

UNIVERSIDAD AUTONOMA DE NUEVO LEON

FACULTAD DE INGENIERIA MECANICA Y ELECTRICA

DIVISION DE ESTUDIOS DE POSGRADO



ESTUDIOS DE DEFORMACION CICLICA  
EN UNA ALEACION AL-Si TIPO A319

Por:

I.Q.A. José Iván Suárez Gudiérrez

T E S I S

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

SAN NICOLAS DE LOS GARZA, N. L.

JULIO DEL 2001

TM

Z5853

.M2

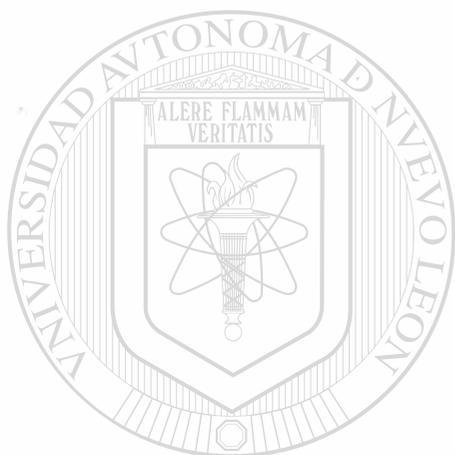
FIME

2001

S8



1020145698



# UANL

---

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

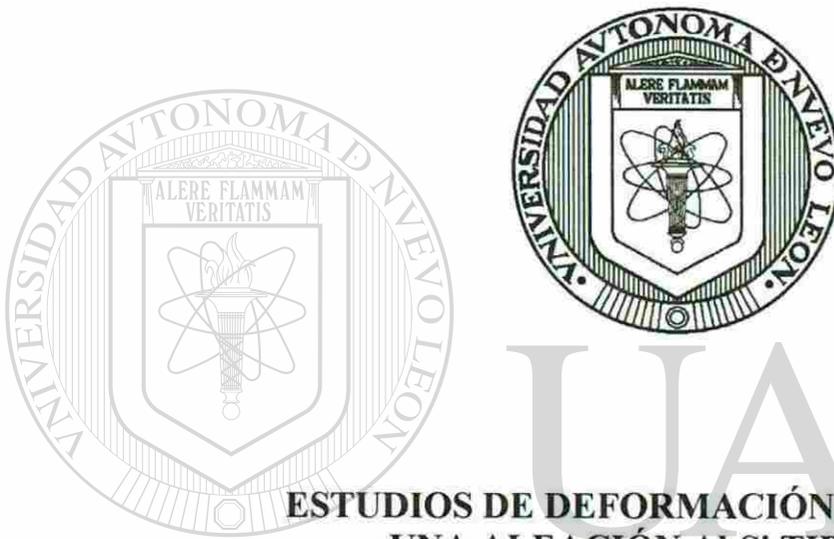


DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

**UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN**

**FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA**

**DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POST-GRADO**



**ESTUDIOS DE DEFORMACIÓN CÍCLICA EN  
UNA ALEACIÓN Al-Si TIPO A319**

**UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN**  
**POR**

**DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS**

**I.Q.A. JOSÉ IVÁN SUÁREZ GUTIÉRREZ**

**TESIS**

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

**SAN NICOLÁS DE LOS GARZA, JULIO 2001**

0150-50660

TH  
Z5853  
.M2  
Fime  
2001  
S8



# UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

®

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

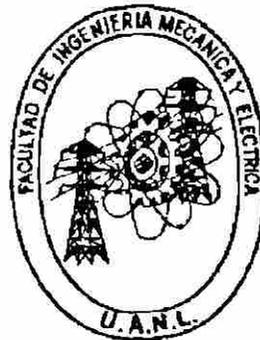
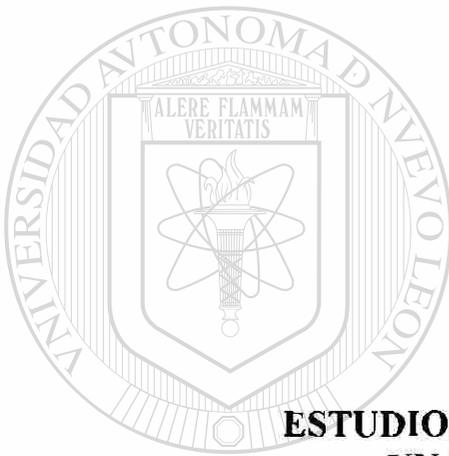


FONDO  
TESIS

**UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN**

**FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA**

**DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POST-GRADO**



**ESTUDIOS DE DEFORMACIÓN CÍCLICA EN  
UNA ALEACIÓN Al-Si TIPO A319**

**UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN**  
**POR**

**DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS**

**I.Q.A. JOSÉ IVÁN SUÁREZ GUTIÉRREZ**

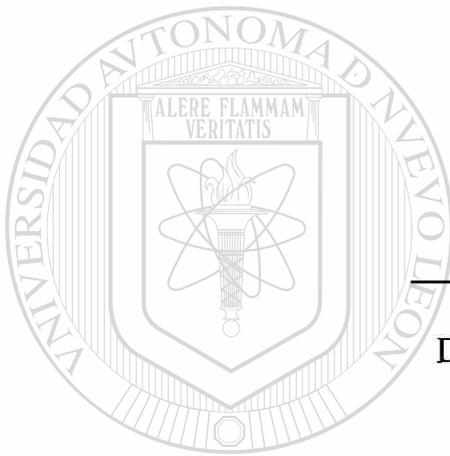
**TESIS**

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

**SAN NICOLÁS DE LOS GARZA N.L. JULIO 2001**

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

Los miembros del comité de tesis recomendamos que la tesis “**Estudios de deformación cíclica en una aleación Al-Si tipo A319**” realizada por el Ing. José Iván Suárez Gutiérrez sea aceptada como opción al grado de Maestro en Ciencias de la Ingeniería Mecánica con Especialidad en Materiales.

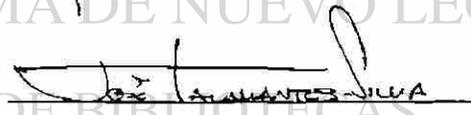


El Comité de Tesis

  
Asesor  
Dr. Rafael Colás Ortiz

  
Coasesor

Dr. César Alberto Núñez López

  
Coasesor

Dr. José Talamantes Silva

  
VoBo  
M.C. Roberto Villarreal Garza  
División de Estudios de Post-grado



**Ma chi'lá**

**¿Piri mu orama?**

**Pe inama. ¿Mujé ru?**

**UANL**

---

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

®

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

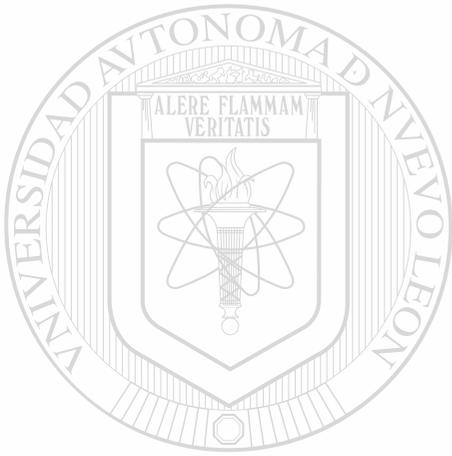
*- Ya amaneció*

*- ¿A donde irás?*

*- Crearé mi camino, ¿Y tu?*

Diálogo en rarámuri

*Dedicatoria*



*A la pequeña familia de leones  
que estamos formando*

UANL

---

*A la leona que alegró mi infancia  
y guió mi juventud*®

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

# Agradecimientos

*... A Dios por haberme bendecido tanto y siempre*

A Mayra por la hermosa vida que llevamos juntos, sin ella este trabajo no significaría nada.

A mamá por su incondicional apoyo durante toda mi vida, por ser siempre un ejemplo para mí y por haberme transmitido toda la sabiduría de su padre.

A mi hermano Rayénari Edmundo por haberme mostrado un gran cariño y un gran apoyo en el momento mas importante de mi vida...

---

Al Dr. Rafael Colás Ortiz por haber compartido sus conocimientos y su amistad, por haberme brindado su apoyo y haberme enseñado a crear nuevos caminos hacia destinos antes inimaginables.

Al Profesor John Beynon por haberme permitido realizar la parte fundamental de esta investigación en el Departamento de Ingeniería Mecánica de la Universidad de Sheffield, Reino Unido.

# Índice

**Prólogo**

**Resumen** 1

**Capítulo 1. Introducción** 2

**Capítulo 2. Aleaciones de aluminio en la industria automotriz** 4

2.1 Aleaciones de aluminio-silicio 5

2.2 Microestructuras en aleaciones vaciadas A319 6

2.3 Microestructuras en aleaciones vaciadas A319 y con  
tratamiento térmico 8

Tablas 10

Figuras 12

**Capítulo 3. Deformación cíclica y sus implicaciones en el**

**movimiento de dislocaciones en presencia de segundas  
fases dispersadas** 15

3.1 Dislocaciones 16

3.1.1 Naturaleza de las dislocaciones y de su movimiento 16

3.1.2 Origen de las dislocaciones 17

3.1.3 Interacción entre dislocaciones 17

3.1.4 Interacción de las dislocaciones y los defectos microestructurales 18

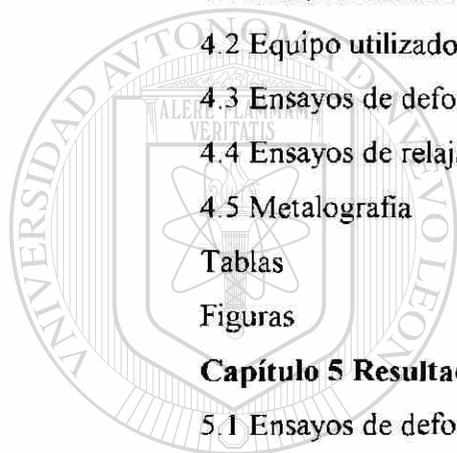
3.1.4.1 Fuentes de Frank-Read 19

3.1.4.2 Apilamiento de dislocaciones 19

3.2 Fatiga 20

3.2.1 Deformación cíclica y sus implicaciones en el  
comportamiento de las dislocaciones 21

3.2.2 Fatiga de bajo ciclo	23
3.2.3 Efecto Bauschinger	23
3.3 Endurecimiento por precipitación y sus implicaciones en el comportamiento de las dislocaciones	24
3.3.1 Sistemas de precipitación en aleaciones Al-Cu	24
3.3.2 Movimiento de dislocaciones en presencia de fases dispersadas	27
Tablas	29
Figuras	30
<b>Capítulo 4. Metodología de la experimentación</b>	<b>40</b>
4.1 Material utilizado	40
4.2 Equipo utilizado	41
4.3 Ensayos de deformación cíclica	42
4.4 Ensayos de relajación de esfuerzos	42
4.5 Metalografía	43
Tablas	44
Figuras	45
<b>Capítulo 5 Resultados</b>	<b>52</b>
5.1 Ensayos de deformación cíclica a 180°C	53
5.1.1 Ensayo monotónico a 180°C	53
5.1.2 Ensayo F01-180	53
5.1.3 Ensayo F02-180	53
5.1.4 Ensayo F03-180	54
5.2 Ensayo de deformación cíclica a 280°C	54
5.2.1 Ensayo monotónico a 280°C	54
5.2.2 Ensayo F04-280	54
5.2.3 Ensayo F05-280	55
5.2.4 Ensayo F06-280	55
5.2.5 Ensayo F07-280	55
5.3 Esfuerzo máximo por ciclo	56
5.4 Efecto Bauschinger	56
5.5 Ensayos de relajación de esfuerzos	57



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS



5.5.1 Ensayos de relajación de esfuerzos a temperatura ambiente	57
5.5.2 Ensayos de relajación de esfuerzos a 180°C	58
5.5.2 Ensayos de relajación de esfuerzos a 280°C	58
Tablas	59
Figuras	66
<b>Capítulo 6. Discusión de resultados</b>	<b>84</b>
6.1 Endurecimiento rápido durante las primeras secuencias de deformación plástica	84
6.2 Cambios en el esfuerzo de fluencia durante y después de la deformación cíclica	86
6.3 Cambios en el esfuerzo de fluencia posterior a la relajación de esfuerzos	89
6.4 Fractura posterior a la deformación cíclica	90
Figuras	92
<b>Capítulo 7 Conclusiones</b>	<b>106</b>
<b>Recomendaciones a trabajos posteriores</b>	<b>109</b>
<b>Lista de Tablas</b>	<b>110</b>
<b>Lista de Figuras</b>	<b>111</b>
<b>Referencias</b>	<b>116</b>

---

<b>Resumen Autobiográfico</b>	<b>118</b>
-------------------------------	------------

# Prólogo

La industria automotriz nacional ha experimentado un rápido crecimiento en los últimos años y, a pesar de la baja en demanda de sus productos en los más recientes meses, se avizora un futuro prometedor para este sector industrial. Este crecimiento se ha manifestado en todas las etapas y procesos que involucran la manufactura de automóviles. En este tenor, destaca la producción de los motores de combustión interna, pues hace poco menos de dos décadas estas piezas se producían a partir de piezas coladas de hierro gris. Hoy en día esto ha cambiado, prácticamente todas las cabezas de cilindros de los motores a gasolina, y una buena porción de las de los motores a diesel, se fabrican a partir de aleaciones de aluminio. El posicionamiento de este tipo de aleaciones en la producción de los cuerpos mismos ha tardado más, sin embargo, máquinas más ligeras y potentes solamente pueden ser obtenidas a partir del uso del aluminio y sus aleaciones.

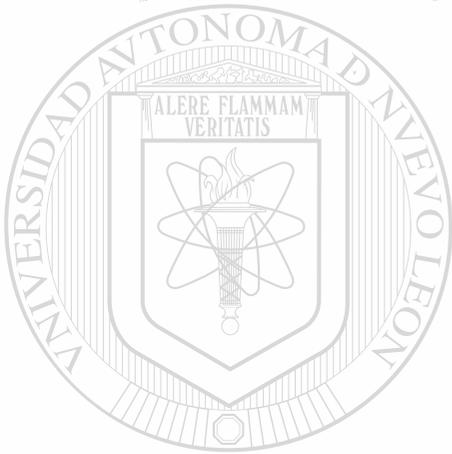
---

Es posible comparar la potencia y desplazamiento de los motores de hoy en día, con aquellos producidos hace cinco, diez o veinte años, y se notará el dramático incremento en potencia a pesar de que las máquinas actuales son más pequeñas y ligeras. Esto ha sido posible mediante el desarrollo de técnicas y métodos de fabricación que permiten que la cámara de combustión trabaje a mayor temperatura, lo que se traduce en más potencia para un dado tamaño. Sin embargo, el incremento en las temperaturas de trabajo puede provocar el deterioro de las propiedades mecánicas de las aleaciones empleadas. Más aún, la ignición y enfriamiento de los motores los hace sujetos a esfuerzos cíclicos de fatiga, lo que puede provocar la falla del equipo.

En este trabajo se presenta un estudio conducente a determinar las consecuencias microestructurales que la fatiga a temperaturas superiores a la ambiente puede provocar en una aleación de aluminio comúnmente empleada en la manufactura de motores de combustión interna. La investigación se llevó a cabo en conjunto con una empresa de la localidad líder en la producción de autopartes y una universidad inglesa. Las pruebas realizadas permiten obtener información de primera mano de la forma en que las características microestructurales se modifican mediante la combinación de la deformación cíclica y la temperatura de trabajo, así como la forma en que las grietas se propagan una vez que éstas se han generado. El presente estudio permite determinar la importancia tanto del ciclo de deformación como del nivel de esfuerzo aplicado.

Rafael Colás

Julio, 2001.



# UANL

---

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

## RESUMEN

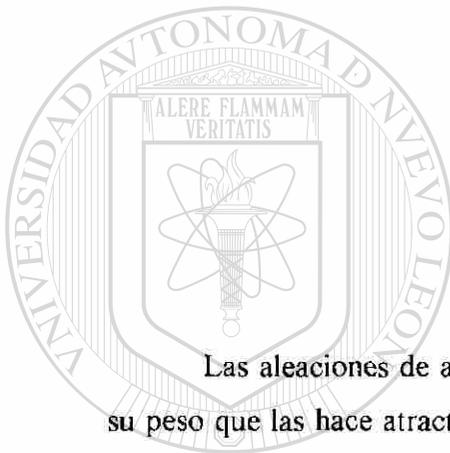
La investigación que aquí se presenta se realizó con el fin de estudiar el desempeño de una aleación Al-Si tipo A319 en condiciones de deformación plástica cíclica a temperaturas inferiores y superiores a aquella utilizada durante el tratamiento térmico previamente aplicado. Se estudiaron las interacciones entre las propiedades mecánicas y la microestructura de la aleación mediante ensayos de torsión. A partir de estos resultados es posible inferir la interacción entre las estructuras de dislocación y la dispersión de precipitados incoherentes de  $\text{CuAl}_2$ . Los ensayos realizados consistieron en deformación cíclica en torsión de tubos de pared delgada a  $180^\circ\text{C}$  y  $280^\circ\text{C}$ . Se estudió también el efecto de la deformación cíclica creciente y de la deformación cíclica en el intervalo elástico.

Para poder diferenciar los efectos que la deformación cíclica y el crecimiento de precipitados incoherentes tienen sobre las propiedades mecánicas se realizaron ensayos de relajación de esfuerzos a  $180^\circ\text{C}$  y  $280^\circ\text{C}$ , éstos se realizaron a probetas tratadas térmicamente para obtener las condiciones de solución sólida sobresaturada y de estabilización (T7).

La investigación generó conocimiento científico para demostrar que los efectos de la fatiga mecánica de bajo ciclo dependen de la capacidad del material para relajar esfuerzos, asimismo fomenta el crecimiento de precipitados incoherentes de  $\text{CuAl}_2$  aún a temperaturas menores a la de estabilización, el crecimiento de los precipitados puede inducir distorsión hasta propiciar fractura del material.

# Capítulo 1

## Introducción



Las aleaciones de aluminio presentan una relación entre la resistencia mecánica y su peso que las hace atractivas para la industria automotriz y aquellas en que se requiere altos desempeños bajos consumos energéticos. La aleación A319 es una de las más importantes en esta industria al ser utilizada en la fundición de cabezas de motor y monobloques entre otras piezas.

### DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

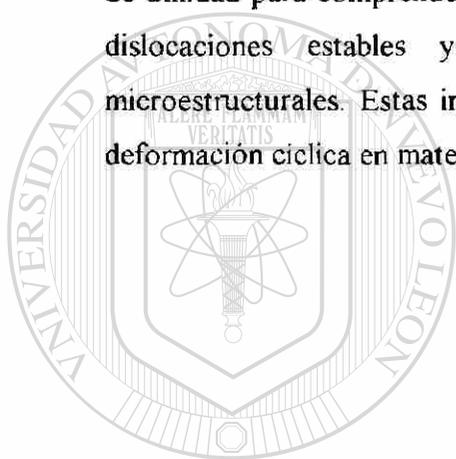
Las temperaturas a las que opera un motor de combustión interna aunado a los esfuerzos que actúan sobre un componente generan condiciones que pueden diferir mucho de los ensayos de tradicionales de fatiga que son representados en la curva S-N. Por lo tanto es necesario investigar el desempeño de esta aleación a altas temperaturas y diferentes condiciones de esfuerzos para poder comprender la relación tripartita entre la microestructura, las propiedades del material y el proceso de fabricación.

El objetivo de este trabajo fue estudiar y comprender los mecanismos presentes de la aleación A319 durante la deformación cíclica a altas temperaturas. Se realizaron

ensayos de torsión para poder tener una mayor versatilidad en la deformación, y utilizando probetas de pared delgada se aseguró la homogeneidad.

Con estos ensayos se obtuvo información que indica la importancia de buscar microestructuras más homogéneas que minimizan la concentración de esfuerzos durante el proceso de vaciado así como el efecto que la temperatura del tratamiento térmico tiene sobre el desempeño a la fatiga a diferentes temperaturas.

Esta información no sólo es de utilidad para la industria automotriz, también es de utilidad para comprender como ante la deformación ciclica se generan estructuras de dislocaciones estables y las interacciones que éstas tienen con elementos microestructurales. Estas interacciones concuerdan con diferentes investigaciones sobre deformación ciclica en materiales endurecidos por precipitación.



# UANL

---

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS



## Capítulo 2

### Aleaciones de aluminio en la industria automotriz



UANL

Las aleaciones de aluminio han sido utilizadas en la industria automotriz a partir de la crisis energética de los años setenta. Debido al alto costo de los combustibles fósiles se buscó tener automóviles que fueran más eficientes en su consumo energético. La reducción de peso fue una de las medidas utilizadas con el fin de incrementar la eficiencia del automóvil, para lograr esto se buscaron materiales de baja densidad; dado la relación que el aluminio y sus aleaciones presentan entre la resistencia mecánica y el peso, la industria automotriz comenzó a utilizar estos materiales. La baja densidad aunado a las propiedades mecánicas que pueden alcanzarse mediante la adición de aleantes o bien el tratamiento térmico aplicado han hecho del aluminio el material no ferroso de mayor crecimiento en el mercado automotriz. En la Tabla 2.1 se muestran las propiedades físicas del aluminio puro.

En general las aleaciones de aluminio pueden clasificarse en dos grupos, las aleaciones trabajadas y las aleaciones para fundición esto en función de su método de fabricación. En cada país existen diferentes sistemas para clasificar las aleaciones de aluminio, todos estos sistemas están basados en la composición química de la aleación, en los Estados Unidos, The Aluminum Association ha adoptado un sistema de 4 dígitos para las aleaciones de fundición. En la Tabla 2.2 se muestran la nomenclatura utilizada.

Dependiendo del origen del aluminio, las aleaciones pueden ser primarias o secundarias. Se clasifica a una aleación como primaria a aquella aleación que utiliza material virgen, mientras que toda aleación que utiliza materiales reciclados se considera como secundaria. Actualmente más del 80% de aluminio procesado para aplicaciones automotrices es utilizado en aleaciones secundarias. Como todo material reciclado, una aleación secundaria tendrá impurezas difíciles de controlar que alterarán las propiedades mecánicas de la pieza.

Como se mencionó anteriormente, la adición controlada de diferentes elementos a una aleación de aluminio se realiza con el fin de poder mejorar sus propiedades mecánicas y facilitar su fusión y vaciado, así como para poder realizar tratamientos térmicos que mejorarán el desempeño de la aleación.

Desde principios del siglo pasado se descubrió que el silicio mejora la fluidez del aluminio líquido, además de disminuir el cambio dimensional durante la solidificación, más aún el silicio también incrementa el calor de fusión al ser agregado al aluminio, esto permite mayores tiempos de solidificación, que al momento del vaciado de la pieza representa mejor control de los parámetros que darán una microestructura final además de un incremento en la fluidez del metal líquido dentro del molde.

## 2.1 Aleaciones de aluminio-silicio

Las aleaciones de aluminio-silicio (Al-Si) se utilizan en más del 80% del total de piezas producidas por fundición. Los principales efectos del silicio en las aleaciones de

aluminio son el aumento en la fluidez del metal líquido y reducción en el cambio volumétrico durante la solidificación. La composición y propiedades principales de dos de las aleaciones de Al-Si más utilizadas en la rama automotriz, 356 y 319, son presentadas en la Tabla 2.3.

Como se puede observar la diferencia principal entre estas dos aleaciones es su composición química, el contenido de metales no deseados como el Fe hacen de la aleación 356 una aleación primaria elevando sus costos de producción. La aleación 319 y sus variantes A319, B319 admiten un mayor contenido de impurezas permitiendo obtener esta aleación de materiales reciclados. La otra diferencia importante, que no se muestra directamente en la Tabla 2.3, es el sistema de endurecimiento por precipitación que se genera durante el tratamiento térmico, mientras la aleación 356 puede generar precipitados de Mg-Si, las aleaciones 319 utilizan los contenidos de cobre para generar precipitados Cu-Al.

En la Tabla 2.4 se describe el efecto de los diferentes elementos presentes en la aleación A319. Un apropiado control de los elementos presentes en la aleación dará como resultado propiedades mecánicas para un óptimo desempeño.

## 2.2 Microestructuras en aleaciones vaciadas A319

La complejidad de las piezas tales como monobloques y cabezas de motor requieren del proceso de fundición. La aleación A319, como ya se mencionó anteriormente es una aleación para fundición. Como en cualquier otro material utilizado en este tipo de procesos, la microestructura de la aleación A319 depende tanto de la composición química como del proceso de fundición y vaciado.

El cambio de estado físico de líquido a sólido se conoce como solidificación e implica un desprendimiento de calor, esto es debido a que una disminución en la temperatura genera un cambio desde un estado de alta aleatoriedad que termodinámicamente es estable a cierta temperatura superior, a un estado de menor aleatoriedad termodinámicamente estable a la nueva temperatura que puede o no tener

un arreglo atómico repetitivo, esto es, un arreglo cristalino. Como cualquier otra transformación en la naturaleza, se requiere un cambio negativo en la energía libre para que dicha transformación ocurra, cuando este cambio negativo se da ocurre un proceso de nucleación y crecimiento de fase sólida a partir de la fase líquida. La rapidez con que este proceso puede ocurrir dependerá principalmente de la rapidez con que el calor generado por el cambio de fase sea removido.

En la fig 2.1 se muestra el diagrama de fases para la aleación binaria Al-Si, en él se puede observar el eutéctico presente a la temperatura de 577 °C y un 11.7% en peso de silicio. La aleación A319 por tener un contenido de 7% Si se considera hipoeutéctica. El proceso de fundición requiere alimentar un molde con metal líquido para que utilice todo el espacio disponible dentro del molde y adopte la forma predeterminada. El proceso de solidificación y su descripción desde el punto de vista termodinámico y las metodologías para refinación de grano específicos de la aleación A319 puede ser consultado en trabajos anteriores al presente son los de Velasco<sup>31</sup> y Gloria<sup>16</sup>.

Durante la solidificación de la aleación A319 ocurre el fenómeno de crecimiento dendrítico y reacción eutéctica, Torres<sup>30</sup> realizó un profundo estudio mediante el análisis térmico para la solidificación de la aleación A319 variando concentraciones de diferentes elementos tales como Fe, Ti y Sr. En su análisis identifica la solidificación de aluminio primario, la reacción eutéctica, la solidificación de fases ricas en Fe y otras fases de Cu y Mg presentes.

En la figura 2.2 se muestran dos microestructuras, las dos corresponden a aleación A319 pero difieren en la modificación del Si eutéctico. Para el estudio aquí presentado se utilizó la modificación mediante Sr.

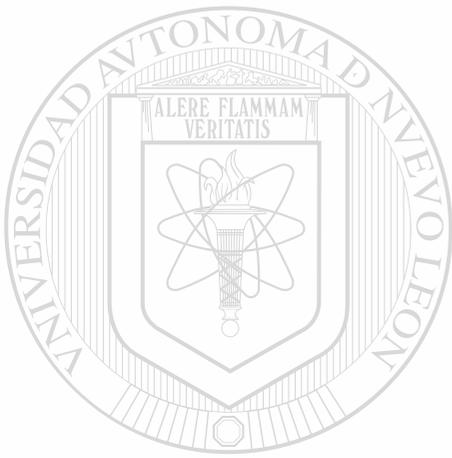
### 2.3 Microestructuras en aleaciones A319 vaciadas y con tratamiento térmico

Como ya se mencionó anteriormente, la aleación A319 presenta contenidos de Cu que pueden ser utilizados para el endurecimiento por precipitación. Durante la solidificación puede existir segregación de elementos por medio de segundas fases, específicamente segregación interdendrítica. En la figura 2.4 se presenta el diagrama parcial de fases de la aleación binaria Al-Cu. La figura 2.5a muestra un esquema de la microestructura que se obtendría mediante un enfriamiento al equilibrio, la figura 2.5b muestra un esquema de la microestructura por enfriamiento fuera del equilibrio, es decir el las condiciones reales. La microestructura de la figura 2.5a presente una fase de CuAl dispersada homogéneamente. Esta fase mejora las propiedades mecánicas de la aleación, el mecanismo de mejoramiento de propiedades mecánicas mediante dispersión se explica en el siguiente capítulo, bastará en este momento mencionar que la figura 2.5a es la microestructura deseada cuando se trabaja con aleaciones Al-Cu. Para poder eliminar la segregación interdendrítica y obtener una distribución homogénea se requiere de un tratamiento térmico. Este tratamiento es conocido como endurecimiento por precipitación consta de los siguientes pasos:

1. Solubilización.- Durante esta etapa la aleación se somete a altas temperaturas con el fin de favorecer la difusión de átomos de soluto en la matriz, esto es llegar a una zona de fase alfa en el diagrama de fases. Para el caso de las piezas vaciadas de A319 se requiere una solubilización de 5 hrs a 480°C.
2. Templado.- En la etapa de templado se busca mantener la distribución homogénea de átomos de soluto en toda la matriz. Para lograr esto se aplica un enfriamiento súbito, esto se logra sumergiendo la pieza en un medio que sea capaz de extraer todo el calor específico debido al cambio de temperatura, es decir, sumergiéndolo en agua a 90°C con agitación durante 5 minutos.

3. Envejecido.- En esta etapa se aprovecha la distribución homogénea que los átomos de soluto obtuvieron durante la solubilización para generar. El tamaño y distribución de dichos precipitados dependerá del tiempo y la temperatura utilizada. En el caso del material utilizados para esta investigación fue de 4 hrs a 240°C. En el siguiente capítulo se discutirá más a fondo el proceso de precipitación.

De la figura 2.6 a la figura 2.8 se muestran diferentes características de la microestructura de la aleación A319 utilizada en esta investigación.



# UANL

---

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

## Tablas

<b>Símbolo químico</b>	Al
<b>Peso atómico g/gmol</b>	26.91
<b>Densidad g/cm<sup>3</sup></b>	2.699
<b>Estructura cristalina</b>	FCC
<b>Parámetro de red m<sup>-10</sup></b>	4.41
<b>Temperatura de fusión °C</b>	660

Tabla 2.1 Propiedades físicas del Aluminio puro<sup>20</sup>

<b>1XX.X</b>	Contenido de aleantes menor a 1%
<b>2XX.X</b>	Cobre
<b>3XX.X</b>	Silicio con magnesio y cobre
<b>4XX.X</b>	Silicio
<b>5XX.X</b>	Magnesio
<b>6XX.X</b>	Sin uso
<b>7XX.X</b>	Zinc
<b>8XX.X</b>	Estaño
<b>9XX.X</b>	Sin uso

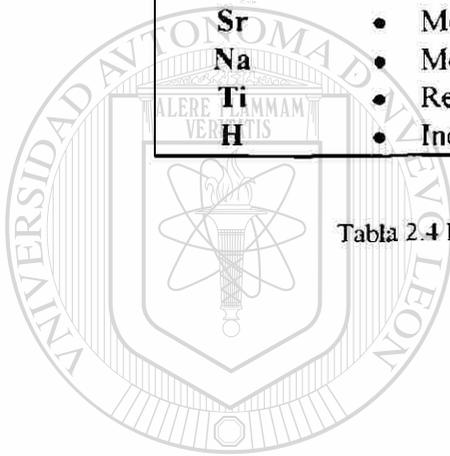
Tabla 2.2 Sistema de designación y nomenclatura de la Asociación de Aluminio en los Estados Unidos para aleaciones de aluminio de fundición

<b>319</b>	6.00	3.50	< 0.10	< 1.00	< 1.00
<b>356</b>	7.00	< 0.20	0.55	< 0.20	< 0.10

Tabla 2.3 Composición química (% peso) de las aleaciones 319 y 356 (Según AFS)

<b>Si</b>	<ul style="list-style-type: none"> <li>• Mejora la fluidez del metal líquido</li> <li>• Disminuye la contracción por solidificación</li> <li>• Incrementa el calor latente de fusión</li> </ul>
<b>Cu</b>	<ul style="list-style-type: none"> <li>• Mejora las propiedades mecánicas mediante el endurecimiento por precipitación</li> <li>• Mejora la maquinabilidad</li> </ul>
<b>Fe</b>	<ul style="list-style-type: none"> <li>• Decrementa las propiedades mecánicas al presentarse como fase en placas o “escritura china”</li> <li>• Fomenta la formación de poros al disminuir la capacidad de alimentación</li> </ul>
<b>Mg</b>	<ul style="list-style-type: none"> <li>• Mejora las propiedades mecánicas al formar precipitados <math>Mg_2Si</math></li> </ul>
<b>Sr</b>	<ul style="list-style-type: none"> <li>• Modifica el eutéctico de silicio</li> </ul>
<b>Na</b>	<ul style="list-style-type: none"> <li>• Modifica el eutéctico de silicio</li> </ul>
<b>Ti</b>	<ul style="list-style-type: none"> <li>• Refina el grano al actuar como centro de nucleación</li> </ul>
<b>H</b>	<ul style="list-style-type: none"> <li>• Incrementa la porosidad por gas <math>H_2</math></li> </ul>

Tabla 2.4 Efecto de diferentes elementos en aleaciones A319



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

®

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

# Figuras

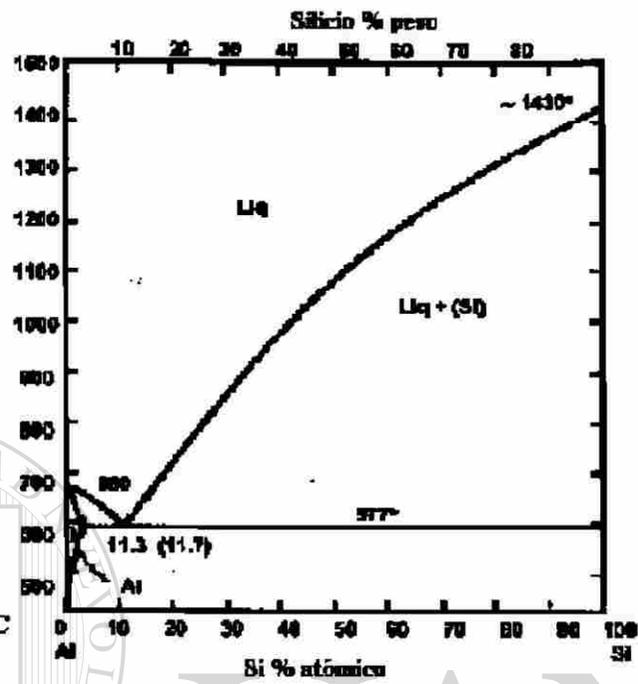
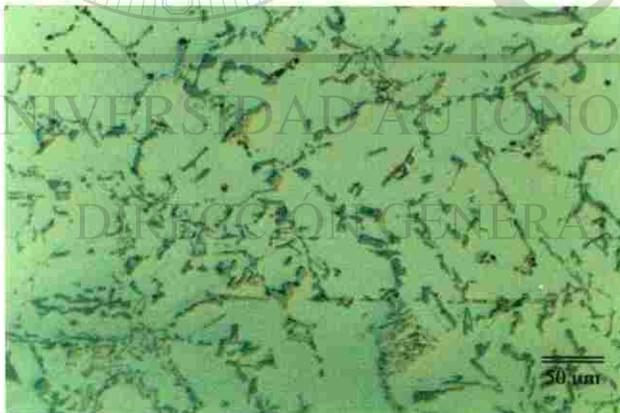
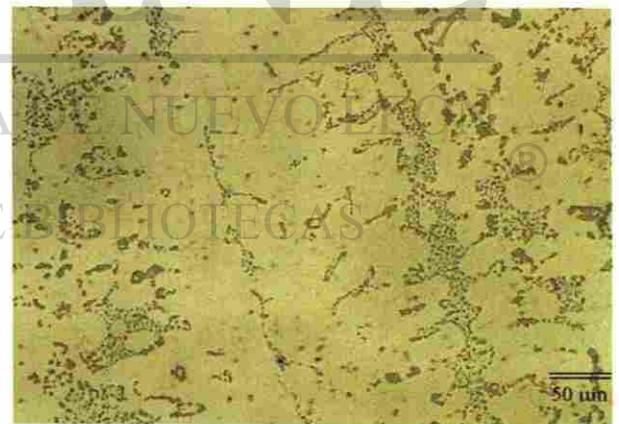


Figura 2.1 Diagrama de fases Al-Si<sup>20</sup>



a



b

Figura 2.3 Microestructura a. sin modificar y b. Modificada (ambas a 200X)

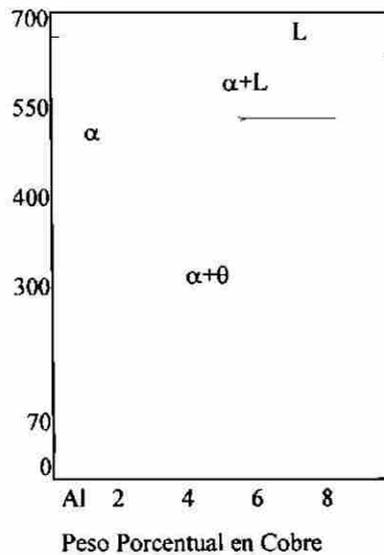


Figura 2.4 Diagrama de fases Al-Cu

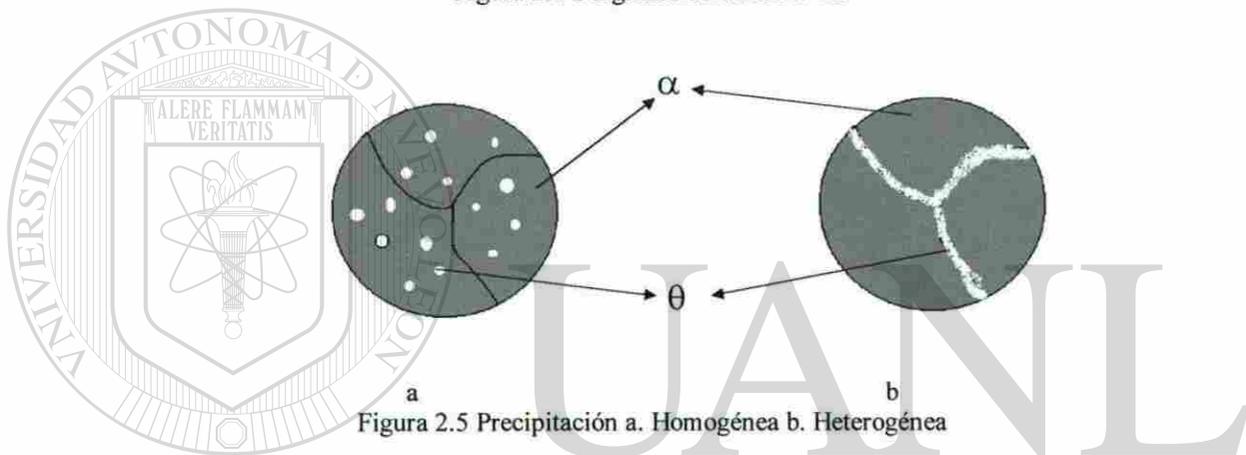


Figura 2.5 Precipitación a. Homogénea b. Heterogénea



Figura 2.6 Micrografía 200X. La fase amarilla predominante es la matriz de aluminio. la fase azul es silicio eutéctico, las fases negras son fase  $\alpha$ -Fe conocida como "escritura china". Nota: El silicio no está completamente modificado en esta muestra

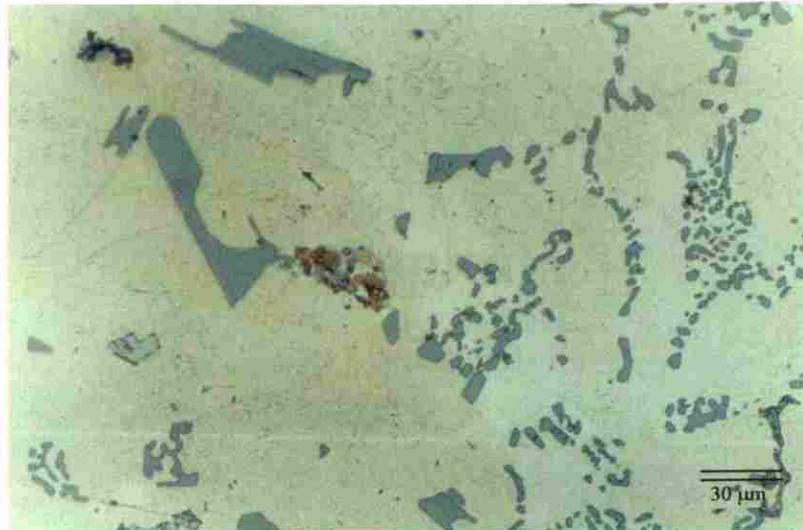


Figura 2.7 Micrografía 400X, la fase roja son precipitados de  $\text{CuAl}_2$

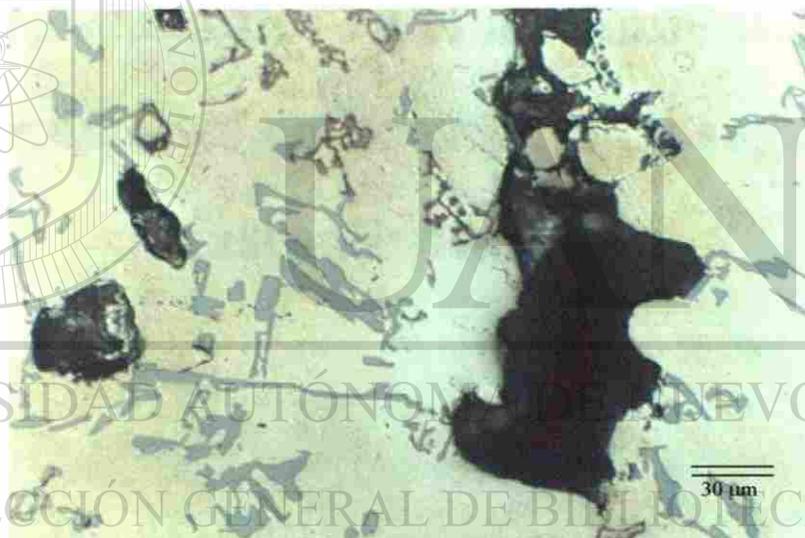
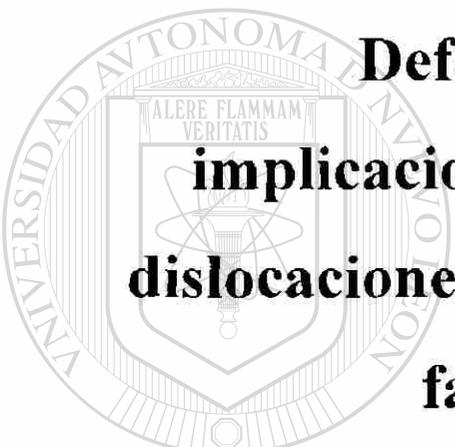


Figura 2.8 Micrografía 400X, se observa un poro por contracción.

## Capítulo 3



# **Deformación cíclica y sus implicaciones en el movimiento de dislocaciones en presencia de segundas fases dispersadas**

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



### DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

Los metales y sus aleaciones poseen un ordenamiento atómico repetitivo con forma y tamaño bien definidos al que se denomina estructura cristalina. Sin embargo esta red cristalina no es perfecta; son sus defectos lineales conocidos como dislocaciones los que permiten la deformación de los materiales que presenten arreglo cristalino, Cahn<sup>10</sup> edita un profundo estudio de la cristalografía en sistemas metálicos y sus aleaciones.

El movimiento de estas dislocaciones es la razón por la que un material cristalino se deforma. En este capítulo se discutirán brevemente los aspectos de la teoría de

dislocaciones que tienen relevancia en esta investigación tales como su movimiento, interacción con otras dislocaciones y con segundas fases, el ordenamiento de éstas y los efectos ante cargas cíclicas.

### 3.1 Dislocaciones

El concepto de dislocaciones en la red cristalina fue introducido por Orowan, Polanyi y Taylor <sup>25</sup>. Las dislocaciones son defectos lineales en la estructura cristalino y cuyo movimiento produce la deformación plástica de cristales a esfuerzos por debajo del esfuerzo teórico requerido para deformar un cristal perfecto, por lo tanto, si se bloquea el movimiento de las dislocaciones se aumentará la resistencia del material a ser deformado.

#### 3.1.1 Naturaleza de las dislocaciones y de su movimiento

En la fig 3.1 se representa los dos tipos de dislocaciones, la de borde y la de tornillo. Es el vector de Burgers  $\mathbf{b}$  el que define la magnitud y la dirección, este vector se muestra para la dislocación de borde y para la dislocación de tornillo.

Una dislocación deforma la red ya que representa una discontinuidad en el arreglo repetitivo, esta deformación causa un campo elástico alrededor de la misma. El campo elástico que una dislocación genera tendrá interacciones con campos generados por otras dislocaciones. El desarrollo matemático del campo elástico de una dislocación y sus interacciones puede ser consultado en bibliografía especializada tal como Cottrell<sup>12</sup>

En la figura 3.2 se puede observar el deslizamiento esquemático que los átomos de la parte superior del cuerpo mostrado tienen con respecto a los de la parte inferior. Hirth <sup>10</sup> realiza un análisis termodinámico donde demuestra que una dislocación se moverá espontáneamente al aplicarle un esfuerzo cortante

Para poder mover una dislocación se requiere un esfuerzo cortante en la dirección del vector de Burgers, entonces se romperán los enlaces entre átomos de un mismo plano, este movimiento se muestra en la figura 3.3. El movimiento iniciado se dará sobre un plano compacto, alterando el arreglo cristalino, la dislocación podrá cambiar de plano de deslizamiento si encuentra una vacancia o defecto que le permita “trepar” de un plano hacia otro como se muestra en la figura 3.4.

### 3.1.2 Origen de las dislocaciones

El esfuerzo a la cedencia que los monocristales generados desde la fase vapor o líquido tienen indica la presencia de dislocaciones<sup>18</sup>. A diferencia de los defectos puntuales tales como las vacancias, las dislocaciones no tienen relación directa con la temperatura del material, esto es la densidad de dislocaciones es independiente de la temperatura siempre y cuando haya llegado a dicha temperatura en el equilibrio, ya que gradientes de temperatura generaran gradientes de deformación creando dislocaciones.

Durante la solidificación de un metal puro el crecimiento del cristal a partir del líquido presenta dislocaciones debido a gradientes de temperatura. Si se considera la solidificación de una aleación es de esperarse que la presencia de gradientes de composición y de temperatura podrán alterar la alineación durante el crecimiento de dendritas vecinas que parten de un mismo núcleo, de manera que la estructura cristalina no será perfecta, es decir la presencia de dislocaciones es inevitable.

### 3.1.3 Interacción entre dislocaciones

Cuando la deformación se da en un material, el movimiento de dislocaciones se activa, dada la densidad de dislocaciones en un material que es de  $10^6 \text{ mm/mm}^3$  en un material sin deformación; la probabilidad de que dos dislocaciones se encuentren en el mismo plano y en direcciones contrarias es tal que eventualmente este evento sucederá durante la deformación.

Si dos dislocaciones de signo contrario se encuentran en el mismo plano, éstas se atraerán por los campos elásticos inherentes a su presencia, la atracción se dará hasta al momento que se aniquilen mutuamente, este fenómeno se presenta en la figura 3.5.

Cuando dos dislocaciones de mismo signo se encuentran el mismo plano, los campos elásticos de las dislocaciones se repelerán. Los diferentes arreglos de dislocaciones que se darán durante la deformación plástica que podrán bloquear el movimiento de mas dislocaciones, esto aunado a la generación de mas dislocaciones, que se discute a continuación, da el fenómeno de endurecimiento por deformación.

El endurecimiento por deformación se da cuando las propiedades mecánicas aumentan conforme se deforma un material debido a que el aumento de dislocaciones bloquea el movimiento de las mismas. En la figura 3.6 se muestra como cambian las propiedades mecánicas en función del trabajo en frío (deformación a temperatura ambiente) aplicado.

### 3.1.4 Interacción de las dislocaciones y los defectos microestructurales

Existen dos defectos microestructurales cuya interacción con el movimiento de dislocaciones es de interés para esta investigación, estos son:

- Defectos puntuales y su participación en la multiplicación de dislocaciones
- Segundas fases tales como precipitados que pudieran actuar como barrera para el movimiento de dislocaciones en función de su coherencia con la matriz.

Al aplicar un esfuerzo en dirección contraria se requerirá una menor cantidad de energía para iniciar el movimiento de dislocaciones. Este tipo de interacciones esta presente en cambios en la dirección de deformación tales como la fatiga y el efecto Bauschinger <sup>5</sup>.

### 3.2 Fatiga

En 1964 la Organización Internacional de Estándares (ISO) definió la fatiga como aquel término que aplica a los cambios en propiedades que pueden ocurrir en un material metálico debido a la aplicación de esfuerzos o deformaciones repetitivas. Los estudios de fatiga parecen remontarse a mediados del siglo antepasado<sup>2</sup>, medio siglo después Bauschinger <sup>5</sup> encontró cambios negativos en el esfuerzo de cedencia al invertir la dirección de deformación. Fue a mediados del siglo pasado cuando investigación exhaustiva genero conocimiento para poder caracterizar el desempeño de un material ante deformaciones o cargas repetitivas.

A diferencia de las propiedades tensiles que se consideran propiedades estáticas, las propiedades en condiciones de fatiga se consideran propiedades dinámicas ya que van fluctuando en función del tiempo. Estas propiedades pueden ser evaluadas en ensayos controlando la deformación o bien el esfuerzo aplicado ciclicamente. La principal diferencia radica en que el ensayo a deformación controlada es mas útil para investigación de materiales con concentradores de esfuerzos, esto es materiales con grietas y microgrietas, particulas aciculares, porosidad o cualquier fase que pueda concentrar esfuerzos. En la figura 3.9 se muestra un esquema del ensayo con deformación controlada y las posibles respuestas del esfuerzo.

Comercialmente el mayor interés existe en la curva S-N que representa el número de ciclos que un material resistirá ante cargas repetitivas controladas. Los ensayos comerciales de fatiga se realizan por debajo del limite de cedencia, ya que como es de esperarse, el interés primordial es conocer los limites a los que un elemento podrá fallar, y es de esperarse que este elemento no se deforme permanentemente durante su operación. Sin embargo esta es sólo información de carácter comercial. Para poder

conocer bien el desempeño de una aleación se debe de comprender la respuesta que la microestructura tiene tanto en esfuerzos por debajo del límite elástico como en esfuerzos superiores a éste. Los ensayos de fatiga de bajo ciclo tienen la característica de tener deformaciones por encima del límite elástico a velocidades de deformación muy inferiores a los ensayos de fatiga en régimen elástico, es decir la frecuencia de los ciclos de deformación es baja

En esta sección se revisarán los aspectos principales de la fatiga de bajo ciclo, las interacciones de las dislocaciones y los efectos que producen las diferentes fases que pueden estar presentes en una microestructura de aleación A319 con diferentes tratamientos térmicos desde un punto de vista teórico.

### **3.2.1 Deformación cíclica y sus implicaciones en el comportamiento de las dislocaciones**

Cuando un material FCC como la matriz de la aleación A319 se somete a deformación cíclica, en los primeros ciclos de deformación se dará un endurecimiento como se muestra en la figura 3.10, dicho endurecimiento puede disminuir hasta llegar a un punto de saturación. Basinski<sup>3</sup> observó mediante Microscopía de transmisión electrónica que durante los primeros ciclos de deformación en monocristales de cobre se producen dislocaciones que se acumulan en el plano de deslizamiento primario, esto se debe a que el sistema de deslizamiento no sufre alteraciones durante el cambio en la dirección de deformación, sólo cambia su sentido. Conforme aumenta la deformación la densidad de dislocación aumenta en el plano primario hasta la formación de dipolos entre planos cercanos debido a que los campos elásticos de las dislocaciones se atraen. Las redes de dipolos se conocen como venas o manojos. En la figura 3.11 se reproduce una estructura de venas. Entre venas existe una separación conocida como canal, estos canales son zonas de baja densidad de dislocación.

Es de esperarse que la deformación en una dirección producirá el mismo número de dislocaciones en la dirección contraria, primordialmente dislocaciones de borde de

acuerdo con Suresh <sup>29</sup>, esto favorece la creación de dipolos, un esquema de dipolo de dislocación de borde se presenta en la figura 3.12. Las venas de dislocaciones contribuyen al endurecimiento rápido por que impiden el movimiento de dislocaciones en el plano de deslizamiento primario. Conforme se incrementa el número de ciclos se incrementa el número de venas y su densidad local de dislocaciones, es en las zonas de canales donde las dislocaciones pueden tener una alta movilidad.

En 1956 Thompson, Wadsworth y Louat encontraron un fenómeno durante ensayos de fatiga que denominaron bandas de deslizamiento persistentes (PSB.- persisten slip bands). El fenómeno de PSB lo observaron al ensayar monocristales de Cu y Ni en fatiga, bandas de deslizamiento fueron observadas aparecer en el mismo sitio aún después de remover una capa de superficie mediante electropulido. Estas PSB están formadas por planos de deslizamiento que se estructuran de manera laminar extendiéndose a lo largo de todo el monocristal. Las PSB están formadas por paredes de dislocaciones que se bloquean mutuamente, la figura 3.13 reproduce una imagen con PSB y sus estructura de pared o escalera

La figura 3.14 muestra la diferencia primordial entre las estructuras de dislocaciones que se pueden encontrar durante la deformación cíclica, estas son las venas o las PSB. Se ha propuesto que cuando las estructuras de venas se saturan, la aniquilación mutua en los planos primarios y secundarios inicia llegando a formar una estructura de PSB. Las PSB propician el deslizamiento microscópico de material que puede llegar a nuclear una grieta superficial. La figura 3.15 muestra una imagen de PSB en la superficie.

Manson <sup>21</sup> asocia la formación de PSB a condiciones de mayor energía. Es de esperarse que debido a la distorsión que las venas de dislocaciones generan, la microestructura tenderá a formar PSB con celdas de baja densidad de dislocación; esta formación tipo escalera de las PSB es favorecido a condiciones de alta temperatura ya que la energía adicionada al sistema en forma de calor es aprovechada para el

ordenamiento de las dislocaciones en PSB a través de la aniquilación entre dislocaciones.

### 3.2.2 Fatiga de bajo ciclo

La deformación cíclica de los materiales se conoce como fatiga, si la deformación es tal que se supera el límite elástico entonces se conoce como fatiga de bajo ciclo, ya que la frecuencia a la que se realiza el ensayo es mucho mas baja que en los ensayos clásicos.

A diferencia de los ensayos de alto ciclo, los ensayos de bajo ciclo no necesariamente llegan a desarrollar un arreglo de dislocaciones de PSB <sup>10</sup>; esto dependerá tanto del número de ciclos como de la amplitud de la deformación.

### 3.2.3 Efecto Bauschinger

El efecto Bauschinger se conoce como el resultado experimental que, después de aplicar deformación plástica en una dirección, el material cederá a esfuerzos menores cuando la dirección de deformación es invertida <sup>5.6.10</sup>, figura 3.16. El estudio del efecto Bauschinger es útil cuando se busca identificar las contribuciones a los mecanismos de endurecimiento en materiales con endurecimiento por precipitación, así mismo ayuda a evaluar las interacciones entre precipitados y la deformación aplicada al material.

En la figura 3.16 el segmento ABC indica la primer carga en dirección positiva, por lo general esta dirección se toma como tensión, al realizar ensayos de torsión esta dirección positiva se refiere a cualquier dirección ya sea a favor de las manecillas del reloj o bien en contra. El segmento CD indica la descarga del material, y DEF indican la deformación en la dirección contraria. El efecto Bauschinger puede observarse como la diferencia absoluta entre el valor en B y E. También puede calcularse en función de el  $\Delta\epsilon$  que indica la deformación requerida para alcanzar el esfuerzo de fluencia último aplicado al material en la primer dirección.

El micromecanismo que esta involucrado en el efecto Bauschinger esta relacionado con el movimiento de dislocaciones. Durante la deformación inicial la formación de venas y canales de dislocaciones esta presente, al aplicar deformación en dirección contraria, la disolución de estas estructuras disminuye el esfuerzo de cedencia. En materiales con fases dispersadas las interacciones tales como el apilamiento de dislocaciones y los bucles de Orowan favorecen el movimiento de dislocaciones a niveles de esfuerzo menores en una dirección contraria a la dirección original de la deformación.

### **3.3 Endurecimiento por precipitación y su influencia en el comportamiento a la fatiga**

Como ha sido mencionado ya en el capítulo anterior, el endurecimiento por precipitación es uno de los métodos utilizados para incrementar las propiedades mecánicas de las aleaciones automotrices de aluminio. El endurecimiento por precipitación incrementa las propiedades estáticas de dichas aleaciones, sin embargo las propiedades dinámicas tienen diferentes mecanismos de respuesta ante la presencia de elementos microestructurales tales como precipitados. El tamaño y la distribución volumétrica de los intermetálicos y sus interacciones con las dislocaciones durante la deformación cíclica es analizado en este apartado. Como se verá más adelante, la coherencia que es la afinidad de las redes cristalinas de las segundas fases y la de la matriz tendrá uno de los efectos más importantes en el comportamiento de la aleación A319 durante los ensayos de fatiga de bajo ciclo.

#### **3.3.1 Sistemas de precipitación en aleaciones Al-Cu**

La formación de una segunda fase a partir de una solución sólida sobresaturada se puede separar en tres fases:

1. Formación de núcleos a partir de la solución sobresaturada.
2. El crecimiento de núcleos a precipitados.
3. El incremento en el tamaño de los precipitados sin alterar su fracción volumétrica.

La nucleación de precipitados es revisada por Martín y Doherty (1976) y Martín (1980), el interés de esta investigación se centra en los cambios de precipitados ya formados por lo que en esta sección se revisará los efectos ocurridos durante el crecimiento de precipitados

Después de la nucleación, los átomos en la solución sobresaturada tendrán que emigrar hacia los precipitados en crecimiento y una vez que se encuentren en la interfase deberá llevarse a cabo una reacción de adición para incorporarse a la nueva red cristalina. Conforme el precipitado crece, la concentración de átomos en la solución disminuye y la difusión también, ya que la fuerza motriz de la difusión son los gradientes de concentración.

Durante las etapas iniciales del crecimiento de precipitados, la adición de átomos a través de la interfase matriz-precipitado es la reacción limitante, conforme el área superficial del precipitado se incrementa, la difusión es controla el crecimiento de precipitados. Lifshitz y Slyozov (1961) desarrollaron un modelo para el crecimiento de precipitados donde la difusión a través de la red cristalina de la matriz domina.

El sistema Al-Cu puede precipitar con mas de un arreglo cristalino, en la figura 3.17 se muestra una sección del diagrama de fases para la aleación Al-Cu donde se puede observar que existen tres tipos diferentes de precipitados, en la Tabla 3.1 se presentan las principales características de cada tipo de precipitado y la coherencia que este tiene con la matriz de aluminio.

Durante los tratamientos térmicos de envejecimiento existe una evolución del sistema de precipitación teniendo la siguiente secuencia:

Solución sobresaturada  $\rightarrow$  Zonas GP  $\rightarrow \theta'' \rightarrow \theta' \rightarrow \theta$

En la figura 3.18 se muestra cualitativamente los cambios en el punto de cedencia en función del tiempo de duración del tratamiento térmico y, por ende, del sistema de precipitación. La figura 3.19 muestra esquemáticamente la coherencia de sistema de precipitación. Cada tipo de precipitado modifica las propiedades mecánicas de diferente manera, así mismo interactúa con la deformación cíclica de diferente manera en función de la cristalografía del precipitado. Además de la cristalografía, la distribución y tamaño de los precipitados varía con el tiempo. La Tabla 3.1 también informa del tamaño de cada tipo de precipitados.

Existe una nomenclatura para clasificar los tratamientos térmicos en aleaciones de aluminio, esta clasificación se presenta en la Tabla 3.2. El tratamiento T6 presenta las mejores propiedades mecánicas, pero a la vez surge el problema de la estabilidad térmica; la distribución el tamaño de los precipitados de una aleación tratada a T6 son óptimos si la pieza ha de trabajar a temperatura ambiente. La temperatura de operación en piezas automotrices fácilmente puede rebasar la temperatura con que se dio el tratamiento térmico y, por lo tanto, es un hecho que los precipitados cambian su estructura y crecerán. Este proceso induce cambios dimensionales que en una pieza automotriz pueden ser catastróficos. Por esta razón se prefiere utilizar un tratamiento T7 que dará a la pieza la estabilidad dimensional en un intervalo de temperaturas que normalmente abarca la temperatura de operación a la que el componente es sometido.

Cuando los tiempos del tratamiento térmico son muy largos se considera que la pieza esta sobreenviejada. La condición de sobreenviejado se da cuando una vez que se tienen precipitados incoherentes  $\theta$  estos comienzan a crecer a expensas de otros, esto debido a que el sistema tratará de minimizar la energía de interfase entre la matriz y, dado que los precipitados más pequeños son más solubles, estos se disuelven y se incorporan a los de mayor tamaño, lo que da como resultado precipitados de gran

tamaño poco efectivos como obstáculos para el movimiento de dislocaciones debido a su baja dispersión

En la figura 3.18 se muestra un punto de inflexión en los valores del punto de cedencia en función del tratamiento térmico, este cambio se debe al cambio de coherencia, es decir cuando el precipitado  $\text{CuAl}_2$  se vuelve incoherente con la matriz de aluminio, luego entonces se puede inferir que la coherencia de los precipitados regirá sus interacciones con las dislocaciones mientras que la magnitud de estos efectos se deberá al tamaño y distribución de los intermetálicos  $\text{CuAl}_2$ .

### 3.3.2 Movimiento de dislocaciones en presencia de fases dispersadas

La figura 3.20 muestra como un precipitado puede obstaculizar el movimiento de una dislocación. Conforme se aplica un esfuerzo cortante que mueve a la dislocación, ésta se arqueará entre los dos obstáculos, los brazos de la dislocación formarán un ángulo, cuando este ángulo alcanza el valor crítico  $\phi$  la dislocación logra pasar a través de este obstáculo. Si  $\phi=0$  entonces el obstáculo es impenetrable para la dislocación, si  $\phi>0$  entonces se dice que la dislocación puede cortar al precipitado al aplicar una fuerza  $F$ , Martín (1980) realiza un análisis matemático del esfuerzo requerido para mover dislocaciones a través de precipitados sean coherentes o incoherentes con la matriz tomando en cuenta 3 fenómenos que ocurren durante este proceso:

- Endurecimiento por coherencia.- Debido a campos elásticos generados por intermetálicos que a pesar de ser coherentes su red cristalográfica no es exactamente igual a la de la matriz. Debido a estos esfuerzos se requiere un mayor esfuerzo para poder acercar la dislocación a la matriz
- Endurecimiento por generación de interfases.- Si la dislocación puede cortar al precipitado, se requerirá una adición de energía para poder mantener una interfase que termodinámicamente no es estable. La

figura 3.21 muestra como una dislocación puede cortar a un precipitado; las nuevas áreas marcadas como a y b requieren una adición de energía reflejándose en un incremento del esfuerzo requerido.

- Endurecimiento por módulo.- Cualquier diferencia entre los módulos de Young de la matriz con el del precipitado implica un cambio de energía. Definiendo al esfuerzo a la cedencia como el esfuerzo que se requiere para mover una dislocación, un precipitado y la matriz tendrán diferentes puntos de cedencia, esta diferencia puede implicar un incremento en el esfuerzo requerido para cortar un precipitado.

Cuando el ángulo de la figura es cero quiere decir que la dislocación debe de arquearse hasta que los brazos de esta hacen contacto, cuando esto sucede los precipitados actúan como fuentes de Frank-Read. Existe otro fenómeno aunado a un ángulo que es conocido como los bucles de Orowan (Orowan loops). Cuando el ángulo de la figura 3.20 se vuelve cero, la dislocación rodea al precipitado en lugar de cortarlo, esto se para precipitados incoherentes principalmente.

Considerando los bucles de Orowan, conforme la deformación se da en el material, los precipitados se rodean de dislocaciones, estas dislocaciones pueden tener dos efectos distintos según su signo. La dislocación puede repeler a otra de signo igual creando un esfuerzo de apilamiento o bien puede contribuir a la aniquilación de dislocaciones, el fenómeno de apilamiento fue mostrado en la figura 3.8.

## Tablas

<b>GP</b>	Coherente	Desconocida	Disco	6x100
$\theta''$	Coherente	Tetragonal	Disco	40x1000
$\theta'$	Coherente --> Incoherente	Tetragonal	Disco	150x6000
$\theta$	Incoherente	BCC / Tetragonal	--	--

Tabla 3.1 Características de los diferentes precipitados Al-Cu

<b>T1</b>	Enfriada desde la temperatura de fabricación y envejecida naturalmente
<b>T2</b>	Enfriada desde la temperatura de fabricación, trabajada en frío y envejecida naturalmente
<b>T3</b>	Tratada por solución, trabajada en frío y envejecida naturalmente
<b>T4</b>	Tratada por solución y envejecida naturalmente
<b>T5</b>	Enfriada desde la temperatura de fabricación y envejecida artificialmente
<b>T6</b>	Tratada por solución y envejecida artificialmente a dureza máxima
<b>T7</b>	Tratada por solución y estabilizada por sobre-envejecimiento
<b>T8</b>	Tratada por solución, trabajada en frío y envejecida artificialmente
<b>T9</b>	Tratada por solución, envejecida artificialmente y trabajada en frío
<b>T10</b>	Enfriada desde la temperatura de fabricación, trabajada en frío y envejecida artificialmente.

Tabla 3.2 Nomenclatura de tratamientos térmicos en aleaciones de aluminio

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

# Figuras



Figura 3.1 Distocaciones a. borde, b. Tornillo <sup>10</sup>

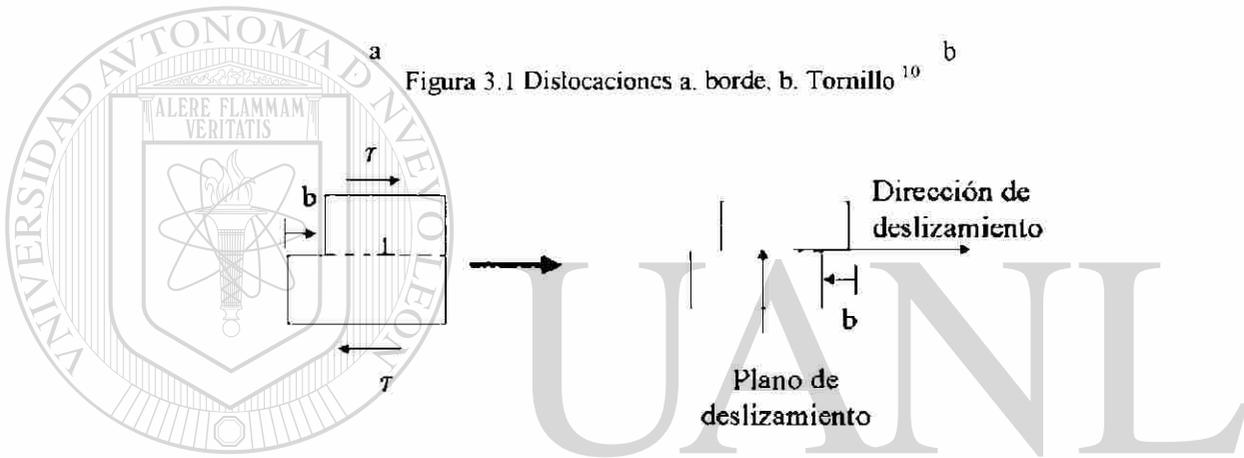


Figura 3.2 Deslizamiento de planos compactos mediante una dislocación de borde

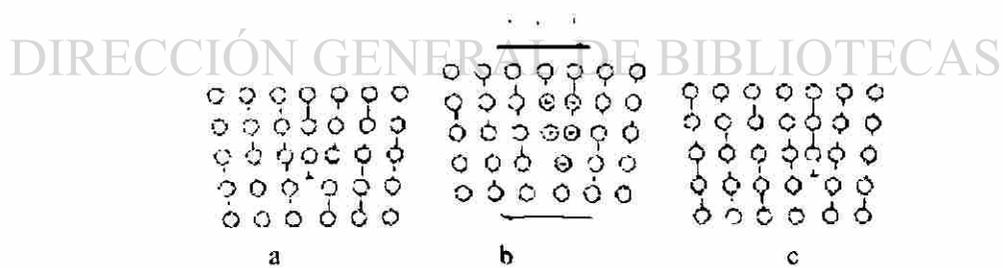


Figura 3.3 Movimiento de una dislocación de borde. a. Al aplicar un esfuerzo cortante b. Los átomos se desplazan c. Hasta que la dislocación mueve el plano compacto una distancia igual al vector de Burgers en la dirección de deslizamiento<sup>2</sup>

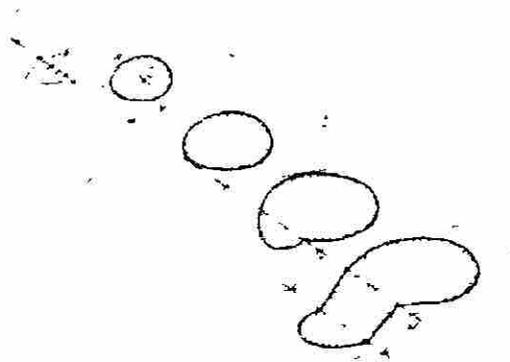


Figura 3.4 Movimiento de deslizamiento de una dislocación de tornillo a través de planos compactos en una estructura FCC. a) La dislocación está postrada sobre el plano (111). b) un esfuerzo inicia el movimiento de la dislocación c) y se mueve sobre el plano (1-11) d) finalmente la dislocación sigue su movimiento sobre un plano paralelo (111).<sup>14</sup>

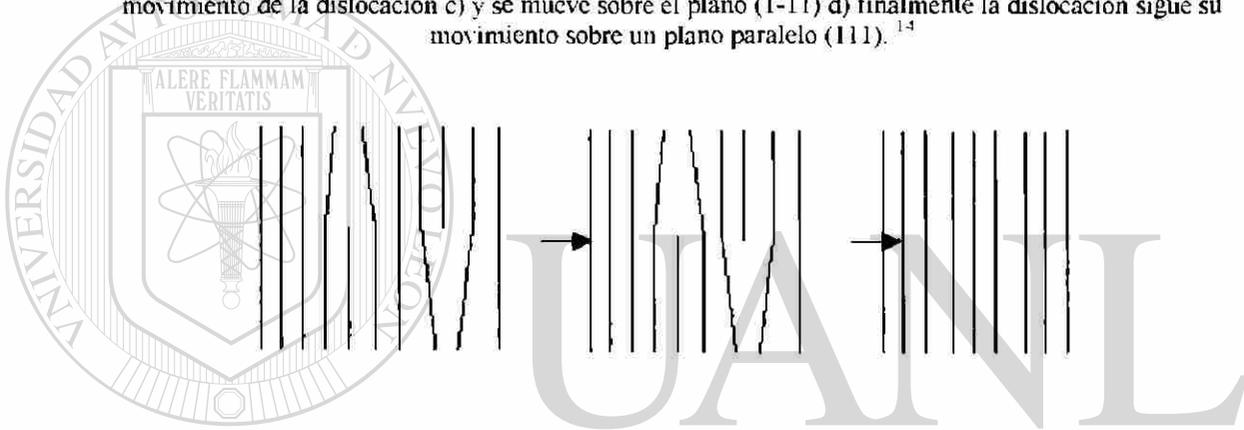


Figura 3.5 Aniquilación de dos dislocaciones de borde de signo contrario sobre el mismo plano de deslizamiento

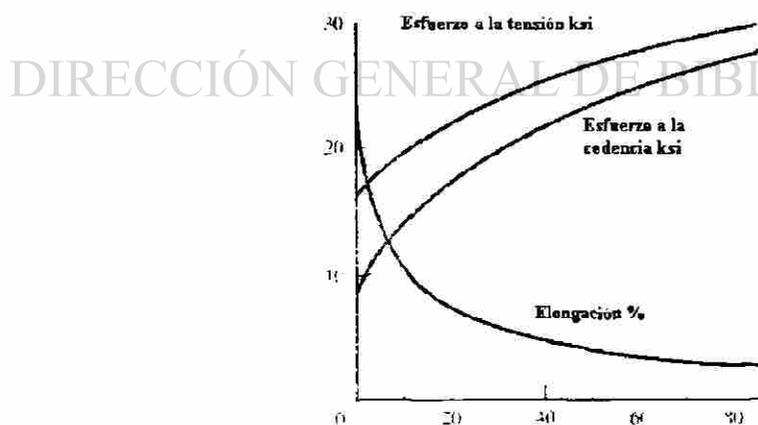


Figura 3.6 Propiedades de la aleación de aluminio 3105 en función del trabajo en frío<sup>23</sup>

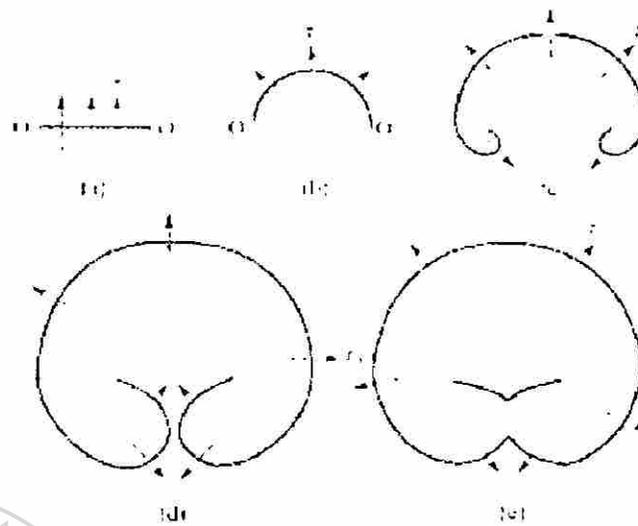
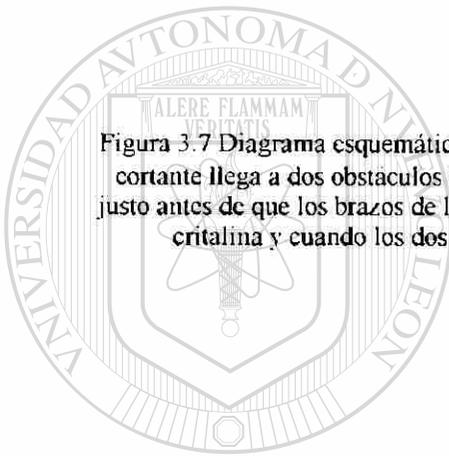


Figura 3.7 Diagrama esquemático de las fuentes de Frank-Read a) la dislocación sometida a un esfuerzo cortante llega a dos obstáculos b) y c) el esfuerzo cortante  $\tau_b$  hace que la dislocación forme un arco d) justo antes de que los brazos de la dislocación se toquen es cuando se induce la mayor distorsión a la red cristalina y cuando los dos brazos hacen contacto e) una nueva dislocación se ha formado<sup>14</sup>



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

Fuente de  
Frank Read

Figura 3.8 Apilamiento de dislocaciones

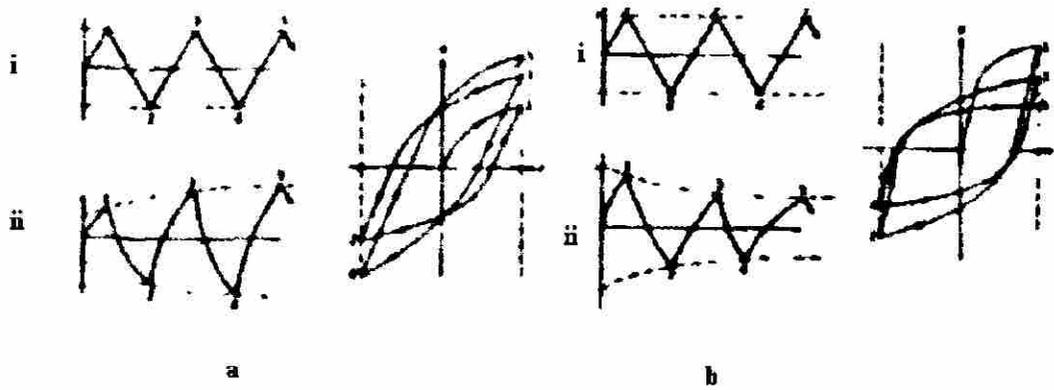


Figura 3.9 Ensayos de fatiga con deformación controlada y posibles respuestas del material a) ablandamiento cíclico b) endurecimiento cíclico. i muestra la manipulación de la deformación en función del tiempo. ii muestra la respuesta del esfuerzo en función del tiempo<sup>10</sup>

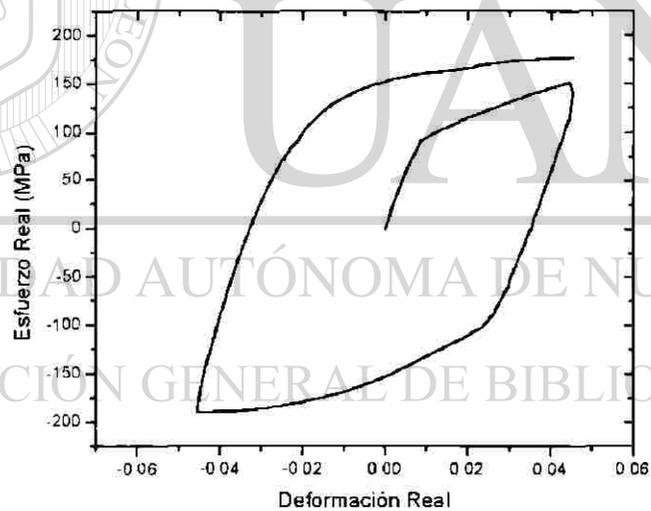


Figura 3.10 Endurecimiento rápido presentado en los primeros ciclos de un ensayo de fatiga

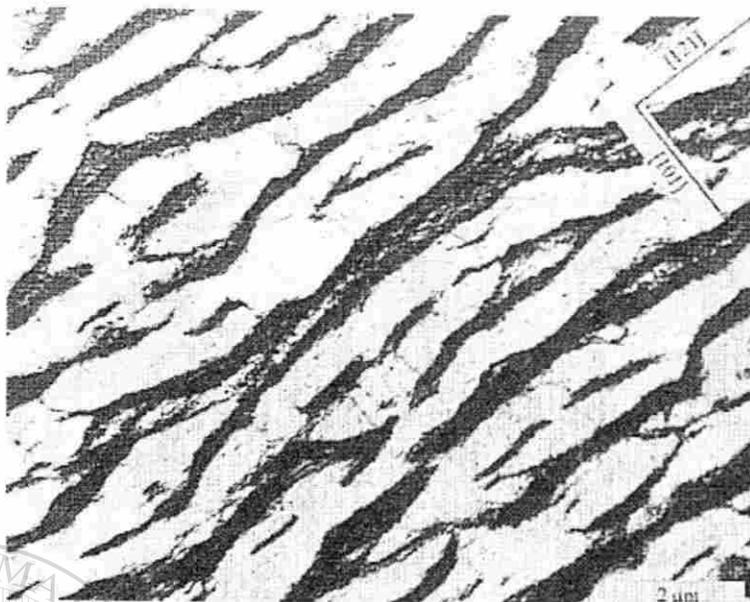


Figura 3.11 Venas de dislocaciones en monocristal de Cu fatigado a 77 K. reproducido de Basinski<sup>3</sup>

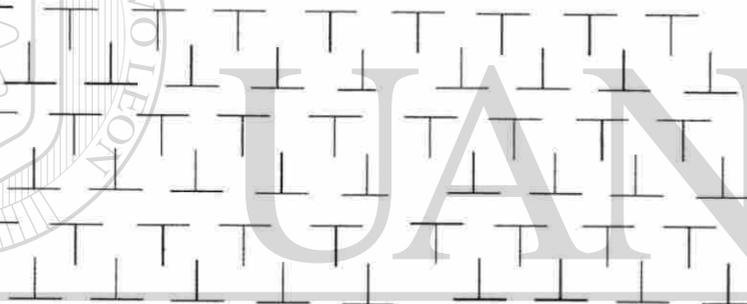
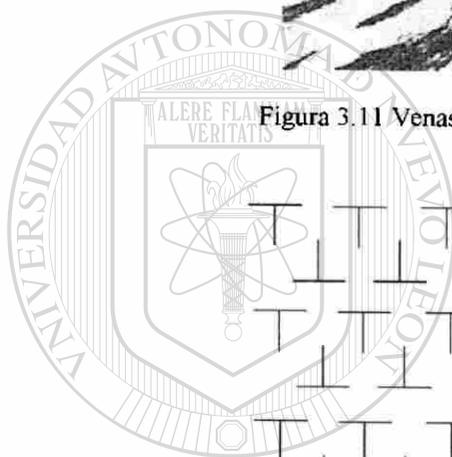


Figura 3.12 Dipolos de dislocaciones



Figura 3.13 Bandas Persistentes de Deslizamiento en monocristal de cobre fatigado a temperatura ambiente. reproducido de Mughrabi<sup>24</sup>

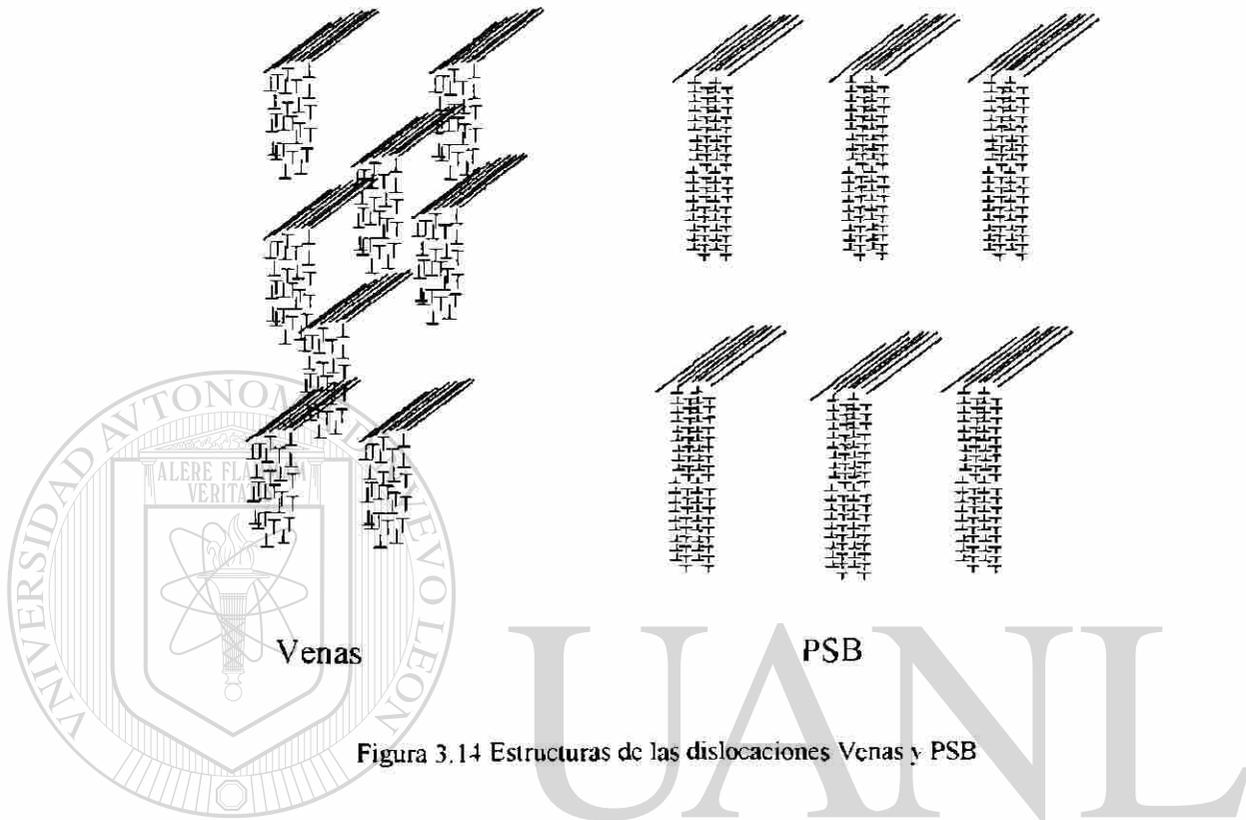


Figura 3.14 Estructuras de las dislocaciones Venas y PSB

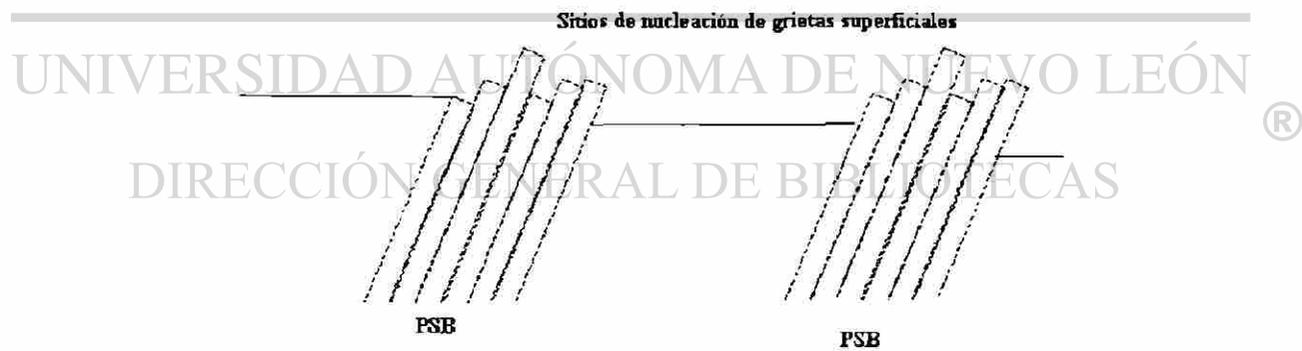


Figura 3.15 PSB y su efecto superficial

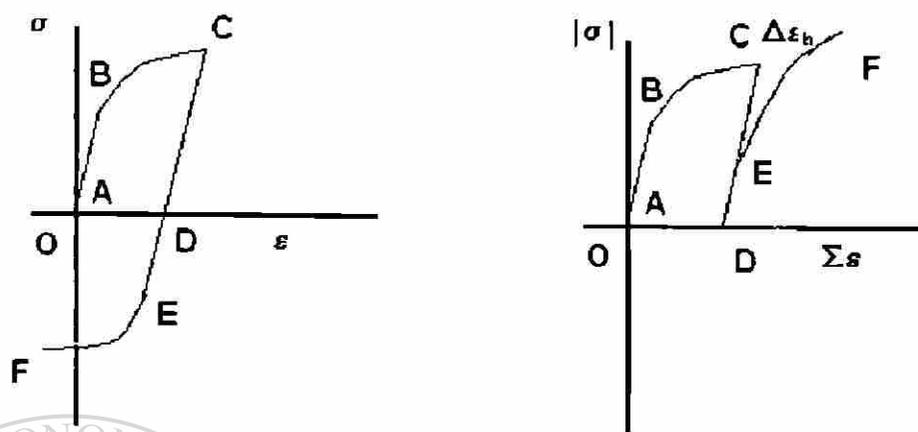
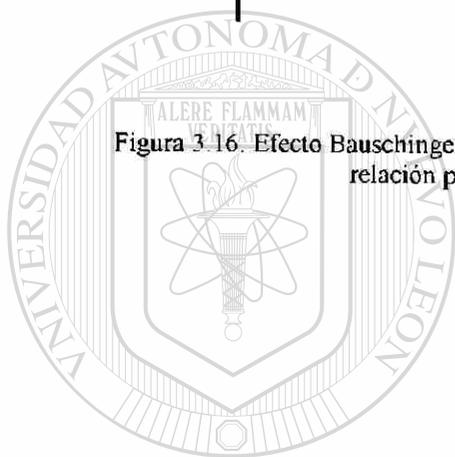


Figura 3.16. Efecto Bauschinger, la relación entre el punto B y E definirá el efecto Bauschinger. esta relación puede ser la diferencia absoluta o cualquier otra.



# UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

®

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

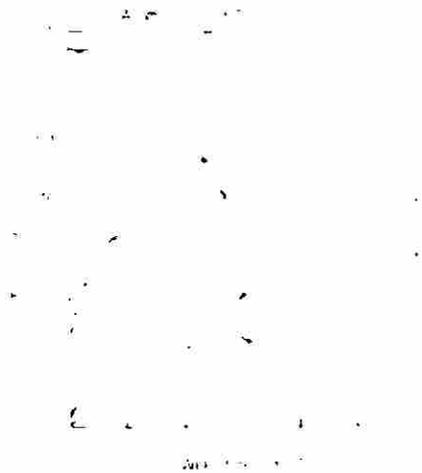


Figura 3.17 Diagrama de fases Al-Cu detallando la formación de precipitados al equilibrio. Reproducido de Lorimer (1978)

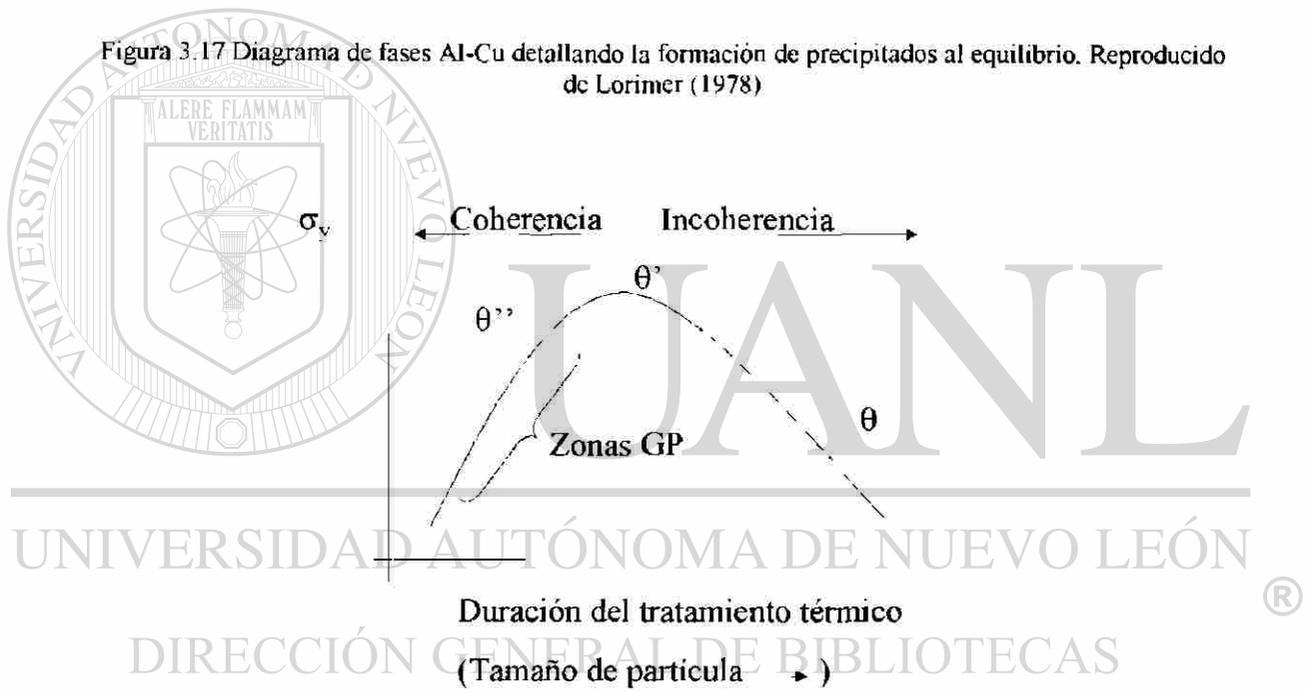


Figura 3.18 Punto de cedencia en función del tratamiento térmico

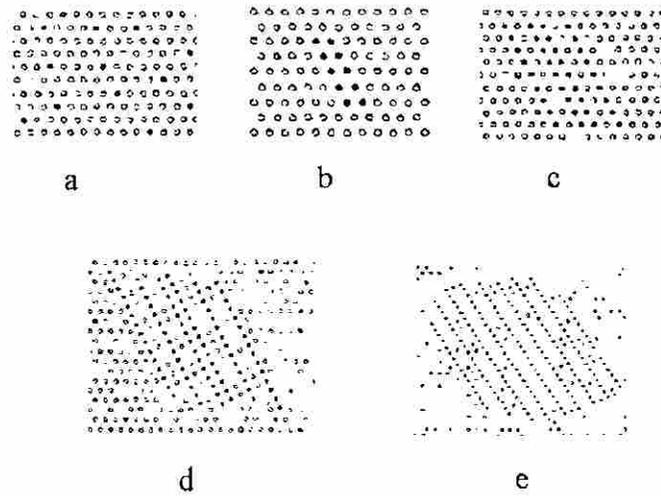


Figura 3.19 Coherencia de los diferentes sistemas de precipitación Cu-Al  
 a) solución sólida b) Zonas GP c)  $\theta''$  d)  $\theta'$  e)  $\theta$

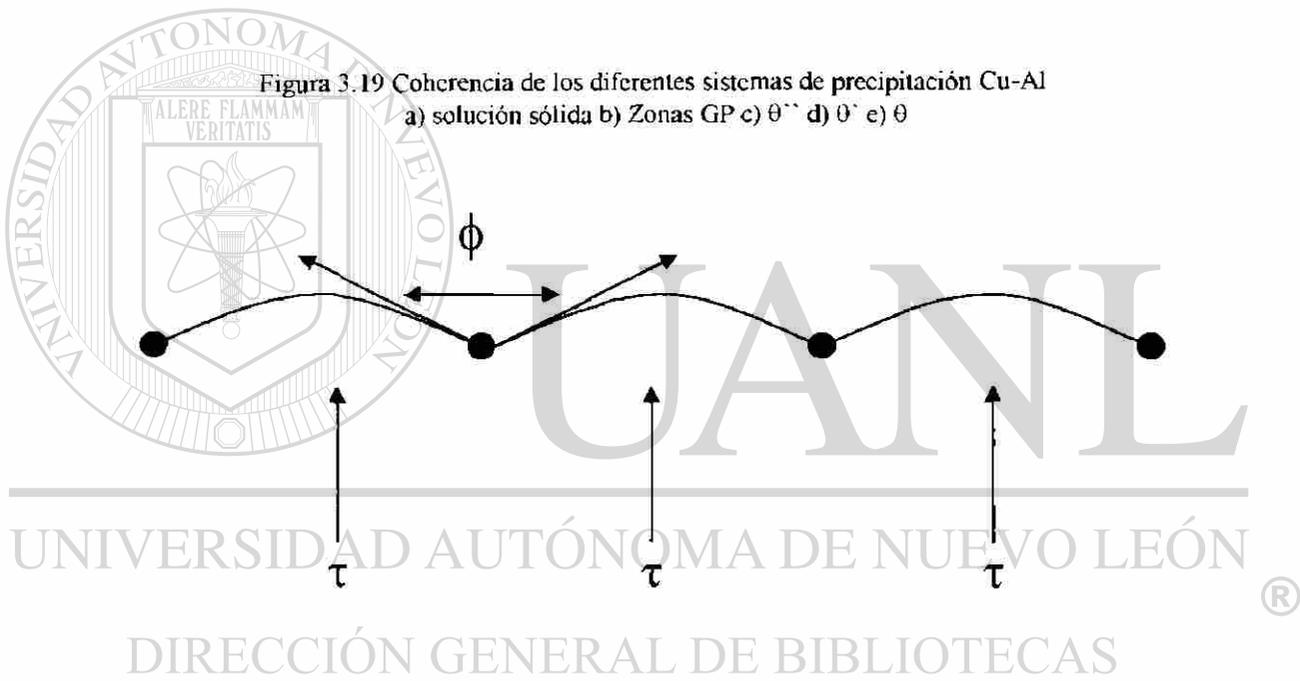
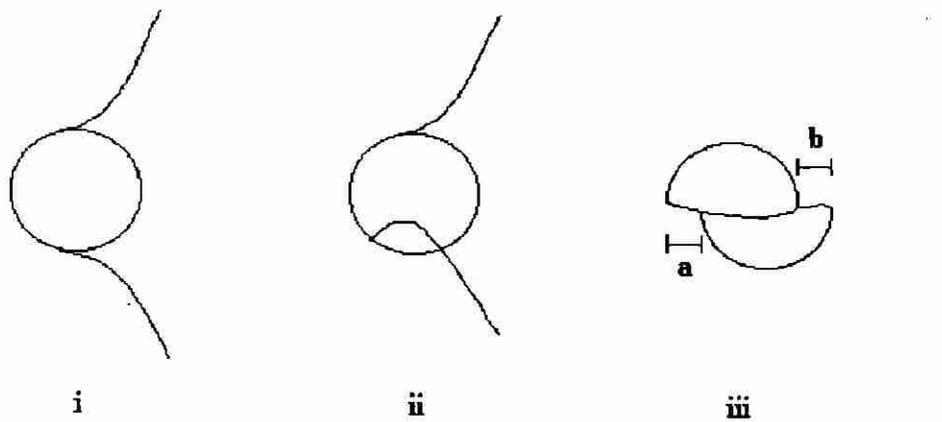
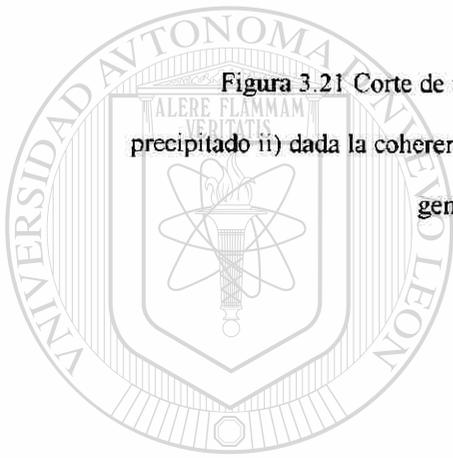


Figura 3.20 Esquema de un precipitado obstaculizando una dislocación



**Figura 3.21** Corte de un precipitado por una dislocación. i) La dislocación se arquea en un precipitado ii) dada la coherencia la dislocación penetra al precipitado iii) cortándolo finalmente y generado dos interfases marcadas como a y b



# UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS



## Capítulo 4

### Metodología de la experimentación



En este capítulo se presenta la metodología seguida en el transcurso de esta investigación. Para poder evaluar el comportamiento de la aleación en fatiga de bajo ciclo se utilizó una maquina con deformación axial-torsión, además se hicieron pruebas de relajación de esfuerzos para observar el comportamiento de la aleación en condiciones de deformación estática y alta temperatura.

#### DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

#### 4.1 Material utilizado

La aleación A319 refinada y modificada con tratamiento térmico T7. El material se obtuvo de bancadas de monobloque de la empresa Nematik, S.A. de C.V. Parte de la bancada fue cortada y de ahí se obtuvieron probetas para pruebas de fatiga a alta temperatura y para relajación de esfuerzos.

Para las pruebas de fatiga a alta temperatura se utilizaron probetas tubulares. En la figura 4.1 se muestra las dimensiones de la probeta utilizada para estos ensayos.

Para las pruebas de relajación de esfuerzos se utilizaron dos tipos de probetas, cilíndricas y tubulares, la figura 4.2 muestra la probeta cilíndrica usada y la figura 4.3 la probeta tubular.

## 4.2 Equipo utilizado

Las pruebas de fatiga de bajo ciclo a alta temperatura se realizaron en la Universidad de Sheffield, en Sheffield, South Yorkshire, Reino Unido. La maquina de Secuencia de Deformación Arbitraria (ASP.- Arbitrary Strain Path Machine) pertenece al Departamento de Ingeniería Mecánica de dicha universidad. Las características principales de la ASP son:

- Sistema de calentamiento: Inducción
- Máxima temperatura de operación: 1000°C
- Par máximo: 350 N-m
- Intervalo de velocidad de deformación en torsión: 0.0001 a 15 s<sup>-1</sup>
- Máxima velocidad de deformación axial: 10<sup>-3</sup> s<sup>-1</sup>
- Atmósfera: Argón y Nitrógeno
- Sistema de templado: Agua o Aire

La figura 4.4 presenta un diagrama general del funcionamiento de la ASP, en la figura 4.5 se muestra una vista general de la máquina. La probeta ya montada en la máquina es mostrada en la figura 4.6. La máquina ASP es operada desde una computadora, desde esta se realiza la secuencia de deformación a utilizar y en la misma computadora se recolectan los datos de tiempo, desplazamiento angular, par de torsión y temperatura.

Para los ensayos de relajación de esfuerzos en un equipo Instron modelo 8502 que pertenece al Laboratorio del Programa Doctoral en Ingeniería de Materiales. El

equipo posee un sistema digital de alta respuesta y bajo ruido y utiliza un actuador hidráulico.

### 4.3 Ensayos de deformación cíclica

Para realizar estos ensayos se eligieron dos temperaturas. 180°C, que es por debajo de la temperatura del tratamiento térmico realizado y que además es muy cercana a la temperatura de operación de la bancada del monobloque, y 280°C que es una temperatura superior a la de tratamiento térmico.

Se realizaron pruebas monótonicas en torsión a las dos temperaturas elegidas para tener un comportamiento de referencia. Para poder evaluar las distintas respuestas de la aleación ante la deformación cíclica de bajo ciclo se eligieron 3 modalidades

- Deformación cíclica elástica
- Deformación cíclica plástica creciente en una dirección
- Deformación cíclica plástica

De la figura 4.7 a la 4.9 se muestra las secuencias de deformación aplicadas a 180°C. De la figura 4.10 a la 4.13 se muestra las secuencias de deformación aplicadas a 280°C. Todas estas pruebas se realizaron a una rapidez de deformación real equivalente de Von Misses de 0.001 s<sup>-1</sup>.

### 4.4 Ensayos de relajación de esfuerzos

Con el fin de poder inferir sobre el comportamiento de dislocaciones en condiciones estáticas a alta temperatura se realizaron pruebas de relajación de esfuerzos. Para estas pruebas se utilizaron probetas en dos modalidades de tratamiento térmico:

- Solubilizado: Las probetas fueron solubilizadas a 480°C durante 16 horas
- T7: El material utilizado fue el mismo que se utilizó en pruebas de fatiga

En la figura 4.14 se muestra la deformación en función del tiempo que se aplicó en las pruebas de relajación de esfuerzos, después de finalizada la prueba, la probeta se descargo y se comprimió a la misma velocidad de deformación equivalente de Von Mises de  $0.001 \text{ s}^{-1}$ .

#### 4.5 Metalografía

Se realizaron estudios metalográficos cualitativos de las probetas ensayadas. Para esto se cortaron, se desbastaron con lijas 180, 320, 500, 800, 1200, 2400 y 4000. Se utilizó suspensión de diamante de  $1 \mu\text{m}$ . Se hicieron observaciones con Microscopía óptica a 50, 100, 200 y 400 aumentos. En algunos casos se atacaron las muestras con los reactivos mostrados en la Tabla 4.1.

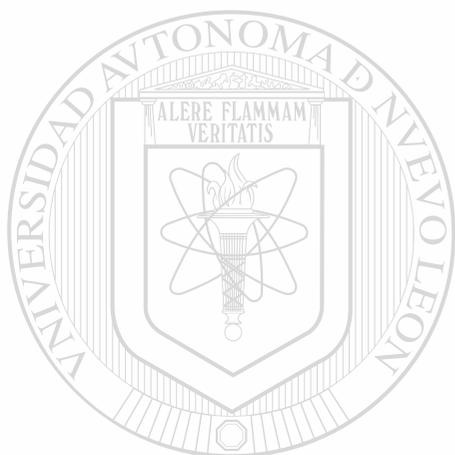
También se utilizó microscopía electrónica de barrido para observaciones de superficies de fractura y de muestras pulidas. Mediante análisis semicuantitativo EDX (Energía de dispersión de rayos X) se realizaron análisis de algunas fases que se presentaban tanto en superficie de fractura como en la micrografía de las probetas.

## Tablas

<b>HF</b>	2 ml
<b>H<sub>2</sub>O</b>	98 ml

<b>CuSO<sub>4</sub></b>	2 mgr
<b>H<sub>2</sub>O</b>	200 ml

4.1 Reactivos utilizados para el ataque químico de muestras



# UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS



## Figuras

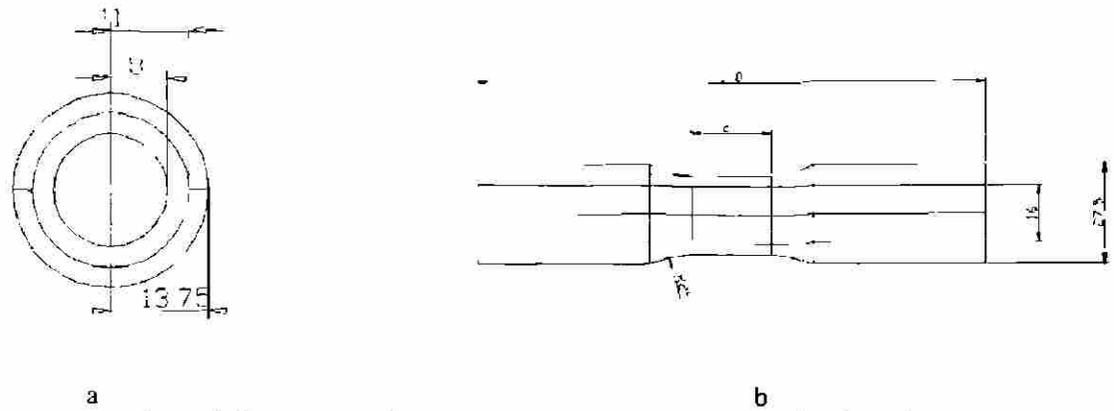


Figura 4.1 Dimensiones de las probetas tubulares de fatiga. a) vista frontal. b) vista lateral (dimensiones en milímetros)

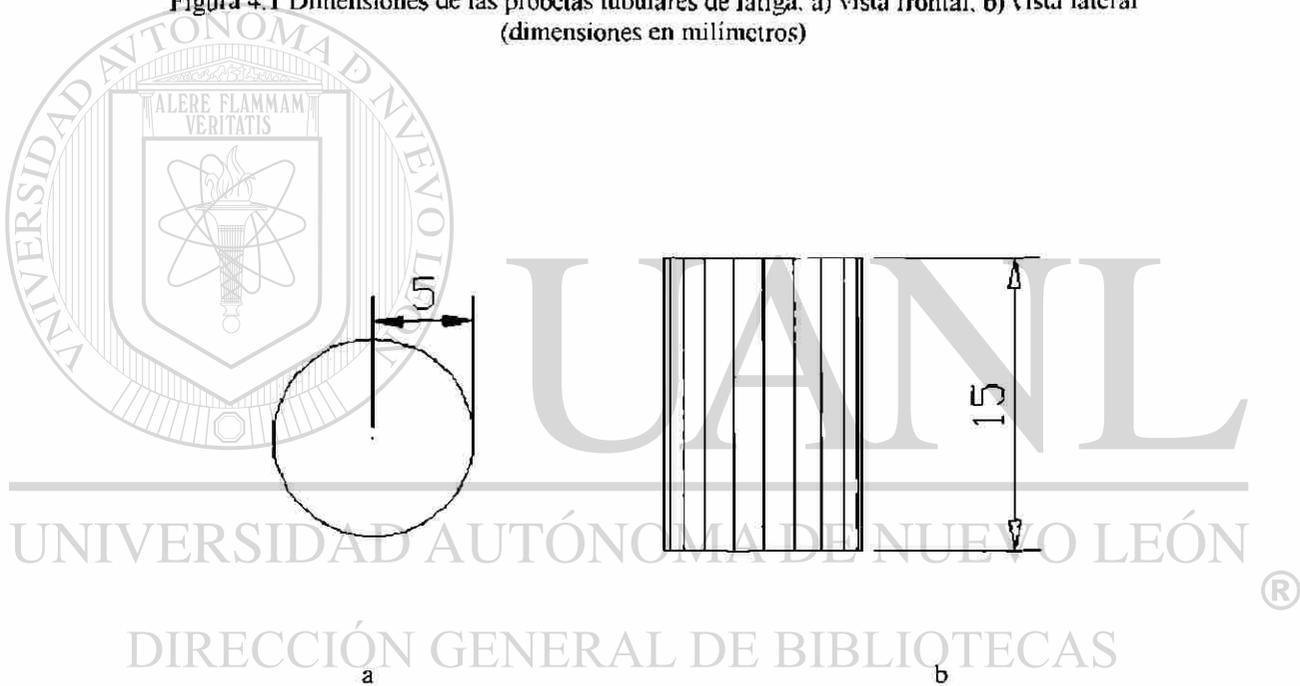


Figura 4.2 Dimensiones de las probetas cilíndricas de relajación de esfuerzos a) vista frontal b) vista lateral (dimensiones en milímetros)

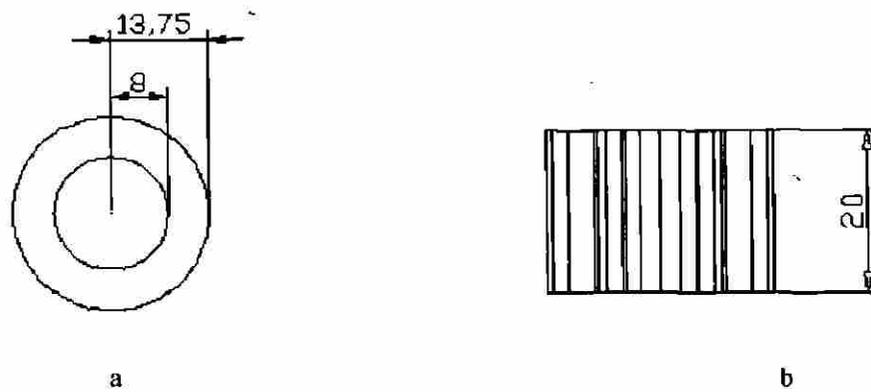


Figura 4.3 Dimensiones de las probetas tubulares de relajación de esfuerzos a) vista frontal b) vista lateral (dimensiones en milímetros)

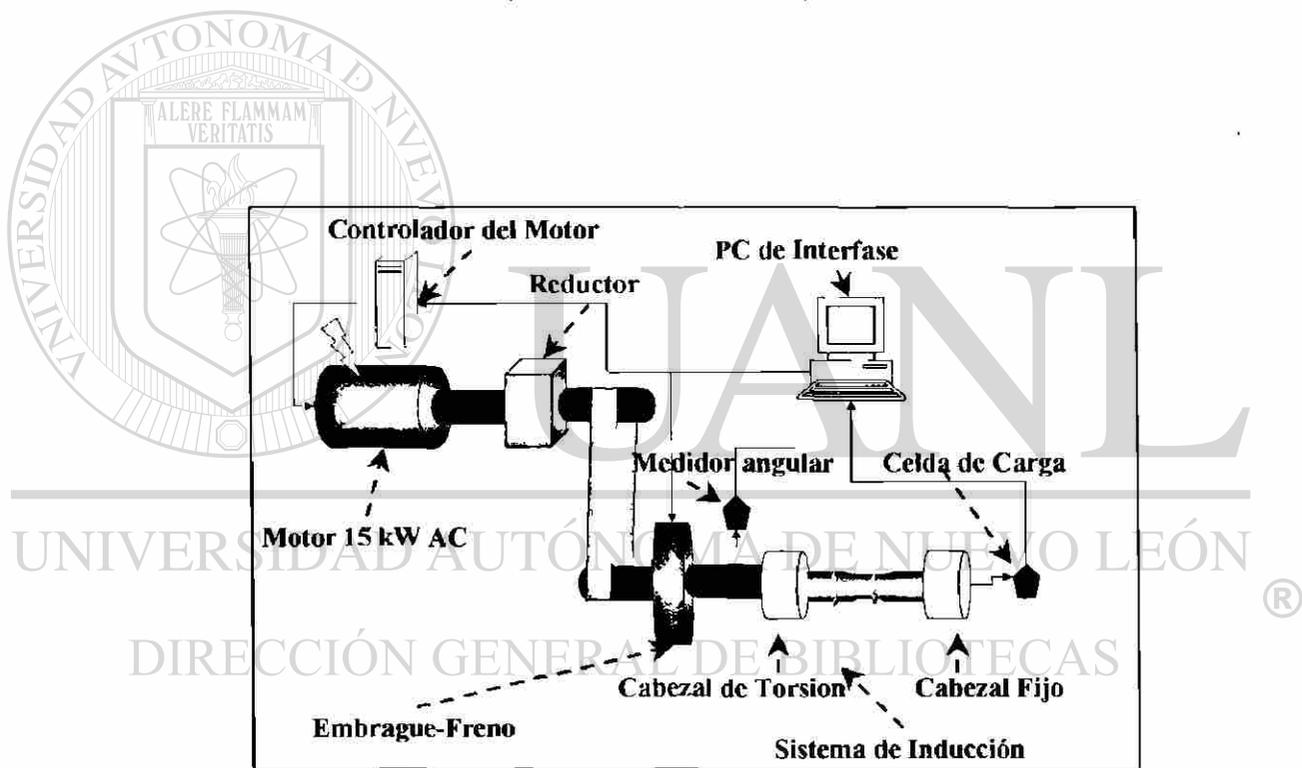


Figura 4.4 Diagrama del funcionamiento de la ASP



Figura 4.5 Vista general de la ASP

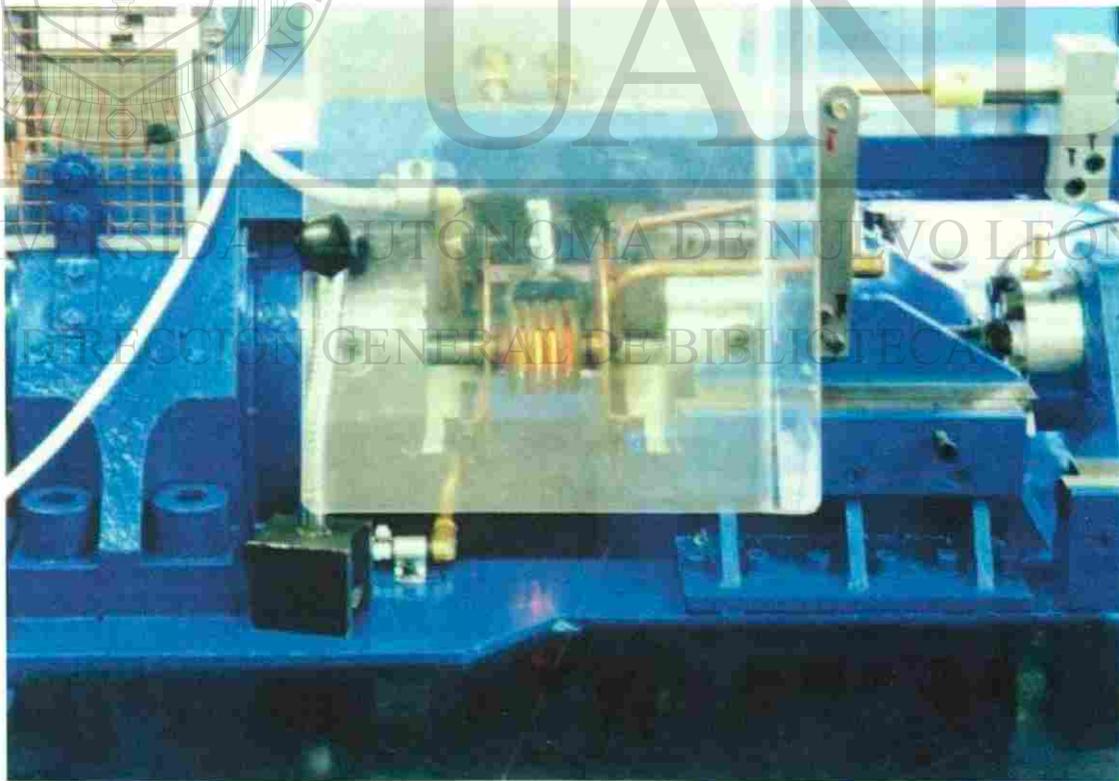


Figura 4.6 Probeta montada en la ASP

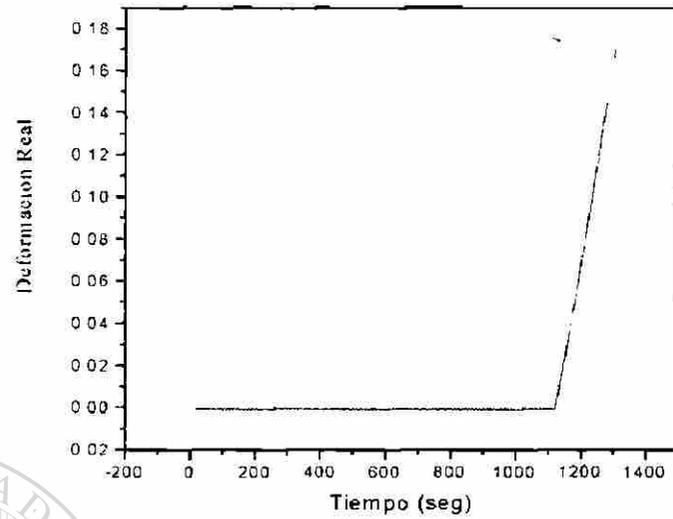


Figura 4.7 Deformación vs. tiempo a 180°C ensayo F01-180

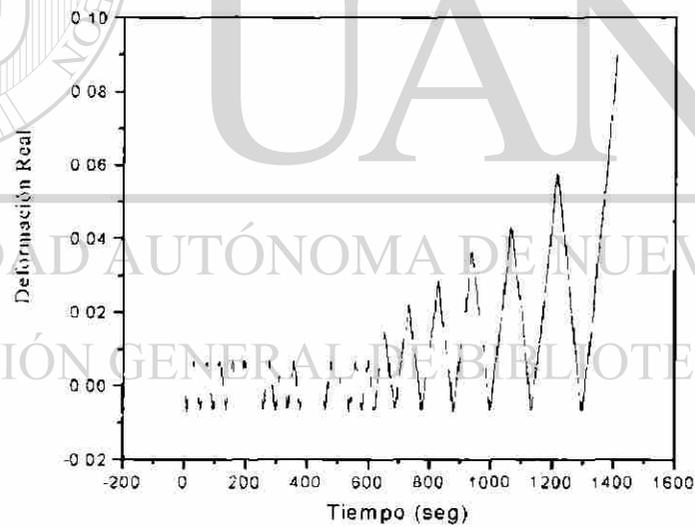


Figura 4.8 Deformación vs. tiempo a 180°C F02-180

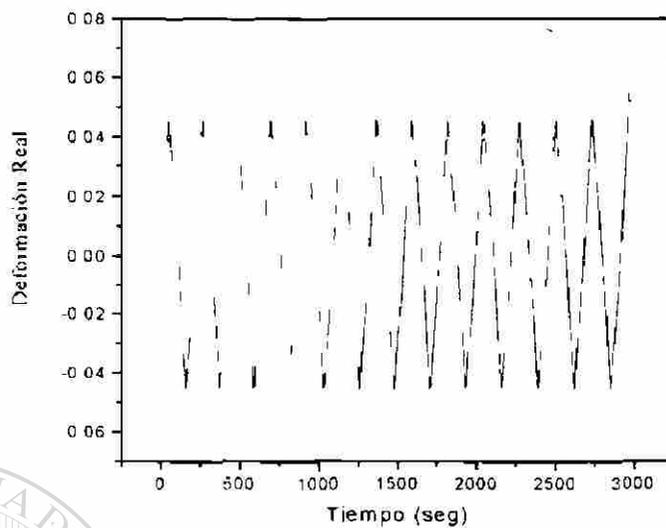


Figura 4.9 Deformación vs. tiempo a 180°C F03-180

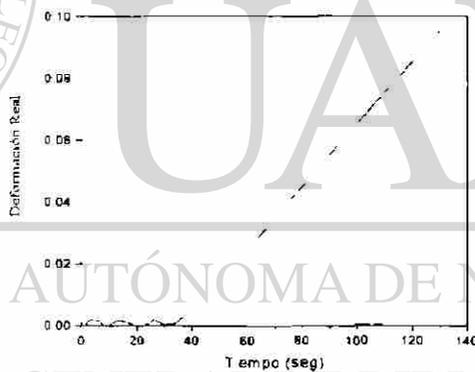
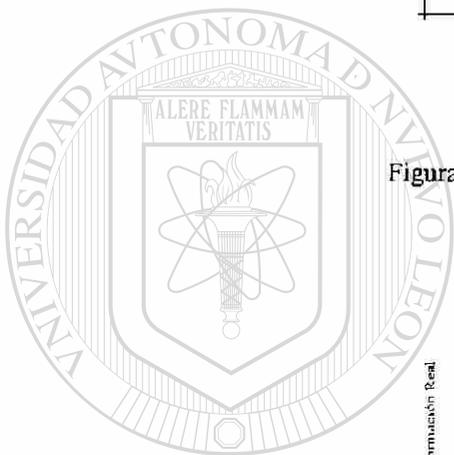


Figura 4.10 Deformación vs. tiempo a 280°C F04-280



UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS



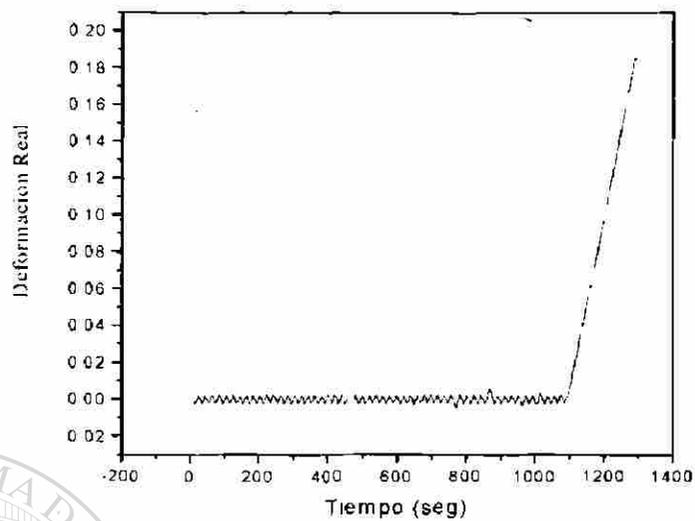


Figura 4.11 Deformación vs. tiempo a 280°C F05-280

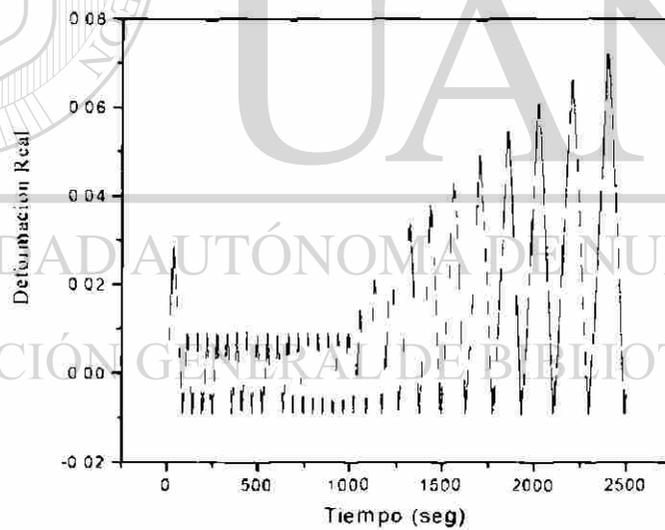


Figura 4.12 Deformación vs. tiempo a 280°C F06-280

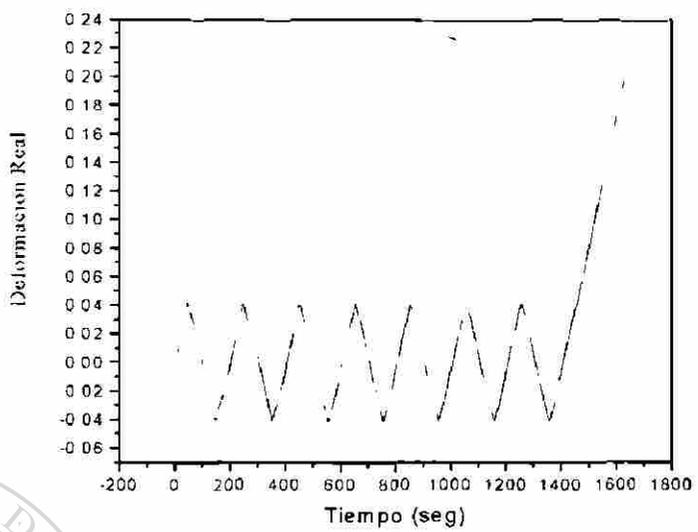


Figura 4.13 Deformación vs. tiempo a 280°C F07-280

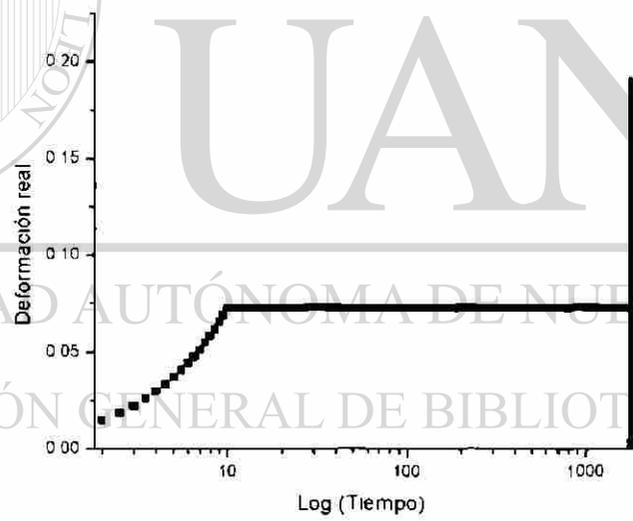


Figura 4.14 Deformación vs. tiempo utilizado en los ensayos de relajación de esfuerzos en los tres niveles de temperatura

140050

## Capítulo 5

### Resultados



En este capítulo se presentan las diferentes curvas esfuerzo contra deformación obtenidas en las pruebas de deformación cíclica comparándolas con las curvas monotónicas a la temperatura correspondiente. Así mismo se realiza un análisis de los valores de esfuerzo a la cedencia, esfuerzo máximo por ciclo y el efecto Bauschinger. Los datos obtenidos con la máquina ASP fueron procesados mediante un programa realizado en Visual Fortran que fue diseñado especialmente para analizar estas pruebas.

Para analizar los datos de los ensayos de relajación de esfuerzos que se recolectaron con la máquina Instron también se realizó un programa en Visual Fortran, este programa sirvió para cuantificar el esfuerzo máximo normalizado y comparar las curvas de esfuerzo deformación.

## 5.1 Ensayos de deformación cíclica a 180°C

En este apartado se muestran los ensayos a 180°C. Primero se presenta los datos obtenidos del ensayo monotónico y después los ensayos de deformación cíclica. El ensayo monotónico se define como el ensayo realizado en una sola dirección de deformación, mientras que los ensayos de deformación cíclica implica cambios en la dirección de deformación.

### 5.1.1 Ensayo monotónico a 180°C

En la figura 5.1 se muestra la curva esfuerzo real vs deformación real para la prueba monotónica a 180°C. La Tabla 5.1 presenta los datos de la prueba.

### 5.1.2 Ensayo F01-180

La figura 5.2 muestra la curva esfuerzo real vs deformación real del ensayo denominado F01-180 que se llevó a 180°C. La Tabla 5.2 muestra los datos de dicha prueba. Esta prueba se realizó aplicando 78 ciclos en deformación elástica. En esta prueba se puede observar un decremento en el punto de cedencia como resultado de la deformación cíclica. La figura 5.3 presenta la superposición de la curva monotónica a 180°C y la prueba F01-180.

### 5.1.3 Ensayo F02-180

La figura 5.4 muestra la curva esfuerzo real vs deformación real del ensayo denominado F02-180 que se llevó a 180°C. La Tabla 5.3 muestra los datos de dicha prueba. Esta prueba se realizó aplicando 15 ciclos en deformación elástica y 6 en deformación plástica. En esta prueba se observa un endurecimiento debido a la deformación cíclica que ha aumentado progresivamente, este ensayo presentó efecto Bauschinger en cada ciclo de deformación. La figura 5.5 muestra el esfuerzo real en

función de la deformación acumulada solo para los últimos ciclos donde hubo deformación permanente. La figura 5.6 presenta la superposición de la curva monotónica a 180°C y la prueba F02-180.

#### 5.1.4 Ensayo F03-180

La figura 5.7 muestra la curva esfuerzo real vs deformación real del ensayo denominado F03-180 que se llevó a 180°C. La Tabla 5.4 muestra los datos de dicha prueba. Esta prueba se realizó aplicando 7 ciclos en deformación plástica. En esta prueba se observa un endurecimiento rápido en el primer ciclo, seguido por un cambio en el esfuerzo de fluencia característicos de dislocaciones rodeando precipitados<sup>4</sup>, este ensayo no presentó efecto Bauschinger definido, el esfuerzo máximo de cada ciclo está definido y estable. La figura 5.8 muestra el esfuerzo real en función de la deformación acumulada. La figura 5.9 presenta la superposición de la curva monotónica a 180°C y la prueba F03-180.

### 5.2 Ensayos de deformación cíclica a 280°C

En este apartado se muestran los ensayos a 280°C. Primero se presentan los datos obtenidos del ensayo monotónico y después los ensayos de deformación cíclica.

#### 5.2.1 Ensayo monotónico a 280°C

En la figura 5.10 se muestra la curva esfuerzo real vs deformación real para la prueba monotónica a 280°C. La Tabla 5.5 presenta los datos de la prueba.

#### 5.2.2 Ensayo F04-280

La figura 5.11 muestra la curva esfuerzo real vs deformación real del ensayo denominado F01-180 que se llevó a 280°C. La Tabla 5.6 muestra los datos de dicha prueba. Esta prueba se realizó aplicando 3 ciclos en deformación elástica. En esta prueba

se puede observar un decremento en el punto de cedencia como resultado de la deformación cíclica. La figura 5.12 presenta la superposición de la curva monotónica a 280°C y la prueba F04-280

### 5.2.3 Ensayo F05-280

La figura 5.13 muestra la curva esfuerzo real vs deformación real del ensayo denominado F05-180 que se llevó a 280°C. La Tabla 5.7 muestra los datos de dicha prueba. Esta prueba se realizó aplicando 108 ciclos en deformación elástica. En esta prueba se puede observar un decremento en el punto de cedencia como resultado de la deformación cíclica. La figura 5.14 presenta la superposición de la curva monotónica a 280°C y la prueba F05-280

### 5.2.4 Ensayo F06-280

La figura 5.15 muestra la curva esfuerzo real vs deformación real del ensayo denominado F06-280 que se llevó a 280°C. La Tabla 5.8 muestra los datos de dicha prueba. Esta prueba se realizó aplicando 18 ciclos en deformación elástica y 12 en deformación plástica. Este ensayo presentó efecto Bauschinger en cada ciclo de deformación. La figura 5.16 muestra el esfuerzo real en función de la deformación acumulada sólo para los últimos ciclos donde hubo deformación permanente. La figura 5.17 presenta la superposición de la curva monotónica a 280°C y la prueba F06-280.

### 5.2.5 Ensayo F07-280

La figura 5.18 muestra la curva esfuerzo real vs deformación real del ensayo denominado F07-280 que se llevó a 280°C. La Tabla 5.9 muestra los datos de dicha prueba. Esta prueba se realizó aplicando 7 ciclos en deformación plástica. En esta prueba se observa un endurecimiento rápido en el primer ciclo, seguido un ablandamiento permanente que se observa en el decremento del punto de cedencia en cada cambio de la dirección de deformación, este ensayo presentó efecto Bauschinger bien definido, el

esfuerzo máximo de cada ciclo esta se reduce en cada ciclo. La figura 5.19 muestra el esfuerzo real en función de la deformación acumulada. La figura 5.20 presenta la superposición de la curva monotónica a 280°C y la prueba F07-280

### 5.3 Esfuerzo máximo por ciclo

El esfuerzo máximo por ciclo fue analizado en los ensayos F03-180 y F07-280 ya que son los únicos ensayos que se hicieron con límites fijos en deformación plástica. La figura 5.21 muestra el esfuerzo máximo por ciclo en el ensayo F03-180, en la figura 5.22 se presenta el esfuerzo máximo normalizado para el mismo ensayo, este valor se calculo de la siguiente manera:

$$EMN= 1- (EMI-EMC)/EMI \quad (5.1)$$

EMN= Esfuerzo Máximo Normalizado

EMI= Esfuerzo Máximo Inicial

EMC= Esfuerzo Máximo por Ciclo

En la figura 5.23 se muestra el esfuerzo maximo por ciclo del ensayo F07-280 y en la figura 5.24 se presenta el esfuerzo máximo normalizado en función del tiempo.

### 5.4 Efecto Bauschinger

El efecto Bauschinger se define como el decremento del punto de cedencia cuando se invierte la dirección de deformación después de haber deformado plásticamente un material. Para los ensayos realizados en régimen plástico se presentará los valores del punto de cedencia y el Parámetro de esfuerzo de Bauschinger (PEB). Este se define como:

$$PEB = (\sigma_f - \sigma_r) / \sigma_0 \quad (5.2)$$

$\sigma_f$  = Esfuerzo de cedencia en dirección positiva

$\sigma_r$  = Esfuerzo de cedencia en dirección de reversa

$\sigma_0$  = Esfuerzo de cedencia en ensayo monotónico

De la Tabla 5.10 a la Tabla 5.13 se presentan los valores del PEB para cada ciclo de deformación para las pruebas F02-180, F03-180, F06-180 y F07-180 respectivamente.

## 5.5 Ensayos de relajación de esfuerzos

Con el fin de estudiar el comportamiento de las dislocaciones en condiciones estáticas de esfuerzo se realizaron pruebas de relajación de esfuerzos. Los resultados se presentan según la temperatura a la que se realizó el ensayo.

### 5.5.1 Ensayos de relajación de esfuerzos a temperatura ambiente.

Los resultados de los ensayos descritos en la sección 4.4 para ensayos a temperatura ambiente se presentan a continuación. La Tabla 5.14 se presentan los datos de las pruebas realizadas a temperatura ambiente. La figura 5.25 presenta los resultados de la prueba realizada al material con tratamiento T7, la figura 5.25a muestra el Esfuerzo Máximo Normalizado y la figura 5.25b muestra la curva de compresión con deformación acumulada. La figura 5.26 presenta la misma información para el material solubilizado.

### 5.5.2 Ensayos de relajación de esfuerzos a 180 °C

La Tabla 5.15 presenta los datos de las pruebas realizadas a 180°C. La figura 5.27 presenta los resultados de la prueba realizada al material con tratamiento T7, la figura 5.27a muestra el Esfuerzo Máximo Normalizado y la figura 5.27b muestra la curva de compresión con deformación acumulada. La figura 5.28 presenta la misma información para el material solubilizado.

### 5.5.3 Ensayos de relajación de esfuerzos a 280 °C

La Tabla 5.16 presenta los datos de las pruebas realizadas a 280°C. La figura 5.29 presenta los resultados de la prueba realizada al material con tratamiento T7, la figura 5.29a muestra el Esfuerzo Máximo Normalizado y la figura 5.29b muestra la curva de compresión con deformación acumulada. La figura 5.30 presenta la misma información para el material solubilizado.

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

## Tablas

### Datos de la prueba:

Temperatura	180°C
Velocidad de deformación	0.001 s <sup>-1</sup>

### Resultados

Esfuerzo de cedencia	88.09 MPa
Deformación de cedencia	0.008
Esfuerzo máximo	182.012 MPa
Deformación máxima	0.19557

Tabla 5.1 Datos de la prueba monotónica a 180°C

### Datos de la prueba:

Temperatura	180°C
Velocidad de deformación	0.001 s <sup>-1</sup>
Ciclos aplicados en régimen elástico	78
Ciclos aplicados en régimen plástico	0
Deformación media	0
Deformación absoluta máxima por ciclo	0.0015

### Resultados

Esfuerzo de cedencia	76.97 MPa
Deformación de cedencia	0.00646

Tabla 5.2 Datos de la prueba F01-180

### Datos de la prueba:

Temperatura	180°C
Velocidad de deformación	0.001 s <sup>-1</sup>
Ciclos aplicados en régimen elástico	17
Ciclos aplicados en régimen plástico	4

### Resultados:

$\epsilon_v$	$\sigma$ , MPa
0.01693	135.06
0.01254	117.21
0.01482	119.58
0.01515	96.77
0.01717	120.67
0.01327	95.33
0.01465	97.96
0.00916	61.31
0.01346	75.16

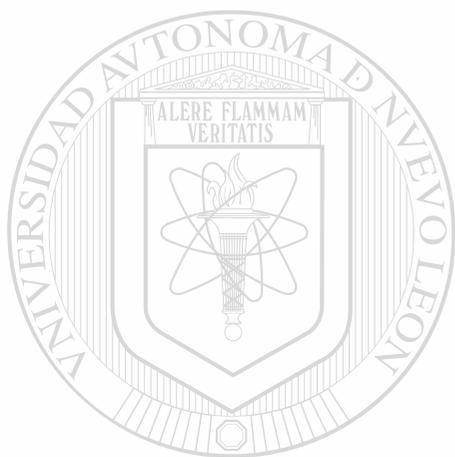
Tabla 5.3 Datos de la prueba F02-180

**Datos de la prueba:**

Temperatura	180°C
Velocidad de deformación	0.001 s <sup>-1</sup>
Ciclos aplicados en régimen elástico	0
Ciclos aplicados en régimen plástico	13
Deformación media	0
Deformación absoluta máxima por ciclo	0.045

**Resultados:**

$\epsilon_v$	$\sigma_v$ , MPa
0.00848	90.80
0.01143	101.80
0.01386	109.50
0.01892	135.39
0.01572	112.19
0.02068	144.97
0.01811	130.28
0.01944	134.77
0.01394	110.11
0.01583	117.66
0.01581	109.98
0.01852	130.01
0.01677	121.89
0.01839	126.81
0.01663	108.92
0.01756	114.94
0.01414	95.46
0.01761	127.63
0.01537	110.79
0.01688	109.25
0.01298	89.84
0.01218	89.36
0.01792	112.54
0.01559	108.57
0.01479	92.38
0.01312	91.25
0.01534	108.30



UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIOTECNOLOGÍA

Tabla 5.4 Datos de la prueba F03-180.

**Datos de la prueba:**

Temperatura	280°C
Velocidad de deformación	0.001 s <sup>-1</sup>

Esfuerzo de cedencia	87.27 MPa
Deformación de cedencia	0.0093
Esfuerzo máximo	88.40 MPa
Deformación máxima	0.11264

**Resultados**

Tabla 5.5 Datos de la prueba monotónica a 280°C

**Datos de la prueba:**

Temperatura	280 C
Velocidad de deformación	0.001 s <sup>-1</sup>
Ciclos aplicados en régimen elástico	3
Ciclos aplicados en régimen plástico	0
Deformación media	0.001
Deformación absoluta máxima por ciclo	0.002

**Resultados**

Esfuerzo de cedencia	71.79 MPa
Deformación de cedencia	0.0131
Esfuerzo máximo	104.65 MPa
Deformación máxima	0.0956

Tabla 5.6 Datos de la prueba F04-280

**Datos de la prueba:**

Temperatura	280°C
Velocidad de deformación	0.001 s <sup>-1</sup>
Ciclos aplicados en régimen elástico	108
Ciclos aplicados en régimen plástico	0
Deformación media	0.000
Deformación absoluta máxima por ciclo	0.0015

Esfuerzo de cedencia	80.08 MPa
Deformación de cedencia	0.00927

**Resultados**

Tabla 5.7 Datos de la prueba F05-280

**Datos de la prueba:**

Temperatura	280°C
Velocidad de deformación	0.001 s <sup>-1</sup>
Ciclos aplicados en régimen elástico	21
Ciclos aplicados en régimen plástico	9

**Resultados**

$\epsilon_s$	$\sigma_s$ , MPa
0.00917	72.73
0.00926	71.73
0.00794	67.61
0.00946	66.12
0.00941	70.18
0.00902	67.36
0.01066	74.11
0.01025	69.54
0.00982	70.19
0.01082	67.21
0.01093	71.98
0.01205	67.13
0.01128	71.39
0.01159	64.32
0.01269	74.47
0.01178	61.32
0.01082	70.27
0.01007	60.24
0.01033	62.29

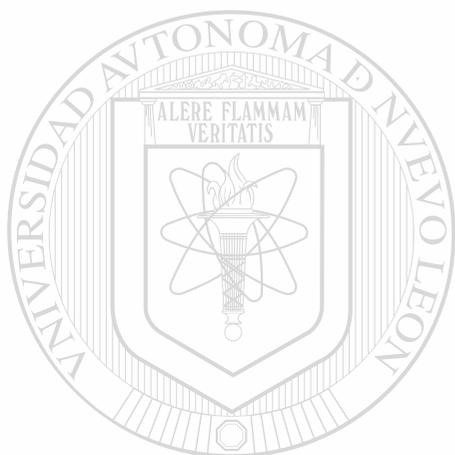


Tabla 5.8 Datos de la prueba F06-280

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS



**Datos de la prueba:**

Temperatura	280°C
Velocidad de deformación	0.001 s <sup>-1</sup>
Ciclos aplicados en régimen elástico	0
Ciclos aplicados en régimen plástico	7
Deformación media	0
Deformación absoluta máxima por ciclo	0.045

**Resultados**

$\epsilon_x$	$\sigma_x$ MPa
0.01047	88.85
0.00768	68.11
0.01219	94.31
0.01571	114.01
0.01626	103.40
0.01625	96.70
0.01438	80.79
0.01333	74.89
0.01081	60.37
0.01236	59.48
0.00924	47.40
0.01214	50.37
0.00943	40.95
0.01014	43.25
0.00967	34.94

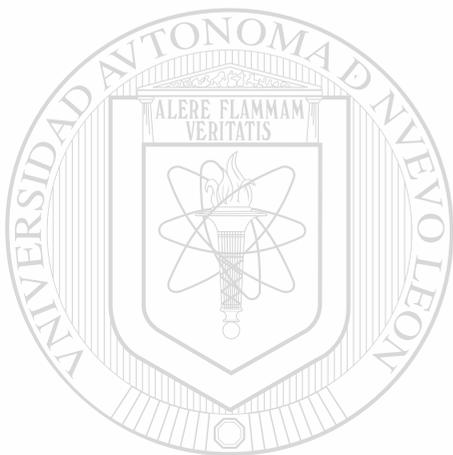


Tabla 5.9 Datos de la prueba F07-280

# UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

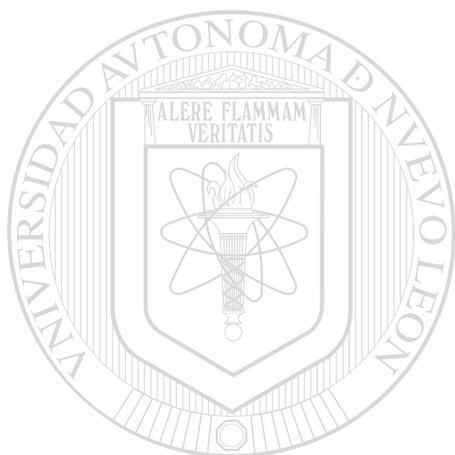
DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS



Ciclo	PEB
18	0.2026
19	0.2589
20	0.2877
21	0.4161

5.10 PEB para los últimos 4 ciclos en el ensayo F02-180

Ciclo	PEB
1	-0.1249
2	-0.2939
3	-0.3721
4	-0.0510
5	-0.0857
6	-0.2274
7	-0.0559
8	-0.0683
9	-0.3652
10	0.0175
11	0.0054
12	0.0451
13	0.0128



5.11 PEB para el ensayo F03-180

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

Ciclo	PEB
22	0.0115
23	0.0171
24	0.0323
25	0.0523
26	0.0341
27	0.0559
28	0.0810
29	0.1501
30	0.1146

5.12 PEB para el ensayo F06-280

Ciclo	PEB
1	-0 3002
2	0 1216
3	0 1823
4	0 1664
5	0 1384
6	0 1079
7	0 0952

## 5.13 PEB para el ensayo F07-280

Identificador de la probeta	Material	Tipo de probeta
RL-T1-T7	A319-T7	Tubular
RL-T1-So	A319-O	Tubular

## 5.14 Ensayos de relajacion de esfuerzos a temperatura ambiente

Identificador de la probeta	Material	Tipo de probeta
RL-T2-T7	A319-T7	Cilíndrica
RL-T2-So	A319-O	Tubular

## 5.15 Ensayos de relajación de esfuerzos a 180°C

Identificador de la probeta	Material	Tipo de probeta
RL-T3-T7	A319-T7	Tubular
RL-T3-So	A319-O	Tubular

## 5.16 Ensayos de relajación de esfuerzos a 280°C

# Figuras

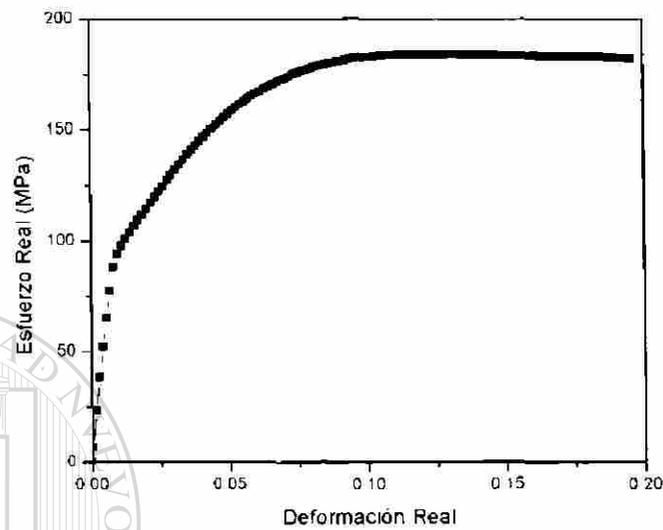


Figura 5.1 Gráfica  $\sigma$  vs.  $\epsilon$  del ensayo M01

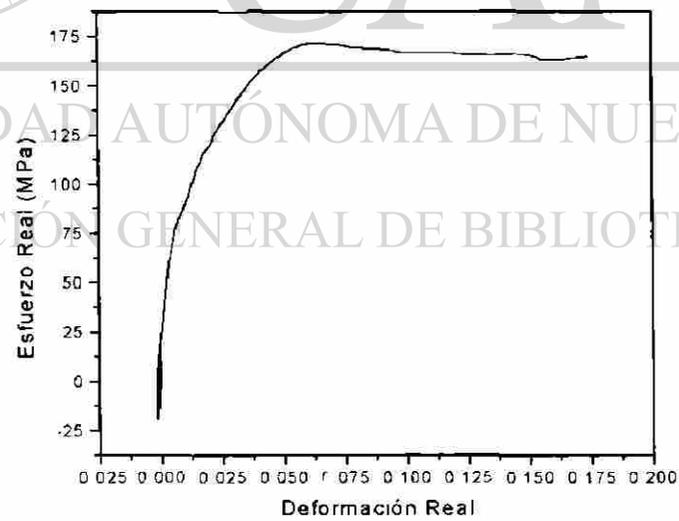


Figura 5.2 Gráfica  $\sigma$  vs.  $\epsilon$  del ensayo F01-180

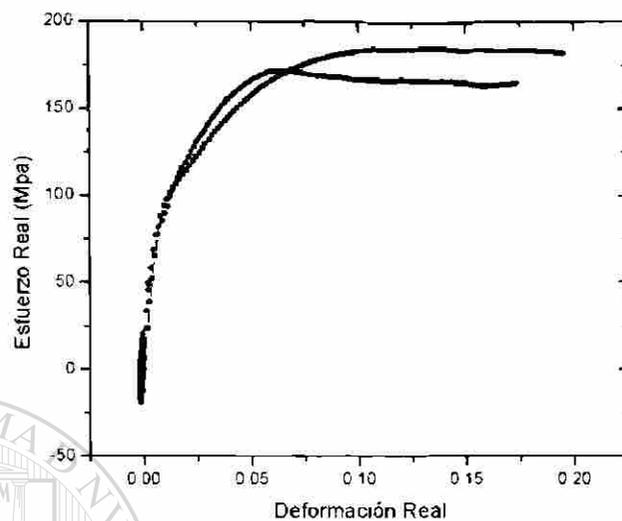


Figura 5.3 Gráfica  $\sigma$  vs.  $\epsilon$  del ensayo F01-180 (rojo) superpuesta con ensayo monotónico M01 (negro)

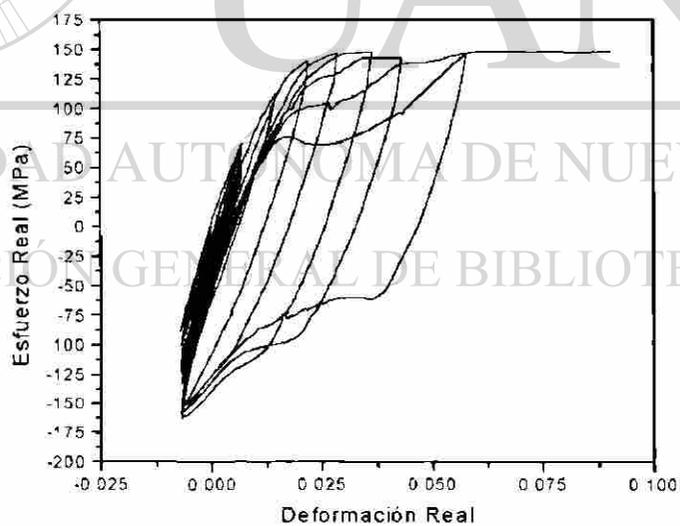


Figura 5.4 Gráfica  $\sigma$  vs.  $\epsilon$  del ensayo F02-180

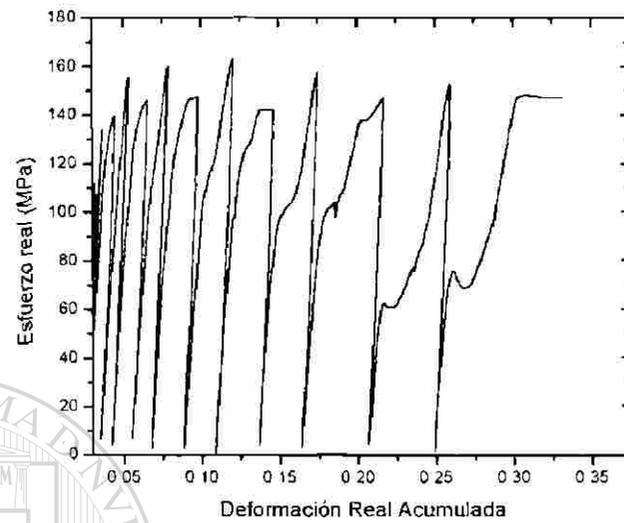


Figura 5.5 Gráfica  $\sigma$  vs.  $\epsilon_{cum}$  del ensayo F02-180 para los últimos ciclos

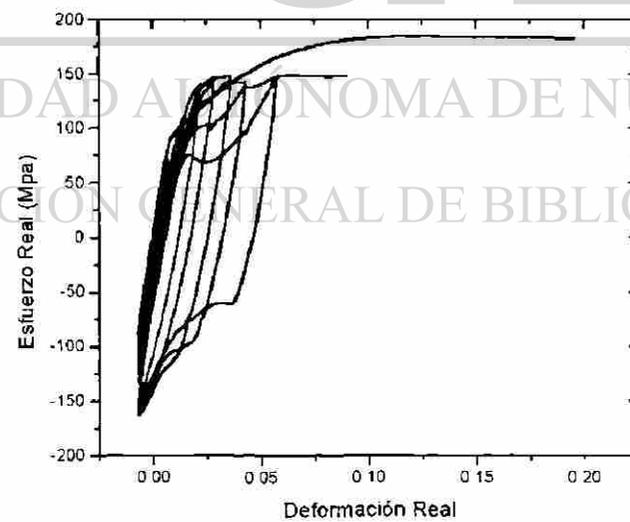


Figura 5.6 Gráfica  $\sigma$  vs.  $\epsilon$  del ensayo F02-180 (rojo) superpuesta con ensayo monotónico M01 (negro)

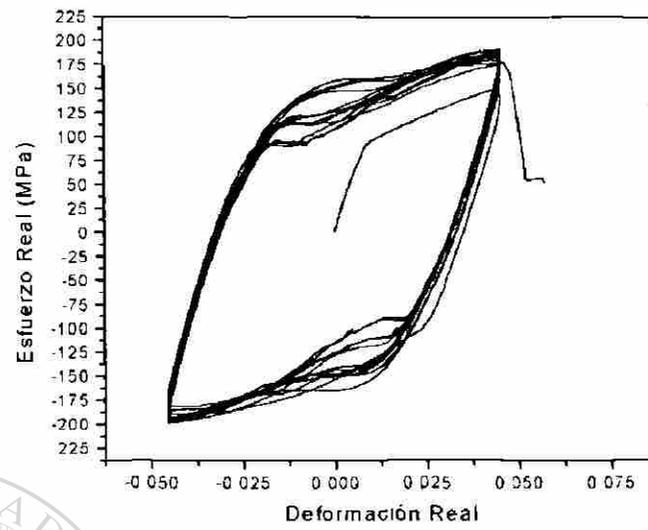
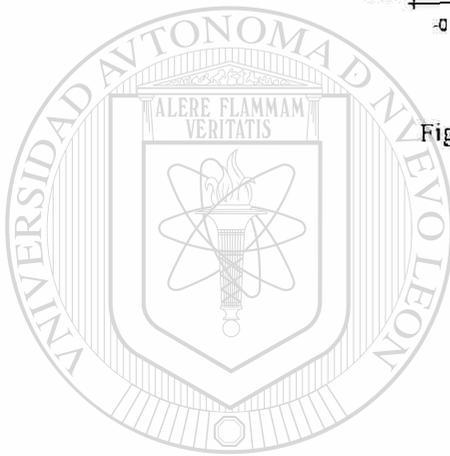


Figura 5.7 Gráfica  $\sigma$  vs.  $\epsilon$  del ensayo F03-180



UANL

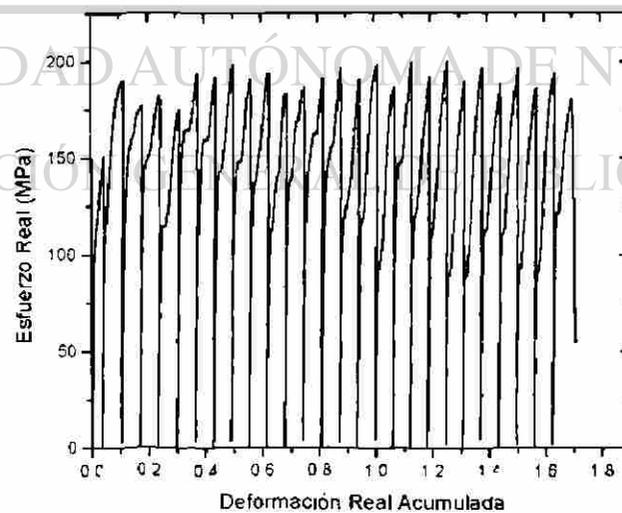


Figura 5.8 Gráfica  $\sigma$  vs.  $\epsilon_{cum}$  del ensayo F03-180

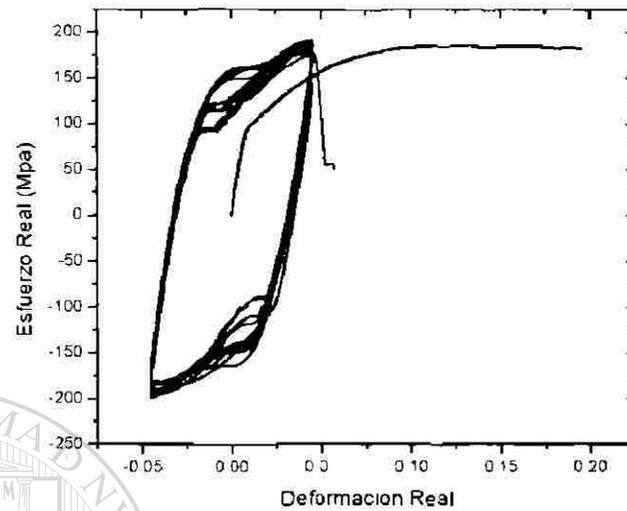


Figura 5.9 Gráfica  $\sigma$  vs.  $\epsilon$  del ensayo F03-180 (rojo) superpuesta con ensayo monotónico M01 (negro)

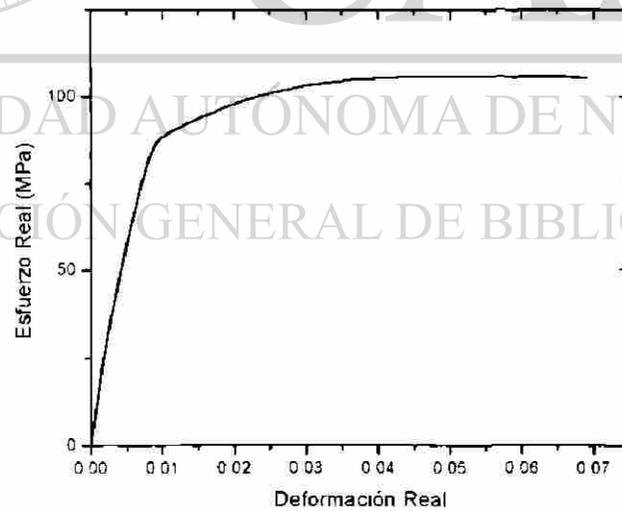


Figura 5.10 Gráfica  $\sigma$  vs.  $\epsilon$  del ensayo M02

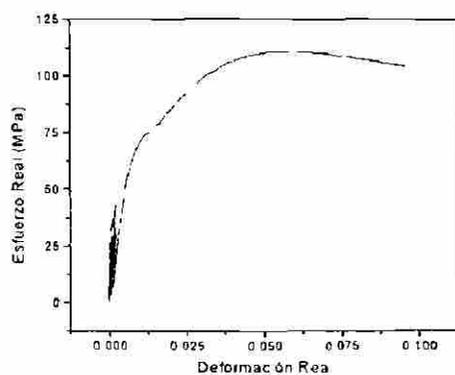


Figura 5.11 Gráfica  $\sigma$  vs.  $\epsilon$  del ensayo F04-280

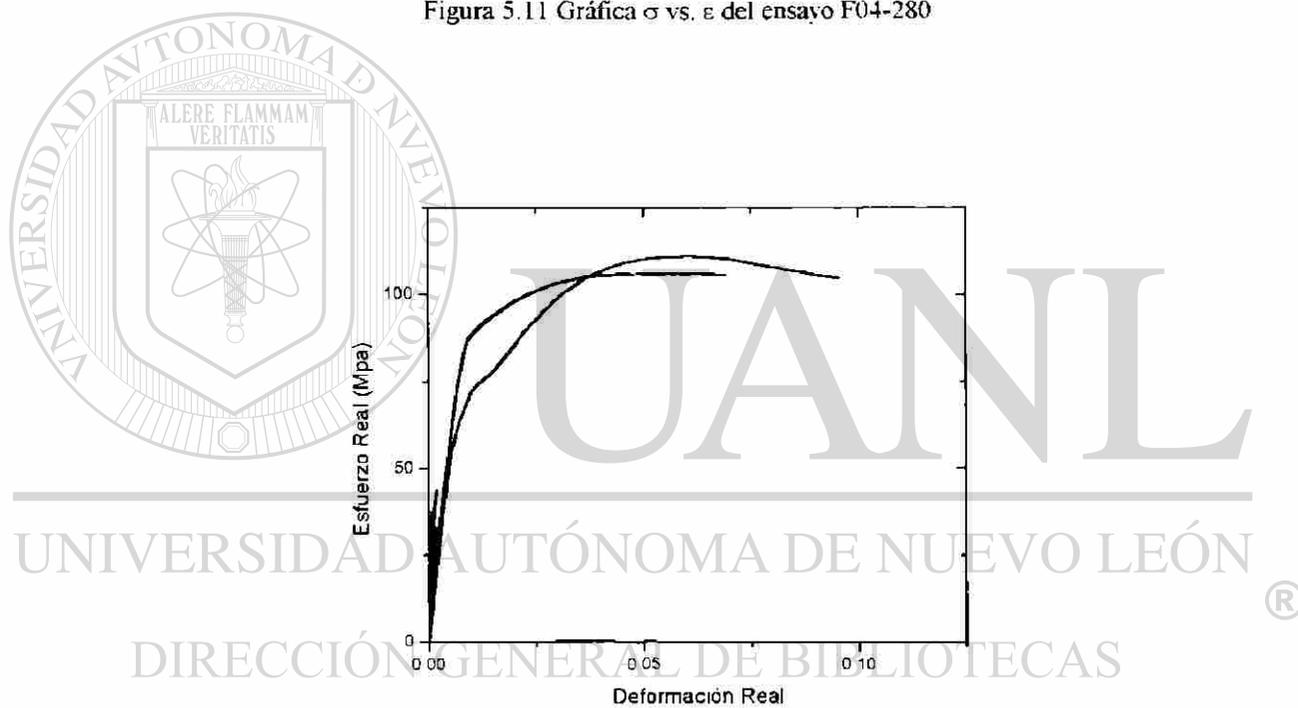


Figura 5.12 Gráfica  $\sigma$  vs.  $\epsilon$  del ensayo F04-280 (rojo) superpuesta con ensayo monotónico M02 (negro)

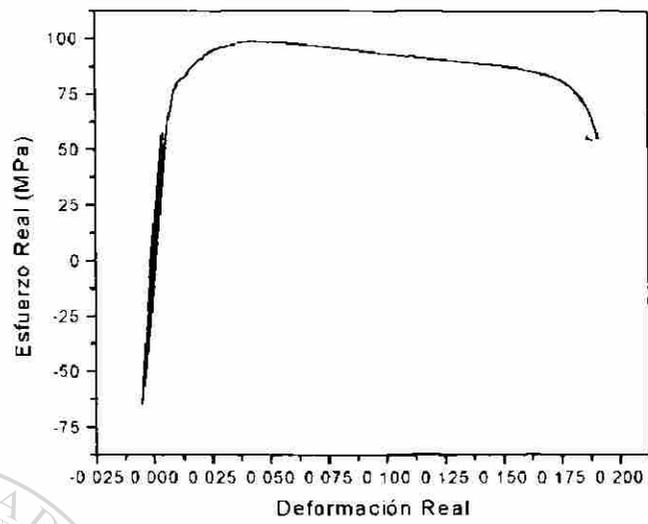


Figura 5.13 Gráfica  $\sigma$  vs.  $\epsilon$  del ensayo F05-280

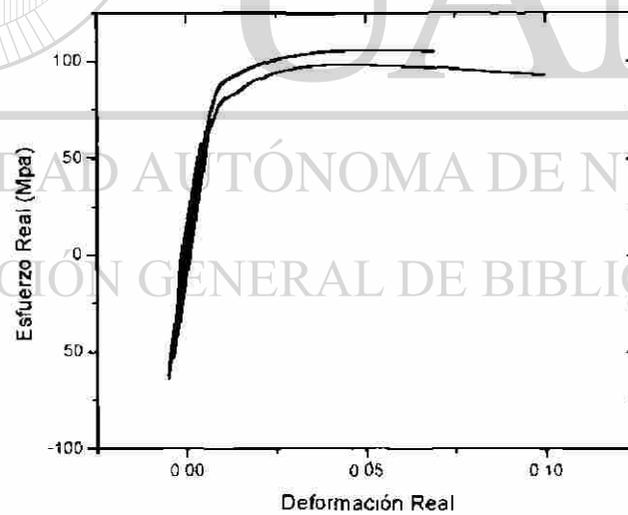


Figura 5.14 Gráfica  $\sigma$  vs.  $\epsilon$  del ensayo F05-180 (rojo) superpuesta con ensayo monotónico M02(negro)

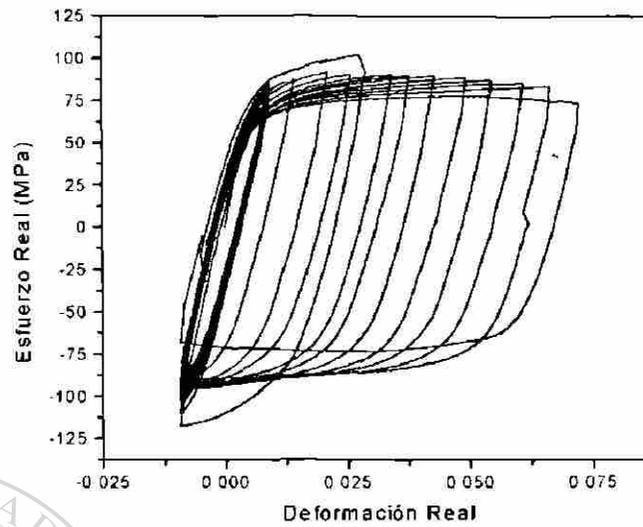


Figura 5.15 Gráfica  $\sigma$  vs.  $\epsilon$  del ensayo F06-280

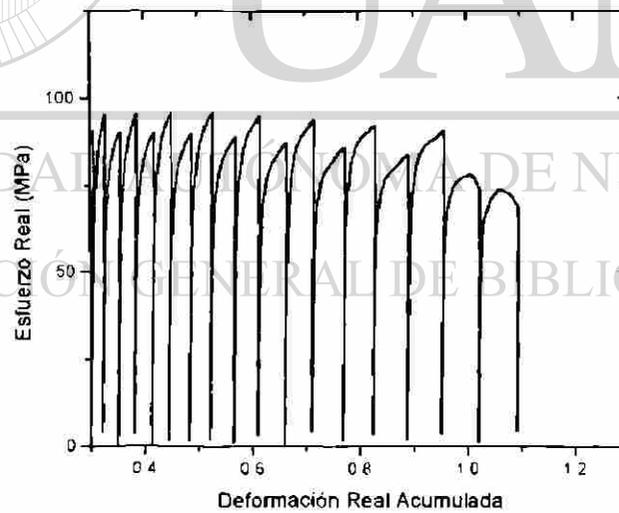


Figura 5.16 Gráfica  $\sigma$  vs.  $\epsilon_{cum}$  del ensayo F06-280

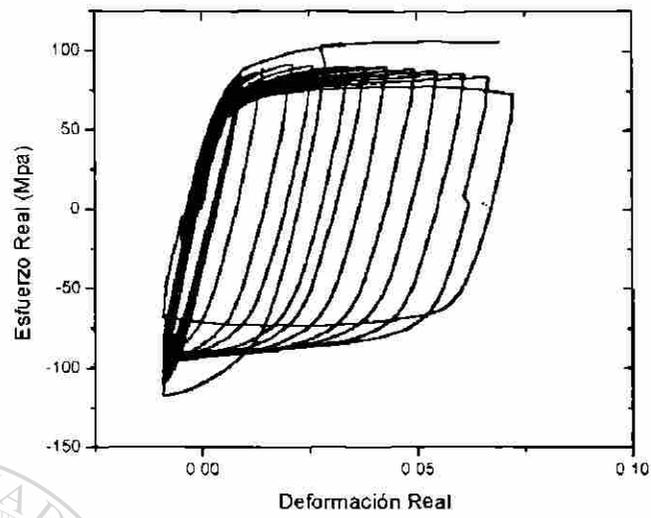


Figura 5.17 Gráfica  $\sigma$  vs.  $\epsilon$  del ensayo F06-280 superpuesta (rojo) con ensayo monotónico M02 (negro)

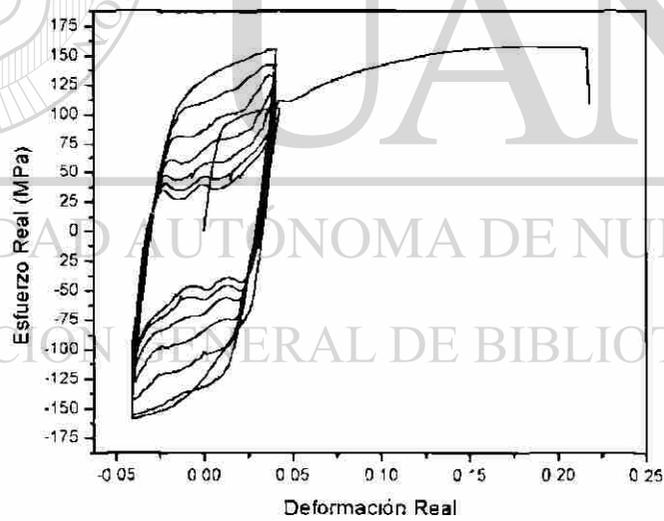


Figura 5.18 Gráfica  $\sigma$  vs.  $\epsilon$  del ensayo F07-280

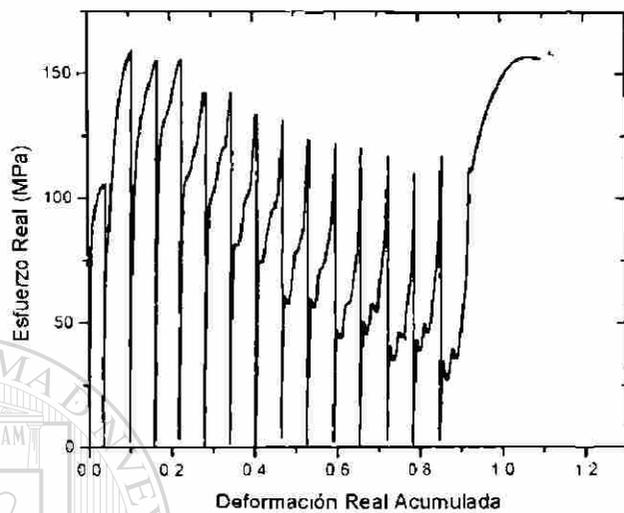


Figura 5.19 Gráfica  $\sigma$  vs.  $\epsilon_{cum}$  del ensayo f07-280

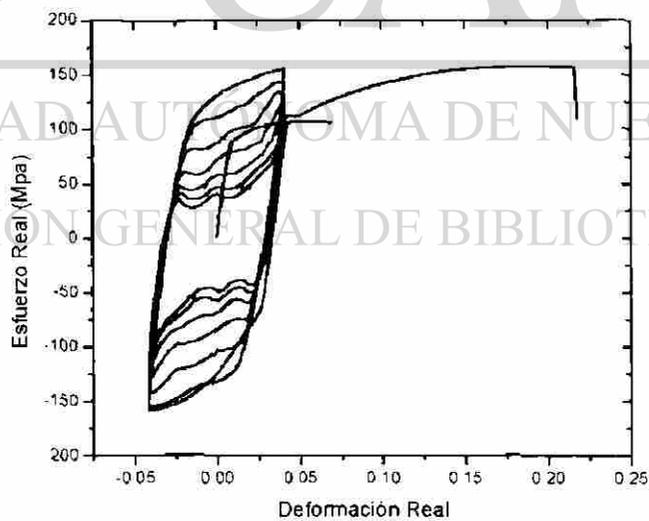


Figura 5.20 Gráfica  $\sigma$  vs.  $\epsilon$  del ensayo F07-180 (rojo) superpuesta con ensayo monotónico M02 (negro)

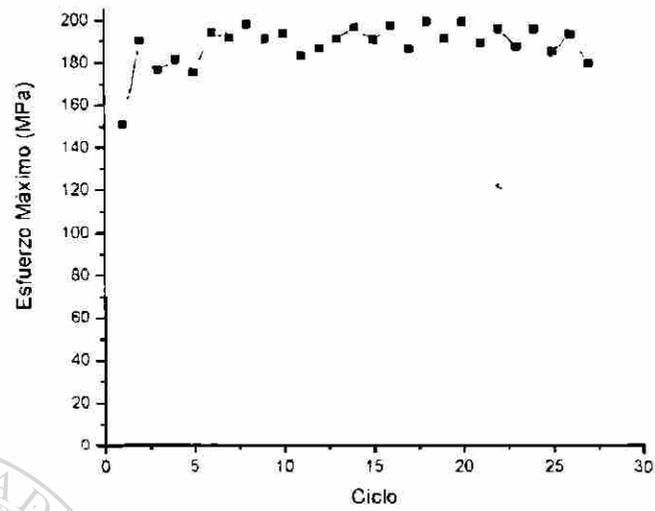


Figura 5.21 Esfuerzo máximo por ciclo F03-180

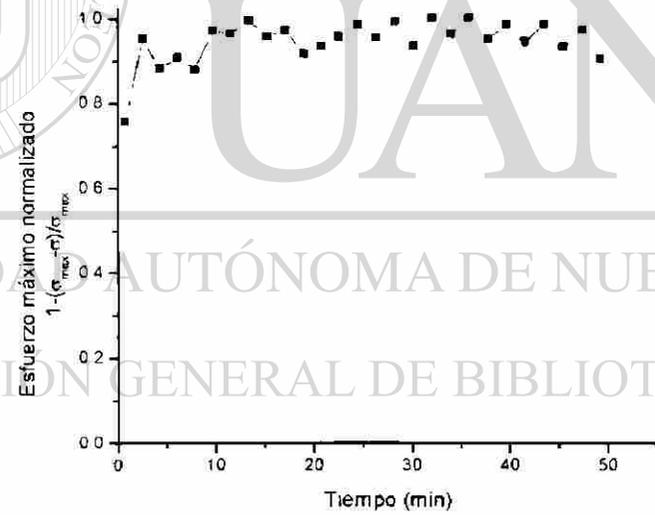


Figura 5.22 Esfuerzo máximo normalizado vs tiempo F03-180

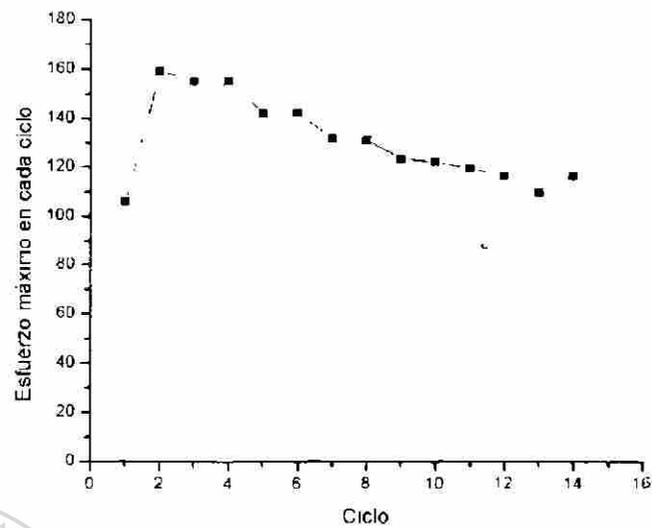


Figura 5.23 Esfuerzo máximo por ciclo F07-280

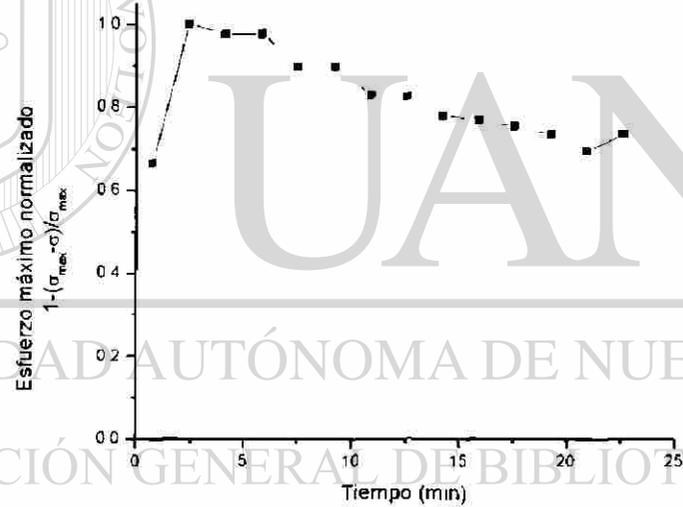
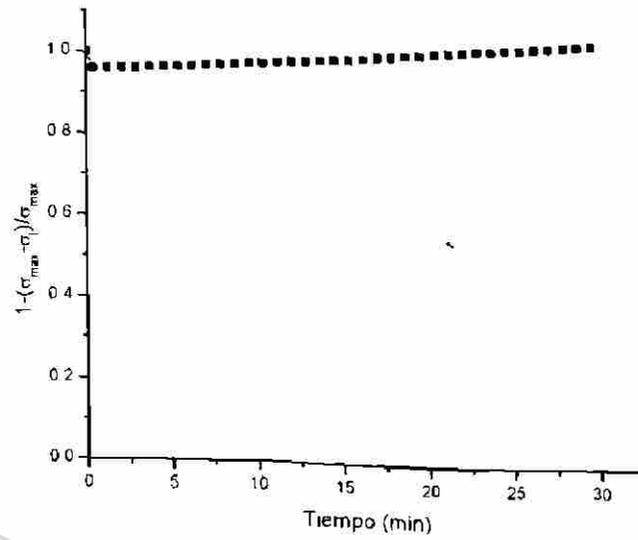
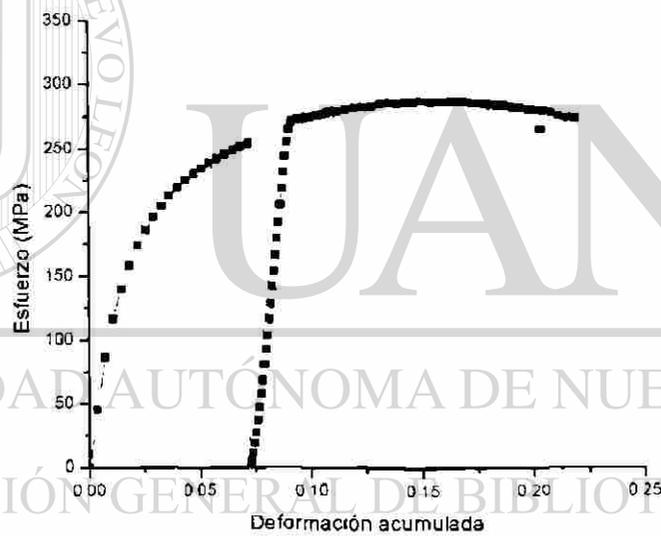
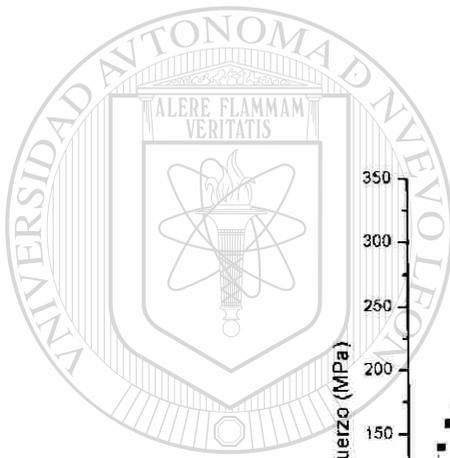


Figura 5.24 Esfuerzo maximo normalizado vs. tiempo F07-280

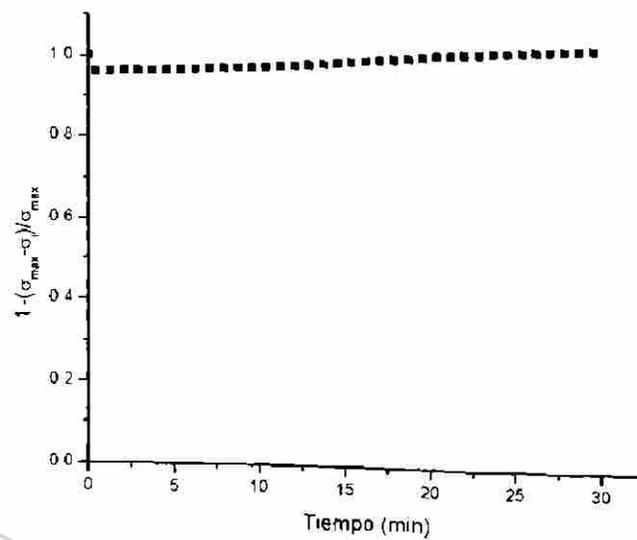


a

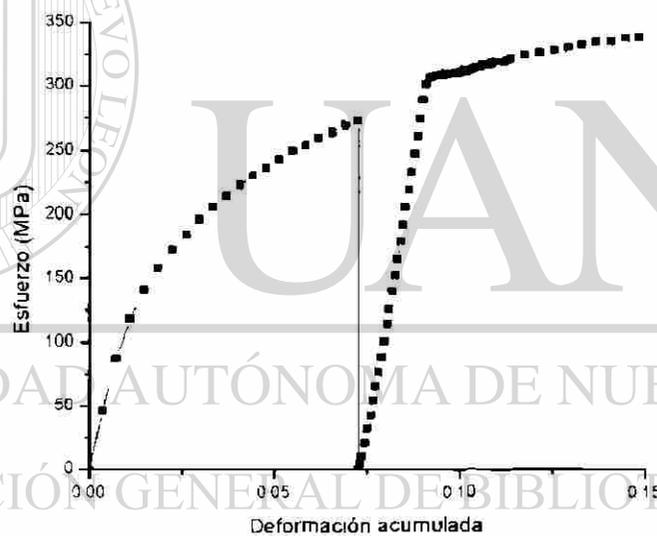


b

Figura 5.25 a. Relajación de esfuerzos b. Gráfica de compresión  $\sigma$  vs.  $\epsilon$  RL-T1-T7

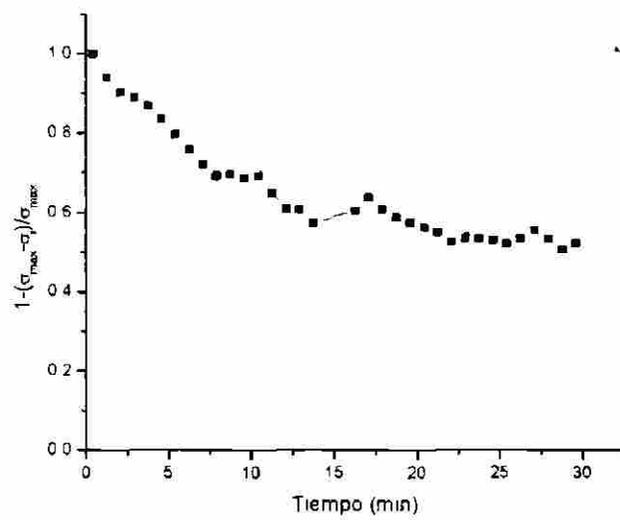


a

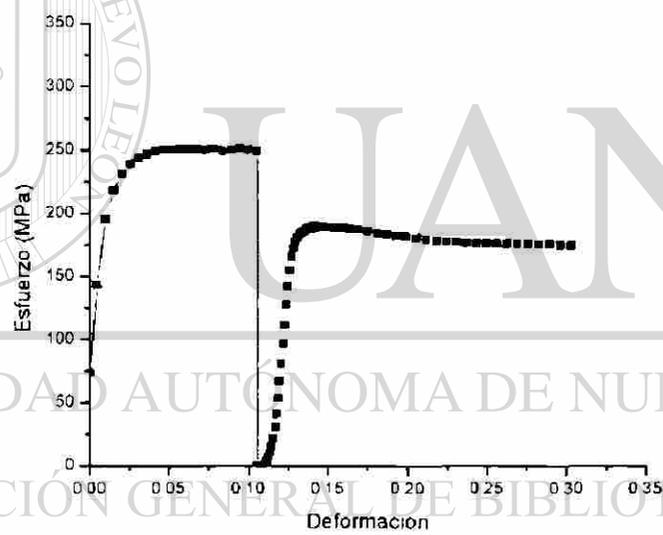


b

Figura 5.26 a Relajación de esfuerzos b. Gráfica de compresión  $\sigma$  vs.  $\epsilon$  RL-T1-So

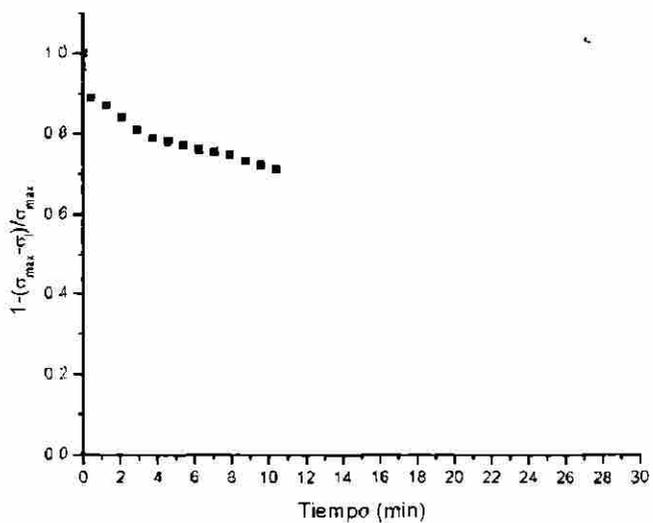


a

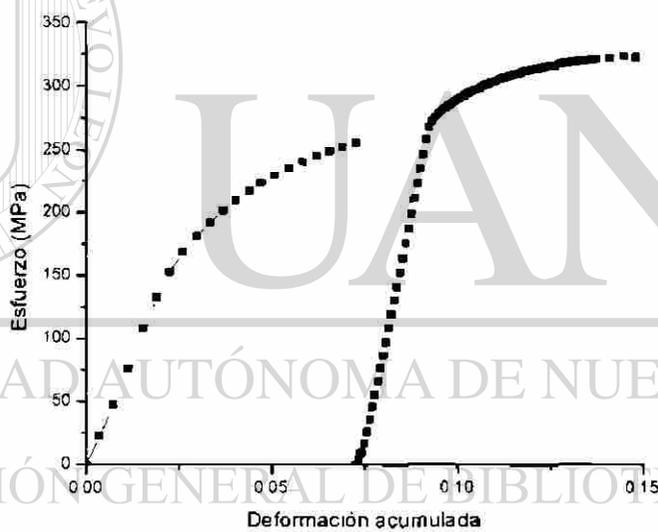


b

Figura 5.27 a. Relajación de esfuerzos b Gráfica de compresión  $\sigma$  vs.  $\epsilon$  RL-T2-T7

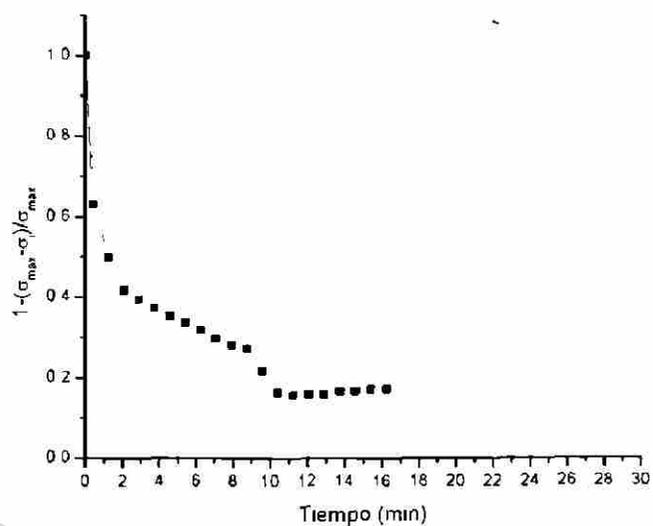


a

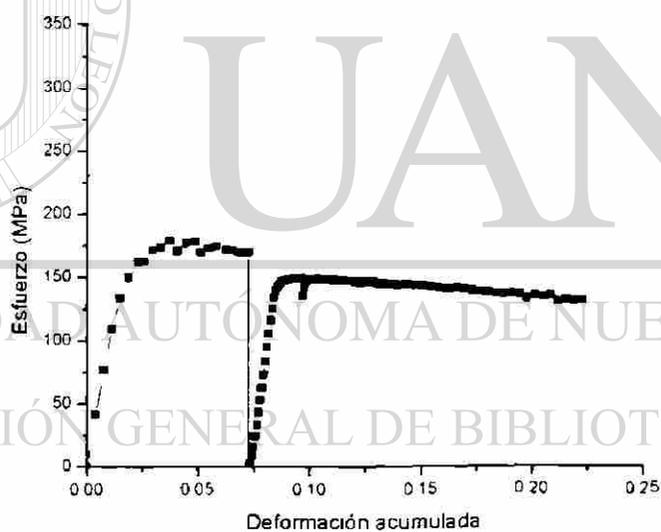


b

Figura 5.28 a. Relajación de esfuerzos b. Gráfica de compresión  $\sigma$  vs.  $\epsilon$  RL-T2-So

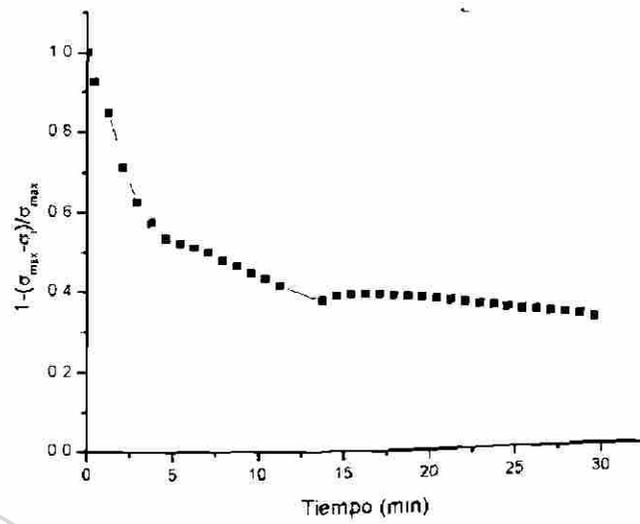


a

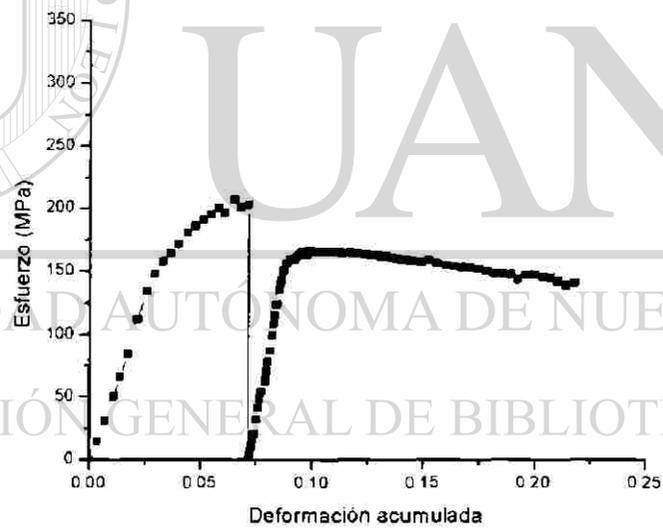


b

Figura 5.29 a. Relajación de esfuerzos b. Grafica de compresión  $\sigma$  vs.  $\epsilon$  RL-T3-T7



a

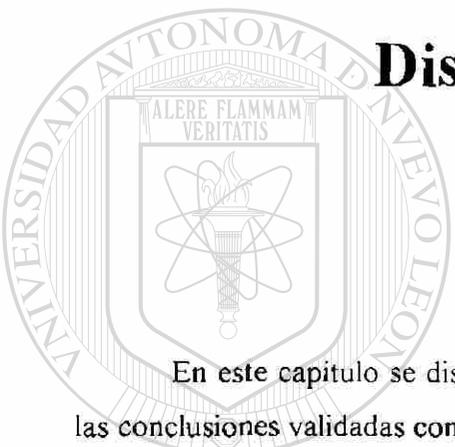


b

Figura 5.30 a Relajación de esfuerzos b. Gráfica de compresión  $\sigma$  vs  $\epsilon$  RL-T3-So.

## Capítulo 6

### Discusión de resultados



En este capítulo se discuten los resultados obtenidos y se realiza un preámbulo a las conclusiones validadas con la información presentada en los capítulos 3 y 5.

---

#### 6.1 Endurecimiento rápido durante las primeras secuencias de dirección de deformación plástica.

En la figura 5.25b se muestra un ensayo de relajación de esfuerzos. Este ensayo se realizó sin cambiar la dirección de la deformación a temperatura ambiente, el punto de cedencia se da justo a los niveles de esfuerzo donde se detuvo la prueba y la fluencia continúa en el mismo nivel. En la figura 6.1 se muestra el primer cambio en la dirección de deformación para la prueba F03-180 y se grafica también el cambio de la primer derivada del esfuerzo con respecto a la deformación instantánea en función de la deformación acumulada. En la figura 6.2 se grafica la misma información para el ensayo F07-180.

Para el ensayo F03-180, el incremento en el punto de cedencia y la estabilidad de  $\delta\sigma/\delta\varepsilon$  implica un endurecimiento que es limitado por algún mecanismo, esto es, las propiedades del material al invertir la dirección de deformación se incrementan en comparación a las obtenidas en la primer deformación sin llegar a presentar el efecto de endurecimiento por deformación mostrado en deformaciones unidireccionales como el mostrado en la figura 5.25b. A esta temperatura la fase  $\text{CuAl}_2$  es estable, razón por la que el valor  $\delta\sigma/\delta\varepsilon$  no presenta cambios significativos hasta acumular mayor deformación acumulada.

Dada la temperatura de la prueba debe existir una relajación de la microestructura tal que el incremento en la densidad de dislocaciones sea eliminado. Cuando la deformación en dirección negativa es mayor a la primer deformación, las dislocaciones generadas comienzan a formar estructuras más estables que facilitan su movimiento, esta es la razón por la que  $\delta\sigma/\delta\varepsilon$  disminuye conforme se deforma el material.

A manera que la deformación cíclica continua, la matriz es incapaz de eliminar el incremento en la densidad de dislocaciones, es decir el material se endurece progresivamente, esto se aprecia en la figura 6.3 que muestra los valores de esfuerzo máximo y esfuerzo a la cedencia para las primeras cuatro secuencias de deformación de esta prueba. Estas cuatro secuencias en tiempo real tomaron alrededor de 350 segundos, esto es poco mas de 5 minutos, en la figura 5.27 muestra como en los primeros 3 minutos de la prueba de relajación de esfuerzos el material no es capaz, ni de eliminar el incremento en la densidad de dislocaciones generadas por la primer compresión, ni de acomodar efectivamente las dislocaciones en estructuras que le permitan relevar esfuerzos; es hasta tiempos de 7 minutos o mayores que este mecanismo se activa de manera efectiva.

La prueba RL-T3-T7 mostrada en la figura 5.29 muestra un mecanismo de relajación de esfuerzos altamente efectivo a  $280^\circ\text{C}$ , es decir en el ensayo F07-280, las dislocaciones formadas son eliminadas rápidamente por una matriz que se acomoda en

función de la dirección de la deformación mostrando un bajo  $\delta\sigma/\delta\varepsilon$ , mientras que las dislocaciones restantes tenderán a apilarse en precipitados y crearán un esfuerzo de apilamiento que se refleja en efecto Bauschinger del ensayo F07-280

Al invertir la dirección de deformación la matriz que presenta un acomodo preferencial para el movimiento de dislocaciones en la dirección inicial impide ahora su movimiento en dirección contraria y las fuentes de Frank-Read se activan aun mas que en la dirección inicial dando un incremento en  $\delta\sigma/\delta\varepsilon$  que se traduce en un endurecimiento rápido durante las primeras secuencias.

## 6.2 Cambios en el esfuerzo de fluencia durante y después de la deformación cíclica

Cuando la deformación es en el intervalo elástico, menor a 0.002, y los ciclos son pocos, como en la prueba F04-280, sólo se generan heterogeneidades a baja escala, Stout<sup>28</sup>, esto es algunas zonas del material pueden llegar a fluir, lo que se presenta especialmente en zonas cercanas a concentradores de esfuerzos, por esta razón al aplicar deformación plástica el material pareciera existir un cambio en el modulo de Young, pero esto es falso, son las microzonas ya deformadas las que facilitan la activación del movimiento de dislocaciones por lo que las propiedades mecánicas del material son menores como se aprecia en la figura 5.12.

Cuando al material se le deforma elásticamente por debajo de 0.002 un mayor número de ciclos estas microzonas incrementan la densidad de dislocaciones tal que cuando la deformación se incrementa el movimiento de dislocaciones se activa reduciendo las propiedades a la cedencia, dado que los tiempos de prueba duraron poco mas de  $10^3$  segundos no se apreció efecto alguno por cambios en la fase dispersada de  $\text{CuAl}_2$ . Esto se puede ver en las pruebas F01-180 y F05-280.

Si la deformación elástica aplicada cíclicamente es mayor a 0.002, las heterogeneidades donde se concentren los esfuerzos podrán generar microgrietas, esta

evidencia es mostrada de las figuras 6.5 a la 6.8, las grietas no se propagan rápidamente durante la deformación plástica debido a que el material que embebe a los concentradores de esfuerzos ya fluyó. Este fenómeno se presentó en los ensayos F02-180 y F06-280. Estas grietas presentan mayor tamaño en la prueba realizada a 180°C que en la realizada a 280°C y esto se atribuye a que la matriz tiene mayor capacidad de absorber esas microzonas más fácilmente a mayor temperatura como se observa al comparar la figura 6.9. A 280°C la relajación de esfuerzos cae por debajo del 50% transcurridos menos de  $10^2$  segundos mientras que a 180°C requiere más de  $1.5 \times 10^3$  segundos para alcanzar ese mismo nivel.

La estabilidad del esfuerzo de fluencia en la prueba F06-280 indica la presencia de un mecanismo que permite a las dislocaciones viajar libremente, ya que no se presenta endurecimiento por precipitación. En el ensayo F02-180 muestra el fenómeno de apilamiento de dislocaciones en precipitados Bathias<sup>4</sup> relaciona el apilamiento de las dislocaciones con valores de  $\delta\sigma/\delta\varepsilon$  negativos además en tanto que Stout<sup>28</sup> y Cáceres<sup>9</sup> lo relacionan con el efecto Bauschinger.

Cuando una estructura estable como las PSB se encuentran en movimiento cíclico, esta detendrá su movimiento cada vez que este llega a un precipitado. Cuando el ángulo  $\phi$  de la figura 3.19 sea igual a cero se observará  $\delta\sigma/\delta\varepsilon$  con valores negativos o bien iguales a cero. En el ensayo F06-180 este fenómeno no se presentó, es decir los ciclos de deformación elástica, aunados a la deformación plástica creciente en una dirección a 280°C permitió el movimiento libre de dislocaciones sin formar apilamientos en la interfase con precipitados. A 180°C los resultados son diferentes; los valores del esfuerzo y  $\delta\sigma/\delta\varepsilon$  se presentan en función de la deformación acumulada para los últimos 4 ciclos. La inestabilidad de  $\delta\sigma/\delta\varepsilon$  indica que existe apilamiento y, más aún, las estructuras de dislocaciones al pasar alrededor de los precipitados podrían dejar bucles de Orowan, lo que se hace evidente conforme se incrementa la deformación, pues  $\delta\sigma/\delta\varepsilon$  se incrementa hasta en un orden de magnitud cada ciclo, esto se debe a que las PSB pasan alrededor de las dislocaciones dejando bucles que impide el movimiento a las siguientes PSB acercando dichos valores al módulo de elasticidad de corte.

En el ensayo F06-280 los estudios cualitativos de microestructura no indicaron la presencia de precipitados de gran volumen, por lo tanto no existe un incremento en el tamaño de los precipitados. Basándose en la estabilidad del esfuerzo de fluencia se puede inferir que las estructuras de dislocación PSB formadas en las primeras secuencias de deformación son de una magnitud que pueden atravesar fácilmente a un precipitado de  $\text{CuAl}_2$  a pesar de la incoherencia que éste pueda tener con la matriz de aluminio.

En el ensayo F03-180 se observa el mismo fenómeno de bloqueo de dislocaciones, mas no se presenta un efecto Bauschinger, al contrario, persiste un endurecimiento similar al experimentado en el primer cambio de dirección de deformación. Son los PSB al pasar alrededor de los obstáculos los que inducen cambios en el esfuerzo de fluencia. Esta información se muestra gráficamente en la figura 6.9. La figura 6.11 muestra la coalescencia de dos precipitados de  $\text{CuAl}_2$  durante el ensayo monotónico a  $180^\circ\text{C}$ ; esta coalescencia se favorecerá si el precipitado aumenta su área superficial, si una dislocación llega a cortar un precipitado este aumentará su área superficial y se disolverá para alimentar el crecimiento de un precipitado más estable y de mayor tamaño. Por esta razón se ven mesetas en el esfuerzo de fluencia después de los primeros 2 ciclos, estas mesetas se presentan a menor deformación conforme avanza el ensayo debido a que los precipitados aumentan su tamaño y disminuyen su fracción volumétrica al mismo tiempo que las PSB adquieren más estabilidad, lo que les permite rodear un precipitado dejando una nube de bucles de Orowan que incrementará el valor de  $\delta\sigma/\delta\varepsilon$ , esto se observa en los últimos ciclos del ensayo.

La figura 6.10 muestra la evolución del esfuerzo de fluencia y de  $\delta\sigma/\delta\varepsilon$  para el ensayo F07-280, éste presenta un fuerte ablandamiento mostrado en la disminución progresiva del esfuerzo a la cedencia y un decremento progresivo también en el parámetro Bauschinger de esfuerzo, Tablas 5.9 y 5.13. De la figura 5.29 ya se concluyó la rapidez con que los esfuerzos son relajados; conforme la deformación se incrementa la red cristalina es capaz de liberar esfuerzos mediante la aniquilación de dislocaciones o bien el apilamiento más estable. Por la repetitividad de las mesetas y valles del esfuerzo

de fluencia, se deduce que las PSB rodean a precipitados conforme se mueven sobre los mismos planos por una distancia igual, el daño inducido por la deformación cíclica decremente las propiedades gradualmente. Es interesante observar como al final del último ciclo, cuando la deformación se incrementa por encima de la utilizada en todos los ciclos, se presenta una meseta característica de PSB arqueándose alrededor de precipitados hasta que el ángulo entre brazos se vuelve cero y la dislocación logra moverse dejando bucles de Orowan.

### 6.3 Cambios en el esfuerzo de fluencia posterior a la relajación de esfuerzos

El esfuerzo de fluencia en los dos ensayos realizados a temperatura ambiente no presentan cambios significativos, la temperatura a la que se lleva a cabo la prueba no es suficiente para activar la formación de estructuras de dislocaciones ni la precipitación al menos a tiempos menores de 30 minutos. El comportamiento del material con tratamiento térmico T7 y el solubilizado muestran un endurecimiento por deformación.

Los ensayos de relajación de esfuerzos a 180°C, además de proporcionar información útil sobre la disminución de la densidad de dislocaciones, indica como bajo condiciones de esfuerzo las dislocaciones se acomodan sobre planos de deslizamiento, tal que permiten el esfuerzo de fluencia con una ausencia total de endurecimiento por deformación cuando el material se encuentra con tratamiento térmico; es interesante observar que la formación de zonas GP y precipitados  $\theta''$  impiden efectivamente el movimiento de dislocaciones. Martín (1980) considera las zonas de alta densidad de dislocaciones como sitios preferenciales para la nucleación de zonas GP, por lo tanto es de esperarse que esos núcleos anclen a las dislocaciones incrementando el endurecimiento por deformación que se observa en la segunda deformación de la figura 5.28b.

La figura 6.12 muestra la superposición de los ensayos de compresión-relajación-compresión realizados a 280°C. Como se observa la probeta solubilizada presenta

mejores propiedades debido a que la presencia de grandes precipitados es menos eficiente para bloquear el movimiento de dislocaciones que las zonas GP precipitados  $\theta''$  a estas condiciones de temperatura y tiempo.

#### 6.4 Fractura posterior a deformación cíclica

Brown <sup>6</sup> proponen un mecanismo de nucleación de grietas por fases dispersadas. La figura 6.13 muestra el principio básico donde una dispersión de partículas pueden nuclear grietas hasta formar una trayectoria definida. En el caso de esta investigación se presentaron dos casos.:

- Partículas de silicio eutéctico modificado se encuentran en la trayectoria de la grieta.

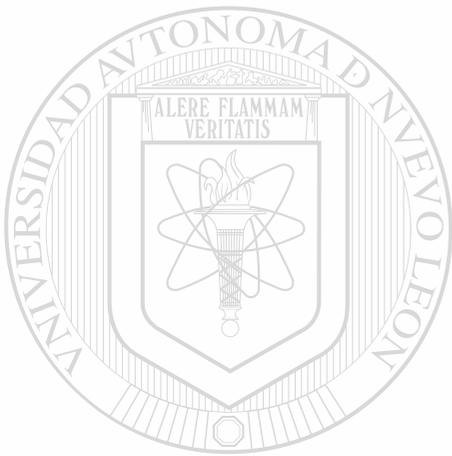
- Precipitados  $\text{CuAl}_2$  creciendo que nuclean microgrietas y estas últimas coalescen en grietas exponiendo los precipitados en la superficie de fractura

El primer caso se da en los ensayos donde no hubo crecimiento desmedido de precipitados, las figuras 6.14 y 6.15 muestran como durante el ensayo F03-280 un poro genera grietas que buscan fases frágiles como el Si para propagarse. También se presenta cuando el daño por deformación estática cíclica es considerable como en los ensayos F02-180 y F06-280.

La figura 6.16 presenta la grieta al final del ensayo F06-280 que se propaga entre partículas de silicio, ya que los precipitados al no ser un obstáculo para los PSB no fueron concentradores de esfuerzos. La figura 6.17 muestra un aspecto muy importante, en esta fotografía se puede apreciar claramente como la grieta se propaga a través de una dendrita, esto es la grieta no propaga por frontera de grano ni interdendríticamente, bajo las condiciones del ensayo F06-280 la grieta pasa por el centro de la dendrita siguiendo la concentración de esfuerzos que generan las colonias de silicio eutéctico generan.

En todos los ensayos realizados a compresión la grieta también propaga a través de silicio eutéctico. La figura 6.18 muestra la grieta generada durante el ensayo RL-T1-T7 y en la figura 6.19 se muestra la grieta generada en el ensayo RL-T3-T7.

El segundo caso además de presentar la evidencia del flujo de esfuerzos, en las superficies de fractura se observan grandes precipitados de  $\text{CuAl}_2$ . Las figuras 6.21 y 6.22 muestran esta evidencia en el ensayo F03-180. La figura 6.23 es detalle de la 6.22.



# UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS



# Figuras

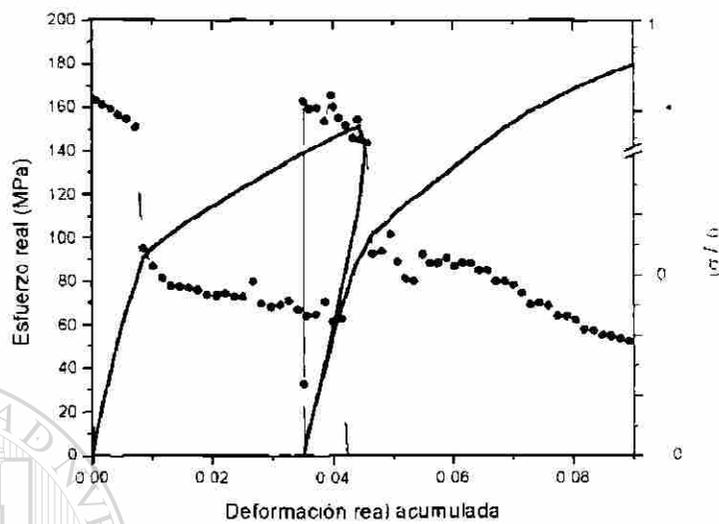


Figura 6.1 Primer cambio en la dirección de deformación para el ensayo F03-180

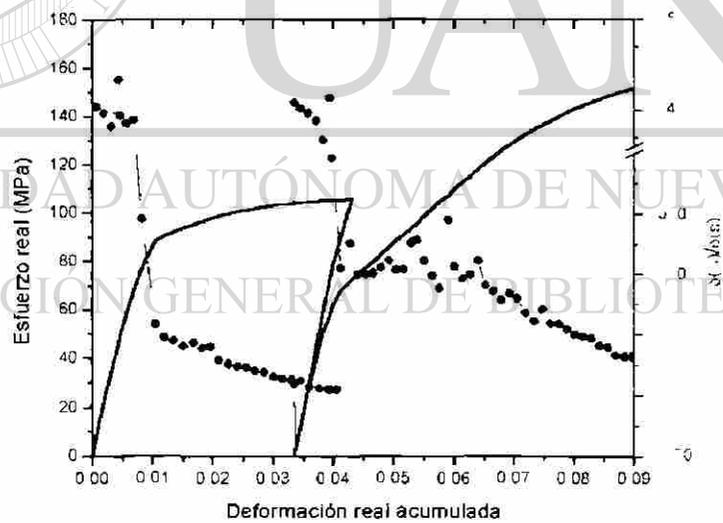


Figura 6.2 Primer cambio en la dirección de deformación para el ensayo F07-180

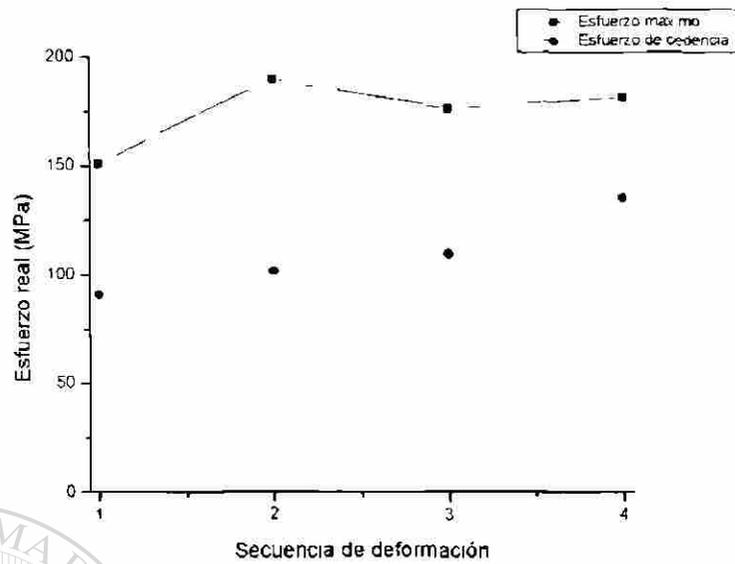


Figura 6.3 Esfuerzo máximo (negro) y esfuerzo a la cedencia (rojo) para las primeras cuatro secuencias de deformación en el ensayo f03-180

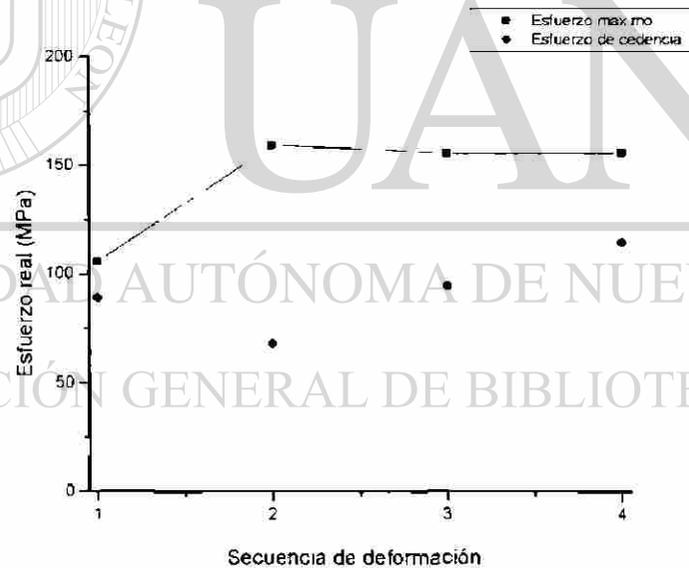


Figura 6.4 Esfuerzo máximo (negro) y esfuerzo a la cedencia (rojo) para las primeras cuatro secuencias de deformación en el ensayo f07-280

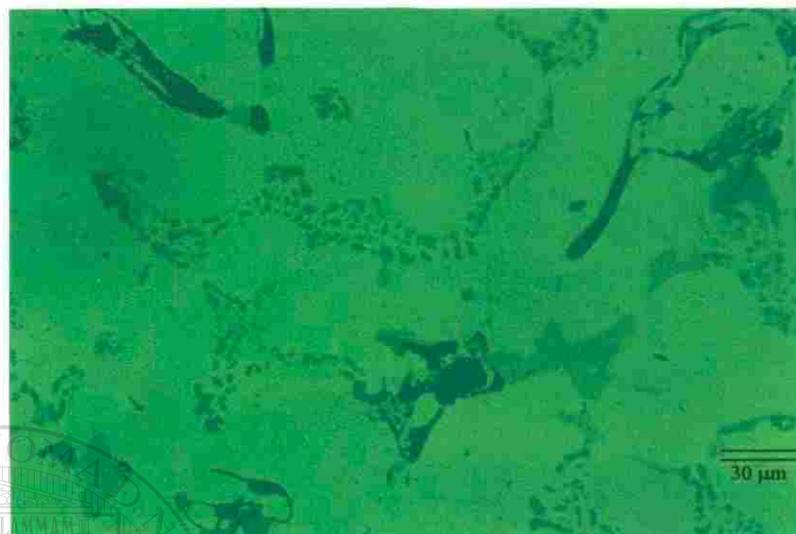


Figura 6.5 Microgrieta en probeta usada en el ensayo F02-180, 400X

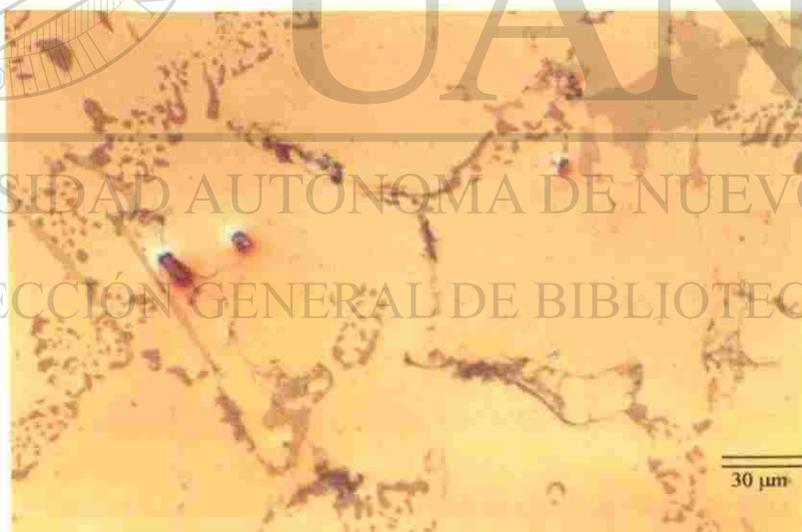


Figura 6.6 Microgrieta en probeta usada en el ensayo F02-180, 400X

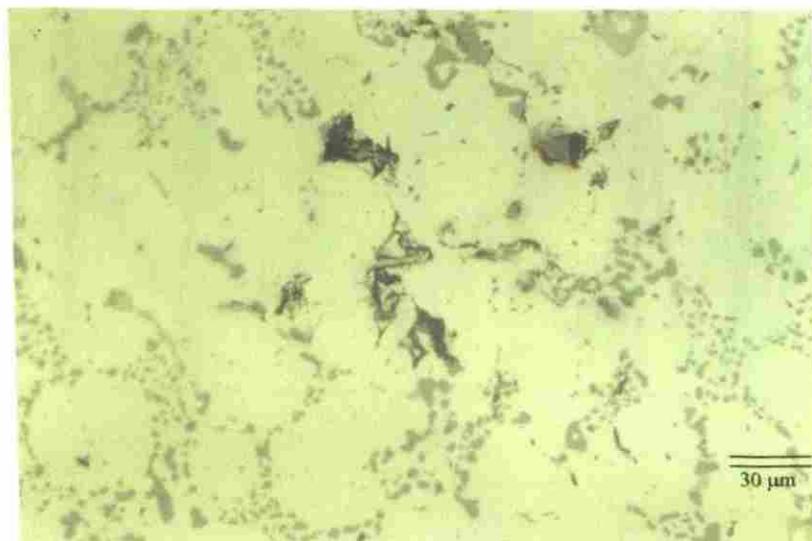
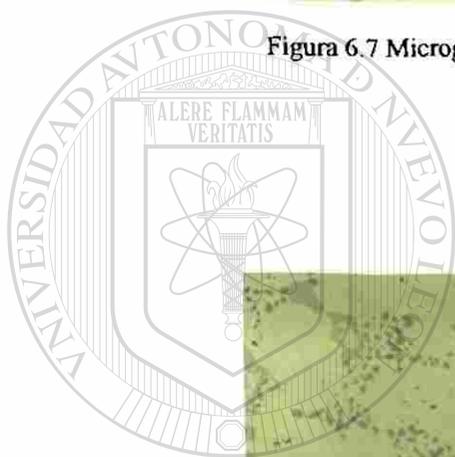


Figura 6.7 Microgrieta en probeta usada en el ensayo F04-280, 400X



UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

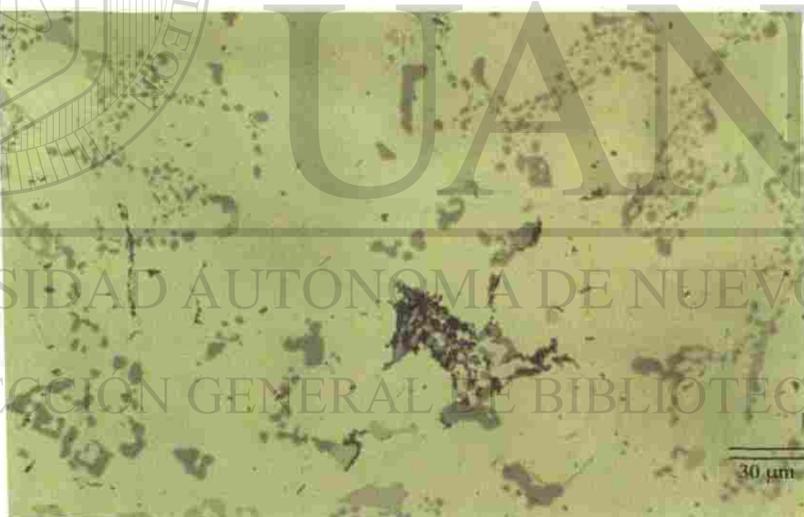


Figura 6.8 Microgrieta en probeta usada en el ensayo F04-280 , 400X

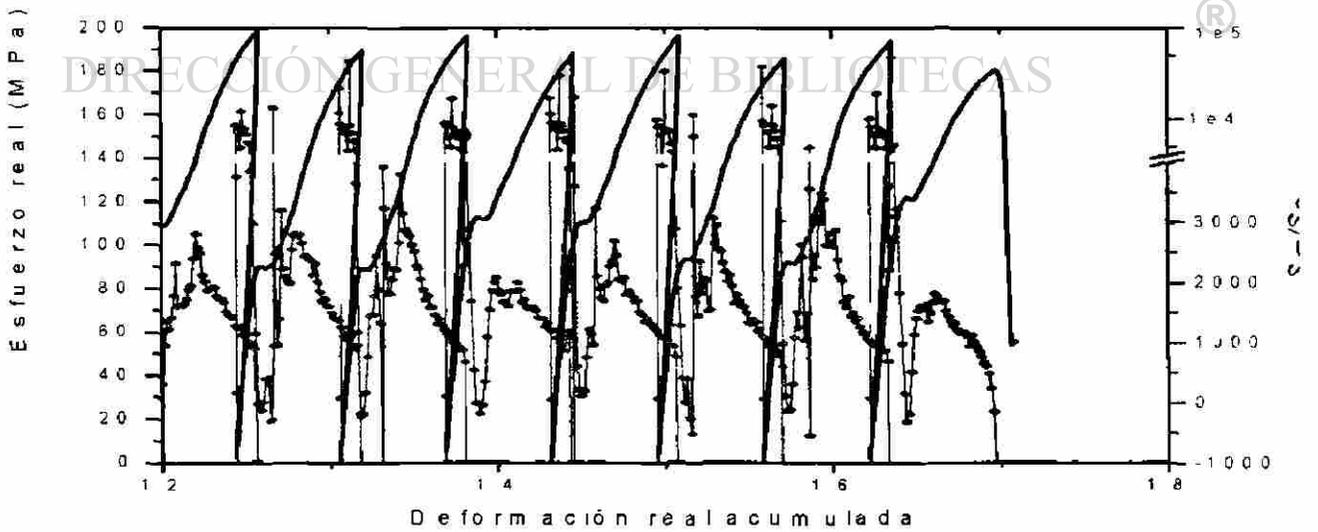
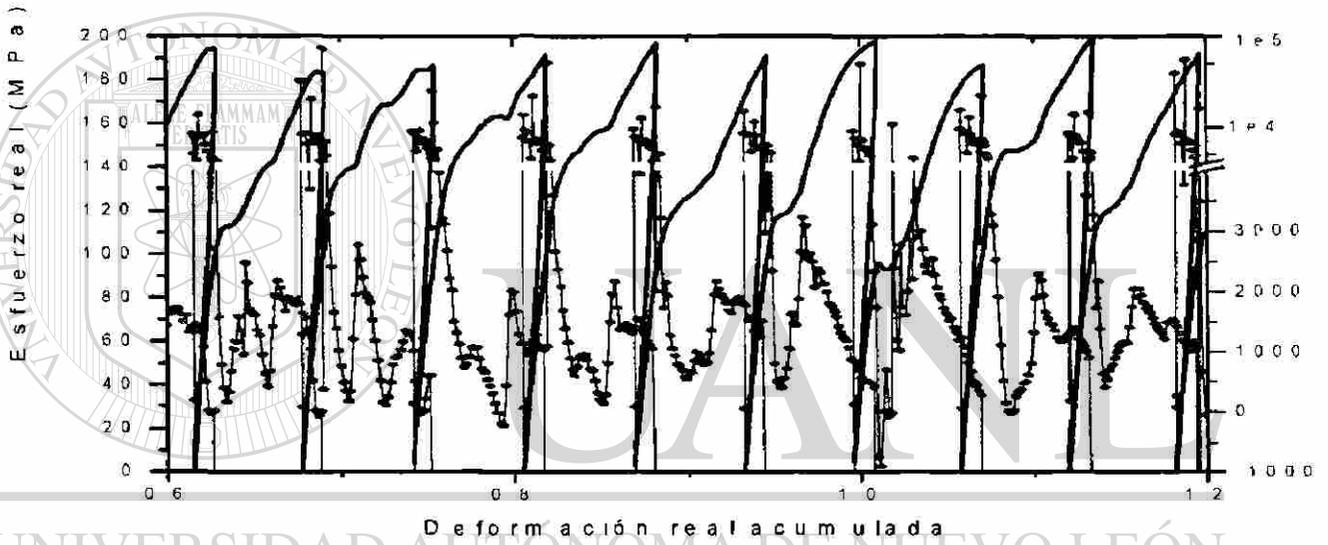
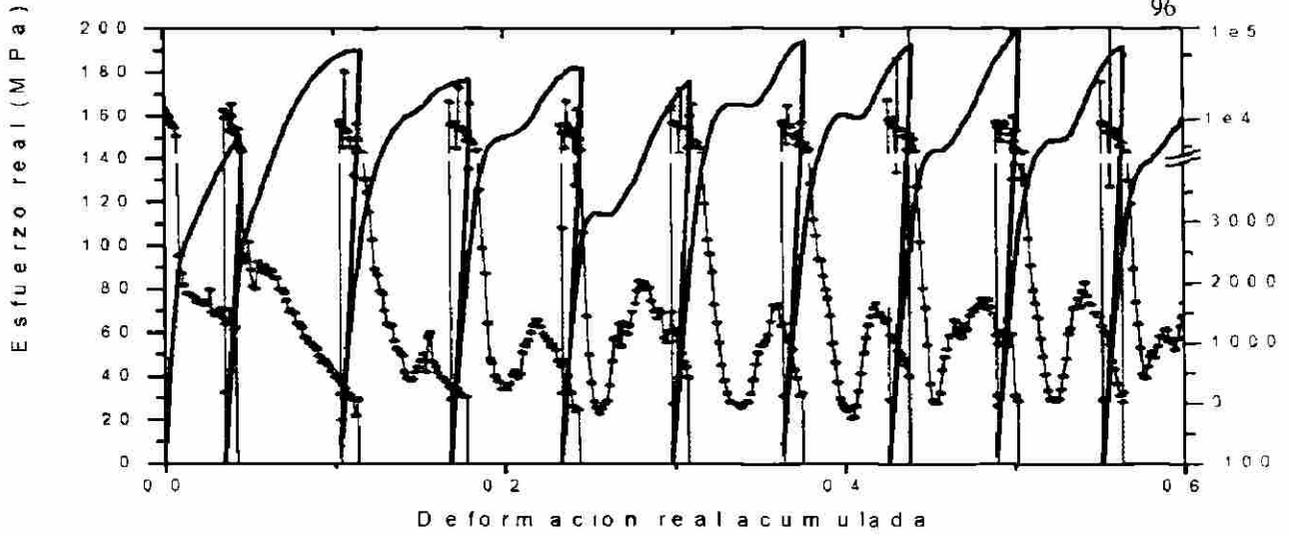


Fig 6.9 Evolucion del esfuerzo d flucncia para el ensayo F03-180

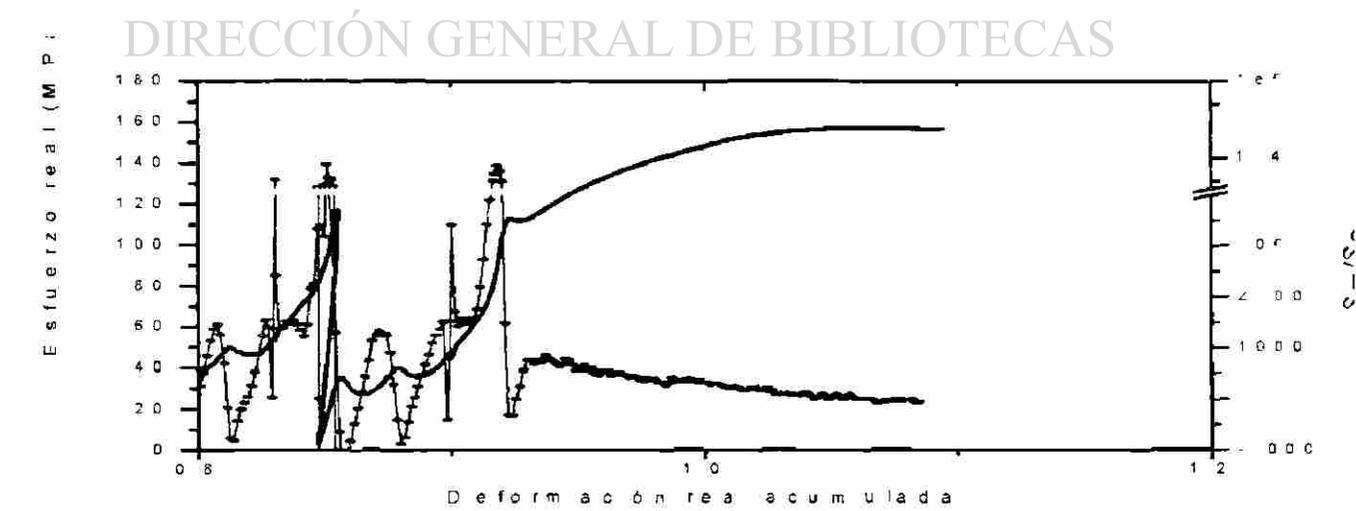
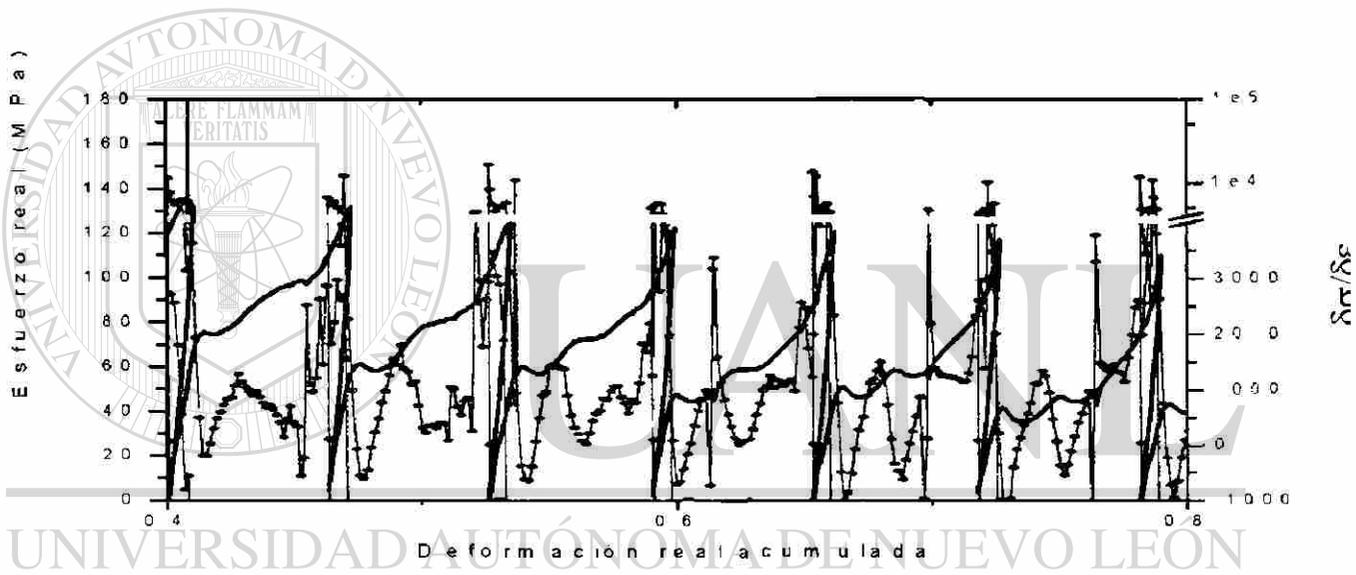
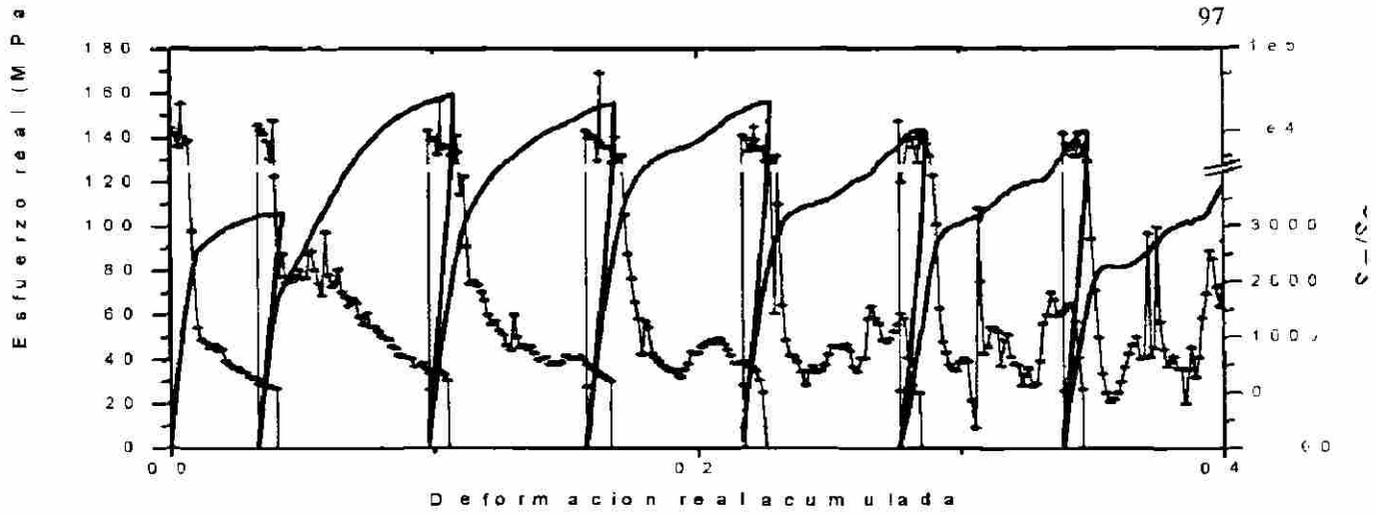


Figura 6.10 Evolucion del esfuerzo de fluencia en el ensayo F07-280

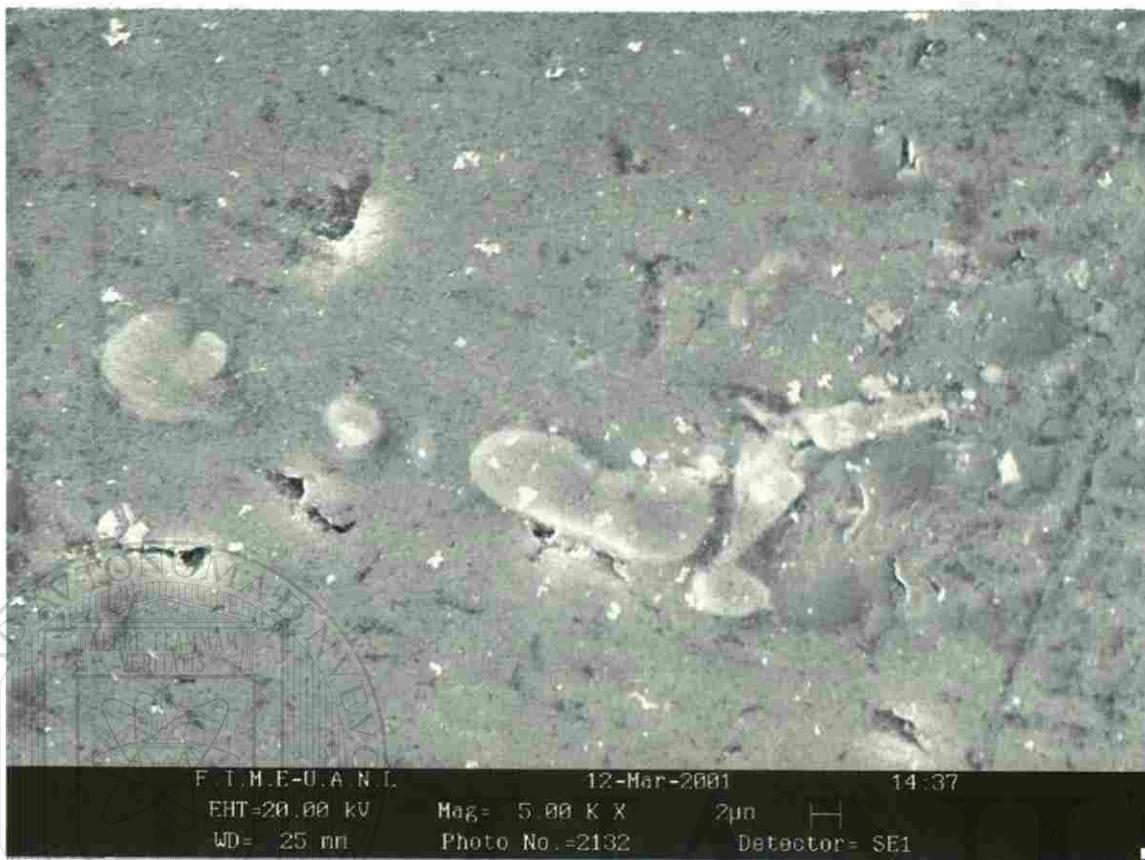


Figura 6.11 Coalescencia de dos precipitados de  $\text{CuAl}_2$  durante el ensayo M02

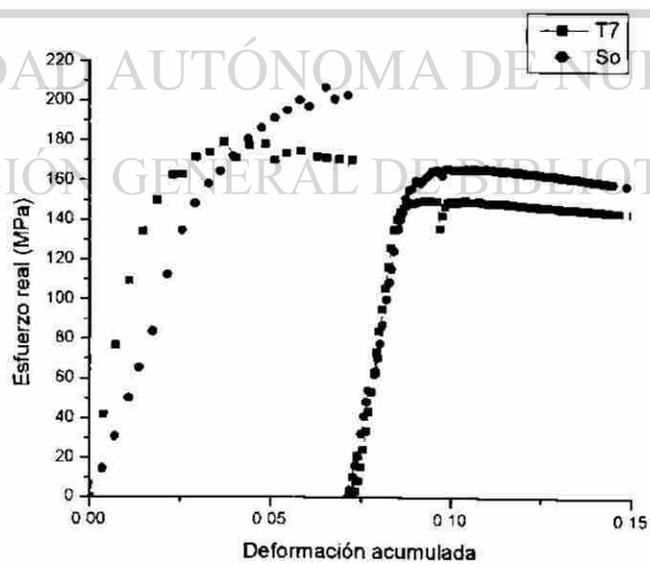


Fig 6.12 Superposición de los ensayos de compresión-relajación-compresión realizados a  $280^\circ\text{C}$

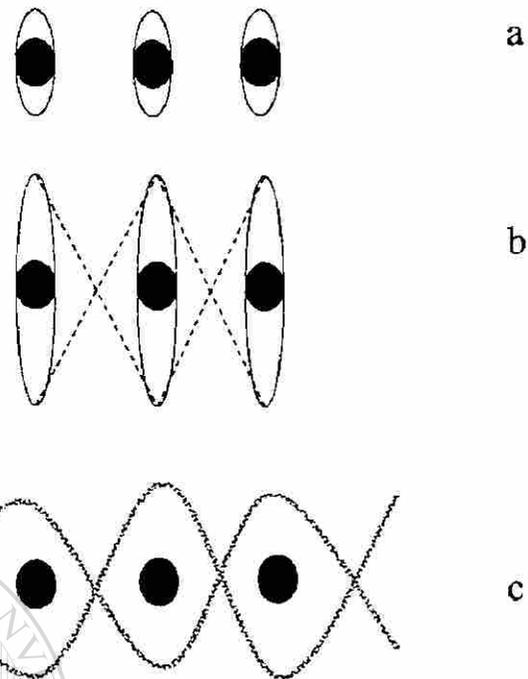
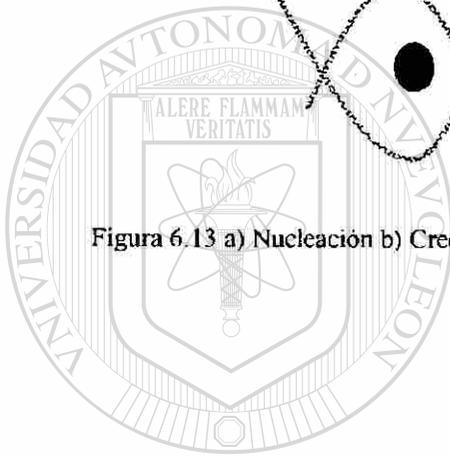


Figura 6.13 a) Nucleación b) Crecimiento y c) Coalescencia de grietas por segundas fases dispersadas según Brown

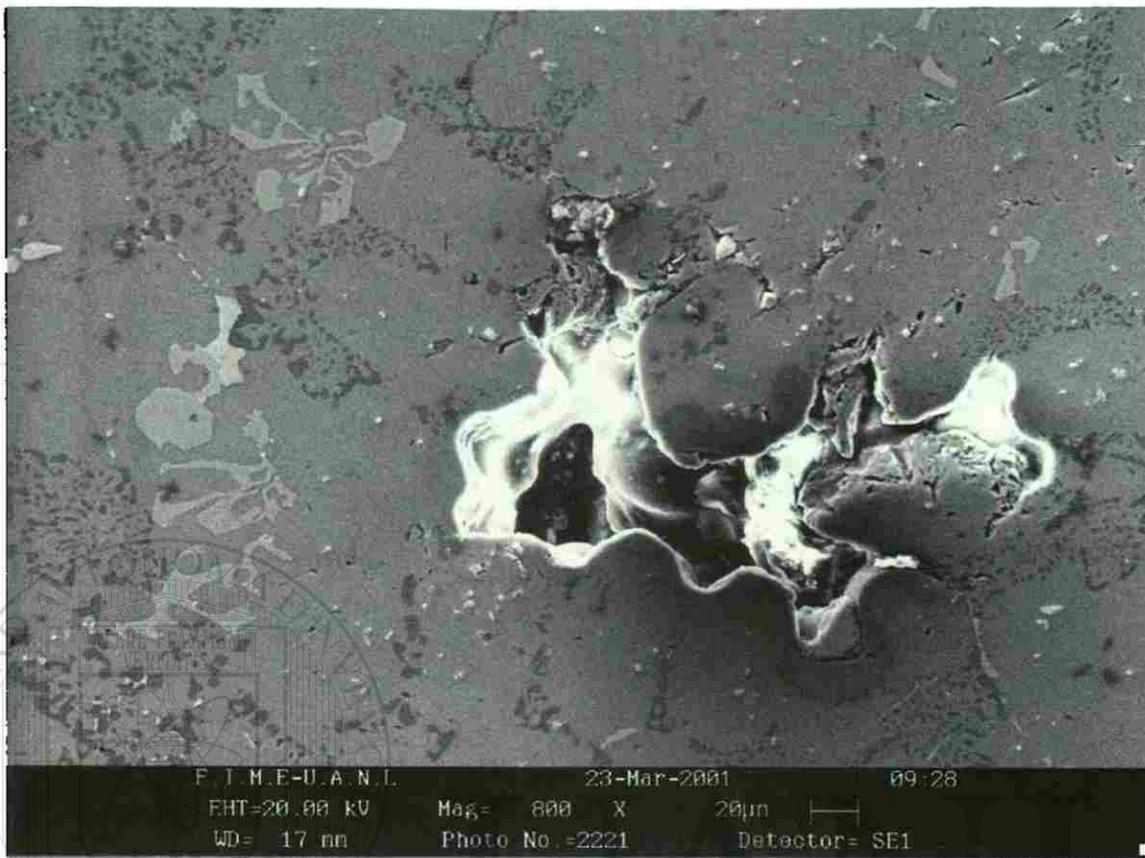


UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS





6.14 Imagen del SEM de F03-280, poro generando una grieta. esta se propaga a través del silicio por ser una fase mas frágil según el mecanismo de transferencia de esfuerzos propuesto por Cáceres<sup>8</sup>.

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS



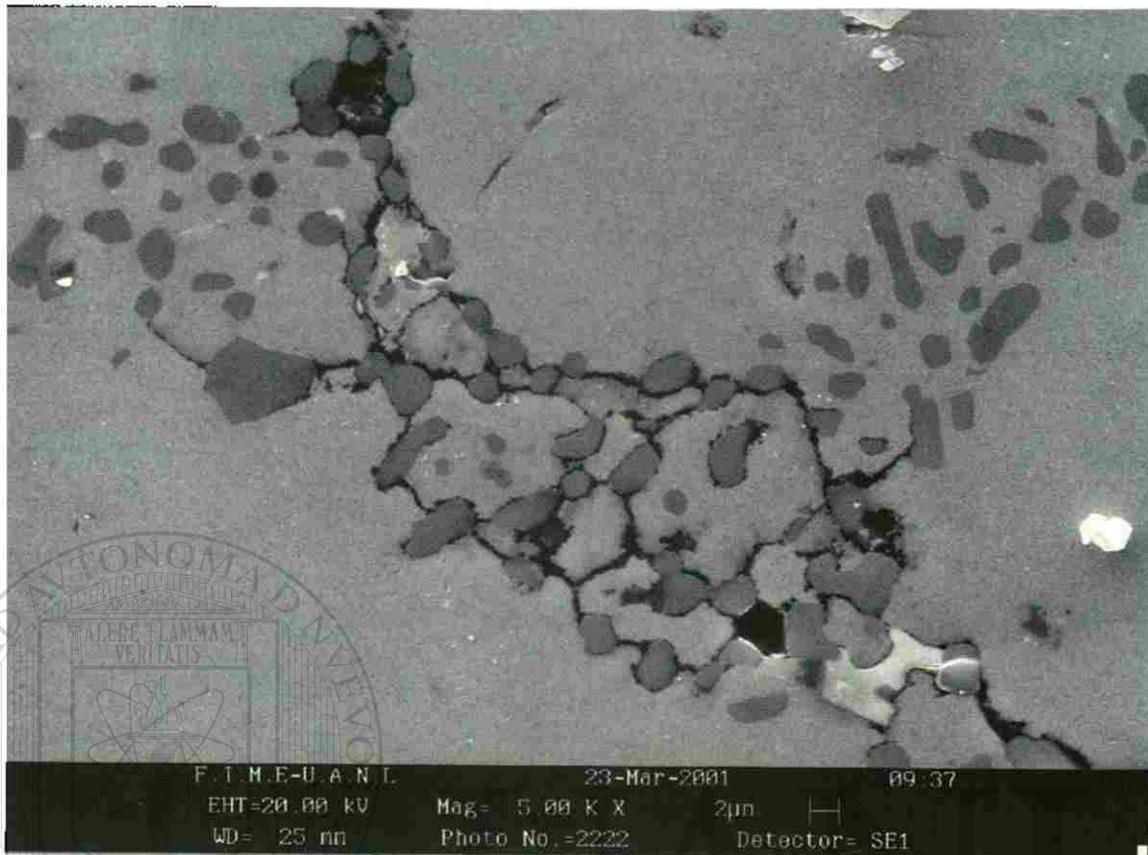


Figura 6.15 Imagen del SEM de F03-280 mostrando detalle de la propagación de grieta.



Figura 6.16 Propagación de grieta en ensayo F06-280. 400X. La grieta se origina en un defecto superficial y se propaga a través de partículas de Si eutéctico.

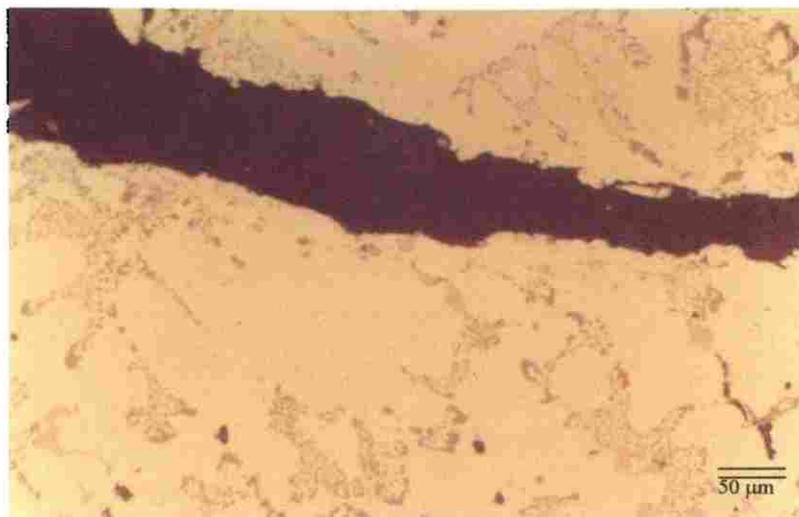


Figura 6.17 Propagación de grieta a través de una dendrita, 200X La grieta se origina en un defecto superficial

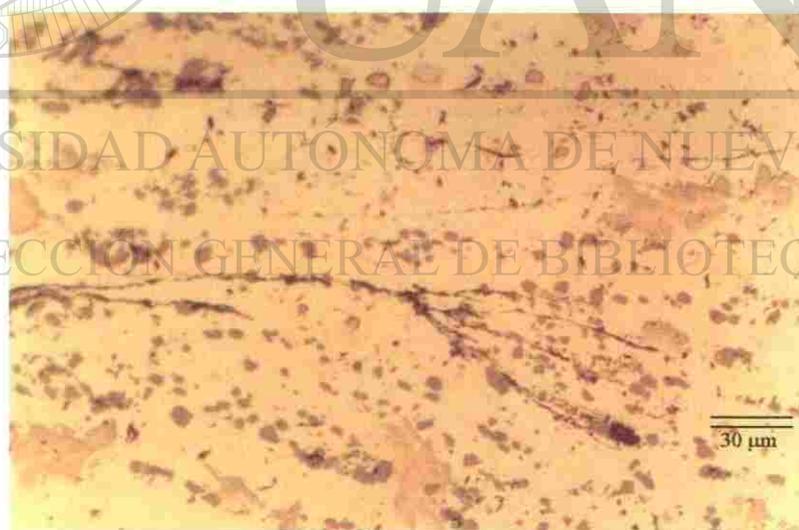


Figura 6.18 Propagación de grietas a través de partículas de Si en ensayo RL-T1-T7, 400X. La grieta se origina en un defecto superficial propagándose a través de Si eutéctico.

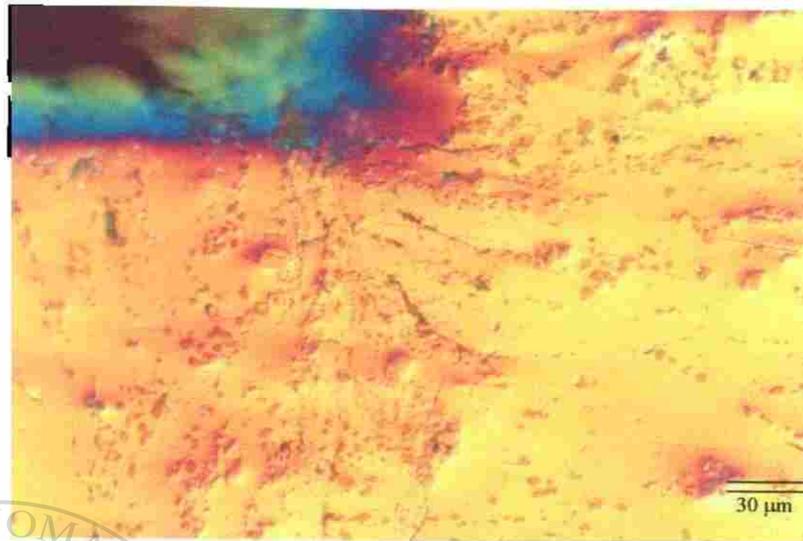


Figura 6.19 Propagación de grietas a través de partículas de Si en ensayo RL-T3-T7, 400X, La grieta se origina en un defecto superficial propagándose a través de Si eutéctico

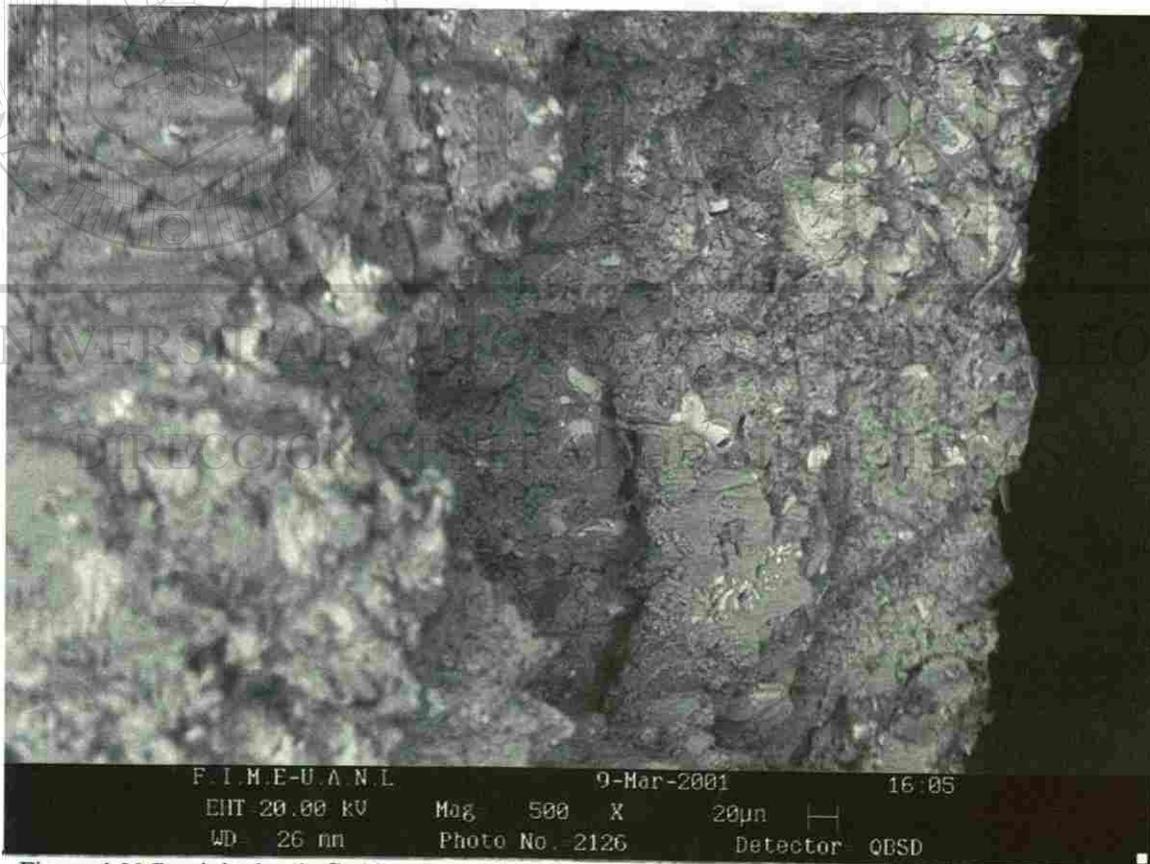


Figura 6.20 Precipitados de  $\text{CuAl}_2$  en superficie de fractura de F03-180 La grieta se propaga a través de partículas de  $\text{CuAl}_2$

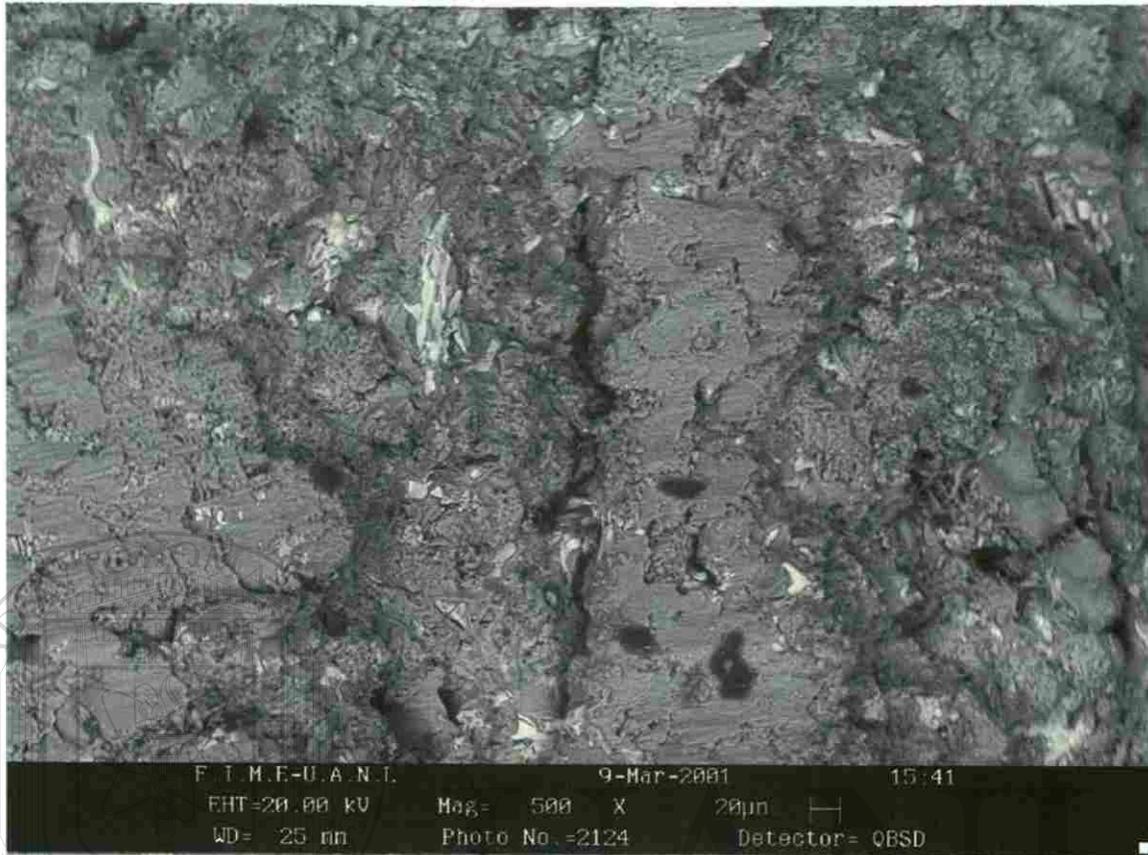


Figura 6.21 Precipitados de  $\text{CuAl}_2$  en superficie de fractura de F03-180. La grieta mostrada al centro presenta partículas de  $\text{CuAl}_2$  a lo largo de su trayectoria

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS



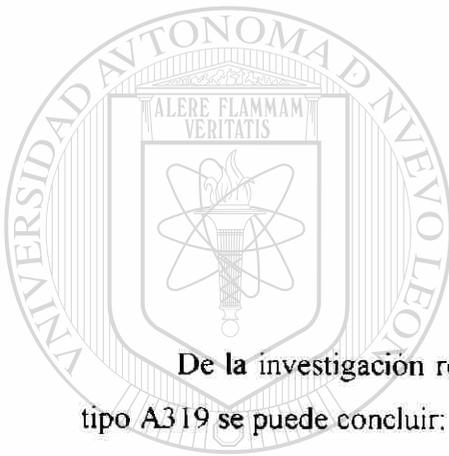
Figura 6.22 Precipitados de  $\text{CuAl}_2$  en superficie de fractura de F03-180

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

## Capítulo 7

### Conclusiones



De la investigación realizada sobre deformación cíclica en una aleación de Al-Si tipo A319 se puede concluir:

- ♦ La deformación elástica cíclica con valores iguales o menores a 0.002 a temperaturas iguales o superiores a los 180°C induce daño permanente por microzonas, el daño se presenta como una disminución en el esfuerzo de cedencia. En las microzonas los concentradores de esfuerzos incrementan la densidad de dislocaciones localmente y decrementan al mismo tiempo las propiedades del material aún a tiempos en que la microestructura no se ve afectada.

- ◆ La deformación cíclica con valores mayores a 0.002 a temperaturas iguales o superiores a los 180°C induce daño permanente generando zonas de heterogeneidad, distorsión o gradientes en la densidad de dislocaciones que pueden nuclear microgrietas.
- ◆ A temperaturas cercanas a 180°C la deformación plástica cíclica endurece el material permanentemente, la aleación no es capaz de relajar esfuerzos en tiempos menores a 500 segundos por lo que el incremento en la densidad de dislocaciones gobernará el incremento en las propiedades mecánicas hasta que el crecimiento desmedido de precipitados comience a decrementarlas. Este crecimiento se registró hasta después de 10 minutos bajo deformación plástica cíclica y coincide con el tiempo en que la curva de relajación de esfuerzos presenta un cambio de pendiente, indicando el crecimiento de precipitados.
- ◆ A temperaturas cercanas a 280°C la deformación plástica cíclica induce un decremento permanente en las propiedades mecánicas tanto dinámicas como estáticas de la aleación. La formación de bandas de deslizamiento permanente es inmediato después del primer cambio en la dirección de deformación y aunado al crecimiento de precipitados se presenta una pérdida progresiva de las propiedades mecánicas

#### DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

- ◆ El efecto Bauschinger a alta temperatura depende de la capacidad del material en relajar esfuerzos y del apilamiento de dislocaciones alrededor de los precipitados. La presencia de precipitados incoherentes dispersados propicia el efecto Bauschinger al contribuir al apilamiento de dislocaciones y estructuras de dislocaciones. El esfuerzo de apilamiento en presencia de bucles de Orowan disminuye el efecto Bauschinger. El efecto Bauschinger a temperaturas cercanas a los 280°C depende del tamaño y la dispersión de precipitados incoherentes con la matriz y de la historia mecánica del material

- ◆ Los precipitados de  $\text{CuAl}_2$  incoherentes con la matriz podrán inducir distorsión a la microestructura tal que serán sitio de nucleación de grietas aún a temperaturas por debajo de la temperatura de estabilidad si se fomenta su crecimiento mediante la deformación cíclica.
- ◆ La magnitud de la relajación de esfuerzos en la aleación A319 con tratamiento térmico T7 es directamente proporcional a la temperatura a la que la relajación es efectuada en condiciones de deformación estática y en condiciones de deformación cíclica. La relajación de esfuerzos se rige por el ordenamiento de dislocaciones en estructuras estables en tiempos cortos, a tiempos superiores a los  $10^3$  segundos el crecimiento de precipitados gobierna la relajación de esfuerzos.



# UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS



## Sugerencias y recomendaciones a trabajos posteriores

En base a los conocimientos generados en esta investigación se realizan las siguientes recomendaciones:

- Realizar un estudio para determinar la deformación crítica que induce microzonas de heterogeneidad plástica a diferentes temperaturas.
- Relacionar la deformación crítica ya mencionada con esfuerzos generados por fatiga térmica.
- Estudiar cuantitativamente la precipitación desde la solución sólida sobresaturada en condiciones de deformación elástica cíclica y deformación plástica cíclica
- Realizar un estudio fractográfico con diferentes condiciones de tratamiento térmico y de deformación cíclica que genere conocimiento para la optimización de características microestructurales y el subsecuente impacto que ésta tiene en las propiedades mecánicas.

## Lista de Tablas

<b>Tabla</b>	<b>Descripción</b>	<b>Página</b>
2.1	Propiedades físicas del Aluminio puro	10
2.2	Sistema de designación y nomenclatura de la Asociación de Aluminio en los Estados Unidos para aleaciones de aluminio de fundición	10
2.3	Composición química (% peso) de las aleaciones 319 y 356 (Según AFS)	10
2.4	Efecto de diferentes elementos en aleaciones A319	11
3.1	Características de los diferentes precipitados Al-Cu	29
3.2	Nomenclatura de tratamientos térmicos en aleaciones de aluminio	29
4.1	Reactivos utilizados para el ataque químico de muestras	44
5.1	Datos de la prueba monotonica a 180°C	59
5.2	Datos de la prueba F01-180	59
5.3	Datos de la prueba F02-180	59
5.4	Datos de la prueba F03-180	60
5.5	Datos de la prueba monotonica a 280°C	61
5.6	Datos de la prueba F04-280	61
5.7	Datos de la prueba F05-280	61
5.8	Datos de la prueba F06-280	62
5.9	Datos de la prueba F07-280	63
5.10	PEB para los últimos 4 ciclos en el ensayo F02-18	64
5.11	PEB para el ensayo F03-180	64
5.12	PEB para el ensayo F06-280	64
5.13	PEB para el ensayo F07-280	65
5.14	Ensayos de relajación de esfuerzos a temperatura ambiente	65
5.15	Ensayos de relajación de esfuerzos a 180°C	65
5.16	Ensayos de relajación de esfuerzos a 280°C	65

## Lista de figuras

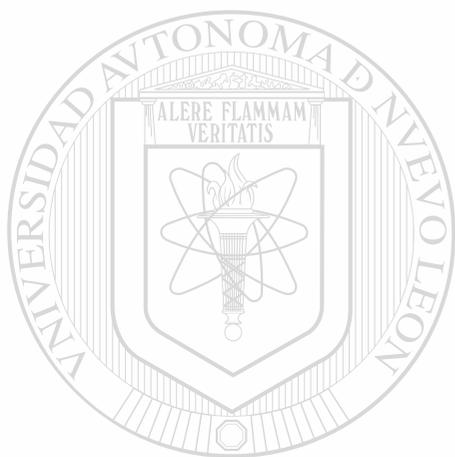
Figura	Descripción	Página
2.1	Diagrama de fases Al-Si	12
2.2	Microestructura a. sin modificar y b. Modificada (ambas a 200X)	12
2.3	Diagrama de fases Al-Cu	13
2.4	Precipitación a. Homogénea b. Heterogénea	13
2.5	Micrografía 200X. La fase amarilla predominante es la matriz de aluminio, la fase azul es silicio eutéctico, las fases negras son fase $\alpha$ -Fe conocida como "escritura china". Nota: El silicio no está completamente modificado en esta muestra	13
2.6	Micrografía 400X, la fase roja son precipitados de $\text{CuAl}_2$	14
2.7	Micrografía 400X, se observa un poro por contracción.	14
3.1	Dislocaciones a. borde, b. Tornillo	30
3.2	Deslizamiento de planos compactos mediante una dislocación de borde	30
3.3	Movimiento de una dislocación de borde. a. Al aplicar un esfuerzo cortante b. Los átomos se desplazan c. Hasta que la dislocación mueve el plano compacto una distancia igual al vector de Burgers en la dirección de deslizamiento	30
3.4	Movimiento de deslizamiento de una dislocación de tornillo a través de planos compactos en una estructura FCC	31
3.5	Aniquilación de dos dislocaciones de borde de signo contrario sobre el mismo plano de deslizamiento	31
3.6	Propiedades de la aleación de aluminio 3105 en función del trabajo en frío	31
3.7	Diagrama esquemático de las fuentes de Frank-Read	32
3.8	Apilamiento de dislocaciones	32
3.9	9 Ensayos de fatiga con deformación controlada y posibles respuestas del material	33

3.10	Endurecimiento rápido presentado en los primeros ciclos de un ensayo de fatiga	33
3.11	Venas de dislocaciones en monocristal de Cu fatigado a 77 K	34
3.12	Dipolos de dislocaciones	34
3.13	Bandas Persistentes de Deslizamiento	34
3.14	Estructuras de las dislocaciones Venas y PSB	35
3.15	PSB y su efecto superficial	35
3.16	Efecto Bauschinger	36
3.17	Diagrama de fases Al-Cu detallando la formación de precipitados al equilibrio	37
3.18	Punto de cedencia en función del tratamiento térmico	37
3.19	Coherencia de los diferentes sistemas de precipitación Cu-Al	38
3.20	Esquema de un precipitado obstaculizando una dislocación	38
3.21	Corte de un precipitado por una dislocación	39
4.1	Dimensiones de las probetas tubulares de fatiga	45
4.2	Dimensiones de las probetas cilíndricas de relajación de esfuerzos	45
4.3	Dimensiones de las probetas tubulares de relajación de esfuerzos	46
4.4	Diagrama del funcionamiento de la ASP	46
4.5	Vista general de la ASP	47
4.6	Probeta montada en la ASP	47
4.7	Deformación vs. tiempo a 180°C ensayo F01-180	48
4.8	Deformación vs. tiempo a 180°C F02-180	48
4.9	Deformación vs. tiempo a 180°C F03-180	49
4.10	Deformación vs. tiempo a 280°C F04-280	49
4.11	Deformación vs. tiempo a 280°C F05-280	50
4.12	Deformación vs. tiempo a 280°C F06-280	50
4.13	Deformación vs. tiempo a 280°C F07-280	51
4.14	Deformación vs. tiempo utilizado en los ensayos de relajación de esfuerzos en los tres niveles de temperatura	52
5.1	Gráfica $\sigma$ vs. $\epsilon$ del ensayo M01	66

5.2	Gráfica $\sigma$ vs. $\epsilon$ del ensayo F01-180	66
5.3	Gráfica $\sigma$ vs. $\epsilon$ del ensayo F01-180 (rojo) superpuesta con ensayo monotónico M01 (negro)	67
5.4	Gráfica $\sigma$ vs. $\epsilon$ del ensayo F02-180	67
5.5	Gráfica $\sigma$ vs. $\epsilon_{cum}$ del ensayo F02-180 para los últimos ciclos	68
5.6	Gráfica $\sigma$ vs. $\epsilon$ del ensayo F02-180 (rojo) superpuesta con ensayo monotónico M01 (negro)	68
5.7	Gráfica $\sigma$ vs. $\epsilon$ del ensayo F03-180	69
5.8	Gráfica $\sigma$ vs. $\epsilon_{cum}$ del ensayo F03-180	69
5.9	Gráfica $\sigma$ vs. $\epsilon$ del ensayo F03-180 (rojo) superpuesta con ensayo monotónico M01(negro)	70
5.10	Gráfica $\sigma$ vs. $\epsilon$ del ensayo M02	70
5.11	Gráfica $\sigma$ vs. $\epsilon$ del ensayo F04-280	71
5.12	Gráfica $\sigma$ vs. $\epsilon$ del ensayo F04-280 (rojo) superpuesta con ensayo monotónico M02 (negro)	71
5.13	Gráfica $\sigma$ vs. $\epsilon$ del ensayo F05-280	72
5.14	Gráfica $\sigma$ vs. $\epsilon$ del ensayo F05-180 (rojo) superpuesta con ensayo monotónico M02(negro)	72
<hr/>		
5.15	Gráfica $\sigma$ vs. $\epsilon$ del ensayo F06-280	73
5.16	Gráfica $\sigma$ vs. $\epsilon_{cum}$ del ensayo F06-280	73
5.17	Gráfica $\sigma$ vs. $\epsilon$ del ensayo F06-280 superpuesta (rojo) con ensayo monotónico M02 (negro)	74
5.18	Gráfica $\sigma$ vs. $\epsilon$ del ensayo F07-280	74
5.19	Gráfica $\sigma$ vs. $\epsilon_{cum}$ del ensayo f07-280	75
5.20	Gráfica $\sigma$ vs. $\epsilon$ del ensayo F07-180 (rojo) superpuesta con ensayo monotónico M02 (negro)	75
5.21	21 Esfuerzo máximo por ciclo F03-180	76
5.22	Esfuerzo máximo normalizado vs. tiempo F03-180	76
5.23	Esfuerzo máximo por ciclo F07-280	77

5.24	Esfuerzo máximo normalizado vs tiempo F07-280	77
5.25	a. Relajación de esfuerzos b. Gráfica de compresión $\sigma$ vs. $\epsilon$ RL-T1-T7	78
5.26	a Relajación de esfuerzos b. Gráfica de compresión $\sigma$ vs. $\epsilon$ RL-T1-So	79
5.27	a. Relajación de esfuerzos b. Gráfica de compresión $\sigma$ vs $\epsilon$ RL-T2-T7	80
5.28	a. Relajación de esfuerzos b. Gráfica de compresión $\sigma$ vs. $\epsilon$ RL-T2-So	81
5.29	a. Relajación de esfuerzos b Gráfica de compresión $\sigma$ vs. $\epsilon$ RL-T3-T7	82
5.30	a. Relajación de esfuerzos b. Gráfica de compresión $\sigma$ vs. $\epsilon$ RL-T3-So	83
6.1	Primer cambio en la dirección de deformacion para el ensayo F03-180	92
6.2	Primer cambio en la dirección de deformacion para el ensayo F07-180	92
6.3	Esfuerzo máximo (negro) y esfuerzo a la cedencia (rojo) para las primeras cuatro secuencias de deformación en el ensayo f03-180	93
6.4	Esfuerzo máximo (negro) y esfuerzo a la cedencia (rojo) para las primeras cuatro secuencias de deformacion en el ensayo f07-280	93
6.5	Microgrieta en probeta usada en el ensayo F02-180, 400X	94
6.6	Microgrieta en probeta usada en el ensayo F02-180, 400X	94
6.7	Microgrieta en probeta usada en el ensayo F04-280, 400X	95
6.8	Microgrieta en probeta usada en el ensayo F04-280 , 400X	95
6.9	Evolución del esfuerzo de fluencia en el ensayo F03-180	96
6.10	Evolución del esfuerzo de fluencia en el ensayo F07-280	97
6.11	Coalescencia de dos precipitados de $\text{CuAl}_2$ durante el ensayo M02	98
6.12	Superposición de los ensayos de compresión-relajación-compresión realizados a 280°C	98
6.13	a) Nucleación b) Crecimiento y c) Coalescencia de grietas por segundas fases dispersadas según Brown	99
6.14	Imagen del SEM de F03-280, poro generando una grieta, esta se propaga a través del silicio por ser una fase mas frágil según el mecanismo de transferencia de esfuerzos propuesto por Cáceres <sup>8</sup> .	100
6.15	15 Imagen del SEM de F03-280 mostrando detalle de la propagación de grieta	101
6.16	Propagación de grieta en ensayo F06-280, 400X	101
6.17	Propagación de grieta a través de una dendrita, 200X	102

6.18	Propagación de grietas a través de partículas de Si en ensayo RL-T1-T7, 400X	102
6.19	Propagación de grietas a través de partículas de Si en ensayo RL-T3-T7, 400X	103
6.20	Precipitados de $\text{CuAl}_2$ en superficie de fractura de F03-180	103
6.21	Precipitados de $\text{CuAl}_2$ en superficie de fractura de F03-180	104
6.22	Precipitados de $\text{CuAl}_2$ en superficie de fractura de F03-180	105



# UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

## Referencias

1. Agatonovic, P. Heidenreich, R. (1988) (1988) *ASTM STP 942*, 500
2. Albert, W.A.J. (1838). *Archive für Mineralogie Geognosie, Bergbay und Huttenkunde* **10**, 215
3. Basinski, Z.S. Korbel, A.S Basinski, S.J. (1980). *Acta Metallurgica* **28**, 191
4. Bathias, C. (1997). *La fatigue de matériaux et des structures 2e édition*. Hermes, Paris, Fr.
5. Bauschinger, J. (1886) *Mitt:Mech-Tech Lab*. XII Munchen
6. Brown, L.M. Stobbs, W.M (1971) *Phil. Mag.* **23** 1185
7. Brown, L.M. Stobbs, W.M. (1971) *Phil. Mag.* **23** 1201
8. Cáceres, C.H. Griffiths, J.R. (1995) *Acta Mater.* **44** 15
9. Cáceres, C.H. Wang Q.G. (1996) *Int. J. Cast. Metal. Res.* **9** 157
10. Cahn, R.W. Haasen, P (1996) *Physical metallurgy*. Elsevier Sc., Amsterdam Netherlands
11. Caton, M.J Jones, J.W. Boileau J.M. Allison, J.E. (1999) *Metal. Mat. Trans. A.* **30A** 3055
12. Cottrell, A H (1958) *Trans. Metall. Soc. AIME* **212** 192
13. Chung, Y S Abel, A. (1988) *ASTM STP 942*, 94
14. Dieter, G.E. (1988) *Mechanical Metallurgy* McGraw-Hill. London U.K.
15. Frank, F.C. Read, W.T. (1950) *Phys. Rev* **79** 722

16. Gloria, D. (1999) Ph.D. Thesis, **McGill University**
17. Gundlach, R.B. Ross, B. Hetke, A. Valtierra, S. Mojica, J.F. (199) *AFS Transactions*. **4** 141
18. Kennet, A.J. (1971) *Jour. Crystal Growth*. **8** 63
19. Lifshitz, I.M. Slyozov, V.V. (1961) *J.Phys.Chem. Solids*. **19** 35
20. Mangonon, P.L. Fasm, P.E. (2000) *The principles of materials selection for engineering desing*. **Prentince-Hall New Jersey, U.S.A.**
21. Manson, S.S. (1960) *Thermal stress and low cycle fatigue*. **McGrawHill New York, U.S.A.**
22. Martin, J.W. (1980) *Micromechanisms in particle hardened alloys*. **Cambridge University Press, Cambridge U.K.**
23. Martin, J.W. Doherty, R D. (1976) *Stability of microstructure in metallic systems*. **Cambridge University Press, Cambridge U.K.**
24. Mughrabi, H. Ackerman, F. Herz, K. (1979) *ASTM STP 675*, 69
25. Orowan, E. (1934) *Z.phys.* **89** 605
26. Pickard, A.C. Knott, J.F. (1988) *ASTM STP 942* 58
27. Rie, K.T. Schmidt, R.M. Ilshner, B. Nam, S.W. (1988) *ASTM STP 942* 313
28. Stout, m.G. Rollett, A.D. (1990) *Metall. Trans.A*. **21A** 3201
29. Suresh, S. (1991) *Fatigue of materials*. **Cambridge University Press, Cambridge U.K.**
30. Torres, R (2000) *Tesis de maestria*, **UANL, México**
31. Velasco, E.A. (1997) *Tesis doctoral* **UANL, México**



# Resumen Autobiográfico

**I.Q.A. José Iván Suárez Gutiérrez**

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

**Tesis: Estudios de deformación cíclica en una  
aleación Al-Si tipo A319**

José Iván nació el 26 de septiembre de 1976 en la Ciudad de México, hijo del Tte. Cor. A.B. José Suárez Cortes y de la Sra. Caritina Gutiérrez de los Reyes (quien actualmente estudia la carrera de Ingeniero Agrónomo en la Universidad Autónoma de Tamaulipas), hermano menor del C.P. Rayenari Edmundo y de la Srita. Concepción del Carmen.

En 1983 después de haber sido rechazado por todos los equipos de la pequeña liga de béisbol de Mazatlán logró ingresar a un equipo conformado sólo por niños rechazados; jugó únicamente por una temporada en la posición de jardín derecho y durante esta temporada sólo logró anotar una carrera impulsada de caballito después de que le dieron base por golpe. En 1984 cuando cursaba el 3<sup>er</sup> año en la Escuela Primaria Agustina Ramírez obtuvo el primer lugar en Ciencias Naturales de la Zona Escolar No. 012 del Estado de Sinaloa, Mex.

Miembro de la OFD desde 1992, cursó estudios en la Preparatoria # 15 Unidad Florida de la U.A.N.L. donde conoció a su futura esposa Mayra Elizabeth Alanís Alanís pero su relación no pasó mas allá de una amistad.

En 1993 obtiene una beca para estudiar en el Instituto Tecnológico y de Estudios Superiores de Monterrey. En septiembre de 1994 regresa a la Ciudad de México para presenciar el concierto de Slayer en Pantitlán.

Durante sus estudios laboró El Centro de Tecnología Limpia y en El Centro de Calidad Ambiental. En 1998 realizó una estancia en la Facultad de Minas, Metalurgia y Geología de la Universidad de Guanajuato.

En Diciembre de 1999 el I.T.E.S.M. le otorga el título de Ingeniero Químico Administrador, como requisito de finalizar sus estudios presentó el Proyecto de Plantas Químicas titulado “Producción de Óxido de Zinc Vía Método Francés”, además de obtener calificación de 100 en dicho proyecto, también obtiene la tercer calificación mas alta en el examen integrador de carrera de la generación IQA/IQS Diciembre 1999.

En Febrero del 2000 ingresa al Programa Doctoral de Ingeniería de Materiales de la F.I.M.E de la U.A.N.L. y reencuentra a Mayra Elizabeth después de más de 7 años sin contacto alguno. Durante el verano del 2000 realizó una estancia en la Universidad de Sheffield, Reino Unido iniciando una gran amistad con el australiano Brad Wynne.

Durante ese mismo verano visita por primera vez el Museo Louvre en París y es fuertemente impactado por la colección renacentista mientras practica su limitado conocimiento del idioma francés.

En Julio del 2001 concluye los estudios de la maestría después de sólo 3 semestres y presenta como opción al grado de Maestro en Ciencias de la Ingeniería Mecánica con Especialidad en Materiales la Tesis “Estudios de deformación cíclica en una aleación Al-Si tipo A319”.

El 5 de Mayo del 2001 contrajo nupcias con la I.M.E. Mayra Elizabeth Alanís Alanís en hermosa ceremonia realizada al atardecer seguido por una agradable recepción acompañados de sus familiares y amigos mas cercanos de la pareja.

