificada, en condición T6	160
5.36	Sensibilidad a la velocidad de deformación en la aleación modificada, en condición T6	160
5.37	Esfuerzo contra velocidad de deformación en la aleación modificada, en condición T7	161
5.38	Sensibilidad a la velocidad de deformación en la aleación modificada, en condición T7	161
5.39	Esfuerzo contra velocidad de deformación en la aleación modificada y refinada, en condición T4	162
5.40	Sensibilidad a la velocidad de deformación en la aleación modificada y refinada, en condición T4	162
5.41	Esfuerzo contra velocidad de deformación en la aleación modificada y refinada, en condición T6	163
5.42	Sensibilidad a la velocidad de deformación en la aleación modificada y refinada, en condición T6	163
5.43	Esfuerzo contra velocidad de deformación en la aleación modificada y refinada, en condición T7	164

5.44	Sensibilidad a la velocidad de deformación en la aleación modificada y refinada, en condición T7	164
5.45	Curvas de fluencia log-log en la aleación modificada	165-166
5.46	Curvas de fluencia log-log- en la aleación modificada y refinada	167
6.1	Curva de dureza máxima para aluminio envejecido	180



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

RESUMEN AUTOBIOGRAFICO

César Gerardo Dimas Acevedo

Candidato al Grado de Maestro en Ciencias de la Ingeniería
Mecánica con Especialidad en Materiales

Tesis

**“Efecto de la Temperatura de Solubilización sobre las
Propiedades Mecánicas en una Aleación Al-Si Tipo
A319”**

El Ing. César Gerardo Dimas Acevedo nació en la ciudad de Monterrey Nuevo León el 17 de Octubre de 1960. Es hijo del Sr. Adán Dimas Guerra y la Sra. Esthela Acevedo Ortega.

Realizó sus estudios de licenciatura en la Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica de la Universidad Autónoma de Nuevo León, obteniendo el título de Ingeniero Mecánico Electricista en Octubre de 1982. En el año de 1986 obtiene el título de Instructor de Lengua Inglesa en el Instituto Tecnológico y de Estudios Superiores de Monterrey, para posteriormente realizar estudios de Traductor e Intérprete de Conferencias en el mismo Instituto.

En el año de 1982 ingresa a la Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica de la UANL, desarrollando labores docentes para el Departamento de Mecánica de Materiales.

En Agosto de 1996 ingresó al programa de graduados en la Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica para realizar estudios de Maestría en Ciencias de la Ingeniería Mecánica con Especialidad en Materiales como becario del Consejo Nacional de Ciencia y Tecnología (CONACYT).

