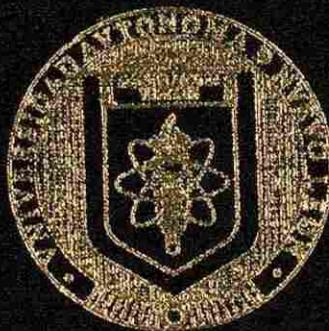


UNIVERSIDAD AUTONOMA DE NUEVO LEON

FACULTAD DE INGENIERIA MECANICA Y ELECTRICA

DIVISION DE ESTUDIOS DE POSTGRADO



FATIGA EN ALEACION TERMOTRATABLE DE VACIADO

POR:

ERENDIRA HERNANDEZ JAUREGUI

TESIS

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

CD. UNIVERSITARIA

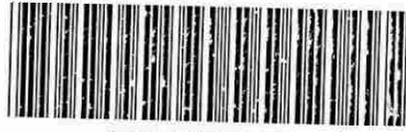
AGOSTO DEL 2004

IM
Z5 85 3
M2
RIME
2004
H476

AGGO

FATTIGA BENI ALCORON TEMA TASSLE DE VACIAO

DE J.J.



1020150045



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

®

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

m

UNIVERSIDAD AUTONOMA DE NUEVO LEON

FACULTAD DE INGENIERIA MECANICA Y ELECTRICA
DIVISION DE ESTUDIOS DE POSTGRADO



FATIGA EN ALEACION TERMOTRATABLE DE VACIADO

UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN
POR:
ERENDIRA HERNANDEZ JAUREGUI
DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

®

TESIS

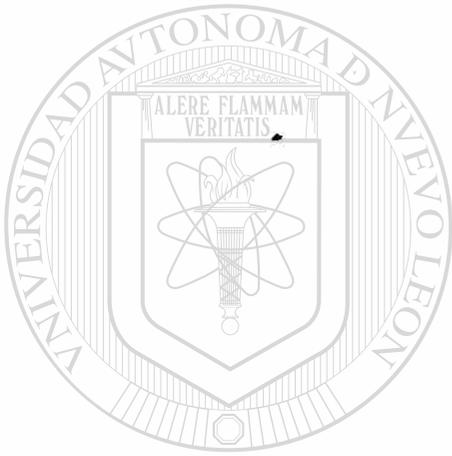
EN OPCION AL GRADO DE
MAESTRO EN CIENCIAS DE LA INGENIERIA MECANICA
CON ESPECIALIDAD EN MATERIALES

CD. UNIVERSITARIA

AGOSTO DEL 2004

989352

TM
Z5853
.M2
F14E
2004
.H476



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

®

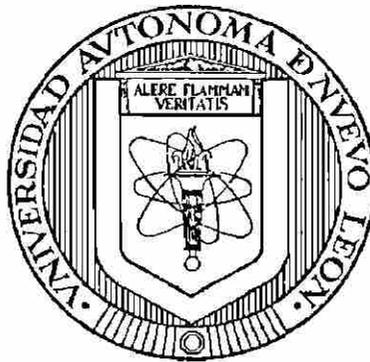
DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS



FONDO
TESIS

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN
FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA

DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSTGRADO



FATIGA EN ALEACIÓN TERMOTRATABLE DE VACIADO

UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN **POR**
ERENDIRA HERNÁNDEZ JÁUREGUI ®
DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

T E S I S

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

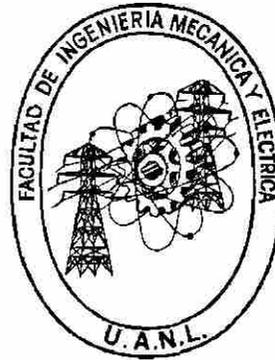
CD. UNIVERSITARIA

AGOSTO DEL 2004

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA

DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSTGRADO



FATIGA EN ALEACIÓN TERMOTRATABLE DE VACIADO

UANL

POR
UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN
ERENDIRA HERNÁNDEZ JÁUREGUI ®
DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

T E S I S

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

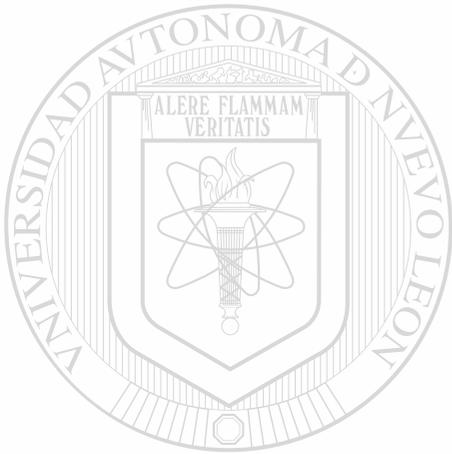
CD. UNIVERSITARIA

AGOSTO DEL 2004

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN
FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA
DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSTGRADO

Los miembros del comité de Tesis recomendamos que la Tesis "**Fatiga en Aleación Termotratable de Vaciado**", realizada por el Ing. Erendira Hernández Jáuregui, con matrícula 950361 sea aceptada para su defensa como opción al grado de Maestro en Ciencias de la Ingeniería Mecánica con Especialidad en Materiales.

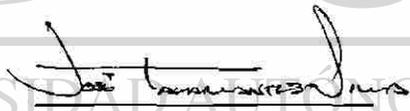
El Comité de Tesis





Asesor

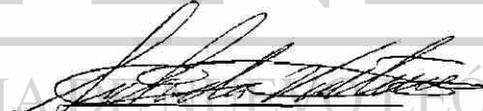
Dr. Rafael Colás Ortiz



Coasesor

Coasesor

Dr. José Talamantes Silva



Coasesor

Coasesor

Dr. Salvador Valtierra Gallardo



Vo. Bo.

Dr. Guadalupe Alan Castillo Rodríguez

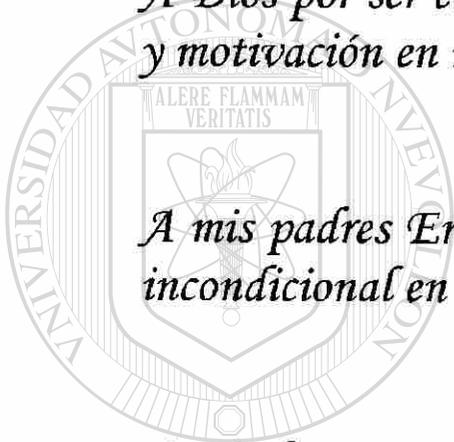
División de Estudios de Postgrado

San Nicolás de los Garza, Nuevo León, Agosto del 2004

A Dios por ser el principal proveedor y fuente de inspiración y motivación en mi vida.

A mis padres Enrique y Abigail por su apoyo y motivación incondicional en el logro de retos y metas.

A mis hermanos por darme el ejemplo de ir en busca de mis sueños.



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

Gracias.....

A CONACYT por brindarme la oportunidad de tener esta experiencia en mi vida y por proporcionarme un complemento de aptitudes.

A la Universidad Autónoma de Nuevo León y a la Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica por darme las facilidades y herramientas necesarias para seguir adelante en mi vida profesional.

Al Dr. Colás por brindarme su tiempo y conocimientos durante el desarrollo de éste trabajo.

Al Dr. Valtierra por su amabilidad, experiencia y apoyo en el logro de éste trabajo.

Al Dr. Talamantes por su colaboración y conocimientos.

A NEMAK por todos los beneficios y facilidades brindadas, en especial al Departamento de Investigación y Desarrollo conformado por Marcos, Efrén, Jacobo, Alejandro, Miguel, Andrés Alberto y Fernando. Gracias muchachos.

A Alejandro Gzz y Rodrigo Gzz por su disposición, comentarios e interés en este trabajo.

Al M. C. Maní, al Ing. Sánchez y al Ing. Nelly, del Laboratorio de Investigación y Desarrollo de Nuevos Productos de GALVAK,

A Nancy y Luis por su inapreciable amistad, comprensión y apoyo incondicional.

A Jorge A. Valdez por ser mi cómplice en el logro de mis sueños.

A todos mis amigos del DIMAT por compartir con migo estos dos años de aventura.

A los doctores que conforman el Plan Doctoral por su motivación y ayuda en el descubrimiento del fascinante mundo de los materiales.

PROLOGO

Los automóviles de hoy en día son capaces de ofrecer altas potencias con máquinas de pequeño tamaño, comparado con los que había apenas hace una o dos décadas. Esto ha sido posible gracias a mejoras en el diseño de los motores de combustión interna y en el uso de mejores aleaciones. Por ejemplo, se ha incrementado la temperatura de operación y la relación de compresión en las cámaras de combustión, lo que incrementa tanto la eficiencia del motor, como la demanda por aleaciones con mejores propiedades físicas y mecánicas. Las aleaciones usadas en estas máquinas no sólo han de ser más resistentes a las temperaturas ambiente y de trabajo, sino que han de resistir mejor a la fatiga.

En esta Tesis se estudia el comportamiento de una aleación de amplio uso en la manufactura de motores de combustión interna al ser sometida a fatiga a temperatura ambiente. El estudio parte de la caracterización microestructural de la aleación y de la determinación de las propiedades mecánicas en tensión, para de ahí diseñar las pruebas de fatiga. Se encuentra que la fatiga de esta aleación depende fuertemente de ambas características, puesto que ésta presenta una serie de poros inherentes al proceso de fabricación, que serán sitios de nucleación de las grietas que eventualmente provocan la falla catastrófica de la probeta, sin embargo, una mejora en propiedades mecánicas reduce la velocidad con la que la grieta se propaga, lo que permite el incremento en la vida.

Estos resultados son de utilidad tanto para el fabricante como para el diseñador de las máquinas, puesto que el primero puede, mediante análisis microestructurales y ensayos de tensión, determinar la vida de la pieza. El diseñador, por su parte, puede saber desde un principio los niveles de esfuerzo aceptables a la máquina en base a las condiciones de fabricación de la pieza.

Rafael Colás
Monterrey, N.L.
Agosto 2004.

INDICE

RESUMEN	1
----------------	----------

CAPÍTULO 1

INTRODUCCIÓN	3
---------------------	----------

CAPÍTULO 2

EL ALUMINIO EN FUNDICIÓN

2.1 Introducción	5
2.2 Efecto de Elementos Aleantes	6
2.3 Procesos de Metal Fundido	9
2.3.1 Fundentes	9
2.3.2 Degasificado	9
2.3.3 Sanidad de la fundición	11
2.3.4 Filtrado	12
2.4 Solidificación de Aleaciones de Aluminio	12
2.4.1 Nucleación y Crecimiento	12
2.4.2 Control microestructural	14
2.4.2.1 Espaciamiento Dendrítico Secundario	15
2.4.2.2 Estructura de grano	15
2.4.2.3 Modificación	16
2.4.2.3.1 Modificación por enfriamiento rápido	17
2.4.2.3.2 Modificación por adición	18
2.4.2.4 Porosidad	19
2.4.2.5 Intermetálicos	19
2.5 Proceso de Vaciado	20
2.5.1 Moldes para vaciado en arena	21
2.5.2 Vaciado en molde permanente	22
2.5.3 Vaciado en molde por inyección	23
2.5.3.1 Inyección a baja presión	23
2.5.3.2 Inyección a alta presión	24
2.6 Tratamiento Térmico	25

CAPÍTULO 3

FATIGA	
3.1 Introducción	28
3.2 Etapas de Propagación de Grietas de Fatiga	30
3.3 Principales Factores que Influyen en la Fatiga	31
3.4 Fractura por Fatiga	32
3.5 Caracterización Mecánica de la Fatiga	34
3.6 Ensayos de Fatiga	35
3.7 Factores que Afectan en la Vida en Fatiga	36
3.8 Mecanismos de Fatiga	37
3.9 Fatiga en Aluminio	39
3.9.1 Microestructura	40

CAPÍTULO 4

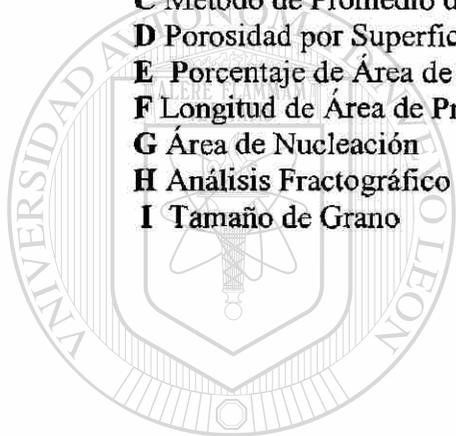
PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL	
4.1 Obtención de Muestras	44
4.2 Pruebas	45
4.3 Metalografía	46
4.3.1 Medición de porosidad	46
4.3.2 Espaciamiento Dendrítico Secundario	46
4.3.3 Dureza Vickers	47
4.3.4 Tamaño de grano	47
4.4 Superficie de Fractura	48
4.4.1 Medición de porcentaje de área de propagación estable y porcentaje de área fracturada	48
4.4.2 Medición de longitud de área de propagación	48
4.4.3 Área de nucleación	49
4.5 Análisis Químico	49

CAPÍTULO 5

RESULTADOS Y DISCUSIÓN	
5.1 Caracterización del Material	50
5.1.1 Espaciamiento Dendrítico Secundario	50
5.1.2 Dureza Vickers	51
5.1.3 Tamaño de grano	51
5.2 Pruebas Realizadas	52
5.2.1 Ensayo de tensión	52
5.2.2 Ensayo de fatiga	52
5.3 Efecto de la Porosidad en la Vida en Fatiga	55
5.3.1 Tenacidad	57
5.4 Predicción de Vida en Fatiga	59

CAPÍTULO 6

CONCLUSIONES	62
RECOMENDACIONES	64
REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS	65
LISTAS	
DE FIGURAS	67
DE TABLAS	69
APÉNDICES	
A Espaciamiento Dendrítico Secundario	70
B Dureza Vickers	71
C Método de Promedio de Datos	72
D Porosidad por Superficies	74
E Porcentaje de Área de Propagación Estable y Porcentaje de Área Fracturada	76
F Longitud de Área de Propagación	77
G Área de Nucleación	78
H Análisis Fractográfico	80
I Tamaño de Grano	91



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

RESUMEN

La industria automotriz juega un papel muy importante dentro de la investigación de las aleaciones de aluminio fundidas, debido a que cada vez se requiere tener aleaciones más ligeras y a su vez proporcionarle a la pieza mejores propiedades, aumentando así la eficiencia en el consumo del combustible.

En esta industria se emplea con gran éxito una variante de la aleación 319 (Al-Si-Cu) con tratamiento térmico T7 (tratamiento en solución seguido por un envejecimiento artificial) en componentes como cabezas de motor, monoblocks y pistones, los cuales tienen formas y geometrías irregulares con excelentes propiedades mecánicas, donde debido a su aplicación se requiere entender su respuesta a cargas bajo fatiga.

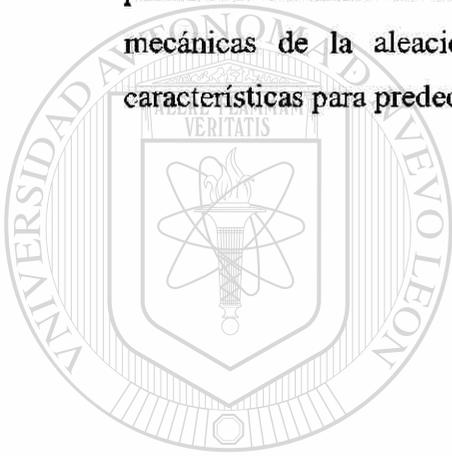
El presente trabajo tiene como objetivo el determinar la vida en fatiga de dicha aleación en las bancadas de un monoblock V8 bajo el proceso de baja presión en un molde de arena, las causas que pueden generar la fractura de la pieza y su correspondiente predicción de vida en fatiga.

La caracterización del material consta de análisis químico, determinación de porosidad, espaciamiento dendrítico secundario, tiempo de solidificación, tamaño de grano, dureza y propiedades mecánicas. El material se sometió a fatiga en una máquina servo-hidráulica MTS 810 bajo las siguientes condiciones: onda senoidal reversible ($R=-1$) a 70 Hz de frecuencia hasta 10^7 ciclos a temperatura ambiente. La técnica utilizada

para definir la vida en fatiga según el experimento realizado con el método de escalera fue “Método de Promedio de Datos”.

Posteriormente se realizó un análisis a la superficie fracturada mediante el uso del microscopio electrónico de barrido, para determinar las causas de la fractura, donde en la mayoría de las probetas la fractura fue ocasionada por poros originados durante el vaciado.

Finalmente se predijo la vida en fatiga del material con el uso del análisis de porosidad obtenido en la caracterización y el correspondiente estudio de propiedades mecánicas de la aleación estudiada. El modelo utilizado solo requiere de éstas características para predecir la resistencia a la fatiga del material.



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS



CAPITULO 1

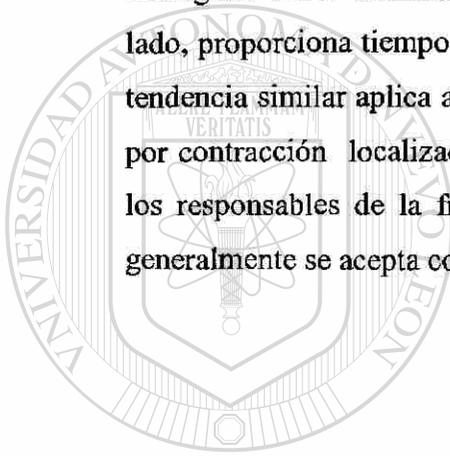
INTRODUCCIÓN

Durante la última década la industria automotriz ha empleado cada vez más el aluminio como reemplazo del hierro y componentes de acero para lograr la reducción en peso y mejorar la eficacia en combustible. Las aleaciones de aluminio-silicio se usan actualmente en ruedas, componentes de transmisión, chasis y componentes de suspensión. Con la introducción de estas aleaciones en aplicaciones estructurales existe la necesidad por una comprensión de su actuación en fatiga para asegurar su durabilidad en el desarrollo del componente.

Un acercamiento tradicional para incorporar la resistencia de fatiga de un material en el desarrollo de un componente es el uso de las curvas vida (S-N). Las curvas de vida S-N se determinan en forma experimental con especímenes del laboratorio bajo la influencia de parámetros del proceso. Sin embargo, los datos experimentales de S-N para las diferentes variaciones en aleación, procesado y los tratamientos térmicos pueden ser caros debido al tiempo consumido. Incluso para una aleación dada o un tratamiento térmico, la variación de la solidificación en las diferentes regiones da un resultado en variaciones en propiedades de fatiga del componente.

Se prefiere un modelo capaz de predecir la vida de fatiga de aleaciones e indicar la influencia de variables del proceso como tiempo de la solidificación y la distribución de porosidad.

Las propiedades de aluminio fundido ante la fatiga dependen grandemente del efecto de varias discontinuidades (inclusiones del óxido, porosidad (gas)), donde la microestructura fina tiende a minimizar la presencia de intermetálicos y óxidos, dando esto mejores propiedades de fatiga y de resistencia a la fractura^[17,23]. Las discontinuidades como porosidad de gas, poros por contracción, óxidos o intermetálicos son la iniciación de la grieta de fatiga, ocasionando una vida en fatiga más corta [9,13,16,23,25]. El efecto del refinamiento microestructural en la vida en fatiga puede ser explicado en parte por el hecho de que la solidificación rápida no sólo produce dendritas finas, también una modificación favorable de silicio, lo cual puede tender a distribuir hidrógeno como diminutos poros redondeados. La solidificación más lenta, por otro lado, proporciona tiempo necesario para la formación de poros de gas más grandes. Una tendencia similar aplica a poros por contracción, por tal motivo se piensa que los poros por contracción localizados cerca de la superficie en el espécimen probablemente sean los responsables de la fractura por fatiga, donde el tamaño del defecto más grande generalmente se acepta como un sitio de nucleación.



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

CAPITULO 2

EL ALUMINIO EN FUNDICIÓN

2.1 Introducción

En su relativa corta historia, el aluminio se ha convertido en un metal vital para muchas industrias. Su descubrimiento se remonta a 1886 cuando 2 investigadores, Charles Hall y Paul Héroult, trabajando en forma independiente llegaron a idénticas conclusiones; ellos electrolizaron alúmina (óxido de aluminio), disuelto en criolita. Esto llevó a la extracción de la alúmina refinada a gran escala, en 1882 el austriaco Kart Joseph Bayer desarrollo un proceso eficiente para la refinación de la alúmina usando sosa cáustica para extraer la alúmina de la bauxita.

El procedimiento electrolítico inventado por Hall-Héroult ^[2] consiste en electrolizar la alúmina, disuelta en la criolita fundida, con ánodo de carbono, para recolectar el aluminio fundido, dicho proceso se lleva acabo en un horno de arco de acción directa, en el cual el calentamiento se obtiene por la acción de arco voltaico. En estos hornos la carga se calienta de tres formas: directamente por el calor radiante emitido por el arco y por el paso de corriente a través de la carga e indirectamente por el calor irradiado por la cubierta del horno.

La extracción del aluminio comienza en una mina de bauxita (donde el 40-55% de óxido de aluminio se encuentra contenido en la bauxita). La materia prima para la producción de aluminio, es la bauxita, la cual está compuesta principalmente por uno o

más componentes de hidróxido de aluminio, además de silica, hierro y óxido de titanio como las principales impurezas. La bauxita es extraída principalmente por métodos de mina abierta, la bauxita es transportada para ser procesada en una planta de alúmina y así obtener el óxido de aluminio (Al_2O_3) para después reducirlo y así obtener el aluminio primario, el cual es utilizado en las fundiciones.

El aluminio es un metal sin igual por sus características: es liviano, fuerte y de larga duración, no tóxico, resistente a la corrosión, excelente conductor del calor y la electricidad, no magnetizable, de fácil manejo, excelente reflector de la luz y reciclable.

2.2 Efecto de Elementos Aleantes

Se cree que las primeras piezas por fundición se hicieron por lo menos hace 10,000 años. Entre los primeros metales utilizados están el cobre, oro, estaño, plata, en tanto que el aluminio es uno de los más recientemente utilizados.

La variedad de efectos debido a los diferentes elementos da la necesidad de agrupar las aleaciones. La Asociación de Aluminio de América ha diseñado una serie de familias de aleaciones para fundición ^[2]:

- 1xx.x: aluminio comercial puro.
- 2xx.x: aleaciones Al-Cu.
- 3xx.x: aleaciones Al-Cu-Si, Al-Mg-Si.
- 4xx.x: aleaciones Al-Si.
- 5xx.x: aleaciones Al-Mg.
- 7xx.x: aleaciones Al-Zn. Es común encontrar adiciones de cobre, magnesio, cromo o manganeso.
- 8xx.x: aleaciones Al-Sn.

De éstos, la serie normalmente más empleada es la 3xx.x por el aumento en fluidez debido al silicio y al endurecido por envejecimiento logrado por la adición de

cobre o magnesio. Las piezas vaciadas hechas de serie 2xx.x, 3xx.x y 7xx.x pueden ser sujetas a tratamiento térmico, en tanto que las otras series no lo son.

Para aleaciones utilizadas en la industria automotriz el aluminio es afectado por varios elementos; algunos de ellos mejorarán sus propiedades (permitiendo en algunos casos el tratamiento térmico), pero otros serán perjudiciales.

A continuación se resumen el efecto de diversos elementos ^[1,4]:

- El antimonio contribuye a la modificación del eutéctico aluminio-silicio en forma lamelar; el grado de modificación depende de la ausencia de fósforo y de la velocidad de enfriamiento. El antimonio puede reaccionar con estroncio o calcio para formar intermetálicos que afecta la fluidez y la estructura del eutéctico. La potencial toxicidad del antimonio es un efecto perjudicial.
- La adición de berilio (unas cuantas partes por millón) es eficaz para reducir las pérdidas por oxidación. Este elemento afecta la morfología de las partículas de hierro, con la correspondiente mejoría en ductilidad. El óxido de berilio es muy tóxico y sus compuestos son listados como carcinógenos, por consiguiente las precauciones tomadas tienen que ser especiales durante la fundición y el manejo del líquido y su escoria.
- El boro combinado con otros metales puede formar compuestos, como AlB_2 y TiB_2 . El compuesto de boro y titanio forma sitios de nucleación estables para refinación por partículas en aluminio líquido.
- El calcio es un agente modificador del eutéctico débil, pero es escasamente utilizado por el aumento de solubilidad de hidrógeno que es a menudo responsable de la porosidad en el vaciado.
- Las adiciones de cromo son hechas en pequeñas concentraciones para suprimir el crecimiento de grano en aleaciones susceptibles a este fenómeno. El compuesto $CrAl_7$ es considerado para la supresión de crecimiento de grano debido a su baja solubilidad. El cromo mejora la resistencia a la corrosión en algunas aleaciones.
- El cobre tratado térmicamente se emplea para aumentar la resistencia mecánica, dureza y maquinabilidad. Este elemento reduce la resistencia a la corrosión y la colabilidad.

- El hierro da origen a la precipitación de la fase Al_3FeSi , la cual tiene forma de agujas alargadas que producen alta dureza y fragilidad, además posee baja adhesión con la matriz. El incremento en volumen del hierro reduce la ductilidad y maquinabilidad.
- El magnesio hace que la aleación sea susceptible al tratamiento térmico y aumenta la resistencia mecánica, tiende a formar escoria, óxidos y disminuye la fluidez del metal.
- Se considera que el manganeso es una impureza en las piezas vaciadas y es controlado a un nivel mínimo. Combinado con hierro forma fases insolubles. Disminuye el efecto del hierro mejorando la resistencia mecánica y la ductilidad de la aleación.
- El níquel se usa en combinación con cobre para reforzar propiedades a altas temperaturas.
- El fósforo se considera como una impureza en las coladas debido a la reducción de la efectividad de los modificadores normalmente empleados (sodio y estroncio), aunque contribuye a la reducción de partículas de silicio primario en las aleaciones hipoeutécticas Al-Si.
- El silicio aumenta las características del aluminio vaciado, mejora la fluidez, resistencia de la fractura en caliente y la alimentación al molde. La cantidad óptima de silicio depende del tipo de proceso. Para un proceso a velocidad de enfriamiento lento (arena), el intervalo es de 5 a 7%, para el molde permanente de 7 a 9% y de 8 a 12% para inyección.
- El sodio modifica el eutéctico de aluminio-silicio. Reacciona prontamente con el fósforo reduciendo la efectividad de la modificación y el tamaño de fases de silicio primario.
- El estroncio se usa para modificar el eutéctico de aluminio-silicón adicionado a muy bajos niveles (0.008-0.04%). Altas adiciones son asociadas con el aumento en porosidad.
- El titanio refina el tamaño de grano en piezas vaciadas de aluminio. Es normalmente empleado en combinación con boro.

- El zinc se utiliza junto con el magnesio para producir buena resistencia al impacto, ayuda a la maquinabilidad y mejora la estabilidad dimensional. Es considerado como una impureza en aleaciones Al-Si.

2.3 Procesos de Metal Fundido

La fundición de aleaciones de aluminio requiere una serie de pasos. Las aleaciones tienen que ser protegidas de la oxidación por medio de fundentes; puesto que la microestructura y propiedades mecánicas pueden ser mejoradas por degasificado, refinado de grano, modificación y filtración [3].

2.3.1 Fundentes

El término fundente se usa en la práctica industrial para referirse al empleo de aditivos y técnicas para purificar, cubrir, limpiar, proteger, desoxidar y refinar el baño de metal líquido. Los óxidos y otras inclusiones no metálicas pueden formarse en el aluminio líquido y ellos podrían incorporarse y perjudicar el vaciado de aluminio.

Estas inclusiones pueden originarse de herramientas sucias, arena, lodo, lubricante y residuos del líquido, así como de la oxidación de los elementos en la aleación.

Los compuestos empleados deben cumplir las siguientes características:

- deben formar una mezcla de bajo punto de fusión y alta fluidez a la temperatura de funcionamiento,
- deben descomponerse, para generar aniones capaces de reaccionar con las impurezas en el líquido para separarlos debido a las diferencias en densidad.
- Son capaces de aglomerar los productos indeseables y facilitar su flotación.

2.3.2 Degasificado

El aluminio y sus aleaciones son susceptibles a absorber hidrógeno en el estado líquido debido a su solubilidad a alta temperatura, Fig. 1, y a la afinidad de aluminio con el

oxígeno. La fuente principal de hidrógeno proviene de la humedad de la atmósfera en contacto con el metal líquido que reacciona con el aluminio:



Varias aleaciones de aluminio tienen sensibilidades diferentes a la absorción de hidrógeno y la porosidad de gas resultante se presenta cuando no se tiene una correcta degasificación. Incrementos en cobre y silicio reducen la solubilidad de hidrógeno, en tanto que el magnesio lo aumenta, Tabla 1.

Tabla 1 Solubilidad de hidrógeno en aluminio y sus aleaciones a los 750°C^[6]

Aleación	Solubilidad de hidrógeno (ppm)
Aluminio Puro	1.20
Al-7Si-0.3 Mg	0.81
Al-4.5 Cu	0.88
Al-6Si-3.5 Cu	0.67
Al-4Mg-2Si	1.15

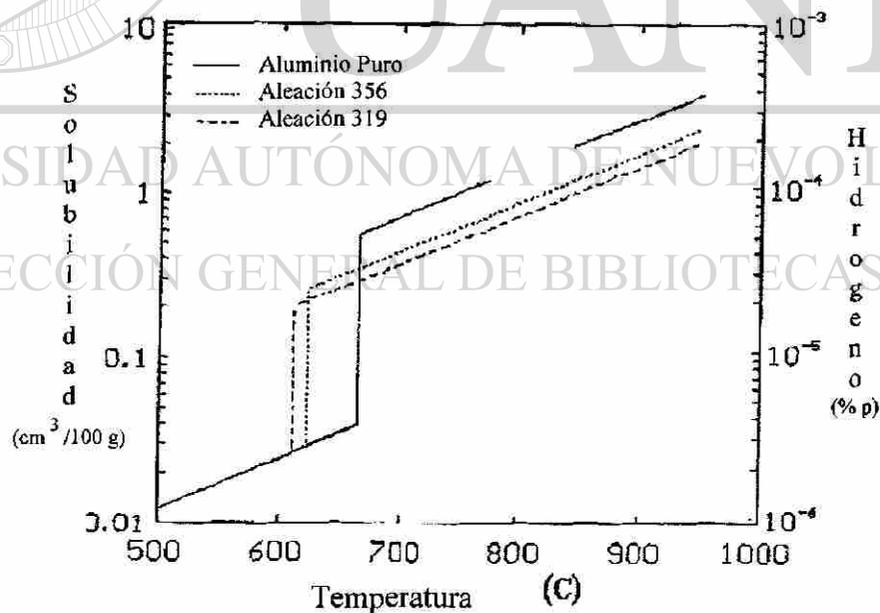


Figura 1. Solubilidad de hidrógeno en aluminio a una atmósfera. (Ref. 6.)

Debe diferenciarse entre la porosidad por gas y por contracción. La porosidad por gas es debido a la presencia de gas atrapado (H_2) y se presentan como agujeros redondos en la examinación metalográfica. La porosidad por contracción se debe a la inadecuada alimentación durante la solidificación y es más irregular en forma que la porosidad por gas. La porosidad da como resultado la reducción de propiedades mecánicas en aleaciones de aluminio. Fig. 2.

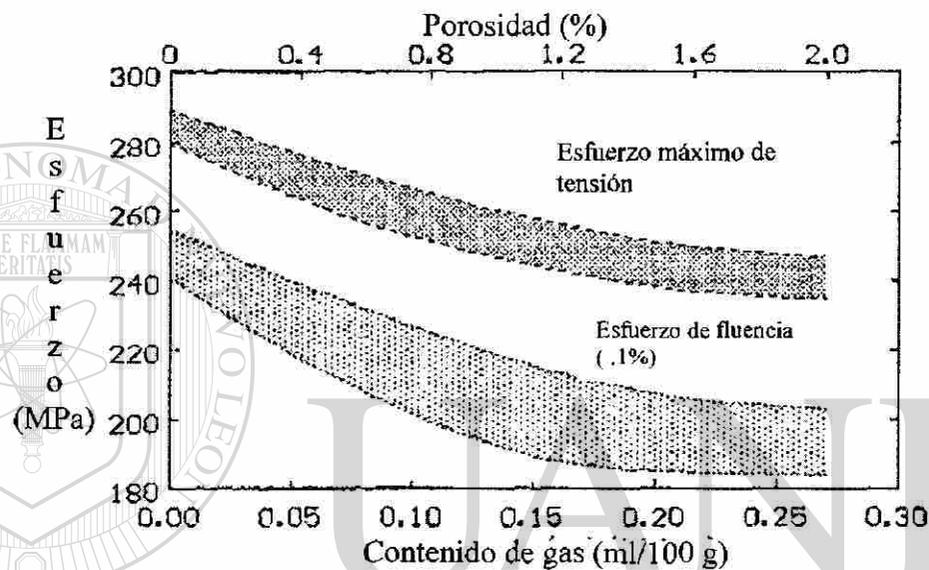


Figura 2. Resistencia tensil en función del contenido de gas en una aleación de aluminio A356. (Ref. 6.)

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

2.3.3 Sanidad de la fundición

Unas cuantas de impurezas presentes en el aluminio pueden eliminarse en el baño líquido; entre ellos están los metales alcalinos. De estos metales, el litio, sodio y calcio son impurezas provenientes de la producción de aluminio primario que tiene que ser removido para asegurar integridad de la pieza vaciada.

Estas impurezas pueden eliminarse en la aleación líquida por introducción de nitrógeno, argón, cloro o flúor (las reacciones con estos elementos es más favorable desde el punto de vista de la termodinámica que con aluminio).

2.3.4 Filtrado

Otro desarrollo moderno que ha aumentado la calidad en fundiciones es el filtrado, sobre todo con la tendencia que aluminio tiene a oxidarse. El proceso de la filtración consiste en pasar el metal líquido a través de un dispositivo poroso (filtro) en el que se capturan inclusiones contenidas en el metal. El propio filtro debe hacerse de un material que no reaccione con la aleación y debe resistir esfuerzos térmicos y mecánicos sin romperse.

2.4 Solidificación de Aleaciones de Aluminio

La solidificación procede a través de una serie de mecanismos que pueden usarse para controlar las propiedades de la pieza.

2.4.1 Nucleación y crecimiento

La transición del líquido al sólido se lleva a cabo por nucleación y crecimiento^[1, 3], en la teoría clásica de nucleación el radio de un embrión estable esférico (r^*) se da por:

$$r^* = \frac{2\gamma_{sl}T_m}{L\Delta T} \quad (2)$$

donde γ_{sl} son la energía libre interfásial sólido-líquido, L es el calor latente de transformación por unidad de volumen, T es la temperatura de subenfriamiento y la T_m es la temperatura de la fusión. La energía crítica de activación (ΔG^*) para un embrión de radio r^* se da por:

$$\Delta G^* = \frac{16}{3} \pi \frac{\gamma_{sl}^3 T_m^2}{L^2 \Delta T^2} \quad (3)$$

La nucleación homogénea es sólo posible con un alto subenfriamiento (en el orden de $0.25 T_m$). Sin embargo, cualquier superficie, como cavidades, paredes o partículas sólidas, pueden nuclear a un subenfriamiento muy pequeño y, con menos átomos, puede formar el núcleo, siguiendo el fenómeno conocido como nucleación heterogénea.

Una vez que los núcleos son estables empezarán a crecer con una proporción controlada por la movilidad atómica de la interfase sólido-líquido y por las condiciones de transferencia de calor. La solidificación implica que en un momento dado más átomos se mueven del lado líquido de la interfase al sólido, que en la dirección contraria.

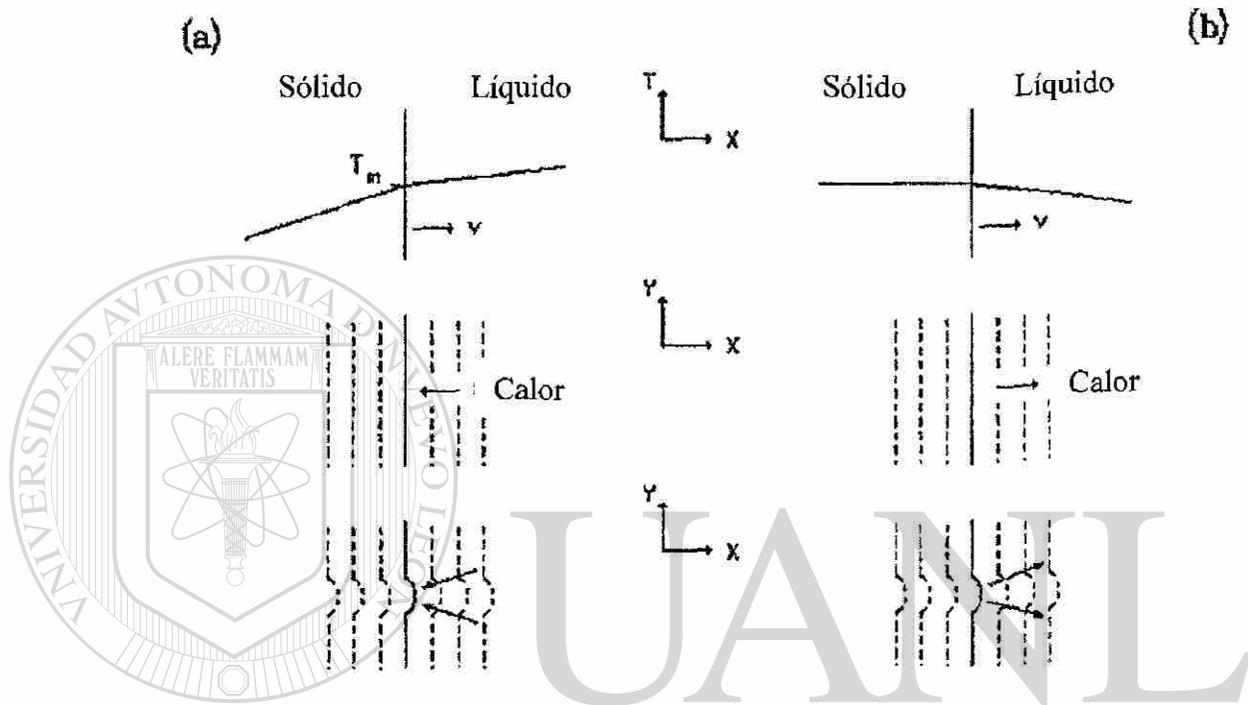


Figura 3. Avance del sólido en la interfase; (a) gradiente normal de temperatura; (b) gradiente de temperatura invertido en el líquido. (Ref. 6.)

El crecimiento también implica que la interfase guarda el movimiento y aumento en el tamaño de manera tal que la solidificación sólo procede si la temperatura de la interfase está debajo de la del líquido (T_m), debido a la necesidad de compensar la energía libre interfacial (γ_{sl}) y el calor latente de solidificación (L).

Los metales puros solidifican tan rápido como el calor latente de solidificación es transferido de la interfase. Pueden considerarse dos casos, uno en el que el calor se extrae a través del sólido, Fig. 3(a), y en que la temperatura del líquido es superior que la de la interfase. La interfase permanece plana y perpendicular al gradiente de temperatura. La figura 3(b) muestra el líquido con un gradiente de temperatura invertida, una condición que se encuentra cuando el calor se extrae lentamente a través de la

superficie del metal en el molde; la solidificación empieza, después del subenfriamiento, en la superficie y desde la región de la interfase de sólido-líquido caliente debido al consumo del calor latente, esta interfase se desarrolla en líquido más frío. El crecimiento planar es ahora inestable y crecerán salientes fuera de él en el líquido. Semejantemente, otros brazos pueden producir ramas (dendritas). Estas dendritas crecen en direcciones cristalográficas preferenciales, los metales cúbicos (como el aluminio) siguen las direcciones de los bordes del cubo de la celda del cristal (100).

La adición de silicio a aluminio produce la solidificación del agregado eutéctico. Fig. 4. Las estructuras del eutéctico son caracterizadas por el crecimiento simultáneo de dos o más fases del líquido y es posible encontrar diferentes morfologías.

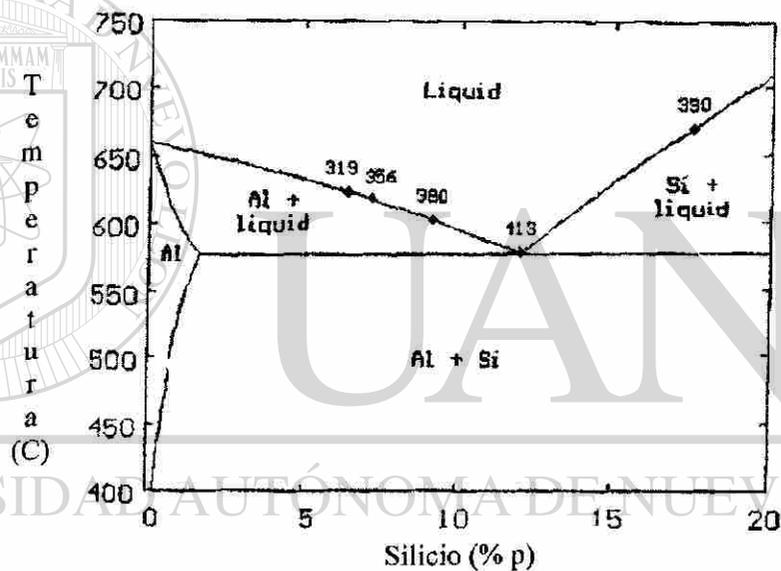


Figura 4. Diagrama de equilibrio de fases del aluminio-silicio que muestra composiciones típicas de algunas aleaciones. (Ref. 6.)

2.4.2 Control microestructural

La microestructura de piezas vaciadas de aluminio puede ser descrita por una serie de parámetros. La separación entre los brazos dendríticos es afectada por la solidificación, distribución y aspecto del agregado del eutéctico; en tanto que el tamaño de grano puede ser controlado por elementos o compuestos añadidos y por la velocidad de enfriamiento. El tamaño y distribución de fases intermetálicas es más complejo y se debe tener

cuidado con en el volumen de impurezas y concentración, así como con otras condiciones de la solidificación.

2.4.2.1 Espaciamiento Dendrítico Secundario

El espaciamiento dendrítico secundario (EDS) se define como la distancia que hay entre los brazos secundarios de una dendrita. La estructura dendrítica resulta de la solidificación del líquido y es un tipo de crecimiento muy común en la solidificación de metales y aleaciones.

El EDS tiene una relación con la distribución y el tamaño de porosidad, con las propiedades mecánicas del material y en la respuesta del tratamiento térmico. El EDS puede variar con la velocidad de enfriamiento ^[5], Fig. 5.

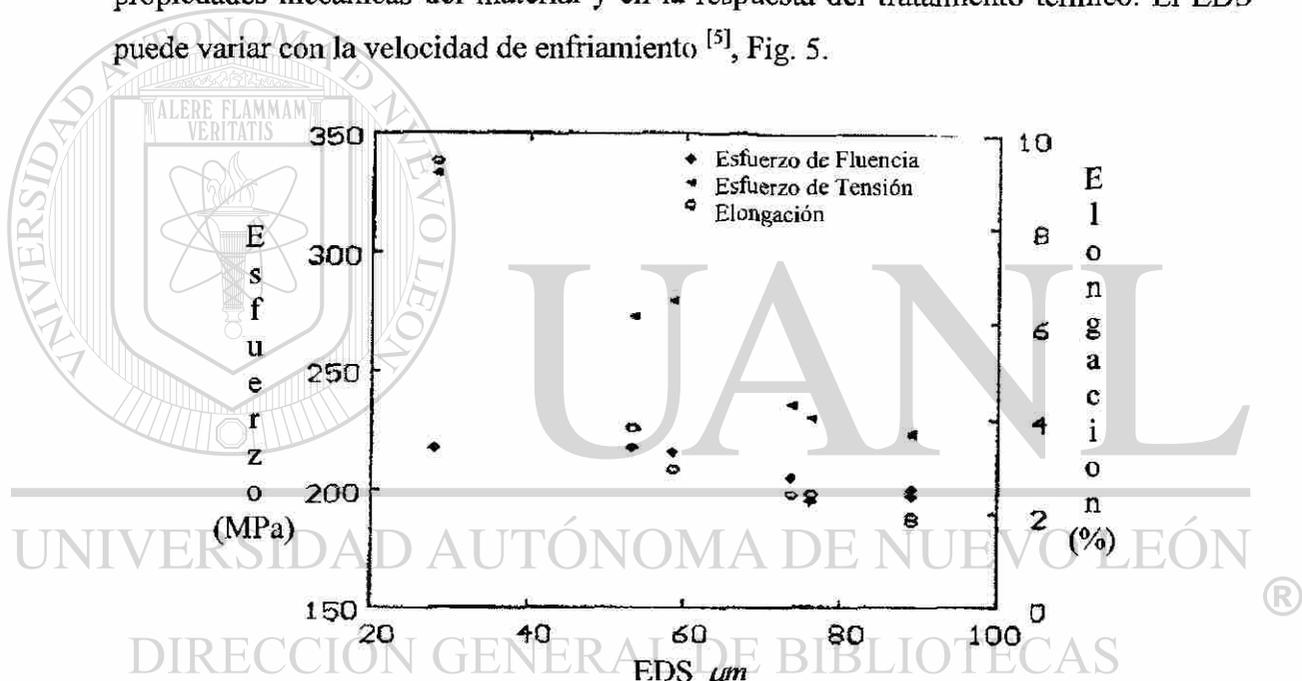


Figura 5. Propiedades Mecánicas en una aleación C355-T6 en función del EDS. (Ref. 6.)

2.4.2.2 Estructura de grano

Un tamaño de grano pequeño equiaxial mejora la resistencia al desgaste en caliente, al mismo tiempo mejora la mayoría de las propiedades mecánicas y características de acabado de superficie. Otra ventaja es la homogeneidad que produce menos segregación y una mejor respuesta para el tratamiento térmico. Una estructura más homogénea tiene

defectos, como porosidad e intermetálicos más uniformemente distribuidos y, por consiguiente, menos dañinos.

La reducción de tamaño de grano se logra aumentando la eficiencia de nucleación de los embriones de aluminio primarios. Esto puede ser realizado aumentando la velocidad de enfriamiento (esto ayudará a mejorar las propiedades, al reducir el EDS) o por agitación mecánica, pero en la práctica, la adición de compuestos químicos es la técnica más para proporcionar los núcleos necesarios.

En la mayoría de los procesos el metal solidifica en cuanto toca las paredes del molde y, debido a la alta proporción de nucleación encontrada en esta región, una capa de pequeños granos equiaxiales se forma, Fig. 6. Esta capa termina cuando la nucleación se detiene por el aumento en temperatura producto del calor latente de solidificación (L). Algunos granos equiaxiales podrán crecer formando una capa de granos columnares grandes, lo que contribuye a la reducción de propiedades mecánicas de la pieza.

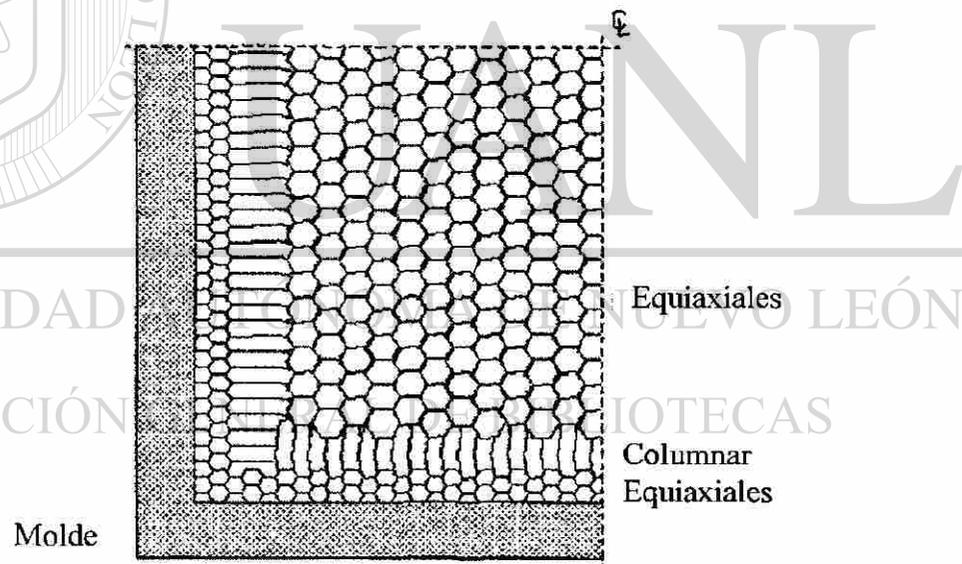


Figura 6. Variación de grano observada en vaciadas. (Ref. 6.)

2.4.2.3 Modificación

El término modificación es referido en la industria de la fundición a los cambios morfológicos que tienen lugar en el eutéctico de aluminio-silicio. La modificación normalmente cambia el aspecto de aguja afilada a un aspecto fibroso. Elementos de los

grupos Ia y IIa, así como algunas tierras raras, puede emplearse como modificadores, de los cuales se prefieren sodio y estroncio.

El fenómeno de modificación se produce por limitación del crecimiento rápido de la aleación líquida para promover la subfusión que inhibirá 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.

2.4.2.3.1 Modificación por enfriamiento rápido

En comparación con la microestructura de la aleación eutéctica enfriada lentamente (fig.7a), 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 (fig.7b), siendo esta típica de los cristales FCC. Una consecuencia del rápido enfriamiento es que casi no aparecen partículas de silicio en la microestructura de la aleación involucrada.

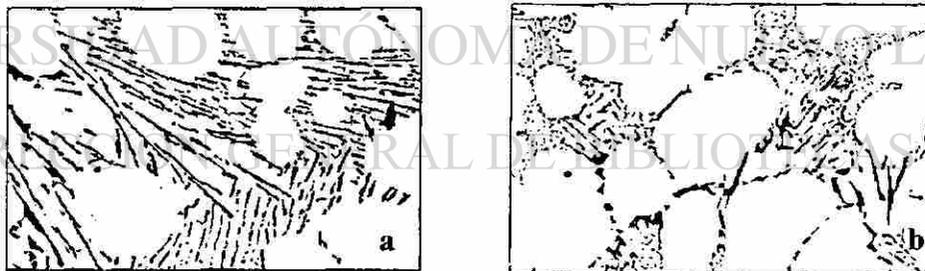


Figura 7. Microestructura de la aleación eutéctica Al-Si, enfriada lentamente(a), enfriada rápidamente(b).

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 ductilidad de las aleaciones Al-Si.

2.4.2.3.2 Modificación por adición

El porcentaje de crecimiento y nucleación de la fase de silicio durante la solidificación de las aleaciones Al-Si puede ser influido por la presencia de Ca, K, Li, Mg, Na, P, Rb y Sr o sus compuestos, teniendo como resultado los mismos efectos que los obtenidos 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. Sin embargo el sodio es un metal muy reactivo, que puede quemar muy violentamente durante su adición a la aleación, requiriendo un control muy estricto de su adición.

Tabla 2 Modificación por adición de sodio, incrementando la temperatura de la aleación Al-Si ^[21].

Temperatura (° C)	Adición en sodio (% peso)	Grado de modificación (%)
610	0.075	0
638	0.075	20
677	0.075	80
696	0.075	100

Un elemento alternativo para modificar las aleaciones de aluminio-silicio es el estroncio, obteniendo un rendimiento y recuperaciones superiores como agente modificador. [®]

Puede conseguirse la modificación completa de una aleación con un nivel de estroncio residual de alrededor de 0.01% y 0.05%. Sin embargo generalmente se añade a la aleación del 0.02 al 0.04% de estroncio al metal.

Las adiciones de estroncio hechas adecuadamente durante la fusión de la aleación Al-Si, aportan mejores propiedades mecánicas a las piezas coladas. 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 buen acabado superficial y buena maquinabilidad de las piezas. 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 Al-Si-Fe observadas normalmente en aleaciones Al-Si fundidas con alto contenido de hierro.

La modificación con estroncio es aceptada en las fundiciones de piezas en molde de arena y molde permanente a gravedad. El proceso es útil principalmente para aleaciones de piezas de Al-Si empleadas en la fabricación de pistones de automóvil, cabezas de automotores, monoblocks, cilindros de freno, piezas de avión y piezas de pared delgada los cuales exigen buena resistencia mecánica y ductilidad.

2.4.2.4 Porosidad

La porosidad en aleaciones vaciadas de aluminio se asocia con la presencia de hidrógeno (Fig. 1), o por la reducción volumétrica que ocurre en el enfriamiento del metal líquido ^[3]. Normalmente se supone que grandes cavidades macroscópicas de contracción pueden ser debidas al cambio en volumen de líquido a sólido y se asocian a diseños de alimentación defectuosos y a la incapacidad de permitir que el metal líquido pueda fluir en las regiones ya solidificadas. Se piensa que la reducción en la solubilidad de hidrógeno produce los poros gaseosos más pequeños en piezas vaciadas de aluminio.

2.4.2.5 Intermetálicos

Las fases intermetálicas más comunes en piezas vaciadas de aluminio se relacionan a contaminación con hierro que tiene una solubilidad limitada en aluminio líquido. De estas fases intermetálicas, los β -Al₃FeSi son los que más perjudican a las propiedades mecánicas, debido a su microestructura de forma de aguja y su baja coherencia con la matriz de aluminio. Un resumen de las fases intermetálicas encontradas en aleaciones Al-Si es presentado en la tabla 3.

Dos factores para controlar la morfología y naturaleza de intermetálicos en aleaciones vaciadas son la proporción de la solidificación y la composición química. La proporción de la solidificación ejerce un impacto directo en las cinética y cantidad de

fases ricas en hierro presentes en la microestructura (bajas velocidades de enfriamiento favorecen la formación de agujas β). Una serie de pautas pueden mencionarse para reducir los efectos perjudiciales de intermetálicos de hierro:

- mantener bajos niveles de hierro;
- mantener una proporción de Mn/Fe mayor a 0.5,
- aumentar la tasa de solidificación y
- reducir el grado de modificación del eutéctico.

Tabla 3 Fases intermetálicas en las aleaciones Al-Si ^[6]

Reacción	Fases
Pre-dendrítica	$Al_{15}(Fe, Mn)_3Si_2$
Post-dendrítica	$Al_{15}(Fe, Mn)_3Si_2-Al_5FeSi$
Eutéctica	$Al_5FeSi-Mg_2Si$
Post-eutéctica	$Al_5Mg_8Cu_2Si_6-CuAl_2$

2.5 Proceso de Vaciado

El vaciado ha existido desde tiempos prehistóricos con una amplia variedad de moldes donde subsecuentemente se han desarrollado métodos y procesos. Los procesos de fundición pueden ser clasificados en el tipo de moldes (permanentes o desechables), las clasificaciones del tipo de compuesto usado como aglutinante, o por la naturaleza del modelo (si son o no desechables). La tabla 4 lista una serie de procesos encontrada en fundiciones.

Tabla 4 Clasificación de procesos de fundición basado en el tipo de molde ^[6]

Procesos de molde desechables		Procesos de molde permanentes
Modelos permanentes	Modelos desechables	
Aglutinante agua/arcilla	Modelo de espuma	Alta y baja presión
Resina aglutinada por calor	Modelo de cera	Inyección
Resina de caja fría		Molde permanente
Aglutinante sílica y fosfato		Fundición a presión
Aglutinante tipo yeso		
Sin aglutinante		

2.5.1 Moldes para vaciado en arena

La Figura 8 muestra un diagrama de flujo simplificado de los pasos básicos para producir un vaciado en molde de arena.

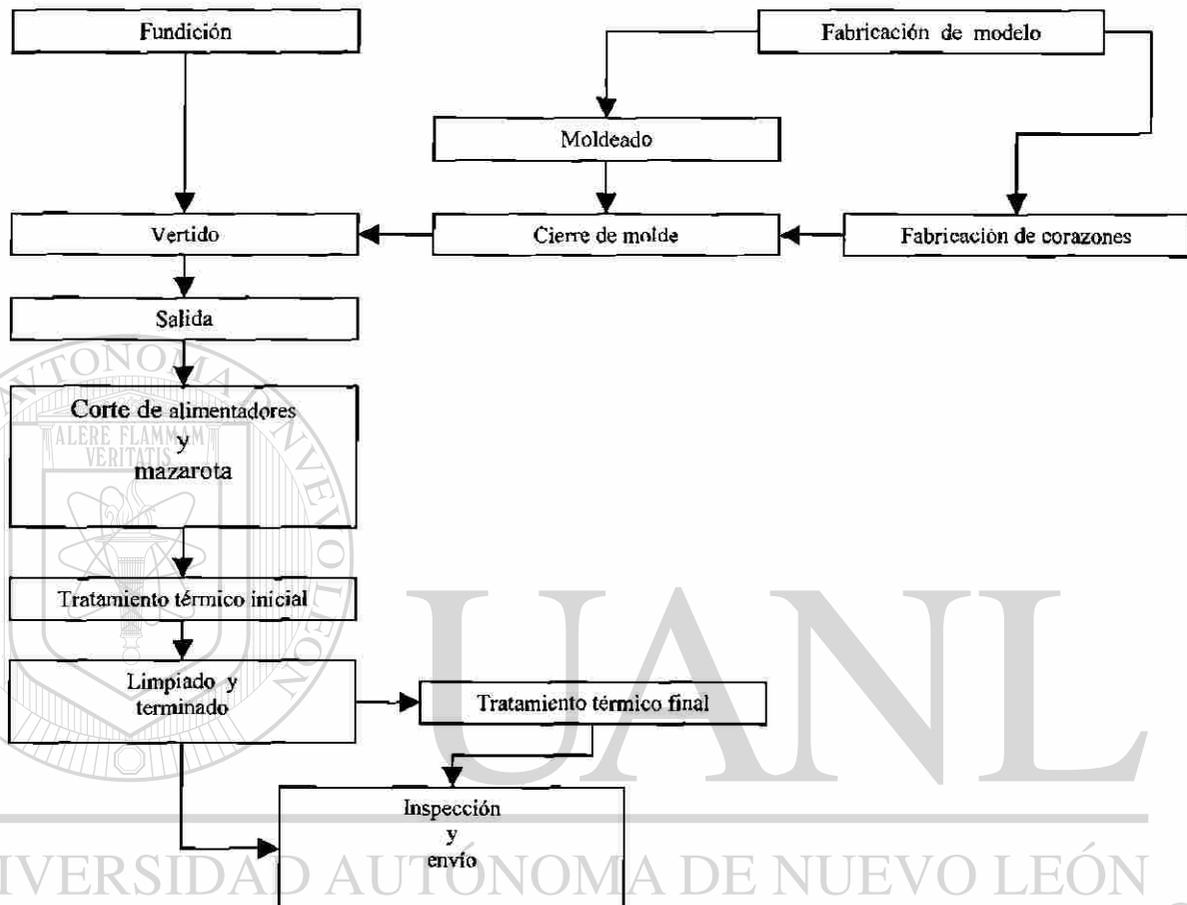


Figura 8. Diagrama de flujo de operaciones básicas en el vaciado en molde de arena. (Ref. 6.)

El vaciado en molde de arena es uno de los procesos más versátiles, proporciona tremenda libertad en términos de tamaño, forma y calidad de producto. Se usan diferentes tipos de arenas, como sílice, circonia, cromita.

El tamaño, distribución y forma de los granos de arena son importantes para controlar la calidad del molde. Debe comprenderse que la forma de grano contribuye a la cantidad de área superficial de la arena, en tanto que la distribución del tamaño controla la permeabilidad del molde.

Con el aumento en el área superficial de la arena de superficie de arena, la cantidad de aglutinante para unir al material debe aumentar para lograr las propiedades mecánicas deseadas, por lo que un cambio en área superficial debido al cambio en forma de la arena, producirá el cambio de la cantidad de aglutinante requerido.

Las arenas angulares tienen la mayor área superficial y requieren mayor cantidad de resina. Según la Sociedad de Fundidores en el año 1978, aproximadamente el 90% de todas las piezas vaciadas producidas en los Estados Unidos se producen en moldes de arena.

2.5.2 Vaciado en molde permanente

El vaciado en molde permanente se realiza en moldes de metal que normalmente se hace de dos o más partes que abren y cierran durante el funcionamiento.

Este proceso es conveniente para la producción del alto-volumen de piezas vaciadas con espesor de pared uniforme. El proceso puede usarse para producir partes complejas, pero las cantidades deben ser altas para justificar el costo de los moldes metálicos. El molde permanente produce partes más uniformes, con tolerancias dimensionales más pequeñas, un mejor acabado de la superficie y propiedades mecánicas mejoradas.

La cavidad del molde al cerrarse determina la forma del vaciado. El metal llena la cavidad por medio de los alimentadores y coladas; se agregan mazarotas para asegurar el llenado. Se debe dar salida a la cavidad para permitir el escape del aire. Las aleaciones de aluminio se vierten en moldes en posición vertical para permitir el desplazamiento rápido de aire (dando salida). Se aplican recubrimientos en la superficie del molde para servir como una barrera entre el metal líquido y el molde antes de que una piel sólida se forme. Estas capas realizan funciones diferentes, entre ellas prevenir el prematuro enfriamiento del metal, controlar la proporción y dirección de solidificación, reducir la fatiga del molde y dar salida al aire atrapado en la cavidad del molde. Los recubrimientos pueden comportarse como aislante o lubricante y están formulados en base a cerámicos.

Uno de los parámetros más importantes a controlar es la temperatura del molde, si es demasiado alta las piezas vaciadas podrían ser demasiado débiles al extraer y

disminuir sus propiedades mecánicas y acabado superficial. Cuando la temperatura es demasiado baja se encuentran defectos por contracción y mal llenado. Los moldes diseñados para piezas que requieren altas propiedades mecánicas normalmente son enfriados por el uso de aire forzado o agua.

2.5.3 Vaciado por inyección

Los procesos anteriormente descritos usan la gravedad como fuerza para llenar los diferentes tipos de cavidades. Cuando el metal líquido se empuja en una cavidad, por gas o una bomba, el proceso es llamado inyección, y esto puede ser llevado con una alta o baja presión.

2.5.3.1 Inyección a baja presión

En este proceso el metal líquido se mantiene en un horno a presión y se hace entrar a la cavidad del molde por medio de un tubo al presurizar el sistema, Fig. 9.

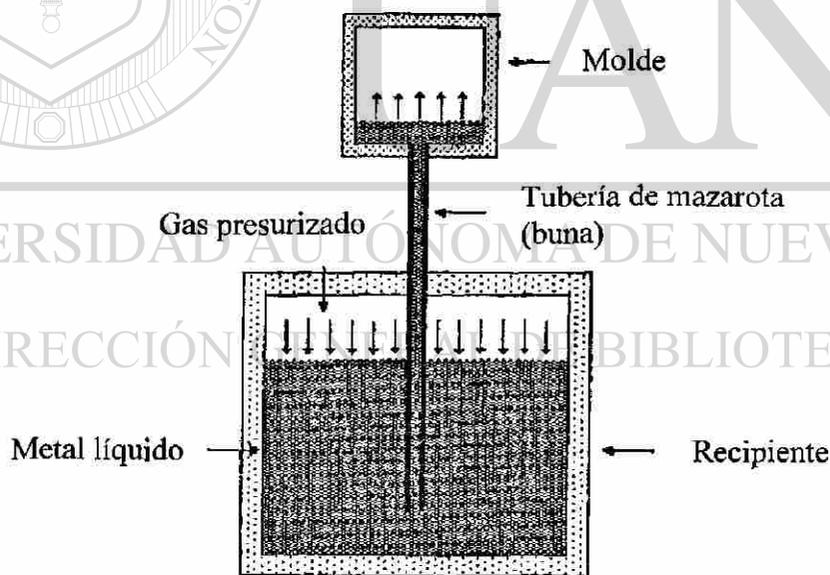


Figura 9. Diagrama esquemático del proceso de baja presión, (Ref. 6)

El proceso de inyección a baja presión es un muy similar al de molde permanente en el sentido en el que el metal líquido entra al molde a una velocidad relativamente baja

y, con suerte, mantiene un flujo no-turbulento mientras se llena la cavidad, pero se tiene un menor control en el llenado de las cavidades y, por esto, se presenta una tendencia mayor a la entrada de aire en el metal.

Debido a que la cavidad se llena a una velocidad lenta, los moldes normalmente se cubren con una capa delgada de un material cerámico para reducir la transferencia de calor al molde metálico. Esta capa también previene el ataque de metal líquido al molde. También pueden usarse corazones de arena complejos, en contraste con alta presión, donde los corazones de arena tienden a desintegrarse debido a la alta velocidad de inyección.

Desarrollos recientes en la producción de bloques han cambiado el material de los moldes, la versión mejor conocida es la desarrollada por Cosworth ^[6] en que el molde se fabrica con arena de circonia y se llena por medio de una bomba electromagnética, una alternativa a este método es el Proceso Mejorado de Baja-presión (ILP) ^[6] que usa arena sílica, ver Fig. 9.

2.5.3.2 Inyección a alta presión

La Inyección a alta presión se caracteriza por la alta velocidad a la que el metal líquido se inyecta a la cavidad del molde. Debido a la muy alta energía cinética del metal líquido, no se usan corazones de arena, debido a que el impacto los desintegra.

El flujo de metal en este proceso es turbulento y una gran parte del metal se inyectará como finas gotas que, si la transferencia de calor durante la solidificación es baja, puede ser causa de porosidad. Este proceso se limita a producir partes pequeñas, debido a la necesidad de lograr una alta transferencia de calor y a la alta presión del cierre que los moldes deben resistir cuando se vacían grandes piezas. Este proceso es óptimo para producir paredes delgadas (de menos de 0.5 mm de espesor), para vaciar piezas pequeñas juntas para aumentar productividad. La tabla 5 ^[6] resume las diferencias entre baja y alta presión en el vaciado de aleaciones de aluminio.

Tabla 5 Parámetros de operación para inyección a baja y alta presión.

Parámetro	Baja presión	Alta presión
Tiempo de llenado	3-30 sec	50-200 msec
Presión del metal	30-100 kPa	10-60 MPa
Velocidad de colada	0.1-0.6 m/sec	20-60 m/sec
Temperatura de moldeo	300-450°C	120-260°C
Tiempo de solidificación	30-300 sec	1-10 sec
Calor del molde de fundición	0.2-2 kW/m ² °C	20-90 kW/m ² °C
Tiempo de ciclo	5-10 min	20-120 sec

2.6 Tratamiento Térmico

El significado más amplio de tratamiento térmico comprende las prácticas para modificar la estructura metalúrgica de productos para controlar sus características físicas y mecánicas y lograr un criterio de ingeniería específico, pero, en la industria de aluminio, el término de tratamiento térmico describe a menudo los procedimientos y prácticas exigidas para lograr la máxima dureza en una aleación.

La práctica normal involucra una secuencia de tratamiento térmico de solución, a alta velocidad de enfriamiento (temple) y endurecimiento por precipitación (envejeciendo). Un tratamiento apropiado permite el logro de rasgos diferentes, entre ellos ^[1]:

- Mejora la maquinabilidad.
- Logra propiedades mecánicas asociadas con una condición particular.
- Estabilización de propiedades mecánicas y físicas.
- Asegura la estabilidad dimensional bajo las condiciones de servicio.
- Releva tensiones residuales inducidas por diferentes procesos industriales.

La Asociación de Aluminio ha regularizado las definiciones y nomenclatura aplicable al tratamiento térmico y mantiene un registro de prácticas normales y designaciones para la industria, aplicables para vaciado:

O: recocido (relevador térmico de esfuerzos).

T4: solución enfriada rápidamente y envejecida en forma natural hasta una

condición sustancialmente estable.

T5: enfriada desde un proceso de conformado a una temperatura elevada y luego envejecida artificialmente.

T6: solución enfriada y envejecida en forma artificial.

T7: solución enfriada y estabilizada.

T8: solución enfriada, trabajada en frío y envejecida en forma artificial.

La mayoría de los metales aleados con el aluminio exhiben una limitada solubilidad en solución sólida para servir como aditivos. De los elementos normalmente usados, sólo el Zn, Mg, Cu tienen solubilidad significativa (Tabla 6). La versatilidad de alear y tratar térmicamente se manifiesta en el hecho de que es posible aumentar la fuerza de fluencia del aluminio puro hasta 40 veces ^[6]. El requisito básico para que una aleación pueda ser endurecida es una disminución de la solubilidad sólida de uno o más elementos con la temperatura.

Tabla 6 Solución sólida de algunos elementos con el Aluminio ^[6]

Elemento	Temperatura (°C)	Maxima solubilidad	
		(% peso)	(% atómico)
Ag	566	55.6	13.8
Cu	548	5.65	2.40
Cr	661	0.77	0.40
Fe	655	0.05	0.025
Mg	450	17.4	18.5
Mn	658	1.82	0.90
Si	577	1.65	1.59
Ti	665	1.30	0.74
Zn	443	70.0	28.8

Desgraciadamente, disminuir la temperatura de solubilización produce la reducción de propiedades mecánicas, Fig. 10.

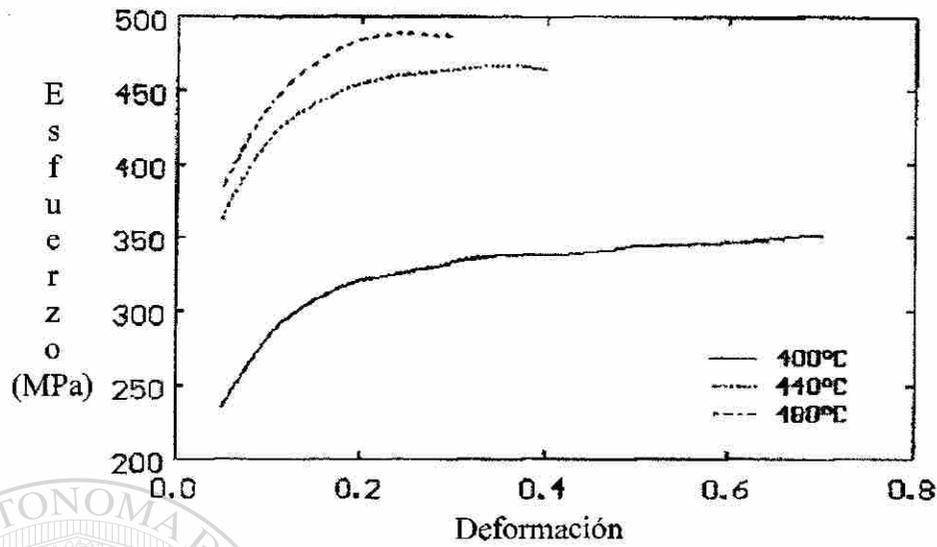
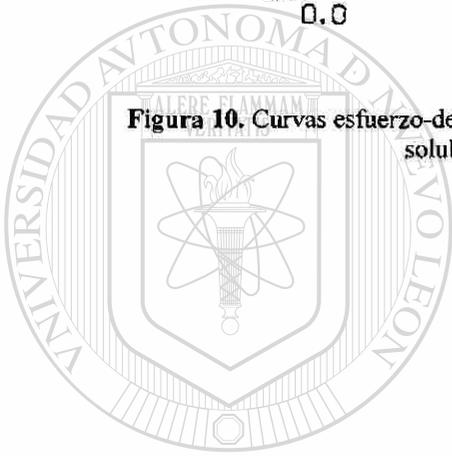


Figura 10. Curvas esfuerzo-deformación obtenidas en compresión de muestras de una aleación 319 T4 solubilizada a tres temperaturas diferentes. (Ref. 6)



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS



CAPITULO 3

FATIGA

3.1 Introducción

La fatiga es un fenómeno conocido desde los principios del uso de maquinarias y estructuras metálicas a gran escala, a mediados del siglo XIX. La fractura aparentemente frágil de las piezas que fallaban por fatiga, se interpreto en aquel tiempo, como una cristalización del metal durante el uso que lo volvía frágil como el vidrio y hacía que se fracturara bajo cargas o impactos súbitos. Gracias a las investigaciones de Wöhler (1860) se supo que la fatiga no alteraba las propiedades del material, sino que era un proceso de agrietamiento paulatino producido por la acción de cargas repetitivas, lo que introdujo formalmente el concepto de fatiga.

La fatiga es un proceso de agrietamiento progresivo que culmina en la fractura de un material sujeto a cargas repetitivas o fluctuantes, cuyo valor máximo es menor a la resistencia tensil. Las fracturas por fatiga inician como grietas que crecen bajo la acción de los esfuerzos fluctuantes hasta que alcanzan su tamaño crítico y sobreviene la falla final. La fatiga en sus etapas inicial e intermedia no produce cambios aparentes en la geometría ni en la microestructura del material y las grietas producidas son muy finas, lo que la hace muy difícil de detectar anticipadamente de ahí su peligrosidad. Se estima que mas de 50% de las fallas en componentes mecánicos se deben a la fatiga.

Para que la fatiga ocurra es necesario que se cumplan tres condiciones, si algunas de estas condiciones no se presenta, la fatiga no se presentará. Esas condiciones son:

1. Un esfuerzo de tensión suficientemente alto pero menor que la resistencia última del material
2. Una variación o fluctuación del esfuerzo mayor a un valor dado, llamado límite de fatiga.
3. Un número suficiente de ciclos de carga.

Lo importante en la fatiga es en cuanto tiempo o número de ciclos se presentará y si ese tiempo o número de ciclos es mayor que la vida esperada de servicio del componente, lo que hace que la fatiga sea evaluada en términos del tiempo o números de ciclos que tardan en ocurrir la fractura final, definiendo esa cantidad como la vida en fatiga. Es probable que la fatiga ocurra después de algún tiempo, pero si la vida en fatiga es mayor que la vida esperada, entonces lo más probable es que el componente falle por algún otro mecanismo antes que por fatiga.

Componentes estructurales candidatos a la fatiga:

- Partes estructurales de aviones.
- Partes de suspensión, dirección y frenos de vehículos terrestres.
- Toda clase de motores.
- Pistones y prensas hidráulicas.
- Estructuras de puentes y edificios.
- Partes de maquinaria.
- Grúas, elevadores y equipos de movimientos de materiales.
- Bombas.
- Turbinas.
- Tuberías.
- Reactores.

- Ruedas y rieles de ferrocarril, etc.

Dos de los primeros descubrimientos con relación a la naturaleza de la fatiga fueron que a mayor amplitud del esfuerzo, el número de ciclos de carga necesarios para producir fatiga se reduce en una relación exponencial y el segundo es que la presencia de muescas agudas, grietas y en general cualquier concentrador de esfuerzos reduce drásticamente el número de ciclos de falla.

3.2 Etapas de Propagación de Grietas de Fatiga

ETAPA I. Nucleación de grietas. También es llamada de daño interno y se presenta en ausencia de concentradores de esfuerzos. En esta etapa la deformación cíclica produce una alteración de la subestructura de dislocaciones que conduce a la formación de discontinuidades geométricas que posteriormente se desarrollarán como grietas. La extensión de esta etapa depende de la amplitud de esfuerzos, tal que cuando la amplitud es baja, la nucleación de grietas puede significar hasta el 90% de la vida en fatiga

ETAPA II. Propagación de grietas. Para la mayoría de los casos reales, la fatiga transcurre como la propagación de una grieta estable en el material, ya sea por la presencia de concentradores de esfuerzos o porque la nucleación de grietas es acelerada por algún medio. En esta etapa la fractura ocurre por un mecanismo particular asociado con la deformación cíclica de la punta de la grieta, mientras que la deformación del resto de la pieza puede ser elástica.

ETAPA III. Fractura final. Cuando la grieta está próxima a alcanzar su tamaño crítico, la fractura comienza por una combinación de fatiga (es decir, deformación cíclica de la punta de la grieta) y formas de fractura estática, como son la fractura por clivaje o por coalescencia de huecos. En esta etapa la falla es controlada por la tenacidad a la fractura del material y con gran influencia de la microestructura y del estado de esfuerzos.

3.3 Principales Factores que Influyen en la Fatiga

Los factores que más influyen en la fatiga son los siguientes:

1. Concentración de esfuerzos (geometría, defectos).
2. Estado de esfuerzos y deformaciones.
3. Tamaño.
4. Microestructura.
5. Propiedades mecánicas (dureza, tensión, tenacidad a la fractura).
6. Temperatura
7. Ambiente.
8. Esfuerzos de la vida
9. Combinación de esfuerzos (carga multiaxial).
10. Acabados superficial.

Como en la gran mayoría de los componentes estructurales los esfuerzos nominales son menores que el esfuerzo de fluencia, la propagación de grietas por fatiga transcurre en un cuerpo deformado de manera elástica, de tal suerte que la aplicación de los principios de la mecánica de la fractura es válida para caracterizar el comportamiento de los materiales en fatiga.

3.4 Fractura por Fatiga

La fatiga es fácilmente identificable en una pieza ya fracturada, por la apariencia de la superficie de fractura. Fig. 11

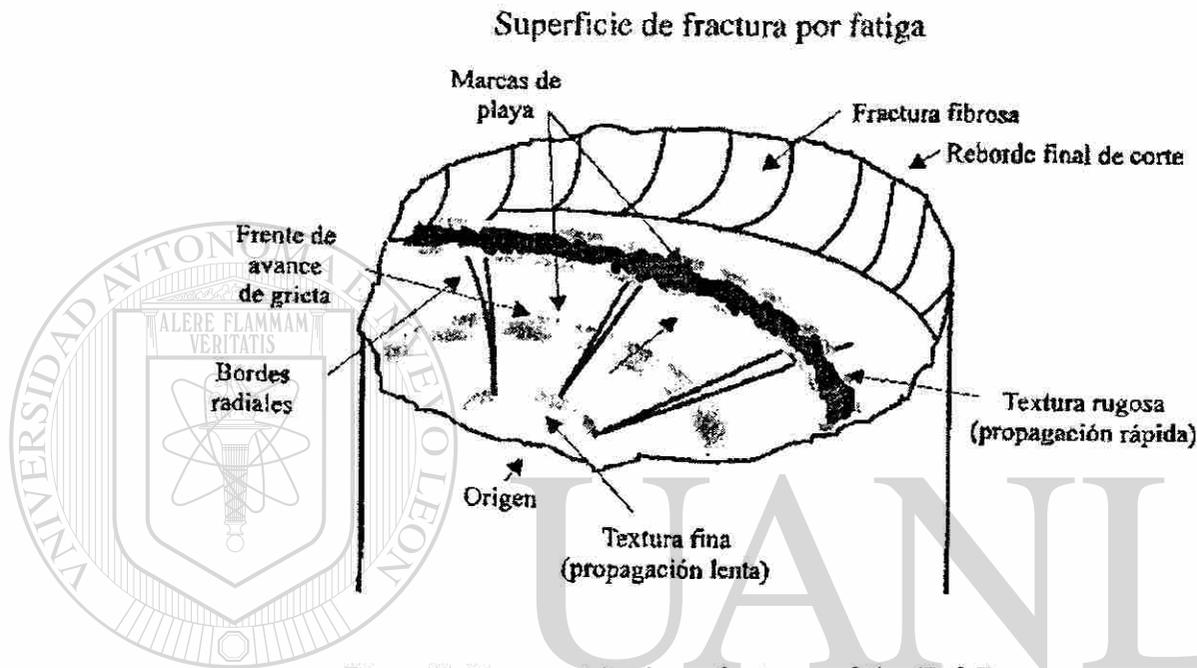


Figura 11. Esquema típico de una fractura por fatiga (Ref. 7).

La superficie de fractura puede ser dividida en tres zonas:

1. Zona de inicio. Son superficies lisas, planas, brillantes y con muy pocas líneas, pudiendo notarse pequeños escalones en la zona de iniciación debido a la nucleación de varias grietas simultáneas. Usualmente el límite de la zona de iniciación está bien definido por una línea de frente de propagación.
2. Zona de propagación estable. Es una superficie relativamente plana, brillante u opaca según el medio en el que se encuentre la pieza. La superficie presenta marcas paralelas en forma de ondas o surcos paralelos entre sí, ligeramente curvos y cuyo centro parece converger hacia el punto de inicio (marcas de playa). Estas marcas son formadas por el frente de propagación de la grieta cuando éste sufre una alteración por la variación de la amplitud de carga, de

tensión, o cambio del ambiente y por lo mismo son muy valiosas para reconstruir la secuencia de la falla. La segunda característica son una serie de escalones o bordes radiales, paralelos a la dirección de propagación de la grieta y que se forman cuando la grieta se propaga en niveles ligeramente diferentes.

3. Zona de fractura final. Cuando la grieta está próxima a alcanzar su tamaño crítico, la alta concentración de esfuerzos provoca una transición a una fractura por corte y la superficie de fractura se hace más rugosa y comienza a inclinarse hasta un ángulo cercano a los 45, formando un labio en la zona de desprendimiento final dependiendo de la ductilidad del material. Puede presentarse una deformación severa e incluso un cuello en esta zona.

Las grietas por fatiga inician por lo general en una superficie y están asociadas a concentradores de esfuerzos, esto hace que macroscópicamente sea relativamente sencillo identificar la zona de inicio de una fractura por fatiga, pues ésta se localiza cercana a una superficie libre y donde se encuentre un concentrador de esfuerzos, tal como un defecto, barreno, grieta, etc. Sólo en piezas con severos defectos internos (como piezas de fundición con porosidad) y en materiales con partículas de forma aguda las grietas por fatiga puede nuclear en el interior. Las características macroscópicas de las zonas de inicio de fracturas internas por fatiga son básicamente similares a las observadas en fracturas iniciadas en la superficie. La extensión de cada zona de fractura por fatiga depende de la magnitud de la concentración de esfuerzos, la amplitud de carga y la tenacidad a la fractura del material.

3.5 Caracterización Mecánica de la Fatiga

La fatiga es caracterizada por el ciclo de carga aplicado al material. El ciclo de carga, a su vez, presenta tres características especiales, que son la amplitud, la frecuencia y el esfuerzo promedio. Fig. 12

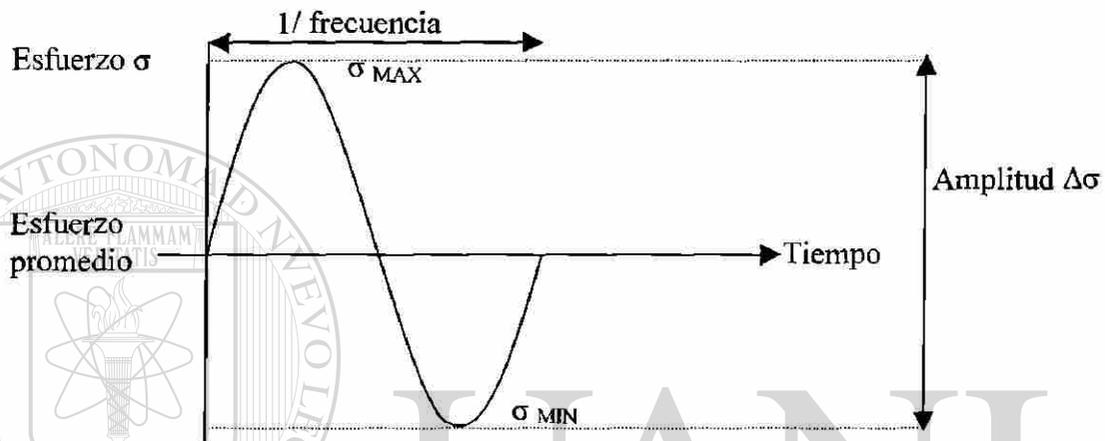


Figura 12. Ciclo de carga (Ref. 7).

La amplitud del ciclo de carga se define como la diferencia entre los esfuerzos máximo y mínimo:

$$\Delta\sigma = \sigma_{\text{MAX}} - \sigma_{\text{MIN}} \quad (4) \quad \text{®}$$

El esfuerzo promedio es:

$$\sigma = (\sigma_{\text{MAX}} + \sigma_{\text{MIN}}) / 2 \quad (5)$$

La amplitud o esfuerzo promedio no siempre pueden representar claramente que esfuerzos se aplican en el ciclo de carga. Una manera mas conveniente de describir el ciclo de carga es mediante la relación de esfuerzos R

$$R = \sigma_{\text{MIN}} / \sigma_{\text{MAX}} \quad (6)$$

Para:

- $0 < R < 1$ Tensión-tensión.

- $R > 1$ Compresión-compresión.
- $R < 0$ Tensión-compresión.
- $R = -1$ Tensión-compresión completamente reversible.

3.6 Ensayos de Fatiga

El objetivo de un ensayo de fatiga es evaluar el tiempo de vida, que se define con el número de ciclos hasta la fractura. La prueba se realiza aplicando una onda de carga de forma, amplitud y frecuencia predeterminadas y registrando el número de ciclos ocurridos. Las pruebas más comunes son:

- **Pruebas en equipos o estructuras reales.** Se realizan en el componente instalado y operando en las condiciones reales de servicio. Solo se usan cuando se desea conocer la historia de carga y rara vez se llevan a la falla.
- **Pruebas de laboratorio en componentes reales.** El componente real en estas pruebas es instalado en una maquina que aplica la carga cíclica, que puede ser a una amplitud mayor de la real para acelerar la prueba o bien simula la historia de la carga real. Es usada en la prueba final de diseños y en el control de calidad de componentes críticos de uso masivo.
- **Pruebas normalizadas de laboratorios.** Son pruebas cuyo procedimiento, muestras, equipo, instrumentación y presentación de resultados han sido normalizados. Las normas más comunes son las de ASTM (American Society for Testing Materials).

Las pruebas de laboratorio más comunes son:

Fatiga de bajos ciclos: En una probeta de geometría regular y sin grietas ni marcas se aplica una amplitud de esfuerzo constante y se mide la deformación cíclica en la probeta. Su uso es en investigación.

Pruebas de propagación de grietas: En estas pruebas se aplica una amplitud de carga constante a una probeta preagrietada y el crecimiento de la grieta se mide continuamente junto con el número de ciclos transcurridos. Son pruebas muy

versátiles y los resultados pueden aplicarse para una variedad de propósitos, como la predicción de la vida, la evaluación de materiales y en la investigación de los mecanismos de fatiga, entre otros.

Pruebas de vida S-N: Se efectúan en probeta sin grietas ni marcas y de una geometría que produce un esfuerzo uniforme. Se aplica un esfuerzo constante, con una R, temperatura y frecuencia constantes, en condiciones ambientales controladas y se determina el número de ciclos hasta la falla. Son las pruebas más utilizadas, sus resultados son extrapolables y útiles para diseño y control de calidad. La principal aportación de las pruebas S-N es que han permitido investigar la influencia de diferentes variables o factores en la vida en fatiga.

3.7 Factores que Afectan en la Vida en Fatiga

La vida en fatiga (N_p) depende de la amplitud de la deformación aplicada y ésta, a su vez, depende de las propiedades del material. Las variables que afectan la vida en fatiga pueden ser externas, como el ambiente, el estado superficial, o internas, que son las inherentes al material, sus propiedades mecánicas y estructura.

Las variables externas más importantes son el estado de la superficie y el ambiente. El estado de la superficie determina la facilidad con que se nuclean las grietas y la magnitud de la concentración de esfuerzos (entre más rugosa se la superficie, menor es la resistencia a la fatiga).

El efecto de la agresividad del ambiente en la fatiga se presenta durante la propagación de las grietas, en que se generan nuevas superficies, las cuales son muy activas y absorben especies químicas que disuelven el material o lo hacen frágil, facilitando la propagación de la grieta. La corrosión fatiga se presenta cuando la grieta se propaga por la combinación del agrietamiento por corrosión y esfuerzos y la fatiga mecánica.

La microestructura determina las propiedades mecánicas, las cuales tienen un efecto definitivo en la resistencia a la fatiga, pero la microestructura determina también el modo de deformación plástica que ocurre en la punta de la grieta, la trayectoria de la

fractura y el modo final de fractura; en otras palabras, la microestructura afecta a las tres etapas de la fatiga.

La menor resistencia a la fatiga es exhibida por metales puros. Esto posiblemente se deba a que son más susceptibles a la corrosión o por ser más fácil el deslizamiento en ellos. Las soluciones sólidas presentan mayor resistencia a la fatiga, debido principalmente a su mayor resistencia mecánica. Las mezclas de fases son más resistentes que las soluciones sólidas, porque oponen mayor resistencia a la iniciación y propagación de las grietas, lo que eleva el límite de fatiga. Las mayores resistencias a la fatiga se observan en los materiales endurecidos por una fina dispersión de partículas.

3.8 Mecanismos de Fatiga

El mecanismo de iniciación de grietas es por deslizamiento de dislocaciones. El modelo más aceptado y conocido es de intrusión-extrusión propuesto por Wood [14]. En este modelo, el plano de deslizamiento dominante experimenta un proceso de deslizamiento alterno que conduce a la formación de extrusiones de metal en los planos donde las dislocaciones alcanzan una superficie libre y, para conservar la continuidad en una franja cercana, se realiza el proceso opuesto, es decir, la emisión de dislocaciones hacia dentro del material, formando una intrusión como se muestra en la Fig.13. Cuando la intrusión es suficientemente aguda y profunda se convierte en una grieta.

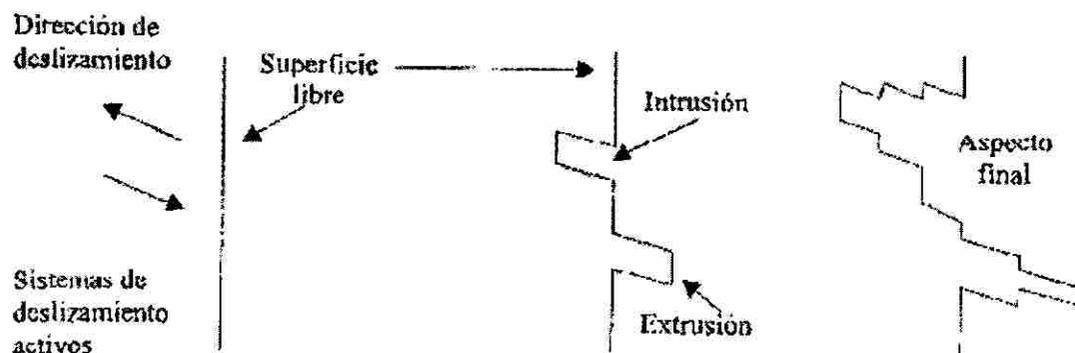


Figura 13. Mecanismos de fatiga (Ref. 7, 10).

Es un hecho aceptado que la presencia de ambientes corrosivos acortan las etapas de iniciación de grietas en comparación con medios inertes o en vacío. Una observación experimental es que el ambiente agresivo disminuye notoriamente la actividad de deslizamiento. Al tener una actividad intensa de las bandas de deslizamiento en una superficie libre, los iones de alguna especie gaseosa penetran a través de las bandas de deslizamiento produciendo decohesión a lo largo de las bandas, como se indica en la Fig. 14.

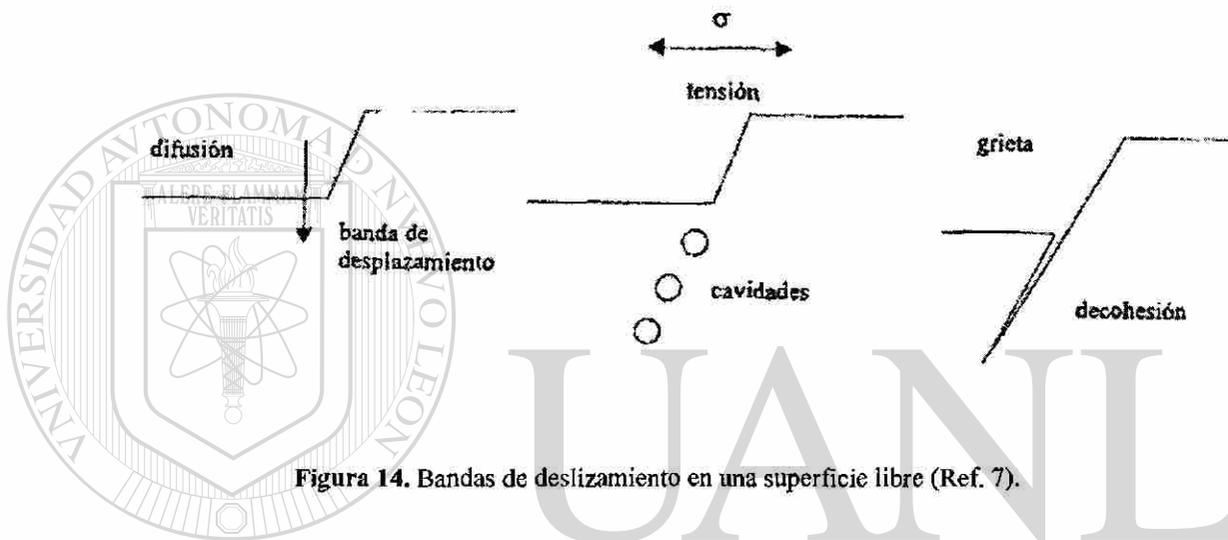


Figura 14. Bandas de deslizamiento en una superficie libre (Ref. 7).

En condiciones muy oxidantes en ambientes secos (alta temperatura), se pueden formar gruesas películas de óxidos frágiles, que al fracturarse bajo tensión originan fisuras, las cuales subsecuentemente origina una grieta.

La característica más notable de las superficies de fractura por fatiga en la Etapa II son las estrías (Fig. 15). Esta formación de estrías es relativamente difícil, aún cuando son las características más distintivas de la fractura por fatiga. En general la superficie de fractura cubierta por estrías rara vez representan más de 30% de la superficie total de la fractura y, considerando que la zona no está cubierta por estas al 100%, su porcentaje es menor.

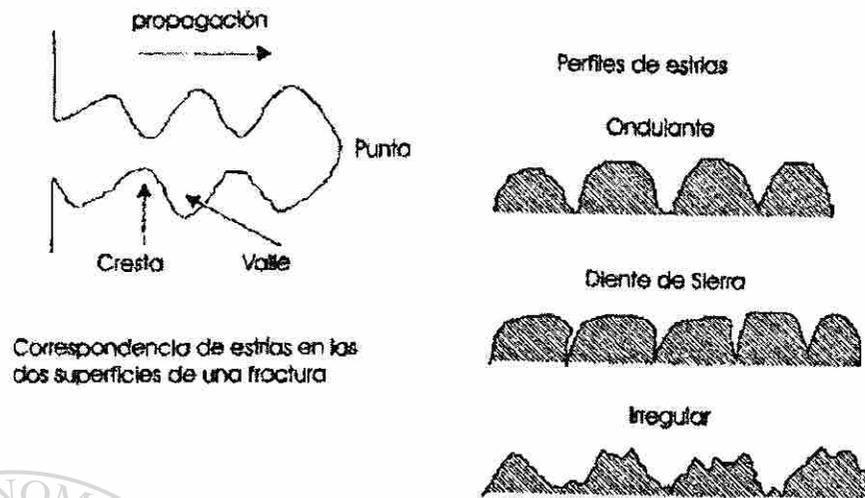


Figura 15. Propagación de estrías (Ref. 7)

En general, el mecanismo de propagación aceptado requiere de una cierta abertura en la punta de la grieta y deformación plástica por deslizamiento de los flancos de la misma. Sin embargo, no es claro si la presencia de un ambiente agresivo introduce una componente de decohesión o clivaje, ni tampoco es claro como la propagación se lleva a cabo en medio inerte o vacío.

3.9 Fatiga en Aluminio

Las disciplinas surgidas del estudio de deformación en fatiga y mecánica de la fractura han reforzado el entendiendo del procesos de fatiga. El estudio de deformación en fatiga bajo ciclos se enfoca a la nucleación y crecimiento de la grieta, mientras los conceptos de mecánicas de fractura se dirigen a la propagación de la grieta hasta existir la fractura final.

Las aleaciones se desarrollan para proporcionar combinaciones que mejoren las propiedades de esfuerzo, resistencia de corrosión, tenacidad a la fractura y resistencia a la fatiga. Se ha demostrado mejoras de fatiga en aluminio, titanio, y aleaciones de acero a través de modificaciones en composición, en la práctica de la fabricación y el proceso.

Los datos de vida S-N también son influenciados fuertemente por muchos otros factores, como configuración del espécimen, ambiente de la prueba, condición de la superficie, tipo de carga, y proporción de deformación.

La deformación en fatiga es algo esencial en la comprensión de la iniciación de la grieta, porque sin deformación plástica localizada en el área de concentración de esfuerzos en una estructura, la fractura no puede ocurrir. A deformaciones plásticas altas, experimentos de fatiga en aleaciones de aluminio ^[23] han mostrado un deslizamiento homogéneo (es decir, distribuye la deformación plástica y evita sitios de concentración de tensión) que prolonga la vida de fatiga.

En general la deformación en fatiga esta basada en la división de la deformación plástica y elástica donde la relación entre esfuerzo-deformación depende de las propiedades de ductilidad del material y también del endurecimiento cíclico o ablandamiento del material.

3.9.1 Microestructura

La deformación plástica se ha reconocido como un parámetro controlando en fatiga al tener una microestructura homogénea que distribuyen la deformación. Cualquier defecto (poros, óxidos o inclusiones) o rasgo microestructural (inclusiones, EDS) que concentre deformación plástica produce una distribución no homogénea de deformación que lleva a acumulación de esfuerzos locales indeseables y deslizamiento grandes a las superficies.

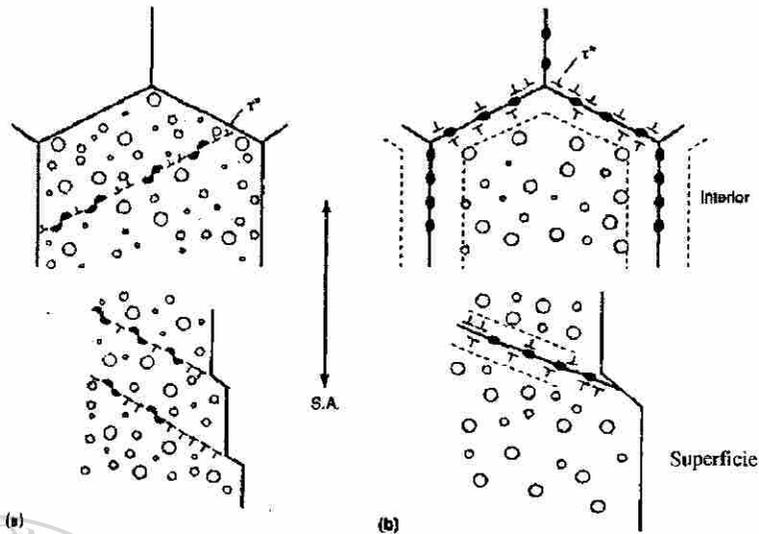


Figura 16. Mecanismos que representan dos rasgos microestructurales que pueden producir localización de deformación: precipitados cortantes (a) y zonas libres de precipitados (b), éstos pueden llevar a una temprana nucleación de grieta y a interacciones del metal/medioambiente.

El efecto de precipitados cortantes y zonas libres de precipitados puede ser reducido por medio de una modificación microestructural, para mejorar la vida en fatiga (vea tabla 7).

Los ambientes agresivos refuerzan las diferencias en la vida en fatiga. Cuando se comparan aleaciones que tienen precipitados cortantes (deformación no homogénea) con aleaciones que tienen precipitados no cortantes (deformación homogénea) el ambiente agresivo tiene poco o ningún efecto en la aleación con precipitados no cortantes.

Tabla 7 Efecto de la modificación microestructural en la resistencia a la fatiga, para aleaciones que contengan precipitados cortantes y zonas libres de precipitados.

Modificación Microestructural	Precipitados cortantes	Zonas libres de precipitados
Envejecimiento	Mejora	No afecta
Estructuras sin recristalizar	Mejora	Mejora
Reducción del tamaño de grano	Mejora	Mejora

Aunque el envejecido homogeneiza el deslizamiento y aumenta la resistencia de nucleación de grieta en una aleación ante la fatiga, normalmente produce una reducción en fuerza estática. Por consiguiente, a veces es benéfico tener una dispersión de

precipitados no cortantes mezclados con precipitados cortantes. Algunas aleaciones comerciales como 2XXX y 7XXX respectivamente tienen adición de precipitados (por ejemplo, el manganeso y cromo en tratamientos de alta-temperatura de homogenización) donde el propósito primario de estos compuestos intermetálicos es para controlar el tamaño de grano y forma, sin embargo, ellos también dispersan el deslizamiento e inhiben la formación de bandas de deslizamiento. Por consiguiente, la deformación plástica en la nucleación de la grieta es temprana debido a las bandas de deslizamiento que se evitan.

Las estructuras sin recrystalizar también promueven la deformación homogénea y reduce la influencia del tipo (cortante o no cortante) de precipitados. La subestructura de la dislocación en las regiones no recrystalizadas y precipitados no cortantes a lo largo de los límites del subgrano reducen las longitudes del deslizamiento y así homogenizan la deformación. Por otro lado, el deslizamiento planar localizado ocurre en los granos recrystalizados, produciendo un efecto del medioambiente y una temprana nucleación de la grieta.

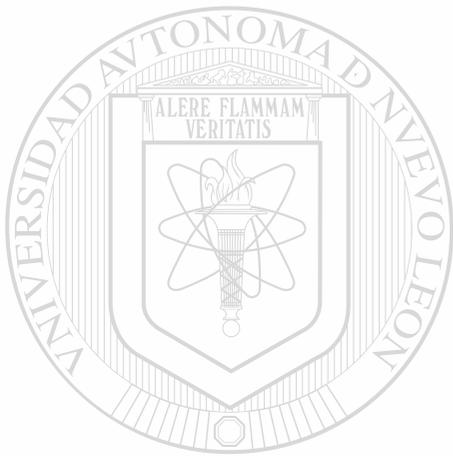
Para las aleaciones con precipitados no cortantes, el grado de recrystalización no tiene efecto en la vida de fatiga, sin tener en cuenta el ambiente.

El tamaño de grano reducido disminuye la longitud del deslizamiento, y así la concentración de esfuerzo, reduciendo el número de dislocaciones (mantiene la cohesión en límites de grano). Una reducción en longitud de deslizamiento también reduce el número de dislocaciones que pueden resultar en una superficie libre.

Una Zona libre de precipitados es más débil que la matriz y puede ser sitio de una deformación preferencial. Esta deformación plástica preferencial lleva a altas concentraciones de esfuerzo en los límites de grano (fig. 16) y a una temprana nucleación de grieta. La magnitud de las concentraciones de esfuerzo será una función de la longitud del límite de grano y de la diferencia en fuerza de la matriz endurecida por precipitación y la zona suave libre de precipitados.

El envejecimiento o adición de intermetálicos no homogeniza la deformación porque la deformación ocurre en una región libre del soluto. La reducción de tamaño de grano es

un método muy eficaz para reducir la nucleación de la grieta debido a la deformación preferencial en las zonas libres de precipitados, esto reduce la distancia del deslizamiento y baja las concentraciones de esfuerzo en el límite de grano. El modo de la fractura puede cambiar igualmente de un intergranular de baja-energía a un modo de transgranular de alta-energía.



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

®

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

CAPITULO 4

PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

4.1 Obtención de Muestras

Para esta investigación fue necesario recolectar 15 monoblocks V8 ^[8], el cual es propio de una aleación Al-Si-Cu (variante de la aleación 319) con un tratamiento térmico T7 (tratamiento en solución seguido por un envejecimiento artificial hasta alcanzar la estabilización) donde el proceso de fabricación de estos componentes es a baja presión en un molde de arena, Fig.17.

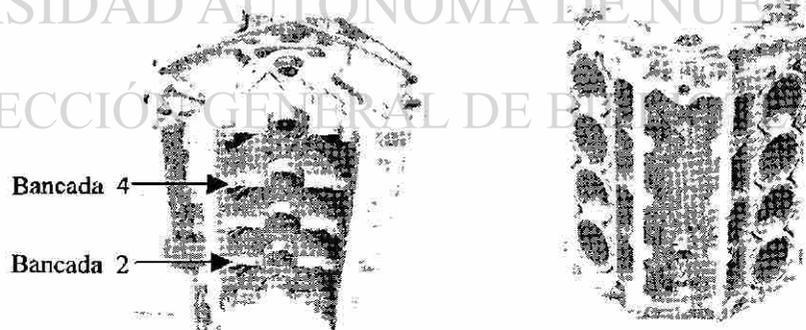


Figura 17. Vistas interior y exterior del monoblock

El estudio fue realizado en las bancadas 2 y 4 del monoblock, donde la bancada 2 fue destinada al estudio en fatiga y la bancada 4 para determinar propiedades mecánicas del material. La elección de estas bancadas es debido a que el perfil de solidificación es similar.

4.2 Pruebas

Una vez cortadas las bancadas del monoblock (fig. 18) se destinó el extremo inferior derecho para la caracterización del material y la parte izquierda de la bancada para el maquinado de probetas, donde en la bancada 2 se efectuó la norma ASTM E 466-96 para probetas de fatiga axial y de la bancada 4 se obtuvieron probetas de tensión según la norma ASTM E-8 y B-557.

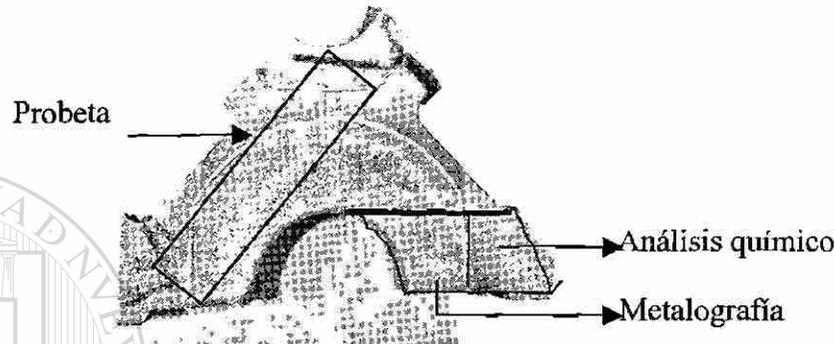


Figura 18. Distribución de la bancada para el estudio del material.

Una vez obtenidas las probetas de tensión (bancada 4) se procedió a someterlas a tensión en una máquina SATEC para así obtener las propiedades mecánicas del material.

Teniendo las propiedades mecánicas del material se determinó a que carga se someterían las probetas de fatiga, donde generalmente la carga a someterse es a un cuarto de la resistencia del material [9,10].

Una vez obtenidas las probetas de fatiga se pulieron con una hoja de carburo de silicio del orden de 2400 para eliminar las líneas de maquinado y se limpió la superficie con un aparato de ultrasonido eliminando la suciedad, lo cual puede generar concentración de esfuerzos y propiciar el inicio de una fractura.

Al tener preparadas las probetas de fatiga y contar con la carga inicial aplicable se procedió a ensayarlas en una máquina servo-hidráulica MTS 810 con los siguientes parámetros: onda senoidal reversible ($R = -1$) a 70 Hz de frecuencia hasta 10^7 ciclos a temperatura ambiente bajo la carga establecida [11]. La técnica utilizada para definir el límite de fatiga según el experimento realizado con el método de escalera fue "Método de Promedio de Datos" [11-12]. El esfuerzo inicial fue de 80 MPa (un cuarto del esfuerzo

de la resistencia a la tensión obtenido de la prueba de tensión) con un incremento o decremento de 5 MPa (aprox, el 2% de la resistencia a la tensión).

El método escalera comienza con el primer espécimen bajo un esfuerzo cercano al límite de fatiga. Los siguientes especímenes son probados secuencialmente incrementando la carga si el espécimen anterior no falló o fracturó, o disminuyendo la carga si éste fracturó.

4.3 Metalografía

La primera superficie analizada para la metalografía del material es la mostrada en la figura 16 (línea más resaltada), la segunda superficie fue a 1 mm de la superficie fracturada y la tercer superficie fue un corte longitudinal de la probeta de fatiga. Dichas superficies fueron montadas en resina epóxica y pulidas por las técnicas convencionales metalográficas hasta acabado espejo (pañó verde con alúmina α de 1 μm y en pañó rojo con sílica coloidal de 0.05 μm)

4.3.1 Medición de porosidad

La fracción de área que ocupan los poros, su longitud y su esfericidad fueron medidos mediante un microscopio óptico integrado a un analizador de imágenes automático *Clemex Vision*™, dicho programa arroja un análisis estadístico.

Las pruebas se realizaron en 98 campos para la superficie 1(bancada), en 6 campos para la superficie 2 (cuello de probeta) y en 20 campos para la superficie 3 (corte longitudinal de la probeta) a una magnificación de 50x.

4.3.2 Espaciamiento Dendrítico Secundario

Se analizaron las mismas superficies de cada espécimen. El EDS se determinó midiendo la longitud total de una serie de brazos y dividiéndola entre el número de éstos, donde para determinar el tiempo de solidificación se divide el EDS obtenido entre diez, elevando dicha división al cubo ^[17, 24] (ecuación de Flemings). Se realizaron 9 mediciones por superficie a una magnificación de 100x en el analizador de imágenes *Clemex Vision*™.

4.3.3 Dureza Vickers

Este análisis se efectuó en un microdurómetro *Clemex CMT* automático. Se realizaron 5 indentaciones a la superficie 1 y 3 indentaciones a las superficies 2 y 3, con un indentador de diamante bajo una carga de 100g en un tiempo de 15 segundos.

$$HV = \frac{1.854 P}{L^2}$$

Donde:

P= carga en Kg.

L= longitud promedio de las diagonales en mm.

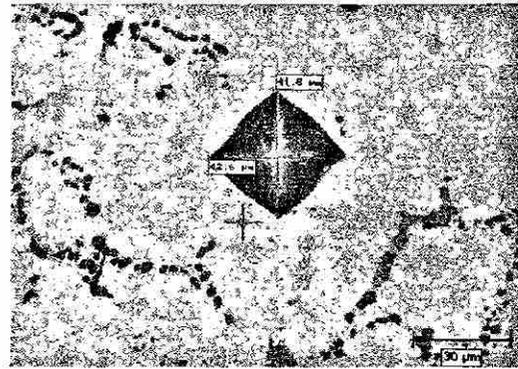
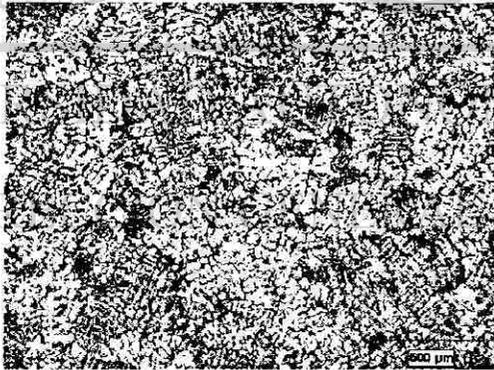


Figura 19. Medición de dureza en el material analizado.

4.3.4 Tamaño de grano



Atacante:

Reactivo para A319 con tratamiento térmico

50 ml de agua

2 g ácido cúprico

Se debe disolver completamente

50 ml de ácido fosfórico

5 ml de ácido fluorhídrico

Duración de exposición: 5 min

Lavar con agua, jabón y alcohol.

Secar con aire caliente

Figura 20. Apreciación del tamaño de grano, visto en microscopio óptico.

El tamaño de grano se evaluó en un estereoscopio Olympus con el analizador de imagen *Clemex Vision* a una magnificación de 10x. La medición se efectuó de acuerdo a la Norma ASTM E-112

4.4 Superficie de Fractura

4.4.1 Medición de porcentaje de área de propagación estable y porcentaje de área fracturada

Dichas mediciones se efectuaron con el uso del estereoscopio Olympus a una magnificación de 15x para tomar la imagen y delimitar las áreas con el programa del analizador de imagen *Clemex Vision* (fig. 21), para posteriormente imprimirla en un papel bond.



Figura 21. Superficie de fractura vista en estereoscopio y trazada por medio del analizador de imagen.

La medición del porcentaje de área se efectuaba propiamente pesando la circunferencia (superficie fracturada) en una pesa OHAUS "Explorer" para después cortar dicha circunferencia y pesar ambas áreas por separado, teniendo así una relación de porcentaje de área (Apéndice E).

4.4.2 Medición de longitud de área de propagación

Se efectuaron 3 mediciones de longitud de propagación estable con el analizador de imagen *Clemex Vision* el cual está integrado al estereoscopio Olympus.

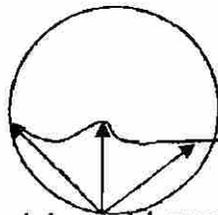


Figura 22. Representación de la medición de longitud de propagación (a_c) sobre la superficie de fractura.

4.4.3 Área de nucleación

Se analizó la superficie de fractura en un microscopio electrónico de barrido captando el punto de nucleación o inicio de la fractura. Dicha área se delimitó en un acetato transparente conjuntamente con su longitud de magnificación. Se estableció un área de acuerdo a la barra de magnificación dibujando dentro de ésta la delimitación del punto de nucleación. La medición del área de nucleación se realizó en una pesa OHAUS "Explorer", pesando por separado el área cuadrada y el área de nucleación. En el área de nucleación se efectuó un análisis puntual para determinar si el inicio de la falla fue un poro o un intermetálico.

4.5 Análisis Químico

La porción de la bancada destinada a análisis químico fue pulida en seco hasta la hoja de carburo de silicio del orden de 350, para eliminar cualquier elemento que no es propio del material. La composición química de cada espécimen se obtuvo mediante un espectrómetro obteniendo como resultados la tabla 8

Tabla 8 Composición Química del material analizado

Si	Cu	Fe	Mn	Mg	Zn	Ti	Cr	Sn	Ni
7.29	3.17	0.60	0.42	0.27	0.46	0.18	0.032	0.006	0.033

CAPITULO 5

RESULTADOS Y DISCUSIÓN

5.1 Caracterización del Material

5.1.1 Espaciamiento Dendrítico Secundario

Los valores obtenidos de EDS en el material analizado fueron de $21.9 \pm 1.6 \mu\text{m}$, con un tiempo de solidificación de $10.7 \pm 2.4 \text{ seg}$ [17, 24]. Los resultados de EDS y tiempo de solidificación se encuentran registrados en el Apéndice A.

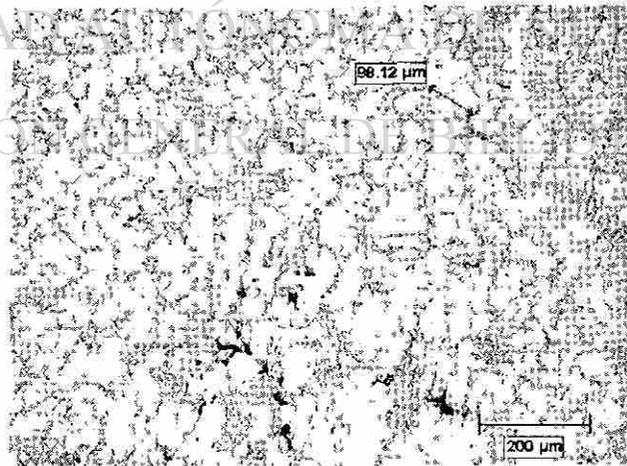


Figura 23. Medición del EDS en el material analizado.

El EDS disminuye al reducirse el tiempo de solidificación, donde al tener EDS pequeños se mejora significativamente la ductilidad e incrementa la resistencia última a

la tensión. Con EDS pequeños se tiene un incremento en la homogeneidad de la estructura, por lo que esta presenta una mejor respuesta al tratamiento térmico [21, 22]. Como se puede observar en la figura 23 la porosidad que se encuentra en las muestras es del tipo interdendrítico causado por el gas existente en la fundición, debido a que EDS pequeños, no se tienen microrechupes.

5.1.2 Dureza Vickers

El valor de dureza encontrado para éste material es de 110 ± 6.0 HV. Los correspondientes valores de cada superficie se encuentran en el Apéndice B.

5.1.3 Tamaño de grano

El material presenta en su mayoría un valor de tamaño de grano de 386 ± 45 μm , el cual de acuerdo a la Norma ASTM E-112 (Apéndice I) es del tipo fino. En la tabla 9 se muestran los tamaños de granos registrados en las muestras analizadas.

Tabla 9. Medición del Tamaño de Grano

Análisis del Material	
Bancada	Distancia entre granos (μm)
3	481
4	388
5	421
6	408
7	318
8	336
9	433
10	408
11	364
12	366
13	330
14	377
15	392

Este tipo de tamaño de grano mejora la mayoría de las propiedades mecánicas y características de acabado de superficie, proporciona homogeneidad que produce menos segregación y una mejor respuesta para el tratamiento térmico. Una estructura más

homogénea tiene defectos, como porosidad e intermetálicos mas uniformemente distribuidos y, por consiguiente, menos dañinos.

5.2 Pruebas Realizadas

5.2.1 Ensayo de tensión

Las propiedades mecánicas obtenidas en el material a partir de ensayos de tensión se presentan en la tabla 10.

Tabla 10 Propiedades mecánicas del material analizado

Carga Máxima N	Carga Fluencia N	Esfuerzo de Fluencia MPa	Esfuerzo Maximo MPa	Elongación %
9807 ± 402	7846 ± 314	260 ± 10	300 ± 13	2.4 ± 0.50

5.2.2 Ensayo de Fatiga

La tabla 11 muestra los valores de la prueba de escalera efectuada al material analizado, donde la probeta tiene un diámetro de 6 mm y un área de 28.27 mm². Al resistir la probeta el esfuerzo aplicado en los ciclos determinados, la siguiente probeta será sometida a un incremento de 5 MPa en esfuerzo y en donde al ocurrir lo contrario se decrementará 5 MPa en esfuerzo (prueba de escalera).

Tabla 11 Escalera para Probetas de fatiga.

Probeta	Esfuerzo (MPa)	Ciclos ($\max 1 \cdot 10^7$)
1	80	10,000,000
2	90	10,000,000
3	100	821,265
4	95	10,000,000
5	100	10,000,000
6	105	10,000,000
7	110	396,424
8	105	529,602
9	100	10,000,000
10	105	1,152,602
11	100	10,000,000
12	105	10,000,000
13	110	468,808
14	105	653,029
15	100	1,802,614

En la figura 24 se observa el comportamiento de escalera efectuado en el ensayo de fatiga al material donde se aprecia que el esfuerzo en fatiga aplicado para la fractura del material oscila entre los 100 a 110 MPa.

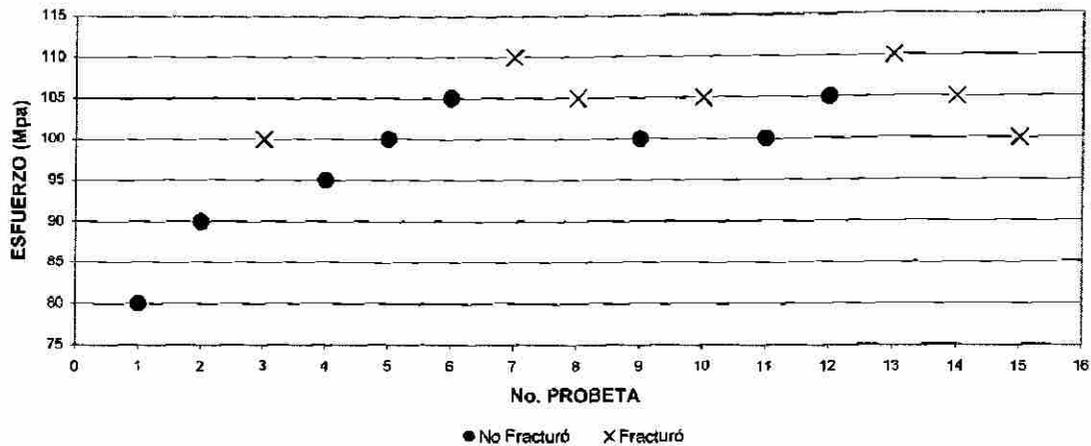


Figura 24. Prueba de escalera para el estudio de fatiga del material analizado.

La figura 25 muestra la vida del material ante los diferentes esfuerzos aplicados. En la gráfica se puede determinar que la fractura en el material analizado siempre fue inferior a los de dos millones de ciclos, por lo que es factible establecer este número como el límite para evaluar la resistencia a la fatiga en este material.

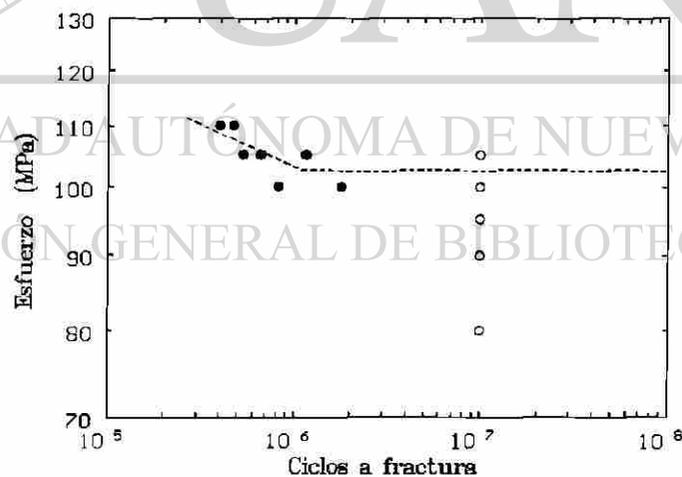


Figura 25. Curva de vida S-N para el material analizado, donde los círculos rellenos representan las probetas fracturadas y los círculos vacíos son las probetas no fracturadas.

La línea punteada en la figura 25 representa el límite de fatiga encontrado en este estudio de acuerdo al "Método de Promedio de Datos" [11-12], que resulta ser de 102.5 ± 4.9 MPa. Dichos cálculos son presentados en el Apéndice C.

5.3 Efecto de la Porosidad en la Vida en Fatiga

La porosidad medida en este material es causada por la presencia de gas, produciendo cavidades casi esféricas, las cuales son debidas a la presencia del hidrógeno en el aluminio fundido. Ver Apéndice D. La medición de porosidad en la superficie 1 se efectuó para determinar el efecto que ésta tiene al ser sometido el material a fatiga, observando esto en la figura 26.

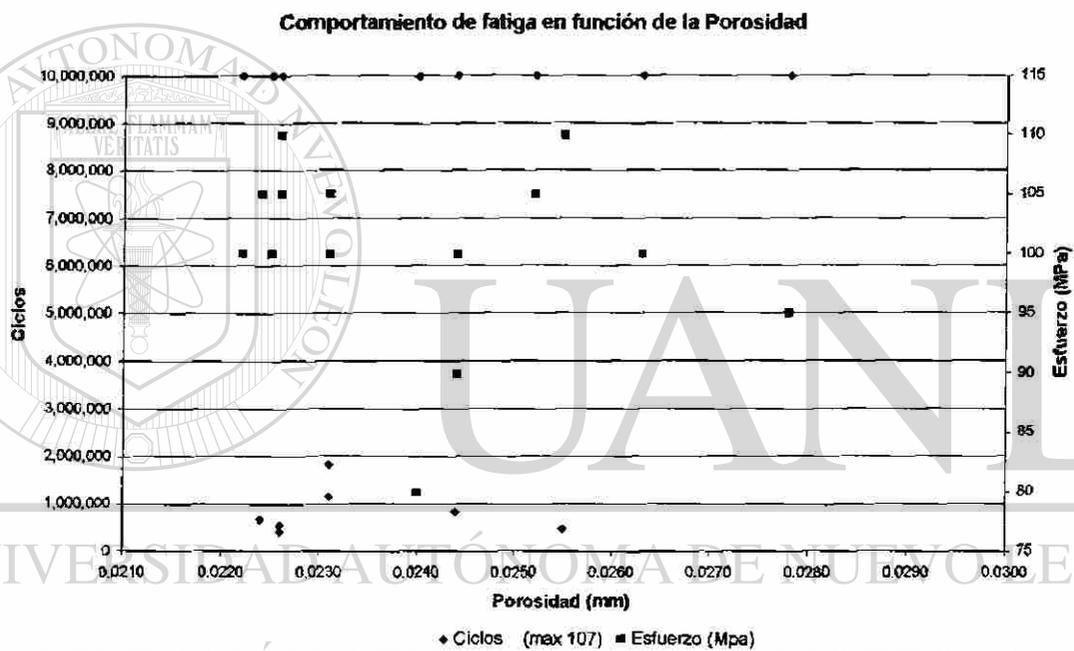


Figura 26. Grafica de Ciclos soportados por una probeta bajo un esfuerzo constante en función de la longitud promedio de porosidad.

Al analizar la figura 26, se puede observar que la longitud promedio de porosidad se encuentra en una misma población, lo que nos lleva a determinar cual es la longitud del defecto que propició la fractura, el cual fue medido en un microscopio electrónico de barrido (para obtener un valor más acertado, las probetas que no fracturaron se sometieron a un incremento del 10% en carga y ciclos hasta la fractura ^[15], estas probetas son identificadas con un asterisco en la tabla 12).

Tabla 12 Longitud del defecto que propició la fractura en el material analizado

Probeta	Esfuerzo (MPa)	Ciclos	Longitud (μm)	Defecto
3	100	821,265	83	Poros
6*	115	432,708	178	Precipitado (Al-Cu)
7	110	396,424	198	Poros
8	105	529,602	292	Poros
9*	110	731,891	173	Precipitado (Al-Fe-Mg)
10	105	1,152,602	148	Poros
12*	115	688,710	149	Poros
13	110	468,808	151	Contracción
14	105	653,029	157	Poros
15	100	1,802,614	184	Poros

Al analizar la figura 26 se puede observar que el intervalo de longitud promedio de porosidad está entre 22.2 a 27.8 μm . Si se comparan la figura 26 y la tabla 12 se puede decir que el tamaño del defecto en la superficie de la fractura es un factor importante en la resistencia del material ante la fatiga, ya que ante un mismo esfuerzo el material soportó diferentes cantidades de ciclos. Lo anterior puede ser debido a que una pequeña longitud de poro puede propagarse a velocidades significativamente rápidas y ocasionar la fractura. Es decir entre menor sea el poro el material soportará mayor cantidad de ciclos y, por lo tanto, su área de propagación será mayor, esto se puede apreciar en la figura 27.

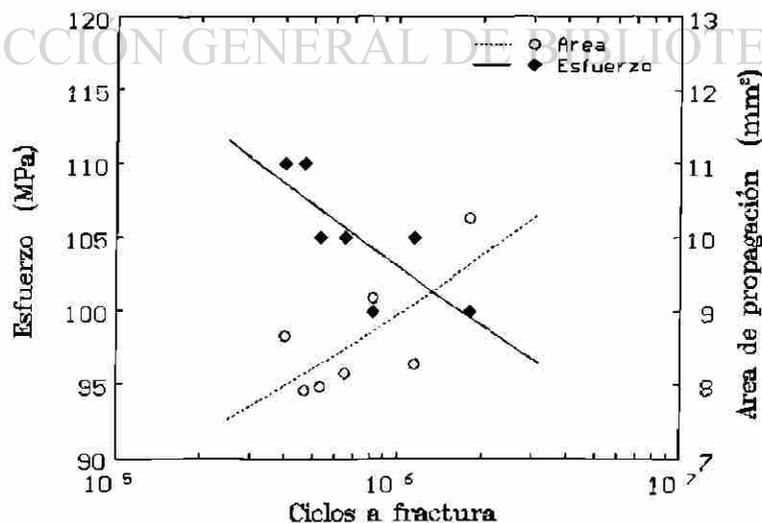


Figura 27. Relación del área de propagación y el esfuerzo en función de los ciclos de fractura.

La figura 27 relaciona el esfuerzo y el área de propagación en función del número de ciclos, la cual indica que a mayor esfuerzo el área de propagación es menor, debido a la tenacidad que presenta el material. Ver Apéndice E.

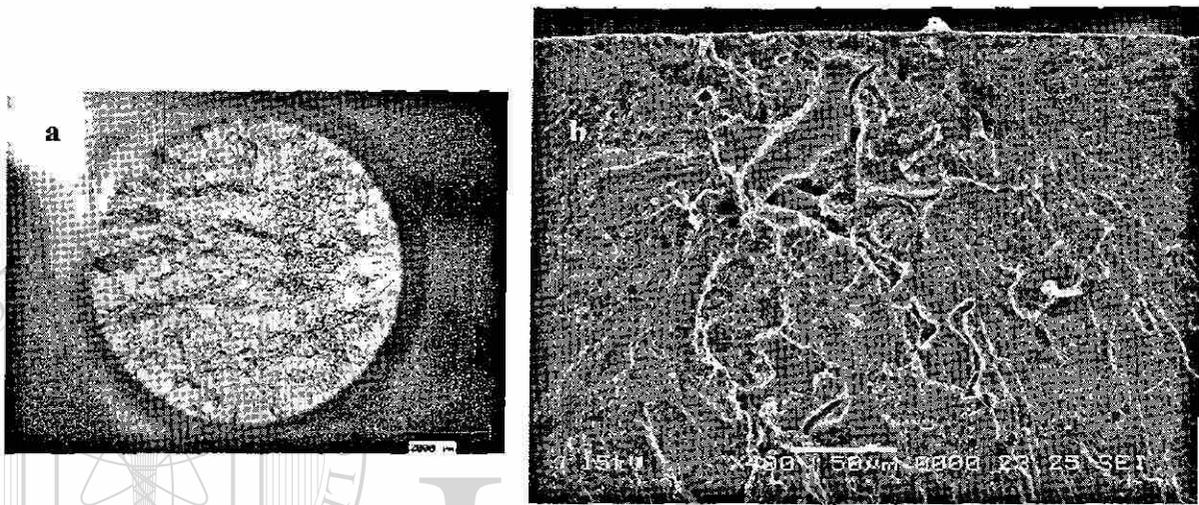


Figura 28. Superficie fracturada (a) vista en el estereoscopio, defecto que originó la fractura (b) visto en un microscopio electrónico de barrido.

5.3.1 Tenacidad

La medición de longitud de área de propagación se efectuó para determinar el valor crítico del factor intensidad de esfuerzo (K_{IC}) en el último punto de grieta necesario para producir una falla catastrófica bajo una carga en tensión ^[14]:

$$K_{IC} = 1.12 * 3\sigma_{max} \sqrt{\pi a_c} \quad (7)$$

donde σ_{max} representa el esfuerzo al que fue sometida la probeta, el factor 3 es el factor de concentración de esfuerzos en tensión y a_c es la longitud medida del área de propagación. Para obtener un valor más acertado, las probetas que no fracturaron se sometieron a un incremento del 10% en carga y ciclos hasta la fractura ^[15]. Ver Apéndice F. El valor obtenido de factor intensidad de esfuerzo para este material fue de

$32 \pm 5 \text{ MPa } \sqrt{m}$, donde para aleaciones de aluminio (alta resistencia-baja resistencia) esta reportado un valor de 23-45 MPa \sqrt{m} [10].

El análisis del sitio de nucleación de la grieta de fatiga se llevó a cabo para determinar el inicio de la propagación de la fractura. Según Mayer [16], al determinar el área del defecto interno que concentra los esfuerzos que ocasionan la propagación y al saber su localización, se puede determinar la amplitud crítica de esfuerzo (σ_{Cr}) que el material puede soportar sin fracturarse. Dicho análisis se encuentra en el Apéndice G.

La amplitud crítica de esfuerzo se usa para correlacionar el tamaño del defecto (área de defecto) que generó la propagación de la fractura y su localización en el espécimen dando una cierto factor de concentración inicial (tenacidad a la grieta):

$$\sigma_{Cr} = \frac{K_{Cr}}{\alpha \sqrt{\pi} \sqrt{A_d}} \quad (8)$$

donde A_d representa el área del defecto.

Para determinar el valor crítico de amplitud del factor de intensidad de esfuerzo (K_{Cr}) es necesario calcular las amplitudes que experimentaron las probetas fracturadas y no fracturadas K_{max} , suponiendo que esto fue debido a un defecto interno:

$$K_{max} = \sigma_{max} * \alpha * \sqrt{\pi} \sqrt{A_d} \quad (9)$$

donde σ_{max} es el esfuerzo aplicado, α es un parámetro que puede tener un valor de 0.65 para defectos sobre la superficie y de 0.5 para defectos internos (donde la distancia del defecto hacia la superficie es mayor o igual que el diámetro del mismo). Para evaluar el área de defecto se utilizó el microscopio electrónico de barrido (las imágenes se encuentran en el Apéndice H).

En la figura 29 se grafica el factor de intensidad de esfuerzos calculado con la ecuación (9) para los especímenes que fracturaron (x) y los que no lo hicieron (°) durante su ensayo en fatiga.

Amplitud del factor de intensidad de esfuerzos

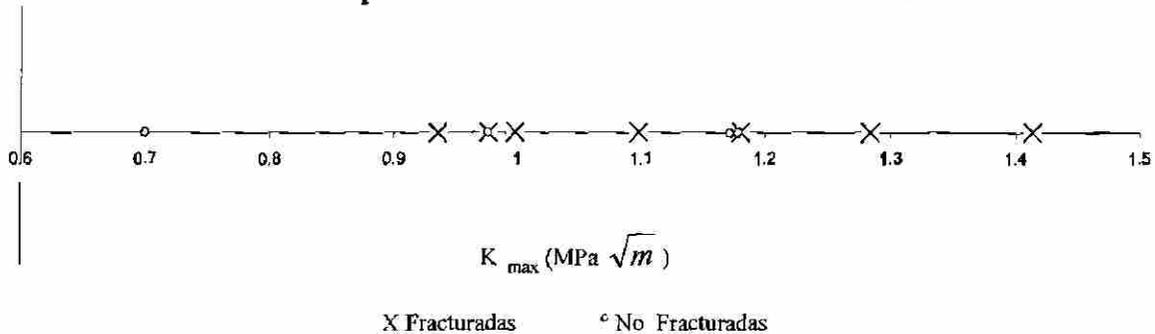


Figura 29. Grafica del factor de amplitud de intensidad de esfuerzos para el material estudiado.

El límite inferior de K_{\max} representa la amplitud en la cual el espécimen no experimentará fractura, del mismo modo que el límite superior será la mínima amplitud de intensidad-esfuerzo requerida para propiciar una fractura; el valor de K_{Cr} es donde ocurra el traslape de K_{\max} fracturadas y no fracturadas que en este caso tiene un valor de $0.976 \text{ MPa} \sqrt{m}$, dicho valor sustituido en la ecuación (8) para cada probeta, arroja un valor de amplitud crítica de esfuerzo de $101 \pm 22 \text{ MPa}$, el cual es un valor muy aproximado al límite de fatiga determinado, dado que a este valor no ocurre fractura.

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

5.4 Predicción de Vida en Fatiga

Según Michael J. Caton ^[13] la vida en fatiga se puede predecir a partir de las propiedades del material, las cuales dependen del tiempo de solidificación. Al utilizar el modelo de pequeñas grietas en fatiga, se debe determinar cual es la longitud del poro que puede arrojar una predicción de la vida en fatiga. Debido a lo anterior se analizó la superficie 1, 2 (transversal) y 3 (longitudinal) para tener una distribución de porosidad sobre la probeta ensayada.

Dicho análisis arrojó como resultados:

Longitud máxima promedio: $170 \pm 310 \mu\text{m}$, con un máximo de $1767.3 \mu\text{m}$.

Longitud promedio: $25.5 \pm 4.20 \mu\text{m}$,

Longitud mínima promedio: $13.4 \pm 2.10 \mu\text{m}$, con un mínimo de $5.4 \mu\text{m}$.

Se calcularon los valores de vida en fatiga (N_p) ^[13] de acuerdo al comportamiento de la vida en fatiga de este estudio (fig. 25). Se utilizaron los valores para una longitud máxima (1.7673 mm), para longitud promedio (0.0255 mm) y para longitud mínima (0.0054 mm), tal y como se puede observar en la figura 30.

Dichos valores fueron aplicados al modelo de grietas pequeñas en fatiga ^[13]:

$$N_p = \frac{1}{DQ^t} \frac{a_f^{-t+1} - a_i^{-t+1}}{-t+1} \quad (10)$$

donde $a_i = 0.0255\text{mm}$, 1.7673 mm , 0.0054 mm y a_f es el tamaño crítico para la fractura catastrófica que se toma igual a 3 mm . Q representa las propiedades del material, que en este caso es una estructura fina debido al tiempo de solidificación reportado lo cual proporciona una alta vida en fatiga.

$$Q = \left(\varepsilon_{\max} \frac{\sigma_a}{\sigma_y} \right)^s \quad (11)$$

ε_{\max} es la deformación máxima que experimenta el material al soportar la carga del límite de fatiga calculado ($\sigma_a = 102.5\text{ MPa}$), σ_y representa el esfuerzo de fluencia reportado en las propiedades mecánicas del material (Tabla 10) y los valores de los

coeficientes $D = 7.1 \times 10^5$, $s = 2.5$ y $t = 1.25$ se toman de la Ref. 13.

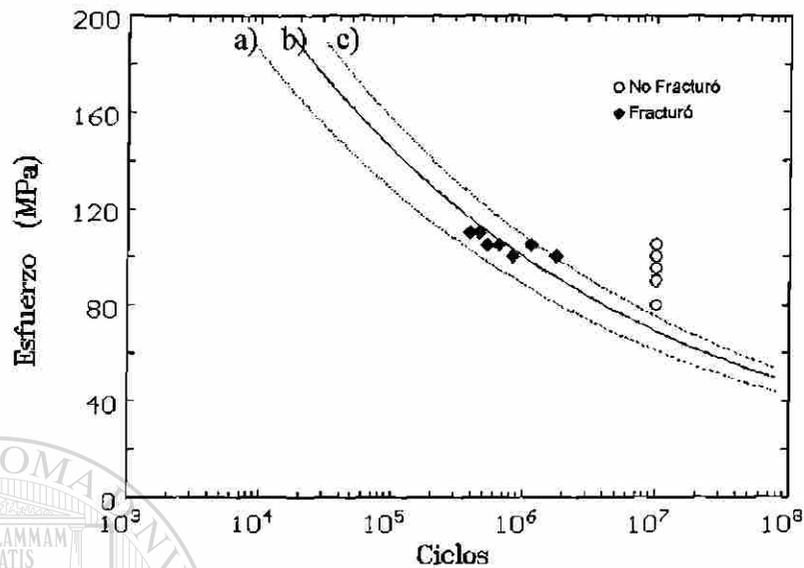


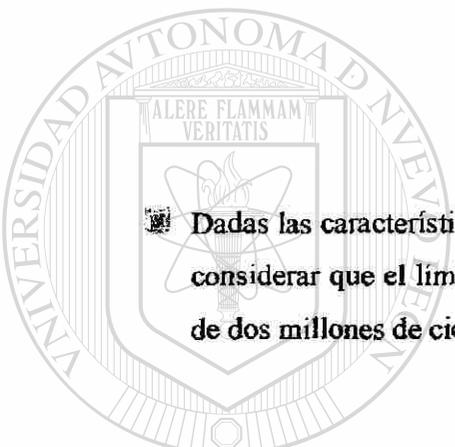
Figura 30. Predicción de vida en fatiga usando el modelo de grietas pequeñas en fatiga ^[13], donde a) representa la longitud mínima del poro, b) es la longitud promedio del poro y c) es la longitud máxima del poro.

Los resultados de la figura 30 indican que el material estudiado sigue el comportamiento predicho por la Ec. (10). Lo que indica que si el valor de las propiedades mecánicas mejora, el valor de Q de la Ec. (11) se reduce, lo que incrementa el valor de vida en fatiga (N_p), de igual forma si el tamaño de poro incrementa, el valor de vida en fatiga disminuye.

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

CAPITULO 6

CONCLUSIONES



☐ Dadas las características del material (EDS, Dureza, Tamaño de Grano) se puede considerar que el límite para evaluar la resistencia a la fatiga en este material es de dos millones de ciclos bajo una frecuencia de 70 Hz.

☐ El límite de fatiga encontrado en el estudio del material es de 102.5 ± 4.9 MPa.

☐ El área de propagación está influenciada por el área del defecto en que se origina la grieta, ya que a mayor área de defecto la cantidad de ciclos soportada es menor, generando un área de propagación menor cuando el material se encuentra bajo un mismo esfuerzo.

☐ A medida que disminuye el esfuerzo aplicado al material el área de propagación incrementa, esto debido a la tenacidad del mismo.

- El valor crítico del factor de intensidad de esfuerzo necesario para producir una falla catastrófica fue de $32 \pm 5 \text{ MPa } \sqrt{m}$.
- Si se supone que la fractura del material se debió a un defecto interno donde su área varía de 0.0127 a 0.0227 mm^2 y su localización es cercana a la superficie, se determina que el límite de vida en fatiga del material de $101 \pm 22 \text{ MPa}$.
- La vida en fatiga se puede predecir a partir de la porosidad del material estudiado y de sus propiedades mecánicas.



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS



RECOMENDACIONES

Se recomienda desarrollar la metodología empleada en otras condiciones de material para determinar sus propiedades en fatiga, tales como, diferentes tiempos de solidificación y tratamientos térmicos.

El material se debe someter a amplitudes de ciclo de carga de tensión-tensión ($0 < R < 1$), compresión-compresión ($R > 1$), tensión-compresión ($R < 0$).

Se recomienda efectuar el ensayo de fatiga bajo las condiciones reales de temperatura de trabajo.

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS

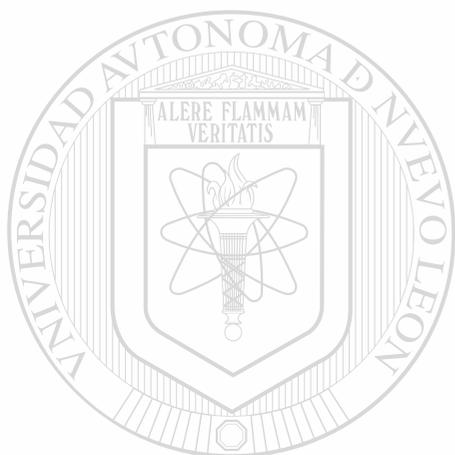
1. ASM Handbook. "Properties and Selection: Non Ferrous Alloys and Special-Purpose Materials". Vol. 2, Formerly Tenth Edition, 3-178.
2. Frank King. "Aluminium and its Alloys", 1992 . LIMUSA.
3. John Campbell. "Castings", 2003. Butterworth Heinemann
4. Wabash Alloys L. L. C. "Aluminum Alloy Data Book"
5. Rocío López Gómez. "Relación del Espaciamiento Dendrítico Secundario y Tiempos de Solidificación en una Aleación de Aluminio 319" Tesis de Ingeniería. Instituto Tecnológico de Saltillo, Junio del 2003
6. George E. Totten, D. Scott Mackenzie. "Handbook of Aluminum". Vol. 1, 2003, 591-638.
7. Jorge Luis González Velázquez, "Metalurgia Mecánica", 1999. LIMUSA, 182-220.
8. ASM Handbook " Mechanical Testing". Vol 8, Formerly Ninth Edition, 1992, 697 (Table 1)
9. James H. Feiger, Nemak-ALFA Group. "Fatigue Testing of a Cast Aluminum Alloy Used in the Automotive Industry" 2000.
10. James F. Shackelford. "Ciencia de Materiales para Ingenieros", Tercera Edición, 355-363.
11. Specification and Verification of Tensile and Fatigue Properties in Cast Components GMN7152 (Appendix C: Procedure for staircase testing for fatigue strength), 2001.
12. ASM Handbook " Mechanical Testing". Vol 8, Formerly Ninth Edition, 1992,703-704
13. Michael J. Caton, J. Weyne Jones, and John E. Allison. "Use of small Fatigue Crack Growth analysis in Predicting the S-N Response of Cast Aluminum Alloys", 1999

14. R. J. Sanford. "Principles of Fracture Mechanics", 2003. 95, 282-316.
15. Specification and Verification of Tensile and Fatigue Properties in Cast Components GMN7152 (Appendix D: Procedure for overstress probe testing for fatigue strength), 2001.
16. H. Mayer, M. Papakyriacou., B. Zettl, S.E. Stanzi-Tschegg. "Influence of porosity on the fatigue limit of die casting magnesium and aluminum alloy", 2002.
17. Hugo Guajardo "Reportes internos" NEMAK.
18. Walpole, Ronald E. "Probabilidad y Estadística para Ingenieros", 6ta edición, 1999, 242-247, 681-682.
19. ASM Internacional. "Fatigue Data Book: Light Structural Alloys", 1995, 112-113.
20. ASM Handbook, "Metallography and Microstructures", Vol 9, Formerly Ninth Edition 123-134.
21. Maria Angélica Alvarado Ramírez. "Relación entre Microestructura y Propiedades Mecánicas en piezas Vaciadas de Aluminio", Tesis de Maestría, Universidad Autónoma de Nuevo León, Junio 1999.
22. Marco Antonio Reyna Rosales, "Relación entre el nivel de gas, DAS y microporosidad para una aleación de Aluminio tipo A319", Tesis de Ingeniería, Instituto Tecnológico de Saltillo, Departamento Metal-Mecánica, Junio 1999.
23. ASM Handbook. " Fatigue and Fracture" . Vol. 19, Second Edition, 1997. 785-821.
24. Donald R. Askeland. "Ciencia e Ingeniería de los Materiales", 1987, Grupo Editorial Iberoamérica. 157-164.
25. Wang, P.N. Crepeau, D. Gloria and S. Valtierra. "Improvement of Fatigue Strength in Aluminium Castings". Q.G. International Aluminum Casting Technology Symposium, 2002.
26. John Gruzleski. "Microstructures and Thermal Analysis of Strontium-Treated Aluminum-Silicon Alloys". AFS, 1995

LISTA DE FIGURAS

Figura 1. Solubilidad de hidrógeno en aluminio a una atmósfera.	10
Figura 2. Resistencia tensil en función del contenido de gas en una aleación de aluminio A356.	11
Figura 3. Avance del sólido en la interfase; (a) gradiente normal de temperatura; (b) gradiente de temperatura invertido en el líquido.	13
Figura 4. Diagrama de equilibrio de fases del aluminio-silicio que muestra Composiciones típicas de algunas aleaciones.	14
Figura 5. Propiedades Mecánicas en una aleación C355-T6 en función del EDS.	15
Figura 6. Variación de grano observada en vaciadas.	16
Figura 7. Microestructura de la aleación eutéctica Al-Si, enfriada lentamente(a),rápidamente (b).	17
Figura 8. Diagrama de flujo de operaciones básicas en el vaciado en molde de arena.	21
Figura 9. Diagrama esquemático del proceso de baja presión.	23
Figura 10. Curvas esfuerzo-deformación obtenidas en compresión de muestras de una aleación 319 T4 solubilizada a tres temperaturas diferentes.	27
Figura 11. Esquema típico de una fractura por fatiga	32
Figura 12. Ciclo de carga.	34
Figura 13. Mecanismos de fatiga.	37
Figura 14. Bandas de deslizamiento en una superficie libre.	38
Figura 15. Propagación de estrías	39
Figura 16. Mecanismos que representan dos rasgos microestructurales que pueden Producir localización de deformación: precipitados cortantes (a) y zonas libres de precipitados (b), éstos pueden llevar a una temprana nucleación de grieta y a interacciones del metal/medioambiente.	41
Figura 17. Vistas interior y exterior del monoblock.	44
Figura 18. Distribución de la bancada para el estudio del material.	45
Figura 19. Medición de dureza en el material analizado.	47
Figura 20. Apreciación del tamaño de grano, visto en microscopio óptico.	47
Figura 21. Superficie de fractura vista en estereoscopio y trazada por medio de un analizador de imagen.	48
Figura 22. Representación de la medición de longitud de propagación (a_c) sobre la superficie de fractura.	48
Figura 23. Medición del EDS en el material analizado.	50
Figura 24. Prueba de escalera para el estudio de fatiga del material analizado.	54
Figura 25. Curva de vida S-N para el material analizado, donde los círculos rellenos representan las probetas fracturadas y los círculos vacíos son las probetas no fracturadas.	54

Figura 26. Grafica de Ciclos soportados por una probeta bajo un esfuerzo constante en función de la longitud promedio de porosidad.	55
Figura 27. Relación del área de propagación y el esfuerzo en función de los ciclos de fractura.	56
Figura 28. Superficie fracturada (a) vista en el estereoscopio, defecto que originó la fractura (b), visto en un microscopio electrónico de barrido.	57
Figura 29. Grafica del factor de amplitud de intensidad de esfuerzos para el material estudiado.	59
Figura 30. Predicción de vida en fatiga usando el modelo de gritas pequeñas en fatiga, donde a) representa la longitud mínima del poro, b) es la longitud promedio del poro y c) es la longitud máxima del poro.	61



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS



LISTA DE TABLAS

Tabla 1	Solubilidad de hidrógeno en aluminio y sus aleaciones a los 750°C.	10
Tabla 2	Modificación por adición de sodio, incrementando la temperatura de la aleación Al-Si.	18
Tabla 3	Fases intermetálicas en las aleaciones Al-Si.	20
Tabla 4	Clasificación de procesos de fundición basado en el tipo de molde.	20
Tabla 5	Parámetros de operación para inyección a baja y alta presión.	25
Tabla 6	Solución sólida de algunos elementos con el Aluminio.	26
Tabla 7	Efecto de la modificación microestructural en la resistencia a la fatiga, para aleaciones que contengan precipitados cortantes y zonas libres de precipitados.	41
Tabla 8	Composición Química del material analizado.	49
Tabla 9.	Medición del Tamaño de Grano.	51
Tabla 10	Propiedades mecánicas del material analizado.	52
Tabla 11	Escalera para Probetas de fatiga.	53
Tabla 12	Longitud del defecto que propició la fractura en el material analizado.	56
Tabla 13.	Cálculos para datos del método escalera.	72

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS



APÉNDICE A

ESPACIAMIENTO DENDRÍTICO SECUNDARIO (EDS)

Superficie 1			Superficie 2		
Bancada	EDS (µm)	Tiempo de Solidificación (s)	Probeta	EDS (µm)	Tiempo de Solidificación (s)
1	20.95	9.30	C3	22.06	10.76
2	20.11	8.26	C5	23.66	13.27
3	20.76	9.00	C6	24.47	14.65
4	20.25	8.30	C7	23.24	12.61
5	19.72	7.68	C8	23.45	12.98
6	19.97	8.09	C9	20.66	8.83
7	21.18	9.53	C10	23.98	13.80
8	22.14	10.85	C12	22.18	11.14
9	19.04	6.93	C13	22.49	11.41
10	22.35	11.21	C14	23.63	13.21
11	19.93	7.95	C15	23.10	12.41
12	21.22	9.60			
13	20.95	9.23			
14	20.99	9.34			
15	20.24	8.34			

Superficie 3		
Corte Longitudinal	EDS (µm)	Tiempo de Solidificación (s)
Per 11	24.41	14.64
Per 13	24.40	14.71
Per 15	22.46	12.15

APÉNDICE B

DUREZA VICKERS

Superficie 1	
Bancada	HV
1	109.8
2	112.6
3	101.2
4	116.3
5	109.8
6	112.0
7	119.3
8	110.9
9	111.9
10	118.4
11	109.8
12	116.9
13	116.0
14	117.9
15	116.2

Superficie 2	
Probeta	HV
C3	99.2
C5	111.9
C6	108.1
C7	109.0
C8	107.7
C9	115.5
C10	105.0
C12	111.4
C13	103.0
C14	107.0
C15	105.3

Superficie 3	
Corte	HV
Per.11	105.0
Per.13	102.0
Per.15	107.7

APÉNDICE C

MÉTODO DE PROMEDIO DE DATOS

Especificación y Verificación de Propiedades de fatiga en Componentes Vaciados GMN7152 (Apéndice C) ^[11]

Objetivo: Análisis de resultados del método de escalera.

Condiciones: Máquina servo-hidráulica MTS 810

Frecuencia de prueba: 70 Hz.

Especímenes: Probetas de fatiga (ASTM 466)

Utilizar carga completamente reversible ($R=-1$), en forma de onda senoidal para la especificación de control de carga.

Cálculo: Obtención de la resistencia promedio de fatiga, desviación estándar de la resistencia de fatiga y factor de convergencia de probetas que fracturaron.

Tabla 13. Cálculos para datos del método escalera según figura 24.

Esfuerzo (Mpa)	i	N_i	$i N_i$	$i^2 N_i$
110	2	2	4	8
105	1	3	3	3
100	0	2	0	0
Probetas Fracturadas		$n=7$	$\sum i N_i = 7$	$\sum i^2 N_i = 7$

$$\text{Resistencia promedio de fatiga} = S_0 + d \left(\frac{\sum iN_i}{n} - b \right)$$

$$\text{Desviación estándar de la resistencia de fatiga} = 1.62 * d(C + 0.029)$$

$$\text{Factor de convergencia } C = \frac{n * \sum i^2 N_i - (\sum iN_i)^2}{n^2}$$

$C \geq 0.30$ para la validación de la desviación estándar

Donde: S_0 = Menor nivel de esfuerzo.

d = Tamaño de paso.

N_i = Número de probetas fracturadas de cada nivel de esfuerzo i .

i = 0 para el nivel de esfuerzo más bajo, 1 para el siguiente nivel, etc.

n = Número total de probetas fracturadas.

b = -1/2 para probetas fracturadas.

C = Factor de convergencia.

Resultados:

$$\text{Resistencia promedio de fatiga} = 100 + 5(7/7 - 1/2) = 102.50 \text{ MPa}$$

$$\text{Factor de convergencia} = (7 * 11 - (7)^2) / 49 = 0.57 \quad (\text{oK})$$

$$\text{Desviación estándar de la resistencia de fatiga} = 1.62 * 5(.57 + 0.029) = 4.9 \text{ MPa}$$

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

APÉNDICE D

POROSIDAD POR SUPERFICIES

Superficie 1 (Bancada)				
Número de bancada	Área %	Longitud promedio (μm)	Longitud máxima (μm)	Longitud mínima (μm)
1	0.039	24.0	69.5	14.4
2	0.047	24.4	90.6	14.4
3	0.032	24.4	77.9	14.4
4	0.050	27.8	1767.3	14.4
5	0.020	26.3	154.5	11.4
6	0.017	22.6	146.2	14.4
7	0.017	22.6	75.9	14.4
8	0.064	22.6	150.8	11.4
9	0.024	22.2	73.6	11.3
10	0.027	23.1	94.5	11.3
11	0.110	22.5	68.1	10.8
12	0.011	25.2	106.2	14.4
13	0.082	25.5	251.8	14.4
14	0.038	22.4	103.9	10.9
15	0.012	23.1	122.8	14.4

Superficie 2 (Cuello)				
Número de bancada	Área %	Longitud promedio (μm)	Longitud máxima (μm)	Longitud mínima (μm)
C3	0.087	25.7	70.5	14.4
C5	0.134	29.5	119.2	14.9
C6	0.155	25.3	80.4	14.4
C7	0.073	26.8	82.2	14.9
C8	0.019	31.1	65.5	14.5
C9	0.144	23.2	68.7	14.4
C10	0.295	31.8	114.4	14.4
C12	0.096	23.1	109.4	14.4
C13	0.342	14.1	65.3	5.4
C14	0.134	26.5	127.3	14.4
C15	0.120	24.7	112.7	14.4

La selección de probetas de corte longitudinal se llevó a cabo debido al incremento en porcentaje de área de porosidad con respecto a las superficies 1 y 2, así mismo la probeta 13 y 15 fueron fracturadas a alto y bajo esfuerzo respectivamente y en donde la probeta 11 no fracturó pero se encuentra bajo el mismo esfuerzo que la probeta 15.

Superficie 3 (Corte Longitudinal)				
Número de bancada	Área %	Longitud promedio (μm)	Longitud máxima (μm)	Longitud mínima (μm)
P11	0.307	34.4	167.6	14.4
P13	0.295	31.7	173.3	14.4
P15	0.368	33.0	139.2	11.3

APÉNDICE E

PORCENTAJE DE ÁREA DE PROPAGACIÓN ESTABLE Y PORCENTAJE DE ÁREA FRACTURADA

Área de Fractura						
Número de Probeta	Propagación		Fractura		Área de Propagación	Esfuerzo (MPa)
	Peso (g)	%	Peso (g)	%	mm ²	
3	0.380	32.509	0.789	67.491	9.190	100
7	0.354	30.685	0.800	69.315	8.675	110
8	0.207	28.188	0.528	71.812	7.969	105
10	0.166	29.320	0.399	70.680	8.289	105
13	0.173	27.992	0.445	72.008	7.913	110
14	0.360	28.813	0.890	71.187	8.145	105
15	0.472	36.329	0.827	63.671	10.270	100

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

APÉNDICE F

LONGITUD DE ÁREA DE PROPAGACIÓN

Probeta	Longitud de Defecto (μm)	Esfuerzo (Mpa)	Ciclos ($\max 10^7$)	a_c (m)	K_{IC} (MPa \sqrt{m})
3	83	100	821,265	3.49E-03	35.194
5		110	30,581	8.94E-04	19.583
6	178	115	432,708	2.20E-03	32.113
7	198	110	396,424	3.16E-03	36.854
8	292	105	529,602	2.86E-03	33.438
9	173	110	731,891	1.83E-03	29.324
10	148	105	1,152,602	1.73E-03	26.015
12	149	115	688,710	1.62E-03	27.527
13	151	110	468,808	2.71E-03	34.081
14	157	105	653,029	3.41E-03	36.489
15	184	100	1,802,614	3.62E-03	35.848

Ajuste
Ajuste

Pico Carga

Corte transversal

APÉNDICE G

ÁREA DE NUCLEACIÓN

Numero de Probeta	Area de Defecto					
	Defecto		Cuadrada		Area	
	Peso (g)	%	Peso (g)	%	Cuadrada (μm^2)	Defecto (m^2)
3	0.0049	2.269	0.211	97.731	1.00E+06	2.27E-08
7	0.092	18.783	0.398	81.217	4.00E+04	7.51E-09
8	0.0333	14.092	0.203	85.908	9.00E+04	1.27E-08
10	0.0343	35.766	0.062	64.234	1.00E+04	3.58E-09
13	0.0472	14.085	0.288	85.915	4.00E+04	5.63E-09
14	0.1257	23.162	0.417	76.838	2.00E+04	4.63E-09
15	0.1523	25.796	0.438	74.204	2.00E+04	5.16E-09
5	0.2046	33.101	0.414	66.899	5.40E+05	2.65E-09
6	0.1635	16.609	0.821	83.391	6.00E+04	6.25E-09
9	0.1169	29.453	0.280	70.547	1.00E+04	2.95E-09
12	0.1032	15.275	0.572	84.725	4.00E+04	6.11E-09

Amplitud de intensidad de esfuerzo

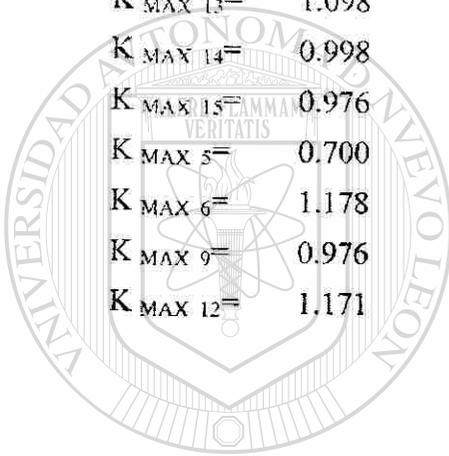
$$K_{\max} = \sigma_{\max} * \alpha * \sqrt{\pi \sqrt{A_d}} \quad (9)$$

	MPa \sqrt{m}
$K_{\max 3}$	1.414
$K_{\max 7}$	1.180
$K_{\max 8}$	1.284
$K_{\max 10}$	0.936
$K_{\max 13}$	1.098
$K_{\max 14}$	0.998
$K_{\max 15}$	0.976
$K_{\max 5}$	0.700
$K_{\max 6}$	1.178
$K_{\max 9}$	0.976
$K_{\max 12}$	1.171

Amplitud crítica de esfuerzo

$$\sigma_{Cr} = \frac{K_{Cr}}{\alpha \sqrt{\pi \sqrt{A_d}}} \quad (8)$$

	MPa
$\sigma_{Cr 3}$	69.028
$\sigma_{Cr 7}$	90.992
$\sigma_{Cr 8}$	79.828
$\sigma_{Cr 10}$	109.545
$\sigma_{Cr 13}$	97.781
$\sigma_{Cr 14}$	102.686
$\sigma_{Cr 15}$	99.957
$\sigma_{Cr 5}$	153.451
$\sigma_{Cr 6}$	95.278
$\sigma_{Cr 9}$	114.995
$\sigma_{Cr 12}$	95.818



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS



APÉNDICE H

ANÁLISIS FRACTOGRÁFICO

Figura H1. Probeta 3 fracturada bajo un esfuerzo de 100 MPa, inicio en poro con un $\alpha = 0.65$, donde en el análisis puntual de la nucleación de la fractura se detectó Al-Si-Cu.

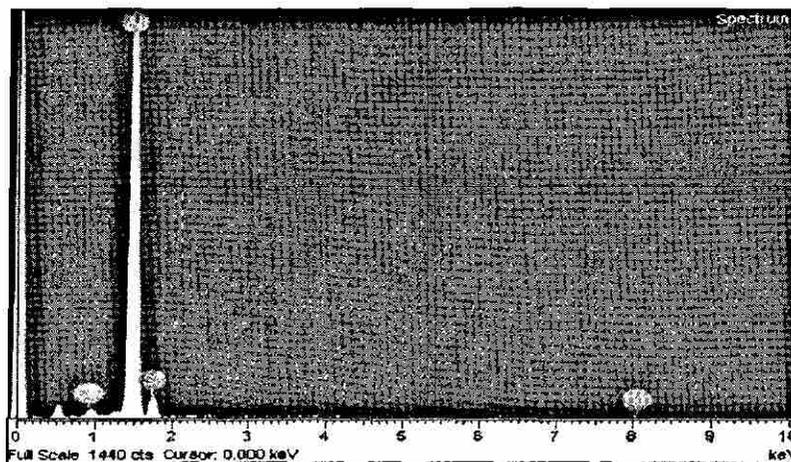
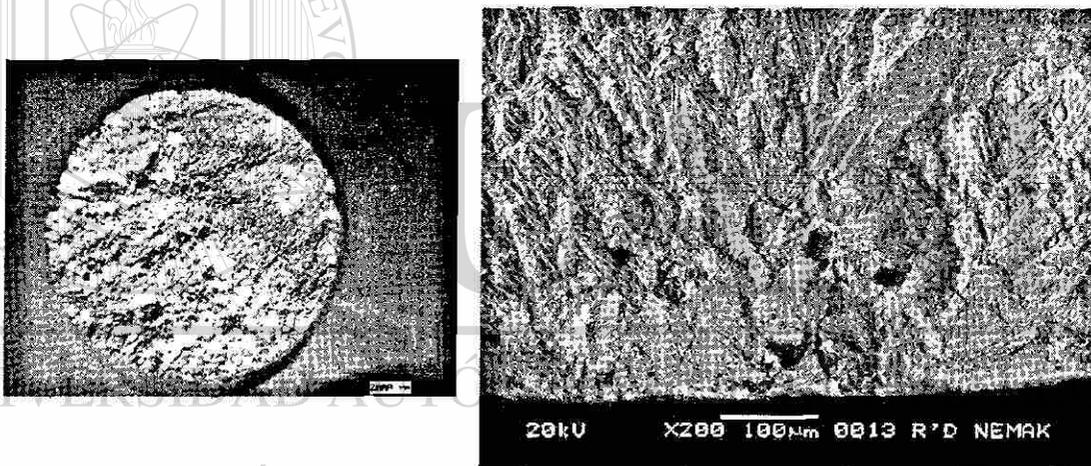


Figura H2. Probeta 7 fracturada bajo un esfuerzo de 110 MPa, inicio en poro con un $\alpha = 0.65$, en el análisis puntual del área de nucleación se detectó Al-Si-Fe.

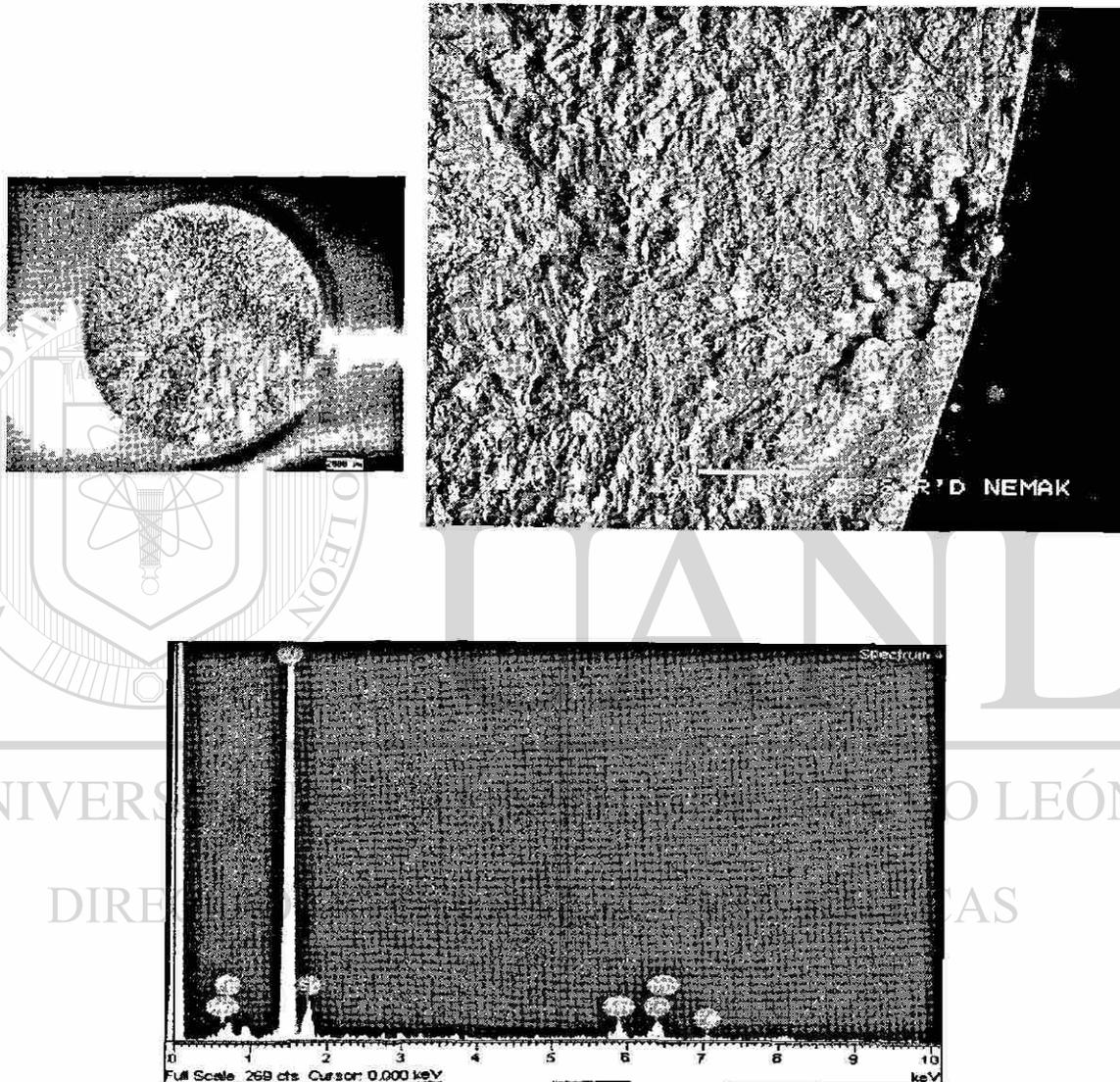


Figura H3. Probeta 8 fracturada bajo un esfuerzo de 105 MPa, inicio en poro con un $\alpha = 0.65$, donde en el análisis puntual de la nucleación de la fractura se detectó Al-Si-Fe.

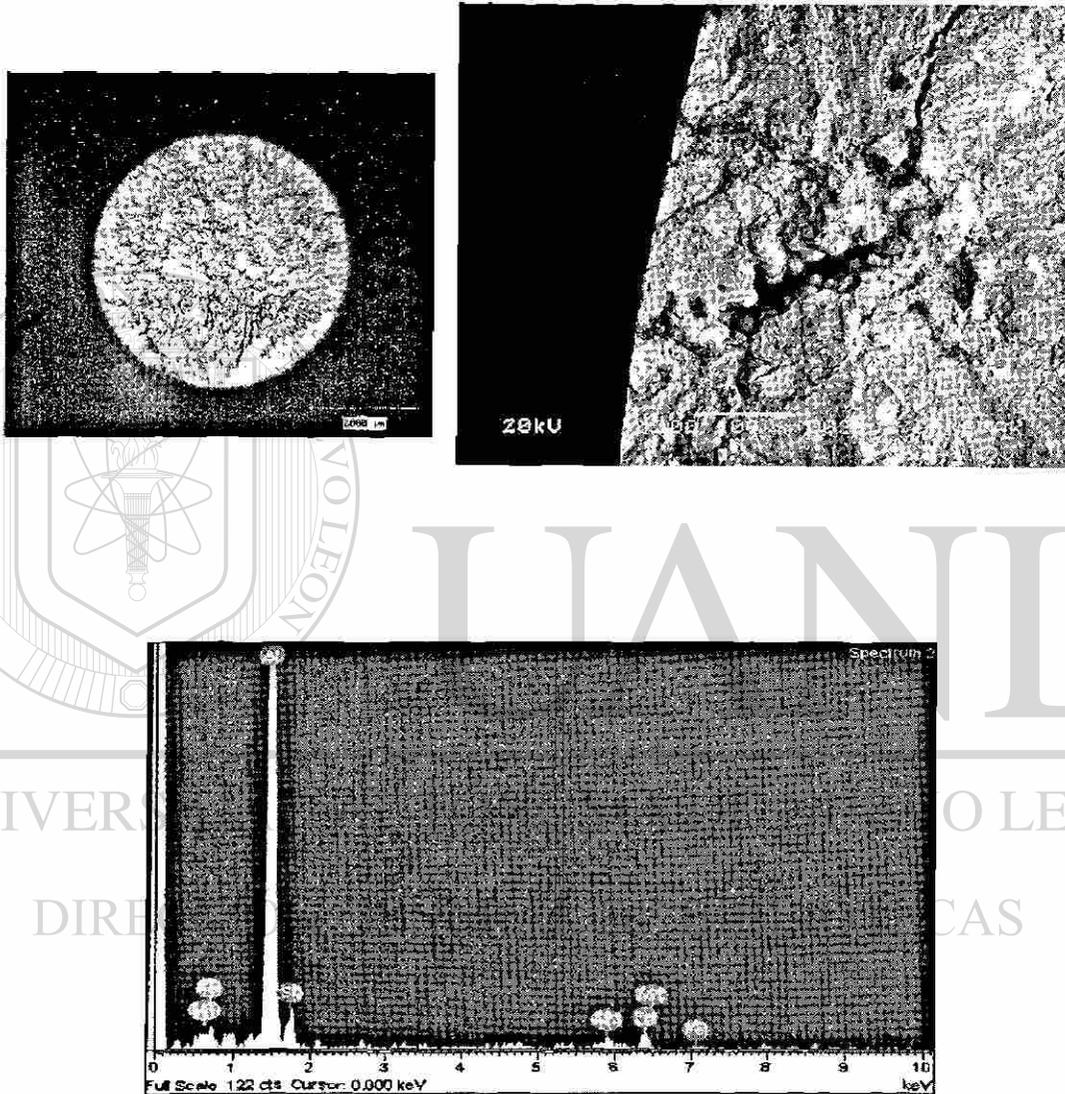


Figura H4. Probeta 10 fracturada bajo un esfuerzo de 105 MPa, inicio en poro con un $\alpha = 0.65$, en el análisis puntual del área de nucleación se detectó Al-Si-Cu.

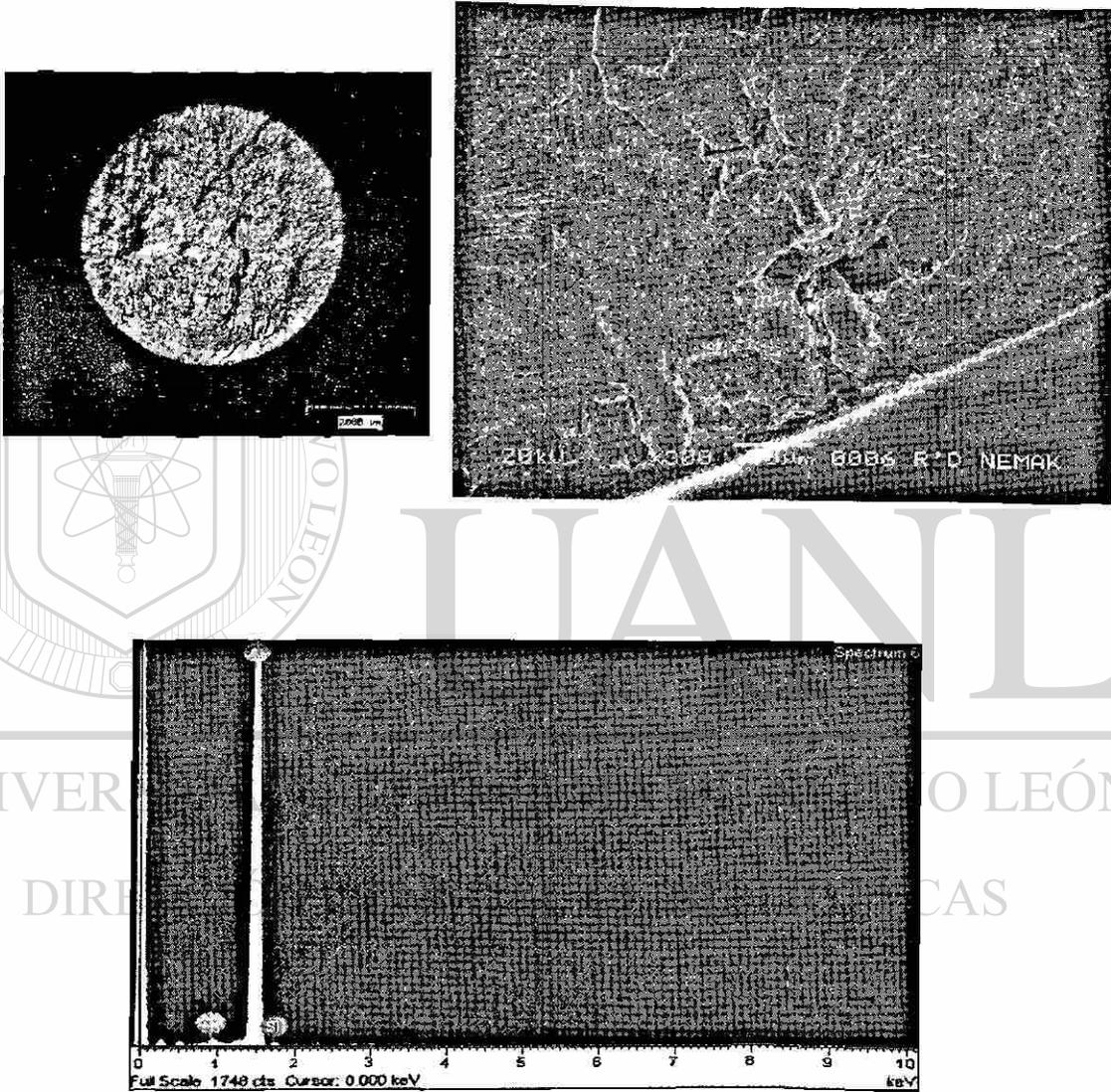


Figura H5. Probeta 13 fracturada bajo un esfuerzo de 110 MPa, inicio en un poro por contracción con un $\alpha \approx 0.65$, donde en el análisis puntual de la nucleación de la fractura se detectó Al-Si.

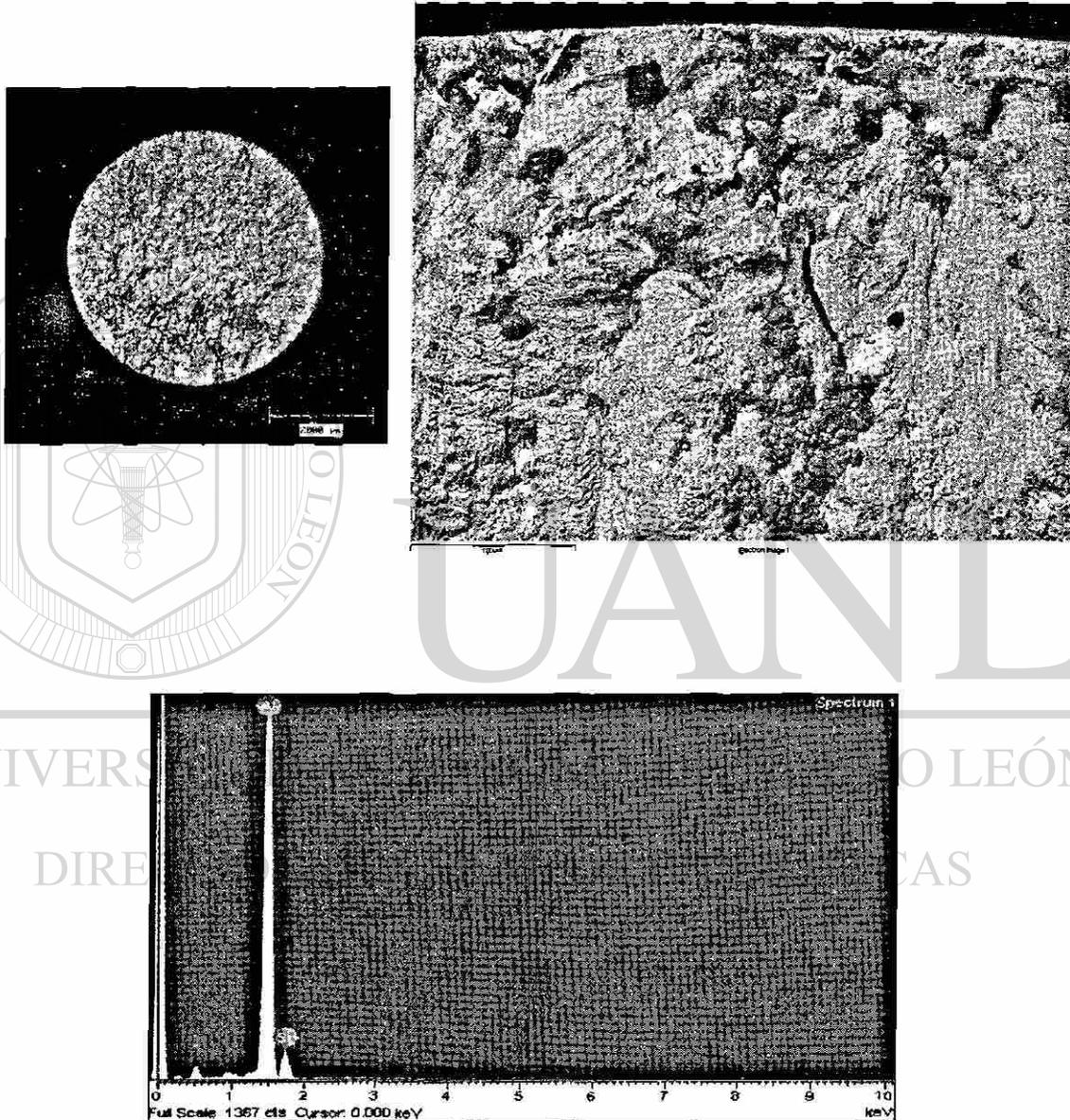


Figura H6. Probeta 14 fracturada bajo un esfuerzo de 105 MPa, inicio en poro con un $\alpha = 0.65$, en el análisis puntual del área de nucleación se detectó Al-Si-Cu.

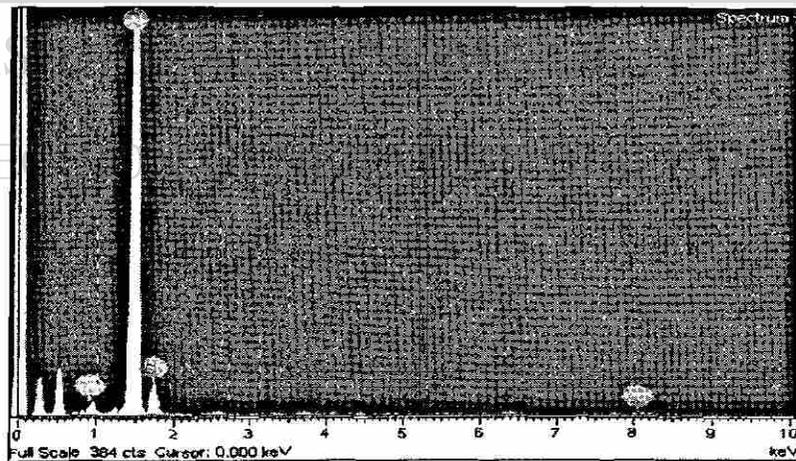
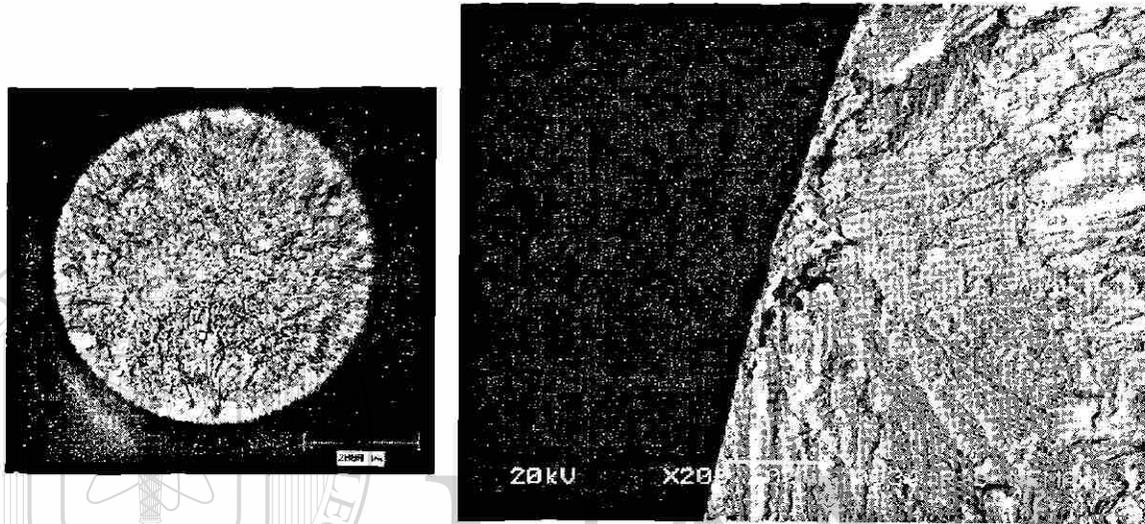


Figura H7. Probeta 15 fracturada bajo un esfuerzo de 100 MPa, inicio en poro con un $\alpha=0.65$, donde en el análisis puntual de la nucleación de la fractura se detectó Al-Si-Cu-Fe.

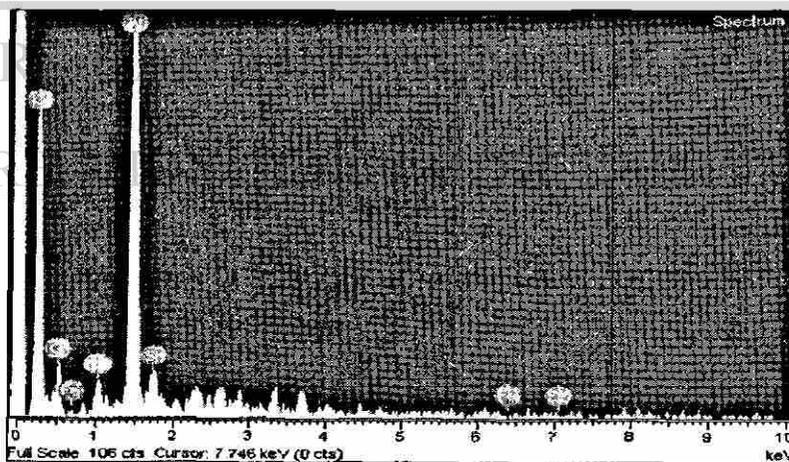
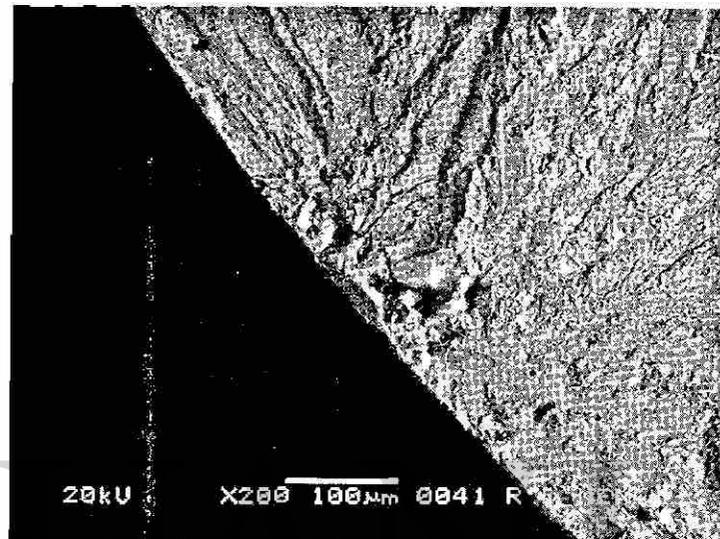
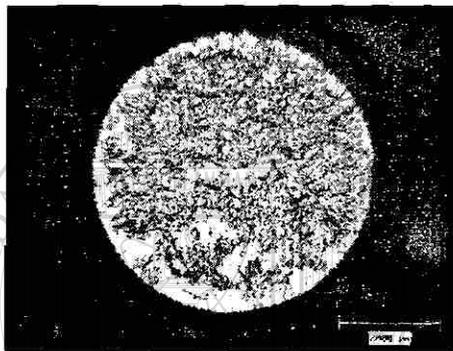


Figura H8. Probeta 5 fracturada bajo un esfuerzo de 110 MPa, inicio en poro con un $\alpha = 0.5$, en el análisis puntual del área de nucleación de la fractura se detectó Al-Si-Cu.

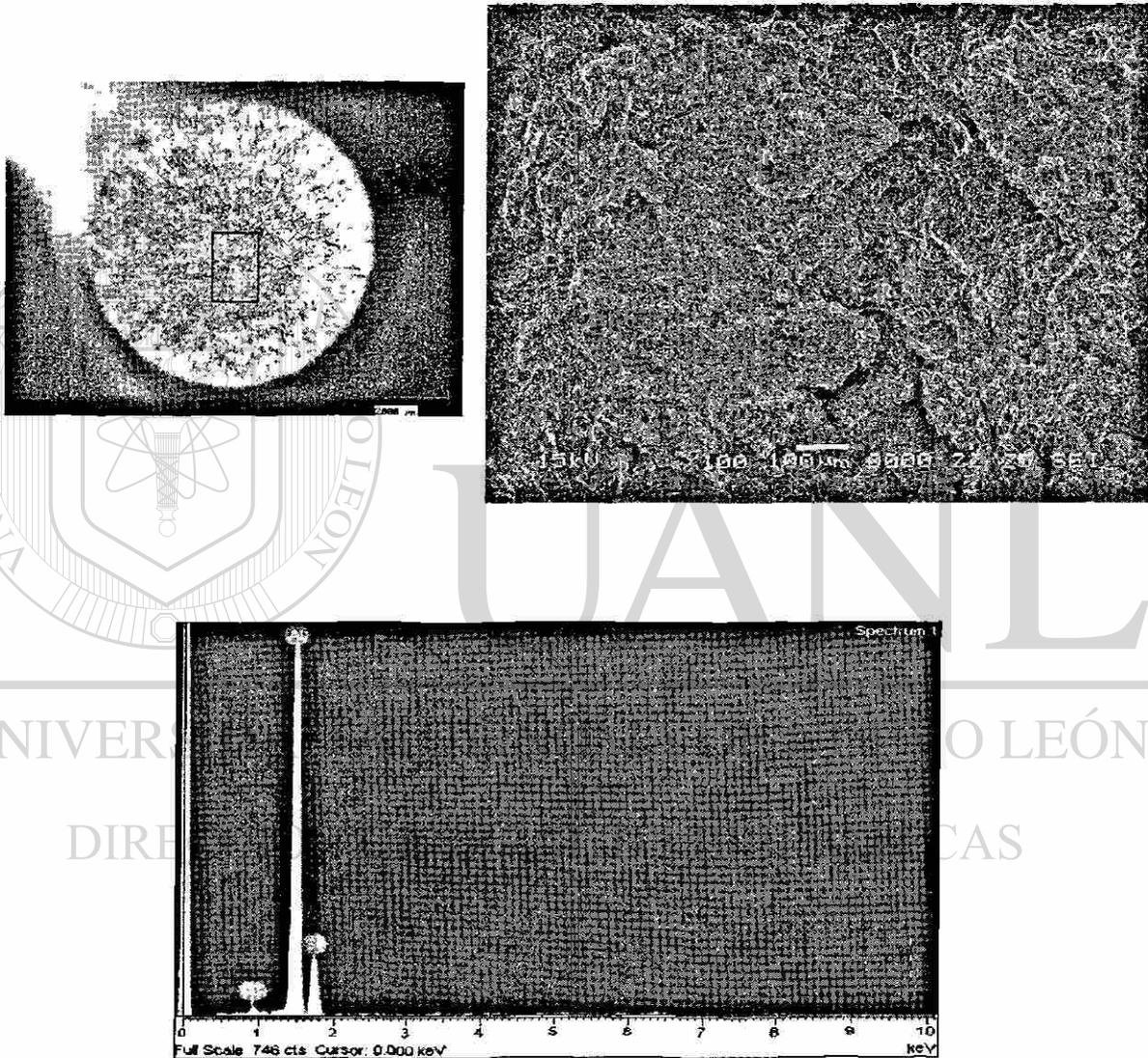


Figura H9. Probeta 6 fracturada bajo un esfuerzo de 115 MPa, inicio en un precipitado (Al-Cu) con un $\alpha=0.65$, donde en el análisis puntual de la nucleación de la fractura se detectó Al-Si-Cu.

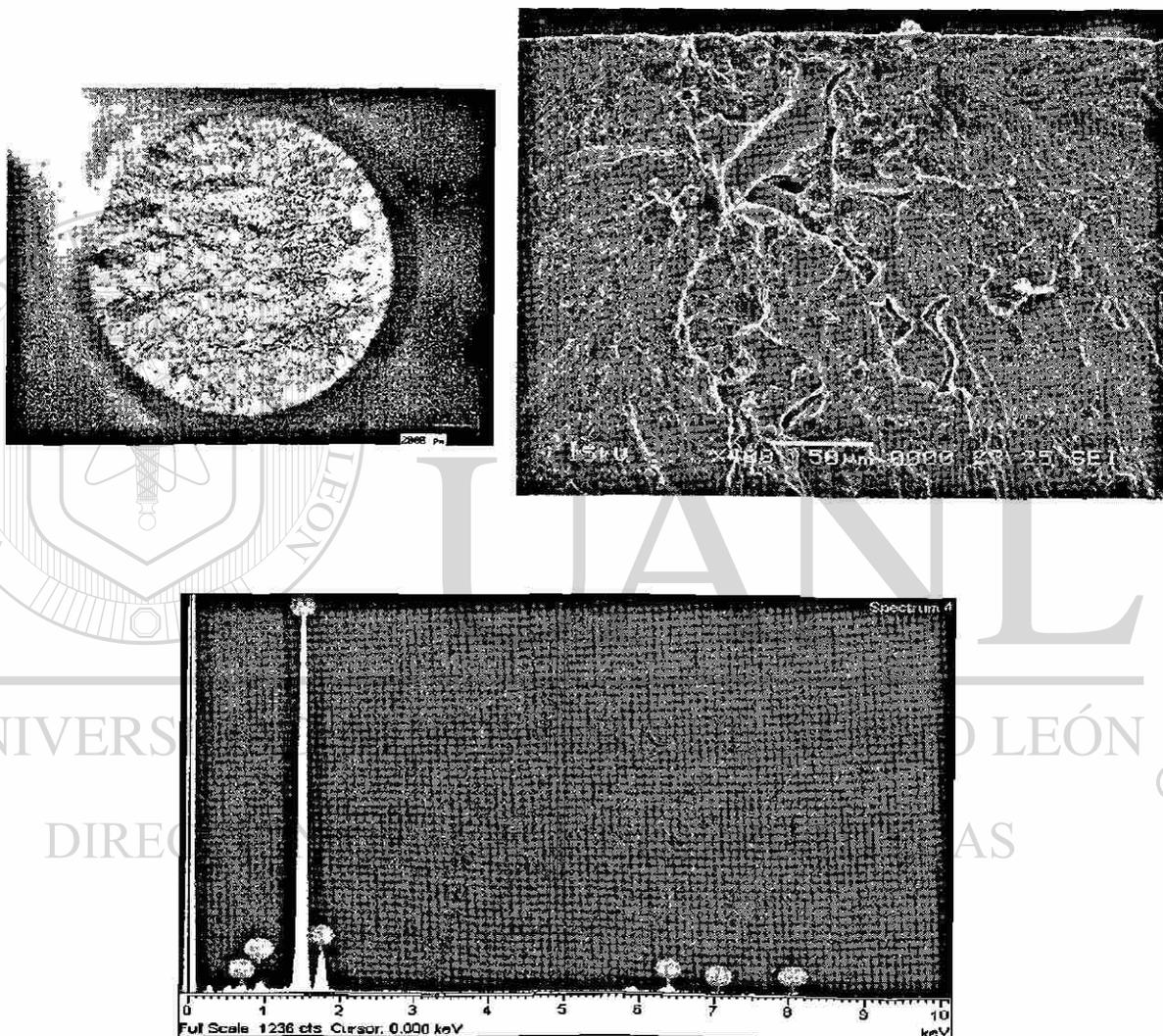


Figura H10. Probeta 9 fracturada bajo un esfuerzo de 110 MPa, inicio en un precipitado (Al-Fe) con un $\alpha=0.65$, en el análisis puntual del área de nucleación de la fractura se detectó Al-Si-Cu-Fe.

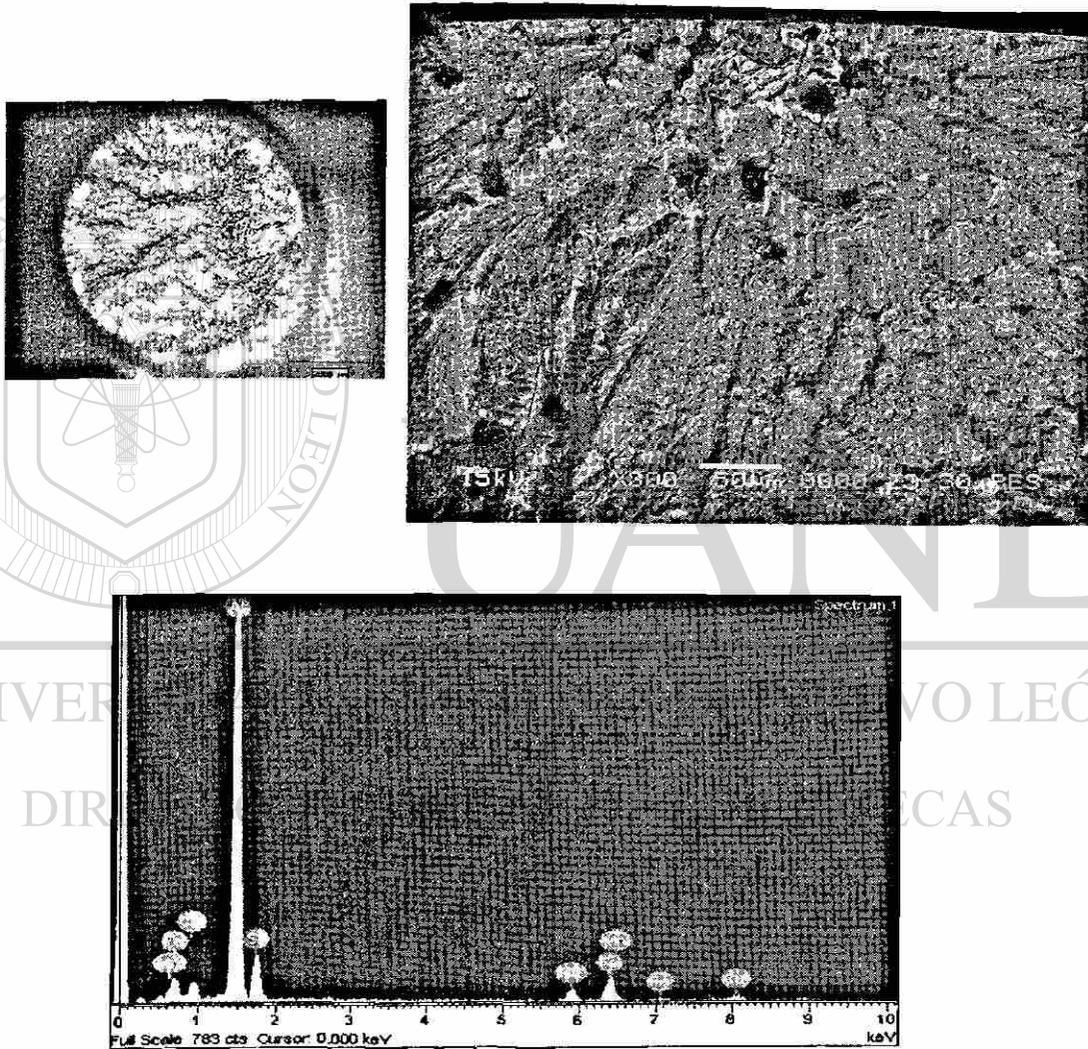
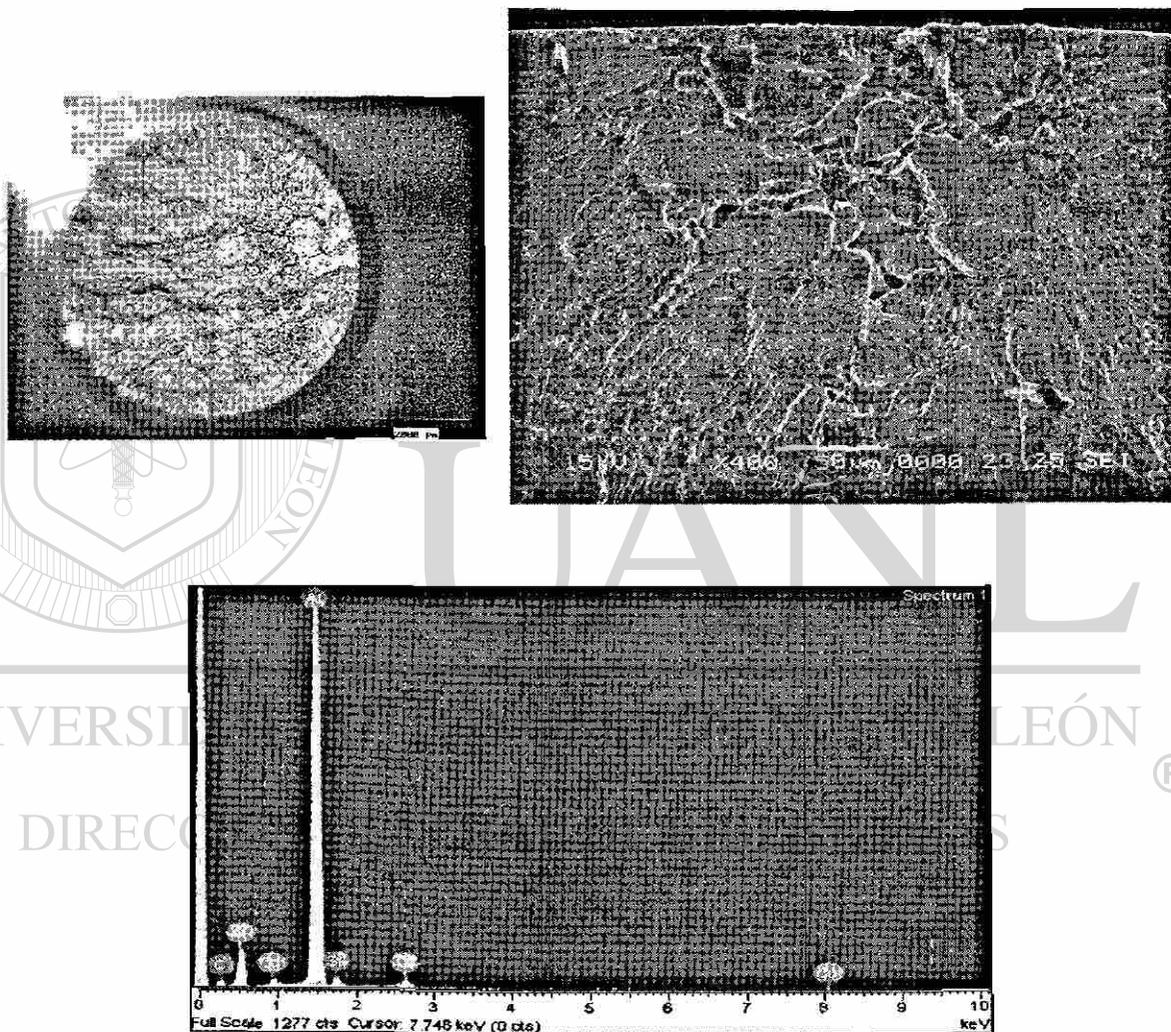


Figura H11. Probeta 12 fracturada bajo un esfuerzo de 115 MPa, inicio en poro con un $\alpha = 0.65$, en el análisis puntual del área de nucleación de la fractura se detectó Al-Si-Cu.



APÉNDICE I

TAMAÑO DE GRANO

Norma ASTM E-112			
Tipo de grano	Distancia entre granos (μm)	Granos por cm^2	Tamaño de grano (ASTM)
E. F.	225	1150	114.5
Fino	400	530	112.5
Medio	600	217	111.5
Largo	800	125	110.5

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

fractura y el modo final de fractura; en otras palabras, la microestructura afecta a las tres etapas de la fatiga.

La menor resistencia a la fatiga es exhibida por metales puros. Esto posiblemente se deba a que son más susceptibles a la corrosión o por ser más fácil el deslizamiento en ellos. Las soluciones sólidas presentan mayor resistencia a la fatiga, debido principalmente a su mayor resistencia mecánica. Las mezclas de fases son más resistentes que las soluciones sólidas, porque oponen mayor resistencia a la iniciación y propagación de las grietas, lo que eleva el límite de fatiga. Las mayores resistencias a la fatiga se observan en los materiales endurecidos por una fina dispersión de partículas.

3.8 Mecanismos de Fatiga

El mecanismo de iniciación de grietas es por deslizamiento de dislocaciones. El modelo más aceptado y conocido es de intrusión-extrusión propuesto por Wood ^[14]. En este modelo, el plano de deslizamiento dominante experimenta un proceso de deslizamiento alterno que conduce a la formación de extrusiones de metal en los planos donde las dislocaciones alcanzan una superficie libre y, para conservar la continuidad en una franja cercana, se realiza el proceso opuesto, es decir, la emisión de dislocaciones hacia dentro del material, formando una intrusión como se muestra en la Fig.13. Cuando la intrusión es suficientemente aguda y profunda se convierte en una grieta.

Figura 13. Mecanismos de fatiga (Ref. 7, 10).

