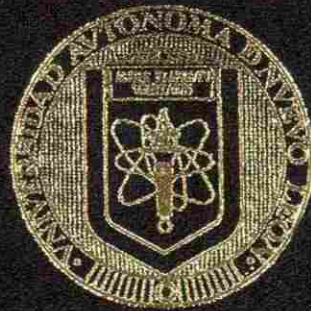


UNIVERSIDAD AUTONOMA DE NUEVO LEON
FACULTAD DE INGENIERIA MECANICA
Y ELECTRICA
DIVISION DE ESTUDIOS DE POSTGRADO



RELACION ENTRE MICROESTRUCTURA Y
PROPIEDADES MECANICAS EN PIEZAS
VACIADAS DE ALUMINIO

POR

MARIA ANGELICA ALVARADO RAMIREZ

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. JUNIO DE 1999

THE UNIVERSITY OF CHICAGO
PRESS
CHICAGO, ILLINOIS 60607
U.S.A.

TM
Z5853
.M2
FIME
1999
A4

1000



1020126379



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

UNIVERSIDAD AUTONOMA DE NUEVO LEON

FACULTAD DE INGENIERIA MECANICA
Y ELECTRICA

DIVISION DE ESTUDIOS DE POSTGRADO



RELACION ENTRE MICROESTRUCTURA Y
PROPIEDADES MECANICAS EN PIEZAS
VACIADAS DE ALUMINIO

UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

MARIA ANGELICA ALVARADO RAMIREZ
DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

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. JUNIO DE 1999

TM
Z5853
M2
FIME
1999
A4

0131-49360



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

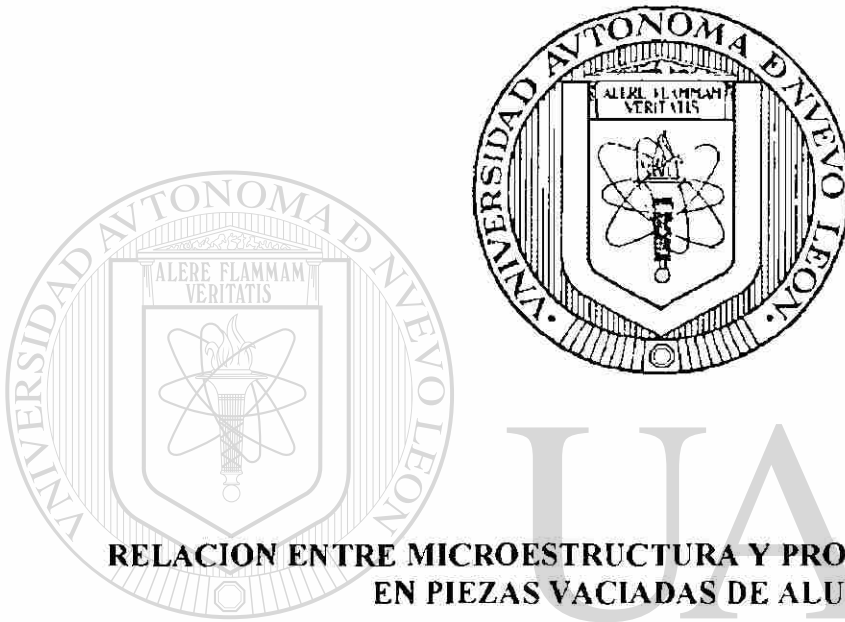
®

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

UNIVERSIDAD AUTONOMA DE NUEVO LEON

FACULTAD DE INGENIERIA MECANICA Y ELECTRICA

DIVISION DE ESTUDIOS DE POSTGRADO



**RELACION ENTRE MICROESTRUCTURA Y PROPIEDADES MECANICAS
EN PIEZAS VACIADAS DE ALUMINIO**

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN
POR
MARIA ANGELICA ALVARADO RAMIREZ
DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

®

TESIS

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

SAN NICOLAS DE LOS GARZA, N. L.

JUNIO DE 1999.



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

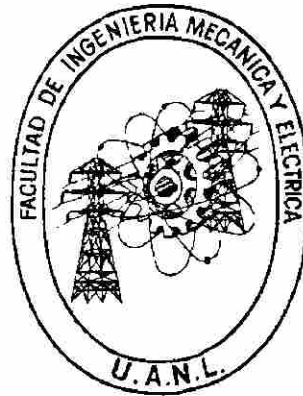


FONOTESIS

UNIVERSIDAD AUTONOMA DE NUEVO LEON

FACULTAD DE INGENIERIA MECANICA Y ELECTRICA

DIVISION DE ESTUDIOS DE POSTGRADO



**RELACION ENTRE MICROESTRUCTURA Y PROPIEDADES MECANICAS
EN PIEZAS VACIADAS DE ALUMINIO**

POR

MARIA ANGELICA ALVARADO RAMIREZ

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

TESIS

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

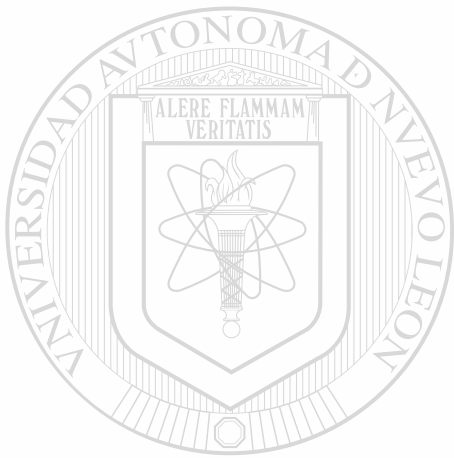
SAN NICOLAS DE LOS GARZA, N. L.

JUNIO DE 1999.

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

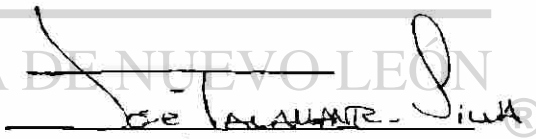
Los miembros del comité de tesis recomendamos que la tesis "Relación entre Microestructura y Propiedades Mecánicas en Piezas Vaciadas de Aluminio" realizada por la Ing. María Angélica Alvarado Ramírez sea aceptada como opción al grado de Maestro en Ciencias de la Ingeniería Mecánica con especialidad en Materiales.

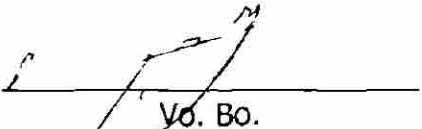
El Comité de Tesis

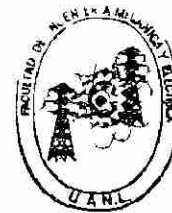



Asesor
Dr. Rafael Colás Ortiz


Coasesor
Dr. Salvador Valtierra Gallardo


Coasesor
Dr. José Talamantes Silva


Vo. Bo.
Ing. Roberto Villarreal Garza
División de Estudios de Postgrado



SUBDIRECCION

San Nicolás de los Garza; Nuevo León, Junio de 1999.

DEDICATORIA

Gracias ...

A Dios por haberme permitido
concluir este ciclo,

A mis padres y hermanos por su gran
esfuerzo y apoyo incondicional,

A mi familia, Guillermo y Alejandra,
por compartir conmigo todo
momento y ser la principal razón de
este esfuerzo.

AGRADECIMIENTOS

Al CONACYT por el apoyo económico brindado.

A la Universidad Autónoma de Nuevo León y a la Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica.

Al DIMAT que me permitió formar parte de una comunidad científica y a los Doctores que me brindaron siempre su apoyo y sus conocimientos.

Al Dr. Rafael Colás O. por su asesoramiento y dirección en este trabajo.

Al Dr. Salvador Valtierra G. por su confianza y apoyo.

Al Dr. Eulogio Velasco S. por sus consejos y colaboración en este trabajo.

Al Dr. José Talamantes S. por aceptar formar parte de este trabajo.

A Memo por su invaluable ayuda y comprensión.

Muy en especial a Mike por su franca y desinteresada colaboración y asesoría.

A NEMAK por todas las facilidades brindadas, en especial al Depto. de Investigación y Desarrollo por darme la oportunidad de convivir en un ambiente de trabajo en equipo y en armonía.

A todos mis compañeros del DIMAT.

PROLOGO

El objetivo de la presente tesis, es proporcionar información acerca de la interrelación entre el arreglo microestructural y las propiedades mecánicas de las aleaciones de aluminio.

Con el estudio de esta interrelación, se verán beneficiados no solamente estudiantes e investigadores del ramo sino que será ampliamente utilizada en la industria transformadora de este tipo de aleaciones, ya que las propiedades mecánicas de un elemento es uno de los principales aspectos a especificar y controlar en el diseño de nuevas piezas.

Por su amplia investigación bibliográfica y por la forma en que el autor relaciona los temas, la presente tesis puede servir de base a futuras investigaciones o como un texto auxiliar el estudio de materias relacionadas con las propiedades mecánicas de las aleaciones de aluminio.

Cabe mencionar que para el desarrollo de este trabajo, el autor utilizó equipo y técnicas de vanguardia, con lo que se asegura que los resultados obtenidos son ampliamente confiables.

LUIS GUILLERMO GARCÍA NAVARRO

INDICE

RESUMEN	1
1. INTRODUCCION	2
2. MICROESTRUCTURA DEL ALUMINIO	4
2.1 Introducción	4
2.2 Solidificación	4
2.2.1 Balance térmico	5
2.2.2 Nucleación homogénea	7
2.2.3 Nucleación heterogénea	11
2.2.4 Crecimiento cristalino	11
2.3 Crecimiento dendrítico	13
2.3.1 Dendritas secundarias	16
2.3.2 Dirección del crecimiento dendrítico	19
2.3.3 Razón del crecimiento dendrítico	19
2.3.4 Desorientación entre dendritas	20
2.3.5 Espaciamiento dendrítico secundario	20
3. ALEACIONES ALUMINIO-SILICIO	23
3.1 Introducción	23
3.2 Piezas de aluminio-silicio	26
3.3 Modificación de una aleación Al-Si	27
3.3.1 Modificación por enfriamiento rápido	28
3.3.2 Modificación por adición	30
3.4 Modificación eutéctica	32
4. PROPIEDADES MECANICAS	35
4.1 Introducción	35
4.2 Ensayo de compresión	36
4.2.1 Pandeamiento de la muestra	37
4.2.2 Abarrilamiento de muestras cilíndricas	37
4.2.3 Fricción durante el ensayo	38
4.2.4 Fractura en compresión	38
4.3 Curva esfuerzo-deformación	39
5. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL	42
5.1 Introducción	42
5.2 Descripción del equipo y material	42
5.2.1 Caracterización metalográfica	42
5.2.2 Ensayo de compresión	47
5.3 Composición química del material	48

5.4 Clasificación de probetas	48
5.5 Técnicas empleadas	50
6. ANALISIS Y DISCUSION DE RESULTADOS	51
7. CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES	67
8. REFERENCIAS BIBLIOGRAFICAS	69
INDICE DE FIGURAS	71
INDICE DE TABLAS	73
ANEXO I	74
ANEXO II	78
ANEXO III	83



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

RESUMEN

La importancia y el auge que en los últimos años han desarrollado las aleaciones de aluminio a nivel industrial, principalmente en la industria automotriz, hace necesario evaluar y analizar de manera más detallada las propiedades que estas aleaciones presentan durante y después de su fabricación.

El presente trabajo tiene como objetivo evaluar la estrecha relación que tienen las propiedades mecánicas de una aleación de aluminio A319 con su microestructura y con su historial térmico.

Se partió de material vaciado en lingote y enfriado a diferentes velocidades de solidificación desde la base inferior con una templadera, previo a este trabajo. La experimentación inició con diversas pruebas de compresión en probetas cilíndricas variando la velocidad de deformación y la distancia desde la base del lingote (1, 2, 4 y 8 cm), con el propósito de obtener un esquema completo del comportamiento mecánico en función del arreglo microestructural de la aleación, para lo cual se hicieron mediciones del espaciamiento dendrítico secundario (EDS), tamaño de grano, porosidad y dureza.

Posteriormente se realizó un análisis metalográfico cuantitativo para poder determinar la distancia libre promedio que existe entre las partículas de la fase eutéctica, ya que esta variable se relaciona muy estrechamente con el comportamiento mecánico que presenta la aleación.

Finalmente se efectuó el análisis correspondiente de todos los resultados obtenidos, en programas diseñados especialmente para tal fin, encontrándose una significativa y lógica correlación entre la historia térmica del metal y su microestructura con las propiedades mecánicas del mismo.

CAPITULO 1

INTRODUCCION

El desarrollo de la tecnología está limitado principalmente por los metales, y en la presente era de industrialización ningún metal ha demostrado ser tan versátil como el aluminio. En la actualidad, el aluminio solamente cede el primer lugar al acero entre las aleaciones comunes. Si se midiera por volumen y no por peso, éste excedería en cantidad a todos los demás metales no ferrosos combinados, incluyendo al cobre, plomo, titanio y cinc.

Existen muchas razones del rápido y sostenido crecimiento en el uso del aluminio. Debido a sus propiedades únicas, desde el principio el aluminio ha competido y reemplazado a materiales mucho más viejos y establecidos, tales como la madera, el cobre y el acero. El aluminio se ha ganado esta posición aunque su producción a nivel industrial empezó a finales del siglo pasado; por lo que se encuentra entre los metales más jóvenes y de mayor auge⁽¹⁾.

Entre las características más conocidas del aluminio se encuentran su peso ligero y baja densidad, tiene buena maleabilidad y formabilidad, alta resistencia a la corrosión, gran conductividad eléctrica y térmica, baja temperatura de fusión, excelente fluidez y óptimas propiedades mecánicas⁽²⁾.

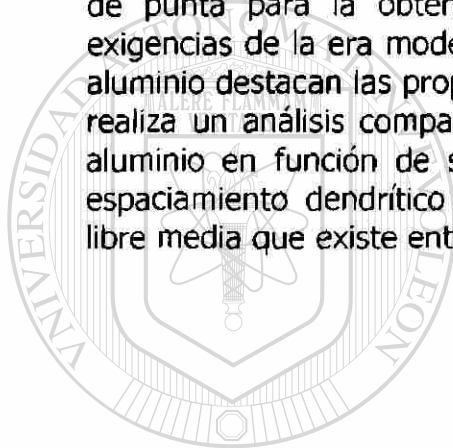
El aluminio es un metal ligero, con una densidad de 2.70 gr/cm^3 , es decir, con un tercio de la densidad del acero (7.87 gr/cm^3). Las aleaciones de aluminio, gracias a su ligereza han tenido gran aceptación en aplicaciones aeronáuticas y de automotores.

Las aleaciones de aluminio responden fácilmente a los mecanismos de endurecimiento, por lo que pueden alcanzar o exceder en resistencia mecánica a aceros estructurales. Gracias al gran desarrollo en sus propiedades mecánicas, las aleaciones de aluminio han tenido gran éxito en la industria automotriz, logrando desplazar al hierro en la fabricación de componentes automotrices como cabezas de motor, monoblocks y pistones⁽¹⁾.

Dentro de la industria automotriz se emplean con gran éxito aleaciones al silicio, ya que, debido a su excelente fluidez y a su buena respuesta al tratamiento térmico, se pueden emplear en la fabricación de piezas con excelentes propiedades mecánicas obtenidas mediante el proceso de fundición en moldes de acero que, generalmente tienen formas y geometrías irregulares.

Durante los últimos años se ha puesto principal atención en el reciclaje del aluminio. El incentivo para esto es particularmente fuerte, ya que para la refusión de chatarra se requiere solamente el 5% de la energía necesaria para producir el mismo peso de aluminio primario a partir de la bauxita⁽³⁾.

Gran parte del aluminio reciclado es empleado en la fabricación de componentes automotrices, industria que en la actualidad cuenta con tecnología de punta para la obtención de piezas de alta calidad que satisfagan las exigencias de la era moderna. Dentro de los requerimientos de estas piezas de aluminio destacan las propiedades mecánicas, es por ello que en este trabajo se realiza un análisis comparativo de la resistencia mecánica de una aleación de aluminio en función de su microestructura, tomando especial atención en el espaciamiento dendrítico secundario, la porosidad del material y la distancia libre media que existe entre las partículas del eutéctico.



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

CAPITULO 2

MICROESTRUCTURA DEL ALUMINIO

2.1 INTRODUCCION

Una de las primeras oportunidades que se tienen para controlar la estructura y las propiedades de un metal, se presenta durante la solidificación del líquido fundido. Dependiendo del metal se puede controlar el tamaño y forma de los granos, así como la separación de los brazos dendríticos primarios y secundarios o el espaciamiento interlaminar en las aleaciones eutécticas. Manteniendo una adecuada nucleación y crecimiento, mediante la inoculación o la refinación de grano, tasas adecuadas de solidificación, temperatura correcta del metal y apropiado proceso de fundición, se puede lograr el adecuado endurecimiento de la aleación, un buen control en la generación de defectos como segregación y porosidad, así como la obtención de una aleación que responda satisfactoriamente al tratamiento térmico⁽⁴⁾.

Dentro de la industria de la fundición, es indispensable tener un buen control de todas estas variables del proceso, ya que de ellas dependen directamente las propiedades mecánicas que alcanzará el material y, por lo tanto, el comportamiento que tendrá durante su operación.

2.2 SOLIDIFICACION

Los medios principales que se hallan a disposición para el control de las propiedades de las aleaciones son las transformaciones de fase. Casi todos los metales y aleaciones, en cierto momento de su procesamiento, se encuentran en estado líquido, el cual solidifica cuando se enfría a una temperatura inferior a la de solidificación. Las estructuras producidas durante este proceso afectan las propiedades mecánicas e influyen en el tipo de procesamiento subsecuente para

lograr las propiedades finales. En los metales puros, el tamaño de grano y la forma pueden controlarse por medio de la solidificación.

Las propiedades mecánicas también pueden ser controladas por la adición de átomos sustitucionales e intersticiales, los cuales interfieren con el movimiento o deslizamiento de las dislocaciones. Estos defectos puntuales originan el endurecimiento del material por solución sólida. Sin embargo, los defectos puntuales cambian también los fenómenos de nucleación y crecimiento del material e influyen en el comportamiento de la solidificación.

La transformación de fase líquido-sólido es quizá la más importante de las transformaciones de fase que se estudian, ya que casi todos los metales deben sufrir esta transformación antes de convertirse en objetos útiles⁽⁵⁾.

La solidificación requiere de dos pasos: nucleación y crecimiento. La nucleación ocurre cuando una pequeña partícula sólida se forma dentro del líquido. El crecimiento del sólido se lleva a cabo cuando los átomos del líquido se unen al sólido diminuto hasta consumir el líquido.

La velocidad con la cual se realiza la transformación de fase es controlada por estos procesos. Cuando se inicia la nucleación, ésta se realiza generalmente en alguna discontinuidad de la fase matriz, como una impureza o algún elemento de adición; pero puede darse el caso de que el núcleo se forme en una región uniforme de la fase matriz. La distinción entre estos dos tipos de nucleación es bastante importante y se puede resumir como sigue:

Nucleación homogénea: La nueva fase se forma uniformemente en todo el volumen de la fase madre.

Nucleación heterogénea: La nueva fase no se forma de manera uniforme, sino más bien, en sitios preferenciales.

2.2.1 BALANCE TERMICO

Aunque los átomos en el estado líquido no tienen ningún orden definido, es posible que algunos en cualquier instante dado estén en posiciones que corresponden exactamente a la red espacial que adoptan cuando solidifican. Estos agregados o grupos casuales no son permanentes, sino que continuamente se deshacen y se forman de nuevo en otros puntos. El tiempo que existen está determinado por la temperatura y el tamaño del grupo. Los grupos pequeños son muy inestables, ya que solo están formados por un pequeño número de átomos y la pérdida de uno solo puede destruir el grupo. Cuando la temperatura del líquido

disminuye, el movimiento del átomo decrece, alargando la vida del grupo y mayor número de grupos estará presente al mismo tiempo.

Los átomos en un material tienen energía tanto cinética como potencial. La

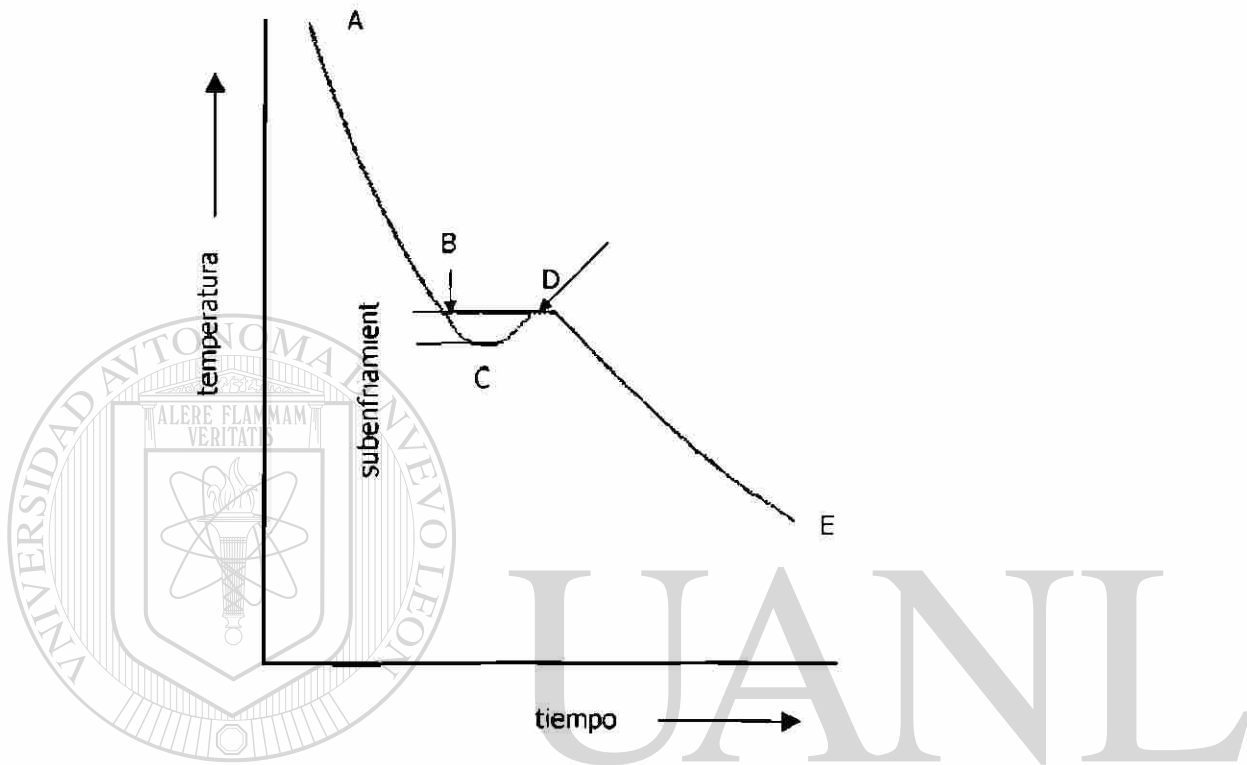


Fig. 2.1 Curva de enfriamiento para un metal puro; ABDE ideal, ABCDE real.

energía cinética está relacionada con la velocidad con que se mueven los átomos y es estrictamente una función de la temperatura. A mayor temperatura, los átomos son más activos y la energía cinética es mayor. Por otro lado, la energía potencial está relacionada con la distancia entre átomos. A mayor distancia promedio entre átomos, mayor será su energía potencial⁽²⁾.

En el punto de congelación de un metal puro en el que ambos estados, líquido y sólido, se encuentran a la misma temperatura, la energía cinética de los átomos en el líquido y en el sólido debe ser la misma, pero hay una diferencia significativa en energía potencial. Los átomos en el sólido están mucho más próximos, de modo que la solidificación propicia una liberación de energía. Esta diferencia en energía potencial entre los estados líquido y sólido se conoce como calor latente de fusión; sin embargo, se requiere energía para establecer una superficie entre el sólido y el líquido.

En metales puros, en el punto de congelación, el calor de fusión no libera suficiente energía para crear una frontera estable y se necesita siempre de algún subenfriamiento para formar núcleos estables. La subsecuente liberación de calor de fusión eleva la temperatura del punto de congelación (ver Fig. 2.1).

Cuando la temperatura del metal líquido ha disminuido en forma suficiente por debajo de su punto de congelación, aparecen espontáneamente agregados o núcleos estables en diversos puntos del líquido. Estos núcleos que ahora se han solidificado, actúan como centros para cristalización ulterior. Conforme continúa el enfriamiento, más átomos tienden a congelarse y pueden unirse a aquellos núcleos ya existentes o formar por sí mismos nuevos núcleos.

2.2.2 NUCLEACION HOMOGENEA

Al considerar la solidificación, la nucleación incluye la formación de pequeñas partículas rodeadas de líquido. Para determinar cómo y cuándo acontece la nucleación, es necesario considerar el problema desde el punto de vista termodinámico.

Abajo de la temperatura de fusión, la fase del sólido es estable puesto que tiene la energía libre más baja. Arriba de la temperatura de fusión, la fase del líquido también es estable. El cambio de la energía libre durante la solidificación se toma como ΔG_v :

$$\Delta G_v = G_s - G_l \quad (2-1)$$

donde:

G_s = Energía libre del sólido

G_l = Energía libre del líquido

Si el líquido se enfría por debajo del punto de fusión, la energía libre del sólido se hará más pequeña de modo que ΔG_v se convierte en un número negativo debajo de la temperatura de fusión. En la Fig. 2.2 se grafica la energía libre del volumen como una función de la temperatura para ambas fases, sólida y líquida. A la temperatura de solidificación ambas fases deben tener la misma energía libre, ya que están en equilibrio termodinámico a esta temperatura. Si el líquido se enfría de alguna forma por debajo del punto de solidificación una cantidad ΔT sin que

ocurra solidificación, a esto se le llama subenfriamiento. El líquido tendrá entonces una energía libre que es mayor que en el sólido por la cantidad ΔG_v , según se ilustra en la Fig. 2.2. Desde luego se esperaría que el líquido se solidifique, ya que en esa forma disminuiría la energía libre. Sin embargo, es bastante fácil subenfriar ciertos líquidos durante periodos indefinidos, lo que demuestra que hay alguna barrera para iniciar la solidificación.

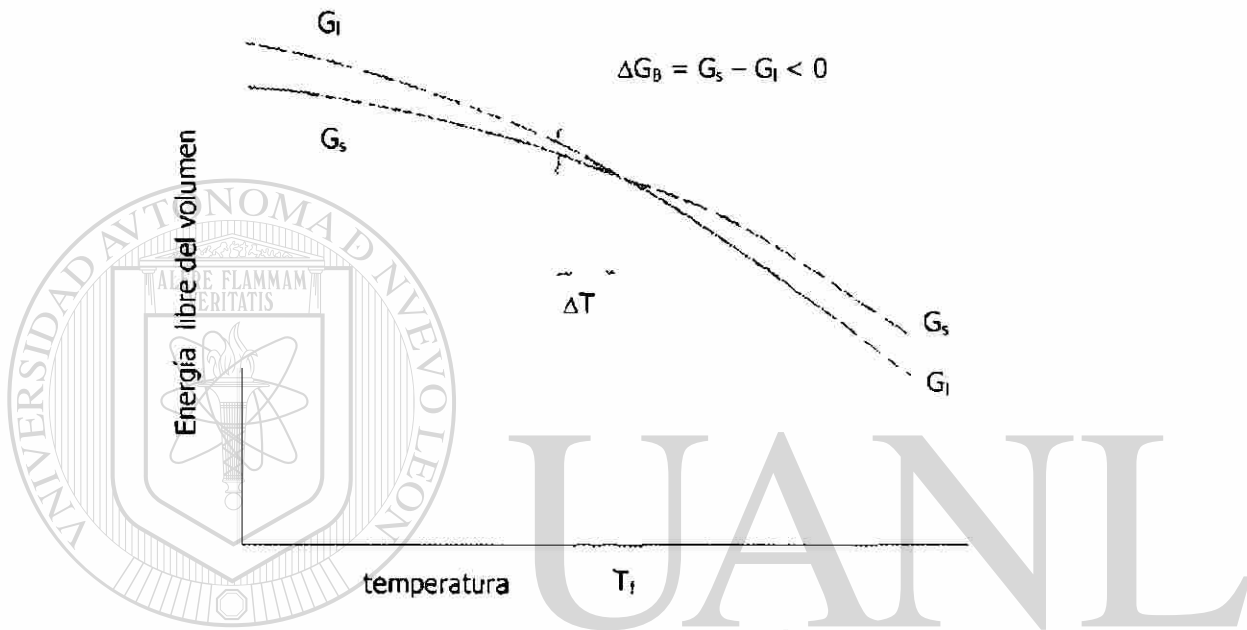


Fig. 2.2 Dependencia de la temperatura en la energía libre del volumen de las fases sólida y líquida.

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

Para comprender la naturaleza de esta barrera se debe considerar lo que ocurre físicamente cuando un líquido solidifica. El sólido empieza a formarse como regiones muy pequeñas a través del volumen del líquido. Estos pequeños granos se llaman núcleos y se considera que tienen forma esférica. Cuando estos núcleos se forman, primero son muy pequeños, probablemente del orden de 10 \AA en diámetro, por consiguiente su relación superficie - volumen es muy alta. Como hay una energía libre asociada con la formación de la superficie del núcleo, esta energía superficial actuará como una barrera para la formación de núcleos pequeños⁽⁵⁾.

Si el cambio de ΔG_v en energía libre es negativo cuando el líquido se transforma en sólido. ¿Porqué el líquido no se transforma en sólido inmediatamente? La razón de esto es que la energía libre que se acaba de considerar se aplica únicamente al volumen del material. Cuando un grupo de

átomos se reúne para formar un embrión o núcleo potencial, se forma entonces una cara o superficie (Fig. 2.3), la cual produce una energía libre positiva que es destinada a aumentar la energía libre, asociándola con el embrión o núcleo potencial. Este núcleo puede prevalecer si el total de la energía libre disminuye.

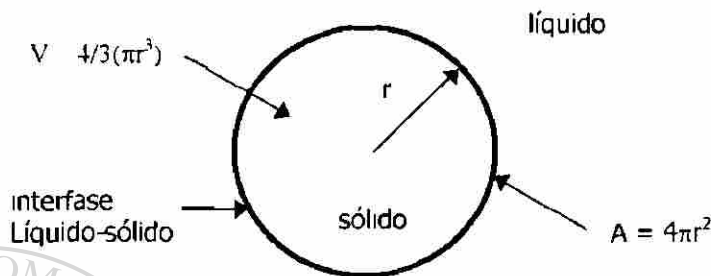


Fig. 2.3 Interfase de separación al formarse el sólido a partir de la fase líquida.

Para tomar en cuenta este efecto, se escribe el cambio de energía libre para formar un núcleo como:

$$\Delta G = \frac{4}{3} \pi r^3 \Delta G_v + 4 \pi r^2 \gamma \quad (2-2)$$

donde:

$\frac{4}{3} \pi r^3$ = Volumen de una esfera sólida de radio r

ΔG_v = Cambio de energía libre volumétrica

$4 \pi r^2$ = Área superficial del sólido

γ = Tensión superficial

El cambio de ΔG_v es negativo; es decir, disminuye durante el proceso de solidificación⁽¹¹⁾.

El cambio total en la energía libre depende del tamaño del sólido (ver Fig. 2.4). El crecimiento de una partícula sólida muy pequeña, llamada embrión, requiere de un incremento en la energía libre. Si el embrión no alcanza un tamaño crítico en un tiempo dado, en lugar de crecer se vuelve a fundir, causando un decremento en la energía libre, y el metal permanece líquido.

Puesto que el líquido se encuentra presente por debajo de la temperatura de solidificación en equilibrio, está subenfriado. El subenfriamiento es la temperatura de solidificación en equilibrio menos la temperatura real del líquido. La nucleación no ha ocurrido y el crecimiento no puede iniciarse, aunque la temperatura esté por debajo de la temperatura de solidificación en equilibrio.

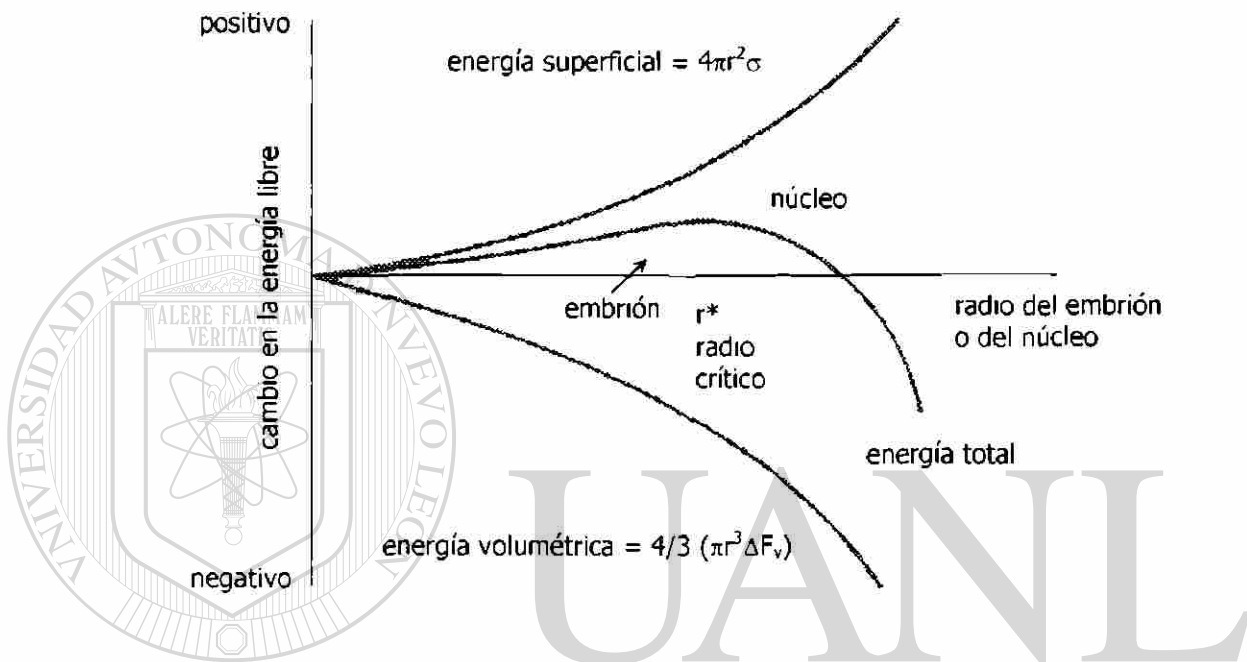


Fig. 2.4 La energía libre total del sistema líquido-sólido cambia con el tamaño del sólido.

Cuando el embrión crece hasta formar una partícula sólida grande, la energía libre disminuye. El sólido es estable, la nucleación ha ocurrido y el crecimiento de la partícula sólida, que ahora se llama núcleo, se inicia. La nucleación ocurre sólo cuando un número suficiente de átomos se agrupa espontáneamente para producir un sólido con un radio mayor que el radio crítico r^* , correspondiente al máximo en la curva de energía libre total.

La nucleación homogénea ocurre cuando el subenfriamiento se hace lo suficientemente grande para permitir que el embrión exceda el tamaño crítico⁽⁶⁾.

Por otra parte, la nucleación homogénea es la formación espontánea de núcleos a través de las fluctuaciones de composición del soluto. Aquí, los átomos del soluto se agrupan en la red de la matriz y comienza el crecimiento de una partícula de segunda fase en el que de otra forma sería un cristal perfecto⁽⁷⁾.

2.2.3 NUCLEACION HETEROGENEA

A excepción de los experimentos de laboratorio, la nucleación homogénea rara vez ocurre en los metales líquidos. En lugar de ello, las impurezas que están en contacto con el líquido, ya sea suspendidas en él o en las paredes del recipiente, proporcionan una superficie en donde se puede formar el sólido (ver Fig. 2.5). Ahora se obtiene un radio de curvatura mayor que el radio crítico con muy poca superficie total entre el sólido y el líquido. Sólo unos cuantos átomos se necesitan reunir para producir una partícula sólida con el radio requerido, y en consecuencia se necesita menor subenfriamiento para lograr el tamaño crítico. La nucleación en la superficie de las impurezas es conocida como nucleación heterogénea. Todas las aleaciones de aluminio de uso ingenieril nuclean heterogéneamente durante la solidificación. Algunas veces se introducen intencionalmente impurezas en el líquido. Tales prácticas en los metales son llamadas refinamiento de grano o inoculación.

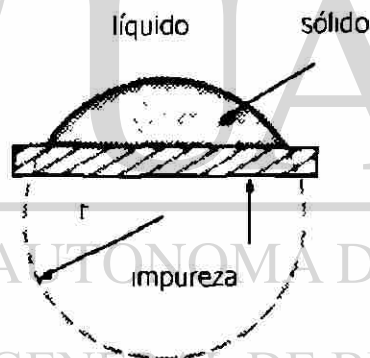


Fig. 2.5 Sólido que se forma sobre una impureza, durante la nucleación heterogénea

2.2.4 CRECIMIENTO CRISTALINO

Cuando menos compacto sea un plano cristalográfico, más fácil es para los átomos del líquido adherirse al cristal. Este hecho, se puede explicar con ayuda de la Fig. 2.6 que representa una estructura FCC la cual muestra las disposiciones atómicas sobre las superficies [111] y [100] y. Las cavidades disponibles en la

2.3 CRECIMIENTO DENDRITICO

Cuando un líquido inoculado se enfría lentamente bajo condiciones de equilibrio, la temperatura del metal líquido es mayor que la temperatura de solidificación. El calor latente de fusión puede eliminarse solamente por conducción desde la interfase sólido – líquido hacia los alrededores sólidos. Cualquier protuberancia pequeña que empieza a crecer en la interfase es rodeada por metal líquido que está a una temperatura superior a la de solidificación (ver Fig. 2.8). El crecimiento de la protuberancia se detiene entonces hasta que el resto de la interfase la alcance. Este mecanismo, conocido como crecimiento planar, ocurre por el movimiento de una interfase sólido – líquido gradual hacia el líquido.

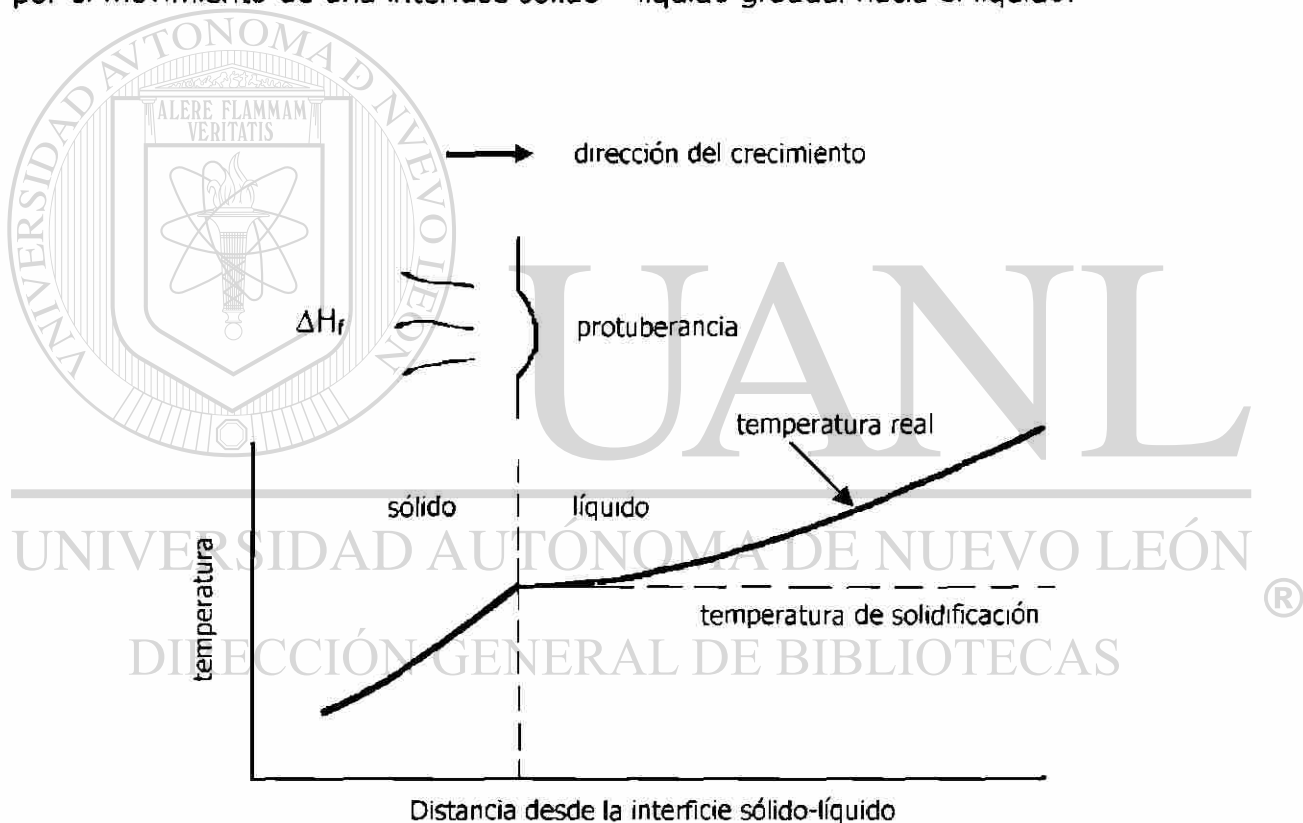


Fig. 2.8 Crecimiento planar a una temperatura del líquido mayor a la temperatura de solidificación.

Sin embargo, cuando la nucleación no es grande, el líquido puede subenfriarse a una temperatura inferior a la de solidificación (ver Fig. 2.9). En estas condiciones, una pequeña protuberancia sólida llamada dendrita se forma en

la interfase y empieza a crecer. Conforme crece la dendrita sólida, el calor latente de fusión es conducido hacia el líquido subenfriado, elevando la temperatura del líquido hacia la temperatura de solidificación. También se pueden formar brazos secundarios y terciarios en los brazos primarios de la dendrita para acelerar la evolución del calor latente. El crecimiento dendrítico continúa hasta que el líquido subenfriado se calienta hasta la temperatura de solidificación. Cualquier líquido remanente solidifica entonces por crecimiento planar.

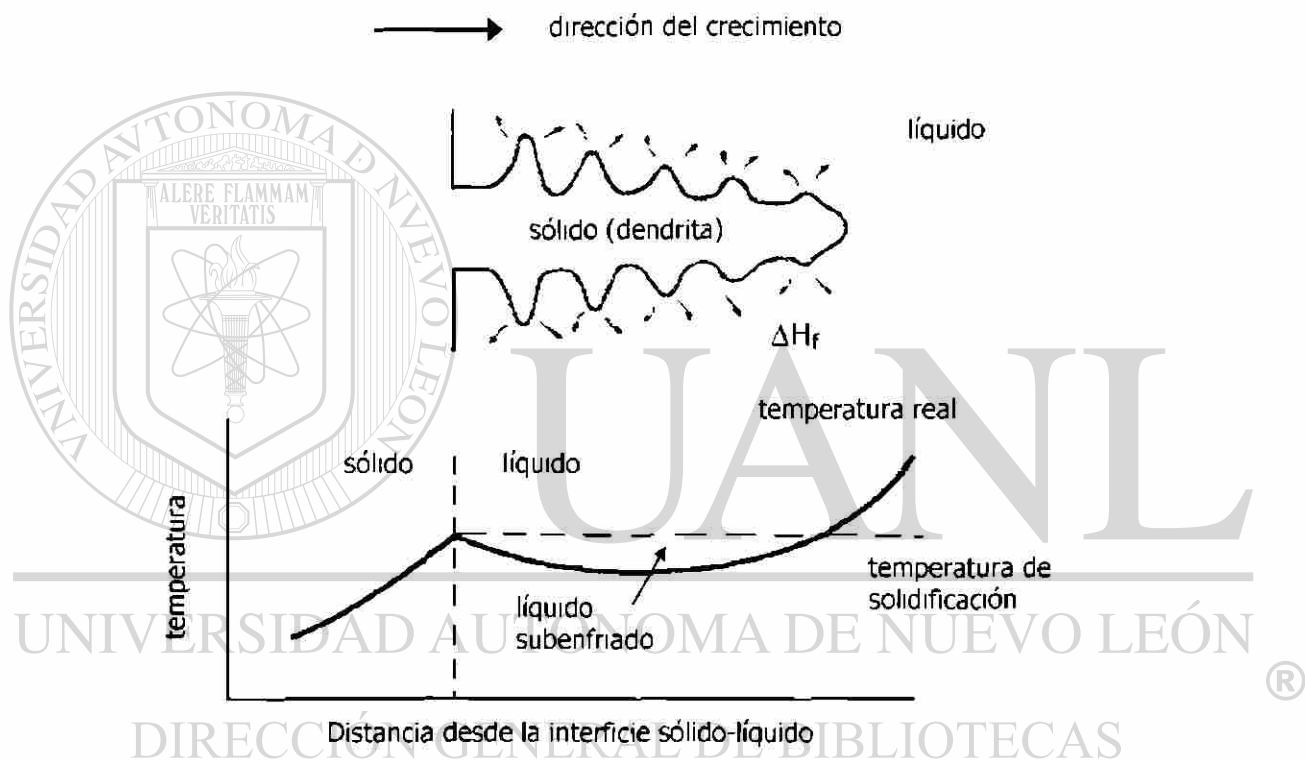


Fig. 2.9 El crecimiento dendrítico ocurre cuando la temperatura del líquido en la interfase sólido-líquido es menor que la temperatura de solidificación.

Cuando el gradiente de temperatura es negativo, como el que se muestra en la Fig. 2.10, el líquido delante de la interfase es térmicamente subenfriado, es decir, su temperatura es menor que la termodinámica de solidificación.

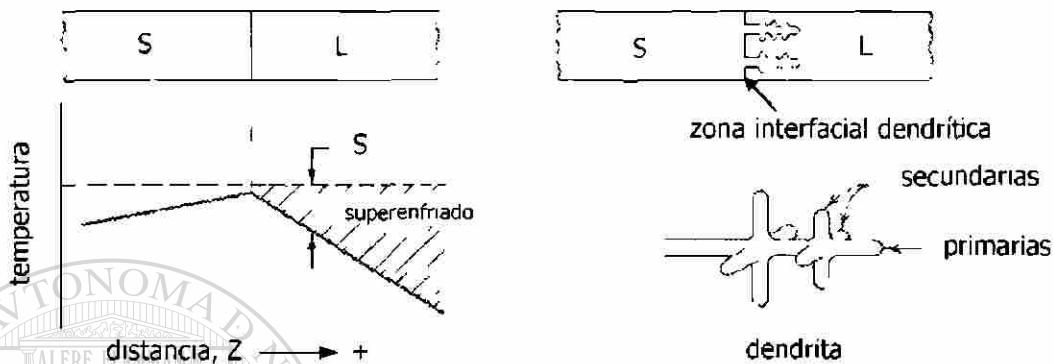


Fig. 2.10 a) Sobreenfriamiento con un gradiente de temperatura negativo. b) morfología dendrítica resultante

Cuando se forma una protuberancia en la interfase, la punta de esa saliente queda en zona de extremo gran enfriamiento, más que el resto de la interfase y tendrá una tendencia a crecer dentro del metal líquido. Al ocurrir esto, el calor latente tenderá a disminuir la cantidad del bajo enfriado térmico en la principal interfase inmediata a la proyección. La saliente o protuberancia se convertirá en espiga o clavo, en tanto que el ritmo o razón de crecimiento de la interfase principal se retardará un tanto. En casos análogos se formarán ramales de la espiga, los cuales servirán de pie o sostén para futuros ramales. La estructura de los ramales se muestra en la Fig. 2.11 y se llama dendrita.

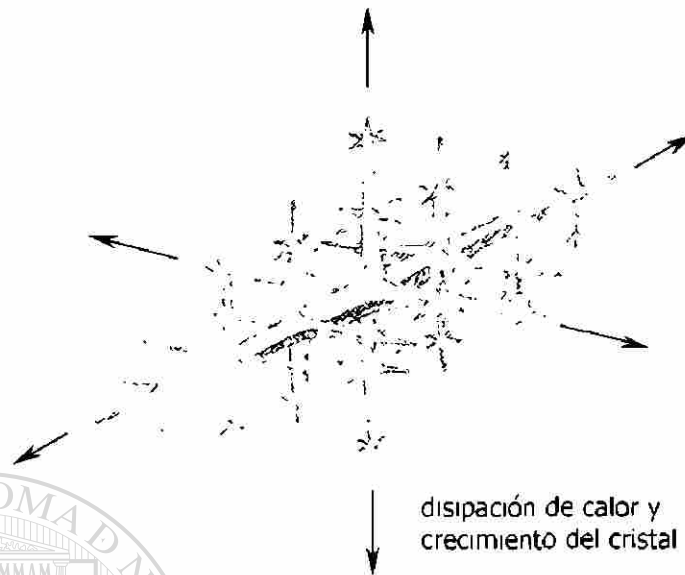


Fig. 2.11 Etapas iniciales en el crecimiento de una dendrita metálica

2.3.1 DENDRITAS SECUNDARIAS

Las ramas, o puntas, mostradas en la Fig. 2.12 son de primer orden, o de naturaleza primaria. Considerando ahora cómo se pueden formar las ramas secundarias desde las primarias, se puede ver en la Fig. 2.13, que la sección aa representa la intercara general y se supone que la dirección de crecimiento dendrítico es normal a ella. Una vez que se han formado las puntas, el crecimiento de la intercara general será lento debido a que aquí el sobreenfriamiento es pequeño y el calor latente de fusión asociado con la formación de las puntas tiende a disminuir en magnitud. Por otra parte, en la sección bb, la temperatura promedio del líquido es, por definición, más baja que en aa.



Fig. 2.12 Representación esquemática del primer paso en el crecimiento dendrítico.

Sin embargo, aún sobre esta sección en los puntos del líquido cercanos a las puntas, la temperatura será más elevada que a la distancia media entre las puntas, ($T_A > T_B$), debido al calor latente liberado en las puntas. Por tanto, hay una disminución del gradiente de temperatura no sólo enfrente de las puntas primarias, sino también en direcciones perpendiculares a las ramas primarias.

Este gradiente de temperatura es responsable de la formación de ramas o brazos secundarios que se forman a intervalos más o menos regulares a lo largo de las ramas primarias, como se muestra en la Fig. 2.14. Como los brazos secundarios se forman por las mismas razones básicas que los brazos primarios, sus direcciones de crecimiento rápido son a lo largo de direcciones cristalográficamente equivalentes a las tomadas por los brazos primarios.

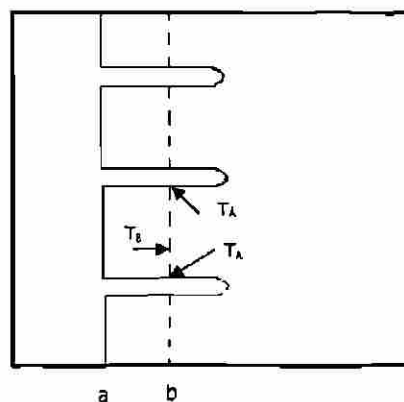


Fig. 2.13 Los brazos dendríticos secundarios se forman porque hay un descenso en el gradiente de temperatura que comienza en un punto cercano a un brazo primario y se mueve a un punto intermedio entre los brazos primarios.

En el caso del aluminio, FCC, los brazos dendríticos se pueden formar a lo largo de todas las direcciones $\langle 100 \rangle$ y son perpendiculares unos a otros. Además, en el caso ilustrado en la Fig. 2.14, probablemente no se encontrarían brazos terciarios formados sobre los brazos secundarios. Este es un asunto de la geometría del patrón de crecimiento bajo consideración. En otros casos de crecimiento tridimensional no hay razón para que no se formen ramificaciones de orden más elevado si hay espacio disponible para su crecimiento. Aunque no se muestran en las figuras de la 2.12 a la 2.14, usualmente, los brazos dendríticos aumentan en espesor según crecen en longitud, con el resultado eventual de que crezcan juntos para formar un solo cristal casi homogéneo.

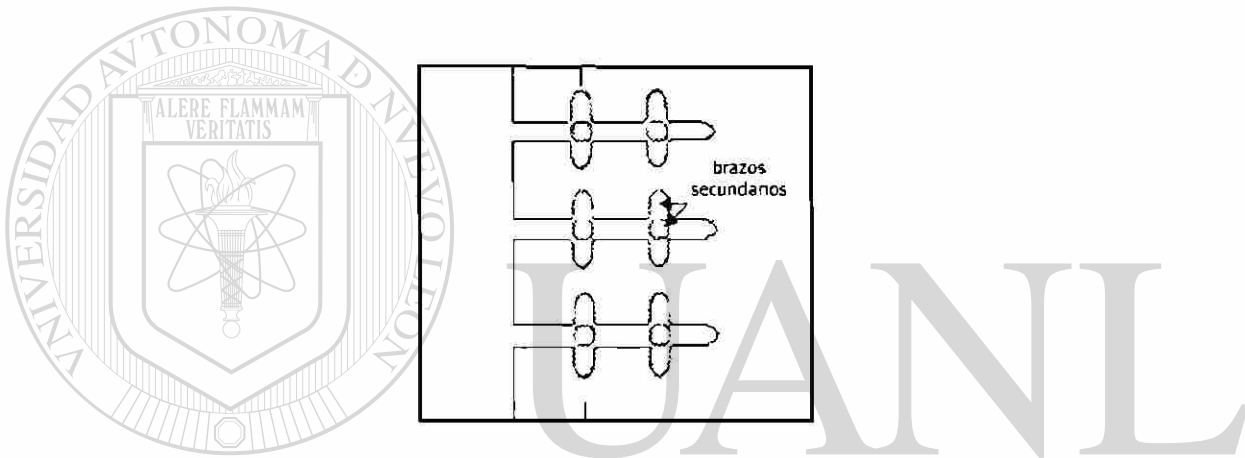


Fig. 2.14 En un cristal cúbico, los brazos dendríticos se forman a lo largo de las direcciones $\langle 100 \rangle$. Así, los brazos primarios y secundarios son normales entre sí.

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

Una de las características más interesantes de las dendritas, es que las espigas y los brazos subsecuentes crecen en direcciones cristalográficas definidas, lo cual se muestra en la Fig. 2.11. Durante el crecimiento de los cristales, el gradiente de temperatura se invirtió para producir crecimiento dendrítico, decantando el líquido y mostrando el resultado dendrítico. A pesar de que el calor fluye igual en ambos cristales, la dirección de las dendritas es diferente. En cada caso un brazo o ramal sigue el (100) , o sea, la dirección de las caras del cubo, para su cristal guía particular. La dendrita crece de un núcleo, siendo aparentemente, idéntica la orientación en cada ramal. La dendrita completa, incluyendo todos los ramales, es en realidad un solo cristal⁽⁶⁾.

2.3.2 DIRECCIONES DEL CRECIMIENTO DENDRITICO

Existe la duda de que en la cristalografía de las dendritas, éstas prefieran su crecimiento sobre ciertos planos cristalográficos. En los metales cúbicos centrados en las caras, por ejemplo, el eje de las dendritas se sabe que tiene la dirección de las orillas del cubo, que es el eje de una pirámide formada de cuatro planos (111). El eje observado en la dendrita puede ser el resultado de la preferencia para un crecimiento en estos cuatro planos. Cualquiera que sea el detalle del mecanismo, la Tabla 2.1 muestra claramente que la dirección dendrítica está relacionada con la cristalografía de los metales.

Estructura cristalina	Dirección cristalográfica a lo largo de los ejes de las dendritas
FCC	$\langle 100 \rangle$
BCC	$\langle 100 \rangle$
HC	$\langle 10\bar{1}0 \rangle$

Tabla 2.1 Direcciones cristalográficas preferenciales del crecimiento en las dendritas.

2.3.3 RAZON DEL CRECIMIENTO DENDRITICO

La razón o promedio del crecimiento dendrítico, depende de la cantidad de subenfriamiento en el líquido, antes del avance dendrítico, según se muestra en la Fig. 2.15. Al aumentar el subenfriamiento, el promedio de crecimiento también aumenta. Por ejemplo, a 5 °C de subenfriamiento, la razón es de 5 cm/seg. Cuando esta relación se interpreta en términos del número de átomos que pueden acomodarse en su lugar en el sólido, por segundo, es admirable que el sólido resultante es tan perfecto como corresponde. Se han hecho numerosos intentos para establecer una teoría que pronostique el promedio de crecimiento como una función del subenfriamiento; pero ninguno de ellos ha dado resultado en una gran cantidad de materiales y condiciones de crecimiento⁽⁸⁾.

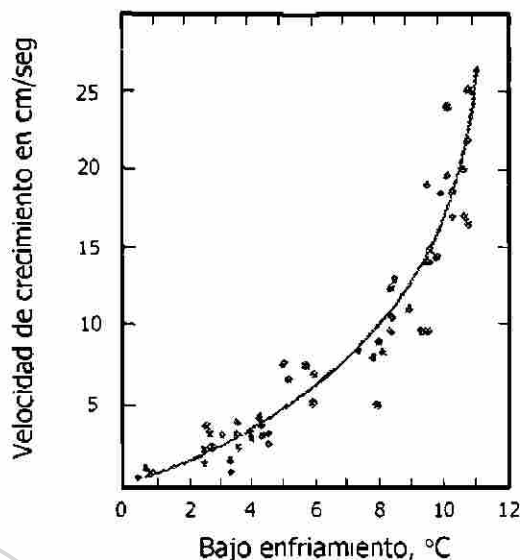


Fig. 2.15 Razón de crecimiento contra bajo enfriamiento de una dendrita de estaño.

2.3.4 DESORIENTACION ENTRE DENDRITAS

Se ha observado que los soportes dendríticos vecinos, en el mismo cristal, están desorientados respecto unos de otros. Esta desorientación, que varía entre una fracción de grado a 3 ó 4 de ellos, puede ser resultado de vibraciones mecánicas. Cuando las espigas se forman originalmente, son delgadas y débiles; por lo tanto, fácilmente renovables o flexibles.

2.3.5 ESPACIAMIENTO DENDRITICO SECUNDARIO (EDS)

El tiempo de solidificación afecta también el tamaño de las dendritas. Normalmente el tamaño de las dendritas se representa midiendo la distancia entre los brazos dendríticos secundarios (ver Fig. 2.16). Cuando el tiempo de solidificación es corto, el espaciamiento de los brazos dendrítico secundarios, o EDS, se reduce a fin de acelerar la evolución del calor latente. El EDS está relacionado con el tiempo de solidificación mediante la ecuación:

$$EDS = kt^n \quad (2-3)$$

donde n y k son constantes que dependen de la composición del metal⁽⁴⁾.

Algunos estudios han hecho notar recientemente el efecto del espaciamiento dendrítico sobre las propiedades mecánicas⁽⁹⁾. El espaciamiento dendrítico disminuye al reducirse el tiempo de solidificación. El espaciamiento dendrítico más pequeño mejora significativamente la ductilidad e incrementa la resistencia última a la tensión⁽⁵⁾.

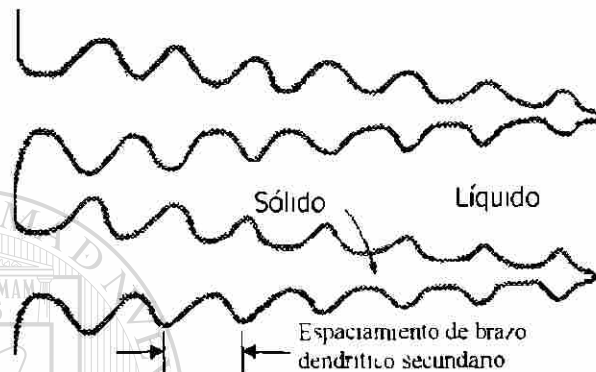


Fig. 2.16 Espaciamiento dendrítico secundario (EDS).

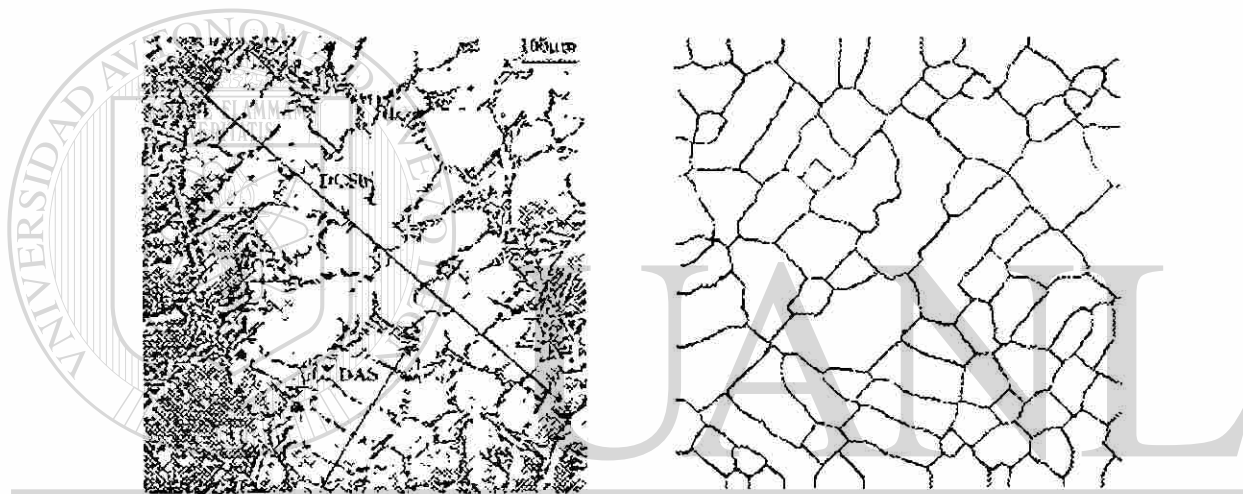
Con espaciamientos dendríticos secundarios (EDS) pequeños, se tiene un incremento en la homogeneidad de la estructura, por lo que ésta presenta una mejor respuesta al tratamiento térmico⁽¹⁰⁾.

Existen diferentes técnicas para la medición del espaciamiento dendrítico, dentro de las cuales se encuentran: intersección lineal al azar, intervalo de la celda dendrítica y el área equivalente al diámetro del círculo de la celda dendrítica⁽⁹⁾.

- a) La intersección lineal al azar, referida como DCSli en la Fig. 2.17 (a), promedia el tamaño de la celda dibujando una línea a través del campo y dividiendo la longitud de la línea por el número de límites de celda intersectados.
- b) El intervalo de la celda dendrítica, también llamado espaciamiento dendrítico secundario (EDS), indicado como DAS en la Fig. 2.17 (a), es determinado dibujando una línea de borde a borde sobre un pequeño grupo de celdas bien definidas y entonces dividir la longitud de la línea entre el número de celdas elegidas.
- c) La medición del área equivalente al diámetro del círculo de celdas de aluminio, referido como DCSed, requiere del uso de un analizador de

imágenes. La Fig. 2.17 (b) ilustra la aplicación de la técnica para la microestructura de la Fig. 2.17 (a). El analizador de imágenes está programado para delinear la estructura de la celda mostrada en la Fig. 2.17 (b), entonces se mide el área de cada celda de aluminio y se calcula el área equivalente al diámetro. Esta es una variación de la técnica usada por Mc Lellan⁽¹¹⁾, la cual muestra el número de celdas de aluminio por unidad de área.

La técnica más comúnmente empleada es por mucho, la medición del intervalo de la celda dendrítica DAS, también conocida como espaciamiento dendrítico secundario (EDS)⁽⁹⁾.



(a) (b)
UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

Fig. 2.17 (a) Ilustración del método de intersección lineal (DAS, DCSli) usado para medir el tamaño de la estructura dendrítica. (b) Estructura celular para la imagen (a) determinada por una técnica semiautomática en un analizador de imágenes.

CAPITULO 3

ALEACIONES ALUMINIO – SILICIO

3.1 INTRODUCCION

Las aleaciones binarias aluminio-silicio pertenecen a aquellos sistemas de aleaciones en los que una fase no metálica, que está presente cerca de una fase metálica en la microestructura, determina en gran manera las propiedades de una aleación⁽¹²⁾.

Las aleaciones binarias Al-Si coladas, constituyen del 85% al 90% del total de partes para fundición de aluminio. Las aleaciones de colada de aluminio más comunes y sus composiciones químicas, se muestran en la Tabla 4.1. Las aleaciones de aluminio contienen al silicio como el principal elemento de aleación, ya que éste ofrece una excelente colabilidad, buena resistencia a la corrosión y pueden ser maquinados y soldados con relativa facilidad⁽¹³⁾.

ALEACION	ELEMENTOS (% EN PESO)					
	Si	Cu	Mg	Fe	Zn	Otros
319.0	6.0	3.5	<0.10	<1.0	<1.0	
332.0	9.5	3.0	1.0	1.2	1.0	
355.0	5.0	1.25	0.5	<0.06	<0.35	
A356.0	7.0	<0.20	0.35	<0.2	<0.1	0.05 Be
A357.0	7.0	<0.20	0.55	<0.2	<0.1	
380.0	8.5	3.5	<0.1	<1.3	<3.0	0.15 Sn
383.0	10.0	2.5	0.1	<1.3	3.0	0.35 Sn
384.0	11.0	2.0	<0.3	1.3	<3.0	<0.1 Mg
390.0	17.0	4.5	0.55	<1.3	<0.1	
413.0	12.0	<0.1	<0.10	<2.0	-	
443.0	5.25	<0.3	<0.05	<0.8	<0.5	

Tabla 3.1 Aleaciones de colada aluminio-silicio más comunes y sus composiciones.

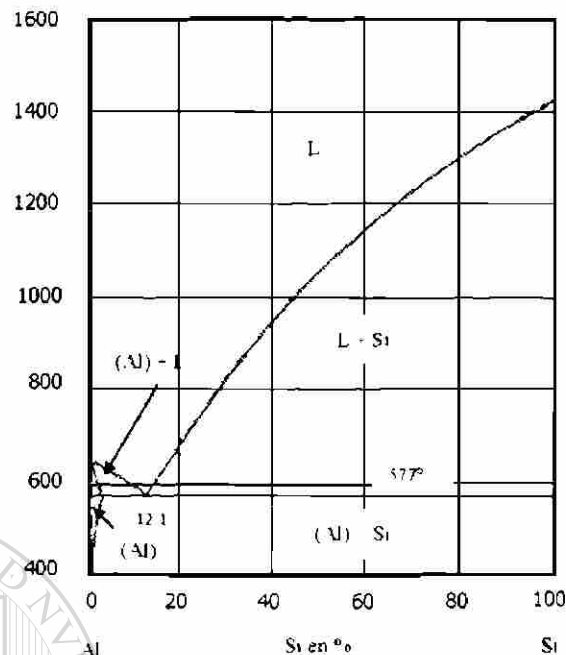


Fig. 3.1 Diagrama de fases en equilibrio del sistema binario aluminio-silicio⁽¹²⁾.

La diferencia entre la densidad del aluminio y la del silicio es bastante pequeña ($\rho_{Al}=2.70$, $\rho_{Si}=2.33$ g/cm³). El silicio es por lo tanto uno de los pocos elementos que pueden ser adicionados al aluminio sin que exista un cambio esencial en la densidad de éste último.

El diagrama de fase del sistema binario aluminio-silicio está representado en la Fig. 3.1. Entre las más interesantes y más importantes aleaciones binarias en este sistema, están aquellas de composición eutéctica o cerca del eutéctico, debido a su excelente colabilidad. Además, pueden ser fácilmente soldables autógenamente. También exhiben buena resistencia a la corrosión debido a la formación de una capa protectora sobre la superficie.

Las propiedades mecánicas de estas aleaciones dependen notablemente del tamaño, forma y distribución de las partículas de silicio presentes en la microestructura que, en su momento, puede ser manipulada por la apropiada selección de las condiciones de solidificación o por la adición de elementos de aleación adecuados.

El endurecimiento de las aleaciones Al-Si es atribuido a la adición de pequeñas cantidades de Cu, Mg o Ni. En esta familia de aleaciones de composición hipoeutéctica, el silicio proporciona buenas propiedades de colada

y el cobre mejora la resistencia tensil, la maquinabilidad y la conductividad térmica, a expensas de una reducción en la ductilidad y la resistencia a la corrosión. La aleación 319.0 es extensamente usada en coladas de molde de arena y molde permanente, mientras la 380.0 ha sido usada por muchos años como la principal aleación empleada en fundición a alta presión. Generalmente las aleaciones 319.0 y 380.0 se suministran en la condición de colada (*as-cast*), pero la resistencia y la maquinabilidad de una aleación 319.0 puede ser mejorada por los tratamientos térmicos T6 ó T5⁽¹³⁾.

Las aleaciones Al-Si de composición eutéctica revelan a bajas velocidades de enfriamiento una microestructura que contiene partículas de silicio en forma de hojuelas gruesas embebidas en una matriz de aluminio. La Fig. 3.2 muestra un ejemplo de tal microestructura.

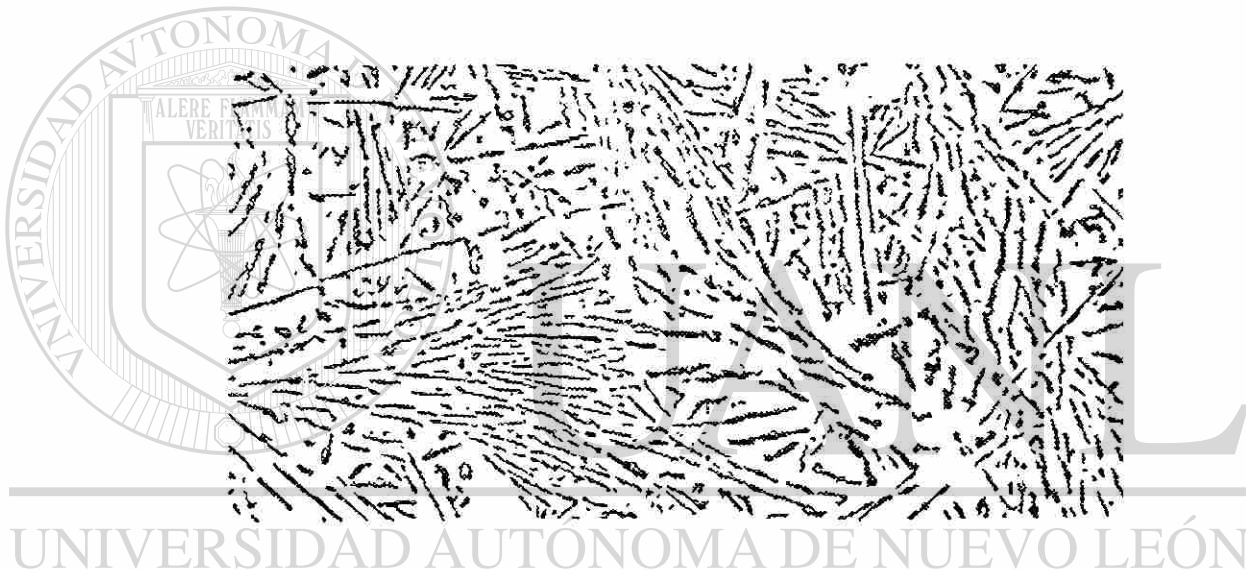


Fig. 3.2 Microestructura de una aleación aluminio-silicio que contiene 12.5 % Si después de un enfriamiento lento. 200X⁽¹²⁾.

Las partículas de silicio no parecen estar interconectadas. El término estructura discontinua fué, por tanto, sugerido para describir a este tipo de microestructura. Investigaciones en microscopía electrónica de barrido sobre especímenes atacados profundamente de estas aleaciones, revelan que las partículas de silicio forman una estructura de filamentos continuos. Bajo condiciones de enfriamiento lento desde el metal líquido, las aleaciones de aluminio-silicio de composición hipereutéctica contienen grandes partículas de silicio primario en forma de placas o poliedros, por lo que estas aleaciones resultan estar fragilizadas y no pueden ser empleadas para muchos propósitos⁽¹²⁾.

Las propiedades mecánicas desfavorables del enfriamiento lento de las aleaciones Al-Si de composición eutéctica o ligeramente hipereutécticas, son aparentemente una consecuencia de la forma de barra o aguja de las partículas de silicio primario. La concentración de esfuerzos puede ser mayor en las puntas de las agujas de silicio causando fragilidad.

El refinamiento de las partículas de silicio, así como su distribución homogénea, resultarán por lo tanto en una marcada mejora en las propiedades mecánicas de las aleaciones Al-Si usadas comercialmente.

3.2 PIEZAS DE ALUMINIO-SILICIO

Una parte importante de las aleaciones de aluminio utilizadas para obtener piezas en la industria de la fundición, contiene silicio en un porcentaje del 5 al 12%. Cuando se utilizan estas aleaciones sin modificar, se forman cristales en forma de placas bastas en la fase eutéctica de la microestructura durante su solidificación, ver Fig. 3.3 (a). Estas partículas son frágiles y reducen la resistencia y ductilidad de la pieza fundida. Igualmente tienden a disminuir la bondad de la pieza al dificultar la circulación del metal líquido mientras dura el proceso de solidificación.

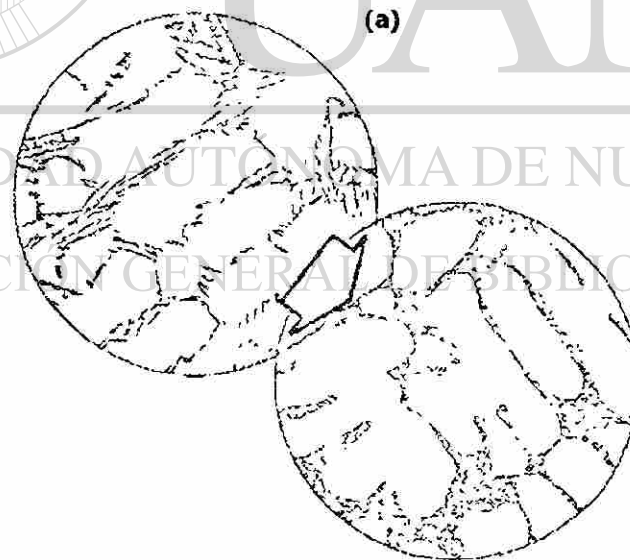


Fig. 3.3 Estructura de una aleación Al-7%Si fundida; (a) sin modificar, (b) modificada con estroncio. $200\times^{(14)}$.

Si se emplea aluminio modificado se forma una mejor estructura en la cual la fase de silicio es de naturaleza fibrosa y finamente dispersa, ver Figs. 3.3 (b) y 3.4. Esta estructura proporciona mejores propiedades mecánicas, especialmente ductilidad y resistencia a la tensión.

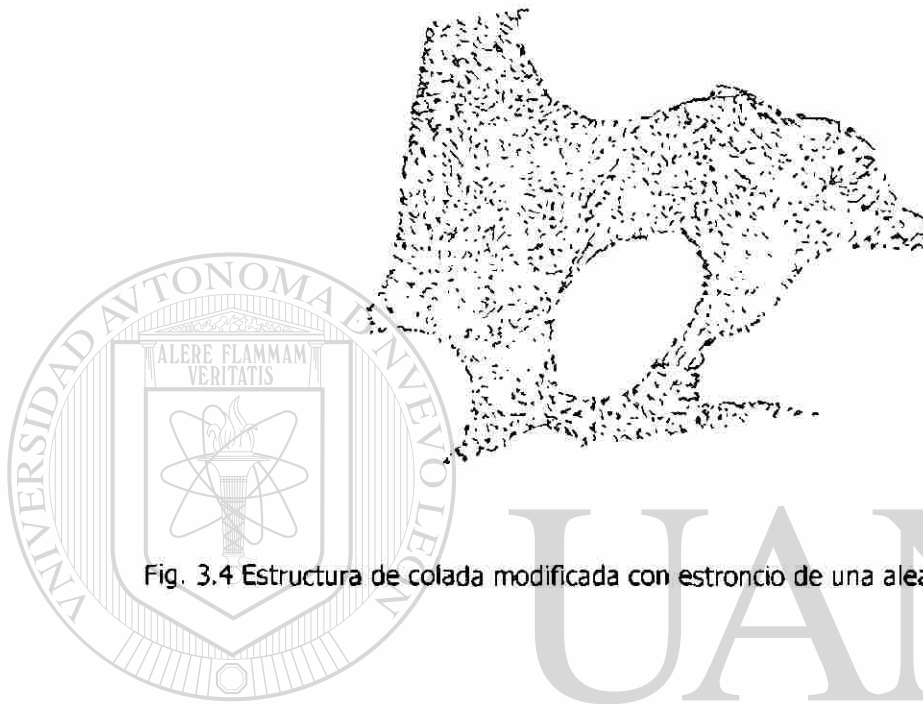


Fig. 3.4 Estructura de colada modificada con estroncio de una aleación Al-7%Si. 1000X⁽¹⁴⁾.

3.3 MODIFICACION DE UNA ALEACION ALUMINIO-SILICIO

La reducción del tamaño de las partículas en la microestructura de las aleaciones Al-Si, mediante métodos convenientes, es generalmente llamado modificación. Varios métodos han sido desarrollados en los últimos años para llevar a cabo los cambios morfológicos de la microestructura.

Se conocen los beneficios de la modificación aún cuando el mecanismo de la misma no se entienda aún del todo. Las investigaciones más recientes señalan que este fenómeno se produce por limitación del crecimiento rápido de la aleación líquida para promover la subfusión que inhibiría el crecimiento de la fase de silicio. Sin embargo, no puede lograrse el porcentaje de enfriamiento rápido exigido en las partes de las piezas que tienen secciones gruesas. Así, las coladas con templadera de pequeñas secciones causan enfriamiento rápido, el cual tiende a producir las características deseables y por tanto mejores propiedades⁽¹²⁾.

3.3.1 MODIFICACION POR ENFRIAMIENTO RAPIDO

El impacto de las altas velocidades de enfriamiento sobre la localización de la curva líquidus y la temperatura de equilibrio del eutéctico en el sistema Al-

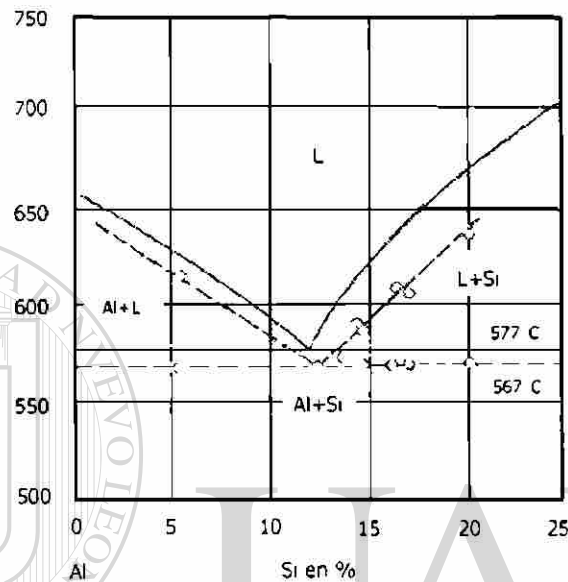


Fig. 3.5 Impacto de la alta velocidad de enfriamiento (1 a 2 °C/s) sobre la posición de la línea líquidus y la temperatura de equilibrio eutéctica, en el sistema aluminio-silicio. La línea continua muestra el diagrama de fase en equilibrio⁽¹²⁾.

Si puede verse claramente en la Fig. 3.5. Este diagrama muestra que el enfriamiento rápido causa un cambio en las temperaturas y las composiciones de equilibrio. La temperatura de equilibrio del eutéctico se encuentra por arriba, en un orden de 10 a 20°C, de la de enfriamiento rápido. La composición del eutéctico está, en un mismo tiempo, cambiada hacia altos contenidos de silicio ($\cong 14\%$ Si). Consecuentemente, una aleación Al-Si enfriada rápidamente de composición eutéctica (12.5% Si) se comporta como si fuera hipoeutéctica. La microestructura exhibe, como se ve en la Fig. 3.6, cristales de aluminio primario embebidos en una matriz eutéctica (Al + Si) extremadamente fina⁽¹²⁾.

En comparación con la microestructura de la aleación eutéctica enfriada lentamente (Fig. 3.2), la enfriada rápidamente muestra claramente el cambio significativo en la microestructura debido al rápido enfriamiento. La morfología de los cristales de aluminio primario parece ser dendrítica, con el usual crecimiento en los ejes $\langle 100 \rangle$, siendo esto típico de los cristales FCC. Una

consecuencia del rápido enfriamiento es que casi no aparecen partículas de silicio en la microestructura de la aleación involucrada⁽¹²⁾.

Un incremento en la velocidad de enfriamiento da como resultado una reducción en el espaciamiento de las agujas de silicio y, consecuentemente, un aumento de la resistencia tensil y la ductilidad de las aleaciones Al-Si. La Tabla 3.2 contiene datos que indican la marcada mejoría en las propiedades mecánicas de una aleación eutéctica debido al rápido enfriamiento⁽¹²⁾.

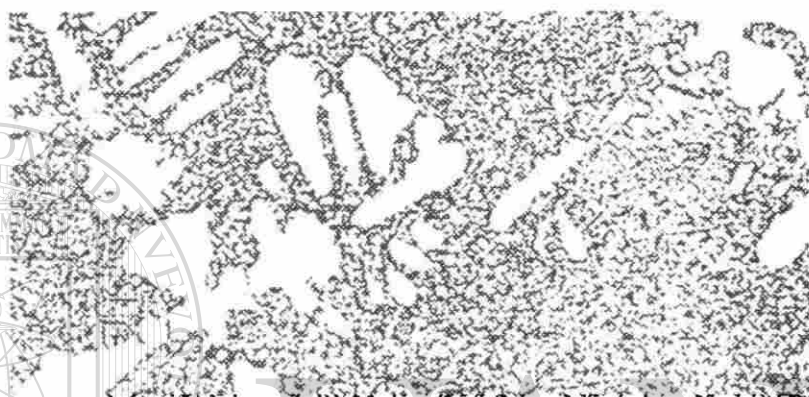


Fig. 3.6 Microestructura de una aleación Al-Si con 12.5% Si, después de enfriar rápidamente. 200X⁽¹²⁾.

VELOCIDAD DE ENFRIAMIENTO	RESISTENCIA TENSIL (MPa)	ELONGACION (%)	DUREZA BRINELL
Fundición en arena	1,242	2	50
Fundición con templadera	1,932	3.6	60

Tabla 3.2 Mejoramiento en las propiedades mecánicas de una aleación Al-Si conteniendo 13% en peso de Si, en dos diferentes tipos de fundición⁽¹²⁾.

3.3.2 MODIFICACION POR ADICION

Las primeras investigaciones demostraron que el porcentaje de crecimiento y nucleación de la fase de silicio durante la solidificación de las aleaciones aluminio-silicio podía ser influido por la presencia de ciertos elementos. Extensos trabajos de investigación⁽¹²⁾ han revelado que con adiciones de Ca, K, Li, Mg, Na, P, Rb y Sr o sus compuestos, se tienen como resultado los mismos efectos en las aleaciones Al-Si de composición eutéctica o cerca del eutéctico, que en las obtenidas por enfriamiento rápido.

Durante muchos años el sodio fue el único medio disponible para la modificación de las aleaciones Al-Si. La mejoría en las propiedades obtenidas provocó un aumento notable de su utilización en estas aleaciones. Sin embargo, el sodio es un metal muy reactivo, que puede quemar muy violentamente durante su adición a la aleación, por lo que se requiere de un control muy estricto del nivel de adición.

Los niveles residuales de sodio en el metal fundido debieran hallarse en los niveles de 0.01 a 0.02% para que la modificación sea eficaz. Debido a la combustión violenta al añadir sodio metálico, las recuperaciones reales pueden ser tan bajas como del 20%, por lo que deben añadirse cantidades mayores para compensar la pérdida de sodio durante el proceso de fusión y poder establecer la concentración final en la colada de alrededor de 0.01% en peso de Na⁽¹²⁾. En la Tabla 3.3 se muestra la eficiencia de la adición de sodio en el metal a diferentes temperaturas. La cantidad de sodio adicionado, la temperatura del baño, el tiempo de permanencia y la velocidad de enfriamiento deben ser controladas delicadamente para poder llevar a cabo la máxima modificación.

TEMPERATURA (°C)	ADICION DE SODIO (% EN PESO)	GRADO DE MODIFICACION (%)
610	0.075	0
638	0.075	20
677	0.075	80
696	0.075	100

Tabla 3.3 Modificación por adición de sodio, incrementando la temperatura de la aleación Al-Si⁽¹²⁾.

Las investigaciones de elementos alternativos para modificar las aleaciones de aluminio-silicio revelan que puede utilizarse el estroncio en lugar del sodio⁽¹⁴⁾. Afortunadamente, ninguna de las preocupaciones especiales exigidas en la utilización y manejo del sodio son necesarias con el estroncio, y

se logra, además, un rendimiento y recuperación superiores como agente modificador.

Recientes investigaciones condujeron al desarrollo de una aleación de composición rica en estroncio. Esta aleación ofrece un método fiable para añadir estroncio al aluminio fundido. La recuperación es alta y se reduce la pérdida durante el proceso de fusión de manera importante comparado con el sodio. Además, cuando el lingote de aluminio modificado previamente con estroncio se vuelve a fundir, existe una buena retención del estroncio. En consecuencia, el desarrollo de la aleación de composición rica en estroncio, ha provocado el empleo de las aleaciones aluminio-silicio modificadas permanentemente.

Puede conseguirse la modificación completa de una aleación con un nivel de estroncio residual de alrededor de 0.01% y algunas pruebas han demostrado que se consigue la modificación completa con tan solo 0.005%. Sin embargo, generalmente se añade la aleación de composición estroncio-aluminio para aportar del 0.02 al 0.04% de estroncio al metal⁽¹⁴⁾.

El contenido de silicio de la aleación y la velocidad de solidificación de la pieza puede influir en la adición de estroncio necesaria. Por ejemplo, la velocidad de solidificación en las piezas de molde permanente generalmente es superior a la de las piezas coladas en molde de arena, por lo tanto, normalmente se requiere menos estroncio para una modificación satisfactoria de una pieza en coquilla que para una pieza colada en molde de arena.

Las adiciones de estroncio hechas adecuadamente durante la fusión de la aleación aluminio-silicio, aportan mejores propiedades mecánicas a las piezas coladas con estas aleaciones modificadoras. Se logran mejoras del 50% en los valores de ductilidad y en algunos casos hasta del 200%, la carga a la ruptura en tensión alcanza un aumento del 20%, así como un mejor acabado superficial y buena maquinabilidad de las piezas. Existen pruebas de que el estroncio estimula la formación de partículas más finas de los compuestos intermetálicos ricos en hierro en lugar de las partículas relativamente grandes de la fase silicio-aluminio-hierro observadas normalmente en las aleaciones Al-Si fundidas con alto contenido de hierro⁽¹⁴⁾.

La modificación con estroncio es una práctica aceptada en las fundiciones de piezas en molde de arena, molde permanente o coquilla a gravedad. El proceso es útil especialmente para las aleaciones de piezas de aluminio-silicio empleadas en la fabricación de pistones de automóvil, cabezas de automotores, monoblocks, cilindros de freno, piezas de avión y piezas de pared delgada y otras aplicaciones que exigen buena resistencia mecánica y ductilidad.

3.4 MODIFICACION EUTECTICA

De las dos fases que toman parte en la formación del eutéctico en una aleación Al-Si, es la fase de silicio la que juega un papel crítico durante la modificación. De hecho, el conocimiento que se tiene hoy en día indica que la solución sólida de aluminio ejerce solamente una menor influencia sobre el proceso. El silicio es un elemento no metálico y como tal crece de una manera llamada facetada, es decir, forma cristales los cuales están limitados por planos cristalográficos bien definidos, y es usualmente capaz de crecer sólo en ciertas direcciones cristalográficas muy específicas⁽¹³⁾.

La forma de placas sin modificar del silicio exhibe la cristalografía ilustrada en la Fig. 3.7. Este cristal puede crecer fácilmente sólo en la dirección $\langle 112 \rangle$, y cuando la estructura del cristal de silicio es tomada en cuenta, implica que las largas fases planas del cristal son planos $\langle 111 \rangle$. Una característica muy importante de la cristalización del silicio, es que se forman muy fácilmente planos maclados. Estos defectos cristalográficos, ilustrados esquemáticamente en la Fig. 3.8, ocurren cuando grandes números de átomos cambian de posición uniformemente a través de un plano en la estructura del cristal, conocido como plano de macla. En el silicio, los planos maclados se forman a través de los planos $\langle 111 \rangle$, y esto tiene como efecto el producir continuamente una ranura de 141° en la interfase sólido-líquido, como se ve en la Fig. 3.7. La cristalización del silicio toma lugar por la adición de átomos para formar escalones, los cuales se mueven a través de la interfase sólido-líquido. Estos escalones (Fig. 3.9) originan las maclas, y desde éstas, siempre interceptan la fase solidificada, existiendo un constante suministro de sitios de crecimiento en los cuales puede ocurrir la cristalización del silicio.

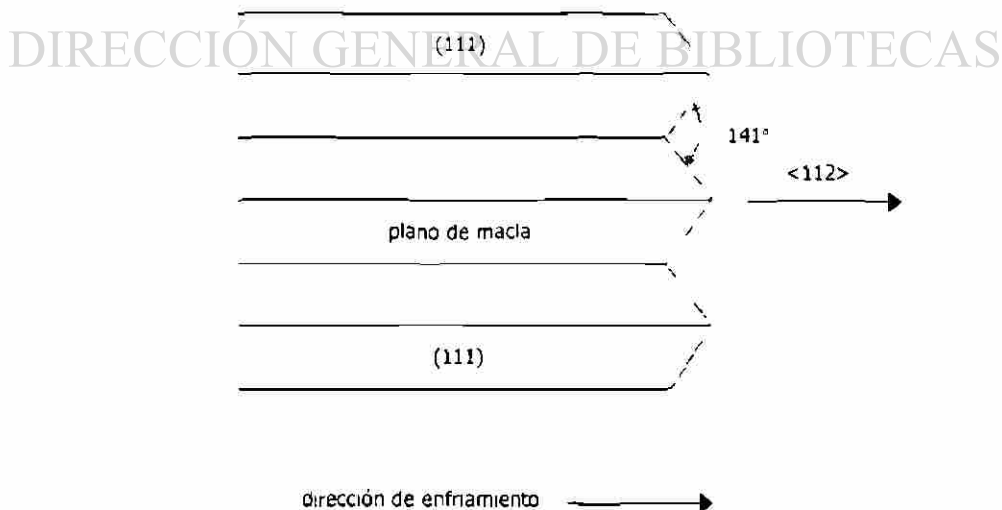


Fig. 3.7 Representación esquemática del crecimiento de un cristal de silicio acicular.

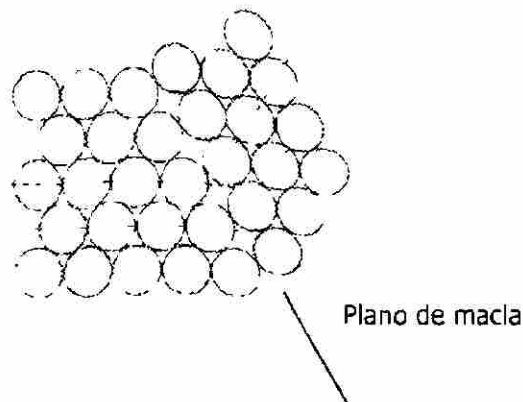


Fig. 3.8 Maclado en un cristal. Note la continuidad de los planos atómicos a través del plano de macla.

Es evidente que la situación descrita previamente e ilustrada en la Fig. 3.7, no favorece la ramificación del cristal de silicio; de ahí, que el silicio sin modificar se presenta esencialmente en forma de placas planas, sin ramificaciones. Es igualmente evidente que la estructura fibrosa modificada debe surgir de un tipo muy diferente de crecimiento, el cual permite que ocurra una libre y fácil ramificación. Esta diferencia parece mentir en el número de maclas encontradas en el silicio modificado y sin modificar. Estudios cuidadosos por microscopía electrónica de transmisión han revelado que las fibras de silicio modificado contienen más maclas que en las placas de silicio sin modificar; además, se ha encontrado que la superficie de las fibras está microfacetada y rugosa como una consecuencia de la intersección de millares de planos gemelos con él⁽¹³⁾.

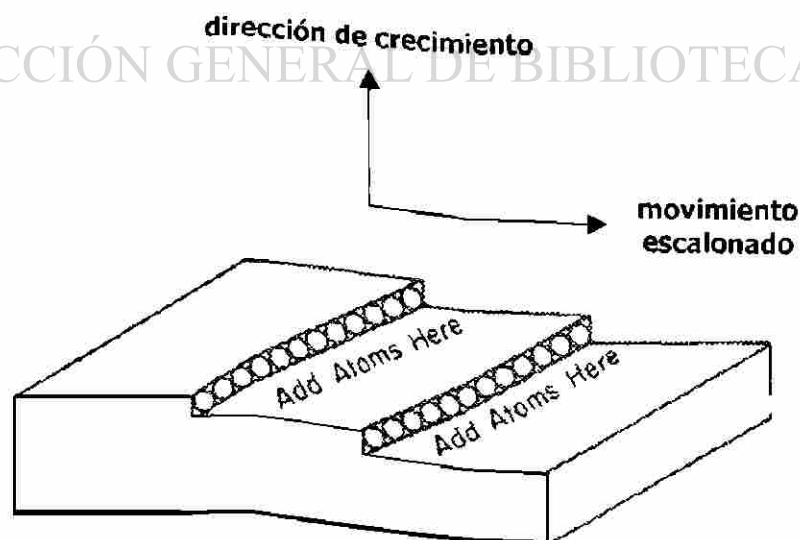


Fig. 3.9 Representación esquemática de la interfase sólido-líquido de un cristal de silicio solidificando. El crecimiento del cristal toma lugar por el movimiento de escalones a través de la interfase. Este movimiento es causado por la adición de átomos a cada escalón.

Las fibras de silicio son imperfectas, cristalográficamente, y cada imperfección de la superficie es un sitio potencial para la ramificación. Como resultado, las fibras en el eutéctico modificado químicamente son capaces de doblarse, curvarse y dividirse para crear una microestructura fina. Las placas de la estructura sin modificar están bloqueadas o inhibidas por su relativa perfección cristalográfica y pueden ser pequeñas pero en una forma acicular, tosca.

Esta marcada diferencia en la densidad de maclas es causada por la adición de solamente una fracción muy pequeña de cierto agente modificador. Una posible explicación para este efecto, es que los átomos del modificador se colocan en el crecimiento escalonado de la interfase sólido-líquido del silicio. Si el radio atómico del modificador tiene el tamaño correcto con respecto al radio atómico del silicio ($r_{\text{MODIFICADOR}} : r_{\text{SILICIO}} = 1.646$), un crecimiento del plano de macla será causado en la interfase [2], como se ilustra en la Fig. 4.10. A este fenómeno se le ha nombrado maclado inducido por impurezas y está soportado por la observación que los modificadores se concentran en el silicio y no en la fase del aluminio⁽¹³⁾.

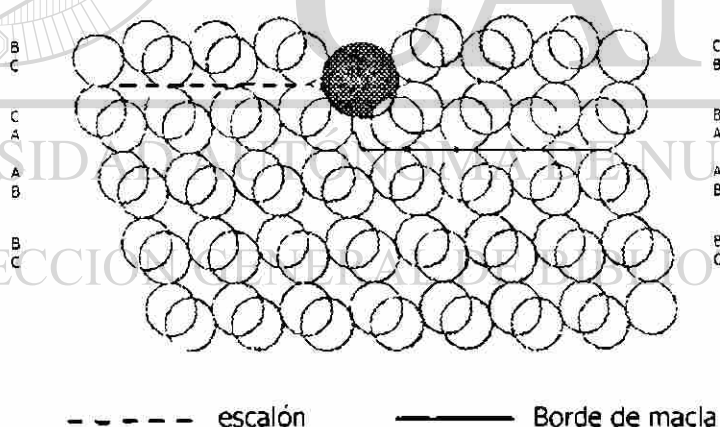


Fig. 3.10 Una impureza generando maclado. El átomo modificador (negro) se absorbe en la interfase sólido-líquido del silicio a un nivel de crecimiento. Como resultado, la estructura del cristal de silicio es distorsionada y da como resultado una macla, la cual cristaliza después de la absorción del átomo modificador.

CAPITULO 4

PROPIEDADES MECANICAS

4.1 INTRODUCCION

Las propiedades mecánicas de un metal están basadas, principalmente, en el comportamiento que muestran ante la aplicación de algún tipo de carga; dicho comportamiento, generalmente se manifiesta mediante una deformación del material previa a una posible fractura.

Es bien sabido que existen dos tipos básicos de deformación: elástica y plástica. Si una barra metálica es doblada ligeramente y después relajada, ésta regresa a su posición original, mostrando un efecto de resorte. La barra ha sido deformada elásticamente. Un buen ejemplo de un material que se comporta elásticamente es el caucho. Con dobleces más severos, la barra de metal permanece doblada y no regresa completamente a su forma inicial. Esto es conocido como deformación permanente ó plástica. Un ejemplo típico de un material plástico es la plastilina.

Los metales se comportan elástica y plásticamente bajo cierta deformación. El tipo de comportamiento que se observa durante y después de una deformación dada, depende enteramente del tipo de metal y su estado metalúrgico. El plomo, por ejemplo, tiene casi formabilidad no elástica y cualquier trabajo causa deformación plástica. Un resorte de acero o una lámina de aluminio endurecido, por otro lado, mostrarán gran deformación elástica antes de la deformación plástica. Si la misma hoja de aluminio es suavizada, por ejemplo con un recocido a 400°C, su formabilidad elástica es muy reducida y puede ser deformada plásticamente con una fuerza significativamente más baja que cuando se encontraba en la condición endurecida. La experiencia muestra que la deformación elástica y plástica pueden tener lugar al mismo tiempo⁽¹⁾.

Los materiales se seleccionan para diversas aplicaciones, adecuando las propiedades del material a las condiciones funcionales requeridas por el componente. Se deben determinar primeramente las características más importantes que debe poseer el material, como: resistencia, rigidez, ductilidad, si estará sometido a la aplicación de una gran fuerza, o a una fuerza súbita

intensa, a elevada temperatura, a condiciones severas de abrasión, etc.⁽⁴⁾. Todas las propiedades físicas de los metales están controladas fuertemente por la estructura atómica y la microestructura del metal⁽⁵⁾.

Los datos necesarios para poder determinar las propiedades de un material bajo varios tipos de carga, se obtienen mediante el ensayo de muestras en un laboratorio. En tales ensayos, el material es cargado de varias maneras, por ejemplo, en los ensayos de tensión y compresión la carga se incrementa de manera axial y constante, en un ensayo de fluencia la carga es fluctuante a diferentes temperaturas, en impacto la carga es súbita e intensa⁽¹⁾.

Entre los ensayos más importantes y más frecuentemente empleados, están los ensayos de tensión y compresión, los cuales tardan entre uno y dos minutos a temperatura ambiente.

4.2 ENSAYO DE COMPRESION

Las cargas de compresión son aplicadas a muchas estructuras ingenieriles que varían en dimensiones desde una pesada suspensión de puente hasta una delgada hoja de ala aerospacial. En suma, los procesos de formado de metales involucran grandes deformaciones compresivas. Un análisis del comportamiento estructural o de formado de metales requiere del conocimiento de las propiedades esfuerzo-deformación en compresión. El procedimiento que describe el ensayo y análisis de la prueba de compresión, se puede ver en el Estándar E9 de la norma internacional ASTM⁽¹⁵⁾.

En cualquier ensayo empleado para obtener las propiedades en compresión axial, las variables medidas son, generalmente, carga y desplazamiento. El desplazamiento es medido en la superficie de la muestra y las deformaciones, longitudinal y transversal, se suponen uniformes en cualquier sección transversal a lo largo de toda la longitud. Se supone que la deformación superficial medida es la misma que la deformación interna. El esfuerzo es siempre una cantidad que es calculada dividiendo la carga aplicada entre el área de la sección transversal de la pieza de ensayo.

Adicionalmente, se supone que el área de la sección transversal es constante sobre toda la longitud y que el esfuerzo es uniaxial y uniforme en cada sección transversal a lo largo de la pieza.

El pandeamiento y abarrilamiento causan una distribución, de la deformación y de los esfuerzos, no uniformes, y la eliminación de estos efectos

en compresión puede llevar a la obtención de datos esfuerzo-deformación más exactos⁽¹⁶⁾.

4.2.1 PANDEAMIENTO DE LA MUESTRA

Cuando una muestra se pandea durante un ensayo de compresión, los valores del esfuerzo calculados a partir de la carga aplicada serán erróneos. Sin embargo, el riesgo de que el espécimen se pandee puede ser reducido poniendo especial cuidado en la alineación del tren de carga y en la manufactura (dimensiones y maquinado) de las muestras, de acuerdo a las especificaciones de rugosidad, paralelismo y perpendicularidad⁽¹⁵⁾. Hasta con muestras de ensayo bien fabricadas y con un cuidadoso alineamiento del tren de carga, el pandeamiento puede aún ocurrir. El tren de carga, incluyendo las caras en contacto con la muestra, debe mantener la alineación inicial a lo largo de todo el ensayo. La alineación, el paralelismo y la perpendicularidad deberán ser constantes en condiciones de carga máxima de los aparatos de ensaye. Una forma de pandeamiento en muestras cilíndricas se ve en la Fig. 4.1.



Fig. 4.1 Diagrama esquemático del pandeamiento del espécimen. La posición original del espécimen está indicada por la línea central punteada.

4.2.2 ABARRILAMIENTO DE LAS MUESTRAS CILÍNDRICAS

Cuando una muestra cilíndrica es comprimida, ocurre la expansión de Poisson. Si esta expansión está frenada por la fricción que existe entre las caras de la muestra y la carga, resultan estados no uniformes de esfuerzos y

deformaciones en todo el espécimen. La muestra adquiere una forma abarrilada, como se muestra en la Fig. 4.2. El efecto sobre la distribución del esfuerzo y la deformación es de consecuencias importantes solamente cuando las deformaciones son mayores al 10%⁽¹⁶⁾.

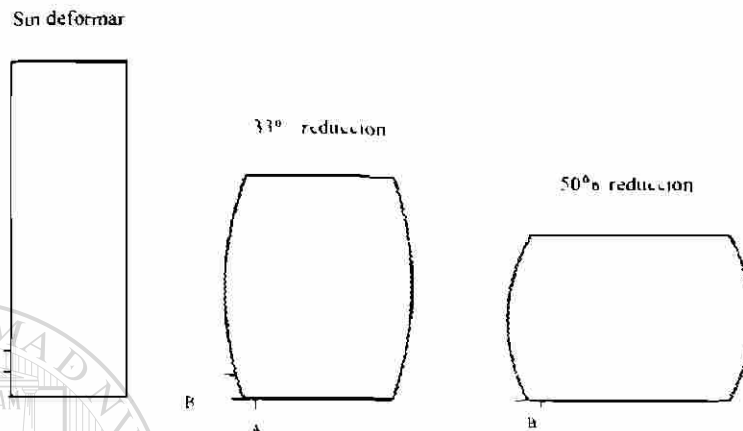


Fig. 4.2 Abarrilamiento durante un ensayo cuando el coeficiente de fricción es de 1.00 en la cara de carga del espécimen.

4.2.3 FRICCIÓN DURANTE EL ENSAYO

La fricción sobre las caras de carga evita el libre desplazamiento de la superficie, como se muestra en la Fig. 4.2. Los puntos que inicialmente están en los lados de la muestra, posteriormente se localizan sobre las caras finales de la muestra.

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

El uso de un lubricante de alta presión en las caras de carga de la muestra reduce la fricción. El material comúnmente empleado es la cinta delgada de teflón de 0.1 mm de espesor (0.004 in). La acción del lubricante puede mejorar si las superficies de soporte que aplican la carga están duras y altamente pulidas. Es recomendable emplear soportes de carburo de tungsteno para todos los materiales ensayados bajo compresión⁽¹⁶⁾.

4.2.4 FRACTURA EN COMPRESION

La mayor deficiencia del ensayo de compresión es que la resistencia compresiva es únicamente definida por falla catastrófica por aplastamiento o fractura. Por lo tanto, las muestras cilíndricas de todos los materiales, aún los

más dúctiles, desarrollarán fracturas al ser comprimidos. Las fracturas generalmente inician sobre la superficie exterior de las muestras comprimidas; como la deformación continúa, la propagación de grietas inicia realmente y posteriormente se desarrollan nuevas grietas, dando como resultado la fractura total de la muestra.

4.3 CURVA ESFUERZO-DEFORMACION

La curva esfuerzo-deformación ingenieril en tensión no aporta una indicación verdadera de las características de deformación de un metal, debido a que está basada enteramente en las dimensiones originales del espécimen, y estas dimensiones cambian continuamente durante el ensayo. Debido a que el área de la sección transversal de la muestra decrece rápidamente en esta etapa del ensayo, la carga requerida para continuar la deformación disminuye. El esfuerzo promedio basado en el área original igualmente decrece, y esto produce la caída de la curva esfuerzo-deformación más allá del punto de carga máxima. En la realidad el metal continúa endureciéndose por deformación hasta la fractura, así que el esfuerzo requerido para aumentar la deformación debería incrementarse. Si se utiliza el esfuerzo verdadero, basado en el área actual instantánea de la sección transversal, se encuentra que la curva esfuerzo-deformación decrece continuamente hasta la fractura⁽¹⁸⁾.

Si las mediciones de deformación se basan en condiciones instantáneas, se obtiene la curva llamada esfuerzo real – deformación real. Esta también se conoce como curva de flujo dado que representa las características de flujo plástico del material. Cualquier punto en la curva de flujo puede considerarse el esfuerzo de fluencia para un metal deformado en tensión por la cantidad mostrada en la curva. De este modo, si la carga es removida en este punto y posteriormente reaplicada, el material se comportará elásticamente a través del intervalo completo de la recarga.

El esfuerzo verdadero σ es expresado en términos del esfuerzo ingenieril S por:

$$\sigma = \frac{P}{A_0} (e+1) = (S)(e+1) \quad 4-1$$

La derivación de la ecuación 4-1 supone la constancia de volumen y una distribución homogénea de la deformación a lo largo de la longitud de ensayo de la probeta. Así, la ecuación 4-1 solo será utilizada hasta el inicio del

encuellamiento. Más allá de la carga máxima, el esfuerzo verdadero será determinado de la medición instantánea de la carga y del área de la sección transversal.

$$\sigma = \frac{P}{A} \quad 4-2$$

La deformación verdadera ε puede determinarse de la deformación ingenieril e por:

$$\varepsilon = \ln(e + 1) \quad 4-3$$

Esta ecuación es aplicable sólo en el inicio del encuellamiento, por las razones explicadas anteriormente.

Más allá de la carga máxima de deformación verdadera, deberá basarse en el área instantánea o mediciones del diámetro:

$$\varepsilon = \ln \frac{A_0}{A} = \ln \frac{(\frac{D_0}{4})^2}{(\frac{D}{4})^2} = 2 \ln \frac{D_0}{D} \quad 4-4$$

La figura 4.3 compara la curva esfuerzo-deformación real con la curva esfuerzo-deformación ingenieril. Nótese que debido a la gran deformación plástica, la región elástica ha sido comprimida en el eje Y. De acuerdo con las ecuaciones 4-1 y 4-3, la curva esfuerzo-deformación real está siempre a la izquierda de la curva ingenieril hasta que la carga máxima es alcanzada. Sin embargo, más allá de la carga máxima la alta deformación localizada en la región del cuello, que se utiliza con la ec. 4-4, excede la deformación calculada por la ecuación 4-5.

$$e = \frac{\delta}{L_0} = \frac{\Delta L}{L_0} \quad 4-5$$

Frecuentemente la curva de flujo es lineal desde la carga máxima hasta la carga de fractura, mientras que en otros casos desciende continuamente hasta la fractura. La formación del cuello presenta esfuerzos triaxiales, los cuales dificultan la determinación precisa del esfuerzo tensil longitudinal⁽¹⁸⁾.

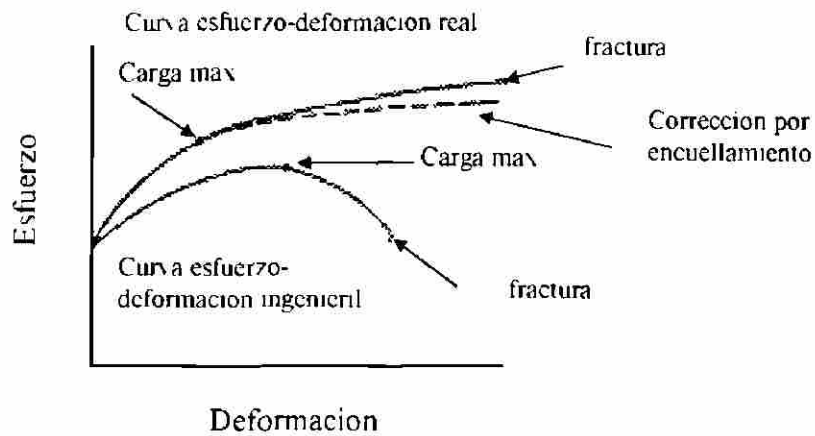


Fig. 4.3 Comparación entre las curvas esfuerzo-deformación ingenieril y real.



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS



CAPITULO 5

PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

5.1 INTRODUCCION.

La experimentación de este trabajo se llevó a cabo para analizar el comportamiento mecánico de una aleación de aluminio en función de su microestructura, para lo cual se emplearon lingotes solidificados unidireccionalmente⁽¹⁰⁾.

Se realizó un análisis metalográfico en diferentes secciones de cada lingote con la finalidad de caracterizar microestructuralmente cada sección que fué ensayada mecánicamente.

El comportamiento mecánico se evaluó mediante una serie de pruebas de compresión efectuadas en las diferentes secciones caracterizadas de cada lingote. Los ensayos de compresión se realizaron a diferentes velocidades con la finalidad de obtener un esquema completo del comportamiento mecánico en función de la microestructura y poder determinar el punto de fluencia y el factor de endurecimiento de cada ensayo.

5.2 DESCRIPCION DEL EQUIPO Y MATERIAL

5.2.1 CARACTERIZACION METALOGRAFICA:

Para realizar el análisis metalográfico de las secciones de interés en los lingotes, se eligieron cuatro secciones de análisis a diferentes distancias desde la base del lingote, como se muestra en la Fig. 5.1.

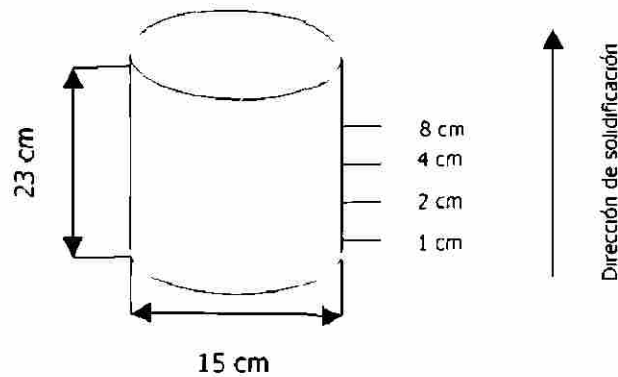


Figura 5.1 Zonas de análisis metalográfico y mecánico

Los lingotes se habían fabricado⁽¹⁰⁾ utilizando una templadera de acero enfriada con agua en su superficie inferior y recubierta con pintura a base de grafito y de mica en las pruebas para obtener los lingotes A y B, respectivamente.

Para cada zona (a) se cortaron dos muestras, una longitudinal (b) y otra transversal (c), a la dirección de solidificación, analizándose ocho muestras por lingote, ver Fig. 5.2.

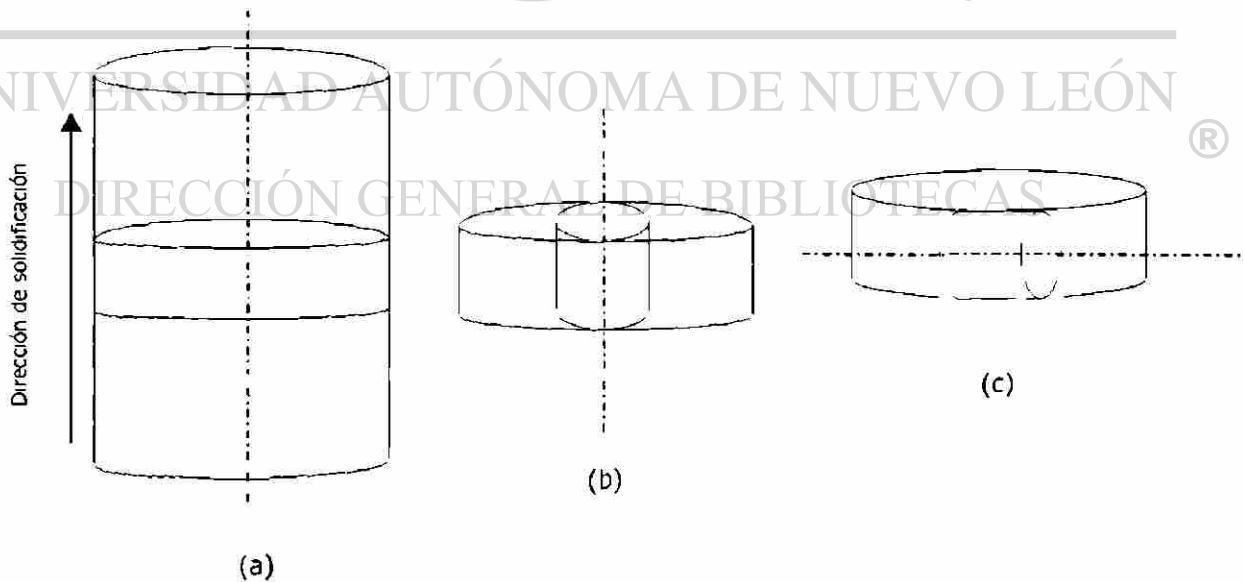


Figura 5.2 Obtención de probetas para análisis metalográfico y mecánico.

Las probetas obtenidas de cada lingote se montaron en baquelita y se pulieron con hojas de carburo de silicio en el orden de 220, 400, 600, 1200 y 1800, para después pulirse a espejo con silica en un paño.

El análisis microestructural se realizó en un microscopio óptico integrado a un analizador de imágenes automático. Las mediciones efectuadas fueron:

a) Espaciamiento dendrítico secundario.

Se realizó en las cuatro secciones de interés en las muestras, sin ataque químico, longitudinales y transversales de cada lingote. El EDS se determinó midiendo la longitud total de una serie de brazos y dividiéndola en el número de éstos. Se realizaron 10 mediciones por probeta obteniéndose las desviaciones estándar del análisis. En la Fig. 5.3 se aprecia un ejemplo de la técnica empleada.

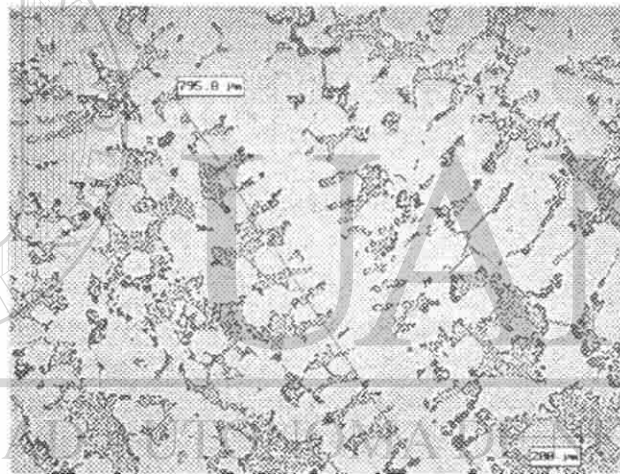


Fig. 5.3 Determinación del EDS a 100X.

b) Porosidad.

Se analizaron las mismas muestras empleando un programa especialmente diseñado para medir la fracción de área que ocupan los poros en un número determinado de campos. El programa realiza un análisis estadístico, arrojando los resultados con sus respectivas desviaciones estándar. La prueba se realizó en 59 campos por probeta a 50X.

c) Distancia libre media.

$$\lambda = \frac{1 - (A_A)_\alpha}{N_l} \quad (5-1)$$

La distancia libre promedio que existe entre las partículas del eutéctico en la microestructura (λ), se midió mediante un programa elaborado especialmente para tal fin. Las mediciones se realizaron en las muestras longitudinales y transversales de cada sección (a 1, 2, 4 y 8 cm de la base) en ambos lingotes.

La técnica empleada consiste en un análisis metalográfico cuantitativo, en el cual se seleccionan 16 campos de área conocida uniformemente distribuidos en cada muestra y se determina la fracción de área $(A_A)_\alpha$ de la fase eutéctica para cada campo. Así mismo, se trazan líneas al azar y se cuantifica el número de partículas que intersectan por línea, con la finalidad de obtener la densidad lineal (N_l) que existe en la fase eutéctica.

Para cada campo se trazan 5 líneas al azar, con lo cual se obtiene un total de 80 mediciones por muestra. El análisis se realizó a 500 aumentos, como se puede ver en las Figs. 5.4, 5.5.

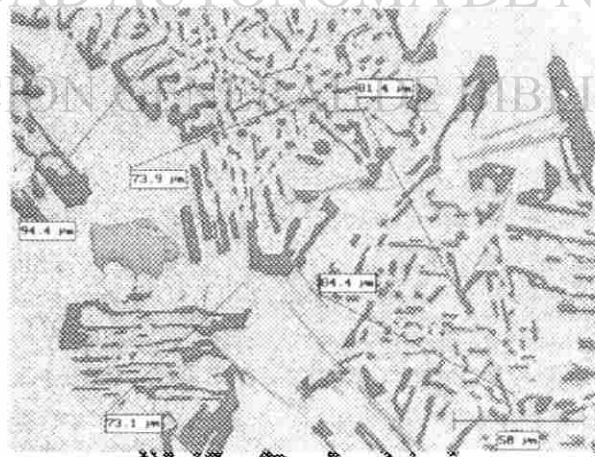


Fig. 5.4 Intersección lineal, al azar, de las partículas del eutéctico para determinar N_l . 500X.

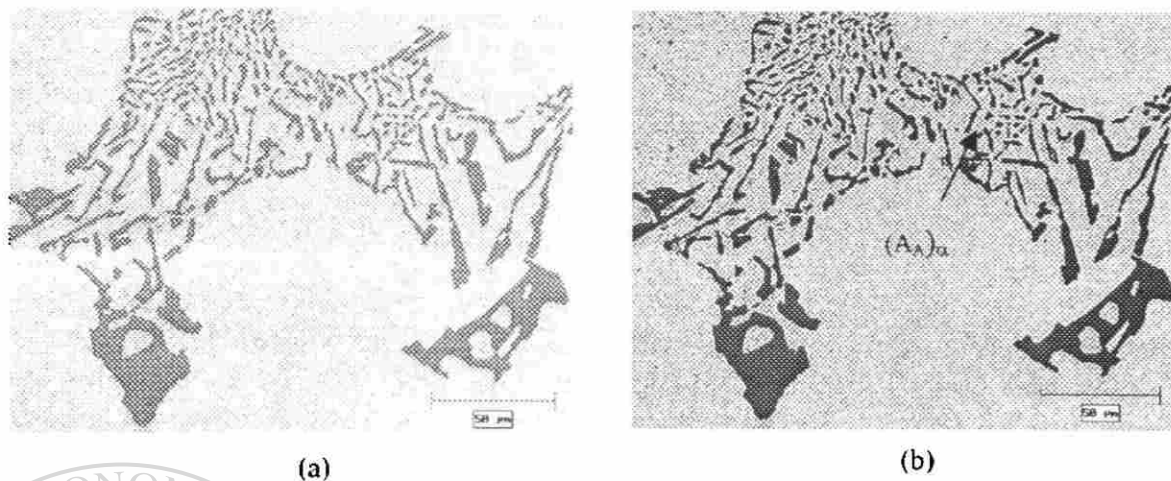


Fig. 5.5 (a) Fase eutéctica vista a 500X. (b) Misma fase, sombreada por el analizador de imágenes para determinar la fracción de área de la fase eutéctica. 500X.

d) Tamaño de grano.

El tamaño de grano se evaluó en un estereoscópio Olympus a 20 aumentos. Para la determinación del tamaño de grano se pulieron las muestras con alúmina de $0.3 \mu\text{m}$ y se atacaron químicamente por inmersión durante 5 minutos a temperatura ambiente con el reactivo Keller, el cual consiste en:

- 0.5 partes de ácido fluorhídrico concentrado
- 2.5 partes de ácido nítrico concentrado
- 1.5 partes de ácido clorhídrico concentrado
- 95.5 partes de agua destilada

e) Dureza Brinell.

Para la determinación de la dureza se prepararon muestras con superficies planas y caras paralelas, aplicando un desbaste ligero con hoja de carburo de silicio de 400. Se realizaron 5 indentaciones con indentador Brinell obteniéndose los resultados con sus respectivas desviaciones estándar. La dureza se obtiene de dividir la carga entre el área de la indentación:

$$BHN = \frac{P}{\left(\frac{\pi D}{2}\right)(D - D^2 - d^2)} \quad 5.2$$

5.2.2 ENSAYO DE COMPRESION

Se maquinaron probetas cilíndricas para compresión, obtenidas de las mismas secciones a 1, 2, 4 Y 8 cm de la base del lingote. Las probetas se tomaron también en forma transversal y longitudinal a la dirección de solidificación, con las dimensiones que se muestran en la Fig. 5.6.

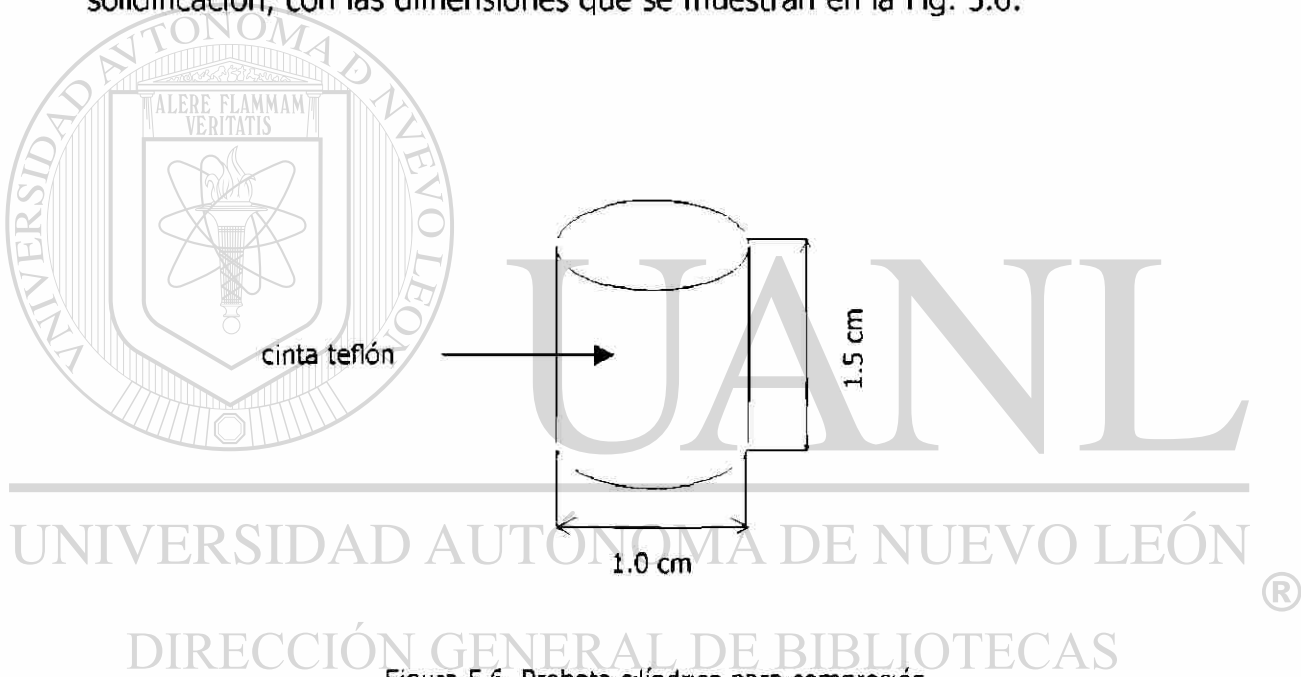


Figura 5.6 Probeta cilíndrica para compresión.

Las pruebas se realizaron en una máquina universal de ensayos mecánicos Instron servohidráulica a cuatro velocidades diferentes. Las caras circulares de las muestras se cubrieron con cinta teflón para minimizar la fricción entre la probeta y las caras planas de las mordazas. Ver Fig. 5.6.

5.3 COMPOSICION QUIMICA DEL MATERIAL

La composición química⁽¹⁰⁾ de cada lingote se obtuvo mediante un espectrómetro SPECTRO ANALYTICAL, INSTRUMENTS, la cual se muestra en la Tabla 5.1.

Lingote	Altura (cm)	Si	Cu	Fe	Mn	Mg	Zn	Ti	Sr
A	1	7.75	3.55	0.627	0.352	0.310	0.701	0.118	0.0147
	2	7.70	3.50	0.673	0.390	0.304	0.697	0.119	0.0146
	4	7.56	3.14	0.767	0.461	0.278	0.674	0.137	0.0145
	8	7.73	3.27	0.668	0.400	0.279	0.674	0.136	0.0138
B	1	8.18	3.29	0.689	0.372	0.275	0.675	0.307	0.0074
	2	7.63	3.38	0.820	0.457	0.286	0.675	0.338	0.0073
	4	7.63	3.41	0.758	0.419	0.291	0.674	0.397	0.0078
	8	8.27	3.31	0.678	0.338	0.286	0.676	0.180	0.0073

Tabla 5.1 Composición química en las zonas de interés de los lingotes A y B.

5.4 CLASIFICACION DE PROBETAS

La clasificación de las probetas según el lingote, la zona de interés y la velocidad de las pruebas de compresión, se ve en la Tabla 5.2.

Sección	Velocidad mm/min	Probeta	Dimensiones (mm)	
			Altura	Diámetro
LINGOTE A				
1	0.5	AL1a	15 02	10 01
2	0.5	AL2a	15 03	10 01
4	0.5	AT4a	15 03	10 01
8	0.5	AT8a	15 03	10 01
1	5	AT1b	15 04	10 01
2	5	AT2b	15 04	10 01
4	5	AL4b	15 01	10 01
8	5	AL8b	15 03	10 02
1	50	AT1c	15 00	10 00
2	50	AT2c	15 00	10 01
4	50	AL4c	15 02	10 01
8	50	AL8c	15 03	10 01
1	500	AL1d	15 02	10 00
2	500	AL2d	15 04	10 03
4	500	AT4d	15 03	10 02
8	500	AT8d	15 03	10 03
LINGOTE B				
1	0.5	BL1a	15 02	10 00
2	0.5	BT2a	15 01	10 00
4	0.5	BL4A	15 00	10 03
8	0.5	BT8a	15 00	10 03
1	5	BT1b	15 04	10 00
2	5	BL2b	15 05	10 02
4	5	BT4b	15 05	10 02
8	5	BL8b	14 97	10 02
1	50	BL1c	15 01	10 00
2	50	BL2c	15 01	10 02
4	50	BT4c	15 03	10 01
8	50	BT8c	15 06	10 01
1	500	BT1d	15 06	10 03
2	500	BT2d	15 04	09 99
4	500	BL4d	15 02	10 00
8	500	BL8d	15 05	10 02

*L: longitud a la dirección de solidificación

*T: transversa a la dirección de solidificación

Tabla 5.2 Clasificación y dimensiones de las probetas ensayadas en compresión.

5.5.1 TECNICAS EMPLEADAS

Las pruebas de compresión se realizaron a temperatura ambiente, alrededor de 20°C, y velocidad de cabezal constante en una Máquina Universal de Ensayos Mecánicos INSTRON Modelo 8502, servohidráulica de cabezal móvil, empleando mordazas planas y una carga máxima de 8000 Kg.

Como se muestra en la Tabla 5.2, las pruebas se hicieron a 0.5, 5.0, 50.0 y 500.0 mm/min (a, b, c y d respectivamente) para cada sección en ambos lingotes.

Una vez finalizadas las pruebas de compresión, se procedió a efectuar un análisis de las curvas obtenidas en un programa diseñado especialmente para ensayos de compresión y tensión.

El estudio consistió principalmente en evaluar el punto de fluencia y factor de endurecimiento en base en el análisis de las curvas esfuerzo vs. deformación de las pruebas de compresión realizadas.

Primeramente se obtiene la curva carga vs. desplazamiento con la cual se ajusta la curva obteniendo la pendiente a cero, para posteriormente evaluar el punto de fluencia y el factor de endurecimiento con las curvas ajustadas esfuerzo vs. deformación y log esfuerzo vs. log deformación, respectivamente. Cabe mencionar que el programa empleado para este análisis hace la corrección por fricción⁽¹⁸⁾ inherente a éste.

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS



CAPITULO 6

ANALISIS Y DISCUSION DE RESULTADOS

6.1 MICROESTRUCTURAS

En la figura 6.1 se aprecia la refinación de la microestructura en función de la distancia desde la base templada del lingote A. Se observa un incremento en el espaciado dendrítico secundario; así como en la separación y refinación de las partículas de silicio (fase laminar). También existen partículas de compuestos intermetálicos de hierro que en la base del lingote muestran una forma poligonal y a medida que se alejan de ésta, tienden a formar partículas con una morfología de escritura china (Fig. 6.1).

En la figura 6.2, se observa el mismo comportamiento de refinación estructural, sólo que aquí, las partículas de los compuestos intermetálicos, en forma de escritura china, aparecen desde la base del lingote B (fig. 6.2a); lo cual se puede atribuir a que se solidificó a una velocidad menor que el lingote A. Las figuras 6.3 y 6.4 muestran las microestructuras a mayores aumentos. En estas figuras se puede distinguir un ligero aumento en el espaciado entre las partículas de Si del eutéctico.

En la figura 6.5 se muestra el incremento en el espaciado dendrítico secundario al incrementarse la distancia; además, se nota claramente que las muestras tomadas longitudinal y transversalmente a la dirección de solidificación, tienen valores de este parámetro muy similares. En el Anexo I, se tabulan los resultados microestructurales obtenidos.

En la figura 6.6 se observa un comportamiento similar en el espaciado entre las partículas de Si del eutéctico, mencionado anteriormente, es decir, la distancia libre media (λ) incrementa con la distancia y sus valores son similares para las muestras longitudinales y transversales.

Tanto el espaciamiento dendrítico secundario como (λ), tienen una marcada influencia en la dureza del material, como se puede apreciar en la figura 6.7. A mayores valores de (λ) y espaciamiento dendrítico secundario, existe un descenso en los valores de dureza, por lo que es de esperarse que suceda lo mismo con otras propiedades mecánicas.

6.2 PRUEBAS DE COMPRESION

En el Anexo II, se presentan las curvas esfuerzo contra deformación obtenidas en los diferentes ensayos de compresión realizados. El cálculo se realizó a partir de los valores de carga contra desplazamiento, suponiendo un coeficiente de fricción (μ) de 0.1 para el teflón empleado como lubricante. A partir de estas curvas, se obtuvieron los valores de esfuerzo de fluencia, esfuerzo a 0.1 y 0.2 de deformación, que se tabulan en el Anexo III.

En las figuras 6.8 y 6.9 se muestra la variación del esfuerzo al 0.1 de deformación ($\sigma_{0.1}$) para los lingotes A y B como una función de la distancia. En la gráfica se observa una marcada disminución de $\sigma_{0.1}$ al incrementarse la distancia; además, se aprecia claramente el incremento de éste al disminuir la velocidad de deformación, lo que es un indicio del desarrollo de inestabilidades en el flujo plástico^(21,22).

6.3 VELOCIDAD DE SOLIDIFICACION

En la figura 6.10 se grafica la dependencia de la velocidad de solidificación al momento en el que se detecta el inicio de la solidificación del aluminio primario. Estos valores se determinaron mediante la insercción de termopares tal y como se describe en una trabajo previo⁽¹⁰⁾. Esta relación explica que las microestructuras de las figuras 6.1 a 6.4 se refinan a medida que la posición el corte se aproxime a la base en la cual se alcanza la mayor velocidad de solidificación.

6.4 RELACION ENTRE PROPIEDADES MECANICAS Y MICROESTRUCTURA.

Se estudió la dependencia de los diversos niveles de esfuerzos, al límite elástico y a 0.1 y 0.2 de deformación equivalente en función de la velocidad de deformación, del espaciamiento dendrítico secundario y de λ .

En las figuras 6.11 y 6.12 se grafican los resultados del esfuerzo al límite elástico, en tanto que en las figuras 6.13 a 6.16 se representan los resultados para los niveles de esfuerzo a 0.1 y 0.2 de deformación. En ellas se aprecia que el esfuerzo se incrementa con la disminución del espaciamiento dendrítico secundario.

Como se aprecia en la figura 6.11, el esfuerzo de fluencia para los lingotes A y B es muy similar al inicio de la deformación, contrariamente a lo que se encuentra al graficar los valores correspondientes a mayores deformaciones, Fig. 6.13 y 6.15, en las que se observa que los valores del esfuerzo al límite de fluencia, independientemente de la velocidad de deformación que se trate, caen sobre una misma curva cuando se grafica en función del espaciamiento dendrítico secundario, en tanto que los valores a 0.1 y 0.2 forman dos curvas, Figs 6.13 y 6.15, una para cada material. El caso contrario se aprecia cuando se grafican los esfuerzos en función de λ , Figs. 6.16 a 6.18.

En las Figs. 6.17 a 6.19 se grafican estos mismos valores de esfuerzo, sólo que en función del espaciamiento entre las partículas de Si λ .

Esto implica que el parámetro microestructural crítico para controlar la fluencia es el espaciamiento dendrítico secundario, en tanto que la forma en que la deformación procede, depende del espaciamiento entre las partículas de silicio.

Durante la compresión, varias de las muestras se fracturaron siguiendo un ángulo de 45° aproximadamente respecto al eje de carga, siguiendo el campo de líneas de deslizamiento⁽¹⁸⁾. La inspección metalográfica de muestras deformadas que no llegaron a fallar, muestra la presencia de pequeñas grietas generadas en las inclusiones de intermetálicos; como se aprecia en la figura 6.20a. A menores aumentos, se observó que estas microgrietas pueden coalescer, tal y como se muestra en la figura 6.20b.

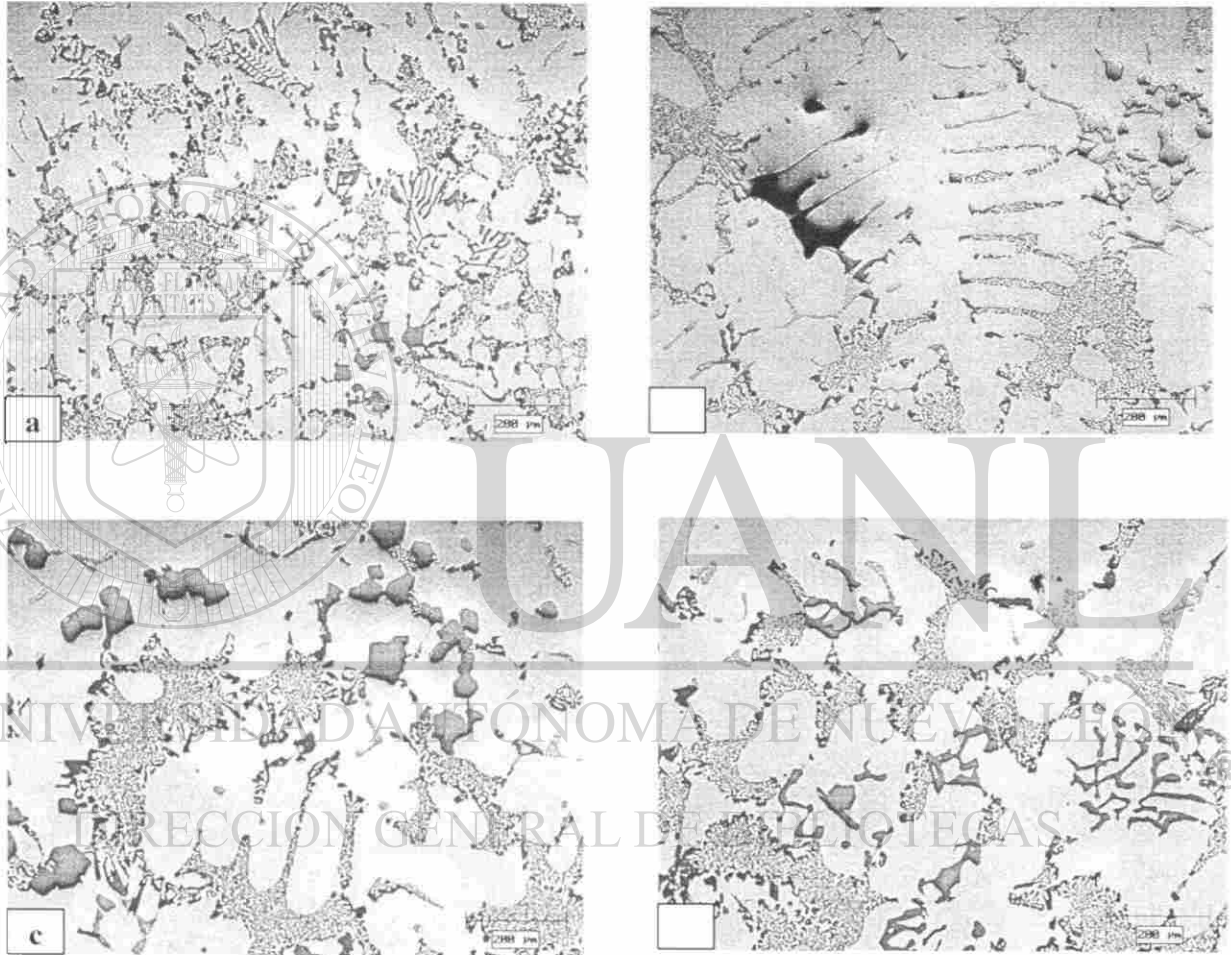
MICROGRAFIAS DEL LINGOTE A

Fig. 6.1 Micrografías tomadas a 1, 2, 4 y 8 cm desde la base templada del lingote;
a) AL1, b) AL2, c) AL4, d)AL8. 100X.

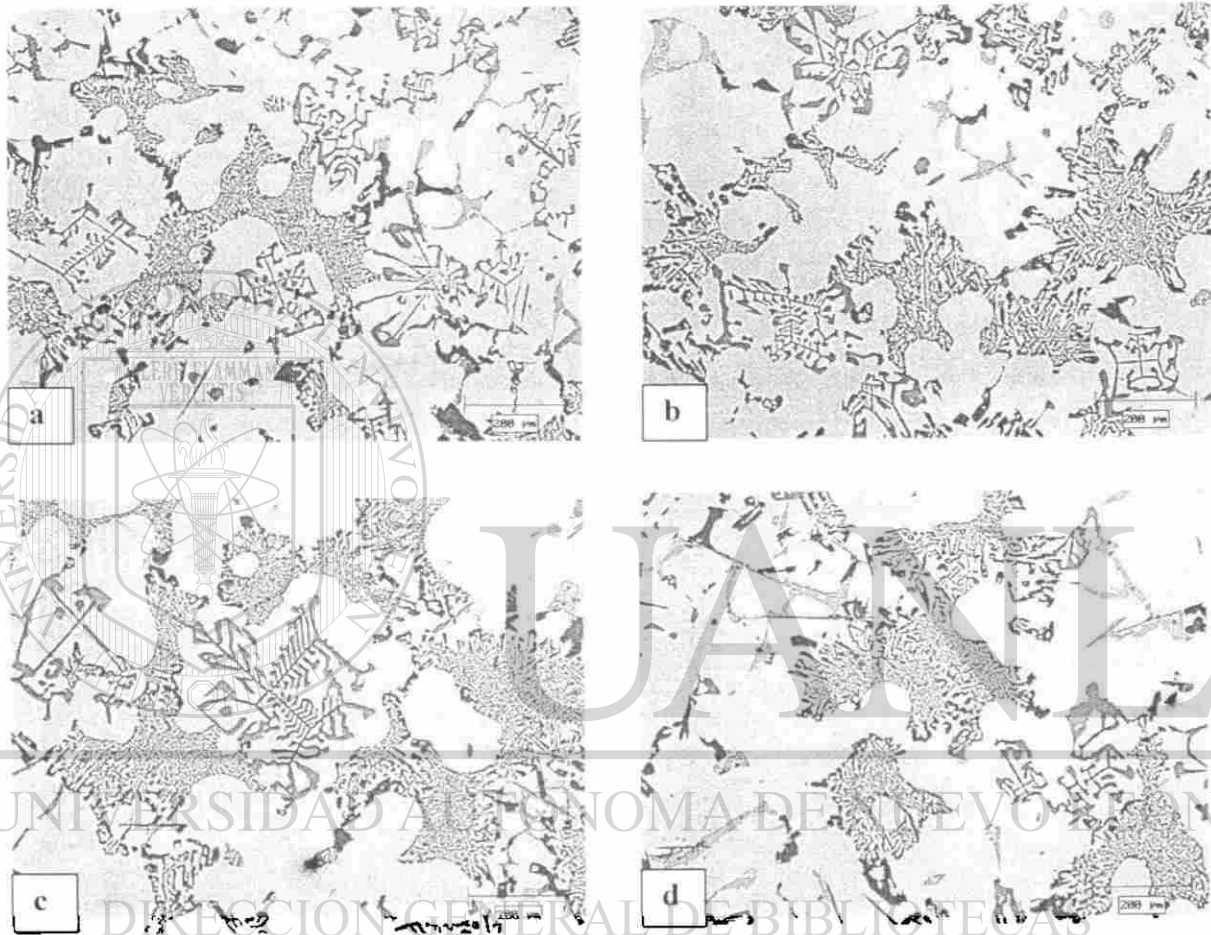
MICROGRAFIAS DEL LINGOTE B

Fig. 6.2 Micrografías tomadas a 1, 2, 4 y 8 cm desde la base templada del lingote; a) BL1, b) BL2, c) BL4, d) BL8. 100X.

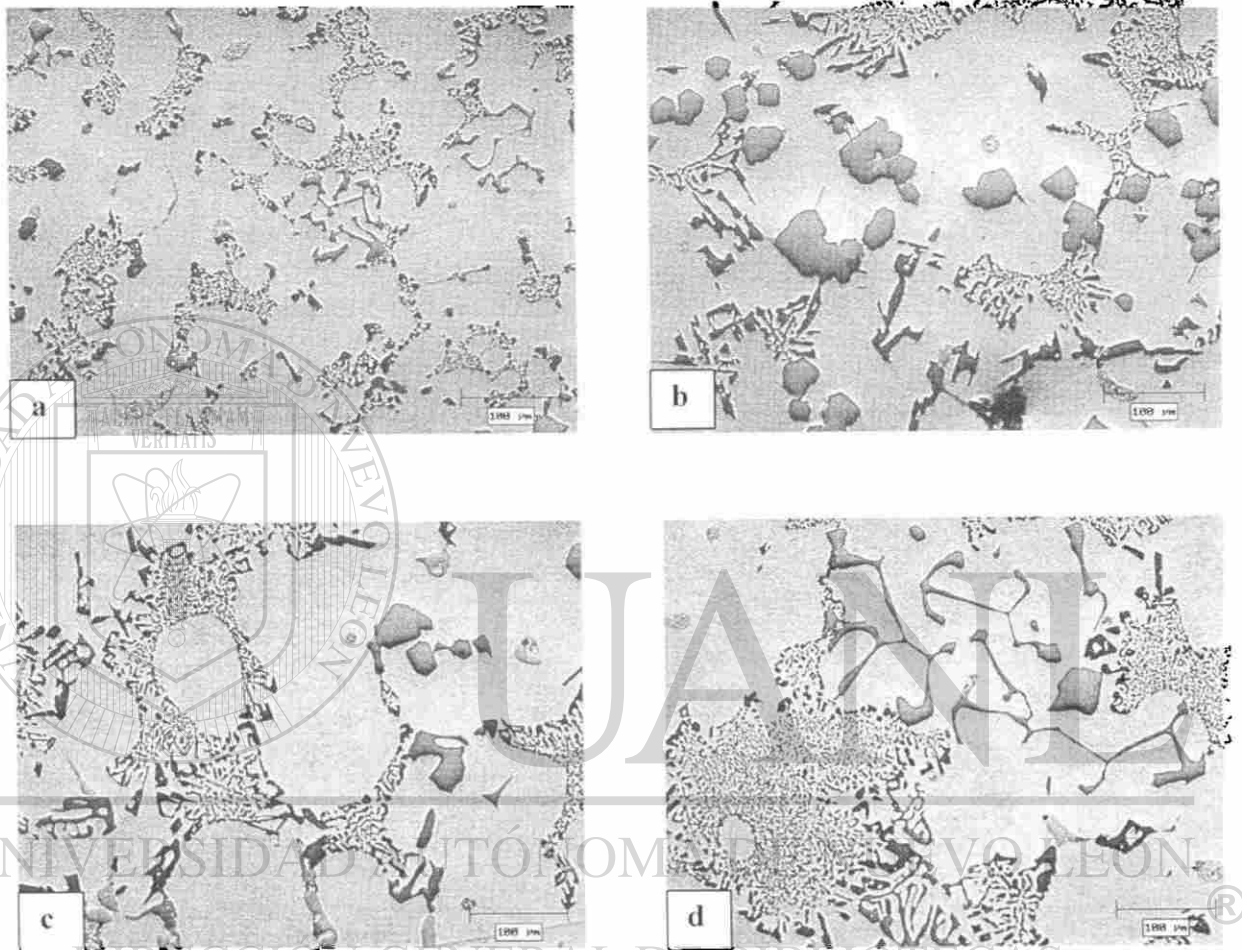
MICROGRAFIAS DEL LINGOTE A

Fig. 6.3 Micrografías tomadas a 1, 2, 4 y 8 cm desde la base templada del lingote;
a) AT1, b) AT2, c) AT4, d) AT8. 200X.

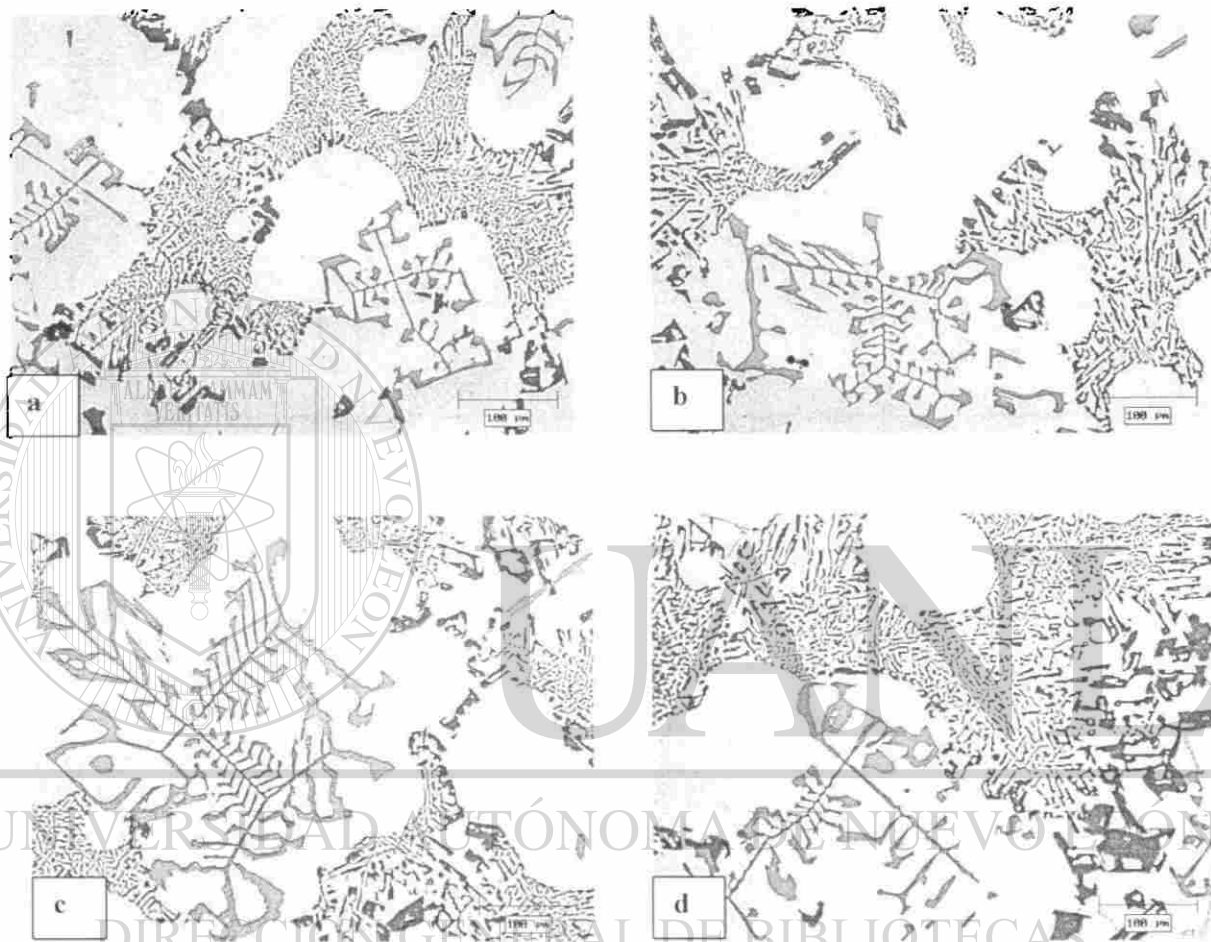
MICROGRAFIAS DEL LINGOTE B

Fig. 6.4 Micrografías tomadas a 1, 2, 4 y 8 cm desde la base templada del lingote;
a) BT1, b) BT2, c) BT4, d) BT8. 200X.

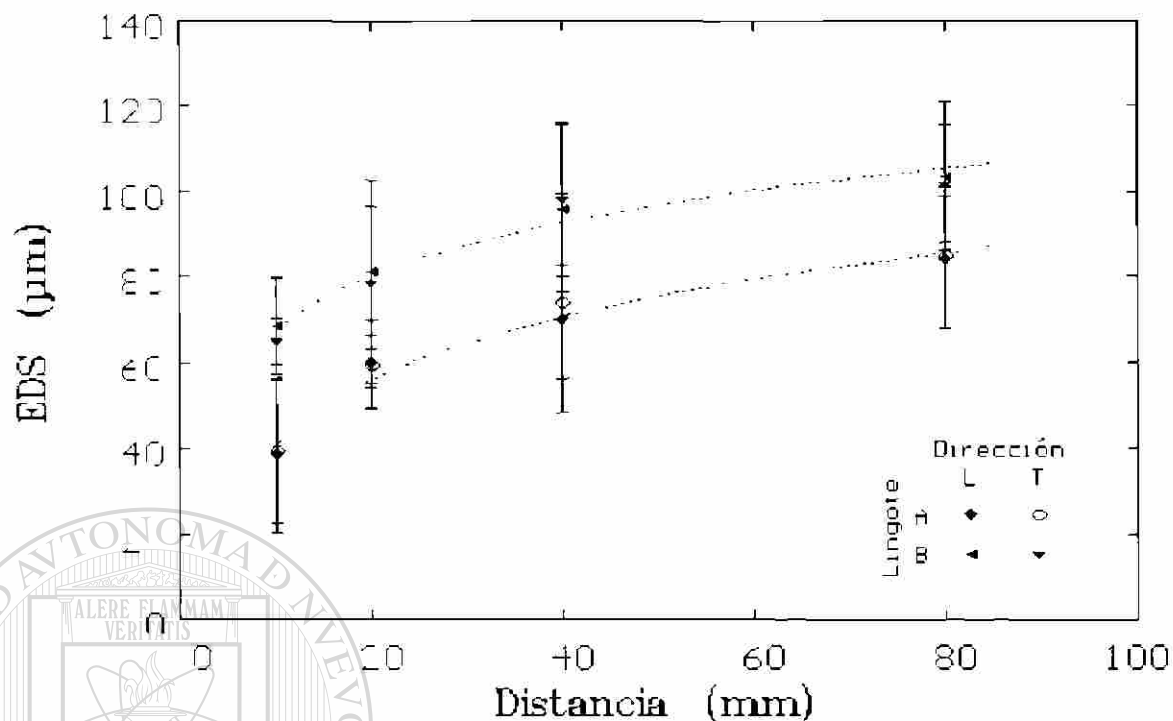


Fig. 6.5 Espaciamiento dendrítico secundario medido en muestras metalográficas.

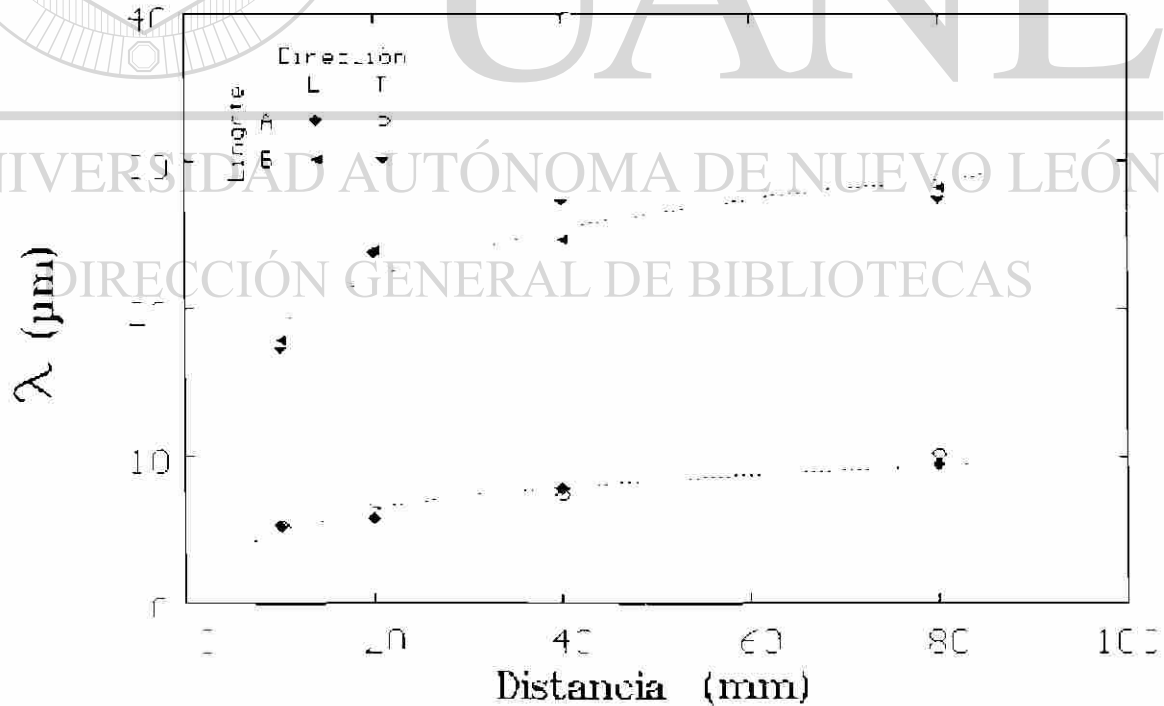


Fig. 6.6 Espaciamiento entre las partículas de silicio (λ), registrado en muestras metalográficas.

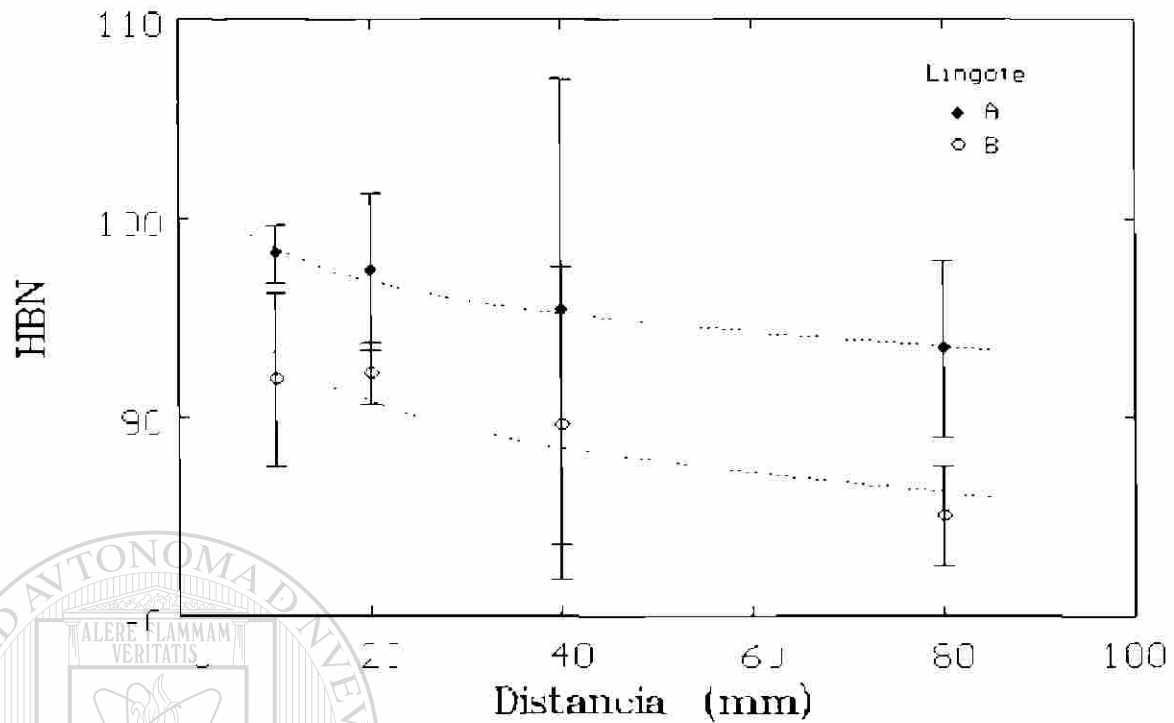


Fig. 6.7 Variación de la dureza Brinell (HBN) en función de la distancia a la que se cortaron las muestras.

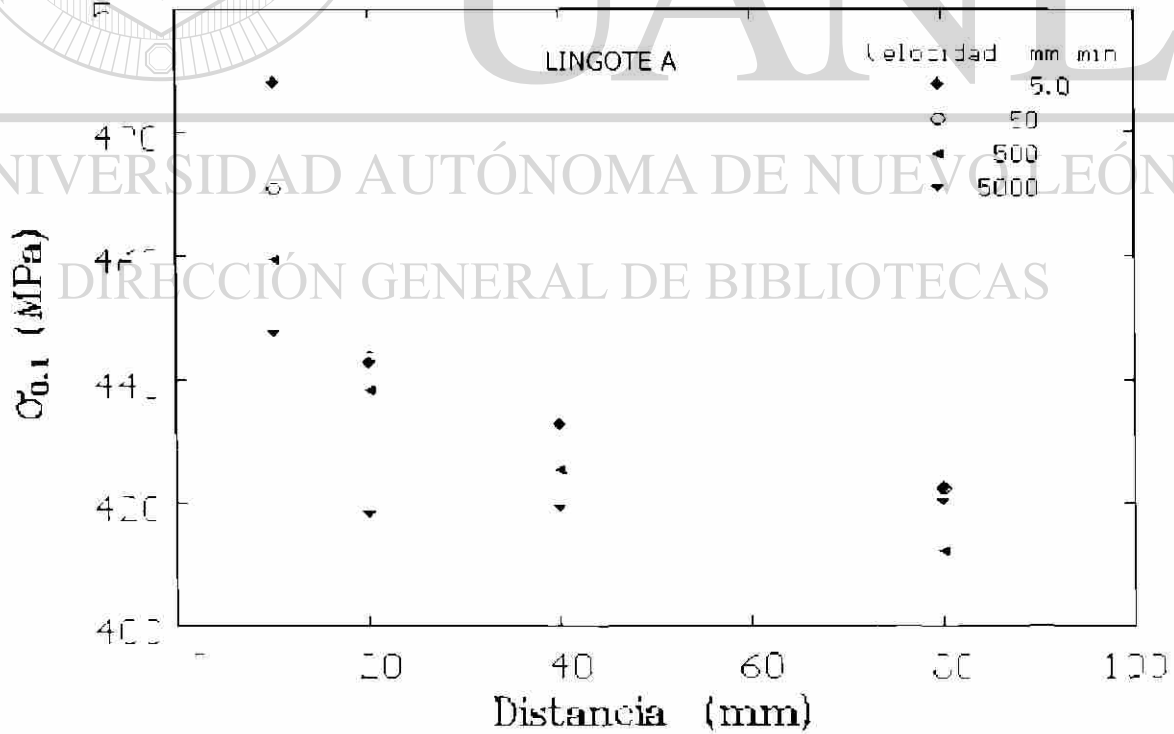


Fig. 6.8 Dependencia del esfuerzo a 0.1 de deformación, registrada en muestras de compresión maquinadas a partir del lingote A.

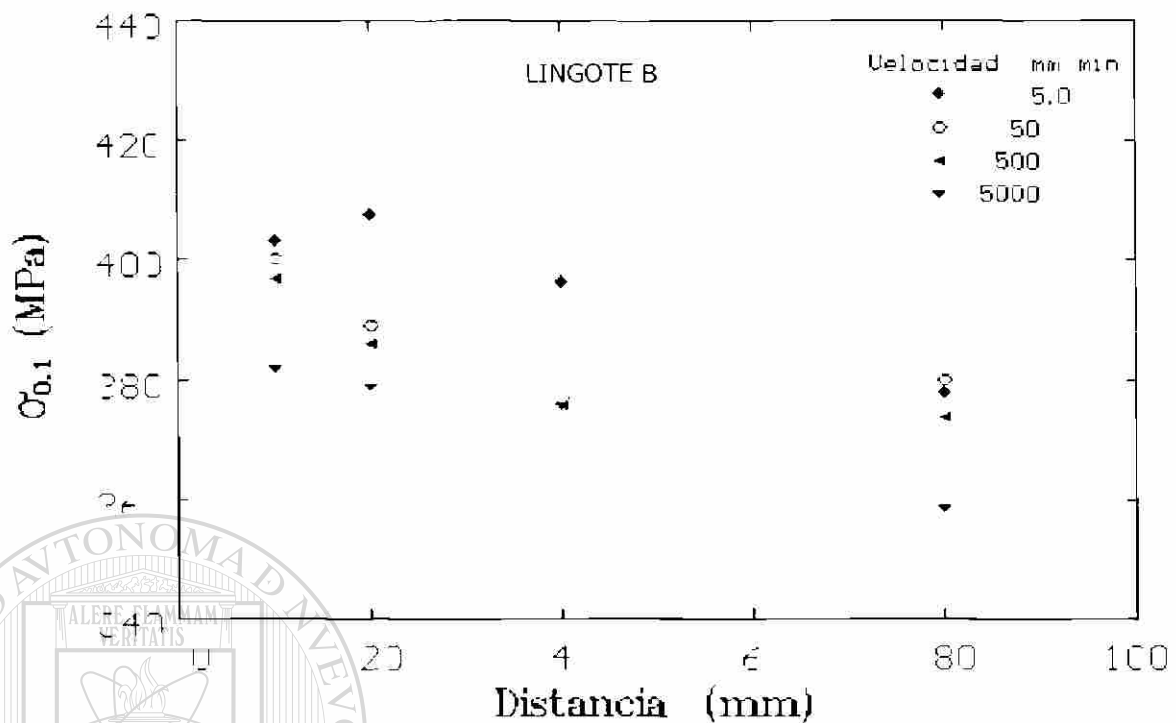


Fig. 6.9 Esfuerzo a 0.1 de deformación.

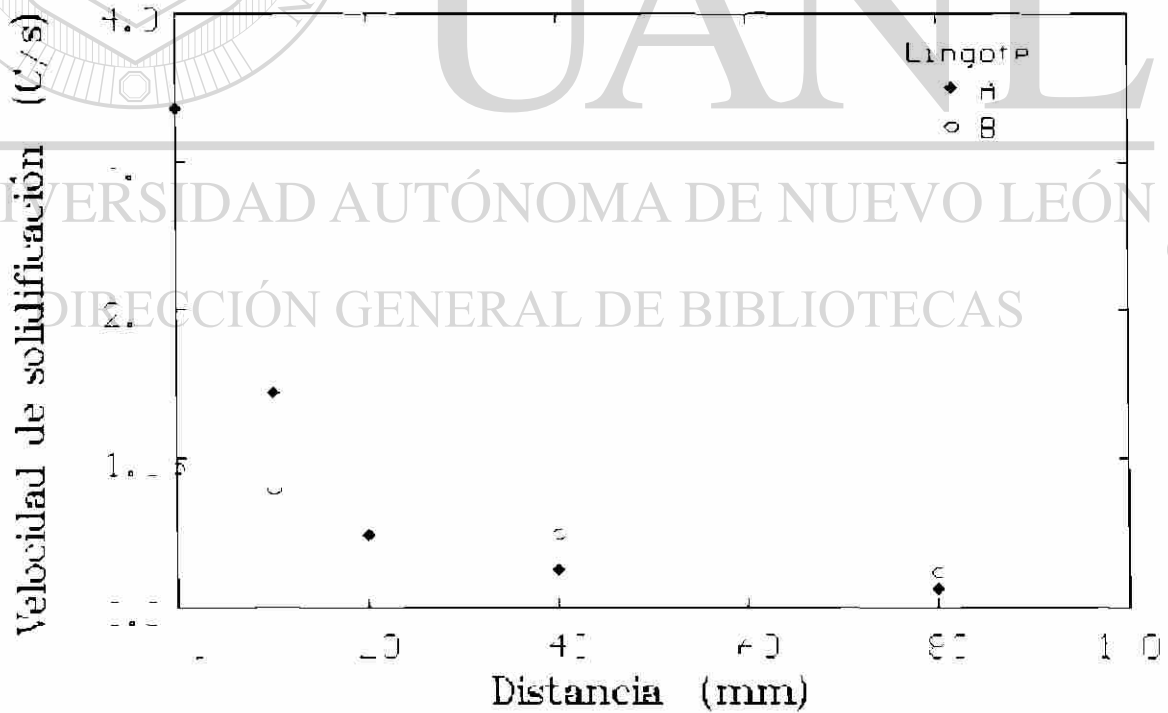


Fig. 6.10 Velocidad de inicio de solidificación detectada experimentalmente.

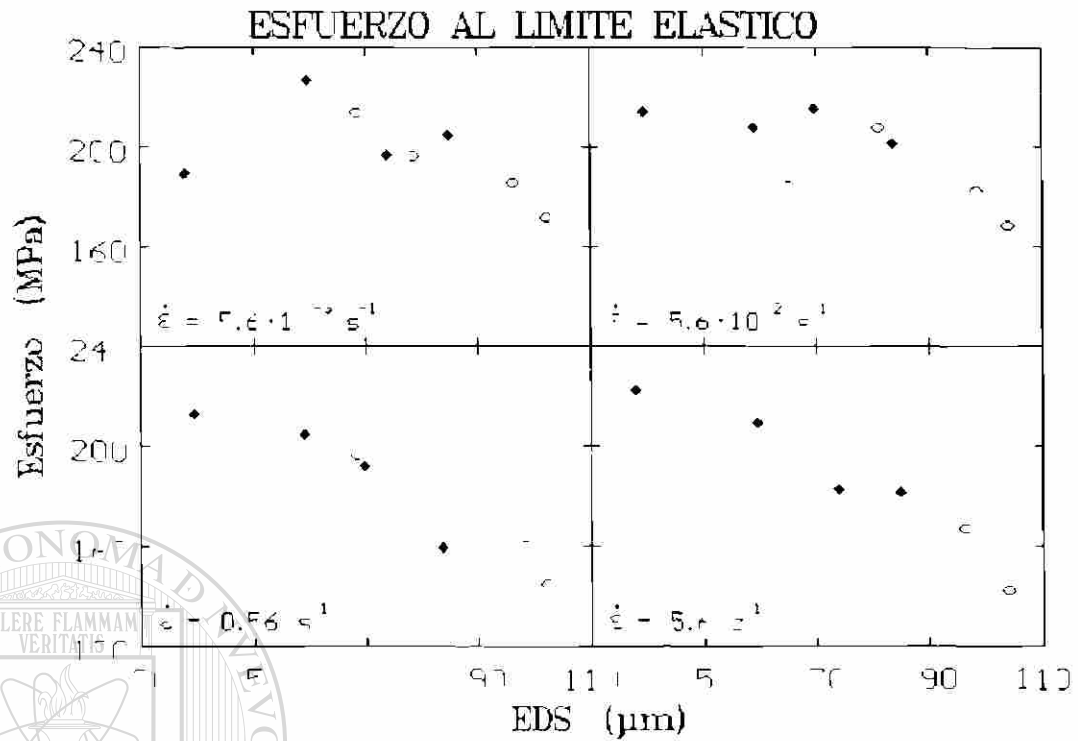


Fig. 6.11 Dependencia del esfuerzo de fluencia en función del EDS a las cuatro velocidades ensayadas.



Fig. 6.12 Dependencia del esfuerzo de fluencia con la velocidad de deformación y el EDS.

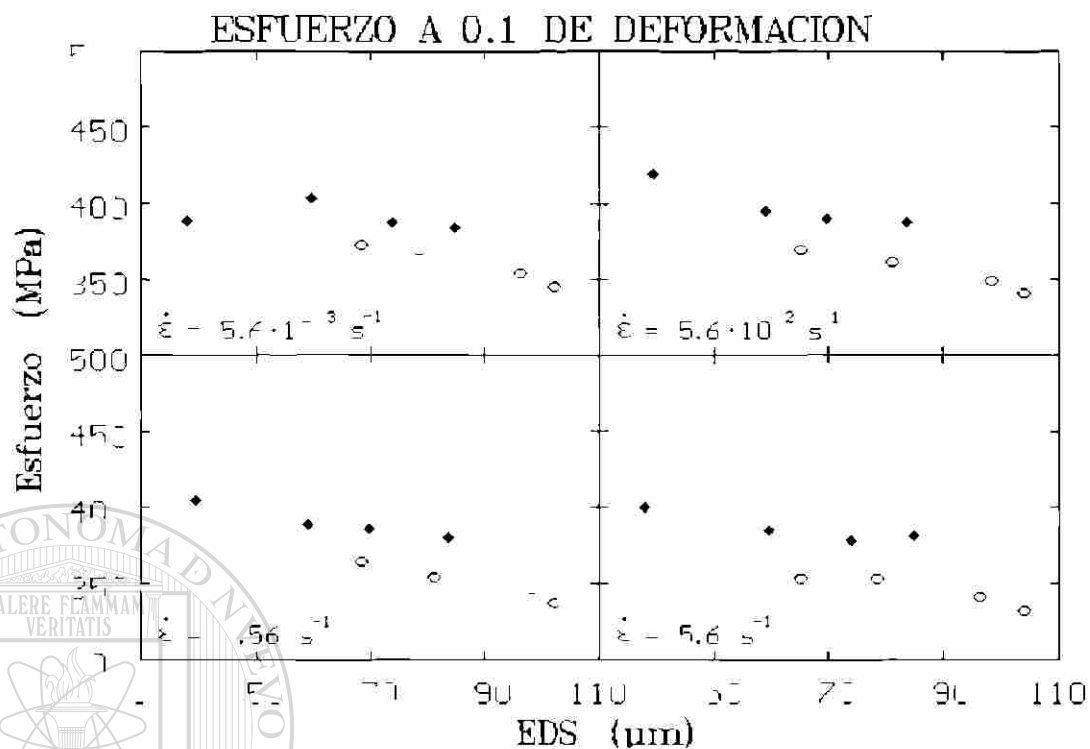


Fig. 6.13 Dependencia del esfuerzo a 0.1 de deformación en función del EDS a las cuatro velocidades ensayadas.

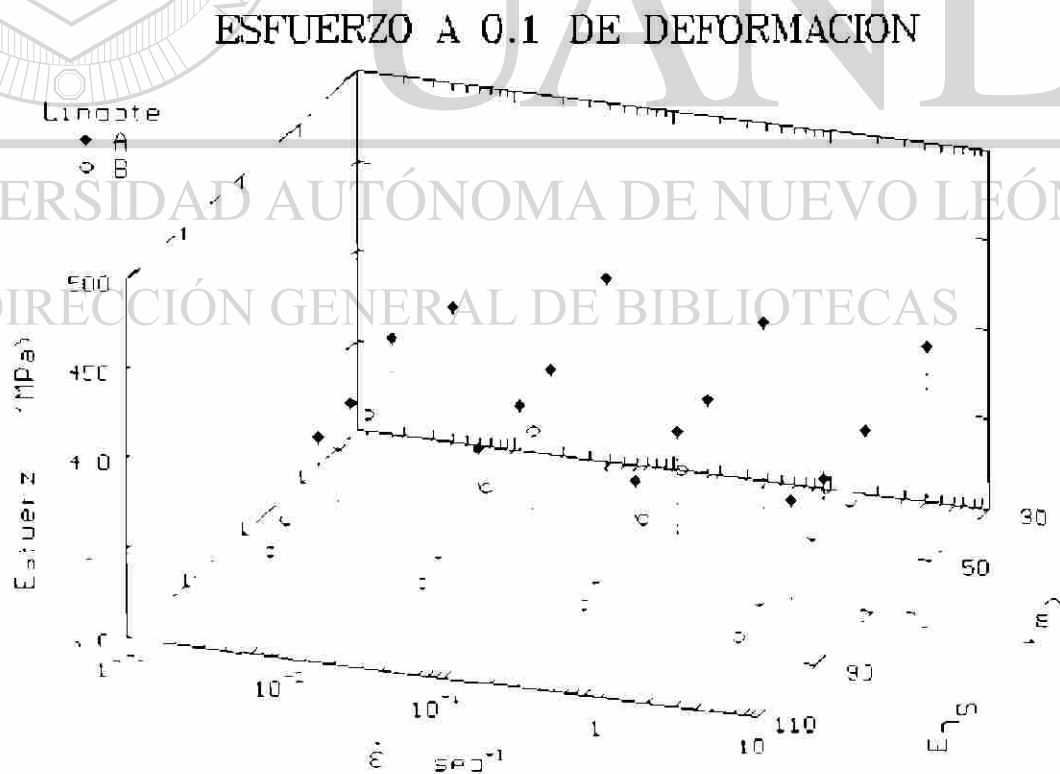


Fig. 6.14 Dependencia del esfuerzo a 0.1 de deformación en función del EDS a las cuatro velocidades ensayadas.

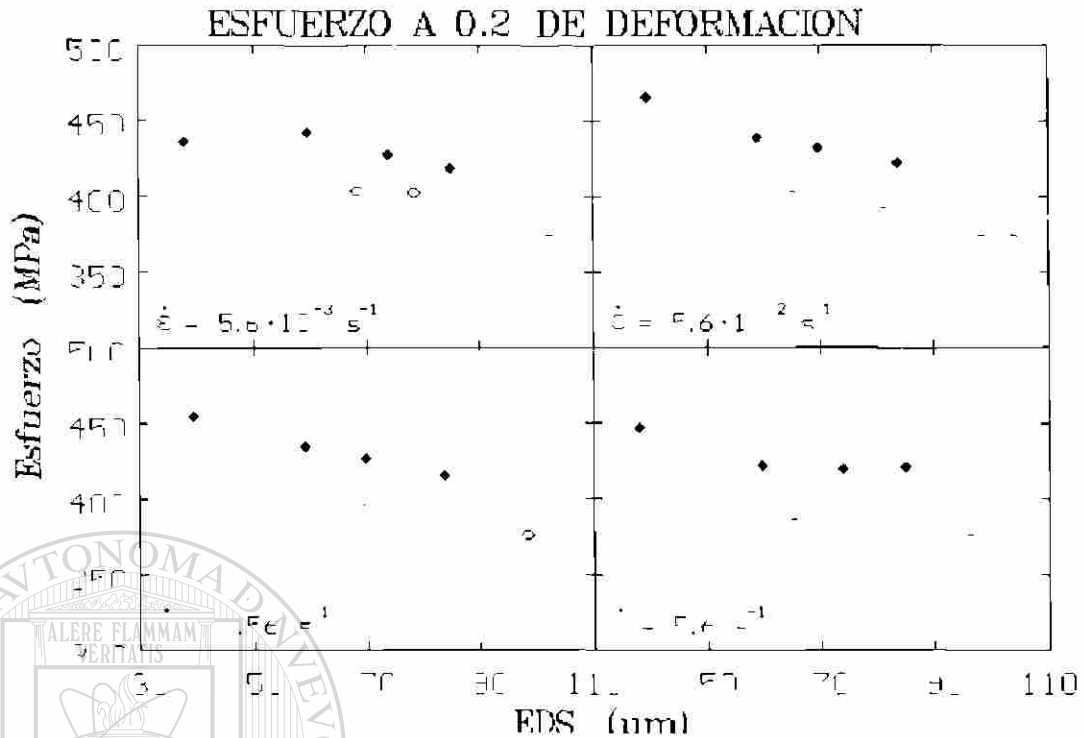


Fig. 6.15 Dependencia del esfuerzo a 0.2 de deformación en función del EDS a las cuatro velocidades ensayadas.

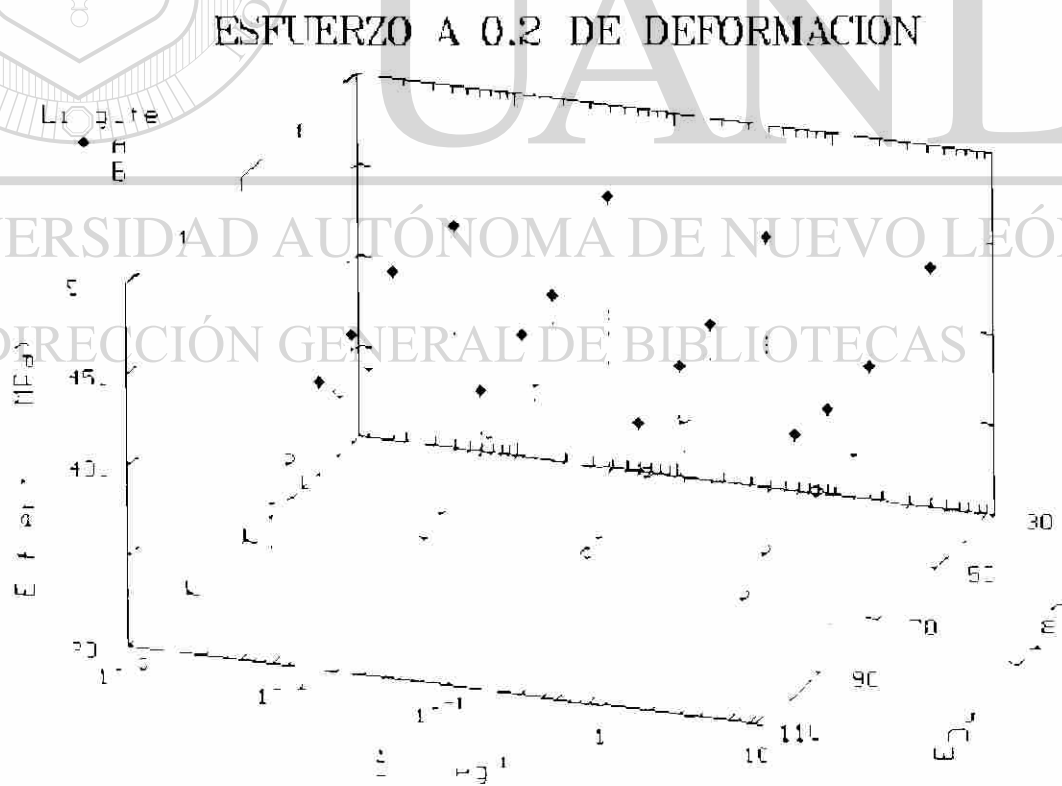


Fig. 6.16 Dependencia del esfuerzo a 0.2 de deformación en función del EDS a las cuatro velocidades ensayadas.

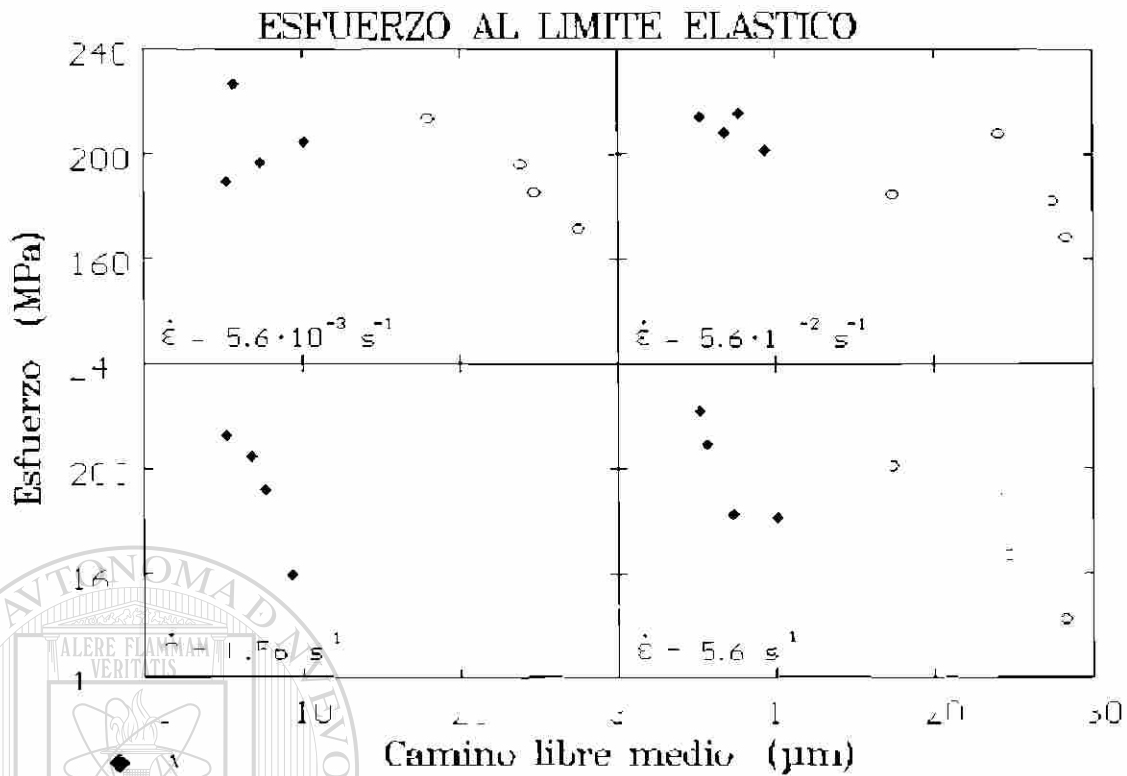


Fig. 6.17 Dependencia del esfuerzo al límite elástico con el camino libre medio.

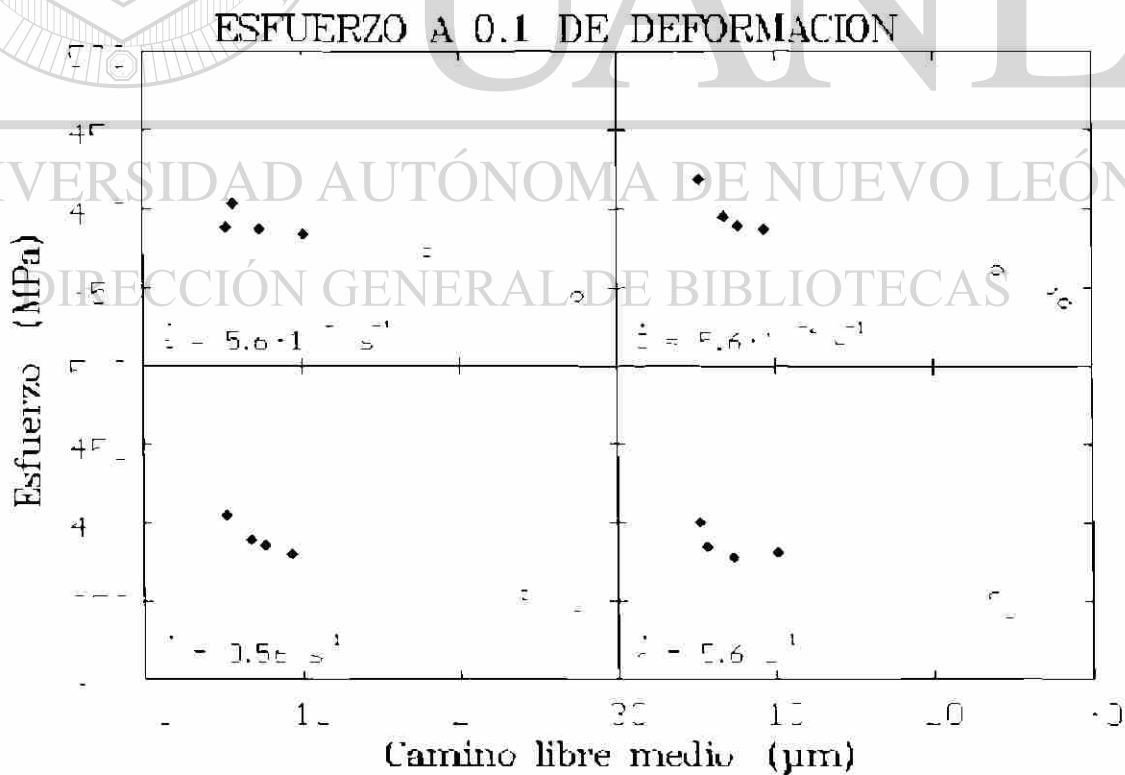


Fig. 6.18 Dependencia del esfuerzo a 0.1 de deformación con el camino libre medio.

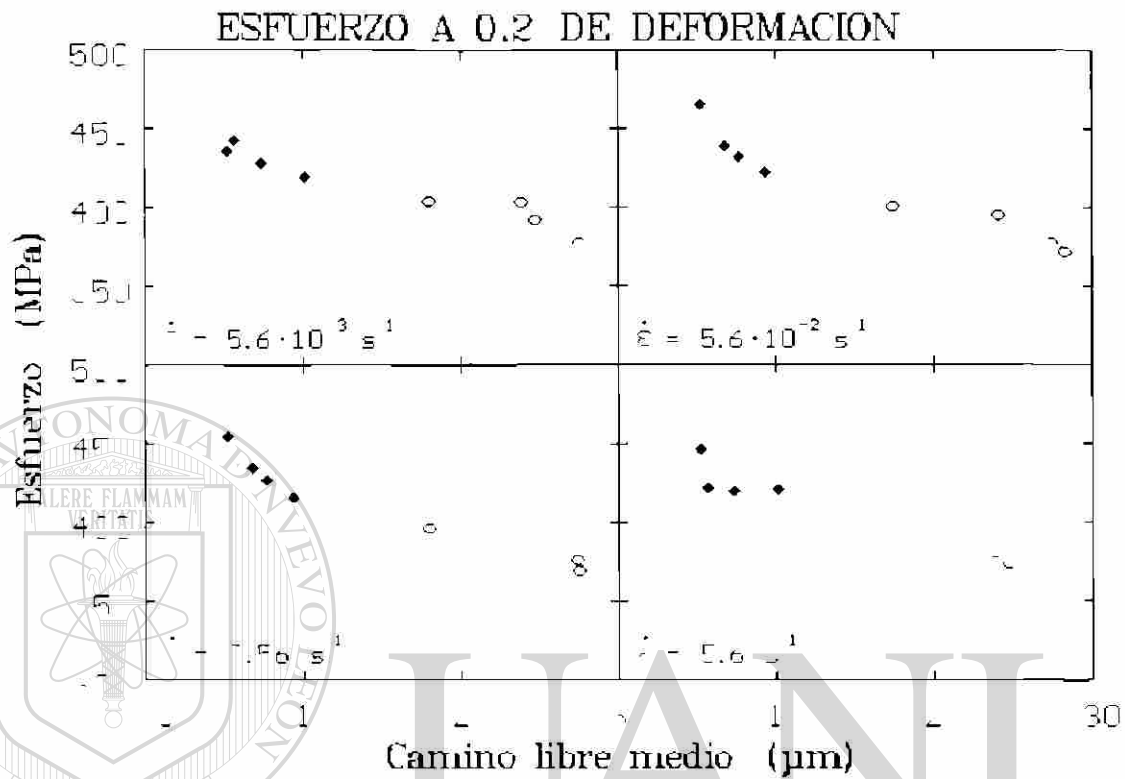


Fig. 6.19 Dependencia del esfuerzo a 0.2 de deformación con el camino libre medio.

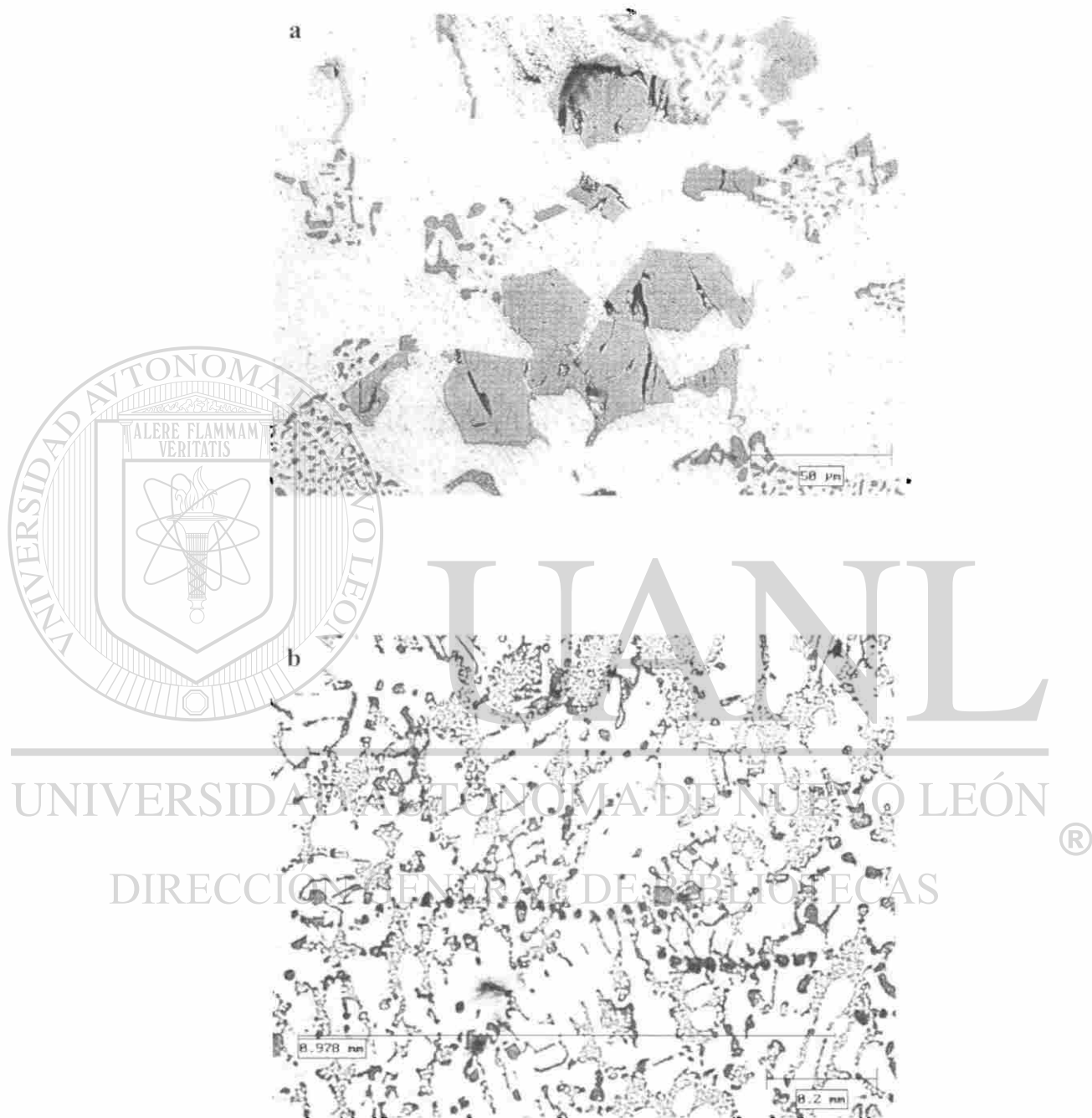


Fig. 6.20 Micrografías tomadas a la muestra AL2a antes de la fractura. (a) 500X , (b) 100X.

CAPITULO 7

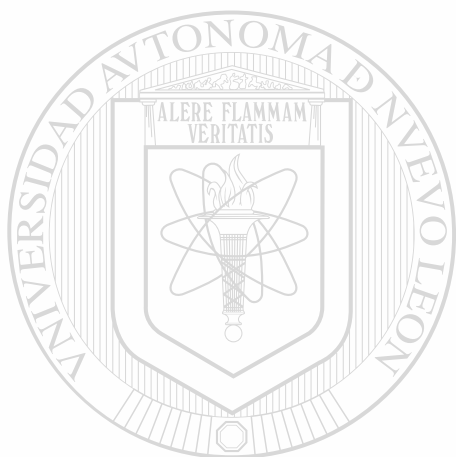
CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES

1. Se observó una refinación Y modificación de la microestructura en función de la velocidad de solidificación, lo cual se aprecia con la disminución del espaciamiento dendrítico secundario y la distancia libre media que existe entre las partículas del eutéctico respectivamente.
2. Al incrementarse la distancia desde la base se tiene una marcada disminución en el esfuerzo de fluencia, lo que indica que a una mayor tasa de solidificación se obtienen las mejores propiedades.
3. El parámetro microestructural crítico que controla el inicio de la fluencia plástica, es el espaciamiento dendrítico secundario, en tanto que la forma en que la deformación procede depende del espaciamiento entre las partículas de silicio, lo cual podría ser resultado de una cierta tendencia a desarrollar inestabilidad en el flujo plástico.
4. Se observaron una serie de grietas, a bajas deformaciones, en partículas intermetálicas de hierro, las cuales tienden a coalescer y provocar la falla de la pieza.

Para respaldar los resultados aquí obtenidos sería recomendable evaluar el tamaño de grano y relacionarlo con el esfuerzo a diferentes niveles de deformación.

Sería también conveniente encontrar una interrelación entre el espaciamiento dendrítico secundario y la distancia libre media, para poder cuantificar de una manera más directa, la influencia que estas dos variables microestructurales tienen sobre las propiedades mecánicas del material.

Se recomienda evaluar los efectos aquí estudiados, en muestras tratadas térmicamente, con el propósito de tener un esquema microestructural más completo y poder relacionarlo más ampliamente con las propiedades mecánicas de la aleación.



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

REFERENCIAS BIBLIOGRAFICAS

1. Dietrich G. Altenpohl, "Aluminum: Technology, applications, and environment, a profile of a modern metal", sixth edition, TMS Minerals Metals Materials.
2. Sydney H. Avner, "Introducción a la metalurgia física," segunda edición, Mc Graw-Hill.
3. I. J. Polmear, "Light alloys, metallurgy of the light alloys", Edward Arnold.
4. Donald R. Askeland, "La ciencia e ingeniería de los materiales", grupo editorial Iberoamérica.
5. John D. Verhoeven, "Fundamentos de metalurgia física", editorial Limusa, 253.
6. W.C. Winegard, "An introduction to the solidification of metals", The institute of metals, Londres, 1967.
7. Robert E. Reed-Hill, "Principios de metalurgia física", Compañía editorial continental, S.A., México, 1980.
8. M. Rappaz and Ch. A. Gandin, "Probabilistic modelling of microstructure formation in solidification processes", Acta metalúrgica, vol. 41, 345-360.
9. C.H. Cáceres and Q.G. Wang "Dendrite cell size and ductility of Al-Si-Mg casting alloys: Spear and Gardner revisited", Int. J. Cast metals res, 1996, 9, 157-162.
10. S. Cano, "Análisis térmico y microestructural de una aleación Al-Si tipo A-319", Universidad Autónoma de Nuevo León, 1996.
11. D.L. McLellan, "Modeling microstructural characteristics of Al-Si-Mg castings to develop product assurance", Transf. AFS, 1982, 90, 173-191.

12. N. Kanani, Berlin and G.R. Abbaschian, "Modification of aluminum silicon alloys", Department of materials science and engineering, University of Florida, Gainesville, vol. 60, 505-509.
 13. John Gruzleski and Bernard M. Closset, "The treatment of liquid aluminum-silicon alloys", American Foundrymen's Society, Inc., 1990.
 14. "Aluminio-estroncio para la modificación de las aleaciones aluminio-silicio hipoeutécticas", Foseco española, S.A.
 15. "Standard methods of compression testing of metallic materials at room temperature, E9", annual book of ASTM standards, ASTM, Philadelphia, 1983, 140-152.
 16. ASM Handbook. "Mechanical Testing"
Vol. 8. Formerly Ninth Edition, 55-58.
 17. ASM Handbook. "Metallography and Microstructures"
Vol. 9. Formerly Ninth Edition, 123-134.
 18. George E. Dieter. "Mechanical Metallurgy"
SI Metric Edition. McGraw-Hill Book Company, 283-289.
 19. Q. G. Wang, C. H. Cáceres and J. R. Griffiths. "The cracking of Fe rich intermetallics and eutectic Si particles in an Al-7Si-0.7Mg casting alloy", American Foundrymen's Society, Inc., Mayo 1998, 1-5Q.C.
-
20. C. H. Cáceres, C. J. Davidson, J. R. Griffiths. "The deformation and Fracture behavior of an Al-Si-Mg casting alloy". Materials Science and Engineering A197 (1995). 171-179.
 21. R. Colás, A. Grinberg. "A study of strain localization by means of reduced gage compression testing".
Journal of Materials Processing Technology 88 (1999), 276-286.
 22. R. Colás, A. Grinberg, Mater.Sci. Eng. A161 (193) 201.

INDICE DE FIGURAS

FIG.	DESCRIPCION	PAG.
2.1	Curva de enfriamiento para un metal puro.	6
2.2	Dependencia de la temperatura en la energía libre del volumen de las fases sólida y líquida.	8
2.3	Interficie de separación al formarse el sólido a partir de la fase líquida.	9
2.4	Energía libre del sistema en relación con el tamaño del sólido.	10
2.5	Formación de un sólido durante la nucleación heterogénea.	11
2.6	Estructura fcc que muestra las disposiciones atómicas sobre las superficies [100] y [111].	12
2.7	Interfase estacionaria entre el líquido y el sólido.	12
2.8	Crecimiento planar a una temperatura del líquido mayor a la de solidificación.	13
2.9	Relación entre la temperatura y la distancia desde la interfase sólido líquido.	14
2.10	Sobreenfriamiento con un gradiente de temperatura negativo y morfología dendrítica resultante.	15
2.11	Etapas iniciales en el crecimiento de una dendrita metálica.	16
2.12	Representación esquemática del primer paso en el crecimiento dendrítico.	17
2.13	Crecimiento de brazos dendríticos secundarios debido a un descenso en el gradiente de temperatura.	17
2.14	En un cristal cubico los brazos dendríticos se forman a lo largo de las direcciones $\langle 100 \rangle$.	18
2.15	Razón del crecimiento contra bajo enfriamiento de una dendrita.	20
2.16	Espaciamiento dendrítico secundario.	21
2.17	Ilustración del método de intersección lineal usado para medir el tamaño de estructura dendrítica.	22

3.1	Diagrama de fases en equilibrio del sistema binario aluminio-silicio.	24
3.2	Microestructura de una aleación aluminio-silicio después de un enfriamiento lento.	25
3.3	Estructura de una aleación Al-7%Si vaciada sin modificar y modificada con estroncio.	26
3.4	Estructura de una colada modificada con estroncio de una aleación Al-7%Si.	27
3.5	Impacto de la velocidad de enfriamiento y la temperatura de equilibrio eutectica sobre la línea liquidus.	28
3.6	Microestructura de una aleación Al-12%Si, después de enfriar rápidamente.	29
3.7	Representación esquemática del crecimiento de un cristal de silicio acicular.	32
3.8	Maclado en un cristal.	33
3.9	Representación esquemática de la interfase sólido líquido de un cristal de silicio solidificado.	33
3.10	Una impureza generando maclado.	34
4.1	Diagrama esquemático del pandeamiento de un espécimen en compresión.	37
4.2	Abarrilamiento durante un ensayo cuando el coeficiente de fricción es de 1.00 en la cara de carga.	38
<hr/>		
4.3	Comparación entre las curvas esfuerzo-deformación ingenieril y real.	41
5.1	Zonas de análisis metalografico y mecánico.	43
5.2	Obtención de probetas para análisis metalografico y mecánico.	43
5.3	Determinación del esfuerzo dendritico secundario. 100X.	44
5.4	Intersección lineal, al azar, de las partículas del eutectico para determinar N_L . 500X.	45
5.5	Fase eutectica sombrada por el analizador de imágenes para determinar la fracción de área del eutectico. 500X.	46
5.6	Probeta cilíndrica para compresión.	47

INDICE DE TABLAS

TABLA	DESCRIPCION	PAG
2.1	Direcciones cristalograficas preferenciales del crecimiento en las dendritas.	19
3.1	Aleaciones de colada aluminio-silicio más comunes y sus composiciones.	23
3.2	Mejoramiento en las propiedades mecánicas de una aleación Al-13%Si.	29
3.3	Modificación por adición de sodio, incrementando la temperatura de la aleación Al-Si.	30
5.1	Composición química en las zonas de interés de los lingotes A y B.	48
5.2	Clasificación y dimensiones de las probetas ensayadas en compresión.	49

ANEXO I

RESULTADOS MICROESTRUCTURALES



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

ESPACIAMIENTO DENDRITICO SECUNDARIO (Micrones)

LINGOTE A

PROBETA	EDS	DESV.EST.
AL1	38.08	8.80
AT1	39.35	8.52
AL2	59.55	5.21
AT2	58.92	2.10
AL4	69.63	6.62
AT4	73.81	12.76
AL8	83.61	7.77
AT8	84.73	8.39

LINGOTE B

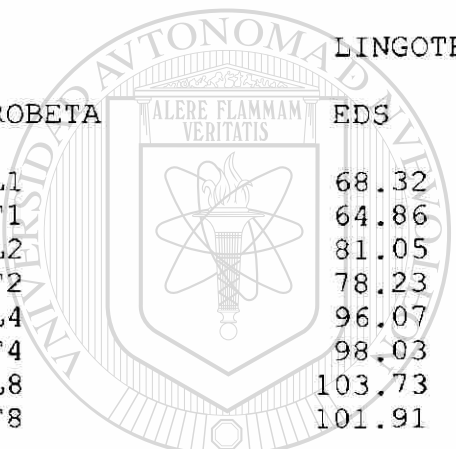
PROBETA	EDS	DESV. EST.
BL1	68.32	5.66
BT1	64.86	2.67
BL2	81.05	7.54
BT2	78.23	12.11
BL4	96.07	9.78
BT4	98.03	9.2
BL8	103.73	8.74
BT8	101.91	6.88

A y B
L y T

Lingote
Longitudinal y Transversal

1,2,4 y 8 Posicion desde la base en cm

DIRECCION GENERAL DE BIBLIOTECAS



UANL



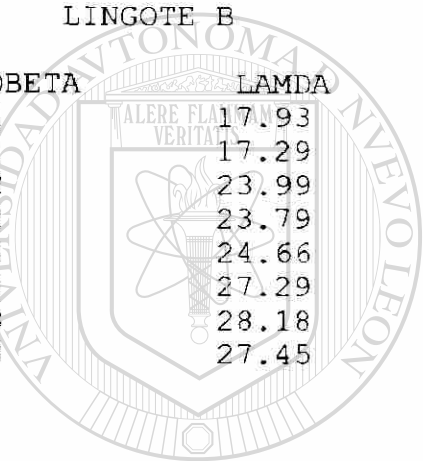
DISTANCIA LIBRE PROMEDIO (MICRONES)

LINGOTE A

PROBETA	LAMDA
AL1	5.17
AT1	5.25
AL2	5.66
AT2	6.75
AL4	7.67
AT4	7.33
AL8	9.37
AT8	10.15

LINGOTE B

PROBETA	LAMDA
BL1	17.93
BT1	17.29
BL2	23.99
BT2	23.79
BL4	24.66
BT4	27.29
BL8	28.18
BT8	27.45



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

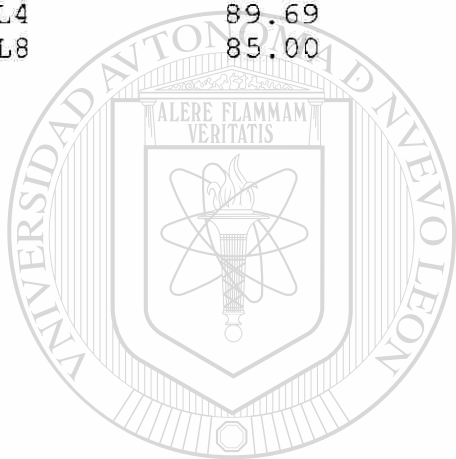
DUREZA (BRINELL)

LINGOTE A

PROBETA	HB
AL2	97.23
AL4	95.30
AL8	93.38

LINGOTE B

PROBETA	HB
BL1	91.88
BL2	92.11
BL4	89.69
BL8	85.00



UANL

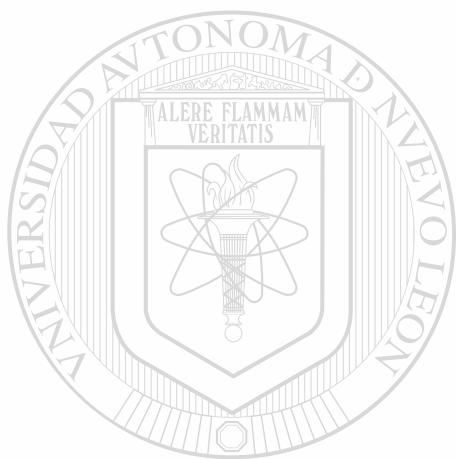
UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

ANEXO II

CURVAS ESFUERZO – DEFORMACION



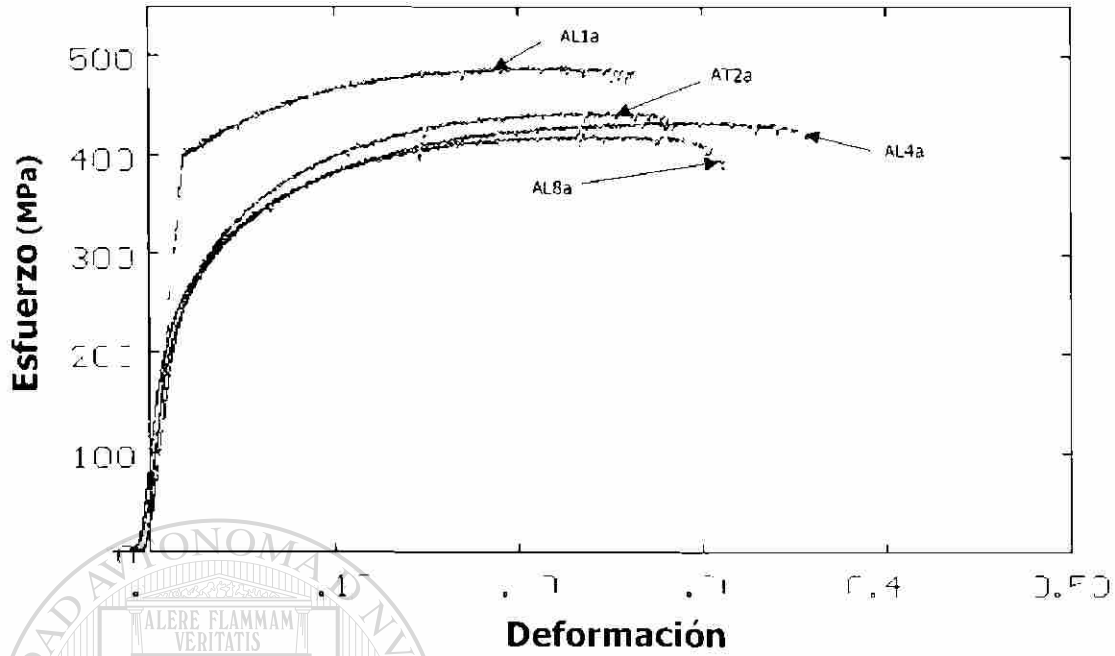
UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

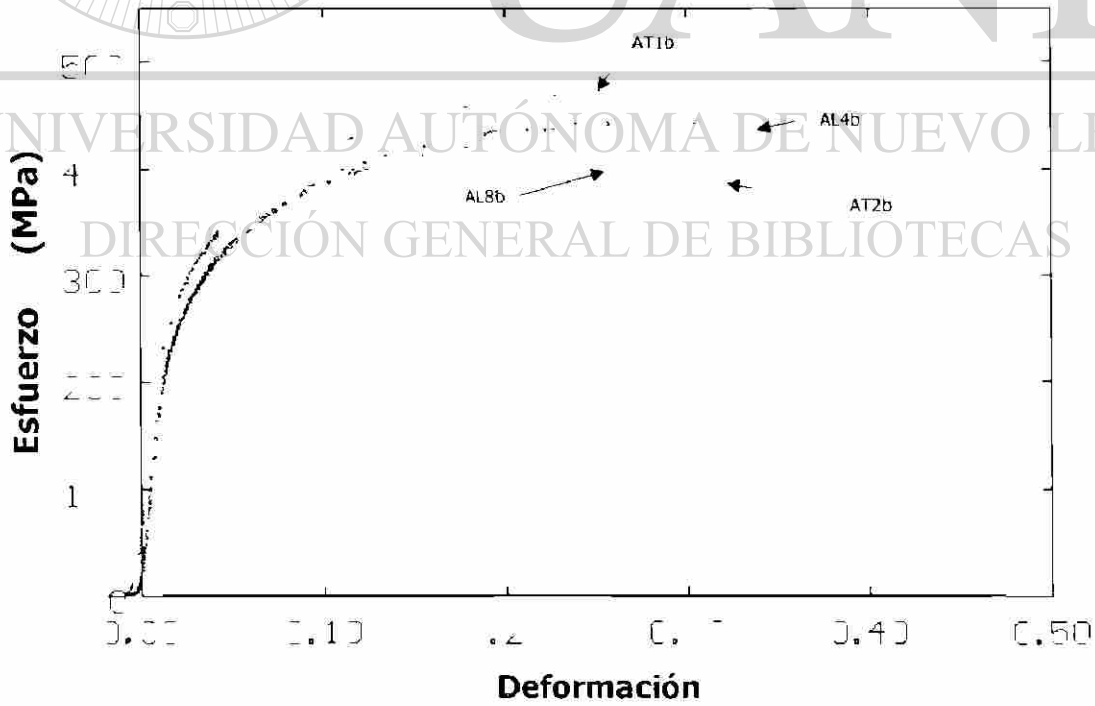


DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

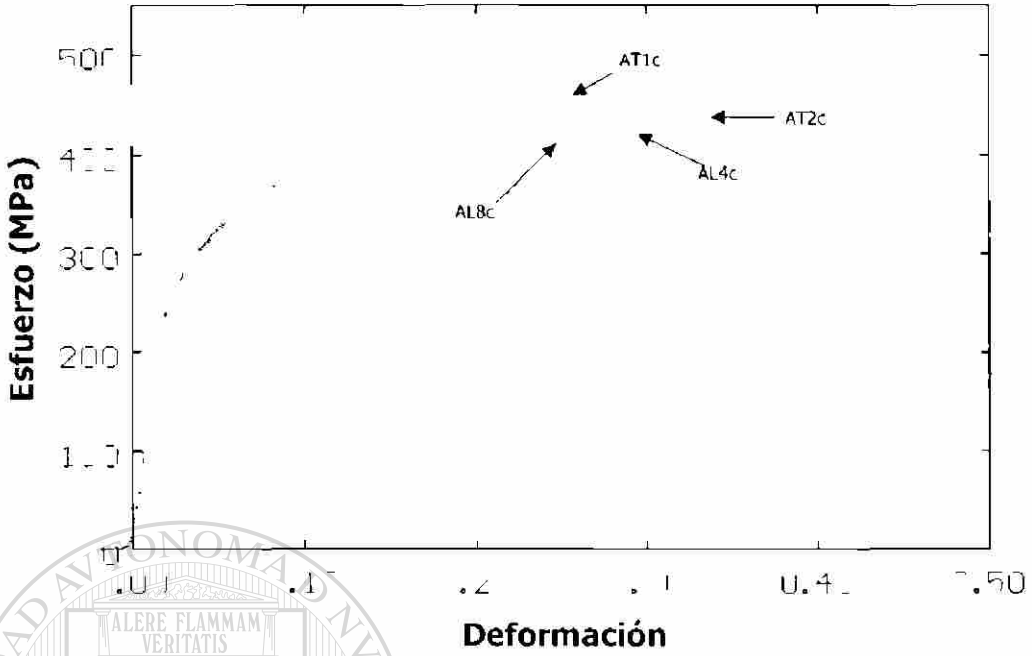
LINGOTE A/ ENSAYO DE COMPRESION A 0.5 mm/min.



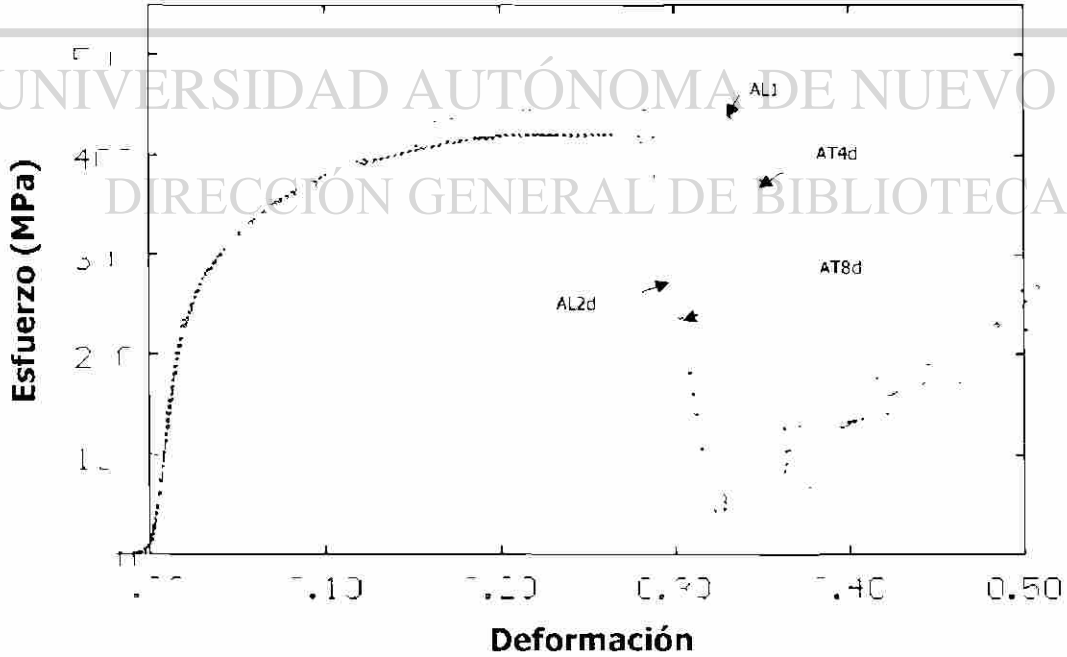
LINGOTE A/ ENSAYO DE COMPRESION A 5.0 mm/min

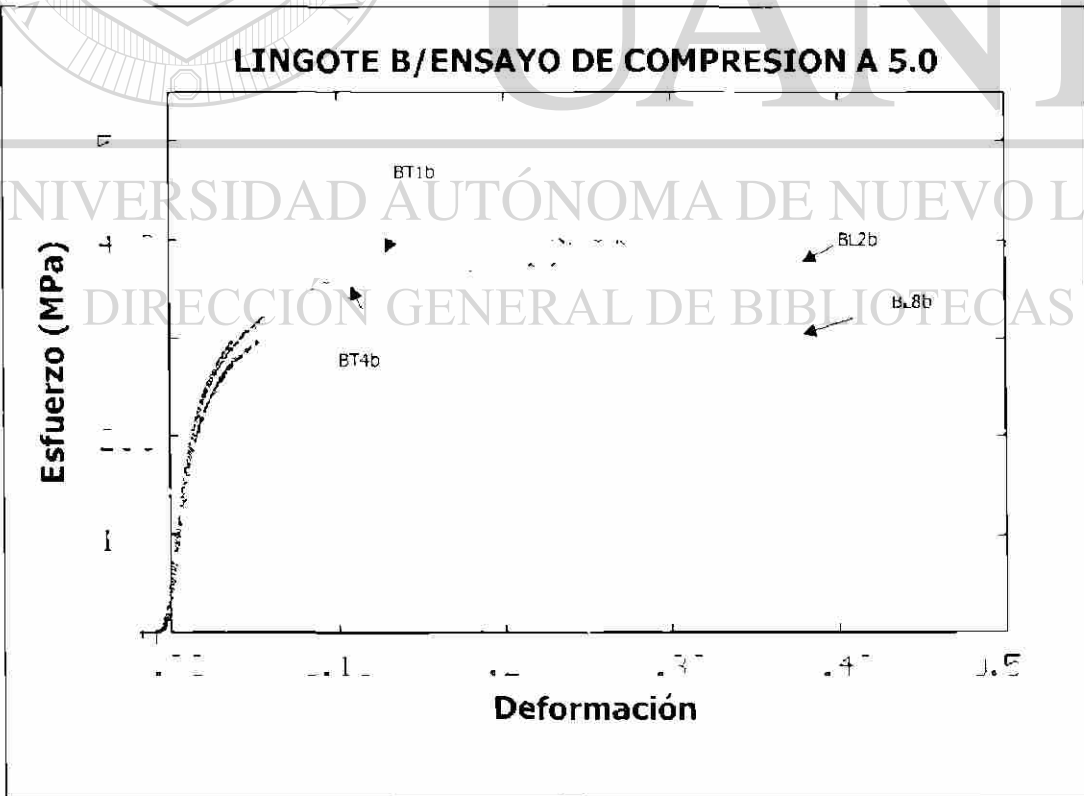
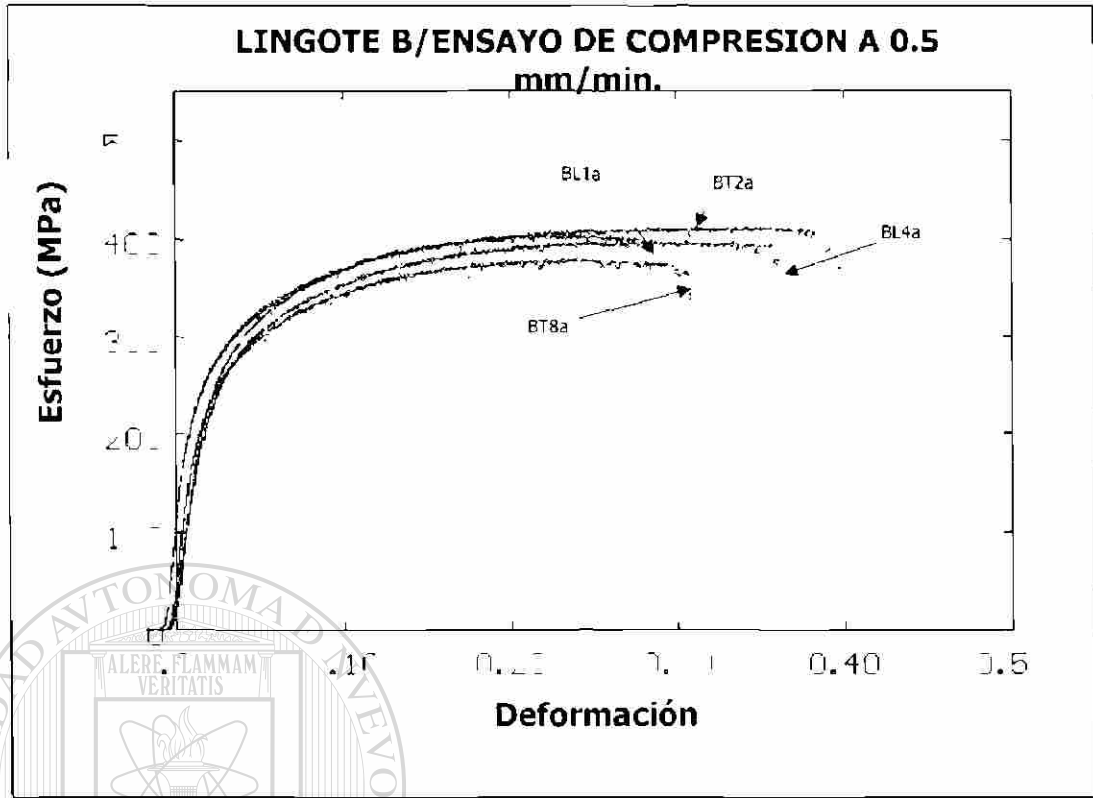


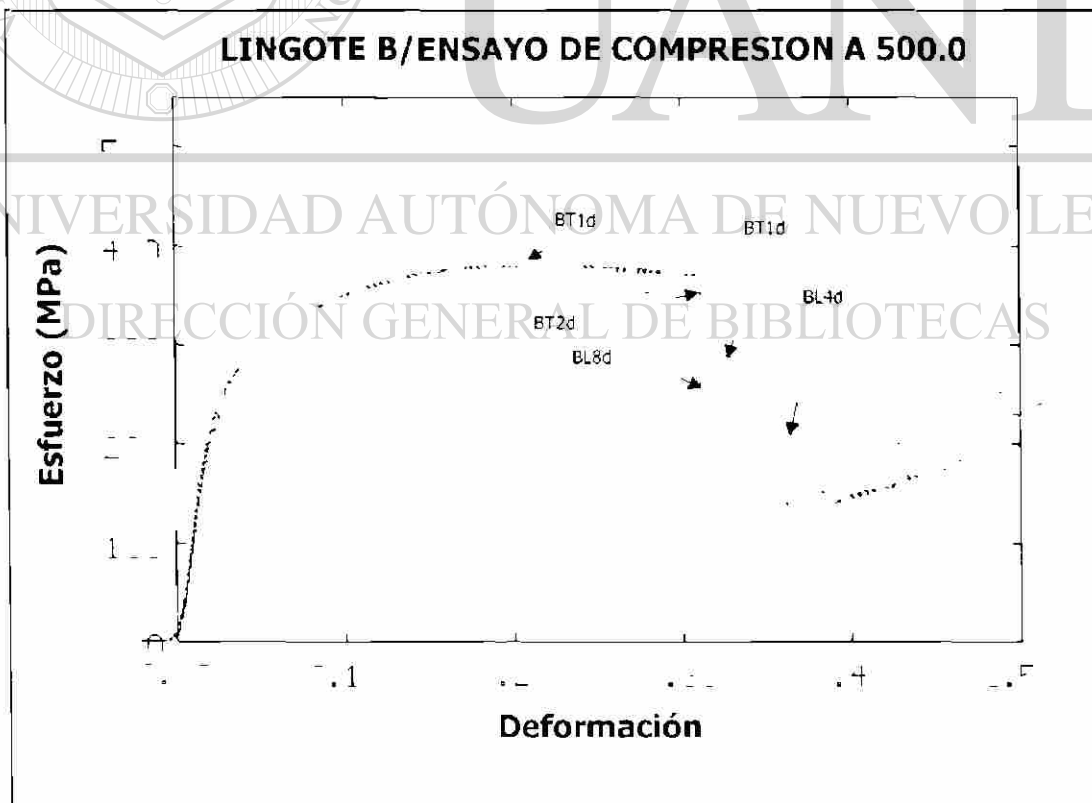
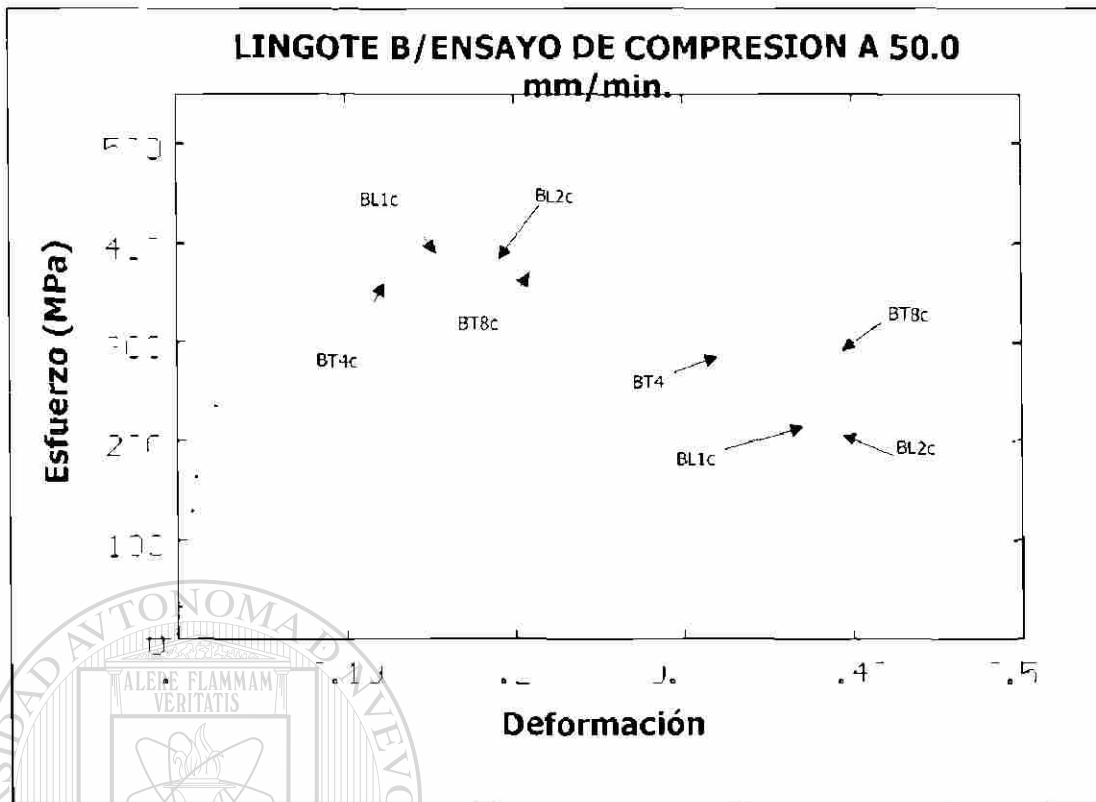
LINGOTE A/ ENSAYO DE COMPRESION A 50.0



LINGOTE A/ ENSAYO DE COMPRESION A 500.0

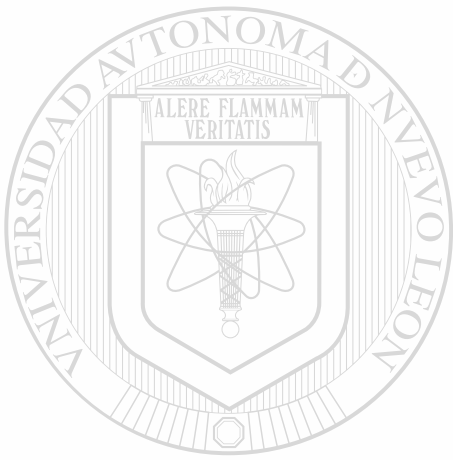






ANEXO III

ESFUERZOS AL LIMITE ELASTICO, A 0.1 Y 0.2 DE DEFORMACION



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

ESFUERZO AL LIMITE ELASTICO, AL 0.1 Y 0.2 % DE DEFORMACION

PROBETA	0.1%	0.2%	LE	EDS
AL1a	387.850	434.580	188.5	38.08
AL2a	401.870	440.810	225.9	59.55
AT4a	386.290	426.791	196.3	73.81
AT8a	383.178	417.445	204.1	84.83
AT1b	417.445	464.174	213.4	39.35
AT2b	394.081	437.695	207.2	58.92
AL4b	389.408	431.464	215.0	69.63
AL8b	386.293	420.561	200.9	83.61
AT1c	403.427	453.271	211.8	39.35
AT2c	387.850	433.022	204.1	58.92
AL4c	384.735	425.234	191.6	69.63
AL8c	378.505	414.330	158.9	83.61
AL1d	398.754	445.483	221.2	38.08
AL2d	383.178	420.561	208.7	59.55
AT4d	376.947	419.003	182.2	73.81
AT8d	380.062	420.101	180.7	84.73
BL1a	372.274	403.427	213.4	68.32
BT2a	369.159	401.869	196.3	78.23
BL4a	353.583	390.966	185.4	96.07
BT8a	344.237	376.947	171.3	101.91
BT1b	369.159	400.312	183.8	64.86
BL2b	361.371	394.081	207.2	81.5
BT4b	348.910	369.947	182.2	98.03
BL8b	339.564	370.717	168.2	103.73
BL1c	362.928	395.639	196.3	68.32
BL2c	353.583	383.178	169.8	81.5
BT4c	345.794	375.389	163.6	98.03
BT8c	336.449	369.159	144.9	101.91
BT1d	352.025	383.178	200.9	64.86
BT2d	352.025	380.062	190.0	78.23
BL4d	341.121	373.832	166.7	96.07
BL8d	331.776	359.813	141.7	103.73

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

PRINCIPALES PUNTOS DE LAS GRAFICAS OBTENIDAS EN EL LINGOTE A

GRAF.	E.F. MPa	D.F %	E.M. MPa	D.M. %	E.R. MPa	D.R. %
AL1a	397.2	0.018	487.88	0.212	479.75	0.262
AL2a	225.86	0.015	442.42	0.239	434.58	0.282
AT4a	196.26	0.009	432.32	0.29	390.97	0.364
AT8a	204.05	0.008	422.12	0.239	381.62	0.313
AT1b	213.4	0.09	470.71	0.254	454.83	0.307
AT2b	207.16	0.012	443.43	0.277	425.23	0.318
AL4b	214.95	0.012	439.39	0.272	417.44	0.348
AL8b	200.93	0.11	422.12	0.217	412.77	0.251
AT1c	211.84	0.014	459.6	0.281	451.71	0.346
AT2c	204.05	0.013	438.38	0.28	431.46	0.359
AL4c	191.59	0.012	425.25	0.239	412.77	0.309
AL8c	158.88	.008	412.12	0.204	384.73	.28
AL1d	221.18	0.017	447.47	0.245	434.6	0.336
AL2d	208.72	0.017	418.18	0.208	409.66	0.286
AT4d	182.24	0.014	419.15	0.239	409.66	0.324
AT8d	180.68	0.014	420.2	0.229	415.89	0.287

PRINCIPALES PUNTOS DE LAS GRAFICAS OBTENIDAS EN EL LINGOTE B

GRAF.	E.F. MPa	D.F. %	E.M. MPa	D.M. %	E.R. MPa	D.R. %
BL1a	213.4	0.017	403.03	0.227	389.41	0.285
BT2a	196.26	0.013	407.07	0.316	400.31	0.391
BL4a	185.36	0.014	395.96	0.294	373.83	0.361
BT8a	171.34	0.008	377.78	0.261	353.58	0.309
BT1b	183.8	0.01	400.01	0.242	380.06	0.289
BL2b	207.16	0.013	389.02	0.346	373.83	0.378
BT4b	182.24	0.012	376.77	0.234	364.49	0.296
BL8b	168.22	.009	379.8	0.334	353.59	0.369
BL1c	196.26	0.014	396.97	0.238	381.62	0.318
BL2c	169.78	0.011	385.86	0.242	370.72	0.345
BT4c	163.55	0.01	375.76	0.219	355.14	0.306
BT8c	144.86	0.009	373.74	0.253	341.12	0.364
BT1d	200.93	0.018	381.82	0.215	369.16	0.312
BT2d	190.03	0.017	378.79	0.216	369.17	0.309
BL4d	166.67	0.014	375.76	0.244	364.49	0.333
BL8d	141.74	0.012	358.59	0.219	348.91	0.288

A y B Lingote
L y T Longitudinal y Transversal

1,2,4 y 8 Posicion desde la base en cm

