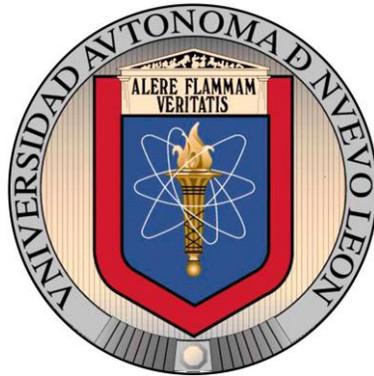


UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA

SUBDIRECCIÓN DE ESTUDIOS DE POSGRADO



ESTUDIO DEL COMPORTAMIENTO A FATIGA A BAJO CICLO
DE LAS ALEACIONES DE ALUMINIO HIPOEUTÉCTICAS

POR

JORGE ALBERTO AGUILAR NAVARRO

TESIS

EN OPCIÓN AL GRADO DE DOCTOR

EN INGENIERÍA DE MATERIALES

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA

SUBDIRECCIÓN DE ESTUDIOS DE POSGRADO



ESTUDIO DEL COMPORTAMIENTO A FATIGA A BAJO CICLO
DE LAS ALEACIONES DE ALUMINIO HIPOEUTÉCTICAS

POR

JORGE ALBERTO AGUILAR NAVARRO

TESIS

EN OPCIÓN AL GRADO DE DOCTOR

EN INGENIERÍA DE MATERIALES



UANL

UNIVERSIDAD AUTONOMA DE NUEVO LEÓN



FIME

FACULTAD DE INGENIERIA MECANICA Y ELECTRICA

Universidad Autónoma de Nuevo León
Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica
Subdirección de Estudios de Posgrado

Los miembros del Comité de Tesis recomendamos que la Tesis “Estudio del comportamiento a fatiga a bajo ciclo de las aleaciones de aluminio hipoeutécticas”, realizada por el alumno Jorge Alberto Aguilar Navarro, con número de matrícula 1770312, sea aceptada para su defensa como requisito para obtener el grado de Doctorado en Ingeniería de Materiales.

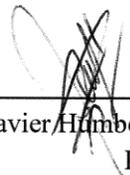
El Comité de Tesis



Dr. Rafael Colás Ortiz
Director



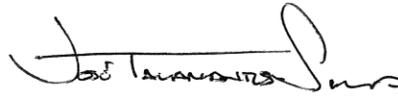
Dr. José Alejandro González Villareal
Revisor



Dr. Javier Humberto Ramírez Ramírez
Revisor

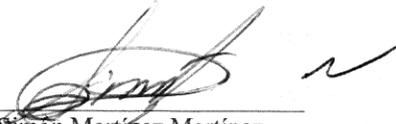


Dr. Javier Rodrigo González López
Revisor



Dr. José Talamantes Silva
Revisor

Vo.Bo.



Dr. Simón Martínez Martínez
Subdirector de Estudios de Posgrado

096

San Nicolás de los Garza, Nuevo León, enero de 2021



UANL – Secretaría de Extensión y Cultura | Dirección de Bibliotecas

Colección Digital UANL –Tesis Doctorado

Restricciones de uso

DERECHOS RESERVADOS ©

PROHIBIDO SU REPRODUCCIÓN TOTAL O PARCIAL

Todo el material contenido en esta tesis está protegido por la Ley Federal del Derecho de Autor (LFDA) de los Estados Unidos Mexicanos (MÉXICO).

El uso de imágenes, fragmentos de videos, y demás material que sea objeto de protección de los derechos de autor, será exclusivamente para fines educativos e informativos y deberá citar la fuente donde la obtuvo mencionando el autor o autores. Cualquier uso distinto como lucro, reproducción, edición o modificación, será perseguido y sancionado por el respectivo titular de los Derechos de Autor.

Cita sugerida: Aguilar-Navarro, J.A., Estudio del comportamiento a fatiga a bajo ciclo de las aleaciones de aluminio hipoeutécticas, Tesis de Doctorado, Universidad Autónoma de Nuevo León, México, 2021.

DEDICATORIA

Este trabajo de investigación está dedicado a mis padres, Luz María Navarro Hernández y Salvador Aguilar Domínguez, por su amor eterno.

«Cogito ego adfirmare vitae»

AGRADECIMIENTOS

Quiero expresar mi más sincero agradecimiento al Dr. Rafael Colás Ortiz, al Dr. Javier Rodrigo González López y al Dr. Javier Humberto Ramírez Ramírez de la Universidad Autónoma de Nuevo León, así como al Dr. José Alejandro González Villareal, al Dr. José Talamantes Silva y al Dr. Andrés Fernando Rodríguez Jasso de la empresa Nematik, a todos por sus valiosas sugerencias y revisión del presente trabajo de investigación y, a su vez, por formar parte del Comité de Tesis.

A la Universidad Autónoma de Nuevo León, con especial atención a todos los profesores del posgrado doctoral en ingeniería de materiales de la Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica, así como al Consejo Nacional de Ciencia y Tecnología por el apoyo económico para la realización de mis estudios.

A todas las excelentes personas que laboran en el departamento de investigación y desarrollo de la empresa Nematik, por permitirme el uso de sus instalaciones y equipos, así como por su invaluable contribución y amistad.

A mi familia, por el apoyo invaluable moral que siempre me ha brindado, así como a todas las personas que contribuyeron, de una manera u otra, en la realización de este trabajo de investigación.

ACERCA DEL AUTOR

Jorge Alberto Aguilar Navarro (Zamora, Michoacán, 1988) es maestro en ciencias en ingeniería automotriz por la Universidad Autónoma de Nuevo León, obtuvo su licenciatura en ingeniería mecánica con especialidad en manufactura en el Instituto Tecnológico de Morelia, y cursa el doctorado en ingeniería de materiales en la Universidad Autónoma de Nuevo León. Sus áreas de investigación son aleaciones de aluminio automotrices, mecánica de la fractura, propiedades mecánicas estáticas y dinámicas, esfuerzos residuales, ensayos destructivos y no destructivos, análisis de falla, máquinas de fluidos incomprensibles y procesamiento de materiales.

Ha sido colaborador de prestigiosos fabricantes de equipo original como: Cummins, Volkswagen de México, Dina Camiones, Condumex y Nematik; principalmente en departamentos enfocados a la medición del desempeño de motores de rango medio y pesado, mantenimientos de centros de maquinado, así como en centros de investigación y desarrollo de aleaciones ligeras. Siempre con una vocación de generar conocimiento o aplicar el existente para el desarrollo de nuevas tecnologías para su difusión o, en su caso, transferirlo de manera ética y profesional, en las formas requeridas por la sociedad en general o como lo requiere el sector productivo.

El maestro en ciencias Jorge A., es autor de la tesis «Medición de esfuerzo residuales en monobloques V8 de aluminio», en 2017, así como del desarrollo tecnológico «Desarrollo de una nueva metodología de medición de esfuerzo residuales en monobloques de aleación Al-Si-Mg-Cu», en 2018, para la empresa Nematik.

Durante la estancia de investigación en el Centro de Investigación y Desarrollo en Servicios Condumex, en 2019, estudió el comportamiento de los mecanismos de endurecimiento durante el procesamiento de cable, alambre y alambrón de aleaciones de aluminio trabajadas, como la mutua determinación de la microestructura y las propiedades mecánicas, así como las propiedades eléctricas. Siendo autor de reporte técnico «Caracterización microestructural y propiedades mecánicas del procesamiento de alambrón de aleación de aluminio AA1350 H14 en el Horno 1 y Línea 1 de colada continua y laminación en caliente Continuous-Properti», en 2019, para la empresa Condumex-Conalum.

Además, es autor del artículo «Innovative methodology for measuring residual stress in engine blocks», en 2020, publicado en la revista científica «The International Journal of Advanced Manufacturing Technology», así como del desarrollo tecnológico «Desarrollo de nuevas teorías sobre el comportamiento a fatiga a bajo ciclo de aleaciones hipoeutécticas», en 2020, para la empresa Nematik.

NOMENCLATURA

A	Área de la sección transversal instantánea, mm^2
A_{EB}	Coefficiente de endurecimientos Bauschinger
A	Coefficientes de rigidez dinámica
A_f	Área de fractura, mm^2
A_o	Área de la sección transversal original, mm^2
b	Exponente de resistencia a la fatiga
b	Vector de Burgers
BSE	Detector de electrones retrodispersados
c	Exponente de ductilidad a la fatiga
d	desplazamiento, mm
d	Exponente de rigidez dinámica, en el primer ciclo de histéresis
D_{min}	Diámetro de la sección transversal mínima, mm
DOL	Disciplina, orden, limpieza
DM	Microscopía digital
e	Deformación ingenieril, mm/mm
E	Módulo de elasticidad, MPa
EB_D	Parámetro de definición Bauschinger
EB_E	Parámetro de energía Bauschinger
$EB_{\omega/R}$	Tasa de endurecimiento cinemático e isotrópico
EB_ϵ	Parámetro de deformación Bauschinger
EB_σ	Parámetro del esfuerzo Bauschinger
EDS	Espaciamiento dendrítico secundario, μm
EDX	Espectrometría de dispersión de energía de rayos X
EPP	quipo de protección personal
f	Frecuencia, Hz
F	Fuerza, kN
F	Tamaño de grano fino promedio
FCC	Estructura cúbica centrada en las caras
f_p	Relación del contenido de hidrogeno con la velocidad de enfriamiento

<i>GP</i>	Zona Güinier-Preston
<i>HB</i>	Dureza Brinell
<i>HV</i>	Dureza Vickers
<i>K</i>	Coefficiente de endurecimiento monotónico
<i>K'</i>	Coefficiente de endurecimiento cíclico
<i>k_f</i>	Rigidez dinámica, kN/mm
<i>k_o</i>	Rigidez dinámica, en el primer ciclo de histéresis, kN/mm
<i>l</i>	Longitud de referencia instantánea, mm
<i>l_o</i>	Longitud original, mm
<i>m_{EB}</i>	Exponente de endurecimiento Bauschinger
<i>m</i>	Exponente de rigidez dinámica
<i>n</i>	Exponente de endurecimiento monotónico
<i>n'</i>	Exponente de endurecimiento cíclico
<i>N_f</i>	Número de ciclos a la fractura
<i>nt</i>	Umbral de hidrogeno
<i>OM</i>	Microscopía óptica
<i>P</i>	Fuerza axial, kgf
<i>P_f</i>	Fuerza a la fractura, kgf
<i>POC</i>	Producto de combustión
<i>ppm</i>	Partes por millón
<i>R</i>	Endurecimiento isotrópico
<i>R</i>	Radio de curvatura del cuello, mm
<i>s</i>	Esfuerzo de ingeniería nominal, MPa
<i>SED</i>	Detector de electrones secundarios
<i>SEM</i>	Microscopio electrónico de barrido
<i>s-N</i>	Curva de vida a la fatiga por esfuerzo
<i>t</i>	Espesor, mm
<i>t_e</i>	Tiempo al comienzo del altiplano eutéctico, seg
<i>t_{finish}</i>	Tiempo al final del altiplano eutéctico, seg
<i>T_g</i>	Temperatura de crecimiento eutéctico, °C
<i>T_{min}</i>	Temperatura al mínimo antes del altiplano eutéctico, °C

t_{min}	Tiempo al mínimo antes del altiplano eutéctico, seg
VEs	Vehículos Eléctricos
$\%EL$	Porcentaje de elongación
$\%P/P$	Porcentaje peso a peso
$\%RA$	Reducción porcentual del área, mm/mm
$2N_f$	Reversiones a la fractura
$2N_t$	Vida a la fatiga de transición

Letras griegas

α	Disolución sólida A
α	Endurecimientos cinemático, MPa
β	Disolución sólida B
Δl	Cambo en la longitud de referencia original, mm
$\Delta \varepsilon$	Rango de deformación, mm/mm
$\Delta \varepsilon$	Rango de deformación, mm/mm
$\Delta \varepsilon/2$	Amplitud de deformación, mm/mm
$\Delta \varepsilon_e/2$	Amplitud de deformación elástica, mm/mm
$\Delta \varepsilon_p/2$	Amplitud de deformación plástica, mm/mm
$\varepsilon-N$	Curva de vida a la fatiga por deformación
$\Delta \sigma$	Rango de esfuerzo, MPa
$\Delta \sigma$	Rango de esfuerzo, MPa
$\Delta \sigma/2$	Amplitud de esfuerzo, MPa
$\Delta \sigma_a$	Amplitud de esfuerzo, MPa
$\Delta \sigma_m$	Esfuerzo medio, MPa
ε	Deformación verdadera, mm/mm
ε_{EB}	Deformación Bauschinger, mm/mm
ε_e	Deformación elástica, mm/mm
ε_f	Coefficiente de ductilidad a la tensión, mm/mm
ε_f'	Coefficiente de ductilidad a la fatiga, mm/mm
ε_{max}	Deformación máxima, mm/mm

ε_{min}	Deformación mínima, mm/mm
ε_p	Deformación plástica, mm/mm
θ	Fase estable y no coherente
θ'	Fase de transición
θ''	Solución sólida sobresaturada
σ	Esfuerzo verdadero, MPa
σ_{ef}	Esfuerzo efectivo, MPa
σ_f	Coefficiente de resistencia a la tensión, MPa
σ_f'	Coefficiente de resistencia a la fatiga, MPa
σ_{int}	Esfuerzo interno, MPa
σ_{max}	Esfuerzo máximo, MPa
σ_{min}	Esfuerzo mínimo, MPa
σ_u	Máxima resistencia al esfuerzo, MPa
σ_{UTS}	Esfuerzo último a la cedencia, MPa
σ_{ys}	Límite elástico, MPa
σ_y^f	Límite elástico a tensión, MPa
σ_y^r	Límite elástico a compresión, MPa
τ_b	Esfuerzo cortante
ϕ	Ángulo entre los brazos de la dislocación

Subíndices

e	Elástica
f	Fractura
max	Máximo
min	Mínimo
o	Inicial
p	Plástica

Superíndices

- Grado termométrico
- Vértice de ángulo

ÍNDICE

Dedicatoria	v
Agradecimientos	vi
Acerca del autor	vii
Nomenclatura	ix
Resumen	xviii
Abstract	xix
Capítulo I introducción	1
Capítulo II Aleaciones de aluminio.....	4
2.1 Introducción	4
2.2 Propiedades del aluminio y sus aleaciones	8
2.3 Sistema de designación de aleación de aluminio	11
2.4 Efectos de elementos de aleación.....	15
2.5 Aleaciones de aluminio-silicio.....	17
2.6 Aleaciones de aluminio-cobre.....	19
2.7 Aleaciones de aluminio-magnesio-silicio	20
2.8 Composición química de las aleaciones de aluminio.....	21
2.9 Efectos de la microestructura en las propiedades	24
2.9.1 Fases intermetálicas	24
2.9.2 Espaciamiento dendrítico secundario.....	24
2.9.3 Refinamiento del grano.....	27
2.9.4 Modificación eutéctica aluminio-silicio.....	29
2.9.5 Refinamiento de aleaciones hipereutécticas	34
2.9.6 Influencia y control de la porosidad e inclusiones	35
2.9.7 Porosidad por gas hidrógeno.....	35
2.9.8 Inclusiones	41

2.9.9 Efectos combinados de hidrógeno, contracción e inclusiones.....	45
2.10 Tratamiento térmico de aleaciones de aluminio de fundición	47
2.10.1 Tratamiento térmico de solución.....	49
2.10.2 Templado	51
2.10.3 Tratamiento térmico de precipitación o envejecimiento.....	55
2.10.4 Recocido.....	56
2.10.5 Estabilidad.....	57
2.10.6 Aleaciones aluminio-cobre	57
2.10.7 Aleaciones aluminio-cobre-magnesio.....	58
2.10.8 Aleaciones aluminio-silicio–magnesio	58
Capítulo III Propiedades mecánicas.....	64
3.1 Introducción	64
3.2 Ensayo de tensión uniaxial.....	64
3.3 Esfuerzos residuales	71
3.4 Aspectos de la fatiga en los metales.....	72
3.4.1 Fractura por fatiga superficial y fracturas macroscópicas	73
3.4.2 Mecanismos de fatiga y características microscópicas	78
3.5 Ensayo de fatiga controlado por deformación	87
3.5.1 Deformación del material dependiente del ciclo y comportamiento dinámico	89
3.5.2 Curva ϵ - N	100
3.5.3 Determinación de las propiedades de fatiga a bajo ciclo	105
3.5.4 Efectos del esfuerzo medio	108
3.5.5 Acabado superficial y otros factores que influyen en el comportamiento de la vida a la deformación.....	110
3.6 Efecto Bauschinger	113

3.6.1	Parámetros del efecto Bauschinger	114
3.6.2	Relación del endurecimiento cinemática a isotrópico.....	115
3.7	Defectos cristalográficos lineales.....	117
3.7.1	Dislocaciones	117
3.7.2	Naturaleza de las dislocaciones y de su movimiento.....	117
3.7.3	Origen de las dislocaciones.....	118
3.7.4	Interacción entre dislocaciones	118
3.7.5	Interacción de las dislocaciones y los elementos microestructurales	119
Capítulo IV Procedimiento experimental.....		122
4.1	Introducción	122
4.2	Proceso de vaciado.....	124
4.3	Obtención de muestras	127
4.4	Tratamiento térmico	128
4.5	Propiedades mecánicas.....	128
4.5.1	Ensayo de tensión.....	129
4.5.2	Ensayo de fatiga a bajo ciclo.....	131
4.6	Metalografía	132
4.6.1	Preparación metalográfica.....	133
4.6.2	Microscopía óptica.....	134
4.6.3	Microscopía electrónica de barrido.....	135
4.6.4	Espaciamiento dendrítico secundario.....	135
4.6.5	Porcentaje de porosidad y tamaño de poro máximo	136
4.6.6	Nivel de modificación de la fase eutéctica de silicio	136
4.6.7	Microdureza Vickers.....	136
4.6.8	Ataque químico	136

4.6.9 Tamaño de grano.....	137
Capítulo V Resultados y discusión	138
5.1 Introducción	138
5.2 Análisis químico	139
5.2 Metalografía	140
5.2.1 Microconstituyentes	146
5.2.2 Espaciamiento dendrítico secundario.....	146
5.2.3 Modificación eutéctica.....	147
5.2.4 Porosidad.....	147
5.2.5 Refinamiento del grano	148
5.3 Tratamiento térmico	150
5.4 Propiedades mecánicas.....	152
5.4.1 Ensayo de tensión uniaxial.....	153
5.4.2 Fractografía del ensayo de tensión uniaxial	159
5.4.3 Ensayo de fatiga a bajo ciclo.....	166
5.4.4 Efecto Bauschinger	189
5.4.5 Fractografía del ensayo de fatiga a bajo ciclo.....	204
Capítulo VI Conclusiones	221
Capítulo VII Recomendaciones	223
Índice de Figuras	224
Índice de Tablas	236
Referencias.....	237
Apéndices	257
Apéndice A.....	257
Apéndice B.....	260
Apéndice C.....	266

RESUMEN

Este trabajo de investigación presenta la caracterización de las propiedades mecánicas estáticas y dinámicas, así como del efecto Bauschinger de las aleaciones hipoeutécticas A319 T7, A356 T6 y A356+0.5Cu T6. Lo cual, permitió establecer, como aportación científica, nuevas teorías sobre el comportamiento de los mecanismos de endurecimiento, en el campo plástico, como la mutua determinación de los parámetros microestructurales y de las propiedades mecánicas de dichas aleaciones y, a su vez, con los parámetros del proceso de fundición, y viceversa. Que, a su vez, por distinción analógica, permitió hacer predicciones e inferencias con mayor precisión sobre el comportamiento a fatiga a bajo ciclo de componentes automotrices, como, por ejemplo, la cabeza de cilindros, siendo esta la aportación tecnológica del estudio. De tal manera que, dichas aleaciones presentaron un modelo de endurecimiento cinemático a isotrópico, es decir, presentaron un ablandamiento permanente, en el primer ciclo de histéresis, pasando por un endurecimiento cíclico estable, en tanto que cercano a la fractura por fatiga, presentaron un ablandamiento cíclico.

A través de la fractografía, se determinó que los defectos inherentes al proceso de vaciado, como, por ejemplo, la porosidad cercana a la superficie y de mayor tamaño, dominaron el fenómeno de nucleación; se observó también estrías por fatiga, así como partículas dañadas, agrietadas y desprendidas. Por otra parte, el fenómeno de propagación de la grieta, devino por la coalescencia de microgrietas, a través de regiones con mayor densidad de defectos y partículas quebradizas, hasta crecer a grietas de tamaño macroscópico y, por último, presentando un modo de fractura dúctil de coalescencia, es decir, la unión e interacción entre microporos, aceleró la fractura. Lo cual, permitió demostrar que la naturaleza de las partículas de mayor presencia, en el primer ciclo de histéresis, determinó el comportamiento del efecto Bauschinger de las aleaciones A319 T7, A356 T6 y A356+0.5Cu T6, disminuyendo dicho fenómeno a medida que aumentó la deformación plástica y, a su vez, ajustándose a un comportamiento tipo Masing.

Palabras clave: Aleación de aluminio hipoeutécticas. Fatiga a bajo ciclo. Efecto Bauschinger. Modelo de endurecimiento. Cabeza de cilindros.

ABSTRACT

This research work presents the characterization of the static and dynamic mechanical properties, as well as the Bauschinger effect of the hypoeutectic alloys A319 T7, A356 T6 and A356+0.5Cu T6. This allowed establishing, as a scientific contribution, new theories about the behavior of the hardening mechanisms in the plastic field, such as the mutual determination of the microstructural parameters and the mechanical properties of said alloys and, in turn, with the parameters of the casting process, and vice versa. Which, in turn, by analogical distinction, allowed making predictions and inferences with greater precision about the fatigue behavior at low cycle of automotive components, such as, for example, the cylinder head, this being the technological contribution of the study. In such a way that, said alloys presented a kinematic to isotropic hardening model, that is, they presented a permanent softening, in the first hysteresis cycle, passing through a stable cyclic hardening, while close to fatigue fracture, they presented a cyclical softening.

Through fractography, it was determined that the defects inherent to the casting process, such as, for example, porosity close to the surface and of greater size, dominated the nucleation phenomenon; fatigue striations were also observed, as well as damaged, cracked and detached particles. On the other hand, the crack propagation phenomenon was caused by the coalescence of microcracks, through regions with a higher density of defects and brittle particles, until they grew into macroscopic cracks and, finally, presenting a ductile fracture mode Coalescence, that is, the union and interaction between micropores, accelerated the fracture. This made it possible to demonstrate that the nature of the particles with the highest presence, in the first hysteresis cycle, determined the behavior of the Bauschinger effect of the alloys A319 T7, A356 T6 and A356+0.5Cu T6, decreasing this phenomenon as it increased plastic deformation and, in turn, adjusting to a Masing-type behavior.

Key words: Hypoeutectic aluminum alloy. Low cycle fatigue. Bauschinger effect. Hardening model. Cylinder head.

CAPÍTULO I

INTRODUCCIÓN

El uso de aleaciones de aluminio para aplicaciones automotrices, ha crecido de forma acelerada en los últimos cincuenta años. Después del acero, es el material más utilizado en la manufactura de vehículos; siendo su principal ventaja, en comparación con el acero, su superior relación resistencia/peso, que, con una menor densidad, promueve un menor consumo de combustible, al ser más ligeros los vehículos. Lo cual, permite aproximarse empíricamente, lo más posible, en el cumplimiento de las legislaciones de los gobiernos, en relación con la reducción de las emisiones de carbono. Por lo cual, en el contexto actual de México, como el 7° productor de vehículos a nivel global y el 4° exportador en millones de unidades, el estudio y el uso de aleaciones de aluminio favorece a la industria nacional automotriz, potenciando un crecimiento económico sustentable, así como en la transición eléctrica-automotriz (VEs –Vehículos Eléctricos), a través del desarrollo de la técnica científica; teniendo como horizonte un cada vez menor impacto medioambiental¹. De tal manera que, características como su excelente fluidez en procesos de fundición, buenas propiedades mecánicas, a través de la adición de elementos aleantes y excelente respuesta a tratamientos térmicos, así como su reciclaje cada vez más rentable, hacen a las aleaciones de aluminio ideales para la manufactura de componentes automotrices, como, por ejemplo, la cabeza de cilindros.

¹ Si bien, la entropía es un proceso inexorable en la naturaleza y, a su vez, a cualquier actividad (productiva) humana; por lo cual, es importante discernir que los efectos negativos, durante la competencia, a corto plazo, se originan por el criterio material ético de selección y no por la tecnología. De tal manera que, al orientar el desarrollo de la ciencia de los materiales hacia un cada vez menor impacto medioambiental, en tanto que, determinado, a su vez, por el consenso y la factibilidad, y viceversa, potenciará el desarrollo de la técnica científica (la «poiesis», como la relación sujeto-naturaleza, es decir, el acto productivo, el fabricar, el hacer la tecnología) bajo el mismo fundamento.

La cual, al sujetarse a través de tornillos al monobloque de motor, en conjunto con el empaque de motor, sella los cilindros para garantizar la máxima compresión y evitar fugas de refrigerante o del aceite del motor en los cilindros. Ahora que, como parte de una máquina que transforma la energía química en mecánica, cinética y térmica, a través de un combustible que arde dentro de la cámara de combustión, la cabeza de cilindros experimenta principalmente dos tipos de daño en servicio: fatiga a bajo ciclo y fatiga termomecánica. Además, las grietas por fatiga generalmente se combinan con el esfuerzo plástico en campos localizados, cercano a la cámara de combustión. De tal manera que dichos antecedentes, fundamentan el planteamiento del problema del presente trabajo de investigación.

El comportamiento de las propiedades mecánicas estáticas de las aleaciones de aluminio hipoeutécticas², a través de los ensayos de tensión, fundamentan la toma de decisiones para el desarrollo tecnológico, empero, partiendo de las hipótesis diacrónicas, es decir, a lo largo de su historial de deformación plástica, dichas aleaciones presentan un comportamiento a fatiga³ notablemente diferenciado, en relación con el comportamiento a tensión. Esto es, un comportamiento diferenciado de los mecanismos de endurecimiento monotónico y ciclo, en el campo plástico, ante la presencia de elementos microestructurales. De tal manera que el presente trabajo de investigación, tiene como objetivo caracterizar el comportamiento de las propiedades mecánicas estáticas, a través de los ensayos de tensión uniaxial.

² El sistema Al-Si es utilizado como base para la fabricación de un variado grupo de aleaciones de aluminio para fundición, las cuales suelen ser clasificadas según su contenido de Si en: hipoeutécticas ($\%Si < 10$); eutécticas ($10 < \% Si < 13$) e hipereutécticas ($13 < \% Si$). Las aleaciones hipoeutécticas ($\%Si < 10$) tienen su estructura dominada por la fase α -Al, de naturaleza dendrítica. Por otra parte, los cristales α se encuentran separados por microconstituyentes eutécticos, cuya cantidad aumenta a medida que crece el contenido de Si.

³ En este trabajo, el concepto de fatiga refiere a fatiga a bajo ciclo; teniendo presente que es uno de los principales tipos de daño que experimenta la cabeza de cilindros en servicio.

Ahora que, a través de ensayos de fatiga a bajo ciclo, controlados a 0.30%, 0.35% y 0.40% de amplitud de deformación ($\Delta\varepsilon/2$), a 5 Hz, se tiene como objetivos caracterizar el comportamiento de las propiedades mecánicas dinámicas, esto para validar dicha hipótesis. A su vez, caracterizar el comportamiento del efecto Bauschinger⁴ de las aleaciones hipoeutécticas A319 T7, A356 T6 y A356+0.5Cu T6, permitirá la validación de la hipótesis que enuncia que la naturaleza de los elementos microestructurales determinó el movimiento de las dislocaciones, en la matriz de α -Al, entre las partículas precipitadas.

Lo cual, permitirá establecer, como aportación científica, nuevas teorías sobre el comportamiento, en el campo plástico, de los mecanismos de endurecimiento. Esto, se representó a través de un modelo de endurecimiento diacrónico⁵, constituido por el conjunto de hipótesis por comprobar en este estudio. Que, a su vez, por distinción analógica⁶, permitirá hacer predicciones e inferencias con mayor precisión, en la empresa Nematik, sobre el comportamiento a fatiga a bajo ciclo de componentes automotrices, como, por ejemplo, la cabeza de cilindros; siendo esta la aportación tecnológica y justificación del presente estudio de investigación.

⁴ Johann Bauschinger (11 de junio de 1834, en Nuremberg - 25 de noviembre de 1893, en Munich) fue un matemático, constructor y profesor de ingeniería mecánica en el Politécnico de Munich desde 1868 hasta su muerte. El efecto Bauschinger lleva su nombre por su descubrimiento.

⁵ El modelo de endurecimiento diacrónico, es decir, la representación a lo largo de su historial de deformación plástica, permite el estudio del comportamiento de los mecanismos de endurecimiento, tal como son, en un momento dado de su evolución en el tiempo.

⁶ Las distinciones analógicas refiere a que se tiene una cierta semejanza y distintos analogados con el comportamiento a fatiga a bajo ciclo de componentes automotrices, como, por ejemplo, la cabeza de cilindros.

CAPÍTULO II

ALEACIONES DE ALUMINIO

2.1 Introducción

El aluminio es el metal no ferroso más utilizado en el mundo. Solo en 2017 fue utilizado 87.6 millones de toneladas, de las cuales más de 24 millones de toneladas fueron de aluminio reciclado, equivalente a un 28% del consumo de aluminio mundial para ese año. De acuerdo con las estimaciones de «Commodities Research Unit Group» (Grupo CRU), se proyecta que en la siguiente década el consumo de aluminio reciclado sea aproximadamente 30% del consumo total. Para el período 2018-2022, se pronosticó un crecimiento sostenido del consumo con una demanda de 66.1 millones de toneladas, para 2018, aumentando hasta 75.9 millones de toneladas de aluminio para 2022, en tanto que, a largo plazo (2023-2035) se pronosticó que el consumo mundial de aluminio siga creciendo de manera moderada, con base en la demanda de los países, pasando de las 78.3 millones toneladas de aluminio en 2023 a 93.5 millones de toneladas en 2035 [1].

Ahora bien, en 2019, la producción de aluminio en China alcanzó los 36 millones de toneladas métricas. Esta cifra sitúa al país como el primer productor mundial, a gran distancia de la India, que ocupaba el segundo puesto del ranking con un total de 3.7 millones de toneladas, siendo la producción global del metal aproximadamente de 64 millones de toneladas. Sin embargo, el mercado global se vio jaqueado, es decir, se vio perturbado o impedido por el brote de la enfermedad por coronavirus 2019 (COVID-19), causado por el virus del síndrome respiratorio agudo severo tipo-2 (SARS-CoV-2), declarado como una pandemia en marzo de 2020, lo cual requerirá de un análisis e interpretación exhaustivo del comportamiento del mercado global y de la producción global de las aleaciones de aluminio, en los próximos años.

El aluminio, como tal, no existe como metal en la naturaleza, debido a la alta afinidad química por el oxígeno. Los compuestos de aluminio, principalmente el óxido en formas de diversa pureza e hidratación, están ampliamente distribuidos en la naturaleza.

En estas formas, el aluminio es el segundo elemento metálico más abundante en la corteza terrestre, con una estimación del 8%, siendo el silicio el elemento más abundante, con un 27.5%, aproximadamente. Otros elementos con porcentajes aproximados importantes son: el hierro con 5%, magnesio 2%, zinc y estaño con 0.004% cada uno [2-4]. De tal manera que, el proceso de producción de aluminio primario se puede dividir en tres etapas independientes. Estas son: la extracción de las materias primas necesarias (bauxita y variedad de otros minerales); el procesamiento del mineral y la preparación de óxido de aluminio (alúmina); y la producción de aluminio primario, a partir de la alúmina [2].

La bauxita contiene formas hidratadas de óxido de aluminio y, por lo tanto, es la fuente mineral más económicamente factible para beneficio químico en la producción de alúmina. El nombre de Bauxita se deriva del pueblo Les Baux en el sur de Francia, donde el mineral fue explotado comercialmente por primera vez [5]. Históricamente, la producción comercial de aluminio primario se ha basado casi por completo en el uso de bauxita, en la que el aluminio se produce principalmente en forma de hidratos de aluminio. La producción moderna de aluminio implica dos procesos industriales independientes, para la transición de los óxidos de aluminio (alúmina) naturales al metal extraído [5]. La reducción de alúmina incluye dos etapas principales:

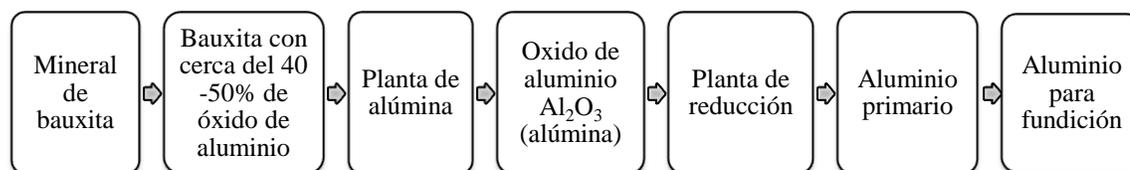
- Producción de alúmina a partir de minerales de aluminio. Se puede hacer por diferentes métodos químicos.
- Producción de aluminio a partir de alúmina por electrólisis con fluoruro de sodio y aluminio (Na_3AlF_6), comúnmente llamado criolita [3, 5].

La alúmina producida comercialmente, a partir de bauxita, se obtiene mediante un proceso patentado por Karl Bayer, en 1888. El proceso de Bayer implica una lixiviación cáustica de la bauxita a temperatura y presión elevadas, seguido de la separación de la solución de aluminato de sodio resultante, así como la precipitación selectiva de la alúmina hidratada ($\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 3\text{H}_2\text{O}$) [5].

Las condiciones reales de procesamiento, como la temperatura de lixiviación, el tiempo de retención y la concentración de sosa cáustica, así como los costos de producción, están determinados por el tipo de bauxita que se procesará. De tal manera que, una alúmina de Bayer, está diseñada para tratar una bauxita específica y no puede usarse una bauxita que sea muy distinta a la que la planta fue diseñada para usar [6].

El aluminio primario se produce mediante la reducción de alúmina por electrólisis⁷ en un baño fundido de criolita natural o sintética (Na_3AlF_6), sirviendo como electrolito y disolvente para la alúmina. El aluminio⁸ de pureza comercial se fabrica principalmente por electrólisis [7]. El proceso utilizado para la reducción electrolítica de alúmina para el metal, no difiere fundamentalmente del proceso original ideado en 1889 por Héroult y Hall. El principal cambio es un aumento en el tamaño de cada celda electrolítica [8, 9].

Tabla 2.1 Esquema de la producción de aluminio [10].



⁷ Para la conversión de alúmina en aluminio, los principales costos son: electricidad, costos laborales (fuerza de trabajo) y productos de carbón (coque y brea). La electricidad representa la mayor variación en los costos de producción entre las fundiciones y se constituye, a su vez, como la base principal de la ventaja competitiva entre fundiciones [1].

⁸ El precio de producción de aluminio varía de forma importante en el mercado mundial. Los costos de producción más altos se encuentran en Latinoamérica, con un total de 105 dólares por tonelada de aluminio producida «versus» los 52 dólares por tonelada producida en Asia-Pacífico, región que se posiciona como la de menor precio de producción mundial. La mayor inversión comercial y, a su vez, con un mayor desarrollado de su tecnología (o composición orgánica), se concentra en China, siendo el mayor consumidor y productor mundial de aluminio. Esto se fundamenta principalmente a sus políticas públicas de autoabastecer su demanda de aluminio (el campo económico es determinado por el campo político). Otras regiones con altos niveles de inversión comercial son África y Medio Oriente, con más de 3 mil millones de inversión cada una [1].

Las fundiciones fueron el primer mercado importante para el aluminio, tras la comercialización del proceso de reducción electrolítica de Hall- Héroult. En un principio, las aplicaciones se limitaban a curiosidades como: números de casas, espejos de mano, peines, cepillos y carcasas de lámparas decorativas; enfatizando el peso ligero, el acabado plateado y la novedad del nuevo metal. Los utensilios de cocina de aluminio fundido, eran una alternativa bienvenida a las ollas y sartenes de hierro fundido, así como el latón. El costo del aluminio disminuyó constantemente y, para fines del siglo XIX, importantes aplicaciones de ingeniería se volvieron económicamente viables. La fundición de aluminio y, a su vez, el trabajado, lo hizo el metal de su época. Tres mercados emergentes coincidieron con la aparición del aluminio como alternativa de material:

- La electrificación exigía no solo cables y alambres de baja densidad, resistentes a la corrosión y alta conductividad para los que el aluminio era adecuado, sino también torres de transmisión y herrajes de instalación de fundición.
- Los pioneros del sector automotriz buscaron materiales innovadores y formas de productos para diferenciar el rendimiento y la apariencia de sus productos.
- Cuando los Hermanos Wright tuvieron éxito en el vuelo motorizado, el motor y otras piezas en aluminio fundido representaron el comienzo de una estrecha colaboración con lo que se convertiría en las industrias aeronáutica y aeroespacial.

La gran cantidad de aplicaciones para las que el aluminio compitió en estos y otros mercados, requirió el desarrollo de composiciones especializadas y condiciones de materiales para satisfacer requisitos de ingeniería específicos. La caracterización de las propiedades físicas y mecánicas, así como los resultados de los ensayos de rendimiento, fueron la base para nuevos desarrollos de aleación y refinamientos en el control de la composición. El desarrollo del molde permanente y fundición a alta presión, como alternativas a la fundición en arena, alentó el desarrollo de nuevas aleaciones, no solo para los requisitos de aplicación, sino también para el proceso de fundición. El continuo desarrollo de la técnica científica de las aleaciones de fundición y su reciclaje, han mejorado la competitividad y mejorado el crecimiento de los mercados de fundición de aluminio.

2.2 Propiedades del aluminio y sus aleaciones

Las aleaciones de aluminio (véase la Tabla 2.2) se clasifican principalmente en dos grupos: las aleaciones de fundición y las aleaciones trabajadas. Siendo las composiciones de aleaciones de fundición de aluminio, en muchos aspectos, paralelas a las de aleaciones trabajadas. El endurecimiento y las propiedades deseadas se logran mediante la adición de elementos aleantes, así como mediante tratamientos térmicos.

Mientras que los productos trabajados se manufacturan típicamente en secciones redondas y transversales rectangulares, a través de procesos de fundición que minimizan la profundidad y maximizan la uniformidad del frente de solidificación, la solidificación en fundiciones, con formas complejas y tasas variables de solidificación, presenta diferentes demandas en el comportamiento de la solidificación de las aleaciones.

Dado que el endurecimiento por trabajo no juega un rol significativo en el desarrollo de las propiedades en aleaciones de fundición, el uso y los propósitos de algunos elementos aleantes, difieren de las aleaciones trabajadas. Siendo la colabilidad, la consideración más importante en la diferenciación de las composiciones de aleaciones de fundición y trabajadas.

El término colabilidad se emplea para estimar la idoneidad de una composición, que, a una tasa de solidificación en un proceso específico, permita producir piezas sanas y sin defectos. La colabilidad en fundiciones por gravedad, considera generalmente la fluidez como la medida de capacidad de llenado del molde, resistencia al agrietamiento en caliente durante y después de la solidificación, así como características de alimentación que promueven el flujo de metal durante la solidificación para evitar o minimizar la formación de vacíos de contracción. Ahora que, para fundiciones a alta presión, los criterios de colabilidad son la resistencia al agrietamiento en caliente, la fluidez, soldadura al molde y el acabado superficial.

La fluidez es una función compleja que se puede cuantificar y definir matemáticamente, siendo fuertemente afectada por la temperatura por encima de la de «liquidus» o grado de recalentamiento (véase la Figura 2.1). Las composiciones con mayor fluidez a temperaturas de colada convencionales son eutécticas o casi eutécticas.

Tabla 2.2 Propiedades del aluminio puro [13, 14].

Propiedades Químicas	
Símbolo químico	Al
Número atómico	13
Peso atómico	26.9815 uma
Radio atómico	0.143 nm
Isótopos	Ninguno
Valencia	3
Estructura cristalina	Cúbica centrada en las caras
Parámetro de red	0.404 nm
Plano de deslizamiento	{111}
Propiedades Físicas	
Densidad	2.7 g/cm ³
Punto de fusión	660°C
Punto de ebullición	2,480°C
Calor de combustión	200 kcal/at-gr
Cambio de volumen en la solidificación	6.70%
Contracción por vaciado (lineal)	1.7-1.8%
Color-Luz reflejada	Blanco argentado
Propiedades Ingenieriles	
Módulo de elasticidad	72.4 GPa
Módulo de corte	27.5 GPa
Coefficiente de Poisson	0.31
Calor específico promedio (0 - 100°C)	917 J kg ⁻¹ K ⁻¹
Conductividad térmica (20 - 100°C)	238 W m ⁻¹ K ⁻¹
Coefficiente de expansión térmica (0–100°C)	23.5x10 ⁻⁶ K ⁻¹
Resistividad eléctrica (20°C)	2.67x108 Ω-m
Susceptibilidad magnética 18°C x10 ⁶	0.63

Las características mejoradas de alimentación se asocian, generalmente, con intervalos reducidos entre las temperaturas de «solidus» y «liquidus», así como en un mayor porcentaje de líquido, a la temperatura eutéctica. La tendencia a la solidificación y al agrietamiento posterior a la solidificación, está dominada por los efectos de los elementos sobre la resistencia a temperaturas elevadas, así como a la velocidad de solidificación. La adherencia al molde («die soldering») está fuertemente influenciada por la química del metal, empero, condición del molde permanente y otros parámetros del proceso son también importantes.

La concentración óptima de silicio depende en parte del proceso de fundición. Los procesos caracterizados por un mayor flujo de calor utilizan aleaciones con mayor contenido de silicio, ya que mejora la fluidez, al reducir la temperatura eutéctica. Además de la alimentación, la compensación por la contracción interna, varía como resultado de los gradientes térmicos en la zona de solidificación que están controlados por el proceso. En general, las propiedades de fundición de las aleaciones siempre estaban vinculadas a todo el rango de solidificación.

La reciclabilidad del aluminio es una de las principales ventajas del material. Se han desarrollado varias aleaciones de fundición, específicamente para la producción de componentes automotrices⁹, a través de chatarra refundida. Estas composiciones secundarias especifican rangos de impurezas más amplio, incluyendo elementos adicionales como impurezas para reflejar las variaciones en las materias primas. En contraste, las aleaciones primarias que se producen a partir de aluminio primario y aleaciones maestras, muestran límites de impurezas de elementos más específicos y limitados [10-12].

⁹ En el contexto de México, la industria nacional automotriz se verá nuevamente exigida por la competencia, a corto plazo, a desarrollar su tecnología hacia la transición eléctrica-automotriz (VEs – Vehículos Eléctricos), como la redefinición de la técnica desde la ciencia, es decir, la inclusión de la ciencia en la acción técnica; teniendo como principio, el aumento en la tasa de ganancia. De tal manera que el mercado competitivo, bajo el sistema económico vigente, determinara nuevamente el campo económico, así como el desarrollo de la técnica científica, y no viceversa.

2.3 Sistema de designación de aleación de aluminio

Los sistemas de designación y la nomenclatura de aleaciones de aluminio de fundición, no están estandarizados internacionalmente. En América del Norte, el sistema más utilizado es el desarrollado y mantenido por la Asociación de Aluminio (AA) [15]. En la designación de aleación AA, hay cuatro dígitos numéricos, los cuales son:

- El primer dígito indica los principales aleantes.
- El segundo y tercer dígito la aleación específica (el número no tiene importancia, pero es único a la aleación).
- El cuarto dígito, precedida por un punto, indica la designación de fundición (0) o lingote (1, 2).

Las variaciones en los límites de composición, que son demasiado pequeñas para requerir un cambio en la aleación, se indican con una letra anterior a la designación numérica (A, B, C, etc.). La primera versión de una aleación, por ejemplo, 356.0, no contiene letra como prefijo; la primera variación tiene una A, por ejemplo, A356.0, la segunda será B, por ejemplo, B356.0, y así sucesivamente. El primer dígito define los principales constituyentes de la aleación, definiéndose las siguientes categorías:

- 1xx.x, aluminio puro (99.00% o más).
- 2xx.x, aluminio-cobre.
- 3xx.x, aluminio-silicio-cobre y/o magnesio.
- 4xx.x, aluminio-silicio.
- 5xx.x, aluminio-magnesio.
- 6xx.x, sin uso.
- 7xx.x, aluminio-zinc-magnesio.
- 8xx.x, aluminio-estaño.
- 9xx.x, aluminio más otros elementos.

En designaciones del tipo 1xx.x, los dígitos segundo y tercero indican el contenido mínimo de aluminio (99.00% o más); estos dígitos son los mismos que los dos a la derecha del punto decimal en el porcentaje mínimo de aluminio expresado al 0.01% más cercano. Por ejemplo, la aleación 170.0, contiene un mínimo de 99.70% de aluminio. Para aleaciones de aluminio, los dígitos segundos y tercero en las designaciones 2xx.x a 8xx.x no tienen importancia numérica, solo identifica aleaciones individuales en el grupo. En todas las designaciones de aleaciones de fundición, el cuarto dígito, a la derecha del punto decimal, indica la forma del producto:

- 0 denota producto terminado/vaciado («near net shape»)
- 1 denota lingote estándar.
- 2 denotan lingote que tiene rangos de composición más estrechos que los del lingote estándar pero dentro de éstos.

Las designaciones en la forma xxx.1 y xxx.2, incluyen la composición de aleaciones específicas en forma de lingote, adecuado para uso en fundición. Las designaciones en la forma xxx.0, en todos los casos, definen la composición límites aplicables a las fundiciones. Otras variaciones en composiciones específicas, se denotan con letras de prefijo usadas principalmente para definir diferencias en los límites de impurezas. La «American National Standardization Institute liquidus» (ANSI) [10], clasifica las aleaciones de aluminio trabajadas mediante un sistema de designación numérica de cuatro dígitos con base en la «Aluminium Association of the United States», como a continuación:

- 1xxx, aluminio puro (99.00% o más).
- 2xxx, aluminio-cobre.
- 3xxx, aluminio-magnesio.
- 4xxx, aluminio-silicio.
- 5xxx, aluminio-magnesio.
- 6xxx, aluminio-magnesio-silicio.
- 7xxx, aluminio-zinc- magnesio.

- 8xxx, elementos no considerados.
- 9xxx, no usada.

Las aleaciones de las series 1xxx y 3xxx son de una sola fase, sus propiedades son controladas por endurecimiento por deformación, solución sólida y por control de tamaño de grano. Las aleaciones de la serie 4xxx contienen dos fases: α y silicio casi puro β . Las aleaciones de la serie 5xxx contienen α una solución de magnesio en aluminio, las cuales se endurecen mediante una dispersión fina de β -Mg₂Al₃. Las aleaciones de las series 2xxx, 6xxx y 7xxx son endurecibles por envejecido. El sistema de designación de tratamientos térmicos de la Asociación de Aluminio [15], utiliza letras y números para indicar los principales tipos de tratamientos térmicos aplicables a las piezas fundidas y trabajadas de ingeniería:

- F: Estado bruto. Es el material tal como sale del proceso de fabricación, sin tratamiento térmico.
- O: Recocido. Se aplica a materiales ya sea de trabajo como de fundición que han sufrido un recocido completo.
- O1: Recocido a elevada temperatura y enfriamiento lento.
- O2: Sometido a tratamiento termomecánico.
- O3: Homogeneizado. Esta designación se aplica a los alambrones y a las bandas de colada continua que, son sometidos a un tratamiento de difusión a alta temperatura.
- W: Solución tratada térmicamente. Se aplica a materiales que después de recibir un tratamiento térmico quedan con una estructura inestable y sufren envejecimiento natural.
- H: Estado de Trabajado. Viene con materiales a los que se ha realizado un endurecimiento por deformación.
- H1: Endurecido por deformación hasta obtener el nivel deseado y sin tratamiento posterior.
- H2: Endurecido en exceso por deformación y recocido parcial para recuperar suavidad sin perder ductilidad.

- H3: Endurecido y estabilizado.
- H4: Endurecido y lacado o pintado. Son aleaciones endurecidas en frío y que pueden sufrir un cierto recocido en el tratamiento de curado de la capa de pintura o laca. En esta clasificación se usa un segundo dígito (en ocasiones es necesario un tercer dígito) que indica el grado de endurecimiento por deformación.
- T: Tratamiento de solubilizado.
- T1: Enfriado desde un proceso de fabricación realizado a una elevada temperatura y envejecido de forma natural.
- T2: Enfriado desde un proceso de fabricación realizado a una alta temperatura, trabajado en frío y envejecido de forma natural.
- T3: Solución tratada térmicamente, trabajada en frío y envejecida a temperatura ambiente hasta alcanzar una condición estable.
- T4: Solución tratada térmicamente y envejecida a temperatura ambiente hasta alcanzar una condición estable. Es un tratamiento similar a T3, pero sin el trabajo en frío.
- T5: Enfriado desde un proceso de fabricación a alta temperatura envejecida artificialmente.
- T6: Solución tratada térmicamente y envejecida artificialmente. Son designados de esta forma los productos que después de un proceso de conformado a alta temperatura (moldeo o extrusión) no son endurecidos en frío, sino que sufren un envejecimiento artificial hasta alcanzar su máxima dureza o resistencia.
- T7: Solución tratada térmicamente y sobrevejecida para su completa estabilización.
- T8: Térmicamente tratada por disolución, trabajada en frío y envejecida artificialmente.
- T9: Solución tratada térmicamente, envejecida artificialmente y trabajada en frío.
- T10: Enfriado directamente de un proceso de formado a alta temperatura, trabajado en frío y envejecido artificial.
- T73: Solución tratada térmicamente y envejecida en forma artificial de dos etapas.
- T76: Solución tratada térmicamente y envejecida de manera artificial en dos etapas (diferentes de 73).

La designación del tratamiento térmico, se presenta inmediatamente después de la designación de la aleación. Por lo tanto, para una aleación 356.0 que ha sido tratada térmicamente en solución, templada y envejecida artificialmente, se designaría como 356.0-T6. Mientras que en una aleación 6061 se designaría como 6061-T6.

2.4 Efectos de elementos de aleación

El cobre (Cu) mejora sustancialmente la resistencia y la dureza en las condiciones de fundición y tratamiento térmico. Las aleaciones que contienen 4 a 5.5% de Cu responden mejor al tratamiento térmico, sin embargo, presentan poca fluidez. El cobre generalmente reduce la resistencia a la corrosión general y, en composiciones específicas, aumenta la susceptibilidad a la corrosión bajo tensión. Por el contrario, las bajas concentraciones de cobre en aluminio y aleaciones de zinc, inhiben la corrosión bajo tensión. El cobre reduce la resistencia al desgarre en caliente y aumenta el potencial de contracción interdendrítica, en tanto reduce la resistencia a la corrosión [16, 17].

El hierro (Fe) mejora la resistencia al desgarre en caliente y disminuye la tendencia a la adhesión o soldadura al molde en la fundición a alta presión. Los aumentos en el contenido de hierro están acompañados por una ductilidad sustancialmente disminuida. El hierro reacciona para formar una serie de fases intermetálicas, las más comunes son FeAl_3 , FeMnAl_6 y $\alpha\text{-AlFeSi}$. Estas fases esencialmente insolubles, son responsables de las mejoras en la resistencia, especialmente a temperatura elevada, pero también de la fragilidad de la microestructura. Esto, a medida que la fracción de fases insolubles aumenta con el contenido de hierro, las consideraciones de colabilidad, así como las características de alimentación, se ven afectadas negativamente. El hierro participa en la formación de fases residuales con manganeso, cromo y otros elementos [16].

El magnesio (Mg) es la base para el desarrollo de resistencia y dureza en aleaciones de aluminio y silicio tratadas térmicamente, así también es comúnmente utilizado en aleaciones de aluminio-silicio más complejas que contienen cobre, níquel y otros elementos para el mismo propósito. La fase de endurecimiento Mg_2Si , muestra un límite de solubilidad útil correspondiente a 0.7% de Mg aproximadamente, más allá del cual, no se produce un fortalecimiento adicional o se produce un ablandamiento de la matriz.

Las composiciones comunes de aluminio-silicio de alta resistencia, especifican magnesio en el rango de 0.07 a 0.4%. Las aleaciones binarias de aluminio-magnesio, son ampliamente utilizadas en aplicaciones que requieren un acabado superficial brillante, excelente respuesta al acabado químico y atractivas combinaciones de resistencia y ductilidad, empero, la estabilidad de sus óxidos es pobre por lo que su resistencia a corrosión es pequeña. Las composiciones comúnmente varían de 4 a 10% de Mg, y aquellas que contienen más de 7% de Mg, son tratables térmicamente. La inestabilidad y el envejecimiento a temperatura ambiente a largo plazo, en las concentraciones más altas de magnesio, se pueden evitar mediante tratamiento térmico [16].

El titanio (Ti) se utiliza ampliamente para el refinamiento de grano en aleaciones de fundición de aluminio a menudo en combinación con pequeñas cantidades de boro. La fase intermetálica de $TiAl_3$, tiene una distancia interplanar muy similar al del aluminio. El titanio, en exceso de la estequiometría de TiB_2 , es necesario para un refinamiento de grano eficaz. El titanio se emplea a menudo en concentraciones mayores, que las requeridas para el refinamiento del grano, a fin de reducir las tendencias de agrietamiento en caliente [16].

El silicio (Si) tiene un efecto sobresaliente en aleaciones de aluminio mejorando las características de fundición, así como la fluidez, la resistencia al agrietamiento por solidificación y las características de colabilidad y alimentación. Las aleaciones comerciales abarcan los intervalos hipoeutéctico e hipereutéctico hasta aproximadamente 30% de Si. El porcentaje de líquido en el rango de solidificación, está dictado por la composición inicial, y por el grado de enfriamiento no equilibrado. Para procesos de mayor velocidad de solidificación, como en la fundición a alta presión y en moldes permanentes, y para secciones más finas en las que tiene lugar una velocidad de solidificación más rápida, la porosidad por contracción se ve fuertemente afectada por la temperatura de alimentación de metal líquido en regiones parcialmente solidificadas. Por esta razón, el contenido de silicio más deseable de las aleaciones de aluminio-silicio, corresponde a la velocidad de solidificación del proceso característico.

Para procesos de lenta velocidad de enfriamiento, tales como yeso, investimento, y arena, el intervalo preferido es de 5 a 7%, para el molde permanente 7 a 9% y para la fundición a presión de 8 a 12%.

Las bases para estas recomendaciones son la relación de la velocidad de solidificación con la fluidez, y el efecto del porcentaje de eutéctico en la alimentación a medida que avanza la solidificación. El silicio, se combina con el magnesio para formar Mg_2Si , en aleaciones tratables térmicamente. Además, se combina con hierro y otros elementos para formar fases insolubles complejas. El silicio también reduce la densidad y el coeficiente de expansión térmica [16].

Estroncio (Sr) Se adiciona normalmente en cantidades muy pequeñas (0.008–0.04%) para modificar la fase del eutéctico Al–Si en aleaciones hipoeutécticas, promoviendo mejoras en ductilidad, transferencia de calor y resistencia al impacto. [16].

2.5 Aleaciones de aluminio-silicio

El fortalecimiento de las aleaciones de Al-Si se logra mediante la adición de pequeñas cantidades de Cu, Mg o Ni. En la Figura 2.1a se muestra el diagrama de fase binario Al-Si de esta familia de aleaciones de composición hipoeutéctica. El silicio le proporciona buenas propiedades de colabilidad, mientras que el cobre mejora la resistencia a la tensión, la maquinabilidad y la conductividad térmica, esto a expensas de una reducción de la ductilidad y la resistencia a la corrosión. La aleación 319.0 se utiliza ampliamente para la fundición de arena y molde permanente, mientras que el 380.0 se ha utilizado durante muchos años como la principal aleación de fundición inyectada a alta presión. La resistencia y maquinabilidad de las aleaciones 319.0 y 380.0 se pueden mejorar mediante tratamientos térmicos T6 o T5. Las aleaciones de aluminio-silicio endurecidas por envejecimiento, que contienen magnesio, constituyen otro grupo de aleaciones importantes.

Después del tratamiento de solución y temple (T4), el envejecimiento da como resultado una distribución uniforme de Mg, mientras que el Si, precipita a lo largo de las dendritas de aluminio. En la Figura 2.1b el sistema aluminio-silicio-magnesio es representado en un diagrama pseudobinario Al-Mg. Las aleaciones de aluminio-silicio-magnesio se moldean en arena o moldes permanentes presentando excelente colabilidad, presión hermética y resistencia a la corrosión [13, 18-20].

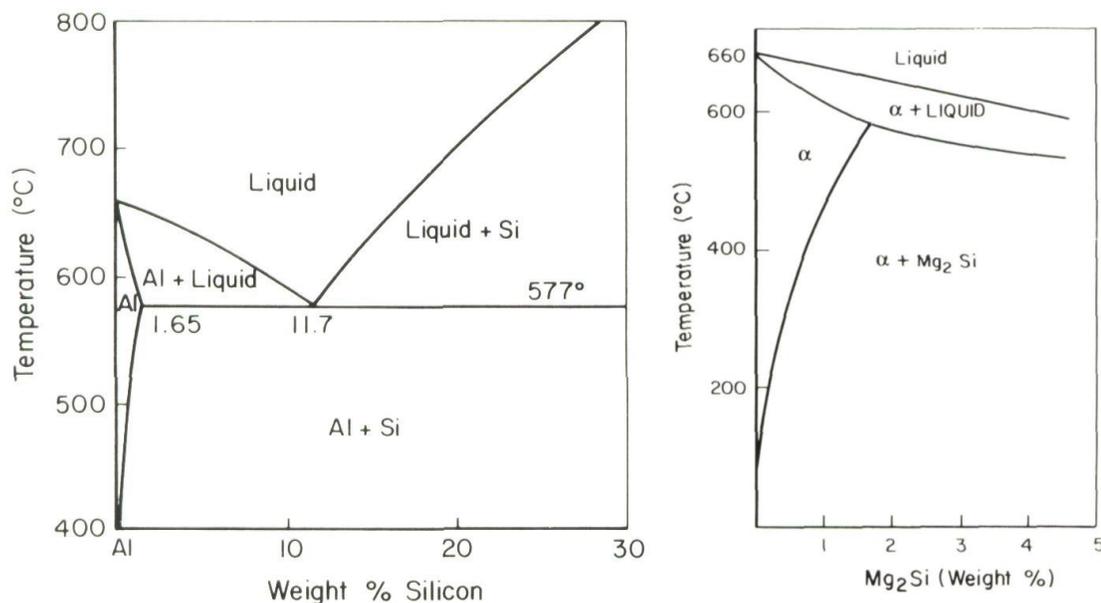


Figura 2.1 a) Diagrama de fase binario Al-Si en equilibrio. b) Diagrama de fase pseudo binario Al+Mg₂Si [18].

Las piezas de aluminio-silicio a partir de moldes en arena, así como de moldes permanentes, son predilectas por muchos fabricantes de automóviles, empaques y envases para alimentos, y carcasas de bomba, etc. La aleación 319.0 se obtiene de metal reciclado para la fabricación de monobloques y cabeza de cilindros, así también, las propiedades de las aleaciones A356.0 y A357.0 de calidad superior, son muy atractivas para muchas aplicaciones de piezas de automotrices, militares y aeronáuticas [13, 18-20]. El control de la microestructura, a través de la modificación eutéctica y tratamientos térmicos, proporciona una amplia gama de propiedades mecánicas. El aumento de los niveles de hierro, además de una velocidad de solidificación más lenta, tiene una influencia negativa en las propiedades mecánicas. Además, la porosidad es perjudicial para la resistencia a la tensión y la elongación. La aleación 357.0 se puede distinguir de una aleación 356.0 por su mayor nivel de magnesio. En consecuencia, las aleaciones 357.0 tratadas térmicamente tienen mayor resistencia a la tensión que las aleaciones 356.0. Las aleaciones A356.0 y A357.0 son versiones con mayor pureza. Los niveles más bajos de hierro, así como una pequeña cantidad de berilio en A357.0 dan como resultado una mejor ductilidad.

2.6 Aleaciones de aluminio-cobre

El uso de aleaciones de aluminio-cobre ha disminuido en los últimos años, debido a su sustitución por aleaciones endurecibles de aluminio-silicio que, exhiben mejores características de fundición. En general, las aleaciones de aluminio-cobre contienen menos del 5.7% de cobre. La Figura 2.2 muestra que después de la solubilización, se precipitan partículas de Al-Cu a partir de la aleación templada. En general, las aleaciones de aluminio-cobre, tienen una mayor tendencia al agrietamiento por contracción y a la formación de microrechupes. Además, de reducirse la fluidez se requiere de una buena mazarota y entradas de alimentación para garantizar la colabilidad [13, 18-20].

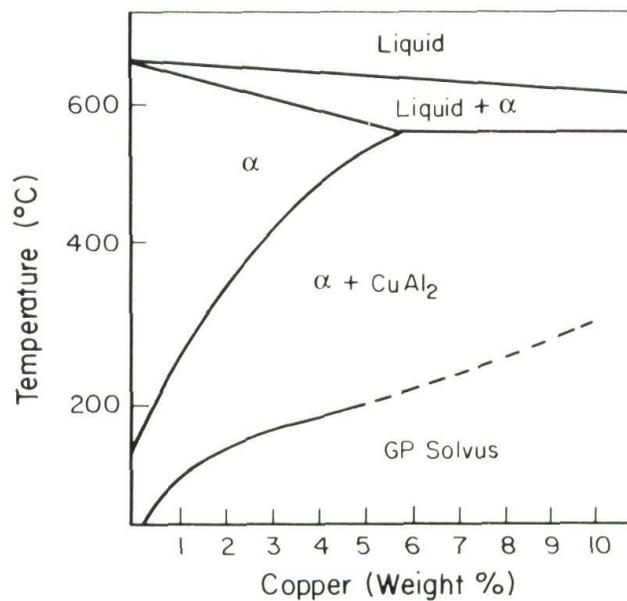


Figura 2.2. Diagrama de fase de Al-Cu [19].

Las aleaciones 201.0 y A206.0 se utilizan para fundiciones aeroespaciales de calidad superior, principalmente debido a su excelente resistencia a la tensión, y actualmente están encontrando un aumento en las aplicaciones de fundición para automóviles.

2.7 Aleaciones de aluminio-magnesio-silicio

El uso de aleaciones de aluminio-magnesio-silicio, se utilizan como aleaciones estructurales de resistencia media con la ventaja de que son fácilmente soldables y resistentes a la corrosión. Por este motivo son usadas en productos extruidos y en menor cantidad, para placa y lámina. El magnesio y el silicio son agregados en cantidades balanceadas que van de 0.8 a 1.2% en peso, para formar la aleación pseudobinaria Al-Mg₂Si (Mg: Si 1.73%:1%), siendo éste tipo de aleaciones muy dúctiles y pueden ser extruidas con mayor facilidad; o bien, con un exceso de silicio del necesario para formar Mg₂Si [12], promoviendo una respuesta adicional al tratamiento térmico de envejecido, refinando el tamaño de las partículas de Mg₂Si y precipitando silicio, lo cual puede causar un decremento en ductilidad, atribuido en parte a la tendencia del Si a segregarse en los límites de grano. Las aleaciones que contienen magnesio y silicio en cantidades de 1.2 a 2% en peso, presentan alta resistencia con el envejecimiento y se utiliza generalmente con propósitos estructurales.

La secuencia del tratamiento térmico en las aleaciones AA6061 T6, involucra la formación de una solución sólida sobresaturada, y luego la formación de zonas Güinier-Preston (forma de aguja) seguida por la formación de precipitados β' (forma de barra) \rightarrow β -Mg₂Si (forma de plaquetas) consecutivamente [21, 22]. Esta aleación ha sido utilizada por más de seis décadas debido a que es económica, tiene bajo peso, resistencia media, buena resistencia a la corrosión y buena soldabilidad y, por dichos motivos, se emplea en propósitos estructurales (ventanales, puertas corredizas, etc.).

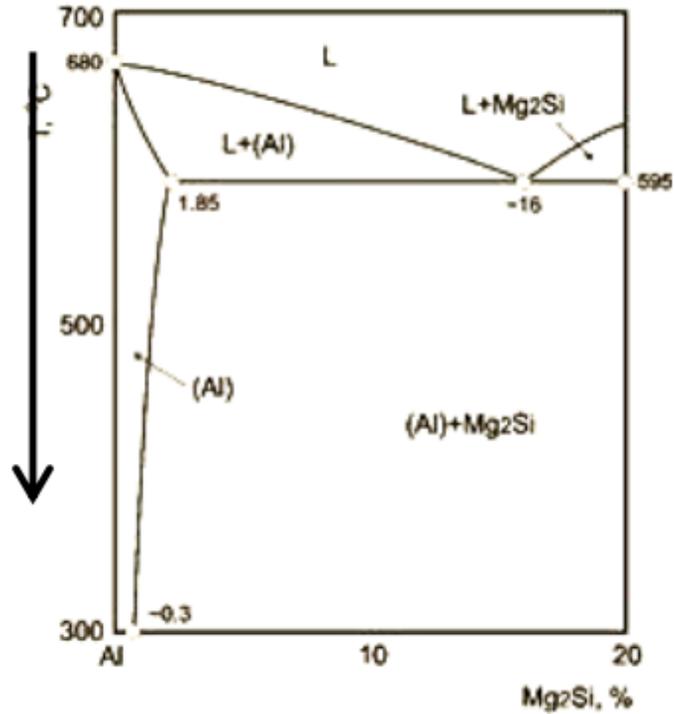


Figura 2.3 Diagrama de fases correspondiente a la aleación AA6061. La característica esencial de este diagrama reside en que el aluminio y el compuesto Mg_2Si forman un sistema pseudo-binario que separa el diagrama ternario en dos partes [21, 22].

2.8 Composición química de las aleaciones de aluminio

Las composiciones de las aleaciones de fundición se reportan en la Tabla 2.3, mientras que la Tabla 2.4 se reportan las aleaciones de trabajadas.

Tabla 2.3 Las composiciones de aleaciones de fundición de aluminio [13, 14].

Aleación	Método	Si	Fe	Cu	Mn	Mn	Cr	Ni	Zn	Ti
319	FA, FMP	5.5-6.5	1	3.0-4.0	0.5	0.1	...	0.35	1	0
A332.0	FMP	11.0-13.0	1	0.50-1.5	0.4	0.7-1.3	...	2.0-3.0	0	0
355	FA, FMP	4.5-5.5	1	1.0-1.5	0.5	0.40-0.6	0	...	0	0
356	FA, FMP	6.5-7.5	1	0.25	0.4	0.20-0.40	0	0
A356.0	FA, FMP	6.5-7.5	0	0.2	0.1	0.20-0.40	0	0
357	FA, FMA	6.5-7.5	0	0.05	0	0.45-0.60	0	0
360	FAP	9.0-10.0	2	0.6	0.4	0.40-0.6	...	0.5	1	...
380	FAP	7.5-9.5	2	3.0-4.0	-	0.5	0	0.5	3	...
A380.0	FAP	7.5-9.5	1	3.0-4.0	0.5	0.1	...	0.5	3	...
390	FAP	16.0-18.0	1	4.0-5.0	0.1	0.45-0.65	0	...
390	FA, FMP, FAP	10.0-13.0	1	0.1	0.5	0.1	...	0.1	0	0

Nota: Las composiciones están en % peso máximo (%P/P), a menos que se muestre como un rango. FA = fundición de arena; FPM = fundición de molde permanente; FP = fundición a alta presión.

Tabla 2.4. Rangos de composición química de las aleaciones tratadas en este estudio [1].

Aleación	Grado		Contenido %									
	UNS No.	ISO No. R209	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti		
AA2024	A9AA202 4	AlCu4Mg 1	0,5 max	0,5 max	3,8-4,0	0,3-0,9	0,9-1,2	0,10 max	0,25 max	...		
AA3003	A9AA300 3	AlMn1Cu	0,6 max	0,7 max	0,05-0,20	1,0-1,5	0,10 max	...		
AA6082	...	AlSi1Mg Mn	0,7-1,3	0,5 max	0,10 max	0,4-0,6	0,6-1,2	0,25 max	0,20 max	0,10 max		
AA8006	A9AA800 6	...	0,4 max	1,2-2,0	0,30 max	0,3-1,0	0,10 max	0,10 max	0,10 max	...		
AA8011	A9AA801 1	...	0,5-0,9	0,6-1,0	0,10 max	0,20 max	0,05 max	0,05 max	0,10 max	0,08 max		
AA6061	A9AA606 1	...	0,4-0,8	0,7	0,15-0,40	...	0,8-1,2		

Nota: Los elementos principales de las aleaciones en estudio son, en promedio, 4,0 % Cu y 1,0 % Mg para el AA2024; 1,2 % Mn y 0,13% Cu para el AA3003, 1% Si, 1% Mg y 0,5% Mn para el AA6082; 1,6% Fe y 0,7% Mn para el AA8006; 0,7% Si y 0,8% Fe para el AA8011 y 0,6% Si, 0,3% Cu, 0,7% Fe y 1,0% Mg.

2.9 Efectos de la microestructura en las propiedades

Las características microestructurales son productos de la química del metal y las condiciones durante la solidificación. Las características microestructurales, excluidos los defectos que afectan más fuertemente a las propiedades mecánicas son:

- Tamaño, forma y distribución de las fases intermetálicas.
- Espaciado de los brazos secundarios de las dendritas.
- Tamaño y forma del grano.
- Modificación eutéctica y refinamiento de la fase primaria.

2.9.1 Fases intermetálicas

El control de las concentraciones de elementos y las relaciones estequiométricas de la formación de fases intermetálicas, da como resultado microestructuras preferentes para el desarrollo de propiedades. El aumento en la velocidad de solidificación y de la tasa de enfriamiento, posterior a ésta, promueven el tamaño y la distribución uniforme de los intermetálicos, así como influyendo en su morfología.

Velocidades más lentas de solidificación, dan como resultado intermetálicos gruesos y concentraciones de segunda fase en los límites de grano. La formación de fases se controla por difusión, de modo que una solidificación y un enfriamiento más rápido a temperatura ambiente desde la temperatura de solidificación, da como resultado mayor grado de solución sólida retenida, así como dispersiones más finas de partículas constituyentes más pequeñas.

2.9.2 Espaciamiento dendrítico secundario

En los procesos comerciales, con la excepción de la formación semisólida, la solidificación tiene lugar, a través de la formación de dendritas, a partir de una solución líquida.

Las celdas contenidas en la estructura de la dendrita, corresponden a las dimensiones que separan los brazos de las dendritas primarias y secundarias, controlándose exclusivamente por la velocidad de solidificación para una composición dada (véase la Figura 2.4) [23]. Hay al menos tres medidas utilizadas para describir el refinamiento dendrítico:

- Espaciamiento dendrítico secundario: la distancia entre brazos dendríticos secundarios desarrollados.
- Intervalo de celdas dendríticas: la distancia entre líneas centrales de las celdas dendríticas adyacentes.
- Tamaño de la celda dendrítica: el ancho de las celdas de dendritas individuales.

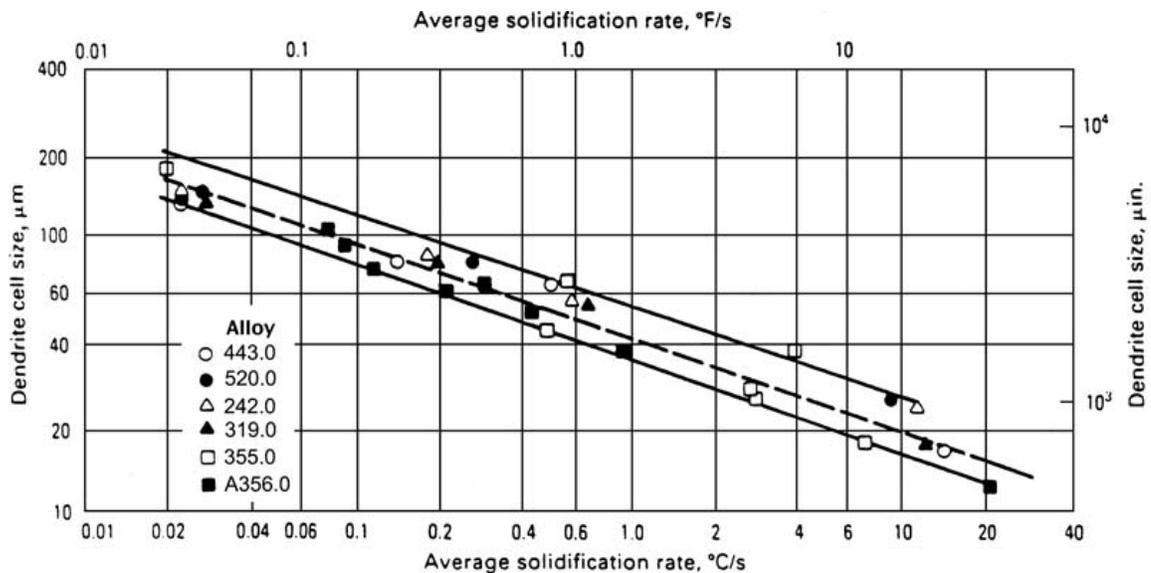


Figura 2.4 Tamaño de celda dendrita en función de la velocidad de solidificación [23].

Cuanto mayor es el espaciamiento dendrítico secundario (EDS), más gruesos son los microconstituyentes y más pronunciados son sus efectos sobre las propiedades. Es deseable un EDS más fino para un mejor rendimiento en propiedades mecánicas (véase la Figura 2.5) [23, 24]. Las velocidades de enfriamiento controlan directamente el EDS, lo que influye en el desarrollo de las propiedades y mejoran sustancialmente la ductilidad:

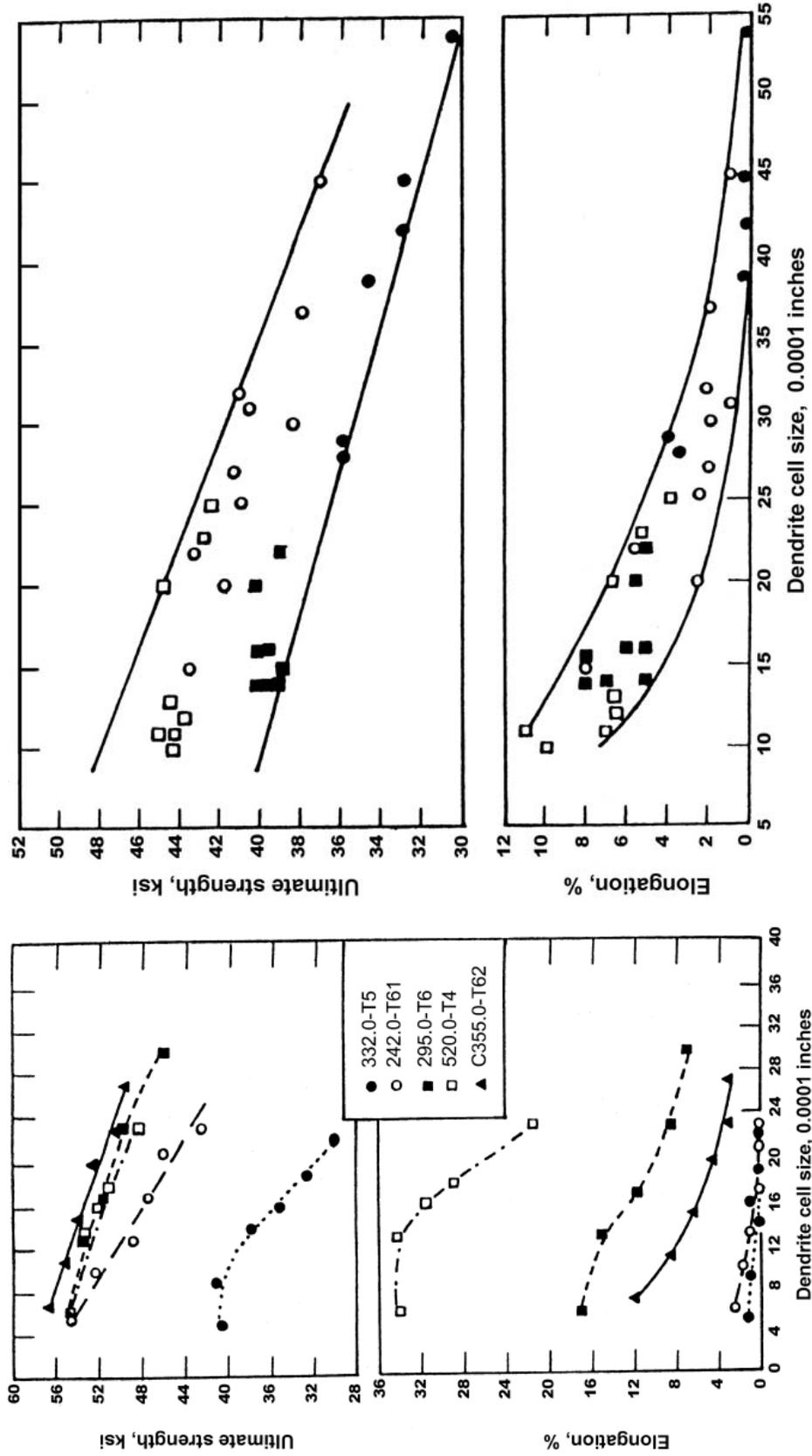


Figura 2.5 a) El tamaño de celda dendrítica, afecta la resistencia y la elongación de varias aleaciones de aluminio de fundición [23]. b) Correlación entre el tamaño de celda dendrítica y propiedades de tensión en piezas de la aleación A356.0-T62 [24].

Tabla 2.5 Velocidades de enfriamiento que controlan directamente el espaciamiento dendrítico secundario en diferentes procesos de fundición.

Procesos de fundición	Velocidad de enfriamiento	Espaciamiento dendrítico secundario
	°C/s	µm
Yeso, investimento	1	100-1000
Arena verde, cascara	10	50-500
Molde permanente	100	30-70
Alta presión	1000	5-15

2.9.3 Refinamiento del grano

Se desean granos finos y equiaxiales para obtener la mejor combinación de resistencia y ductilidad al maximizar el área de superficie del límite del grano y distribuir más finamente los constituyentes del límite del grano [24]. La estructura de grano grueso y los granos columnares se forman debido a altos gradientes térmicos en composiciones con bajos contenidos de aleación puede ser perjudicial para las propiedades mecánicas.

El tipo y tamaño de los granos formados están en función de la composición de la aleación, la velocidad de solidificación y la concentración de los sitios efectivos de nucleación del grano. El aumento en la velocidad de solidificación permite reducir el tamaño del grano [18], pero es variable en estructuras complejas de fundición. El refinamiento del grano alcanzable en procesos comerciales de fundición por gravedad, es menor al obtenido mediante nucleación heterogénea efectiva al adicionar elementos refinadores antes de la colada (véase la Figura 2.6).

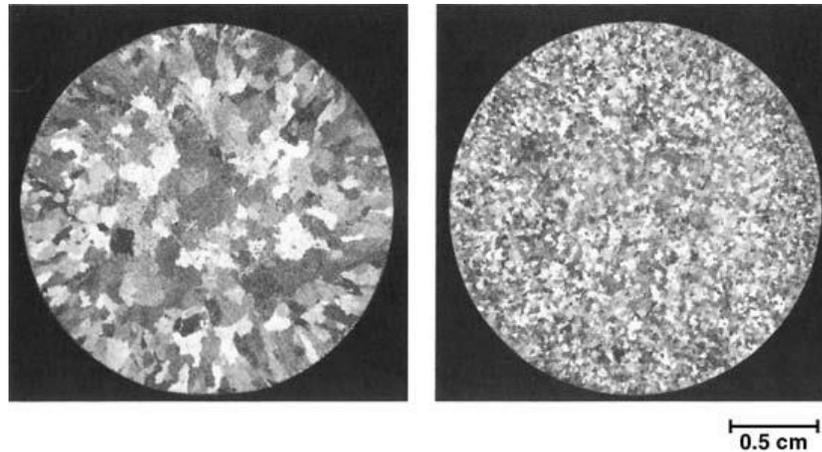


Figura 2.6 Efecto del refinamiento del grano en un lingote de fundición Al-7Si. a) Sin refinador de grano. b) Grano refinado [18].

Las aleaciones de aluminio pueden solidificar con una estructura de grano fino totalmente equiaxial, a través del uso adecuado de refinadores de grano [25, 26]. Los más utilizados son aleaciones maestras de titanio o titanio-boro. Los refinadores de aluminio-titanio generalmente contienen de 3 a 10% de Ti (%P/P). El mismo porcentaje de concentración de titanio se usa en refinadores Al-Ti-B con contenidos de boro de 0.2 a 1% (%P/P), y una relación titanio a boro que varían de 5 a 50 [27]. Aunque los refinadores de grano de estos tipos pueden considerarse endurecedores convencionales o aleaciones maestras, difieren de las verdaderas aleaciones maestras agregadas al fundido exclusivamente para fines de aleación. Para ser efectivos, los refinadores de grano se deben de introducir en cantidades controladas, predecibles y operativas de aluminuros y boruros o carburos en la forma, tamaño y distribución correctos para la nucleación del grano.

Los refinadores en forma de varilla, desarrollados para el tratamiento continuo de aluminio en operaciones primarias y que presentan microestructuras limpias, finas y sin aglomerar, están disponibles en longitudes cortadas para uso en fundición. Además de las aleaciones maestras de refinación de grano en forma de tableta o varilla laminada, también están disponibles sales, generalmente en forma compacta que reaccionan con el aluminio fundido para formar combinaciones de $TiAl_3$ y TiB_2 [28, 29].

2.9.4 Modificación eutéctica aluminio-silicio

Las propiedades de las aleaciones de aluminio-silicio pueden verse afectadas al modificar la forma del eutéctico. Se puede obtener una estructura eutéctica más fina y fibrosa mediante un aumento en la velocidad de solidificación, así como con la adición de modificadores químicos. Se sabe que el calcio, sodio, estroncio y el antimonio influyen en el grado de modificación eutéctica que puede lograrse durante la solidificación.

El sodio es posiblemente el modificador más potente, pero sus efectos son transitorios, debido a la oxidación y las pérdidas por presión de vapor. El estroncio es menos transitorio, pero puede ser menos eficaz para velocidades de solidificación lenta (véase la Figura 2.7). La combinación de sodio y estroncio ofrece ventajas en la efectividad inicial. El calcio es un modificador débil con poco valor comercial, mientras que el antimonio proporciona un efecto sostenido, aunque el resultado es un eutéctico laminar más fino que fibroso. La adición de sodio metálico al metal fundido, crea turbulencias que pueden dar como resultado un aumento en hidrógeno y en los niveles de óxido retenido. En la Figura 2.8 ilustra las variaciones en el grado de modificación logrado por la adición de modificadores [30]. Ahora que, son el uso de sales higroscópicas que, incluyen NaCl y NaF para la modificación, se corre el riesgo de la formación de óxidos y el aumento del contenido de hidrógeno disuelto. La adición de fundentes para restaurar la calidad de la fundición, incrementa la tasa de pérdida de sodio. El uso excesivo de sodio (>0.01% en peso) aumenta la tendencia al mal funcionamiento debido al aumento en la tensión superficial y la disminución de la fluidez.

Las adiciones de estroncio generalmente se hacen a través de aleaciones maestras que, contienen hasta 10% de modificador. Si bien estas adiciones se realizan con una degradación mínima del metal fundido, el estroncio se asocia con una mayor tendencia a la porosidad de hidrógeno, ya sea a través del aumento de la solubilidad del hidrógeno o la disminución de la tensión superficial. Los mayores beneficios de la modificación eutéctica en aleaciones de aluminio-silicio se logran en aleaciones que contienen desde 5% de Si a la concentración eutéctica.

La adición de elementos modificadores a estas aleaciones, da como resultado una estructura eutéctica fibrosa o laminar fina, así como suprime el crecimiento de cristales de silicio dentro del eutéctico o equilibra las tasas de crecimiento de la matriz de silicio proporcionando laminillas más finas.

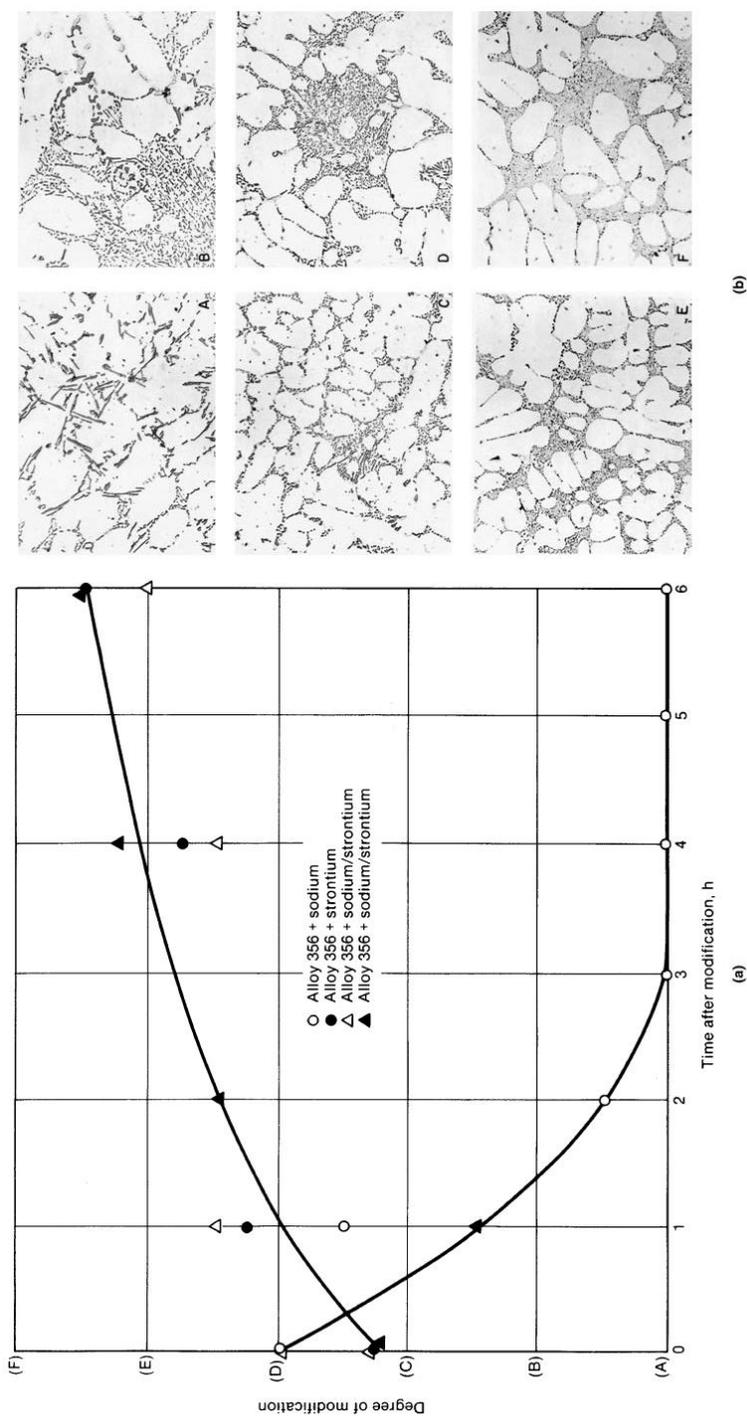


Figura 2.7 a) Eficacia de los modificadores de sodio y estroncio en función del tiempo. b) Diversos grados de modificación eutéctica de aluminio-silicio que van desde sin modificar (A) hasta bien modificados (F) [30].

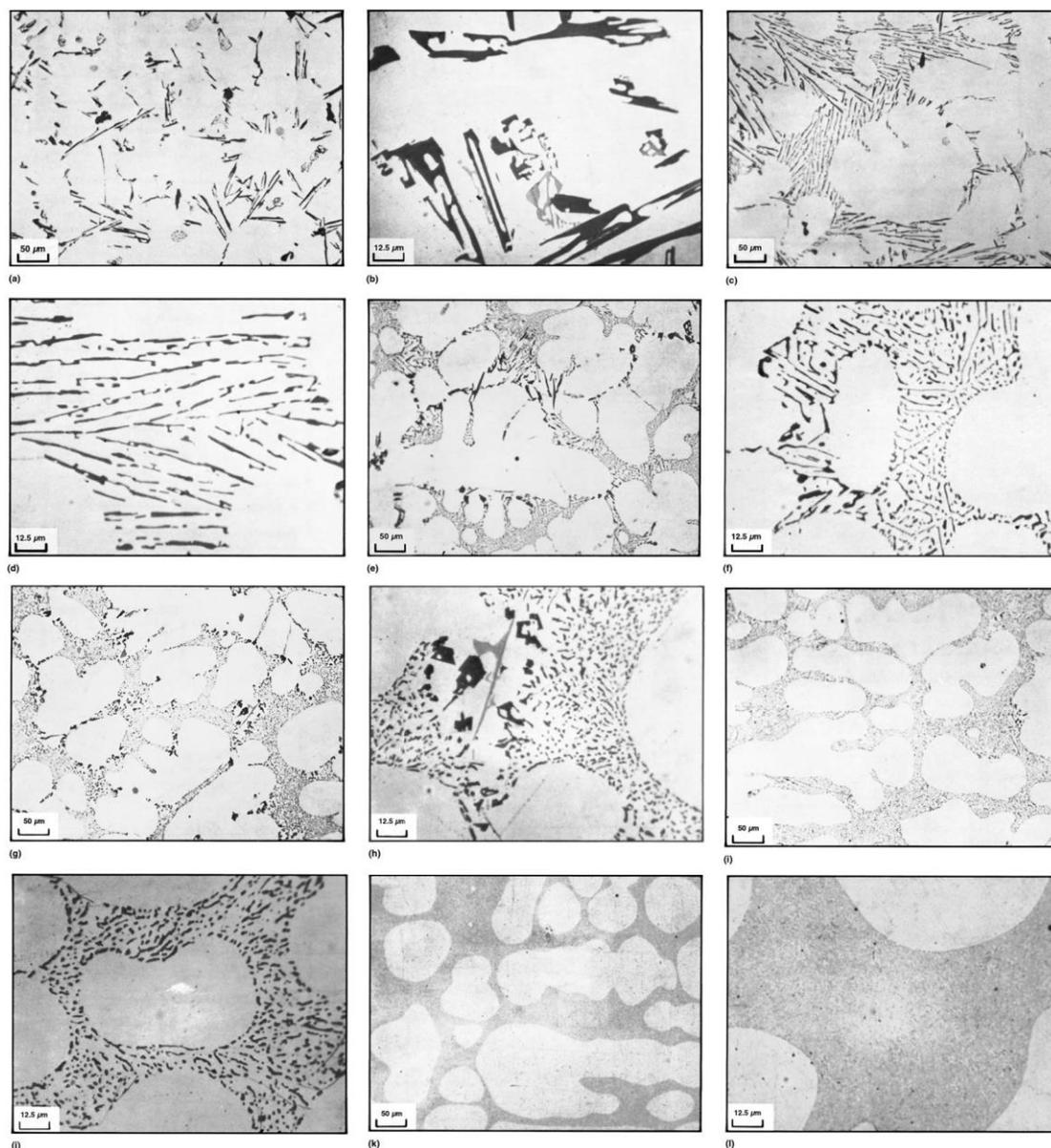


Figura 2.8 Variaciones en grados y tipos de modificación eutéctica aluminio-silicio: a) Clase 1, estructura completamente no modificada a 200x. b) Igual que (a) pero a 800x. c) Clase 2, estructura laminar a 200x. d) Igual que (c) pero a 800x. e) Clase 3, modificación parcial a 200x. f) Igual que (e) pero a 800x. g) Clase 4, ausencia de estructura laminar a 200x. h) Igual que (g) pero a 800x. i) Clase 5, silicio fibroso eutéctico a 200x. j) Lo mismo que (i) pero a 800x. k) Clase 6, estructura muy fina a 200x. l) Igual que (k) pero a 800x [30].

El fósforo interfiere con el mecanismo de modificación. Reacciona para formar fosfuros que anulan la efectividad de las adiciones del modificador. Por lo tanto, es deseable usar metal bajo en fósforo cuando la modificación es un objetivo del proceso y hacer adiciones de modificador más grandes para compensar las pérdidas en relación con el fósforo. Típicamente, las estructuras modificadas muestran mayores propiedades de tensión y una ductilidad apreciablemente mejorada en comparación con las estructuras no modificadas (véase la Tabla 2.6), además dependiendo del grado en que se suprima la porosidad asociada con la adición de modificadores, se muestran mejores propiedades.

Los resultados de las aleaciones de fundición mejorados, presentan una mejoría en la colabilidad y resistencia superior al agrietamiento a temperatura elevada (véase la Figura 2.9). Ahora que, el análisis térmico es útil para determinar el grado de modificación que se puede alcanzar en el metal [31]. En la Figura 2.9 se muestra un metal que se enfría lentamente lo que permite graficar el tiempo y la temperatura [32]. La efectividad del tratamiento de modificación se define por el grado y la duración del subenfriamiento en el «solidus». Los resultados del ensayo deben correlacionarse con el grado de modificación establecido metalográficamente para las piezas fundidas, ya que la velocidad de enfriamiento de la muestra será diferente.

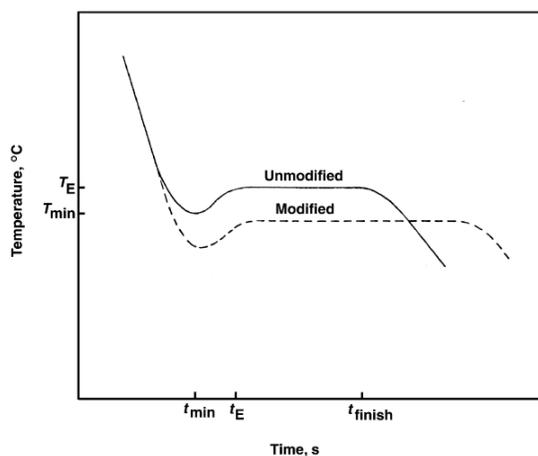


Figura 2.9 Curva de enfriamiento de la región eutéctica de una aleación de aluminio-silicio de fundición modificada y no modificada temperatura al mínimo, T_{min} , antes del altoplano eutéctico temperatura de crecimiento eutéctico, T_g , tiempo en el mínimo de la curva, t_{min} , tiempo correspondiente al comienzo del altoplano eutéctico, t_E , tiempo correspondiente al final del altoplano eutéctico, t_{finish} [32].

Tabla 2.6 Propiedades mecánicas típicas de las aleaciones de fundición de aluminio modificadas y no modificadas [24].

Aleación	Producto	Tratamiento de modificación	Resistencia a la tensión		% de Elongación
			MPa	Máxima resistencia a la tensión MPa	
13% Si	Barras de ensayo de arena fundida	Ninguno	...	124	2
		Na modificado	...	193	13
	Barras de ensayo de molde permanente	Ninguno	...	193	3.6
359		Na modificado	...	221	8
	Barras de ensayo de molde permanente	Ninguno	...	180	5.5
		0.07% de Sr	...	210	12
356.0-T6	Barras de ensayo de arena fundida	Ninguno	208	289	2
		0.07% de Sr	238	293	3
	Barras cortadas de fundición de arena refrigerada	Ninguno	213	284	4.4
A356.0-T6		0.07% de Sr	218	291	7.2
	Barras de ensayo de arena fundida	Ninguno	179	226	4.8
		0.01% de Sr	207	297	8
A444.0-T4		Ninguno	...	151	24
	Barras de ensayo de molde permanente	0.07% de Sr	...	149	30
		Ninguno	112	137	1.8
A413.2	Barras de ensayo de arena fundida	0.005-0.008% de Sr	108	159	8.4
		Ninguno	125	168	6
	Barras de ensayo de molde permanente	0.005-0.008% de Sr	125	191	12
	Barra de ensayo cortada de rin de automóvil	0.05% de Sr	121	193	10.6
		0.068% de Sr	126	193	12.8

2.9.5 Refinamiento de aleaciones hipereutéticas

La eliminación de cristales de silicio primarios grandes y gruesos que, son perjudiciales en la colada y el mecanizado de composiciones de aleaciones de silicio hipereutéticas, es una función del refinado de silicio primario [33]. El fósforo agregado a las aleaciones fundidas con contenidos de silicio por encima de la concentración eutéctica de silicio, ya sea en forma de fósforo metálico o compuestos que contienen fósforo como el fósforo de cobre y el pentacloruro de fósforo, tienen un marcado efecto en la distribución y la forma de la fase de silicio primario (véase la Figura 2.10).

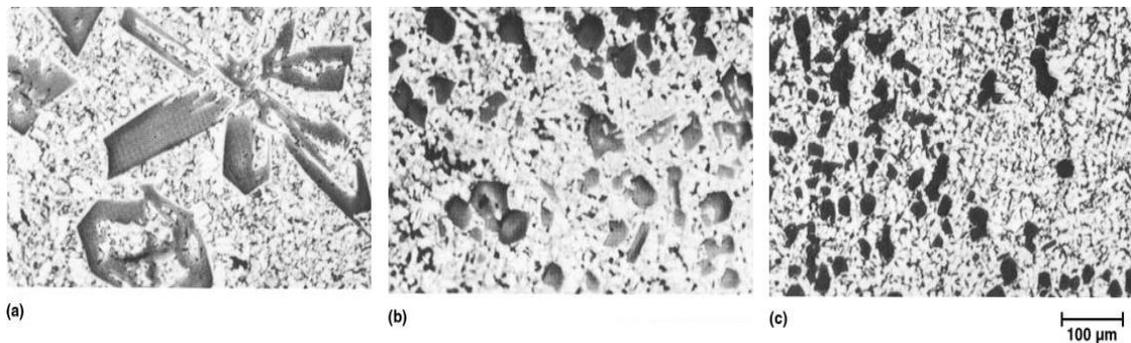


Figura 2.10 Efecto del refinado de fósforo en la microestructura de una aleación hipereutética Al-22Si-1Ni-1Cu. a) Sin refinar. b) Fósforo refinado. c) Refinado y fluxado. Todo a 100x [33].

Concentraciones retenidas de fósforo tan bajas como 0.0015% son efectivas para lograr el refinamiento de la fase primaria. Se puede esperar que el refinamiento resultante de las adiciones de fósforo, sea menos transitorio que los efectos de la modificación eutéctica en las aleaciones hipoeutéticas. La fundición tratada con fósforo se puede solidificar y volver a fundir sin que haya pérdida de refinamiento. El tamaño de partícula de silicio primario aumenta gradualmente con el tiempo a medida que disminuye la concentración de fósforo. Se usa cloro u otros gases reactivos para acelerar la pérdida de fósforo. El flujo de gas inerte se emplea frecuentemente para reactivar núcleos de fósforo de aluminio, presumiblemente por resuspensión. Las prácticas recomendadas para el refinamiento, durante el proceso de colada, son:

- La temperatura de fusión y mantenimiento debe ser mínima.
- El contenido de calcio y sodio debe controlarse a niveles bajos de concentración.
- Se recomienda un breve flujo de nitrógeno o argón después de la adición de fósforo para eliminar el hidrógeno introducido durante la adición y distribuir los núcleos de fosforo de aluminio uniformemente en el metal fundido.

2.9.6 Influencia y control de la porosidad e inclusiones

La solidificación en geometrías complejas con diferentes espesores de sección, crea condiciones bajo las cuales se forma porosidad interna. El impacto de la porosidad interna en las propiedades, es causado por la reducción en el área efectiva por fracción de volumen de poro, así como por la concentración de esfuerzos en los vacíos que conducen a un fallo prematuro. La porosidad en el aluminio es causada por la formación de burbujas de hidrógeno en el metal líquido o por contracción durante la solidificación, o por una combinación de estos efectos. Existen otras fuentes de vacíos internos como: las reacciones del molde, la oxidación a alta temperatura, los orificios de ventilación y el gas atrapado que, producen defectos que afectan negativamente las propiedades mecánicas y la aceptabilidad física. Las inclusiones no metálicas arrastradas antes de la solidificación influyen en la formación de porosidad, al igual que en las propiedades mecánicas.

2.9.7 Porosidad por gas hidrógeno

El hidrógeno es el único gas soluble en cantidades apreciables en el aluminio y sus aleaciones. La solubilidad del hidrógeno varía directamente con la temperatura y la raíz cuadrada de la presión; la solubilidad aumenta rápidamente al aumentar la temperatura por encima del «liquidus». La solubilidad del hidrógeno es considerablemente mayor en el estado líquido que en el sólido (véase la Figura. 2.11). La solubilidad real en el aluminio puro está justo por encima (0.69 ppm) y por debajo del «solidus» (0.04 ppm), variando ligeramente estos valores en la mayoría de las aleaciones de aluminio de fundición.

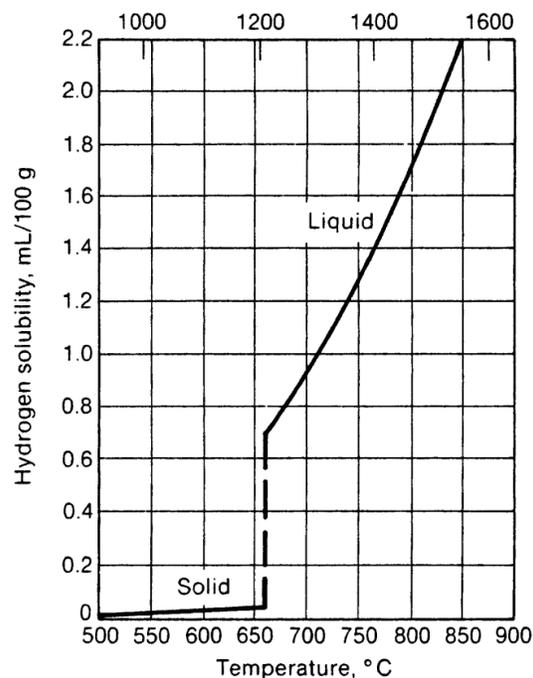


Figura 2.11 Solubilidad de hidrógeno en aluminio a 1 atm de presión [34].

La curva de solubilidad para el hidrógeno en aluminio típicamente describe condiciones de equilibrio. No se puede disolver más hidrógeno de lo indicado a ninguna temperatura. El control de las condiciones de fundición, así como el tratamiento puede dar como resultado niveles de hidrógeno disuelto sustancialmente reducidos. Durante el enfriamiento y la solidificación el hidrógeno disuelto en exceso de la solubilidad en estado sólido, puede precipitar en forma molecular, dando como resultado la formación de poros primarios y secundarios.

La porosidad primaria o interdendrítica se forma cuando los contenidos de hidrógeno son lo suficientemente altos como para que el hidrógeno sea rechazado por el frente de solidificación, dando como resultado la saturación supercrítica y la formación de burbujas. La porosidad secundaria (tamaño en micrómetros) ocurre cuando los contenidos de hidrógeno disuelto son bajos y la formación de poros ocurre a concentraciones de hidrógeno característicamente subcríticas.

La formación de burbujas de hidrógeno se ve fuertemente contrapuesta por la fuerza de tensión superficial y por el aumento de las velocidades de enfriamiento, así como en la velocidad de solidificación, que afectan a la difusión y por la ausencia de sitios de nucleación, para la precipitación de hidrógeno, tales como óxidos arrastrados.

La precipitación de hidrógeno obedece a las leyes de nucleación y crecimiento y es similar en estos aspectos a la formación de otras fases metalúrgicas durante la solidificación. El proceso de precipitación de hidrógeno consiste en:

1. Difusión de átomos de hidrógeno dentro de la fundición.
2. Formación de núcleos subcríticos en función del tiempo y el enfriamiento.
3. Emergencia aleatoria de precipitados estables que exceden el tamaño crítico requerido para un crecimiento sostenido.
4. Crecimiento continuo siempre que los átomos de hidrógeno disueltos permanezcan libres para difundir a la burbuja precipitada.

El resultado, es una distribución general de poros que ocurre en toda la estructura solidificada. La porosidad de hidrógeno finamente distribuida puede no ser siempre indeseable. La precipitación de hidrógeno puede alterar la forma y la distribución de la porosidad de contracción en partes mal alimentadas o secciones parciales. La contracción generalmente es más dañina para las propiedades de fundición. En casos aislados, el hidrógeno puede ser intencionalmente introducido y controlado en concentraciones específicas compatibles con los requisitos de aplicación de la fundición para promover la calidad superficial. Las siguientes reglas describen la tendencia de la formación de poros de hidrógeno (véase la Figura 2.12) [34]:

- Existe un valor crítico o umbral de hidrógeno para cualquier composición que deba excederse para que ocurra la porosidad del hidrógeno.
- La fracción de volumen de poro residual para cada aleación corresponde al contenido de hidrógeno por encima del valor umbral.
- La fracción de volumen de poro y el tamaño de poro disminuyen con un contenido de hidrógeno por debajo del valor umbral.
- La fracción de volumen de poro de hidrógeno y el tamaño de poro, disminuyen con una mayor velocidad de enfriamiento.

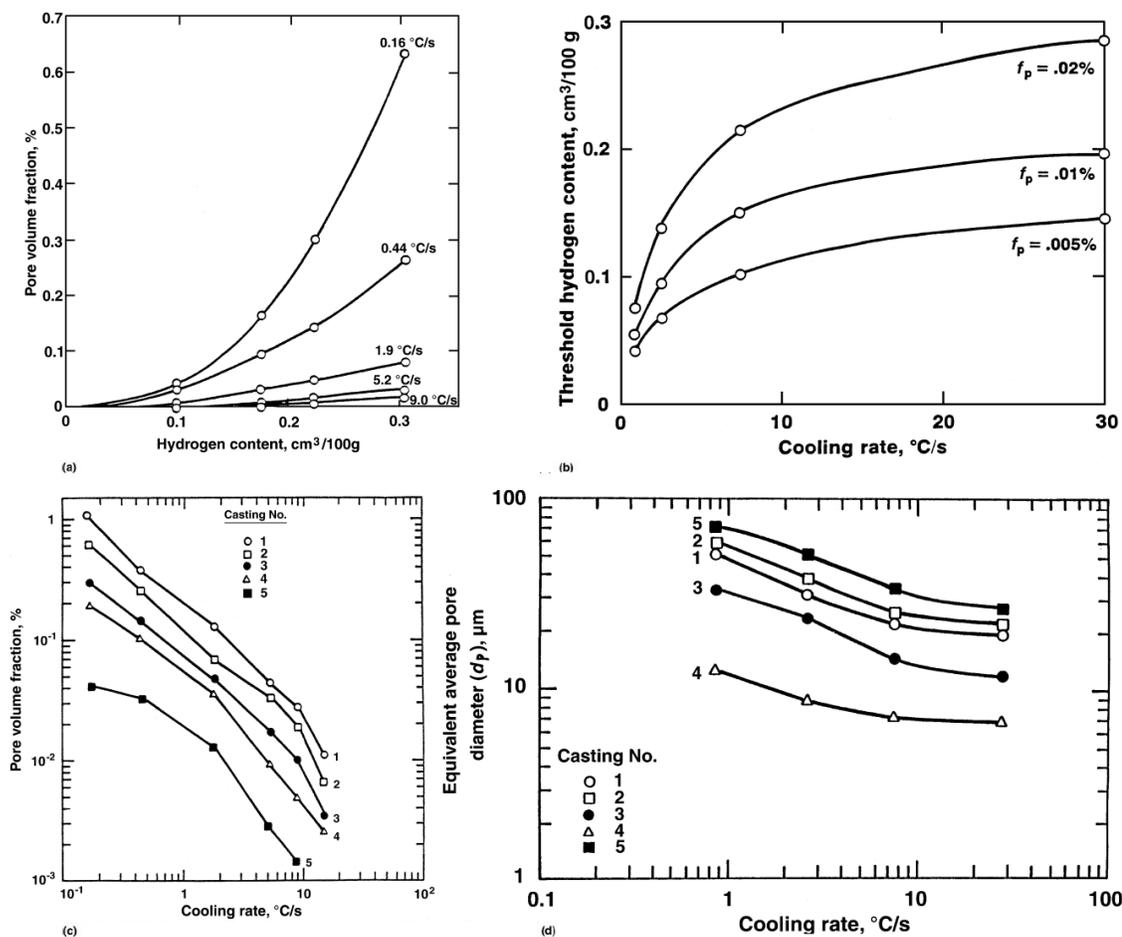


Figura 2.12 a) Contenido de hidrógeno, tamaño de poro y relaciones de velocidad de enfriamiento en aleación de Al-4Mg. b) Relación con el contenido de hidrógeno con la velocidad de enfriamiento en la aleación A356.0 para diferentes fracciones de porosidad. f_p . c) Relación con el volumen de poro con la velocidad de enfriamiento para diferentes contenidos de hidrógeno en la aleación Al-4.7Mg (similar a la aleación 514.0). Contenido de hidrógeno ($\text{cm}^3/100\text{g}$): 1, 0.31 (sin refinador de grano); 2, 0.31 (grano refinado); 3, 0.22 (grano refinado); 4, 0.18 (grano refinado); 5, 0.10 (grano refinado). d) Relación con el tamaño de poro con la velocidad de enfriamiento para diferentes contenidos de hidrógeno en la aleación A356.0. Contenido de hidrógeno ($\text{cm}^3/100\text{g}$): 1, 0.25 (sin refinador de grano), 2, 0.31 (grano refinado), 3, 0.25 (grano refinado), 4, 0.11 (grano refinado), 5, 0.31 (grano refinado y modificado) [34].

El valor crítico o el umbral de la concentración de hidrógeno también dependen de la presión, del número (n) y de la tortuosidad (t) de las trayectorias de líquido que existe en una red dendrítica de solidificación. Cuanto mayor sea el producto de estos factores (nt) mayor será el umbral de hidrógeno.

La industria de la fundición ha utilizado durante mucho tiempo diversas formas de ensayos al vacío en muestras de metal fundido para determinar la aceptabilidad del metal procesado a cualquier aplicación de fundición. El fundamento de este ensayo, es la relación de la solubilidad del hidrógeno con la presión. Dado que la solubilidad del hidrógeno se relaciona directamente con la raíz cuadrada de la presión, la disminución de la presión reduce la solubilidad del hidrógeno, lo que aumenta la tendencia a la formación de burbujas en la muestra. Los resultados del ensayo de presión reducida pueden predecir en términos relativos la tendencia a la formación de poros de hidrógeno en la pieza fundida a presión ambiente. La relación presión/solubilidad se repite en esta discusión debido a su relevancia cuando se desarrollan presiones relativas negativas, asociadas con la contracción que se desarrollada durante la solidificación.

Al igual que en el caso de la formación de cristales, la precipitación de hidrógeno puede ocurrir como resultado de una nucleación heterogénea u homogénea. Los nucleantes más importantes para la precipitación de hidrógeno son los óxidos, especialmente aquellos que, a través de la turbulencia, se generan en la entrada durante el vaciado, la manipulación del metal, así como en el tratamiento. En presencia de tales núcleos, el hidrógeno precipita fácilmente incluso a niveles de hidrógeno disueltos relativamente bajos. En ausencia de fases de nucleación, tales como óxidos y especies gaseosas las fuerzas de tensión superficial son generalmente lo suficientemente fuertes como para que la precipitación se suprima incluso a niveles relativamente altos de hidrógeno disuelto. Cuando se realiza correctamente el ensayo de solidificación al vacío, se discrimina entre la formación de burbujas por nucleación heterogénea y homogénea.

La determinación se realiza al observar la muestra a medida que se enfría y se solidifica [35]:

- La formación inmediata de burbujas cuando se aplica vacío indica que el metal fundido está contaminado por óxidos y contiene una cantidad indeterminada de hidrógeno.
- La evolución del gas que aparece en la muestra de solidificación solo durante las últimas etapas de solidificación indica que los óxidos no están presentes y que el hidrógeno está presente a una concentración relativamente alta.
- Si no se produce desprendimiento de gas, se puede suponer que el metal fundido está libre de óxidos y que el hidrógeno contenido en la solución líquida está por debajo del valor umbral para la precipitación.

Las fuentes de contaminación por hidrógeno incluyen:

- Atmósfera.
- Refractarios húmedos
- Refundición de lingote, aleaciones maestras y otros componentes de carga.
- Fundentes.
- Herramientas, tubos de flujo y cucharones.
- Productos de combustión (POC) en hornos de gas.

El hidrógeno puede ser introducido a través de la disociación de la humedad atmosférica, así como derivado de los productos de la combustión en el horno, permitiendo la difusión de hidrógeno atómico en el metal fundido. La turbulencia, ya sea durante el tratamiento del metal o durante el vaciado, puede acelerar rápidamente la velocidad a la que se absorbe el hidrógeno de la humedad atmosférica, ocasionando la degradación del metal, aún después de un tratamiento eficaz para la eliminación de hidrógeno.

La posible alteración de la superficie de óxido protectora en el metal fundido en cualquier momento origina el aumento en el contenido de hidrógeno. En las aleaciones que contienen magnesio se forma un óxido de magnesio amorfo que, es más permeable o menos protector a la difusión de hidrógeno atómico, en el metal fundido. Se deduce que los períodos de alta humedad, aumentan los problemas enfrentados al tratar con la contaminación por hidrógeno y su eliminación, así como que las aleaciones, que contienen magnesio, son más susceptibles a la absorción de hidrógeno que otras. Los refractarios de los hornos húmedos o mal curados, que se utilizan para revestir los canales, dan como resultado la absorción de hidrógeno.

El hidrógeno disuelto está presente en cierta cantidad en lingotes de aleación refundidos y en aleaciones maestras. La contaminación por humedad de los fundentes y el hidrógeno en los flujos de gas aumenta los niveles de hidrógeno y, en este último caso, afecta la eficiencia de la eliminación de hidrógeno. La humedad en cualquier forma: contaminación en las herramientas, tubos de flujo, lingotes, chatarra, elementos aleantes, refinadores de grano y aleaciones maestras que pueden añadirse al fundirse, afectan aditivamente el contenido de hidrógeno disuelto hasta el límite de solubilidad aplicable.

La desgasificación mediante el uso de gases inertes o activos, reduce la concentración de hidrógeno por difusión a burbujas del gas usado correspondiente a la presión parcial de hidrógeno en el gas fundente. Se han desarrollado técnicas de rotor giratorio que proporcionan una mezcla más íntima con mayor eficiencia en la reacción gas-metal, así como tiempos de reacción más cortos para lograr bajos niveles de hidrógeno. El uso de gases fundentes activos y la filtración elimina los óxidos, lo que permite que se produzcan fundiciones de calidad aceptable a partir de metales con mayor contenido de hidrógeno [35].

2.9.8 Inclusiones

Las inclusiones no metálicas son una preocupación particular en la fundición de aleaciones de aluminio. Debido a su reactividad, el aluminio se oxida fácilmente en estado líquido y sólido, siendo su tasa de oxidación mayor al aumentar la temperatura de fundición, así como al aumentar el tiempo de exposición.

El magnesio en las aleaciones de aluminio se oxida al reaccionar con el oxígeno, formando espineles con el tiempo y la temperatura. En la Tabla 2.7 se clasifican algunos tipos de inclusiones encontradas normalmente. Muchas formas de óxido muestran densidades similares a las del aluminio fundido, así como tamaños que reducen la efectividad de la separación gravimétrica. Además, la mayoría de los óxidos están sumergidos en el aluminio fundido, lo que reduce la efectividad de los métodos de separación mecánica. El aluminio también es químicamente agresivo y puede reaccionar con compuestos en formulaciones refractarias o con los recubrimientos utilizados para proteger crisoles, cucharones y herramientas, lo que resulta en el arrastre de compuestos exógenos no metálicos [36].

El óxido que se forma inicialmente sobre la superficie del aluminio líquido, es altamente protector y autolimitante, sin embargo, cualquier agitación o turbulencia en el tratamiento y en el manejo del metal, aumenta el riesgo de arrastrar el óxido y la reformación inmediata de óxido adicional. La concentración de óxido puede aumentar cuando se adicionan los elementos aleantes, reactivos y compuestos, y se agitan en el metal, así como cuando se extrae metal para verter, y cuando el sistema de compuerta vierte y conduce el metal a la cavidad del molde. Asimismo, la fusión por inducción es altamente eficiente en energía y es efectiva para la fusión de finos, así como chatarra de baja calidad, pero las corrientes parásitas inducidas electromagnéticamente resultan en altos niveles de óxidos arrastrados.

La prevención de inclusiones se logra mediante equipos y prácticas que minimizan la oxidación, evitan el arrastre y eliminan las partículas de manera efectiva mediante filtros o la reacción con fundentes. La desgasificación con gases inertes (argón) o cuasi-inertes (nitrógeno) es solo parcialmente efectiva en la eliminación de inclusiones. La desgasificación rotatoria mejora la eficiencia de la eliminación de inclusiones, pero es necesario el uso de gases fundentes activos, tales como el cloro u otros halógenos para eliminar los óxidos incluidos, facilitando su separación mediante la acción de barrido del gas fundente. Asimismo, el uso apropiado de fundentes sólidos tiene el mismo efecto.

Tabla 2.7 Fuentes y tipos de inclusión en fundiciones de aleación de aluminio.

Clasificación	Tipos observados	Fuentes potenciales
Exógena no metálico.	Varias partículas refractarias, Al_4C_3 , etc.	Degradación refractaria, reacciones de metal fundido, refractario/refractario.
In situ no metálico.	Películas de MgO , Al_2O_3 , racimos; $MgAl_2O_4$ películas y clústeres.	Fusión, aleación: turbulencia de transferencia de metal.
Sales de haluro homogéneos.	$MgCl_2$ - $NaCl$ - $CaCl_2$, etc.	Mala separación de los productos de reacción fundente.
Partícula/sal.	$MgCl_2$ - $NaCl$ - $CaCl_2$ / MgO , etc.	Sal generada durante el flujo de cloro de aleaciones que contienen magnesio, filtros y sistemas de manejo de metales liberados.

El aluminio fundido puede filtrarse por diversos medios con una efectividad variable. Se pueden usar filtros, pantallas, lana de acero, espuma porosa y cerámica fusionada en el sistema de compuertas siempre que la combinación de tamaño de poro, nivel de contaminación de inclusión y el área superficie no restrinja excesivamente el flujo de metal. Las inclusiones se originan en diversos tipos, tamaños y formas. Los óxidos de aluminio son de diferentes formas cristalográficas o amorfas como láminas, escamas y partículas aglomeradas. El óxido de magnesio está típicamente presente como partículas finas. Los espineles pueden ser pequeños nódulos duros o con formas grandes y complejas. El carburo de aluminio y el nitruro de aluminio se pueden encontrar en el metal fundido, pero generalmente tienen un tamaño y una concentración que no afecta en las piezas de fundición de aluminio [37, 38]. El refractario y otras inclusiones exógenas se pueden identificar por su apariencia y composición. Las inclusiones como la contracción y la porosidad por hidrógeno, reducen las propiedades al restar resistencia al área de sección transversal efectiva cuando se aplican esfuerzos, así como la concentración de esfuerzos en la interfaz de inclusión.

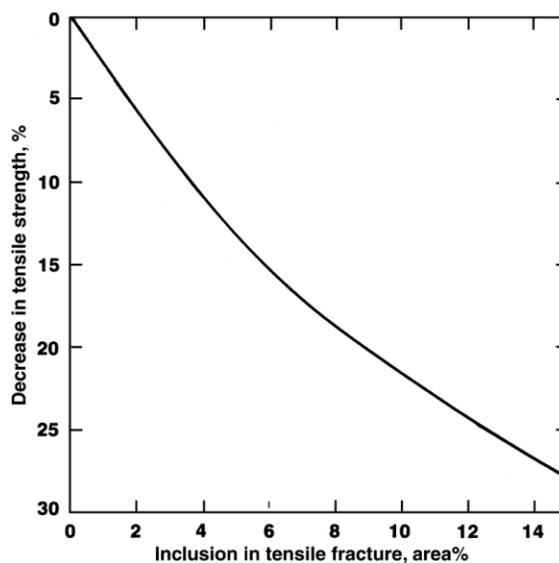


Figura 2.13 Efecto de las inclusiones en la resistencia a la tensión en barras de ensayo de la aleación Al-12Si en molde de arena. Las inclusiones disminuyen la resistencia a la tensión aproximadamente el doble de lo que se predeciría sobre la base de la disminución en la sección transversal. Resistencia a la tensión de 186 MPa sin inclusiones [34].

2.9.9 Efectos combinados de hidrógeno, contracción e inclusiones

La precipitación de hidrógeno y la formación de porosidad por contracción generalmente se consideran fenómenos separados e independientes. Hay mecanismos interactivos que afectan a ambos. Pequeñas cantidades de hidrógeno disuelto aumentan significativamente el tamaño de los poros cuando se forman vacíos por contracción. Los efectos del gas y la contracción en la fracción de volumen de poro pueden considerarse aditivos. Dado que los poros por contracción deben, por definición, dar como resultado áreas de presión reducida con respecto a la atmosférica, la solubilidad del hidrógeno se reduce en el líquido circundante facilitando la precipitación de hidrógeno en la formación de poros. Las medidas importantes de estos poros (morfología, densidad de poro, tamaño de poro y fracción volumétrica de poros) se ven afectadas por el hidrógeno.

El conocimiento convencional es que los poros de hidrógeno son siempre redondeados, defectos de superficie lisa, mientras que los poros por contracción invariablemente tienen el aspecto cristalino característico de la estructura dendrítica. Sin embargo, la porosidad por hidrógeno puede ajustarse a regiones de los brazos dendríticos que, dan a la formación de burbujas el aspecto característico de poro por contracción. La contracción que ocurre bajo gradientes extremadamente bajos puede asumir una configuración de paredes lisas. La precipitación de hidrógeno en un poro por contracción también influye en la morfología de la superficie. Es imposible separar por completo los efectos de la contracción y el gas disuelto en la formación de microporosidad [39].

El hidrógeno puede agregarse intencionalmente para contrarrestar los efectos más nocivos de la contracción en la aceptabilidad de la fundición. Para las piezas que solo requieren una apariencia cosmética en estado fundido, no parece existir una razón convincente para no agregar hidrógeno por cualquier cantidad de medios para mejorar la calidad superficial. Sin embargo, para partes que requieren integridad estructural, mecanizado, resistencia a fugas u otras características mecánicas o físicas específicas, la adición intencional de hidrógeno es inaceptable. La precipitación de hidrógeno durante la solidificación compensa las presiones relativas negativas que se desarrollan cuando se forman poros por contracción.

La igualación de las presiones internas y externas causadas por la precipitación de hidrógeno en los poros por contracción interna minimiza la tendencia al colapso superficial y la contracción del agujero de gusano en los ejemplos utilizados anteriormente y altera el tamaño y la distribución de los poros de una manera que beneficia calidad e integridad. La formación de poros por hidrógeno y los efectos del hidrógeno en la contracción interna están influenciados por inclusiones arrastradas que nuclean la precipitación.

Debido a que las inclusiones facilitan enormemente la formación de burbujas incluso a niveles muy bajos de hidrógeno disuelto, es importante considerar la interacción en lugar de intentar correlacionar el contenido absoluto de hidrógeno con la formación de defectos. La alimentación en capas, puede ser aprovechada para mejorar los resultados en piezas de fundición. El primer metal que establece un contacto estable con la pared del molde, comienza a solidificar y no es alimentado por el sistema de mazarotaje, sino por capas de metal fundido inmediatamente adyacentes. En fundiciones de arena (gradiente bajo), el último líquido enfriado puede no estar localizado a lo largo de la línea central. Cuando el gradiente es bajo y la tasa de enfriamiento es alta, pueden existir zonas blandas líquido-sólido a lo largo de la fundición en varias etapas de solidificación, y los cambios en la fracción sólida de la superficie al centro pueden ser pequeños.

Sin embargo, los gradientes localizados y la disponibilidad de líquido térmicamente diferenciado, en o cerca de la interfaz de solidificación, durante y después del llenado del molde, dan como resultado una solidez inesperada en áreas en las que, de otro modo, se podría esperar que ocurran vacíos por contracción. Este principio se aplica de forma rutinaria en la colada de lingotes de aleaciones, a través de procesos continuos y discontinuos de enfriamiento directo. En estos procesos, la interfaz de solidificación es alimentada constantemente por una aleación de fundición diferenciada térmicamente por ser recientemente introducida, estableciendo un grado de equilibrio del flujo de calor, para proporcionar condiciones de solidificación que aseguren un crecimiento mínimo de la zona de solidificación, acompañado de alimentación líquida ilimitada, además de un gradiente térmico adecuado para la promoción de la solidez estructural. Estos principios se reflejan en diseños de compuertas que, se aproximan a los efectos de estratificación sin recurrir a métodos más costosos de promoción de la calidad interna.

La porosidad en los productos fundidos, ya sean poros de hidrógeno, contracción o los defectos más comunes que pueden asociarse con ambas condiciones, pueden entenderse y prevenirse de la siguiente manera:

- El tratamiento de fundición, debe realizarse para la eliminación efectiva de óxidos y otros compuestos no metálicos arrastrados, así como en la reducción en la concentración de hidrógeno disuelto.
- El manejo del metal, el vaciado y el diseño del sistema de compuertas, deben preservar la calidad mínima requerida del metal fundido.
- El sistema de compuertas y mazarotaje con técnicas de extracción de calor variable, además de la aplicación de los principios de solidificación direccional, deben ser capaces de minimizar o prevenir la porosidad de contracción.

2.10 Tratamiento térmico de aleaciones de aluminio de fundición

El término tratamiento térmico se utiliza para describir todas las prácticas térmicas destinadas a modificar la estructura metalúrgica de productos, de forma que las características físicas y mecánicas se modifiquen de forma controlable para cumplir con los criterios específicos de ingeniería, es decir, a través de la serie de calentamientos y enfriamientos a velocidades controladas. Las aleaciones de aluminio, ofrecen una gama de oportunidades para emplear tratamientos térmicos para obtener combinaciones deseables de propiedades mecánicas y físicas, que, a través de la selección de éstos, es posible lograr propiedades que son en gran medida responsables del uso actual de las aleaciones de aluminio de fundición en prácticamente todos los campos de aplicación. Los siguientes objetivos forman la base para la selección de los tratamientos térmicos:

- Aumenta la dureza.
- Mejora la maquinabilidad.
- Mejora la resistencia al desgaste.
- Aumenta la resistencia y/o produce las propiedades mecánicas especificadas para una condición de material particular.

- Estabilizar propiedades mecánicas y físicas.
- Asegurar la estabilidad dimensional.
- Alterar las características eléctricas.
- Alterar la resistencia a la corrosión.
- Releva esfuerzos residuales.

La versatilidad del aluminio se refleja en la cantidad de aleaciones que se han desarrollado y utilizado comercialmente. Se puede lograr una amplia gama de combinaciones deseables de propiedades mecánicas y físicas, a través del tratamiento térmico de muchas de estas aleaciones. Para lograr cualquiera de estos objetivos, las partes pueden ser recocidas, tratadas térmicamente en solución, templadas, endurecidas por precipitación, envejecidas y sobrevejecidas o tratadas en combinaciones de estas prácticas (véase la Figura 2.14) [20].

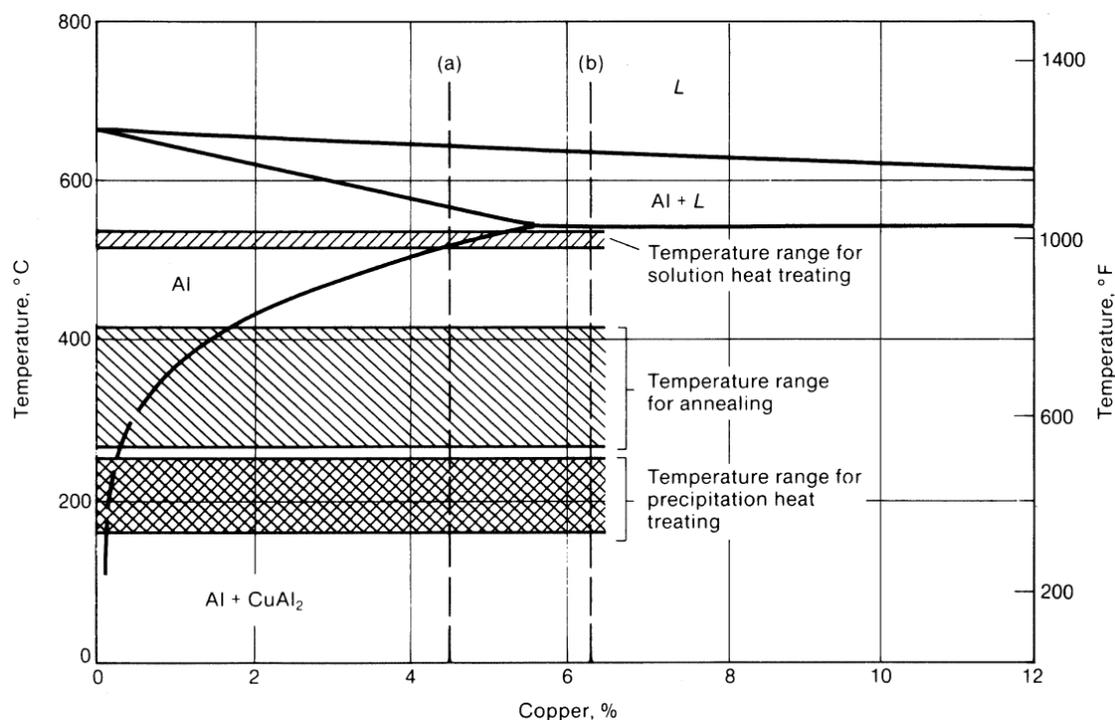


Figura 2.14 Intervalos de temperatura típicos superpuestos en un diagrama binario de fase aluminio-cobre para diferentes operaciones térmicas. Las líneas discontinuas verticales representan aleaciones de aluminio para fundición que contienen: a) 4.5% de Cu. b) 6.3% de Cu [20].

Los tratamientos térmicos de las aleaciones de aluminio se basan en las solubilidades variables de las fases metalúrgicas en un sistema cristalográficamente monotrópico. Dado que la solubilidad de la fase eutéctica aumenta al aumentar la temperatura en el sólido, la formación y distribución de las fases precipitadas se puede manipular para influir en las propiedades del material. Además de los cambios de fase y morfología asociados con los elementos y compuestos solubles, otros efectos (a veces deseables) acompañan al tratamiento a temperatura elevada. La microsegregación en todas las estructuras solidificadas se minimiza o elimina. Los esfuerzos residuales causados por la solidificación o por el enfriamiento previo se reducen, las fases insolubles pueden alterarse físicamente y la susceptibilidad a la corrosión puede verse afectada.

2.10.1 Tratamiento térmico de solución

La exposición a temperaturas correspondientes a los límites de solubilidad máximos, en relación con la temperatura de fusión más baja, para una composición tratable térmicamente específica da como resultado la disolución de las fases solubles que se formaron durante y después de la solidificación. La velocidad de calentamiento a la temperatura de la solución es técnicamente poco importante. Cuando hay más de una fase soluble presente, como en los sistemas Al-Si-Cu-Mg y Al-Zn-Cu-Mg, puede ser necesario un tratamiento térmico escalonado para evitar la fusión de las fases y eutécticos de menor temperatura de fusión. Con el fin de obtener las propiedades óptimas, es deseable un grado más completo del tratamiento térmico de solución de forma práctica y económica.

Los diferentes procesos y prácticas de fundición, resultan en diferencias microestructurales con relevancia en la práctica de tratamientos térmicos. Las microestructuras más gruesas asociadas con los procesos de velocidad de solidificación lenta, requieren una exposición más prolongada a la temperatura de solución. El tiempo requerido a la temperatura de solución, suele ser progresivamente más largo para las fundiciones de investimento, arena y molde permanente, pero las fundiciones de arena de paredes delgadas producidas con el uso extensivo de templaderas, pueden mostrar microestructuras más finas.

Por esta razón, la práctica de tratamiento térmico de solución se puede optimizar para cualquier parte específica, y así lograr la solubilización con el ciclo razonable más corto una vez finalizada la producción, esto con el fin de seleccionar un tratamiento térmico con un amplio margen de seguridad para evitar los retrasos y los costos de retratamientos cuando no se cumplen con las propiedades requeridas [40-42].

A medida que la temperatura de «solvus» se aproxima al punto de fusión eutéctico, la temperatura de solución es crítica para determinar el grado de solubilidad que se puede alcanzar. Además, el efecto de la temperatura sobre las velocidades de difusión influye directamente en el nivel de solubilidad en función del tiempo a la temperatura. Dentro de los rangos de temperatura definidos para el tratamiento térmico de solución, según la especificación aplicable, se encuentra una gama significativa de potenciales de solubilidad.

La implementación del tratamiento térmico, o la fundición con conocimiento de causa que buscan obtener propiedades superiores, sesgarán la temperatura del tratamiento térmico de solución dentro de los límites de especificación, esto con el fin de obtener el mayor grado práctico de solubilización. Se logran obtener propiedades superiores, a través de hornos, termopares y controles de horno que son capaces de operar dentro de los rangos de temperatura cercanas de la región de fusión eutéctica, teniendo en cuenta la resistencia de las estructuras vaciadas a fundirse en función de las consideraciones de difusión [43-45].

Si bien las temperaturas justo por debajo del punto de fusión eutéctico son deseables para el desarrollo óptimo de propiedades, es importante evitar la fusión eutéctica que dé lugar a redes eutécticas intergranulares frágiles. Las fases insolubles que incluyen aquellas que contienen elementos de impurezas normalmente no se ven afectadas por el tratamiento térmico de solución. Sin embargo, producen cambios limitados. Las superficies de las partículas de silicio primario y eutéctico se redondean de forma característica durante el tratamiento térmico de solución. El tratamiento térmico en solución de la aleación A444.0, que, no contiene fase soluble, se justifica únicamente por este fenómeno y su efecto sobre la ductilidad. La solubilidad limitada también da como resultado cambios de límites físicos similares en otros compuestos intermetálicos insolubles.

2.10.2 Templado

El objetivo del templado es la retención del grado de solución más alto posible con el nivel más bajo de esfuerzos residuales inducidos, es decir, la creación de una solución sólida súper saturada (SSSS), así como la menor deformación o distorsión compatible con los requisitos comerciales o especificados. El templado es un paso distintivo en la práctica de tratamientos térmicos que conduce a la metaestabilidad, condición tratada térmicamente de solución sobresaturada, T4. Los parámetros específicos pueden estar asociados con el calentamiento de las piezas para lograr la solución, y los parámetros separados se aplican a los pasos requeridos para lograr el mayor grado de retención de solución retenida.

El enfriamiento rápido desde la temperatura de solución hasta la temperatura ambiente es crítico, difícil y a menudo, es el paso menos controlado en el procesamiento térmico. Las especificaciones a menudo, definen o recomiendan los límites de retardo de enfriamiento. En la práctica, el retardo más breve posible es deseable. Los equipos especializados como los hornos «drop-bottom», así como los continuos, ofrecen estas ventajas. Los retardos excesivos, dan como resultado una caída de temperatura, además de la rápida formación de precipitados gruesos, en un intervalo de temperatura en el que los efectos de la precipitación son ineficaces para el endurecimiento.

La pendiente de la relación temperatura-tiempo durante el enfriamiento, a partir de la temperatura de solución, debe ser lo suficientemente pronunciada para que los límites de solubilidad de los precipitados no se intercepten (véase la Figura 2.15). Aunque las fundiciones son característicamente más tolerantes al retardo del enfriamiento que, los productos trabajados debido a estructuras más gruesas, así como tiempos de difusión más largos, los retardos de enfriamientos excesivos dan como resultado un menor potencial de endurecimiento [41, 42].

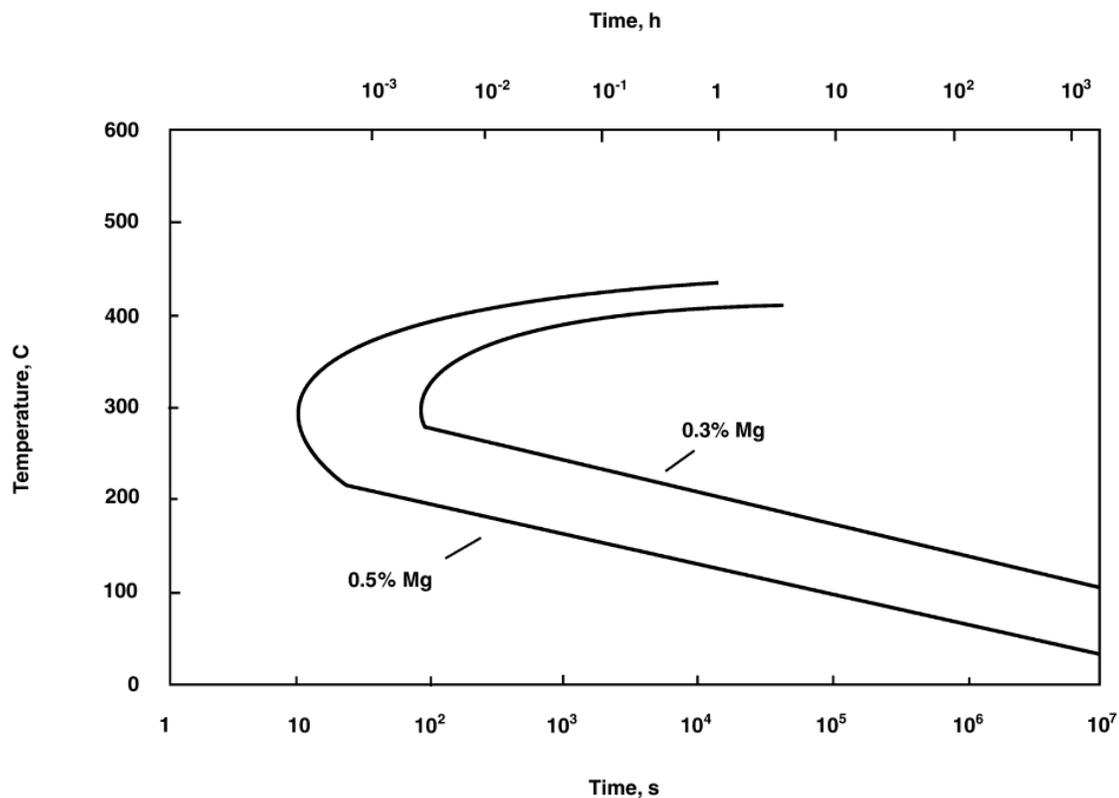


Figura 2.15 Gráfico de precipitación-temperatura-tiempo para aleaciones de aluminio y cantidades variables de magnesio [41, 42].

El agua es el medio de enfriamiento preferido en aleaciones de aluminio de fundición, donde la temperatura tiene un efecto importante en los resultados. La mayoría del enfriamiento comercial se logra con agua cercana al punto de ebullición, pero temperaturas entre 65°C y 80°C son alternativas estandarizadas comunes. Los efectos del espesor, así como la temperatura de enfriamiento promedio, además de las diferencias en las propiedades mecánicas que resultan del enfriamiento en agua a diferentes temperaturas se muestran en la Figura 2.16.

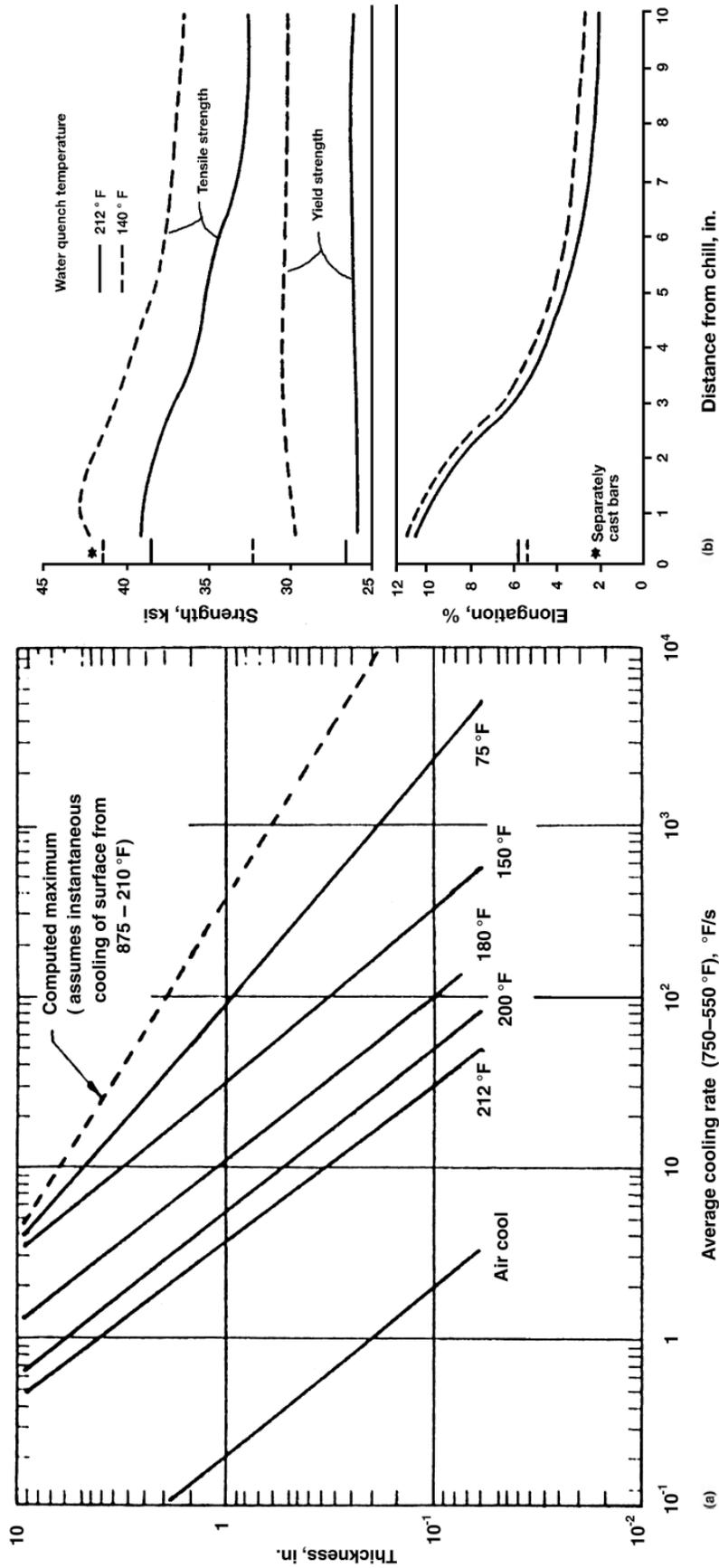


Figura 2.16 a) Tasas de enfriamiento promedio para varias temperaturas de enfriamiento del agua y espesores de fundición en aleación de aluminio de fundición. b) Propiedades de tensión de la aleación A356-T6 a diferentes temperaturas de enfriamiento. Placa de ensayo de 0.75 pulg. (19 mm) de espesor, envejecida a 310°F (155°C) por 5 horas [41-43].

La mayor resistencia potencial, la corrosión y la corrosión bajo tensión mejoran mediante un enfriamiento rápido empleando agua a temperatura ambiente. Sin embargo, un templado severo aumenta significativamente los esfuerzos residuales, así como la distorsión, es decir, la uniformidad de extracción de calor que, a su vez, es una función compleja del mecanismo de extracción de calor operable, es la clave para el desarrollo de propiedades y las consecuencias físicas del templado.

La nucleación de la película de vapor y la ebullición convectiva se producen con tasas de extracción de calor drásticamente diferentes a diferentes intervalos de temperatura, espesores de sección y condiciones de la superficie. La densidad de carga, el posicionamiento y la geometría de la pieza influyen en los resultados. A medida que aumenta el espesor de la sección, disminuyen las ventajas metalúrgicas obtenidas con una tasa de enfriamiento con agua a 65°C, sin embargo, estas ventajas frente a una tasa de enfriamiento con agua, a 100°C, se mantienen independientemente del espesor de la sección. El desarrollo de estanterías, una mejor distribución y la orientación de las piezas para un enfriamiento más uniforme durante el templado, permite:

- Promover la ebullición estable de la película de vapor mediante el depósito de compuestos en la superficie de las piezas a medida que se sumergen en la solución de enfriamiento.
- Suprimir las variaciones en el flujo de calor aumentando la estabilidad de ebullición de la película de vapor mediante la disminución de la tensión superficial químicamente.
- Una tasa de enfriamiento moderado para una temperatura del agua dada.

La tasa de enfriamiento también se ve afectada por el estado de la superficie de las piezas. Se produce un enfriamiento más rápido en superficies oxidadas, manchadas y rugosas, mientras en superficies brillantes, recién mecanizadas y grabadas, se enfrían más lentamente. El uso común del agua como medio de enfriamiento se basa principalmente en su superior extracción de calor, en relación con otros materiales. Sin embargo, el enfriamiento se ha logrado en aceites, baños de sal y en soluciones orgánicas.

Para muchas composiciones, el enfriamiento a través de ventiladores o niebla es factible como un medio para reducir dramáticamente los niveles de esfuerzos residuales, sacrificando considerablemente el potencial de endurecimiento [43-45]. En general, las piezas que han sido tratadas térmicamente en solución y templadas, muestran propiedades de tensión y elongación superiores a las de la condición de estado bruto (F -«as-cast»). A través de tratamientos térmicos específicos, se sacrifica la resistencia y la dureza para obtener elongación, o desarrollar resistencia y dureza a expensas de la ductilidad. Sin embargo, la condición T4 rara vez se emplea. En cambio, las ventajas del envejecimiento o el endurecimiento por precipitación se obtienen mediante tratamientos térmicos adicionales después del templado. Entre estas ventajas se encuentran una mayor resistencia y dureza con el correspondiente sacrificio en ductilidad, una maquinabilidad mejorada, el desarrollo de propiedades mecánicas más estables y la reducción de esfuerzos residuales.

2.10.3 Tratamiento térmico de precipitación o envejecimiento

El endurecimiento por precipitación natural o artificial después del tratamiento térmico en solución y templado, potencializa las propiedades de los productos de aleaciones de aluminio de fundición. El endurecimiento, se define como el cambio en la estructura metalúrgica que resulta en una mayor resistencia a la deformación. La mayoría de las aleaciones de aluminio envejecen en cierta medida de forma natural después del enfriamiento rápido; es decir, las propiedades cambian en función del tiempo a temperatura ambiente como resultado de la formación de zonas Güinier-Preston (GP) dentro de la estructura de la red cristalina, la extensión del cambio depende principalmente por la aleación. Por ejemplo, el envejecimiento a temperatura ambiente en aleaciones como A356.0 y C355.0 ocurre dentro de las 48 horas con cambios insignificantes a partir de entonces. El proceso de endurecimiento se acelera envejeciendo artificialmente a temperaturas que varían aproximadamente entre 90 a 260°C, dependiendo de la aleación y las propiedades deseadas.

En el envejecimiento natural y artificial, la sobresaturación que caracteriza la condición de solución a temperatura ambiente, se releva con la precipitación del soluto que procede por etapas con efectos estructurales específicos [41, 42]. A temperatura ambiente o a bajas temperaturas de envejecimiento o durante la transición a temperaturas más altas, el principal cambio es la difusión de átomos de soluto a sitios de alta energía como dislocaciones, maraña de dislocaciones y vacancias dentro de la red cristalina que, producen la distorsión de los planos en la red cristalina y forman concentraciones de núcleos cristalinos subcríticos.

Con la exposición a la temperatura de envejecimiento, estos sitios alcanzan, o no, tamaños críticos, etapa que conduce a la formación de partículas discretas que muestran el carácter cristalográfico identificable de la fase precipitada. Con un tratamiento adicional, estas partículas en fase de transición, crecen con un incremento en los esfuerzos coherentes hasta que, con el tiempo y la temperatura suficientes, se excede la resistencia de enlace interfacial. Se pierde la coherencia, y con ella, los efectos de fortalecimiento asociados con la formación y crecimiento de precipitados [46-48]. El crecimiento continuo de la fase, ahora en equilibrio, ocurre con la pérdida de dureza y resistencia correspondiente a la condición de sobrevejecida.

2.10.4 Recocido

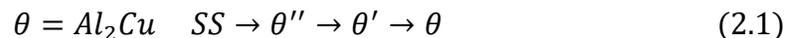
El recocido, originalmente asignado a la designación T2, ahora al tratamiento O, aunque rara vez se emplea, tiene un propósito útil al proporcionar piezas con una estabilidad dimensional y física, así como los niveles más bajos de esfuerzos residuales. Además, se caracteriza por bajos niveles de resistencia, ablandamiento y, por consiguiente, baja maquinabilidad. Las prácticas de recocido típicas son para exposiciones relativamente cortas (de 2 a 4 horas) a una temperatura mínima de 340°C. Las prácticas a temperaturas más altas se emplean para un relevado más completo de los esfuerzos residuales [49]. La velocidad de enfriamiento desde la temperatura de recocido, debe ser controlada de tal manera que los esfuerzos residuales no se induzcan. La práctica típica es enfriar desde la temperatura de recocido en el horno o por convección natural.

2.10.5 Estabilidad

La estabilidad se define como la condición de características estructurales y físicas inmutables en función del tiempo en condiciones de servicio. La condición metaestable T4, está sujeta a endurecimiento, siendo extensiva en algunas aleaciones y limitada en otras, a temperatura ambiente y superior. Con la exposición a temperaturas elevadas, se esperan cambios adicionales significativos de las propiedades físicas y mecánicas. Incluyendo el cambio dimensional o el crecimiento y los cambios en la susceptibilidad a la corrosión, así como en la corrosión por estrés que, pueden asociarse con estados de transición en algunas aleaciones [49]. Las condiciones más estables que se pueden obtener son: recocidas, sobrevejecidas, envejecidas y en estado bruto, en ese orden. Los productos subenvejecidas y solubilizadas son menos estables.

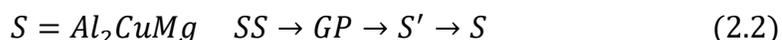
2.10.6 Aleaciones aluminio-cobre

La fase soluble en las aleaciones de aluminio-cobre es el aluminuro de cobre (Al_2Cu). Las zonas GP que se forman por difusión de átomos de cobre en la solución sólida sobresaturada (SS) se reemplazan por θ'' , a temperaturas superiores a $100^\circ C$ con un arreglo atómico tridimensional ordenado. La difusión y el crecimiento continuos conducen a la formación de la fase de transición θ' , que, tiene la misma composición y estructura que la fase estable, θ ; pero mantiene la coherencia con la red cristalina. Finalmente, como las regiones discretas de la fase de transición continúan creciendo, θ se transforma en equilibrio θ estable y no coherente, indicado en la Ecuación (2.1) [47-49]:



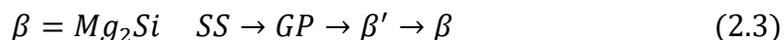
2.10.7 Aleaciones aluminio-cobre-magnesio

Una secuencia similar ocurre en el endurecimiento artificial de las aleaciones de Al-Cu-Mg. La adición de magnesio acelera e intensifica el envejecimiento a temperatura ambiente, y la progresión es desde las zonas GP a las fases de equilibrio de transición, indicado en la Ecuación (2.2).



2.10.8 Aleaciones aluminio-silicio-magnesio

Las aleaciones de Al-Mg-Si son un importante grupo de aleaciones ampliamente usadas tanto en fundición como trabajadas. El siliciuro de magnesio, Mg_2Si es la fase soluble en aleaciones importantes, como las aleaciones 356.0, A356.0 y A357.0. A diferencia del endurecimiento que acompaña al desarrollo de esfuerzos coherentes de la red, esta fase actúa para aumentar la energía requerida para la deformación de la red cristalina. Las regiones esféricas se convierten en partículas con forma de aguja en los puntos correspondientes al endurecimiento máximo. El envejecimiento adicional produce partículas en forma de varas alargadas. La transición de β' al equilibrio Mg_2Si se produce sin mayor difusión, indicado en la Ecuación (2.3) [48]:



El envejecimiento artificial dependerá de la resistencia y de las propiedades deseadas. En las Figuras 2.17 a 2.20, se observan las curvas de envejecimiento, que facilitan la selección del proceso. Teniendo en cuenta que tiempos más largos a una temperatura de envejecimiento más baja generalmente dan como resultado mayor resistencia. La respuesta al envejecimiento, la tasa de cambio de las propiedades y la resistencia máxima están en función del tiempo. Las curvas más planas están asociadas con las temperaturas de envejecimiento más bajas, que permiten una mayor tolerancia a los efectos causados por las variaciones de la combinación tiempo y temperatura.

A diferencia del tratamiento térmico de solución, el tiempo requerido para alcanzar la temperatura de envejecimiento puede ser significativo (véase la Figura 2.18 a 2.20). La energía impartida durante el calentamiento, hasta la temperatura de endurecimiento por precipitación, puede integrarse en la secuencia para controlar con mayor precisión los resultados y minimizar el tiempo del ciclo. La condición sobrevejecida T7 es menos común que el tratamiento T6, empero, se tiene buenas razones para su uso en muchas aplicaciones [49, 50]. Por definición, el sobrevejecimiento es llevar el ciclo de envejecimiento a un punto más allá de la dureza máxima a una temperatura más alta que la empleada para la condición completamente endurecida.

El endurecimiento por precipitación en la condición T6, reduce de 10 a 35% los esfuerzos residuales promovidos durante el templado. La disminución de los esfuerzos residuales está asociada con el tratamiento de envejecimiento a mayor temperatura. Además, las piezas se vuelven más estables dimensionalmente como resultado de un decrecimiento más completo, y su rendimiento está garantizado en aplicaciones donde implique la exposición a temperaturas elevadas [49, 50].

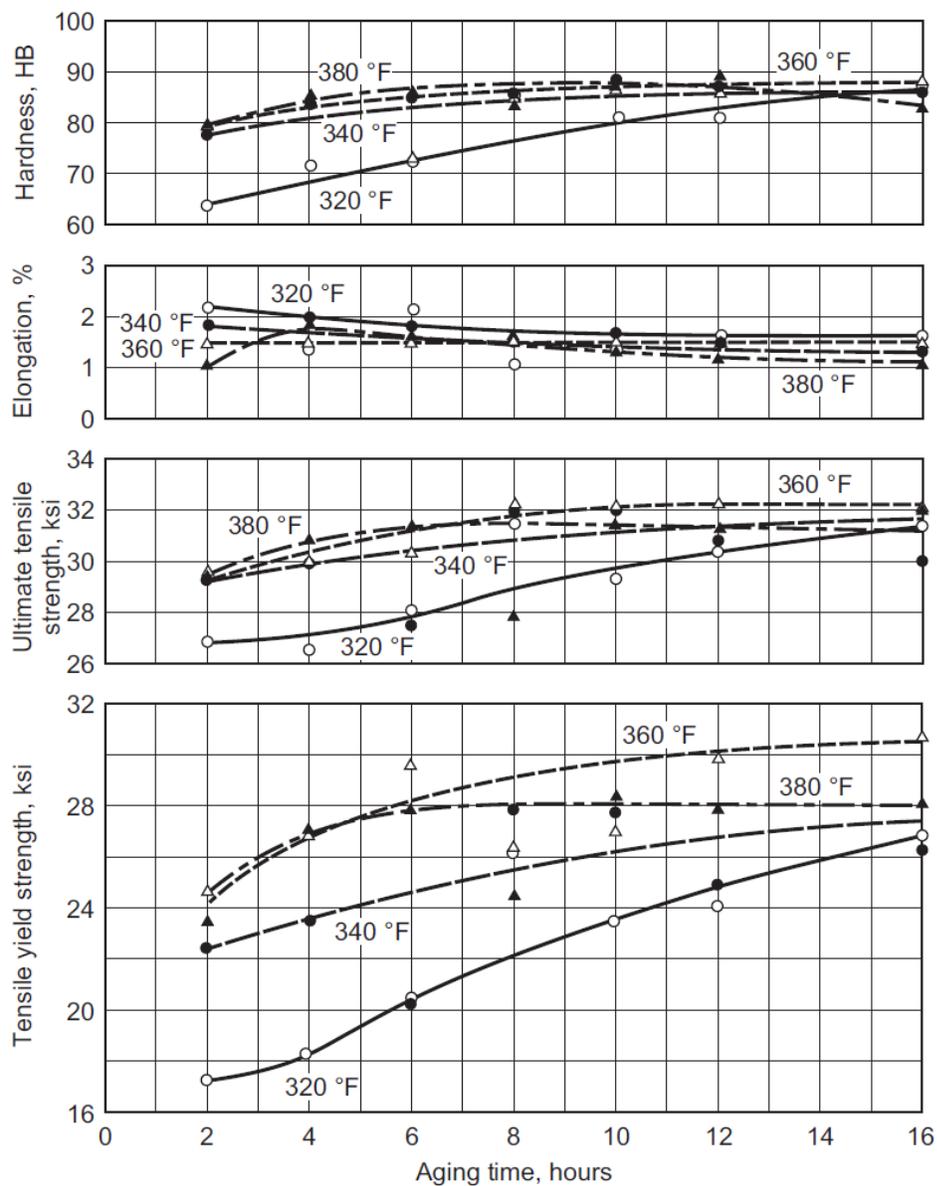


Figura 2.17 Características de envejecimiento a alta temperatura para aleación de aluminio 319.0-F, molde de arena [49, 50].

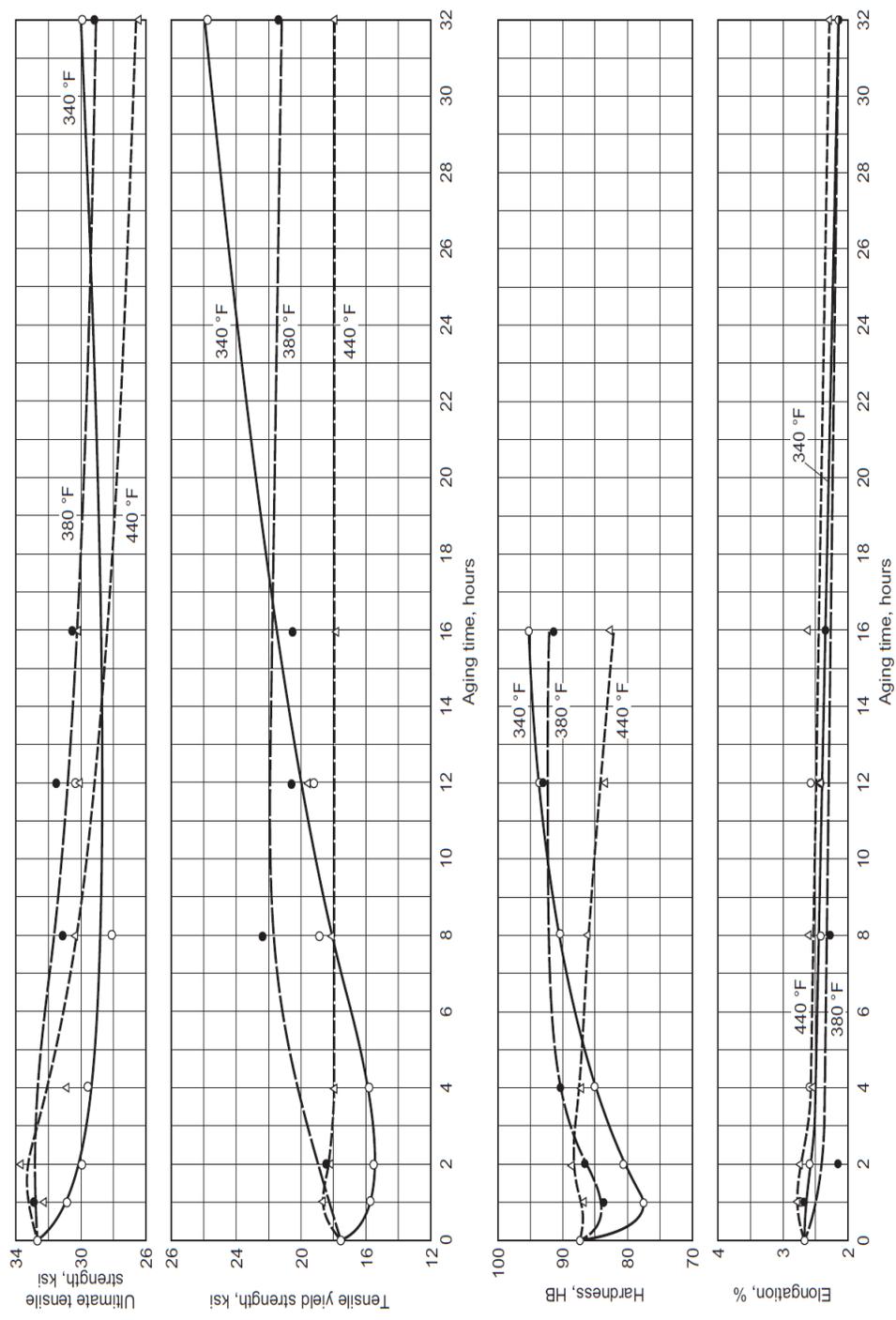


Figura 2.18 Características de envejecimiento a alta temperatura para aleación de aluminio 319.0-F, molde permanente [49, 50].

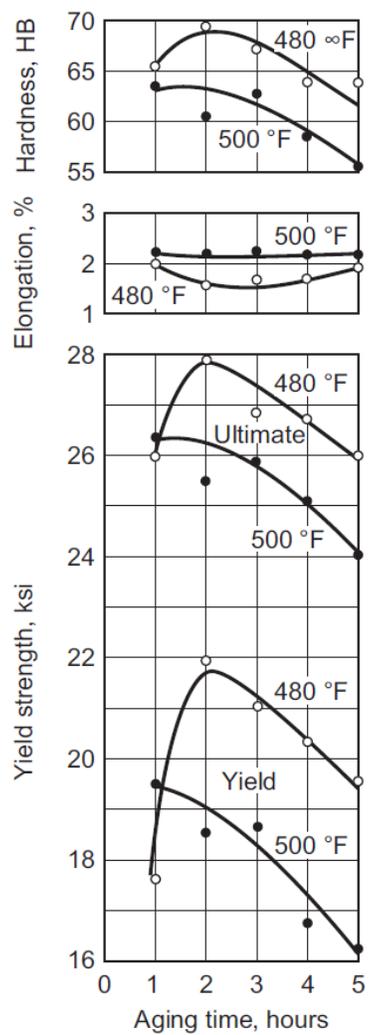


Figura 2.19 Características de envejecimiento a alta temperatura para aleación de aluminio 356.0-F, molde de arena [49, 50].

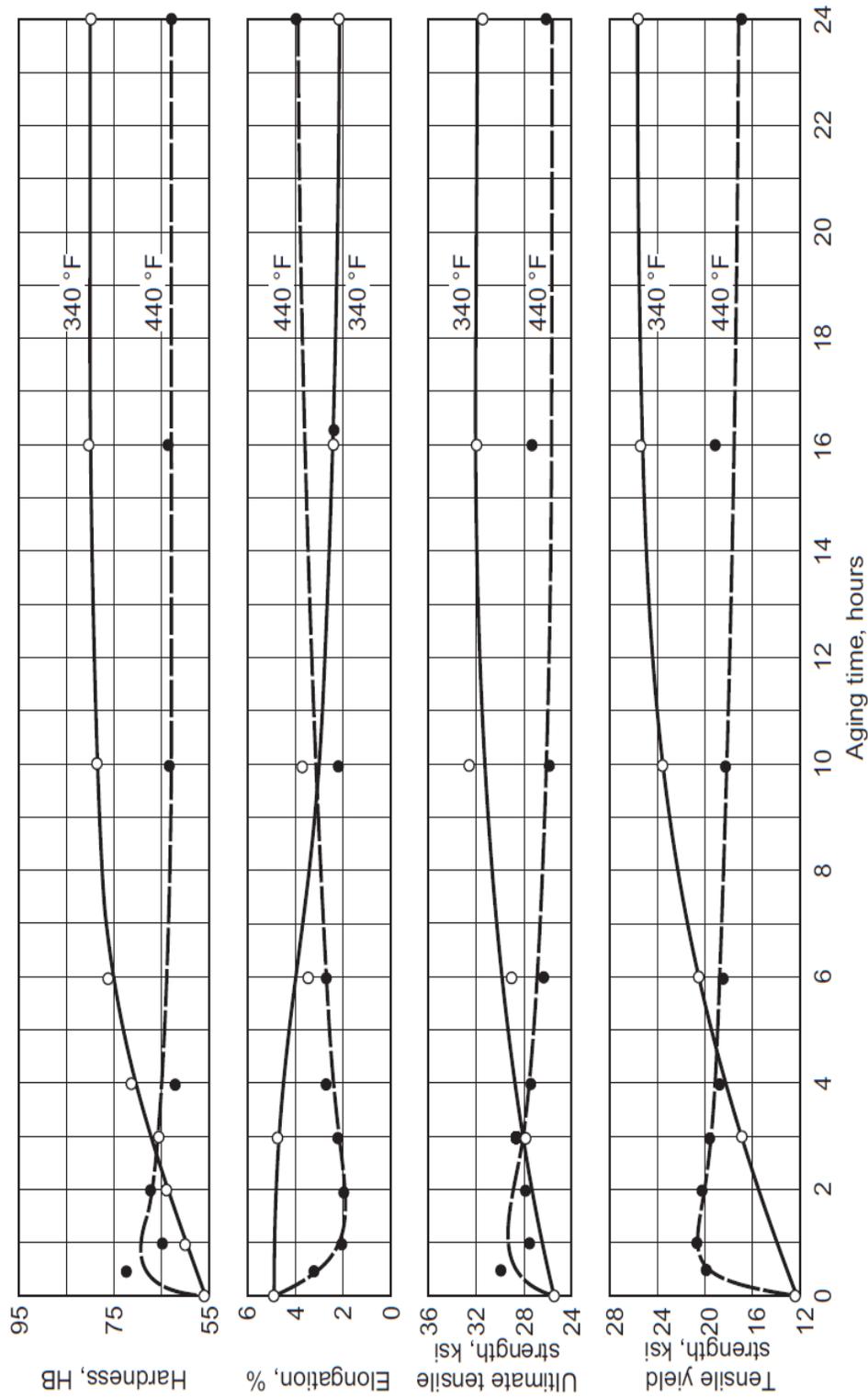


Figura 2.20 Características de envejecimiento a alta temperatura para aleación de aluminio 356.0-F, molde permanente [49, 50].

CAPÍTULO III

PROPIEDADES MECÁNICAS

3.1 Introducción

Las propiedades mecánicas de un material están basadas principalmente en el comportamiento que muestra ante la aplicación de algún tipo de carga; lo cual, generalmente se manifiesta mediante la deformación del material previo a una posible fractura. Existen dos tipos básicos de deformación: elástica y plástica. Todas las propiedades físicas de los metales están controladas por la estructura atómica, así como por la microestructura del material. La deformación elástica y plástica pueden tener lugar al mismo tiempo, por lo cual, en la selección del material se debe tener en cuenta las propiedades, con base en los requerimientos funcionales del componente, determinando las características más importantes que debe de poseer el material, como resistencia, rigidez, ductilidad, sometimiento a grandes fuerzas, o a fuerzas súbitas intensas, así como a elevadas temperaturas y condiciones severas de abrasión, etc. [49, 51]. Existen cinco tipos principales de cargas: tensión, compresión, corte directo, torsión y flexión. Para poder determinar las propiedades de un material se realizan ensayos de muestras en un laboratorio. Los ensayos pueden clasificarse en tres grupos (según la velocidad de aplicación del esfuerzo): ensayos bajo condiciones de carga monotónica y cíclica. Los ensayos más importantes y frecuentemente empleados, son los ensayos de tensión y compresión. Sin embargo, su relación con el comportamiento a fatiga puede ser bastante remota, como señala Spangenburg [53].

3.2 Ensayo de tensión uniaxial

El comportamiento estático, bajo condiciones de carga monotónica, se obtiene a partir de un ensayo de tensión, con base en la norma ASTM E8 o E8M [54]. En la cual, una muestra de sección transversal circular o rectangular de la longitud de referencia uniforme, es sometida a una fuerza de tensión que aumenta monótonamente, hasta que se

fractura. El comportamiento del esfuerzo-deformación monotónico uniaxial, se puede basar en una relación verdadera o de ingeniería. El esfuerzo de ingeniería nominal (s) en un ensayo uniaxial, se define por la Ecuación (3.1).

$$s = \frac{P}{A_0} \quad (3.1)$$

Donde P es fuerza axial y A_0 es el área de la sección transversal original. El esfuerzo verdadero (σ), se define por la Ecuación (3.2).

$$\sigma = \frac{P}{A} \quad (3.2)$$

Donde A es el área de la sección transversal instantánea. En donde el esfuerzo verdadero es mayor que el esfuerzo de ingeniería, ya que el área de sección transversal disminuye durante la carga. La deformación ingeniería (e) se basa en la longitud de referencia original y está dada por la Ecuación (3.3).

$$\varepsilon = \frac{(l - l_0)}{l_0} = \frac{\Delta l}{l_0} \quad (3.3)$$

Donde l es la longitud de referencia instantánea, y Δl es el cambio en la longitud de referencia original (l_0). En donde la deformación verdadera o natural (ε) se basa en la longitud de referencia instantánea, dada por la Ecuación (3.4).

$$d\varepsilon \frac{dl}{l} \text{ ó } \int \frac{dl}{l} = \ln\left(\frac{l}{l_0}\right) \quad (3.4)$$

Para pequeñas deformaciones (antes del límite proporcional, un poco antes de la cedencia), menores al 2%, el esfuerzo de ingeniería (S) es aproximadamente igual al esfuerzo verdadero (σ) y la deformación de ingeniería (e) es aproximadamente igual a la deformación verdadera (ε).

Siendo innecesario distinguir entre los valores verdadero y de ingeniería, para pequeñas deformaciones. Sin embargo, para deformaciones más grandes, las diferencias se vuelven apreciables. Con grandes deformaciones inelásticas se puede suponer una condición de volumen constante hasta que ocurra la estricción ($Al=A_0 l_0$). Esta es una suposición razonable, ya que la deformación plástica no contribuye al cambio de volumen. De la relación del s , σ , e y ϵ pueden derivarse en las Ecuaciones (3.5) y (3.6).

$$\sigma = S * (1 + e) \quad (3.5)$$

$$\epsilon = \ln \frac{A_0}{A} = \ln(1 + e) \quad (3.6)$$

Son válidas las Ecuaciones (3.5) y (3.6) hasta que la estricción tiene lugar, alcanzando así la máxima resistencia a la tensión. La deformación plástica se localiza después de la estricción, donde la deformación ya no es uniforme en toda la longitud de referencia. En la Figura 3.1 se muestra el comportamiento de la curva esfuerzo-deformación verdadero y de ingeniería, donde se indica el límite elástico y el módulo de elástico.

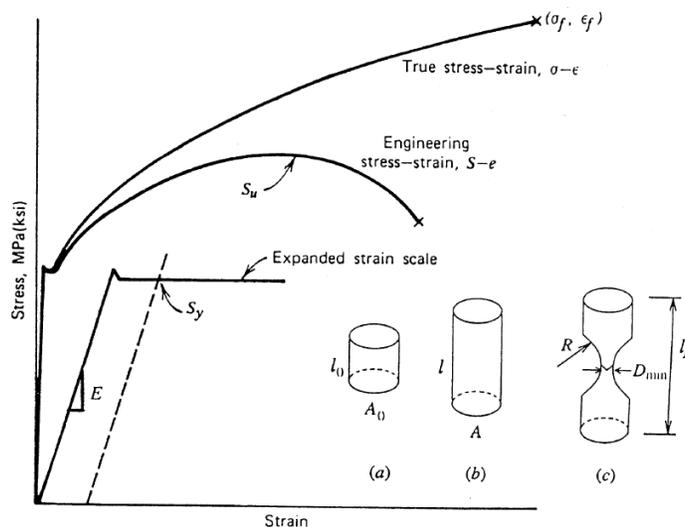


Figura 3.1 Comportamiento de la curva esfuerzo-deformación verdadero y de ingeniería: a) Sección de referencia original. b) Sección de referencia uniformemente alargada. c) Sección de referencia fracturada en la estricción [51].

Donde E es el módulo de elasticidad en MPa, S_y es límite de elasticidad en MPa, S_u es máxima resistencia a la tensión en MPa, σ_f es la resistencia a la tensión, en MPa, $\%RA$ es la reducción porcentual del área, ϵ_f es la deformación a la fractura verdadera o ductilidad, $\%EL$, es el porcentaje de elongación.

La resistencia a la tensión verdadera (σ_f) puede calcularse como P_f/A_f , donde el subíndice f representa la fractura. Sin embargo, generalmente se corrige por la estricción que causa un estado biaxial de tensión en la superficie del cuello y un estado de tensión triaxial en el interior del cuello. El factor de corrección de Bridgman se utiliza para compensar este estado triaxial de esfuerzos, y se aplica a especímenes cilíndricos [49, 51]. La resistencia a la tensión verdadera corregida viene dada por la Ecuación (3.7).

$$\sigma_f = \frac{P_f/A_f}{(1 + 4R/D_{min}) \ln(1 + D_{min}/4R)} \quad (3.7)$$

Donde R es el radio de curvatura del cuello y D_{min} es el diámetro de la sección transversal en la parte más delgada del cuello. Los materiales frágiles no presentan deformación y, por lo tanto, no requieren de este factor de corrección. Los valores de propiedades mecánicas típicas de las piezas fundidas de aleación de aluminio a temperatura ambiente, se presentan en la Tabla 3.1. Los valores de S_y , S_u y σ_f son indicadores de la fortaleza del material, mientras que los valores de $\%RA$, $\%EL$ y ϵ_f son indicadores de la ductilidad del material.

Los indicadores de la capacidad de absorción de energía de un material, son la resiliencia y la tenacidad a la tensión. La resiliencia es la energía elástica absorbida por la muestra. Siendo igual al área bajo la porción elástica de la curva esfuerzo-deformación. La tenacidad a la tensión es la densidad total de energía o la energía por unidad de volumen absorbida durante la deformación (hasta la fractura). Siendo igual al área total bajo la curva esfuerzo-deformación de ingeniería.

La deformación inelástica o plástica da como resultado una deformación permanente que no se recupera durante la descarga. En la Figura 3.2 se muestra la curva de descarga elástica y es paralela a la línea de carga inicial elástica, donde la deformación total (ε) se compone de la deformación elástica ($\varepsilon_e = \sigma/E$), y de la deformación plástica (ε_p). El campo elástico está representado en la Ecuación (3.8), mientras que el campo plástico se representa en la Ecuación (3.9).

$$\sigma = E\varepsilon \quad \log \sigma = \log E + (1)\log \varepsilon \quad (3.8)$$

$$\sigma = K(\varepsilon_p)^n \quad \log \sigma = \log K + n \log \varepsilon \quad (3.9)$$

Donde K , es el coeficiente de resistencia a la tensión (intercepción de tensión en $\varepsilon_p = 1$) y n es el exponente de endurecimiento por deformación (pendiente de la línea), y generalmente, está entre 0 y 0.5.

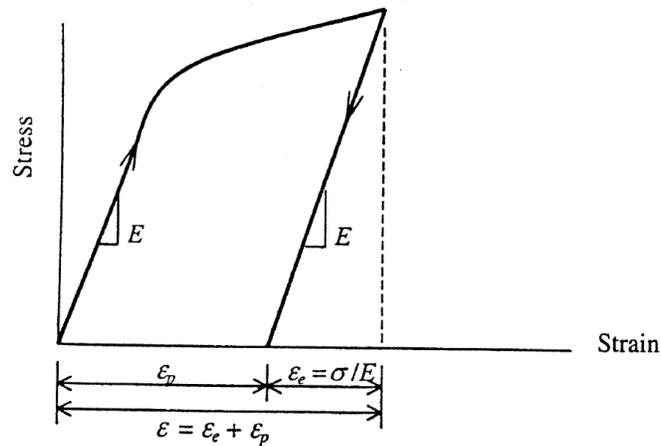


Figura 3.2 Carga inelástica (plástica) seguida de la descarga elástica [49, 51].

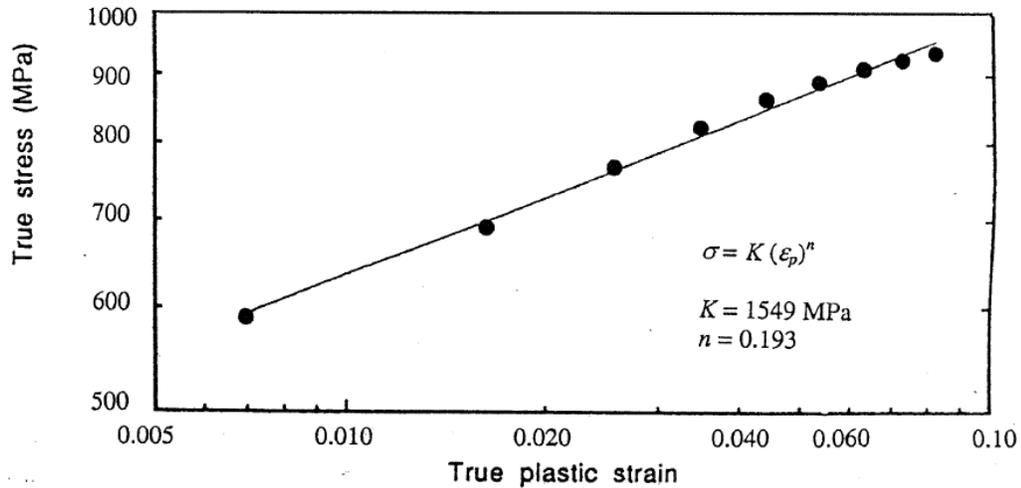


Figura 3.3 Comportamiento de la curva esfuerzo verdadero «versus» deformación verdadera del acero AISI 11V41 [49, 54].

La deformación total verdadera está dada por la relación Ramberg-Osgood [49, 54], indicada en la Ecuación (3.10):

$$\varepsilon = \varepsilon_e + \varepsilon_p = \frac{\sigma}{E} + \left(\frac{\sigma}{K}\right)^{1/n} \quad (3.10)$$

El comportamiento de la curva esfuerzo-deformación de un material, puede ser sensible a la velocidad de deformación, particularmente a temperaturas elevadas. Un aumento significativo en la velocidad de deformación generalmente aumenta la resistencia, pero reduce la ductilidad del material. Sin embargo, para metales y aleaciones, el efecto de la velocidad de deformación puede ser pequeño a temperatura ambiente. Por otra parte, los materiales endurecidos por precipitación, bajo ciertas condiciones, el efecto es negativo. De tal manera que, al aumentar la velocidad, el esfuerzo se reduce.

Tabla 3.1 Propiedades mecánicas típicas de las piezas vaciadas de aleación de aluminio a temperatura ambiente.

Aleación	Temple	Tensión			Elongación en 5D, %	Dureza (b), HB 500 kg/10 mm	Resistencia Máxima al Corte, MPa	Límite Máximo a la Fatiga, MPa	Módulo Elástico (d), 10 ⁶ psi
		Resistencia Máxima, MPa	Límite Elástico (a), MPa						
Moldeo en arena									
319.0	F	27	18	2	70	22	68.94	73.77	
	T5	30	26	2	80	24	75.84	73.77	
	T6	36	24	2	80	29	75.84	73.77	
356.0	F	165	125	6	503.31	
	T51	170	140	2	60	140	379.21	503.31	
	T6	230	165	4	70	180	413.68	503.31	
	T7	235	205	2	75	165	413.68	503.31	
	T71	195	145	4	60	140	413.68	503.31	
A356.0	F	160	85	6	503.31	
	T51	180	125	3	503.31	
	T6	275	205	6	75	503.31	
	T71	205	140	3	503.31	
Moldeo permanente									
319.0	F	235	130	3	85	165	...	510.21	
	T6	275	185	3	95	510.21	
356.0	F	180	125	5	503.31	
	T51	185	140	2	503.31	
	T6	260	185	5	80	205	620.52	503.31	
	T7	220	165	6	70	170	517.10	503.31	
	T71	170	...	3	60-90	503.31	
A356.0	F	185	90	8	503.31	
	T51	200	140	5	503.31	
	T6	285	205	12	80	503.31	
Moldeo por inyección									
380	F	315	160	3	80	195	965.26	503.31	
A380.0	F	325	160	4	80	185	965.26	503.31	

Nota: (a) Límite elástico a la tensión, compensación = 0.2%, (b) Basado en 500,000,000 ciclos de estrés completamente invertido usando R.R. Tipo de máquinas y especímenes de Moore, (c) Promedio de los módulos de tensión y compresión; el módulo de compresión es nominalmente aproximadamente 2% mayor que el módulo de tensión [10-12].

3.3 Esfuerzos residuales

Los tratamientos térmicos no solo afectan las propiedades mecánicas, sino que también influyen directamente en los niveles de esfuerzos residuales. Es posible clasificar el origen de los esfuerzos residuales debido a la deformación plástica heterogénea, cambios de fase y/o gradientes térmicos [49, 51]. Particularmente los esfuerzos residuales originados por gradientes térmicos, son el resultado de diferencias en el enfriamiento después de la solidificación entre la superficie y las regiones interiores. Inducidos por enfriamiento a partir de la temperatura de solidificación y enfriamiento de la temperatura del tratamiento térmico de solución, así como por cambios de temperatura en cualquier etapa intermedia. Además, los esfuerzos residuales están en función de la tasa de enfriamiento diferencial, el espesor de la sección y la resistencia del material [49-52].

Un cambio de temperatura más severo y rápido da como resultado grandes diferencias en las velocidades de enfriamiento de la superficie y las regiones internas de la estructura de la pieza, es decir, cuando la pieza se enfría desde una temperatura elevada, la distribución normal de los esfuerzos residuales, después de que ha alcanzado la temperatura ambiente, es la compresión en la superficie y la tensión en las regiones del núcleo como contrapeso. Así, el aumento del espesor y la resistencia de la aleación aumentan la magnitud de los esfuerzos residuales (véase la Figura 3.4).

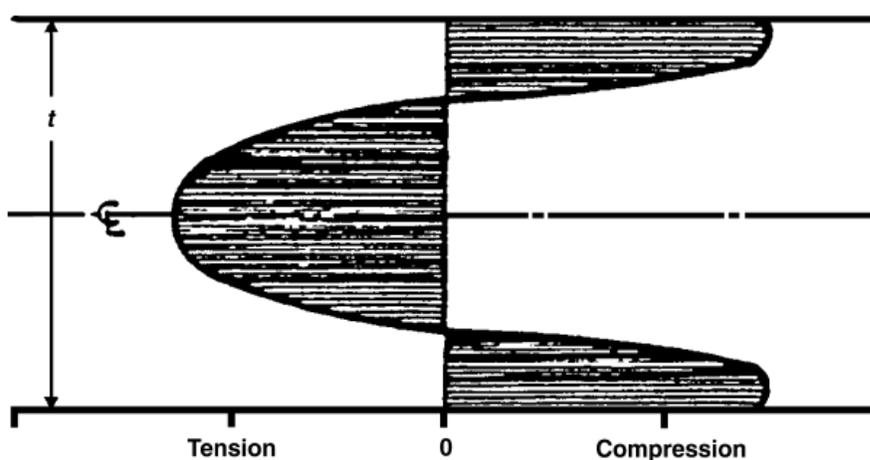


Figura 3.4 Distribución característica del esfuerzo residual después del tratamiento térmico de la solución y del templeado. Donde t es el espesor [50].

Los esfuerzos residuales inducidos por el enfriamiento a partir de la temperatura de solución, son mucho más importantes que los esfuerzos originados desde el vaciado, o por otro proceso convencional. La disminución en la severidad del enfriamiento del tratamiento térmico de solución, da como resultado un nivel más bajo de esfuerzos residuales, pero ocasionan la disminución en la resistencia del material. El enfriamiento con aire puede ser benéfico en aplicaciones que requieran una estabilidad dimensional inusual. Los esfuerzos residuales pueden ser relevados exponiendo las piezas a temperatura elevada, seguidas de un enfriamiento lento o mediante deformación plástica. La deformación plástica, rutinariamente practicada para relevar los esfuerzos en productos trabajados, tiene poca aplicación en los diseños complejos de productos de ingeniería, tales como fundiciones, de modo que el relevado de esfuerzos se vuelve más exclusivo de los tratamientos térmicos. El sobrenvejecido, da como resultado la reducción significativa en los esfuerzos residuales, así como el recocido proporciona un mínimo en los niveles de éstos. Los esfuerzos residuales retenidos después del recocido, o por el envejecimiento, están limitados por el límite elástico del material a la temperatura de tratamiento.

3.4 Aspectos de la fatiga en los metales

La ASTM define fatiga como el proceso de cambio estructural permanente localizado en un material sometido a condiciones que producen esfuerzos y deformaciones fluctuantes en algunos puntos, pudiendo culminar en grietas o fracturas completas después de un número suficiente de fluctuaciones [55, 56]. La principal causa de las fallas por fatiga ocurre cuando la grieta ha crecido hasta un punto en el que el material restante ya no puede tolerar los esfuerzos y deformaciones, produciéndose la última etapa del proceso de la fatiga, la fractura. La cual, es la separación de un componente o estructura en dos o más partes. Las implicaciones de los procesos de fatiga progresiva ocurren durante un período de tiempo o uso. Una falla de fatiga suele ocurrir de forma repentina y sin previo aviso; sin embargo, los mecanismos involucrados pueden haber estado operando desde el comienzo del uso del componente o de la estructura.

Mientras que en los procesos de fatiga localizada operan en áreas locales, en lugar de en todo el componente o en la estructura. Estas áreas locales pueden tener altos esfuerzos y deformaciones debido a transferencia de cargas externas, concentradores de esfuerzos y cambios abruptos en la geometría, gradientes térmicos, esfuerzos residuales, así como imperfecciones en el material.

3.4.1 Fractura por fatiga superficial y fracturas macroscópicas

En la Figura 3.5a se muestra una superficie típica de fractura por fatiga, donde un pobre mecanizado incrementó la concentración de esfuerzos en la raíz, lo cual contribuyó a la falla por fatiga. La superficie de la fractura parece tener dos regiones distintas [57]. El área más pequeña y clara en la parte superior de la superficie de fractura es la sección transversal restante que existía en el momento de la fractura. La otra área de sección transversal consiste en la región de crecimiento de las grietas por fatiga. Se pueden ver varios puntos de inicio de la falla cerca del perímetro externo inferior izquierdo. Estos se muestran mediante líneas radiales, a menudo llamadas marcas de nucleación de la grieta; las cuales se extienden alrededor del perímetro inferior izquierdo.

Es la región donde comenzó el proceso de agrietamiento inicial. Las microgrietas de fatiga se propagaron a 45° al inicio por unos pocos milímetros antes de girar en ángulo recto que, es el plano de máxima resistencia a la tensión. A medida que el componente se sometió a esfuerzos cíclicos las grietas iniciales crecieron y se unieron entre sí; de manera que creció una grieta de fatiga en un 80% de la superficie. Las marcas onduladas más claras y oscuras se llaman marcas de playa. Estas marcas se deben a que las dos superficies de la grieta se abren y cierran, así como se unen al detenerse la grieta durante el crecimiento a diferentes velocidades y cargas variables (o aleatorias). La interacción de la grieta a un ambiente corrosivo bajo carga variable tenderá a producir diferentes marcas de playa distintas.

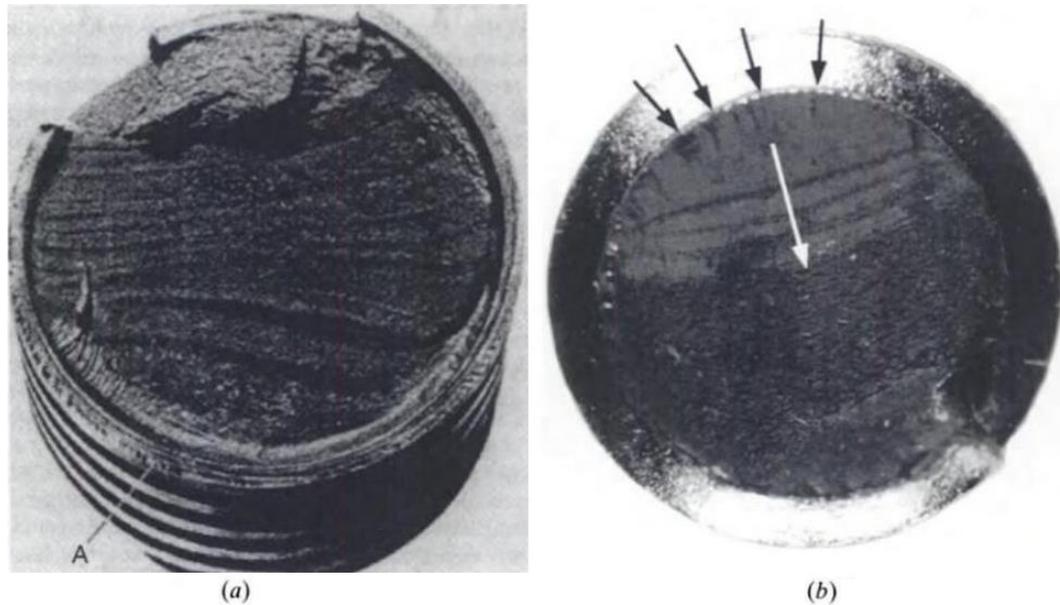


Figura 3.5 Fatiga típica de miembros roscados: a) Superficie típica de fractura por fatiga de una columna de rosca cuadrada de 97.5 mm. b) Superficie de fractura de un perno roscado de 8 mm de diámetro [56].

La condición de carga impuesta sobre el perno roscado de la Figura 3.5b era predominantemente axial, pero también incluía un pequeño componente de flexión. Se observan muchas grietas iniciales cerca del perímetro exterior superior, como lo indican las flechas negras. Estas pequeñas grietas iniciales nuclearon y crecieron a alturas ligeramente diferentes dentro de la raíz del hilo, como lo enfatizan las líneas radiales oscuras, indicativo de un ambiente corrosivo, que se unieron para formar una gran grieta, con un crecimiento del 40% en la superficie en la dirección indicada por la flecha blanca, mostrando la transición del final del crecimiento de la grieta por fatiga y el comienzo de fractura final localizada en la parte inferior derecha de la Figura 3.5. En ambos casos, se muestra una falla quebradiza. Sin embargo, se debe aclarar que se produjo una deformación plástica sustancial en pequeñas regiones locales cercanas a la punta de grietas, así como en los sitios de nucleación de grietas. Las discontinuidades metalúrgicas, como las inclusiones y los huecos, son inherentes a los metales y, a menudo, actúan como sitios para que las grietas nucleen.

La falla por fatiga del rodamiento de la Figura 3.6 se originó en un defecto metalúrgico que contiene inclusiones de escoria y una película de óxido cerca del borde inferior [58, 59]. La superficie de fractura final, muestra un labio muy delgado alrededor del perímetro, denominado borde de cizallamiento donde puede existir una deformación permanente apreciable. Este labio de corte puede ser bastante extenso, muy pequeño o esencialmente inexistente. Su aparición depende del tipo de carga, del entorno, así como de la ductilidad del material y son más prominentes en materiales dúctiles. La superficie de fractura total muestra la región de crecimiento de grietas indicada por las marcas de playa de forma elíptica, junto con las regiones gruesa de fractura final y el labio de cizallamiento.

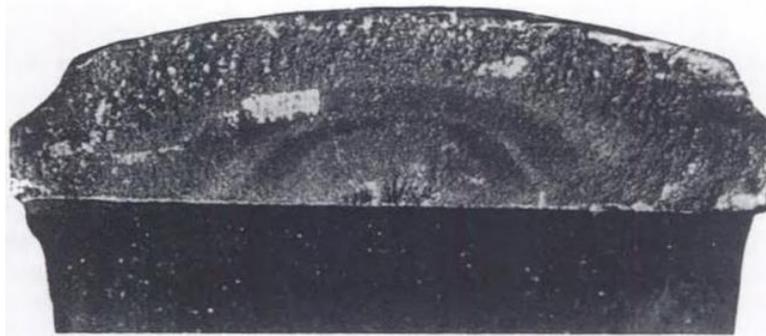


Figura 3.6 Fallo por fatiga de un rodamiento final debido a inclusiones de escoria y película de óxido cerca del borde inferior [57].

La grieta de fatiga por torsión de la Figura 3.7 nucleó en la superficie superior y se propagó a lo largo de una hélice de 45° , creciendo principalmente en el plano de máximo esfuerzo de tensión (cortantes). Sin embargo, muchos materiales, cuando se cargan en torsión o en direcciones multiaxiales, favorecen la formación de núcleos de grietas y/o el crecimiento de grietas a lo largo de los planos de cizallamiento máximos. Las marcas de playa no son evidentes en esta superficie de grieta de fatiga suave y semi-elíptica. Además, la región de la fractura final tiene un aspecto fibroso, con líneas radiales esencialmente perpendiculares al perímetro de la fisura de fatiga elíptica [57].

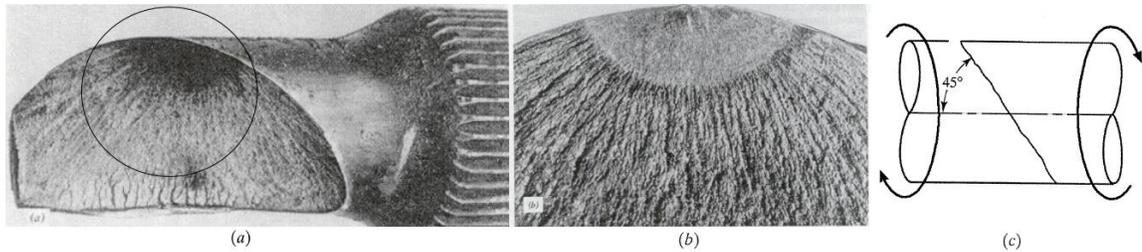
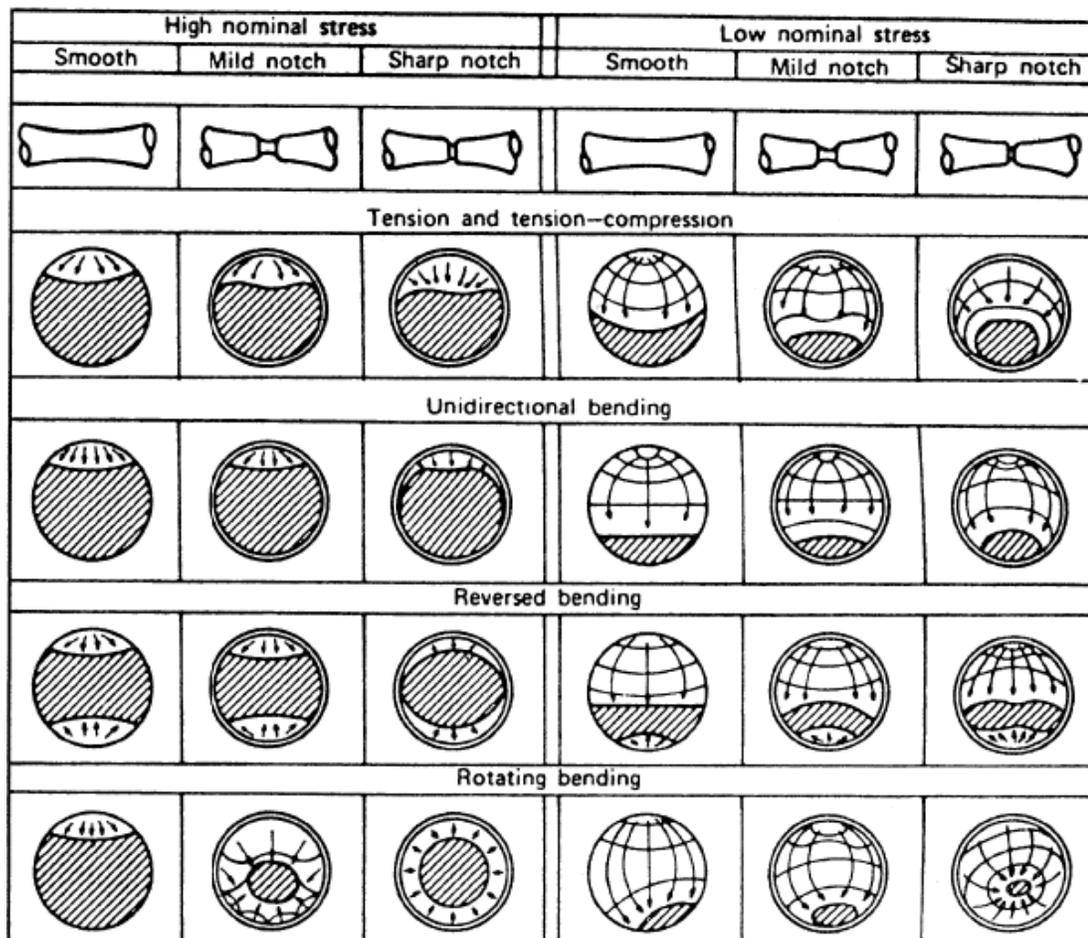


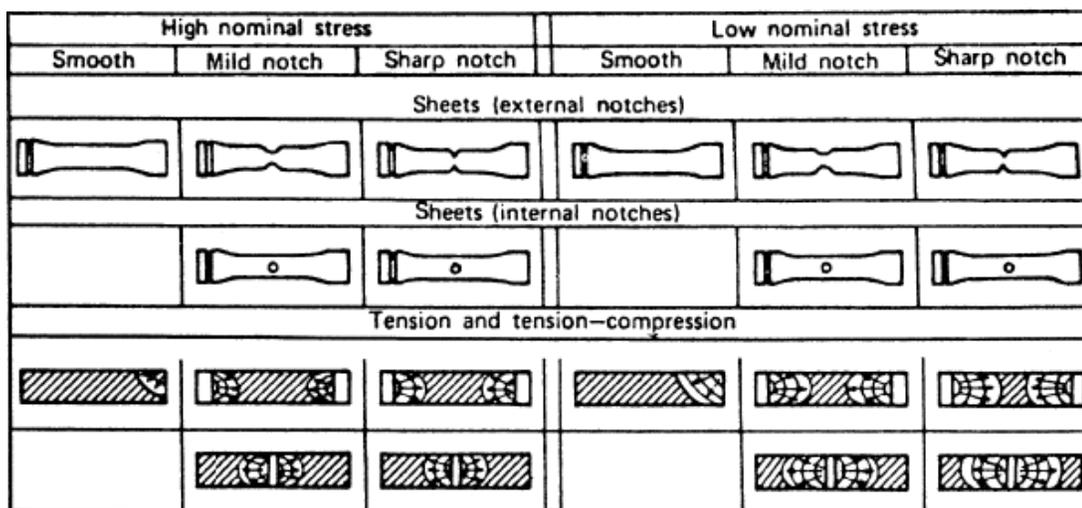
Figura 3.7 Falla por fatiga por torsión de un eje circular de 25 mm: a) Superficie total de la fractura. b) Acercamiento, c) Forma idealizada [57].

En la Figura 3.8 se puede ver como las grietas de fatiga se nuclean en la superficie en las esquinas y, eventualmente, crecen en el plano de máximo esfuerzo a la tensión [58]. Se pueden resumir los aspectos de las fracturas por fatiga de la siguiente manera:

1. Todo el proceso de fatiga implica la nucleación y el crecimiento de una grieta o grietas hasta la fractura final.
2. La grieta de fatiga en la fractura puede ser muy pequeña o muy grande, ocupando menos del 1% de la superficie de la fractura hasta casi el 100%, dependiendo de la magnitud de los esfuerzos en tensión aplicados y la resistencia a la tensión del material.
3. La región de las grietas por fatiga se puede distinguir a menudo de la región de fractura final por marcas de playa, lisura y corrosión. Sin embargo, hay muchas excepciones.
4. Las grietas por fatiga usualmente se nuclean en la superficie donde las tensiones son más altas y donde existe un ambiente corrosivo, así como cambios en la geometría.
5. Las grietas de fatiga microscópicas generalmente se nuclean y crecen en planos de cizallamiento máximo.
6. Las grietas de fatiga macroscópicas crecen a menudo en el plano de máximo esfuerzo a la tensión. Sin embargo, para la carga de torsión y multiaxial, también se han observado grietas por fatiga macroscópica en planos de cizallamiento máximo.



(a)



(b)

Figura 3.8 Fracturas por fatiga macroscópica esquemáticas para cargas axiales y de flexión: a) Especímenes redondos. b) Especímenes de lámina o placa [58].

3.4.2 Mecanismos de fatiga y características microscópicas

Johann Bauschinger observó hacia finales del siglo XIX por primera vez que, el comportamiento de la curva esfuerzo-deformación monotónica en un ensayo de tensión o compresión, podía ser bastante diferente del comportamiento de la curva esfuerzo-deformación obtenido después de aplicar cargas cíclicas [59]. Mostrando que la magnitud del límite elástico en la dirección opuesta podía cambiar aplicando una carga en una dirección que causaba una deformación inelástica (plástica o irreversible).

Las aplicaciones de deformación plástica cíclica en los metales pueden causar cambios continuos hasta que se alcanza la estabilidad cíclica. Esto significa que se vuelven más o menos resistentes a la deformación aplicada, es decir, los materiales se endurecen o se ablandan cíclicamente. Es posible que algunos materiales nunca se estabilicen en aplicaciones de deformación plástica cíclica, mientras que otros son cíclicamente estables desde el comienzo. La última condición implica que, no hay ablandamiento o endurecimiento.

Algunas veces se puede determinar que aleaciones se endurecen o ablandan durante una carga cíclica, a través de la curva esfuerzo-deformación [60]. El endurecimiento o el ablandamiento, durante la deformación cíclica de los metales, están relacionada con la densidad y la disposición de la estructura de dislocaciones, así como con la subestructura del metal. La relación de las dislocaciones con la deformación plástica, se define típicamente como deslizamiento, esto es, la deformación por cizallamiento del material. El deslizamiento de dislocaciones se lleva a cabo sobre los planos cristalográficos de granos individuales.

La densidad de dislocaciones es baja en materiales que son inicialmente dúctiles, pero ésta aumenta rápidamente como resultado de la deformación inelástica que ocurre como resultado de los ciclos de esfuerzo-deformación. El aumento en la densidad de dislocaciones conduce a una disminución en la movilidad de las mismas. Por lo tanto, si las dislocaciones se ven obligadas a moverse, el deslizamiento se minimizará y el material se endurecerá cíclicamente, provocando que el límite elástico cíclico sea mayor que el límite de elasticidad monotónico.

Para los materiales que son inicialmente duros o que se han endurecido, el ciclo de deformación inelástica, hace que la estructura de dislocaciones existentes se reordene en una configuración que disminuye la resistencia a la deformación. Además, las dislocaciones pueden circunnavegar alrededor de las barreras microestructurales que generalmente tienden a restringir la deformación, como los precipitados y los límites de los granos. Por lo tanto, el material reblandecido cíclicamente tendrá un límite elástico cíclico menor que el límite elástico monotónico.

Estas características en materiales endurecidos y reblandecidos cíclicamente pueden ocurrir a escala global, como un área de sección neta, o en una región muy localizada, como, por ejemplo, cerca de discontinuidades metalúrgicas, muescas o grietas. Debido a las cuales, se puede aumentar el esfuerzo o la deformación local y provocar una deformación inelástica. La zona de deformación plástica es muy localizada, mientras que la mayor parte del material, experimenta deformación elástica o reversible [61-63].

Los metales son de naturaleza cristalina, lo que significa que los átomos están dispuestos de manera ordenada. La mayoría de los metales estructurales son policristalinos y, por lo tanto, consisten en una gran cantidad de cristales o granos ordenados individualmente. Cada grano tiene sus propias propiedades mecánicas particulares, dirección de ordenamiento y propiedades direccionales. Algunos granos están orientados de tal forma que los planos de fácil deslizamiento (movimiento de dislocaciones) están en la dirección del esfuerzo cortante máximo aplicado. El inicio del deslizamiento crea una apariencia de uno o más planos dentro de un gran deslizamiento relativo entre sí. El deslizamiento ocurre tanto a baja carga monotónica como cíclica, y es aquí donde se localiza la deformación plástica.

El grado de deslizamiento o la deformación, bajo condiciones de carga cíclica, está relacionado principalmente con la estructura cristalográfica de los metales, es decir, con su ductilidad. Las dislocaciones en metales que muestran un comportamiento quebradizo, son prácticamente inmóviles y el alcance del deslizamiento es muy limitado. En los metales que se comportan de manera dúctil, hay poca restricción en el movimiento de las dislocaciones y el deslizamiento es abundante. Para los metales que muestran un comportamiento dúctil intermedio, las dislocaciones son móviles, pero están restringidas a un número limitado de planos de deslizamiento.

El Comité E08 de ASTM sobre Fatiga y Fractura, describe la primera etapa del proceso de daño por fatiga como nucleación o formación. En la Figura 3.9 se muestran situaciones generales en las que se producen la nucleación de grietas debido al deslizamiento en condiciones de carga monotónica y cíclica. Donde las bandas de deslizamiento forman concentradores de esfuerzos que, permiten el desarrollo de las grietas. Estos mecanismos de nucleación de grietas varían dependiendo del tipo del metal [64]. No todas las grietas por fatiga nuclean a lo largo de las bandas de deslizamiento, aunque en muchos casos son éstas indirectamente responsables de la formación de microgrietas en los metales. Bajo condiciones de carga cíclica, las grietas por fatiga pueden nuclear en o cerca de las discontinuidades del material, así como justo debajo de la superficie de metal. Las discontinuidades incluyen inclusiones, límites de grano (véase la Figura 3.10a), bandas de deslizamiento (véase la Figura 3.10b), poros y grietas preexistentes (véase Figura 3.10c), partículas de segunda fase (véase la Figura 3.10d), picaduras por corrosión y límites de maclas. Aunque las grietas pueden comenzar en una discontinuidad que no sea una banda de deslizamiento, ésta a menudo se incrusta en los límites de la discontinuidad, incrementando la deformación inelástica localizada, dando como resultado microgrietas. Las microgrietas en los metales de alta resistencia o de comportamiento frágil se forman a menudo directamente en inclusiones o espacios vacíos y después crecen a lo largo de los planos de esfuerzos de tensión máximo.

Las grietas a menudo nuclean en los límites de grano a temperaturas que exceden el 50% aproximadamente el punto de fusión absoluto o también a grandes amplitudes de deformación. La nucleación de la fatiga, puede ser inexistente en algunos casos, ya que las microgrietas pueden estar presentes antes de cualquier aplicación de carga debido a procesos y tratamientos del material. Una vez que se produce la microgrieta y continúa el ciclo, las grietas por fatiga tienden a unirse y crecer a lo largo del plano de máximo esfuerzo de tensión. Los dos niveles de crecimiento de grietas por fatiga se denominan Etapa I (modo de cizalladura) y Etapa II (modo de tensión) [64]. Se muestra en la Figura 3.10 una grieta por fatiga nucleada en la superficie y creciendo a través de varios granos, controlada principalmente por esfuerzos cortantes y deformaciones de cizalladura, para después crecer en zigzag, esencialmente perpendicular, y controlado principalmente por el esfuerzo de tensión máximo.

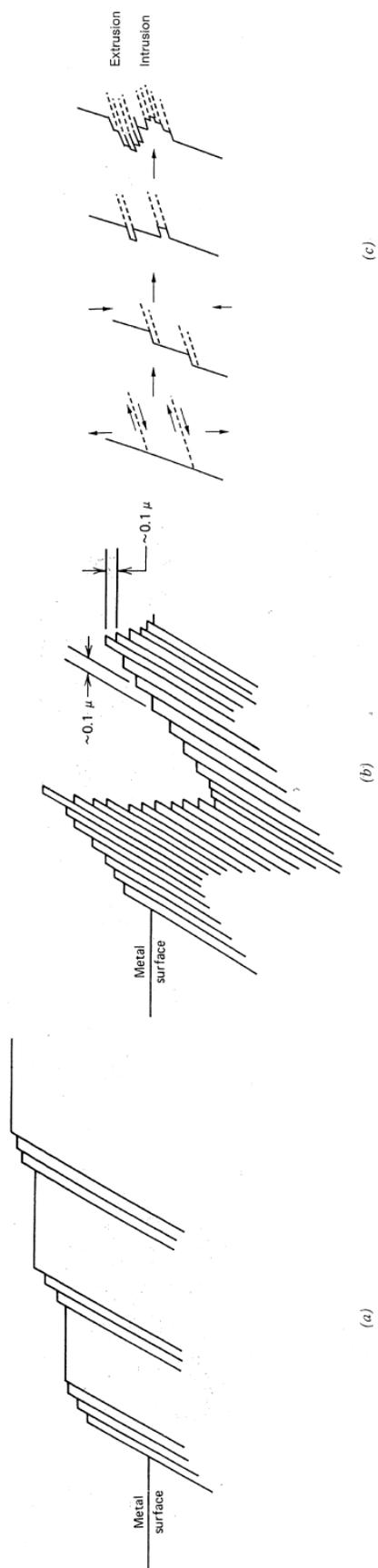


Figura 3.9 Representación esquemática de deslizamiento de desplazamiento debido a cargas externas: a) Esfuerzo monotónico (constante). b) Esfuerzo cíclico. c) Progresión de la fatiga en la formación de un par de extrusión/intrusión [64].

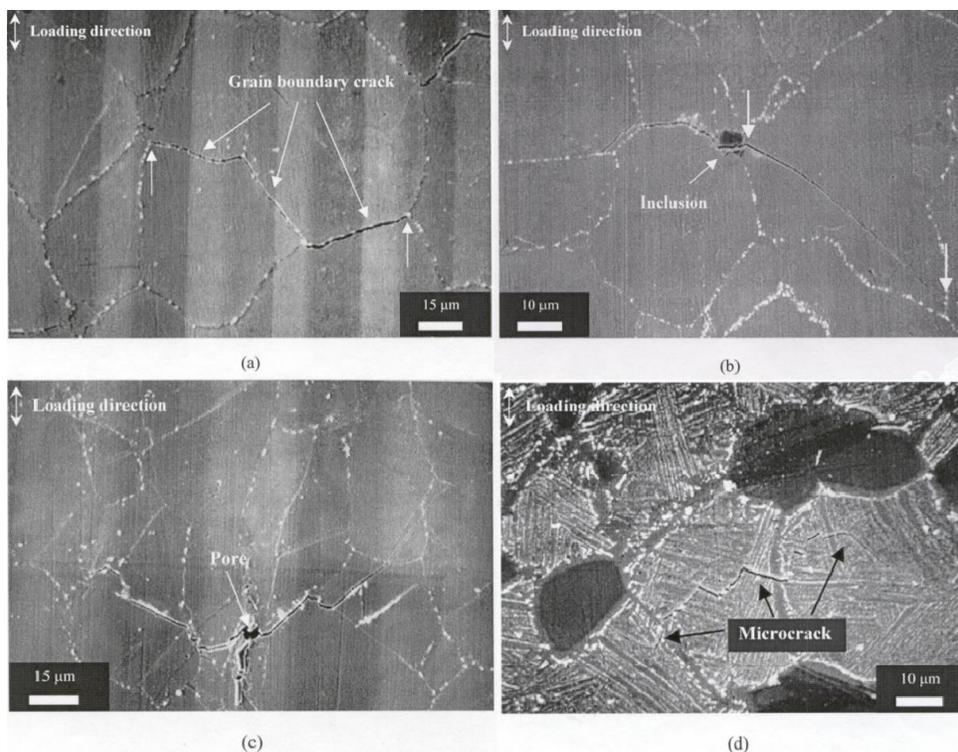


Figura 3.10 Mecanismos de nucleación de micro-grietas por fatiga: a) Fractura en el límite de grano a 700°C de la súper aleación de níquel Waspaloy. b) Grieta en banda de deslizamiento/inclusión superficial de la súper aleación de níquel Waspaloy. c) Grieta en banda de deslizamiento/poros superficiales a 500°C de la súper aleación de níquel Waspaloy. d) Agrietamiento de la fase α y β en la estructura laminar de la aleación de titanio IMI834 [57, 64].

La mayoría de las grietas por fatiga crecen de forma transgranular. Sin embargo, también pueden crecer intergranular, dependiendo del material, la carga y las condiciones ambientales (véase la Figura 3.11).

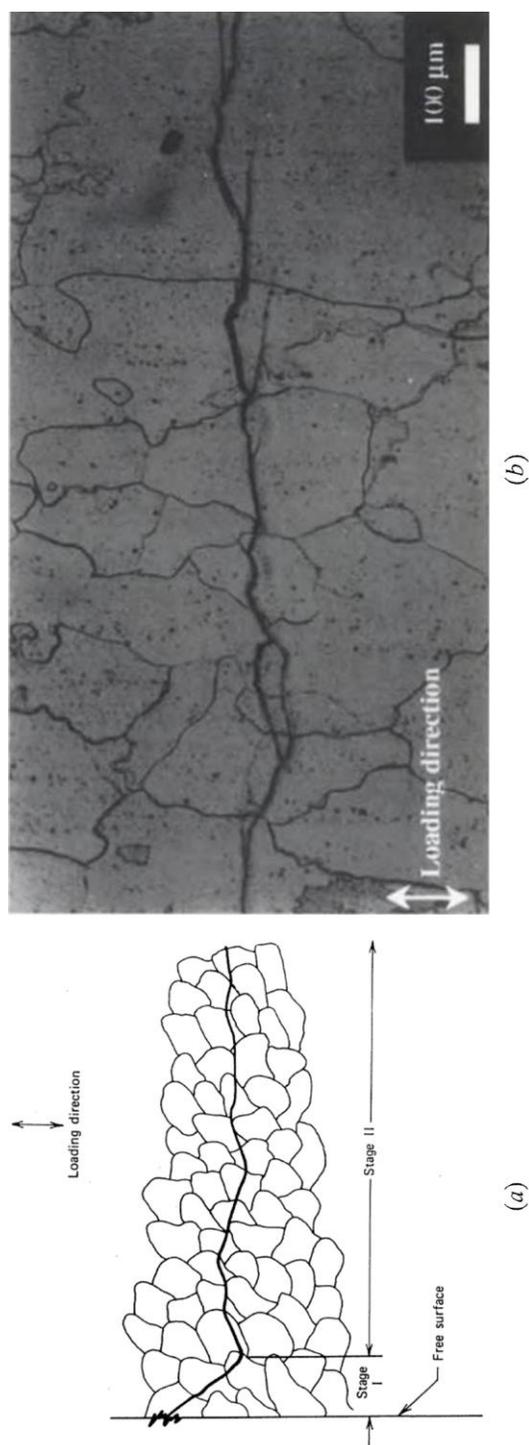


Figura 3.11 Representación esquemática del crecimiento de la fatiga microscópica transgranular: a) Etapa I (modo de cizallamiento) y II (modo de tensión). b) Perfil de grietas superficiales del crecimiento de

Las ondulaciones en la Figura 3.12a se denominan estrías por fatiga [65]. Una marca de playa puede contener miles de estas estrías [66]. Las cuales se forman mediante un mecanismo de embotamiento plástico en el extremo de la grieta, durante la carga y descarga del ciclo de fatiga que, en combinación de otros mecanismos de fractura, pueden representar el avance de la grieta. Los materiales que exhiben un comportamiento dúctil, muestran a menudo estriaciones apreciables, así como coalescencia de microporos. Estos últimos se consideran un proceso de alta energía, y se produce por la nucleación, el crecimiento, así como por la coalescencia de los microcavidades durante la deformación plástica (véase la Figura 3.12b). La formación de estos vacíos que, evolucionan en microporos, se han atribuido en gran parte al agrietamiento interfacial entre las partículas precipitadas o las inclusiones, así como a la matriz material circundante.

Por lo tanto, el tamaño y la densidad de la población de los microporos están generalmente relacionados con el tamaño y la distribución del espaciamiento de las inclusiones o precipitados inherentes en el metal. Mientras que el microclivaje, se considera un proceso de menor energía, e implica la fractura a lo largo de planos cristalográficos específicos, así como de naturaleza transgranular. Las facetas de clivaje suelen ser planas y, a menudo, contienen varias crestas paralelas o planos de fisuras (véase la Figura 3.12c). La coalescencia de microporos y el clivaje son mecanismos de fractura que, pueden ocurrir bajo condiciones de carga monotónica o cíclica. Mientras que las estriaciones no ocurren bajo condiciones de carga monotónicas, ya que su formación se basa en la naturaleza de la fatiga.

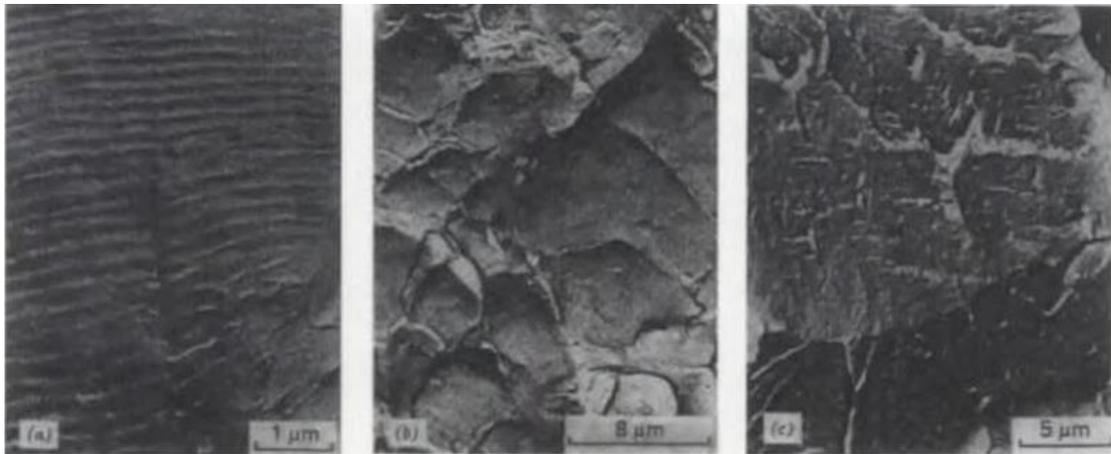


Figura 3.12 Ejemplos de crecimiento microscópico de grietas por fatiga en acero inoxidable 17-4 PH: a) Formación de estrías. b) Coalescencia de microcavidades/microporos. c) Microclivajes [65].

En general, el deslizamiento ocurre primero, seguido de grietas finas que se pueden ver solo a gran aumento. Las cuales, continúan creciendo bajo cargas cíclicas y eventualmente se vuelven visibles a simple vista. Estas grietas tienden a combinarse de tal manera que solo crecen algunas pocas grietas. Las cuales alcanzan un tamaño crítico y ocurre una fractura repentina. Cuanto mayor es la magnitud del esfuerzo, más rápido ocurren todos los procesos. Además, las grietas pueden detener su crecimiento en presencia de campos de esfuerzos residuales compresibles.

En síntesis, la fatiga generalmente consiste en la nucleación de grietas, su propagación y la fractura final. A altos niveles de esfuerzo, una gran parte de la vida total de la fatiga se asocia con el crecimiento de microgrieta y macrogrieta. Mientras que a bajos niveles de esfuerzo, una gran parte de la vida total de fatiga, se gasta en la nucleación de la grieta y el crecimiento de las microgrietas. Los límites de grano tienden a actuar como barreras o deflectores que, reduce la tasa de crecimiento de la grieta por fatiga (véase la Figura 3.13). Sin embargo, a medida que ésta crece, se produce el crecimiento de la macrogrieta, los materiales de grano fino promueven un camino de grieta más plano, lo que promueve una tasa alta de crecimiento de ésta. Un camino de grieta más áspero, ofrece una mayor resistencia al crecimiento de la macrogrieta, a través del cierre de la grieta y mediante los mecanismos de deflexión en el extremo de la grieta.

Sin embargo, con las numerosas variables inherentes que se encuentran en la fatiga, así como los diversos modelos de vida a fatiga, siempre existirán excepciones. En el Handbook ASM sobre fractografía se puede encontrar una revisión exhaustiva de la fractografía y el análisis fractográfico de las fallas por fatiga [67-70].

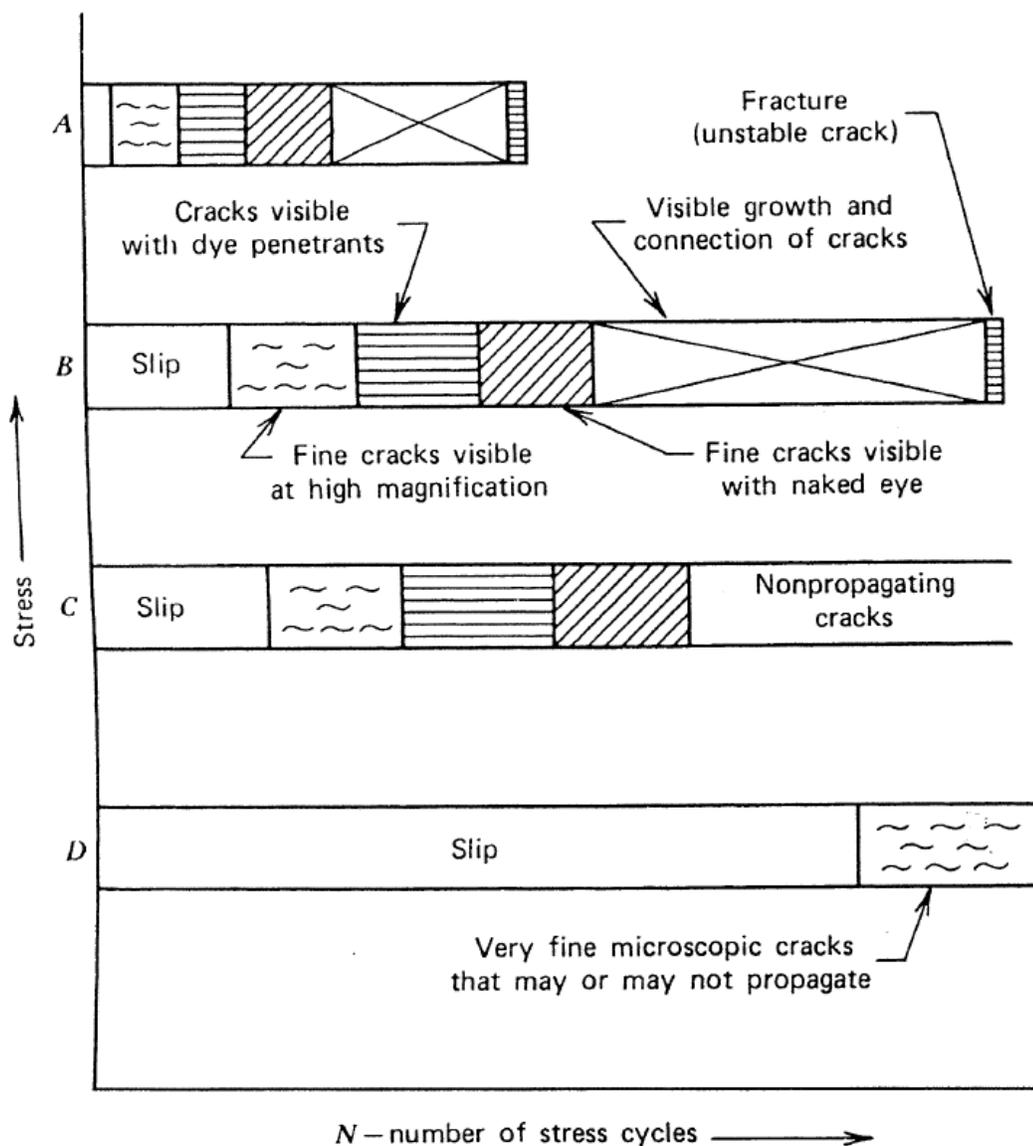


Figura 3.13 Representación esquemática de las etapas típicas del proceso de daño por fatiga [68].

3.5 Ensayo de fatiga controlado por deformación

Un aspecto importante del proceso de fatiga es la deformación plástica. Las grietas de fatiga, por lo general, nuclean por deformación plástica en regiones localizadas. Por lo tanto, el ensayo bajo condiciones de carga cíclica, controlado por deformación, puede caracterizar mejor el comportamiento de fatiga de un material que a través del ensayo cíclico controlado por esfuerzo, particularmente en el campo de fatiga a bajo ciclo y/o en miembros con muescas. Los detalles del ensayo cíclico controlado por deformación se describen en la norma E606 de ASTM [71] y en la Norma SAE J1099 [72].

Los ensayos cíclicos, controlados por deformación, se han vuelto muy comunes, a pesar de que los equipos de ensayos, así como su control, son más complejos que los ensayos controlados por esfuerzo. Los ensayos servohidráulicos controlados por deformación generalmente se realizan en una máquina de ensayo de circuito cerrado (véase la Figura 3.14a). Una muestra de longitud de referencia uniforme se somete a deformación axial (véase la Figura 3.15), donde se sujeta un extensómetro a la longitud de referencia uniforme para controlar y medir la deformación sobre la sección de calibrada (véase la Figura 3.14b). Un ensayo estándar controlada por deformación consta de una amplitud constante y una deformación completamente reversible a una velocidad de deformación constante o casi constante.

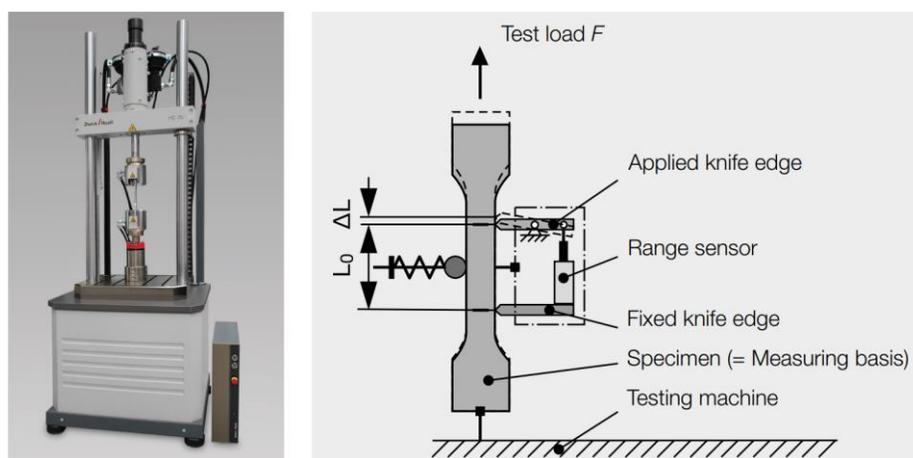


Figura 3.14 a) Máquina de ensayo servohidráulica. b) Medición con extensómetros de clip.

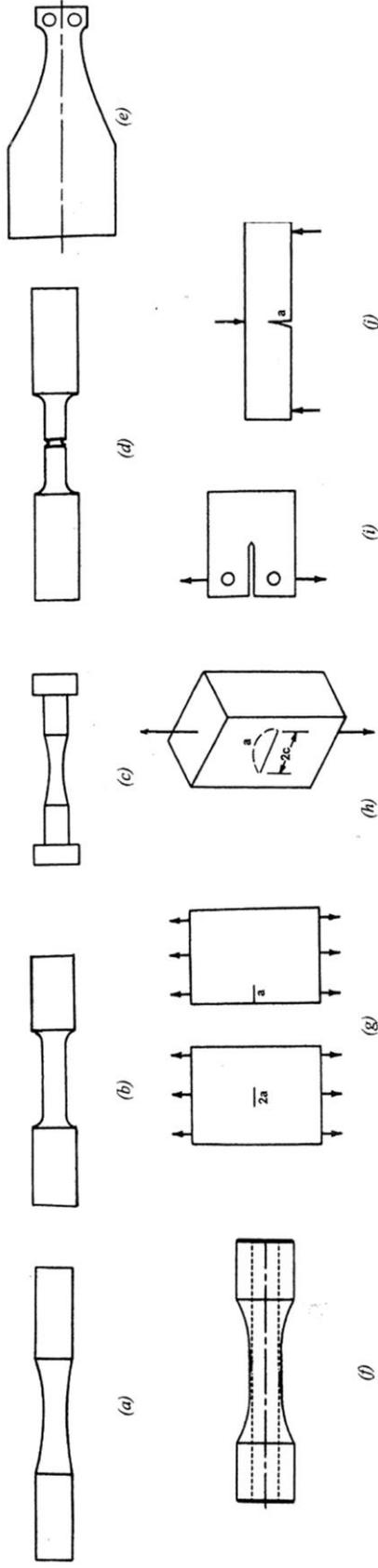


Figura 3.15 Especímenes de ensayo de fatiga: a) Doblado giratorio. b) Uniforme axial. c) Reloj de arena axial. d) Axial o doblado con ranura circunferencial. e) Lámina/placa plana en voladizo. f) Axial/torsión combinada con o sin presión interna/externa. g) Axial hoja/placa agrietada. h) Parte a través de la grieta. i) Tensión compacta. j) Curva de tres pulgadas.

Las señales de control de tiempo-deformación más comunes que se utilizan son triangulares (dientes de sierra) y formas de onda senoidal. Como los límites de deformación se controlan a valores constantes, la respuesta del esfuerzo generalmente cambia con el ciclo continuo. Las variaciones de tensión y deformación plástica generalmente se registran periódicamente a lo largo del ensayo y el ciclo continúa hasta que se produce una falla por fatiga.

Una consideración importante en el ensayo de fatiga axial es la uniformidad del esfuerzo y la deformación en la sección de referencia de la muestra. Una fuente importante de falta de uniformidad es el momento de flexión resultante de la desalineación de la muestra que puede acortar significativamente la vida a fatiga. La desalineación de la muestra puede resultar de:

- Excentricidad o inclinación en los componentes del tren de carga (incluida la celda de carga, las mordazas y el actuador de carga).
- Agarre inadecuado de la muestra.
- Movimiento lateral de los componentes del tren de carga durante el ensayo debido a baja rigidez.

3.5.1 Deformación del material dependiente del ciclo y comportamiento dinámico

El comportamiento de la curva esfuerzo-deformación monotónica, obtenido de un ensayo de tensión, puede ser bastante diferente bajo condiciones de carga cíclica. Esto fue observado por primera vez por Bauschinger (véase la Figura 3.16) [59, 71]. Sus experimentos indicaron que el límite elástico en tensión o compresión se reducía después de aplicar una carga del signo opuesto que causaba una deformación plástica. Por lo tanto, una sola inversión de la tensión plástica puede cambiar el comportamiento de la curva esfuerzo-deformación de los metales. Morrow monitoreó en forma continua la curva esfuerzo-deformación del cobre [71], indicando el número de inversiones aplicadas en diferentes posiciones de los ciclos de histéresis.

El área dentro de un ciclo de histéresis es la energía por unidad de volumen disipada durante un ciclo, generalmente en forma de calentamiento. Esta energía representa el trabajo plástico resultante del ciclo de carga y se usa en algunas teorías de fatiga basadas en la energía. La curva continua desde el origen hasta la primera inversión representa el comportamiento de la curva esfuerzo-deformación monotónico. Las curvas restantes muestran el progreso apreciable de los cambios en el comportamiento de la curva esfuerzo-deformación, durante el esfuerzo cíclico plástico.

El cobre completamente recocido (a) se endureció cíclicamente, como lo indica un aumento en el rango de esfuerzo para alcanzar el rango de deformación de amplitud constante, mientras que el cobre trabajado cíclicamente en frío, se ablandó como lo indica la disminución del esfuerzo, para alcanzar la prescrita deformación. El cobre parcialmente recocido (b) mostró un endurecimiento cíclico inicial seguido de un reblandecimiento cíclico. Sin embargo, estos cambios fueron mucho menores que los del cobre completamente recocido o trabajado en frío [71]. Los mecanismos de endurecimiento o ablandamiento cíclico, se describieron brevemente en términos de subestructura y movimiento de dislocación, en la sección anterior.

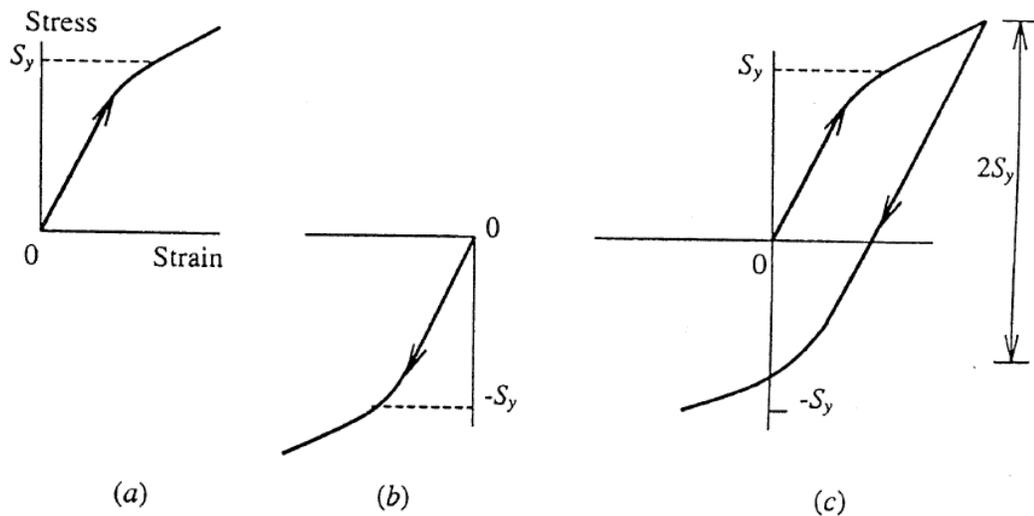


Figura 3.16 Efecto Bauschinger: a) Carga en tensión. b) Carga en compresión. c) Carga de tensión seguida de carga de compresión.

La tasa y el grado de endurecimiento o ablandamiento cíclico en condiciones de ensayo controladas por deformación pueden medirse registrando la variación del esfuerzo en función de los ciclos. El endurecimiento cíclico (véase las Figuras 3.17b y 3.18b) identifica una mayor resistencia a la deformación, mientras que el ablandamiento cíclico (véase las Figuras 3.17c y 3.18b) muestra el efecto opuesto. Los cambios en el comportamiento de la deformación cíclica son más pronunciados al comienzo de la carga cíclica, pero el material, por lo general, se estabiliza gradualmente con ciclos continuos. Por lo tanto, dicho comportamiento de la deformación cíclica se denomina comportamiento dinámico transitorio.

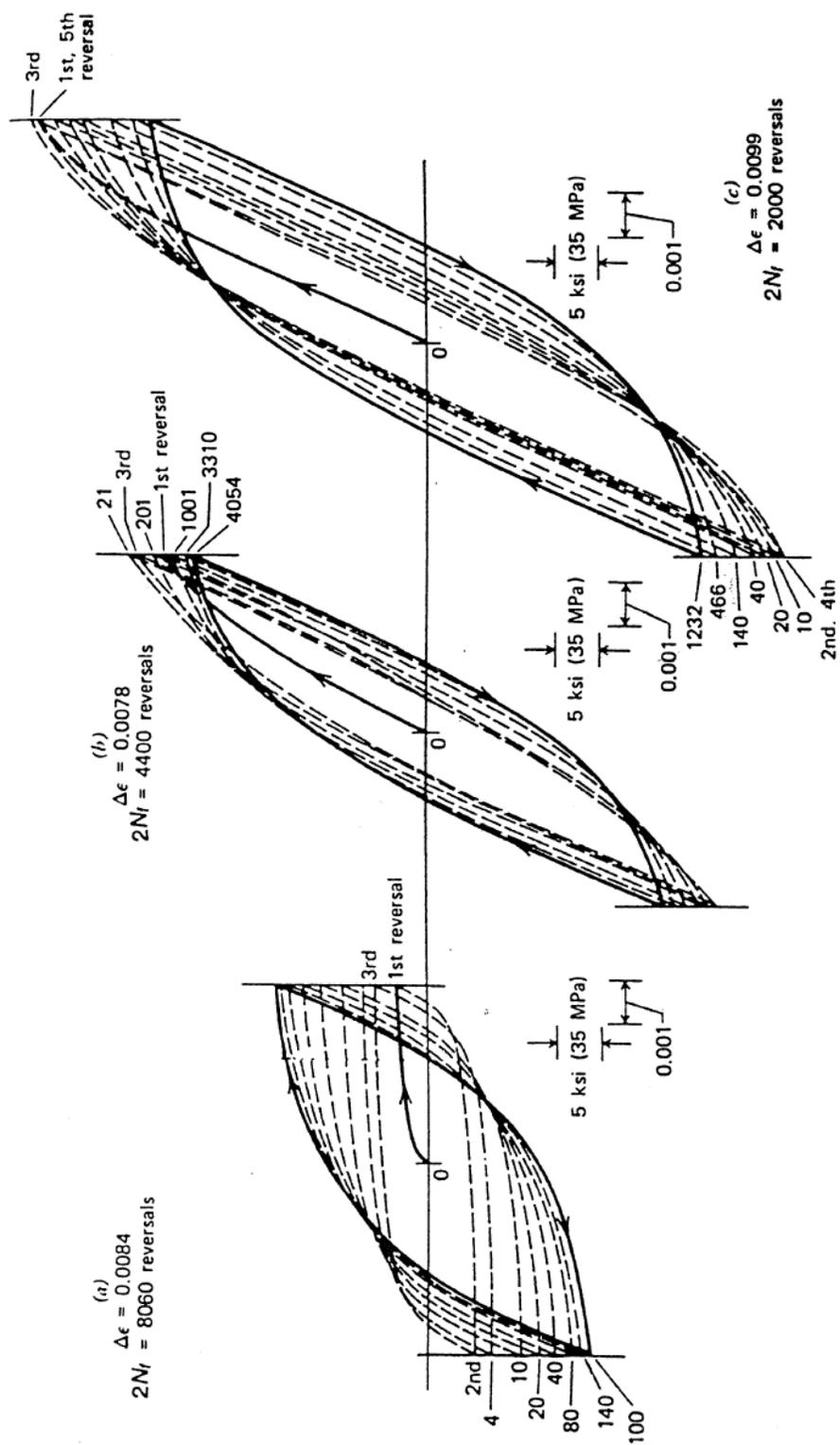


Figura 3.17 Comportamiento de la curva esfuerzo-deformación del cobre sometido a cargas axiales controladas por deformación cíclica: a) Completamente recocido que muestra endurecimiento cíclico. b) Parcialmente recocido que muestra endurecimiento y ablandamiento cíclico. c) Trabajado en frío que muestra ablandamiento cíclico [71].

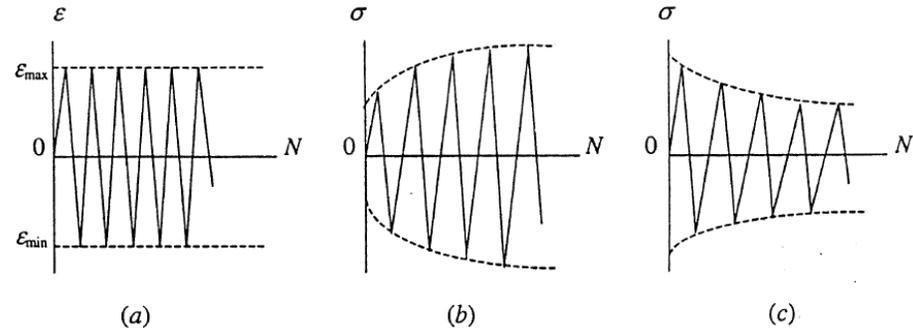


Figura 3.18 Respuesta al esfuerzo bajo ciclo de amplitud de deformación constante: a) Amplitud de deformación constante. b) Endurecimiento cíclico. c) Ablandamiento cíclico.

La estabilización cíclica suele ser razonablemente completa dentro del 10 a 40% total de la vida a fatiga. Un ciclo de histéresis de aproximadamente la mitad de la vida a fatiga, se utiliza a menudo para representar el comportamiento de la curva esfuerzo-deformación dinámico estable del material (véase la Figura 3.19). El rango total de deformación verdadera se designa como, $\Delta\varepsilon$, y $\Delta\sigma$ es el rango de esfuerzo verdadero. El verdadero rango de deformación elástica, $\Delta\varepsilon_e$, puede calcularse a partir de $\Delta\sigma/E$, indicada en la Ecuación (3.11):

$$\Delta\varepsilon = \Delta\varepsilon_e + \Delta\varepsilon_p = \frac{\Delta\sigma}{E} + \Delta\varepsilon_p \quad (3.11)$$

Donde $\Delta\varepsilon_e$ es el verdadero rango de deformación plástica. La diferencia entre los valores verdaderos y de ingeniería de tensión y compresión del ciclo son opuestos entre sí y, por lo tanto, se cancelan (véase la Figura 3.19a). Además, los niveles de deformación, bajo condiciones de carga cíclica, son a menudo pequeños (típicamente menos del 0.2%), en comparación con los niveles de tensión, bajo condiciones de carga monotónica. Se puede usar una familia de ciclos de histéresis estabilizados a diferentes amplitudes de deformación para obtener la curva esfuerzo-deformación cíclica para un material dado (véase la Figura 3.19b) [73].

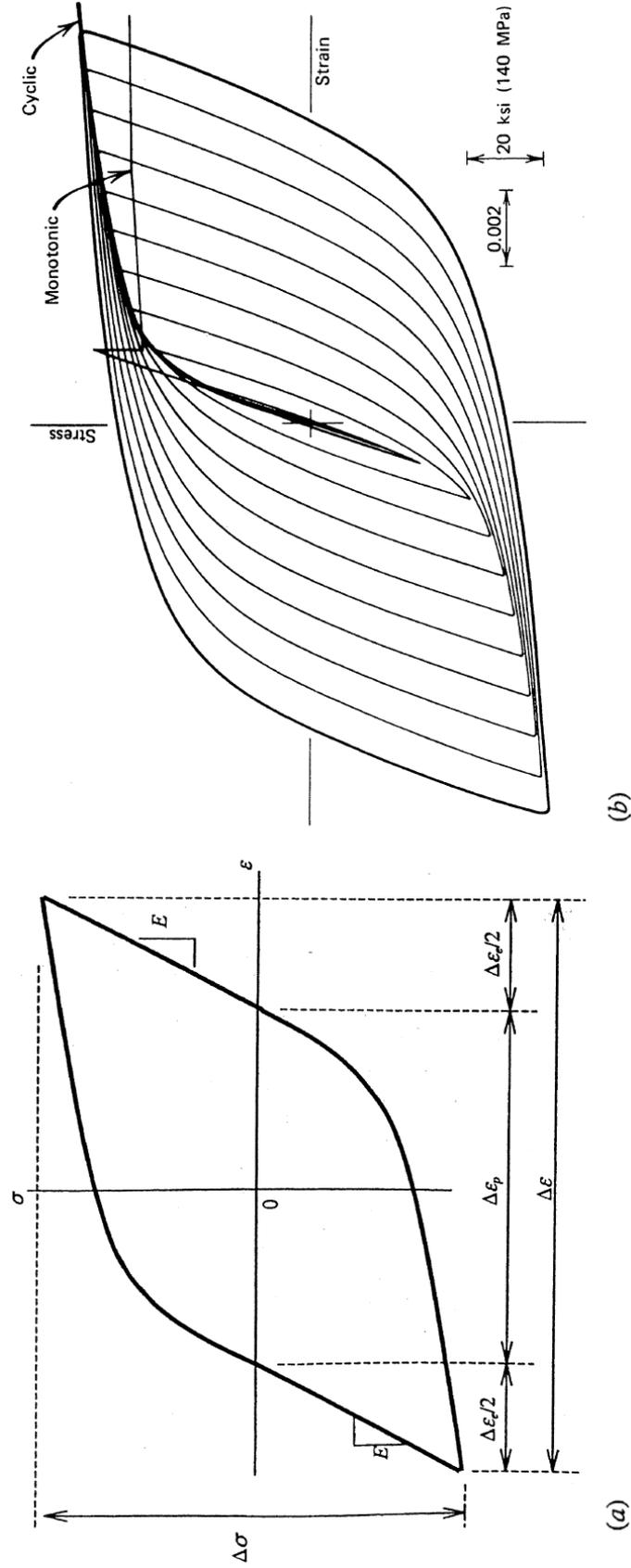


Figura 3.19 a) Ciclo de histéresis estable de esfuerzo-deformación. b) Ciclos de histéresis estables para determinar la curva esfuerzo-deformación cíclica y comparación con la curva esfuerzo-deformación monotónica [74].

Tres métodos comúnmente usados para obtener la curva esfuerzo-deformación cíclica son los métodos de ensayo compañera, de pasos incrementales (véase la Figura 3.20) y de pasos múltiples [74], indicada en la Ecuación (3.12).

$$|\sigma_{max}| > |\sigma'_{max}| \quad (3.12)$$

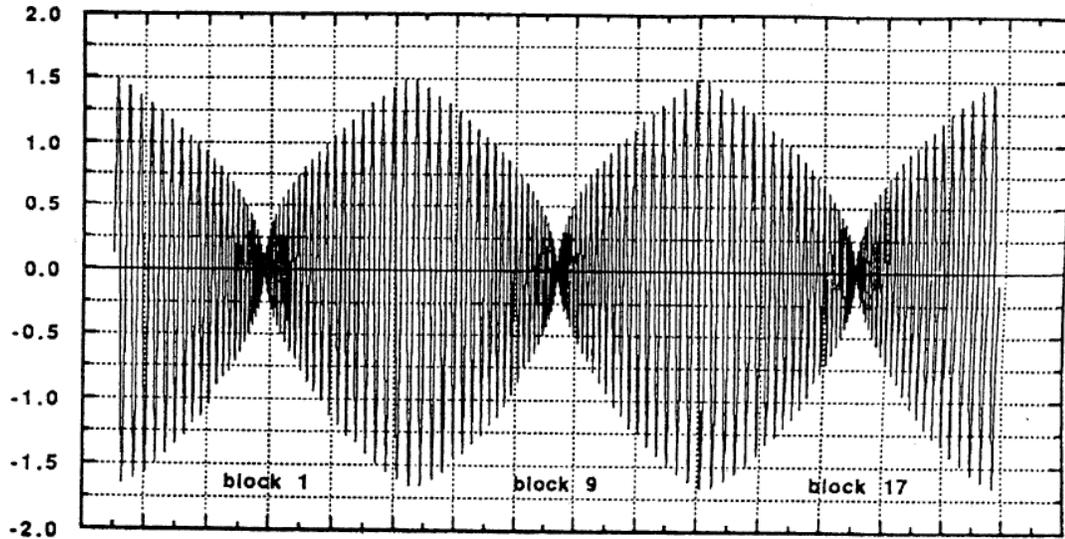


Figura 3.20 Ejemplo de bloques de deformación usados en el método de ensayo incremental por pasos [74].

Landgraf, Morrow y Endo [75] obtuvieron curvas de esfuerzo-deformación cíclica y monótona para varios metales (véase la Figura 3.21). El ablandamiento cíclico existe si la curva de esfuerzo-deformación cíclica está por debajo de la curva esfuerzo-deformación monótona, y el endurecimiento cíclico se presenta si se encuentra por encima de la curva. La diferencia entre las dos curvas es pequeña en algunos casos y sustancial en otros. Los metales dúctiles de baja resistencia tienden a endurecerse cíclicamente y los metales duros de alta resistencia tienden a ablandarse cíclicamente.

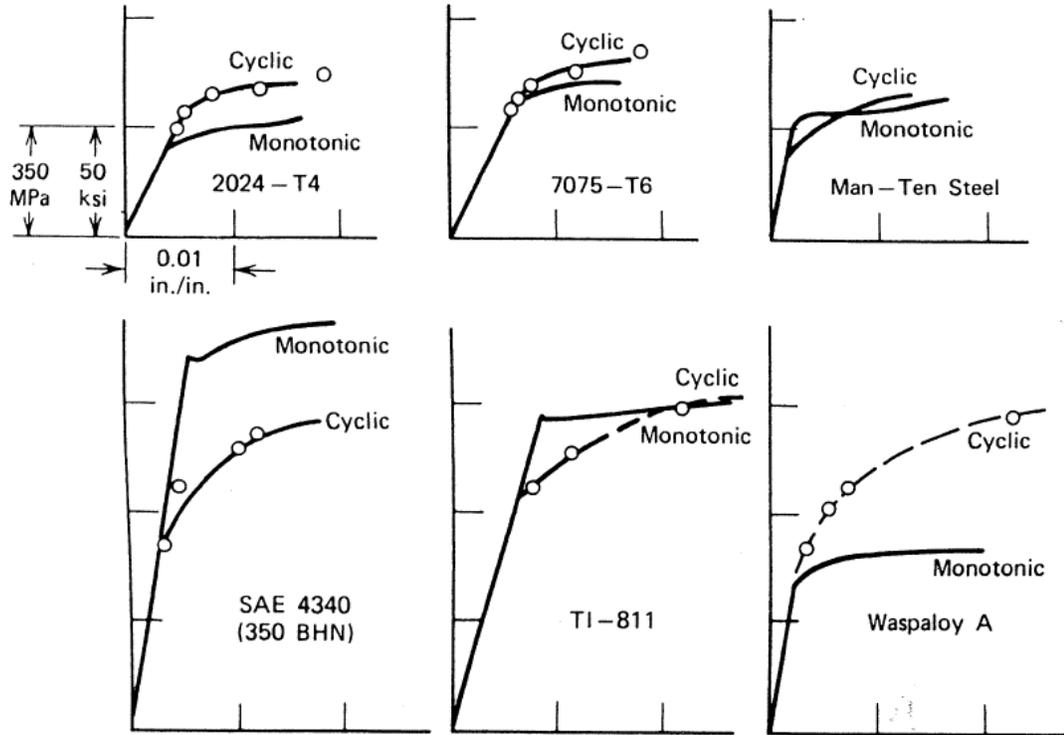


Figura 3.21 Curva esfuerzo-deformación monotónico y cíclico para varios materiales [75].

Similar a la deformación monotónica en un ensayo de tensión, una gráfica de amplitud de esfuerzo verdadero, σ_a , frente a la amplitud de deformación plástica verdadera, $\Delta\epsilon_p/2$, en coordenadas logarítmicas, da como resultado una curva lineal representada por la función de potencia para la mayoría de los metales, indicada en la Ecuación (3.13):

$$\sigma_a = K' \left(\frac{\Delta\epsilon_p}{2} \right)^{n'} \quad (3.13)$$

Donde K' es el coeficiente de endurecimiento cíclico y n' el exponente de endurecimiento cíclico.

Sustitución de la amplitud de deformación plástica obtenida de la Ecuación (3.11) y en la Ecuación (3.10), da como resultado la ecuación esfuerzo-deformación cíclica, representado por una relación de tipo Ramberg-Osgood, indicada en la Ecuación (3.14):

$$\varepsilon_a = \frac{\Delta\varepsilon}{2} = \frac{\Delta\varepsilon_e}{2} + \frac{\Delta\varepsilon_p}{2} = \frac{\Delta\sigma}{2E} + \left(\frac{\Delta\sigma}{2K'}\right)^{1/n'} = \frac{\sigma_a}{E} + \left(\frac{\sigma_a}{K'}\right)^{1/n'} \quad (3.14)$$

Los valores de K' y n' para algunas aleaciones de aluminio de ingeniería se dan en la Tabla 3.2. Siendo más pequeño que bajo condiciones de carga monotónica. El límite elástico cíclico (S_y'), se define con un desfase de deformación porcentual de 0.2 que corresponde a una amplitud de deformación plástica de 0.2% en la curva esfuerzo-deformación cíclica. Si se puede estimar mediante la sustitución $\Delta\varepsilon_p/2 = 0.02\%$ en la Ecuación (3.11) u obtenido gráficamente a partir de la curva esfuerzo-deformación cíclica. La curva ciclo de histéresis estabilizado en la Figura 3.21 se puede obtener doblando el tamaño de la curva esfuerzo-deformación cíclica. La ecuación para la curva ciclo de histéresis estable se indica en la Ecuación (3.15):

$$\Delta\varepsilon = \frac{\Delta\sigma}{E} + 2\left(\frac{\Delta\sigma}{2K'}\right)^{1/n'} \quad (3.15)$$

Esta ecuación representa la curva ciclo de histéresis estable de metales con comportamiento de la deformación simétrica de tensión y compresión. Se dice que los materiales para los cuales se puede describir el ciclo de histéresis mediante la ampliación de la curva esfuerzo-deformación cúbica en un factor de 2 presentan un comportamiento de tipo Masing. Este tipo de comportamiento es común para muchos metales [76, 155].

Tabla 3.2 Propiedades mecánicas estáticas, dinámicas y de vida útil de aleaciones de aluminio de ingeniería.

Material	Descripción del proceso	S_u MPa	HB	E GPa	%RA	S_y/S_y' MPa	K/K' MPa	n/n'	ϵ_f/ϵ_f'	σ_f/σ_f' MPa	b	c
2024-T3	...	469	...	70	24	379/427	455/655	0.032/0.065	0.28/0.22	558/1100	-0.1	-0.59
5456-H311	...	400	95	69	35	234/-	-/817	-/0.145	0.42/1.076	-/826	-0.1	-0.8
7075-T6	...	579	...	70	34	469/524	827/-	0.11/0.146	0.41/0.19	745/1315	-0.1	-0.52
A356	Fundición	283	93	70	5.7	229/295	388/379	0.083/0.043	0.06/0.027	274/594	-0.1	-0.53

Tabla 3.3 Propiedades mecánicas estáticas y dinámicas, sin muesca totalmente invertidos, plegables, s_f , de aleaciones de ingeniería seleccionadas.

Material	Descripción del proceso	Dureza	S_u MPa	S_y MPa	%EI	%RA	S^e_f MPa
Aleaciones de aluminio							
1100-0	«Annealed»	23HB	90	35	45		35
2014-T6	«Sol. Treat Aged»	135HB	482	413	13		124
2024-T3	«Sol. Treat CW Aged»	120HB	482	345	18		138
2024-T4	«Sol. Treat Aged»	120HB	468	324	19		138
2219-T851	«Sol. Treat CW Aged»		455	351	10		103
3003-H16	«Strain Hardened»	47HB	179	172	14		69
3004-H36	«Strain Hardened»	70HB	262	227	9		110
6061-T4	«Sol. Treat Aged»	65HB	242	145	25		96
7075-T6	«Sol. Treat Aged»	150HB	572	503	11		158

3.5.2 Curva ε - N

La medición de la deformación ha demostrado ser una cuantificación excelente para la correlación con la fatiga a bajo ciclo [70]. En la Tabla 3.3 se presentan propiedades características del ensayo de fatiga controlado por deformación a amplitud constante completamente reversible. Los ciclos de histéresis de estado estable, pueden predominar durante la mayor parte de la vida a la fatiga, los cuales se pueden reducir a campos o rangos de amplitudes de deformación elástica y plástica. De tal manera que el fallo por fatiga puede oscilar entre 10 y 10^6 ciclos, y las frecuencias oscilan entre 0.1 y 10 Hz.

Los ensayos controlados por esfuerzo, más allá de 10^6 ciclos, se realizan con una pequeña o nula deformación de plástica a frecuencias más altas, siendo mayor su duración hasta fallas. Las curvas de deformación contra ciclos de vida son llamadas fatiga a bajo de ciclo debido a que gran parte de los datos son menores a los 10^5 ciclos. Donde N_f o $2N_f$ corresponden al número de ciclos o reversiones hasta la falla, respectivamente. A un número de ciclo determinado (N_f), la deformación total es la suma de la deformación elástica y plástica. Los criterios de falla por fatiga controlada por deformación se han definido como el punto en el que la fuerza máxima (tensión) o módulo elástico (tal como se mide cuando se descarga desde un esfuerzo máximo de tensión) disminuye en aproximadamente un 50% debido a una grieta o grietas que están presentes, con base en la ASTM E606 [57].

Tanto las curvas elásticas como las plásticas se pueden aproximar como líneas rectas. En deformaciones grandes o vidas cortas, el componente de deformación plástica es predominante, mientras que en deformaciones pequeñas o vidas más largas, es el componente de deformación elástica (véase la Figura 3.22). En una vida determinada, N_f , la deformación total es la suma de las deformaciones elástica y plástica. Las intersecciones de las dos líneas rectas en $2N_f = 1$ son σ_f / E para el componente elástico y ε_f' para el componente plástico.

Las pendientes de las líneas elásticas y plásticas son b y c , respectivamente. Esto proporciona la siguiente Ecuación (3.16) para la vida a la fatiga controlada por deformación en pequeñas muestras axiales con acabado liso:

$$\frac{\Delta\varepsilon}{2} = \varepsilon_a = \frac{\Delta\varepsilon_e}{2} + \frac{\Delta\varepsilon_p}{2} = \frac{\sigma_f'}{E} (2N_f)^b + \varepsilon_f' (2N_f)^c \quad (3.16)$$

Para resolver esta ecuación para N_f para una deformación dada, la amplitud requiere iteraciones, usando soluciones numéricas o gráficas. El comportamiento de la línea recta elástica se puede transformar en la Ecuación (3.17):

$$\frac{\Delta\sigma}{2} = \sigma_a = \sigma_f' (2N_f)^b \quad (3.17)$$

Los coeficientes de ajuste en la ecuación de Basquin, $S_{N_f} = A (N_f)^B$ [77] y la Ecuación (3.15), están relacionados por $B = b$ y $A = (2)^b \sigma_f'$. La relación de la deformación plástica con la vida es la relación de Manson-Coffin [78, 79], indicada en la Ecuación (3.18):

$$\frac{\Delta\varepsilon_p}{2} = \varepsilon_f' (2N_f)^c \quad (3.18)$$

De las Ecuaciones (3.15) y (3.16) se derivan la ecuación para la vida a la fatiga de transición ($2N_t$), la cual es el cruce de las curvas de deformación elástica y plástica, resultando en la Ecuación (3.19).

$$2N_t = \left(\frac{\varepsilon_f' E}{\sigma_f'} \right)^{\frac{1}{b-c}} \quad (3.19)$$

El enfoque basado en la deformación unifica el tratamiento de la fatiga a bajo ciclo y fatiga a alto ciclo. Este enfoque también se emplea en aplicaciones de vida larga en las que puede haber pequeñas deformaciones plásticas.

En este caso, el término de la deformación plástica en la Ecuación (3.14) es insignificante y la ecuación de vida al esfuerzo total se reduce a la ecuación de Basquin. La Ecuación (3.15) también se usó para el enfoque $s-N$. Por lo tanto, el enfoque basado en la deformación, es un enfoque integral que se puede aplicar a los regímenes de fatiga a bajo y alto ciclo. En la Figura 3.23 se muestra el comportamiento a fatiga a bajo ciclo (curvas de $\varepsilon-N$) y las Ecuaciones (3.14), (3.15) y (3.16) [80].

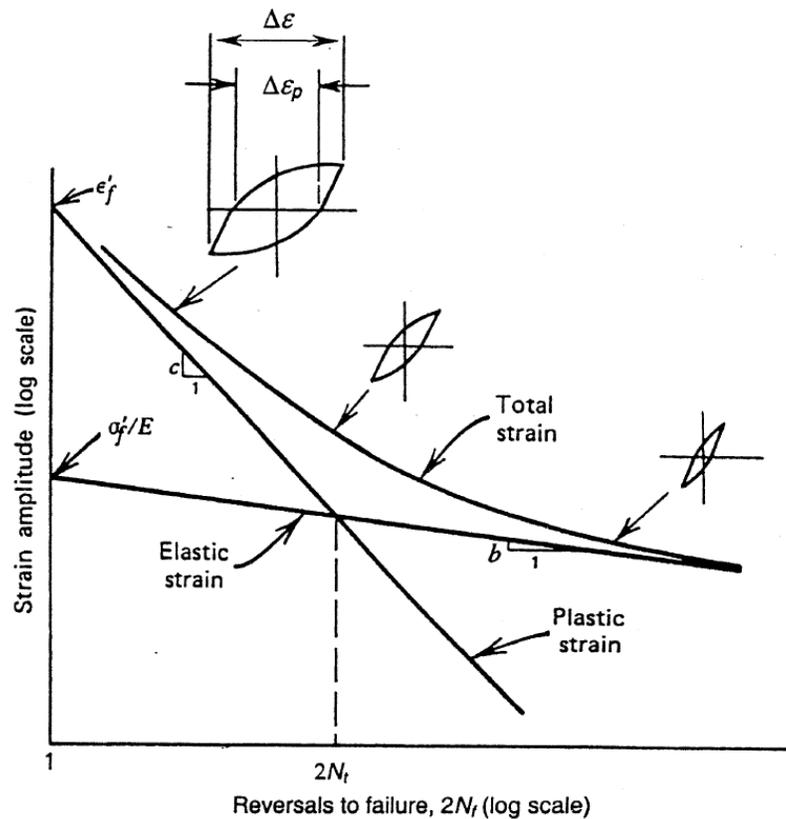


Figura 3.22 Curva curvas de $\varepsilon-N$ muestra los componentes de deformación total, elástica y plástica.

Donde $\Delta\varepsilon/2$ es la amplitud total de deformación (ε_a), $\Delta\varepsilon_e/2$ es la amplitud de deformación elástica ($\Delta\sigma/2E = \sigma_a/E$), $\Delta\varepsilon_p/2$ es la amplitud de deformación plástica ($\Delta\varepsilon/2 - \Delta\varepsilon_e/2$), ε_f' es el coeficiente de ductilidad a la fatiga, c es el exponente de ductilidad a la fatiga, σ_f' es el coeficiente de resistencia a la fatiga, b es el exponente de resistencia a la fatiga, E es el módulo elástico y $\Delta\sigma/2$ es la amplitud del esfuerzo (σ_a).

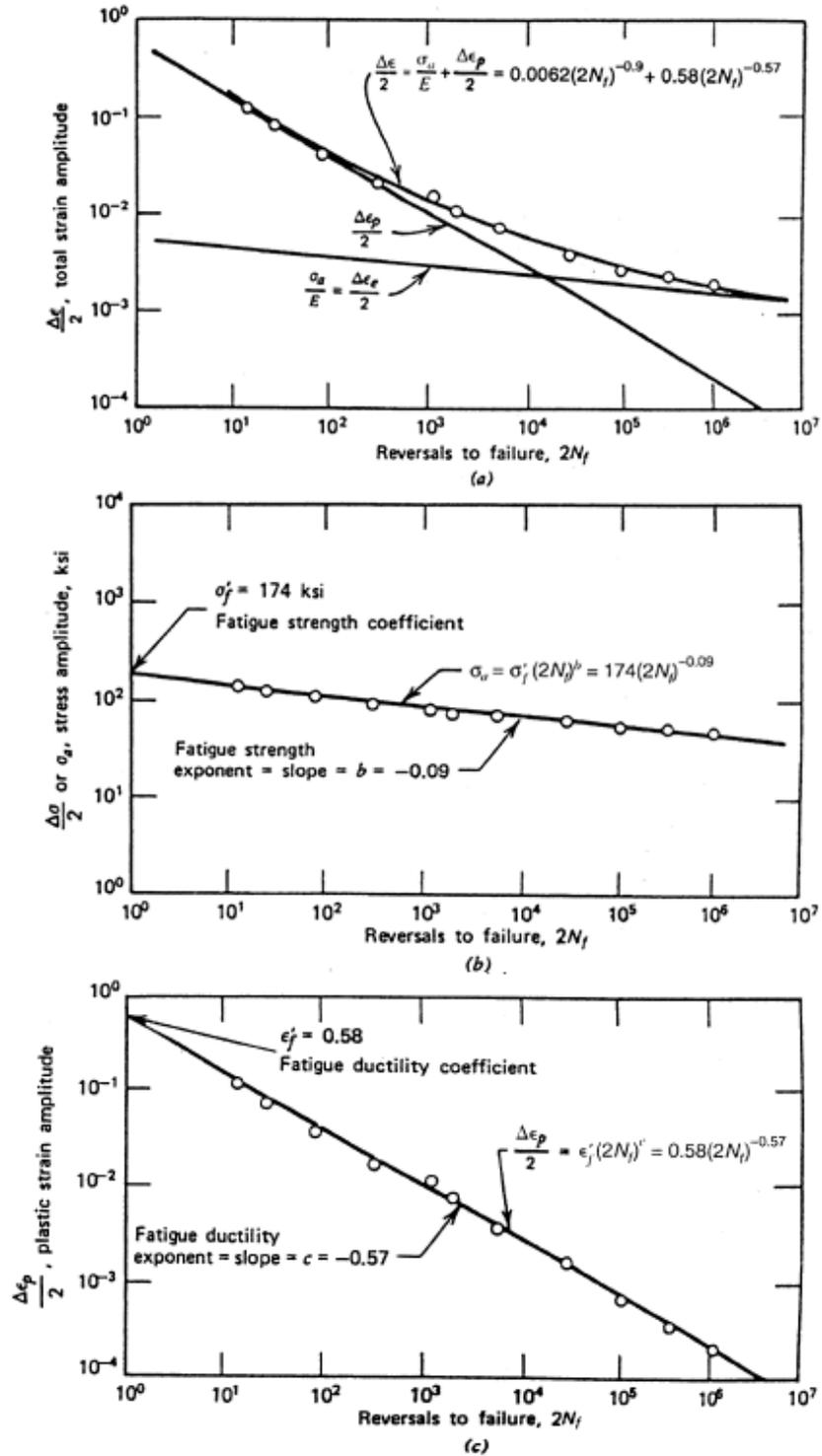


Figura 3.23 Comportamiento a fatiga a bajo ciclo del acero 4340 recocido: a) Amplitud de deformación total. b) Amplitud de deformación elástica multiplicada por E . c) Amplitud de deformación plástica [80].

Para vidas inferiores a $2N_t$, la deformación es principalmente plástica, mientras que para vidas superiores es principalmente elástica. La vida a la fatiga de transición disminuye con el aumento de la dureza en aceros y puede ser de unos pocos ciclos para metales de alta resistencia en el orden de 10^5 ciclos para metales dúctiles. Esto indica que incluso a vidas relativamente largas de más de 10^5 ciclos puede haber una deformación plástica significativa; por lo tanto, algunos metales tienen una vida similar con una amplitud de deformación total de 0.01. A deformaciones grandes el aumento en la vida depende más de la ductilidad, en tanto que, en deformaciones pequeñas se obtiene una vida más larga con materiales de mayor resistencia (véase la Figura 3.24).

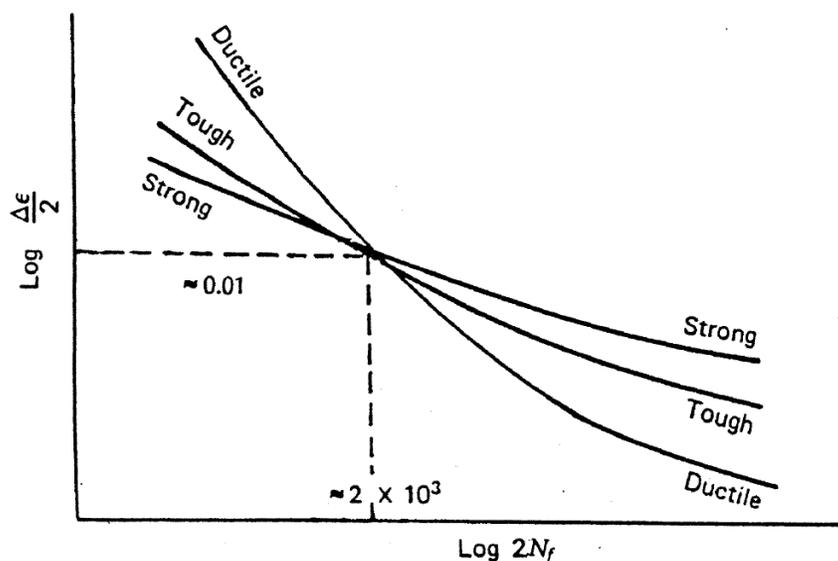


Figura 3.24 Representación esquemática de las curvas de vida a la deformación para diferentes materiales.

La vida a la fatiga se refiere a la nucleación formada desde una pequeña grieta detectable, la disminución porcentual de la carga del esfuerzo causada por la nucleación y el crecimiento de la grieta, la disminución en la relación de descarga del módulo de carga, debido a la presencia de una grieta o la fractura final. La grieta crecerá 10 a 50% de la sección transversal de la muestra en el criterio de falla fin. Dado que las muestras tienen usualmente entre 3 y 10 mm de diámetro, los criterios de vida a la fractura se basan en grietas que crecen a una profundidad de 0.25 a 5 mm.

El valor real depende de la amplitud de la deformación, el módulo de elasticidad y la resistencia a la tensión del material. Los otros tres criterios se basan en la vida al agrietamiento, que, generalmente, son más pequeñas que las fracturas. En general, las grietas de menos de 0.25 mm no se observarán con facilidad en estos ensayos y probablemente no causen una disminución suficiente en la carga del esfuerzo o disminución de los módulos de carga para finalizar un ensayo. Por lo tanto, una conclusión razonablemente importante con respecto a los criterios de falla en el ensayo de vida a la deformación en muestras lisas sin muesca, es que la vida al fallo significa la vida a la fatiga con longitudes de grietas de 0.25 a 5 mm (del orden de 1 mm).

3.5.3 Determinación de las propiedades de fatiga a bajo ciclo

Las propiedades de fatiga a bajo ciclo, se obtienen mediante ajustes de los datos de las curvas de ciclos de histéresis estables. El coeficiente de resistencia a la fatiga (σ_f'), y el exponente de resistencia a la fatiga (b), son la intersección y la pendiente del ajuste lineal de mínimos cuadrados a la amplitud de esfuerzo, $\Delta\sigma/2$, contra las reversiones hasta la falla ($2N_f$), utilizando una escala logarítmica. De manera similar, el coeficiente de ductilidad a la fatiga (ε_f'), y el exponente de ductilidad a la fatiga (c), son la intersección y la pendiente del ajuste lineal de mínimos cuadrados a la amplitud de deformación plástica, $\Delta\varepsilon_p/2$, contra las reversiones hasta la falla, $2N_f$, utilizando una escala logarítmica. Las amplitudes de deformación plástica pueden medirse directamente a partir de la mitad del ancho de los ciclos de histéresis estables en $\sigma = 0$ o calcularse desde la Ecuación (3.20):

$$\frac{\Delta\varepsilon_p}{2} = \frac{\Delta\varepsilon}{2} - \frac{\Delta\sigma}{2E} \quad (3.20)$$

Normalmente existe una diferencia entre los valores medidos y calculados que, resulta de la diferencia entre los módulos de elasticidad monótona y cíclica, así como del redondeo de los ciclos de histéresis cerca del eje de deformación que exhiben muchos materiales.

Sin embargo, esta diferencia suele ser pequeña [81] y la Ecuación (3.20) a menudo se usa más convenientemente para obtener la amplitud de deformación plástica. Al ajustar los datos para obtener los cuatro coeficientes para predecir la vida a la deformación, las amplitudes de esfuerzo y deformación plástica deben tratarse como variables independientes y la vida a la fatiga como variable dependiente. Esto se debe a que la vida a la fatiga no se puede controlar y depende de la amplitud de deformación aplicada. Además, los datos de vida corta (a veces menores a 10 ciclos, pero generalmente a 100 ciclos) y vida muy larga (generalmente mayores a 10^5 ó 10^6 ciclos para aceros) no se incluyen en los ajustes de datos. Esto se debe a que el pandeo a altas cargas y los efectos de límite de fatiga y las imprecisiones en la medición de la deformación plástica pequeña a bajas cargas, pueden influir en los resultados del ensayo.

Por lo tanto, la ecuación de vida a la deformación basada en las propiedades obtenidas es válida solo para el mismo campo de vida que los datos utilizados, aunque las extrapolaciones se hacen a menudo para vidas más cortas y más largas [82]. El coeficiente de endurecimiento por deformación cíclica (K'), y el exponente de endurecimiento por deformación cíclica (n') se obtienen ajustando la amplitud de esfuerzo estable frente a los datos de amplitud de deformación plástica. Las estimaciones de K' y n' también se pueden calcular a partir de las propiedades de fatiga a bajo ciclo utilizando la Ecuación (3.21):

$$K' = \frac{\sigma_f'}{(\varepsilon_f')^{\frac{b}{c}}} \quad n' = \frac{b}{c} \quad (3.21)$$

Estas ecuaciones se derivan de la compatibilidad entre las Ecuaciones (3.11), (3.15) y (3.16). Los valores de K' y n' obtenidos a partir del ajuste directo de los datos experimentales y calculados a partir de las relaciones en la Ecuación (3.19), puede ser muy similar o muy diferente, dependiendo de la bondad de los ajustes linealizados representados por las Ecuaciones (3.11), (3.15) y (3.16). Una gran diferencia para un material puede indicar que el comportamiento de la vida a deformación elástica y plástica no está bien representado por los ajustes logarítmicos linealizados.

En este caso, la Ecuación (3.14) puede no ser representativa del comportamiento de la vida a deformación del material. Se recomienda que los valores de K' y n' obtenidos a partir del ajuste directo de los datos experimentales se usen en el diseño de la fatiga en lugar de los valores calculados a partir de la Ecuación (3.19). El exponente b varía de aproximadamente -0.06 al -0.14, con -0.09 ó -0.1 como valores representativos. El exponente c varía aproximadamente de -0.4 al -0.7, con -0.6 como valores representativos. El término ε_f' está relacionado, de alguna manera, con la fractura por deformación verdadera (ε_f), en un ensayo de tensión y en la mayoría de los casos oscila entre aproximadamente 0.35 y 10 veces ε_f . El coeficiente σ_f' está relacionado, de alguna manera, con la verdadera resistencia a la tensión (σ_f), en un ensayo de tensión, que, para los aceros puede aproximarse desde la Ecuación (3.22).

$$\sigma_f \approx S_u + 345 \text{ y } S_u \approx 3.45HB \quad (3.22)$$

Donde σ_f y S_u están en MPa y HB es dureza Brinell. En algún momento, ε_f' y σ_f' pueden tomarse como ε_f y σ_f , respectivamente, como una primera aproximación, aunque esto no sea recomendable. Muralidharan y Manson [83] han aproximado en la Ecuación (3.14) con su método de Pendientes Universales, indicada en la Ecuación (3.23).

$$\frac{\Delta\varepsilon}{2} = 0.623 \left(\frac{S_u}{E}\right)^{0.832} (2N_f)^{-0.09} + 0.0196(\varepsilon_f)^{0.155} \left(\frac{S_u}{E}\right)^{-0.53} (2N_f)^{-0.56} \quad (3.23)$$

Donde S_u , E y ε_f se obtienen todos de un ensayo de tensión. Se supone que los dos exponentes están fijados para todos los metales y que solo S_u , E y ε_f controlan el comportamiento de fatiga. La Ecuación (3.21) se obtuvo a partir de datos de 47 metales, incluidos aceros, aluminio y aleaciones de titanio. Por lo tanto, el método de Pendientes Universales puede ser una primera aproximación para la curva de vida a la deformación completamente reversible para especímenes lisos sin muescas basados en propiedades de tensión. Se ha demostrado que otra aproximación que usa solo la dureza y E proporciona un buen acuerdo con los datos experimentales de 69 aceros y se proporciona en [84].

3.5.4 Efectos del esfuerzo medio

El comportamiento a fatiga a bajo ciclo, discutidos en las secciones previas, fueron para un esfuerzo completamente reversibles, $R = \varepsilon_{min}/\varepsilon_{max} = -1$. En muchas aplicaciones, sin embargo, puede existir una deformación media. El ciclo controlado por deformación con una deformación media generalmente resulta en un esfuerzo medio que se puede relajar total o parcialmente con ciclos continuos, como se muestra en la Figura 3.25. Esta relajación se debe a la presencia de deformación plástica y, por lo tanto, la velocidad o cantidad de relajación depende de la magnitud de la amplitud de deformación plástica. J. F. Tavernelli and L. F. Coffin, Hr [85], proponen un modelo para predecir la cantidad de relajación media del esfuerzo en función de los ciclos. La relajación del esfuerzo es diferente del ablandamiento cíclico y puede ocurrir en un material cíclicamente estable.

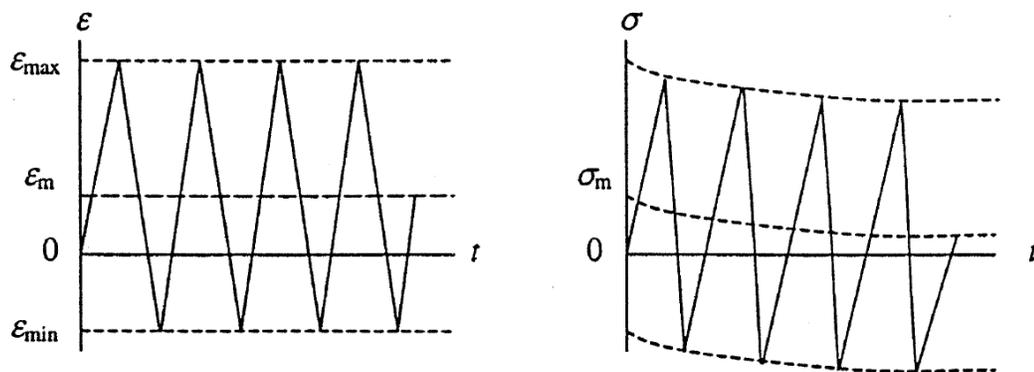


Figura 3.25 Relajación media del esfuerzo bajo ciclos controlados por deformación con una deformación media.

La deformación media no suele afectar el comportamiento a fatiga, a menos que produzca un esfuerzo medio no completamente relajado. Dado que hay una mayor relajación media del esfuerzo a mayores amplitudes de deformación debido a deformaciones plásticas más grandes, el efecto del esfuerzo medio sobre la vida a la fatiga es menor en el campo de fatiga a bajo ciclo y mayor en el campo de fatiga a alto ciclo (véase la Figura 3.26) [86]. Esta relajación se debe a la presencia de deformación plástica y, por lo tanto, la velocidad o cantidad de relajación depende de la magnitud de la amplitud de deformación plástica.

J. F. Tavernelli and L. F. Coffin, Hr, proponen un modelo para predecir la cantidad de relajación media del esfuerzo en función de los ciclos. La relajación del esfuerzo es diferente del ablandamiento cíclico y puede ocurrir en un material cíclicamente estable.

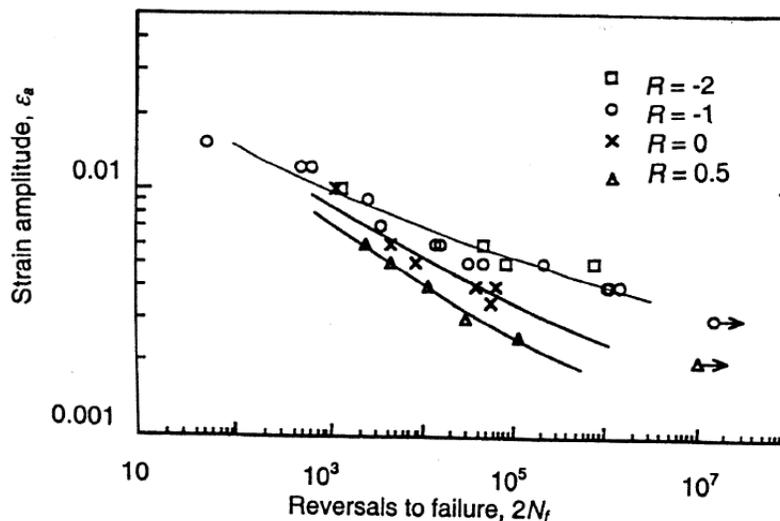


Figura 3.26 Efecto de la amplitud de deformación media sobre la vida a la fatiga para el acero templado SAE 1045 [86].

La inclusión de los efectos del esfuerzo medio en los métodos de predicción de la vida a la fatiga que involucran datos de vida a la deformación es más compleja. R. Champoux, J. Kapp, and J. Underwood, eds. [87], discuten varios modelos que tratan sobre los efectos del esfuerzo medio en el comportamiento a fatiga, durante la vida a la deformación. Un método, a menudo denominado método de esfuerzo medio de Morrow, reemplaza a σ_f' con $\sigma_f' - \sigma_m$ en la Ecuación (3.14) [80], donde σ_m es el esfuerzo medio, indicada en la Ecuación (3.24):

$$\frac{\Delta\varepsilon}{2} = \varepsilon_a = \frac{\sigma_f' - \sigma_m}{E} (2N_f)^b + \varepsilon_f' (2N_f)^c \quad (3.24)$$

Aquí σ_m se toma como positivo para valores de tensión y negativo para valores de compresión. Esta ecuación predice que el esfuerzo tensil medio es perjudicial y el compresible es benéfico. La Ecuación (3.22) también predice mayor efecto del esfuerzo medio a vidas largas, como se muestra en la Figura 3.26.

Una versión alternativa del parámetro del esfuerzo medio de Morrow, donde, tanto el término elástico como el plástico se ven afectados por el esfuerzo medio dado por T. Wehner and A. Fatemi [88], indicada en la Ecuación (3.25):

$$\frac{\Delta \varepsilon}{2} = \varepsilon_a = \frac{\sigma_f' - \sigma_m}{E} (2N_f)^b + \varepsilon_f' \left(\frac{\sigma_f' - \sigma_m}{\sigma_f'} \right)^{c/b} (2N_f)^c \quad (3.25)$$

La ecuación sugerida por Smith, Watson y Topper [89] basada en los datos del ensayo de vida a la deformación obtenidos con varios niveles de esfuerzo promedio, indicada en la Ecuación (3.26).

$$\sigma_{max} \varepsilon_a E = (\sigma_f')^2 (2N_f)^{2b} + \sigma_f'^{\varepsilon_f'} E (2N_f)^{b+c} \quad (3.26)$$

Donde $\sigma_{max} = \sigma_m + \sigma_a$ y ε_a es la deformación alterna. Esta ecuación se basa en la suposición de que para diferentes combinaciones de amplitud de deformación, ε_a y el esfuerzo medio, σ_m , el producto $\sigma_{max} * \varepsilon_a$, permanece constante para una vida dada. Si σ_{max} es cero, la Ecuación (3.24) predice la vida infinita, lo que implica que la tensión debe estar presente para que ocurra la fatiga. Las tres ecuaciones se han usado para manejar los efectos de esfuerzo promedio. Se ha demostrado que la Ecuación (3.24), correlaciona mejor los datos de esfuerzo medio para una gama más amplia de materiales y, por lo tanto, se considera más prometedora para el uso general.

3.5.5 Acabado superficial y otros factores que influyen en el comportamiento de la vida a la deformación

De forma similar al enfoque $s-N$, además del esfuerzo medio, muchos otros factores pueden influir en el comportamiento de la vida a la deformación de un material. Estos incluyen concentradores de esfuerzos, esfuerzos residuales, estados de esfuerzos multiaxial, efectos ambientales, tamaño y efectos del acabado superficial. Los efectos de muchos de estos factores son similares a los del comportamiento de la curva $s-N$.

Como se mencionó anteriormente, una ventaja del enfoque de vida a la deformación para la predicción de la vida a la fatiga es su capacidad de dar cuenta directamente de las deformaciones plásticas que a menudo se presentan en concentradores de esfuerzos. Los efectos de los esfuerzos residuales sobre la vida a la fatiga son similares a los efectos del esfuerzo medio. Por lo tanto, existe poca o ninguna influencia a corto plazo, debido a la relajación del esfuerzo resultante de la deformación plástica, empero tiene una mayor influencia en vidas largas, donde las deformaciones son principalmente elásticas.

Los efectos de acabado superficial también son similares a los del enfoque $s-N$. Debido a que las grietas por fatiga nuclean a menudo tempranamente en el campo de fatiga a bajo ciclo debido a las grandes deformaciones plásticas, usualmente hay poca influencia del acabado de la superficie en vidas cortas. Por el contrario, hay más influencia en el campo de fatiga a alto ciclo, donde el esfuerzo elástico es dominante. Por lo tanto, solo la parte elástica de la curva de la vida a la deformación se modifica para tener en cuenta el efecto de acabado superficial. Esto se hace reduciendo la pendiente de la curva de deformación elástica de la vida, b , de manera análoga a la modificación de la curva $s-N$ para el acabado superficial [90].

En la Figura 3.27, S_f denota un límite de fatiga para un acabado superficial pulido que puede estimarse a partir de la Ecuación (3.15), sustituyendo el número de ciclos adecuado por el límite de fatiga del material para N_f . La pendiente de la curva elástica de la vida a la deformación para el estado de la superficie pulida se reduce de b a b' al reducir el límite de fatiga con el factor de corrección, k_s , según corresponda para el acabado de la superficie. Los valores del factor de corrección de acabado superficial para aceros se muestran en la Figura 3.28. La pendiente b' para aceros con un límite de fatiga asumido a 10^6 ciclos se puede calcular a partir de $b' = b + 0.159 \log k_s$. Este enfoque para la corrección del acabado de la superficie también se puede usar para situaciones de carga de esfuerzo medio distintas de cero.

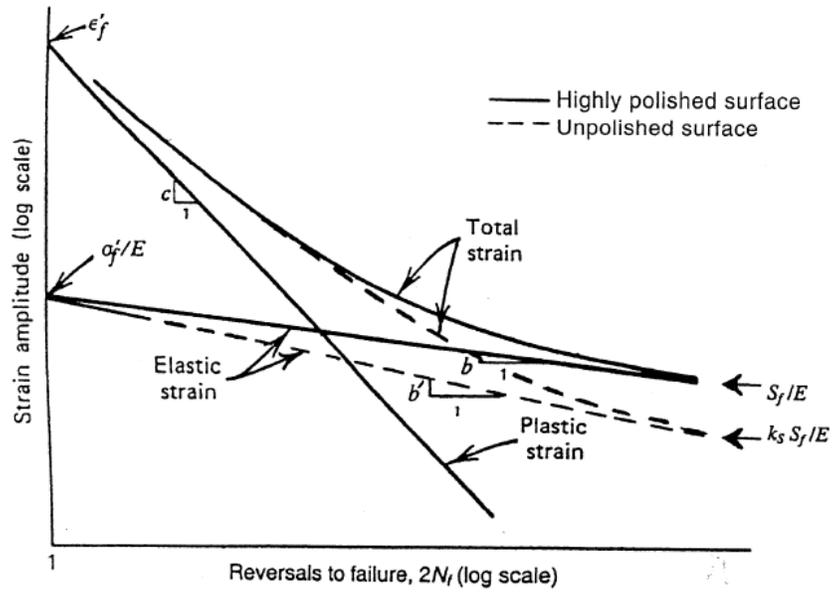


Figura 3.27 Representación esquemática del efecto de acabado superficial en curvas de vida útil.

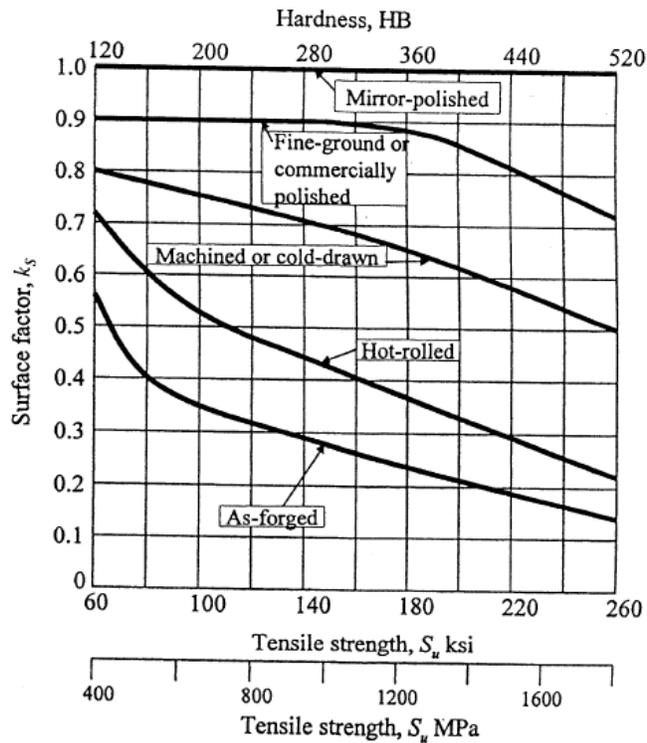


Figura 3.28 Efectos del acabado superficial en el límite de fatiga del acero [60].

3.6 Efecto Bauschinger

La reducción en la magnitud del límite elástico en la dirección opuesta, conocida como el efecto Bauschinger [59, 61, 73, 103], en materiales dúctiles que experimentan deformación plástica, como se ilustra en la Figura 3.29, depende de su historial de deformación, y no solo de su estado real de esfuerzo [91-102].

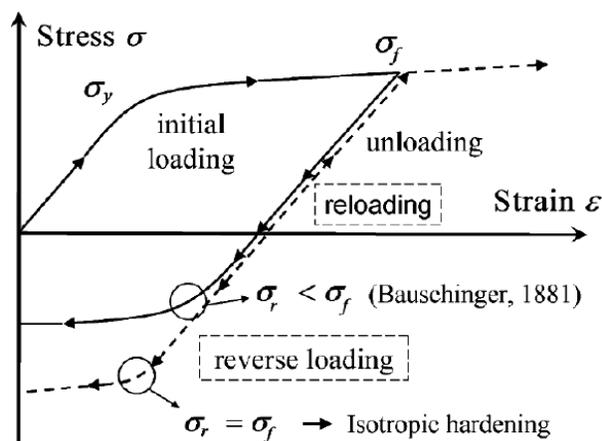


Figura 3.29 Una curva esfuerzo-deformación que muestra el efecto Bauschinger para aleaciones metálicas típicas [103].

El efecto Bauschinger está en función de varios parámetros¹⁰, como la trayectoria de carga, velocidad de deformación, temperatura y textura [104-106]. Así también, se puede atribuir a la influencia de las características microestructurales, como la fracción de volumen poros, así como el tamaño y la forma de las partículas de la segunda fase [107, 108].

¹⁰ Un parámetro es cualquier característica que pueda ayudar a definir o clasificar un sistema o campo particular, por otra parte, al ser un elemento de cualquiera de ellos, es útil o crítico al identificarlos, permitiendo medir el rendimiento o las combinaciones de las propiedades reales (de los materiales y equipos utilizados en un experimento dado), como aquellas cantidades (físicas, químicas, mecánicas, térmicas, etc.) que describen directamente los atributos de un fenómeno en cuestión (por ejemplo, el efecto Bauschinger). Por otra parte, dichas propiedades reales tienen valor de uso (utilidad) sólo al ser constituidas por el ser humano como satisfactor de una necesidad, es decir, para su consumo y la reproducción de la vida.

Las fuentes físicas atribuidas al efecto Bauschinger durante la carga inversa de un material pueden generalizarse en:

Transitorios de largo alcance:

- Interacciones de dislocaciones [109, 110].
- Acumulaciones de dislocaciones en los límites de los granos [111, 112].
- Mecanismo de Orowan alrededor de precipitados [113-116].

Transitorios de corto alcance:

- Resistencia al movimiento o aniquilación de dislocaciones [117].

El efecto Bauschinger observado en metales FCC puede atribuirse al endurecimiento cinemático que surge de las subestructuras de dislocaciones, explicado en términos del movimiento de dislocaciones entre barreras, tras la inversión del esfuerzo; es decir, dependió de las dislocaciones almacenadas estadísticamente [118, 119].

3.6.1 Parámetros del efecto Bauschinger

Las partículas dispersas en las aleaciones de aluminio, afectan la velocidad de endurecimiento por deformación, esto es debido a que el esfuerzo aplicado durante la reversión aumenta linealmente; es decir, aumenta la deformación plástica no-relajada alrededor de estas partículas. Además, el endurecimiento por deformación se ve afectado por el endurecimiento no-lineal, asociado con la relajación plástica de la matriz [79, 99, 120, 121].

Los parámetros de esfuerzo (EB_σ) y energía (EB_E) Bauschinger [122], son empleados para cuantificar la magnitud del fenómeno. El EB_σ , definido en la Ecuación (3.27), es un parámetro que cuantifica la cantidad del esfuerzo de retorno que las partículas ejercen sobre las dislocaciones, dentro de la matriz [92, 99]:

$$EB_\sigma = \frac{|\sigma_f| - |\sigma_r|}{|\sigma_f|} \quad (3.27)$$

Donde σ_f es el esfuerzo directo y σ_r es el esfuerzo inverso. El EB_E se define en la Ecuación (3.28), y es útil para ilustrar la relación del endurecimiento isotrópico a cinemático, que se observa durante la deformación [123, 124].

$$EB_E = \frac{1}{2} \left\{ \frac{|\sigma_f| - |\sigma_r|}{|\sigma_f| - |\sigma_y|} \right\} \quad (3.28)$$

Donde σ_y es el límite elástico hacia adelante. La definición del efecto Bauschinger (EB_E), se define en la Ecuación (3.29), y se obtiene al modificar ligeramente la ecuación de Bauschinger, de la diferencia entre el límite elástico hacia adelante y el inverso, al normalizar la diferencia mediante el límite elástico hacia adelante.

$$EB_D = \frac{\sigma_y - \sigma_r}{\sigma_y} \quad (3.29)$$

3.6.2 Relación del endurecimiento cinemática a isotrópico

La regla de flujo inelástico se define en la Ecuación (3.30), la cual captura el efecto de la fluencia y la plasticidad en términos de endurecimiento, temperatura y daño cinemático a isotrópico, en función del volumen vacío.

$$\underline{D}_d^p = f(T) \sinh \left[\frac{\|\underline{\sigma}' - \underline{\alpha}\| - \{R + Y(T)\}\{1 - D\}}{V(T)\{1 - D\}} \right] \frac{\underline{\sigma}' - \underline{\alpha}}{\|\underline{\sigma}' - \underline{\alpha}\|} \quad (3.30)$$

Para cuantificar el efecto de Bauschinger, se emplea una superficie de fluencia de von Mises invirtiendo la ecuación cinética, e, ignorando los efectos de la temperatura y la tasa de tensión. La cantidad de endurecimiento cinemático a isotrópico se puede cuantificar a partir de datos experimentales utilizando la definición de la superficie de fluencia.

$$|\sigma_f - \alpha| - R - \sigma_y = 0 \quad (3.31)$$

$$|\sigma_r - \alpha| - R - \sigma_y = 0 \quad (3.32)$$

Donde σ_f y σ_r son el esfuerzo directo e inverso, respectivamente; α es el endurecimiento cinemático, R es el endurecimiento isotrópico y σ_y es el límite elástico. La relación del endurecimiento cinemático a isotrópico, se pueden determinar reorganizando en las Ecuaciones (3.31) y (3.32) en la Ecuación (3.33).

$$\alpha = \frac{\sigma_f + \sigma_r}{2} \quad (3.33)$$

$$R = \frac{\sigma_f - \sigma_r}{2} - \sigma_y \quad (3.34)$$

La relación del endurecimiento cinemático a isotrópico ($EB_{\alpha/R}$). La cual, se define al dividir la Ecuación (3.31) por la Ecuación (3.32), obteniendo la Ecuación (3.35).

$$EB_{\alpha/R} = \frac{(\sigma_f + \sigma_r)}{(\sigma_f - \sigma_r) - 2 * \sigma_y} \quad (3.35)$$

3.7 Defectos cristalográficos lineales

Los metales y sus aleaciones, poseen un ordenamiento atómico repetitivo con forma y tamaño bien definidos, al que se denomina estructura cristalina. Sin embargo, esta red cristalina no es perfecta, es decir, presenta defectos lineales conocidos con dislocaciones. El movimiento de dichos defectos, es la razón por la que un material cristalino se deforma, bajo condiciones de carga cíclica, así como su ordenamiento e interacción con otras dislocaciones y con partículas de la segunda fase [92, 179].

3.7.1 Dislocaciones

El concepto de dislocaciones, en la red cristalina, fue introducido por Orowan, Polanyi y Taylor [92, 201]. Las dislocaciones son defectos lineales en la estructura cristalina, cuyo movimiento produce la deformación plástica de cristales a esfuerzos por debajo del esfuerzo teórico requerido para deformar un cristal perfecto. Por lo tanto, si se bloquea el movimiento de las dislocaciones, se reduce la ductilidad y aumentan la resistencia del material al ser deformado [179, 203].

3.7.2 Naturaleza de las dislocaciones y de su movimiento

En la Figura 3.30 se representa los dos tipos de dislocaciones, la de borde y de tornillo. Es el vector de Burgers, b , define la magnitud y la dirección. La dislocación representa una discontinuidad en el arreglo repetitivo, lo que deforma la red, causando un campo elástico alrededor de la misma. El campo elástico que una dislocación genera, tendrá interacciones con campos generados por otras dislocaciones. Para poder mover una dislocación, se requiere un esfuerzo cortante en la dirección del vector de Burgers, entonces se romperán los enlaces entre átomos de un mismo plano [68, 179]. El movimiento iniciado se dará sobre un plano compacto, alterando el arreglo cristalino, la dislocación podrá cambiar de plano de deslizamiento si encuentra una vacancia o defecto que le permita subir de un plano hacia otro [92, 202, 203].

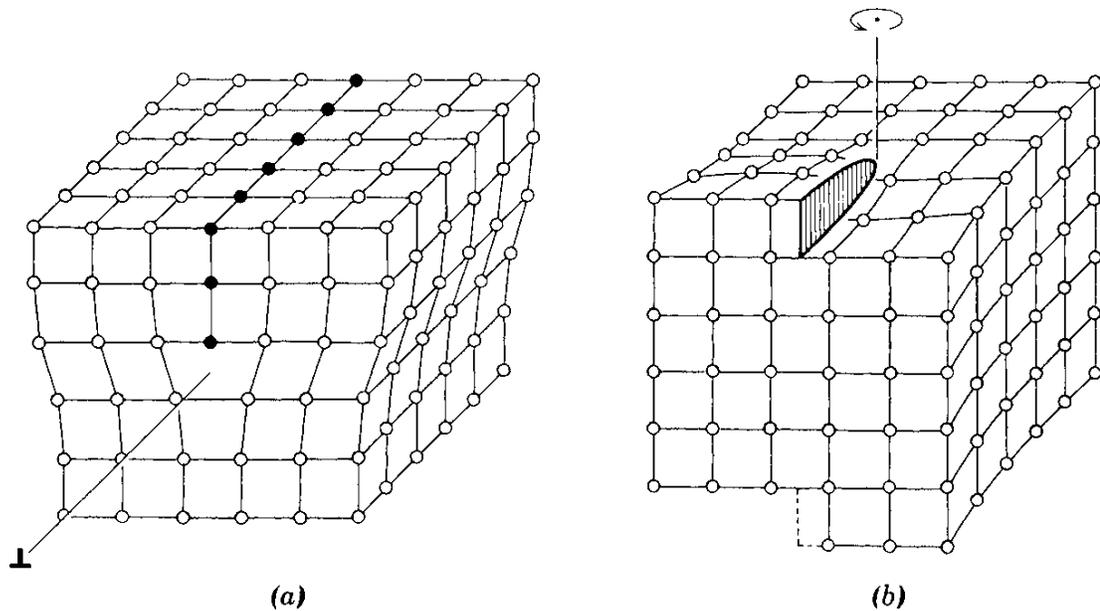


Figura 3.30 Los dos tipos básicos de dislocaciones: a) Dislocación del borde. b) Dislocación del tornillo [92].

3.7.3 Origen de las dislocaciones

A diferencia de los defectos puntuales, tales como las vacancias, las dislocaciones no tienen relación directa con la temperatura del material; es decir, la densidad de dislocaciones es independiente de la temperatura, siempre y cuando haya llegado a dicha temperatura en el equilibrio, ya que los gradientes térmicos, durante la solidificación, generan gradientes por deformación, creando dislocaciones. De tal manera que la estructura cristalina no es perfecta, es decir, la presencia de dislocaciones es inevitable [92, 179].

3.7.4 Interacción entre dislocaciones

Cuando la deformación se da en un material, el movimiento de dislocaciones se activa, dada la densidad de dislocaciones en un material que es de 10^6 mm/mm³ en un material sin deformación, la probabilidad de que dos dislocaciones se encuentren en el mismo plano y en direcciones contrarias, es tal que eventualmente este evento sucederá durante la deformación.

Cuando dos dislocaciones de signo contrario se encuentran en el mismo plano, éstas se atraerán por los campos elásticos inherentes a su presencia; la atracción se dará hasta al momento que se aniquilen mutuamente. Ahora que, cuando dos dislocaciones de mismo signo se encuentran el mismo plano, los campos elásticos de las dislocaciones se repelerán. Los diferentes arreglos de dislocaciones que se darán durante la deformación plástica, podrán bloquear el movimiento de más dislocaciones, esto aunado a la generación de más dislocaciones; presentándose el fenómeno de endurecimiento por deformación. El cual se presenta cuando las propiedades mecánicas aumentan conforme se deforma un material, debido a que el aumento de dislocaciones bloquea el movimiento de las mismas [195, 202].

3.7.5 Interacción de las dislocaciones y los elementos microestructurales

Existen dos defectos microestructurales cuya interacción con el movimiento de dislocaciones son de interés, estos son: defectos puntuales y su participación en la multiplicación de dislocaciones; así como partículas de segunda fase, tales como precipitados que actúan como barrera para el movimiento de dislocaciones en función de su coherencia con la matriz. La dispersión de partículas precipitadas, en forma semi-coherente o incoherente, obstruyen físicamente el movimiento de las dislocaciones, durante la deformación plástica, hasta ser cortado por las dislocaciones o, simplemente, pasar entre las partículas sin romperlas; generando dislocaciones alrededor (véase la Figura 3.31). Ahora que, al aplicar un esfuerzo en dirección contraria, se requerirá una menor cantidad de energía para iniciar el movimiento de dislocaciones. Este tipo de interacciones están presente en cambios en la dirección de deformación, como, por ejemplo, en el fenómeno de fatiga [59-64] y del efecto Bauschinger [109-119]; previamente discutidos.

La Figura 3.31 se observa cómo una partícula precipitada, sean coherentes o incoherentes con la matriz, puede obstaculizar el movimiento de una dislocación conforme se aplica un esfuerzo cortante, τ_b . Cuando los brazos de la dislocación forman un ángulo con valor crítico, ϕ , la dislocación logra pasar a través de obstáculo. Si los brazos forman un ángulo donde $\phi > 0$, la dislocación corta la partícula precipitada (véase la Figura 3.31a).

Ahora que si forman un ángulo donde $\phi=0$, el obstáculo es impenetrable para la dislocación (véase la Figura 3.31b), formando los bucles de Orowan («Orowan loops») [179, 201], es decir, la dislocación rodea la partícula incoherente, principalmente, en lugar de cortarla. Además, las dislocaciones pueden tener dos efectos diferenciados según su signo. Esto es, la dislocación puede repeler a otra de signo igual, creando un esfuerzo de apilamiento (back stress), o bien puede contribuir a la aniquilación de dislocaciones. Cuando esto sucede, las partículas precipitadas actúan como fuentes de Frank-Read («Frank-Read mechanism») [179, 204-206]. De igual manera, se debe tener en cuenta tres fenómenos que ocurren durante este proceso [207]:

- Endurecimiento por coherencia: Debido a campos elásticos generados por intermetálicos que, a pesar de ser coherentes, su red cristalográfica no es exactamente igual a la de la matriz. Debido a estos esfuerzos, se requiere un mayor esfuerzo para poder mover la dislocación, a través de la matriz.
- Endurecimiento por precipitados: Si la dislocación puede cortar al precipitado, se requerirá una adición de energía para poder mantener una partícula precipitada que termodinámicamente no es estable. La Figura 3.21b muestra cómo una dislocación puede cortar a una partícula precipitada, las nuevas áreas marcadas como *a* y *b* requieren una adición de energía, es decir, un incremento del esfuerzo requerido.
- Endurecimiento por módulo: Cualquier diferencia entre el módulo de Young, *E*, de la matriz con el de las partículas precipitadas, implica un cambio de energía, constituyendo al esfuerzo a la cedencia, como el esfuerzo requerido para mover una dislocación. De tal manera que una partícula precipitada y la matriz, tendrán diferentes puntos de cedencia. Esta diferencia puede implicar un incremento en el esfuerzo requerido para cortar un precipitado.

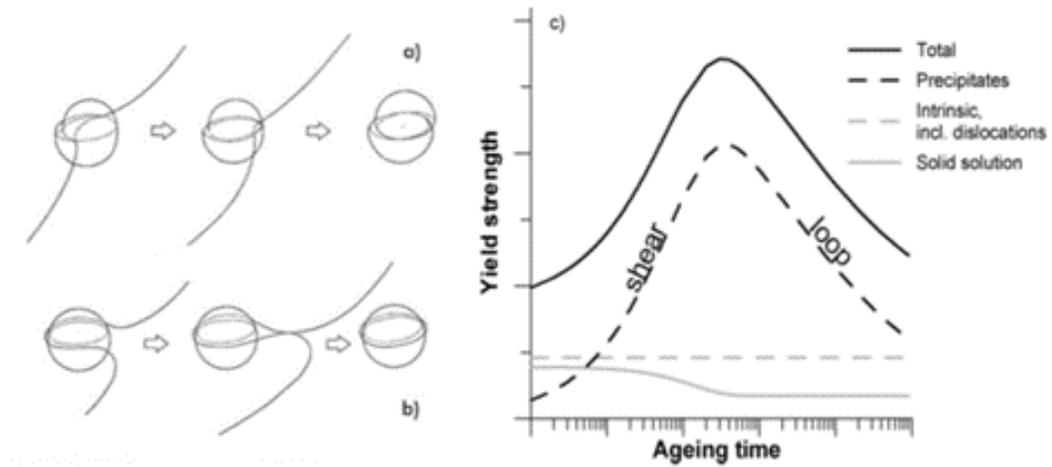


Figura 3.31 Mecanismos de deformación: a) Mecanismo de corte. b) Mecanismo de lazos de Orowan. c) Representación esquemática de las diferentes contribuciones de la resistencia al límite elástico total [205].

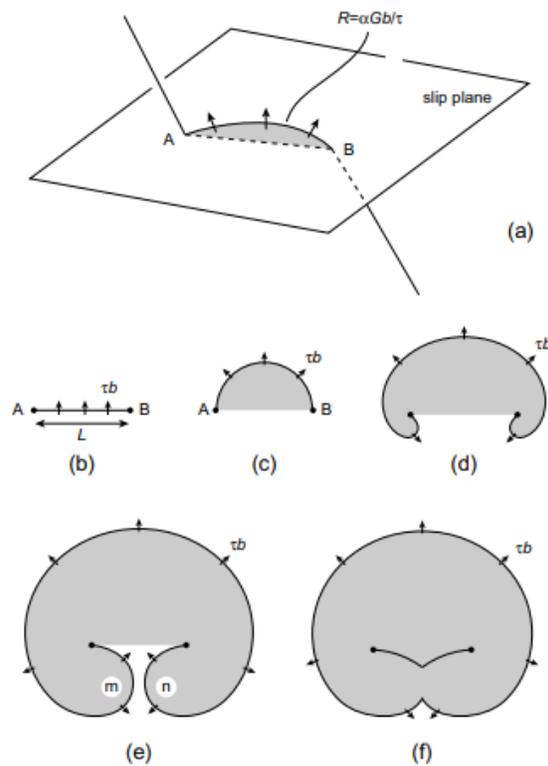


Figura 3.32 Representación esquemática del movimiento de dislocación en la fuente de Frank-Read. Se ha producido un deslizamiento de la unidad en el área sombreada [206].

CAPÍTULO IV

PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

4.1 Introducción

Para llevar a cabo los objetivos planteados en el presente estudio, se diseñó un procedimiento experimental que, llevado a cabo, permitió caracterizar, a través de los sistemas de ensayos¹¹, la microestructura, el comportamiento de las propiedades mecánicas estáticas y dinámicas, así como el comportamiento del efecto Bauschinger y el análisis fractográfico de las aleaciones hipoeutécticas A319 T7, A356 T6 y A356+0.5Cu T6. Que, a su vez, por distinción analógica, permitirá determinar el comportamiento durante la vida útil de componentes automotrices, como, por ejemplo, la cabeza de cilindros. Esto, a través del sistema de trabajo de disciplina, orden, limpieza (DOL) y con el uso correcto del equipo de protección personal (EPP). Lo cual, contribuyó al éxito, en la gestión de prevención de incidentes, durante el proceso de fundición de las aleaciones hipoeutécticas, teniendo siempre presente los riesgos implicados, así como durante todo el desarrollo del presente estudio (véase las Figuras 4.1 y 4.2). Por otra parte, otra región de interés son las bancadas del monobloque del motor, las cuales tienen una función estructural, en donde se aloja y gira el cigüeñal y, por lo tanto, una de las partes más importantes del circuito de lubricación; debiendo tener las bancadas la resistencia para soportar los esfuerzos internos provenientes del mecanismo manivela-biela-corredera.

¹¹ Los sistemas de ensayos (físicos, químicos, mecánicos, metalográficos, etc.) de materiales, tienen como fundamento caracterizar las propiedades físicas (área, densidad, ductilidad, dureza, elasticidad, fragilidad, longitud, masa, plasticidad, resistencia mecánica, rigidez, temperatura, esfuerzo mecánico, etc.) de un material, con base a una organización de normas internacionales (por ejemplo, las normas ASTM).

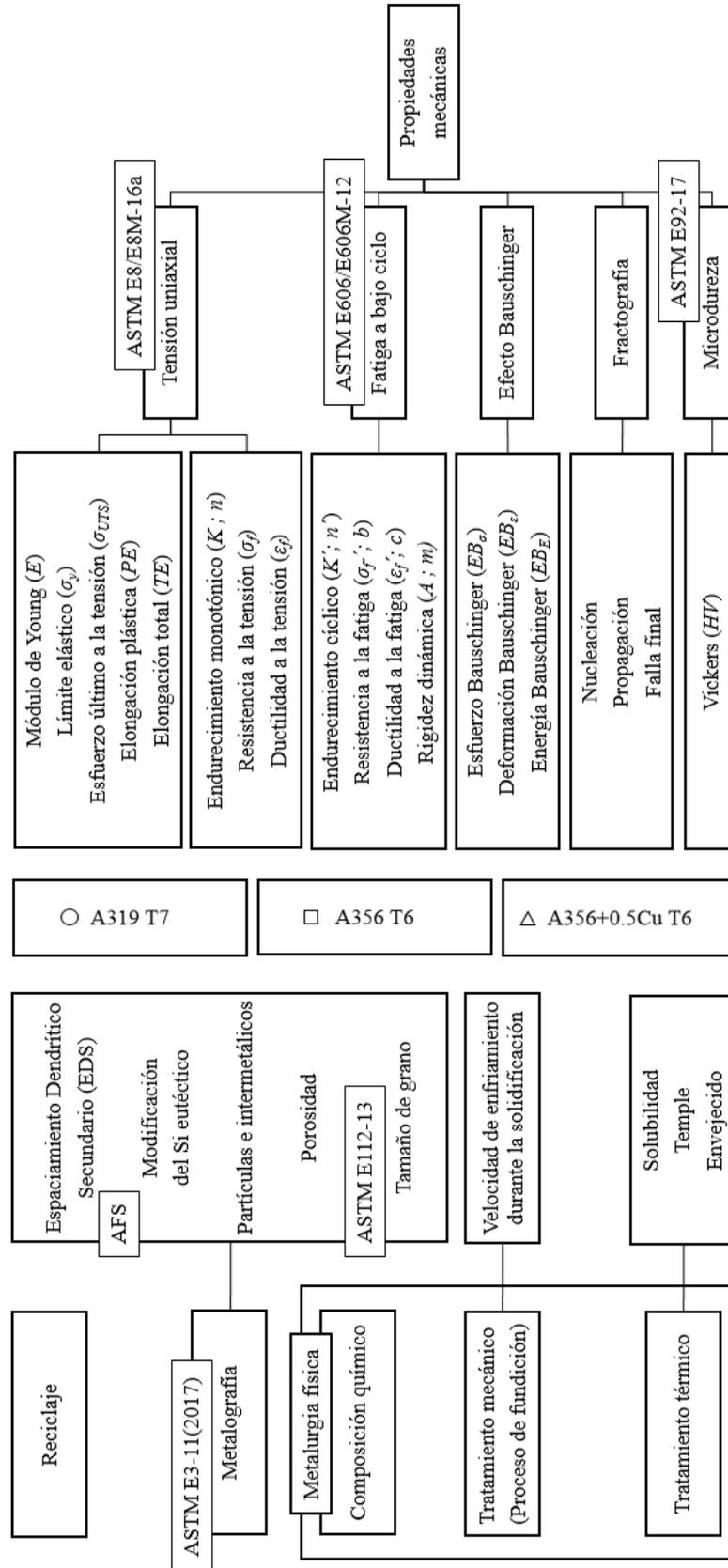


Figura 4.1 Representación esquemática del cruce entre los parámetros microestructurales y del proceso de manufactura, como la mutua determinación con los parámetros de las propiedades de las aleaciones hipoeutécticas [34, 54, 126, 129-131].

4.2 Proceso de vaciado

Los pasos para el vaciado por gravedad, a través de moldes de arena tipo cuña de las aleaciones A319 T7, A356 T6 y A356+0.5Cu T6, se presentan en la Figura 4.2.

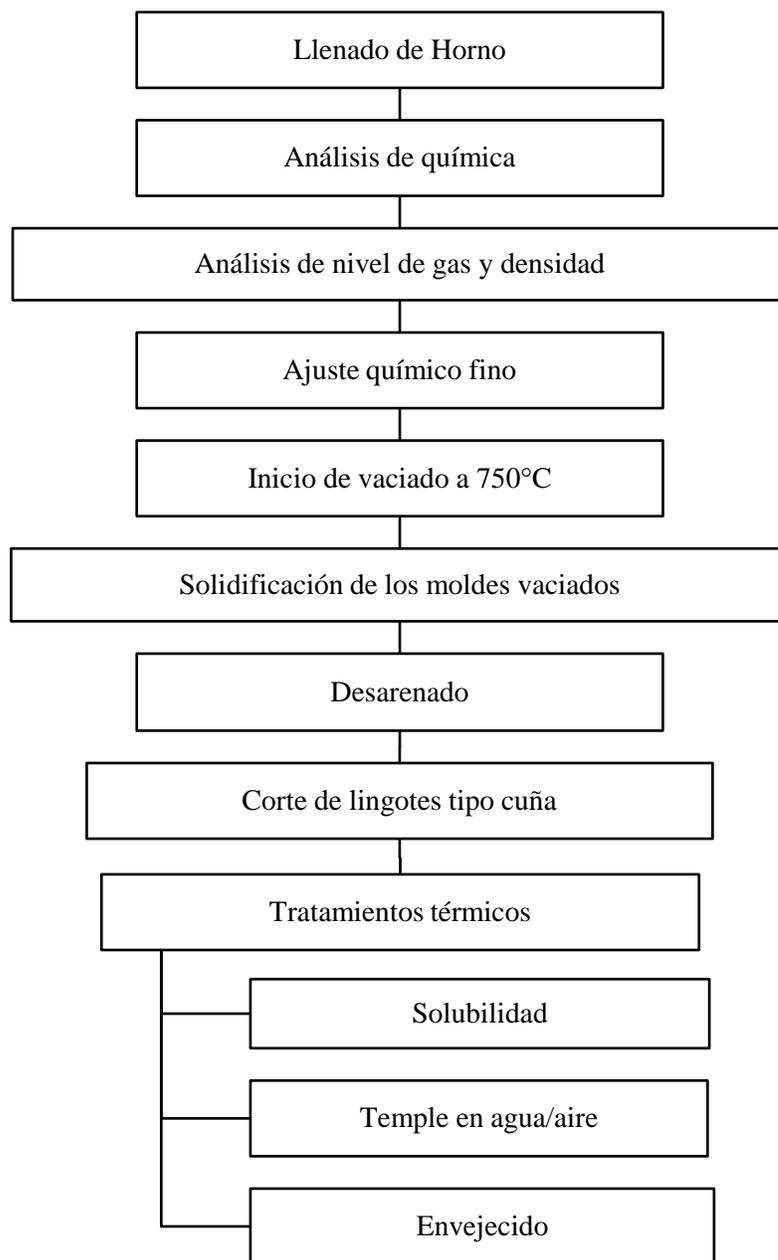


Figura 4.2 Representación esquemática de los parámetros del proceso de fundición de las aleaciones hipoeutécticas.

Por otro parte, las bancadas, al estar más alejadas de las cámaras de combustión (véase la Figura 4.3a) y, por lo tanto, de los esfuerzos y la temperatura que se generan en ellas, indica que la diferencia fundamental radica en que, si bien, las bancadas de motor (véase la Figura 4.3b) absorben todos los esfuerzos generados por los distintos comportamientos del pistón, empero, esto sucede en el campo elástico¹², a una frecuencia más alta, es decir, a fatiga de alto ciclo [84, 135]. Sin embargo, son de interés para futuros estudios, debido a que presentan parámetros microestructurales semejantes a las cámaras de combustión.

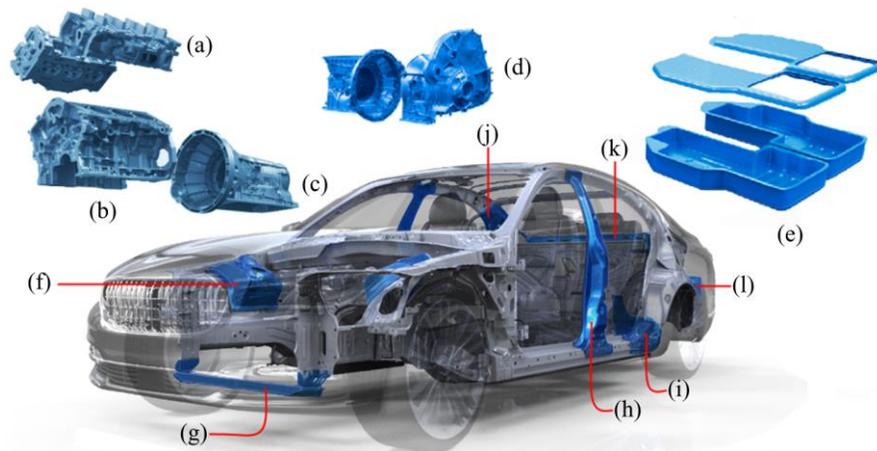


Figura 4.3 Tren motriz y componentes estructurales: a) Cabeza de cilindros. b) Monobloque. c) Caja de transmisión. d) Caja de transmisión (vehículos eléctricos). e) Carcasa de baterías (vehículos eléctricos). f) Torre de suspensión. g) Travesaño delantero. h) Poste b. i) Larguero trasero. j) Torres de suspensión trasero. k) Marco estructural. l) Refuerzo de cajuela.

¹². El mapeo de esfuerzos residuales, a través de galgas extensométricas y, a su vez, de la técnica de replicación de indentaciones, demostraron la presencia de campos de esfuerzos a lo largo de los puentes entre cilindros, del monobloque. Estos, generados a partir de los gradientes térmicos, como la mutua determinación con sus características de forma, es decir, vinculados al cambio de espesor de los puentes entre cilindros, aumentando considerablemente la magnitud de los esfuerzo residuales, al disminuir el espesor [52, 209].

La porosidad y el contenido de hidrógeno, disuelto en el metal fundido, se disminuyó con la inyección de gas nitrógeno, durante 15 minutos, a través de un insuflador rotatorio, ejes y rotores de grafito con punta estriada, así como un tubo desgasificador. Este sistema genera burbujas muy finas (o pequeñas) de gas inerte que, además, se distribuyen consistentemente a través del baño de metal, dentro del horno fusor marca Thermotronic, de 250 kg (véase las Figuras 4.4e y 4.4f). Lo cual mejoró la calidad del metal. Después del ajuste de la química de manera general, a través de un espectrómetro de chispa marca Espectrolab modelo LAVMB05B, se agregó al metal fundido la aleación maestra aluminio titanio-boro, como agente refinador, con el propósito de reducir el tamaño de grano. Posterior al ajuste fino, se corroboró que el análisis químico final estuviera dentro especificaciones (véase la Tabla 4.1), así como su nivel de porosidad y su densidad, esto último a través de una balanza de densidad (véase la Tabla 4.2). El vaciado por gravedad de 12 lingotes tipo cuña de cada aleación, se realizó de una misma carga del horno fusor, a 745°C.

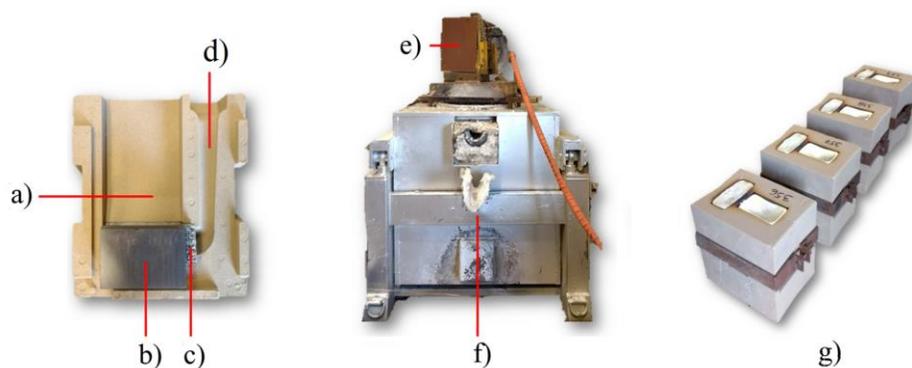


Figura 4.4 a) Molde de arena tipo cuña. b) Templadera de hierro gris. c) Filtro de fundición. d) Canal de alimentación. e) Equipo desgasificador. f) Horno fusor, de 250 kg. g) Solidificación del molde vaciado.

Tabla 4.1 Composición química de las aleaciones hipoeutécticas.

Sistema de aleaciones	Si	Cu	Fe	Mn	Mg	Ti	B	Sr
	%	%	%	%	%	%	ppm	ppm
A319	8.17	3.09	0.69	0.402	0.29	0.16	8.78	185.52
A356	7.40	0.07	0.17	0.08	0.37	0.18	21.81	166.45
A356+0.5Cu	7.22	0.58	0.15	0.08	0.26	0.13	23.60	128.56

A través de una templadera de hierro, en la base del molde, se generaron gradientes térmicos y una solidificación direccional. Una vez ocurrida la solidificación, y dejando enfriar a temperatura ambiente los moldes vaciados, se prosiguió al desarenado de los lingotes tipo cuña (véase la Figura 4.5a), así como al corte del canal de alimentación.

4.3 Obtención de muestras

Se cortaron los 12 lingotes tipo cuña con una sierra cinta, obteniendo un total de 144 barras prismáticas (véase la Figura 4.5). El Nivel 2 presentó parámetros microestructurales semejantes, como, por ejemplo, a las cámaras de combustión, en la cabeza de cilindros, a través de las velocidades de enfriamiento, durante la solidificación. Por lo cual, se seleccionó dicho nivel.

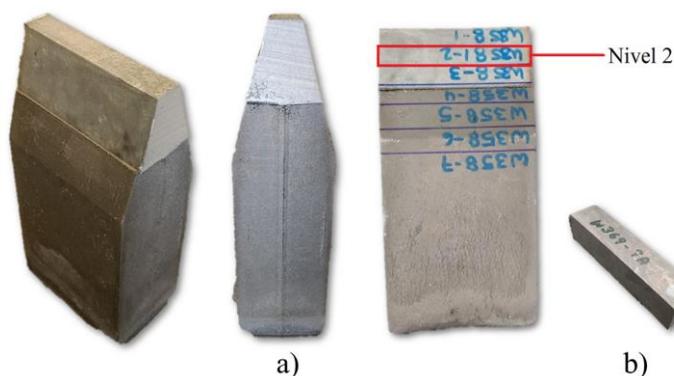


Figura 4.5 a) Nivel 2 del lingote tipo cuña. b) Barra prismática.

4.4 Tratamiento térmico

Todas las barras prismáticas fueron tratadas térmicamente en un horno tipo mufla (véase la Tabla 4.2). Las barras de la aleación A319 fueron sometidas a un tratamiento térmico T7. Esto es, un tratamiento de solubilidad durante 5 horas, a 495°C, seguido de una inmersión en agua en ebullición y un sobreenvejecimiento durante 4.5 horas, a 240°C. Las barras de las aleaciones A356 y A356+0.5Cu fueron sometidas a un tratamiento T6. Esto es, un tratamiento de solubilidad durante 5 horas, a 530°C, seguido de un enfriamiento con aire forzado y un envejecimiento durante 4.5 horas, a 180°C.

Tabla 4.2 Tratamientos térmicos de las aleaciones hipoeutécticas.

Sistema de aleaciones	T.T.	Solución	Temple	Envejecido
A319	T7	5 horas a 495°C	Agua a 90°C	4.5 horas a 240°C
A356	T6	5 horas a 530°C	Aire 90-100°C/min	4.5 horas a 180°C
A356+0.5Cu	T6	5 horas a 530°C	Aire 90-100°C/min	4.5 horas a 180°C

Nota: Tratamiento térmico (T.T.)

4.5 Propiedades mecánicas

Para la medición de las propiedades mecánicas estáticas, a través de ensayos de tensión uniaxial, se maquinaron 96 probetas de tensión en su condición de tratamiento térmico, con base en la norma ASTM E8/E8M-16a [54] (véase la Figura 4.6). En tanto que para la medición de las propiedades mecánicas dinámicas, se maquinaron 48 probetas de fatiga a bajo ciclo en su condición de tratamiento térmico, con base en la norma ASTM E606/E606M-12 [126] (véase la Figura 4.8).

El acabado superficial fino de la longitud calibrada de dichas probetas, a través de un papel abrasivo marca Struers, de grano 2,400, permitió eliminar líneas del maquinado, impureza de la superficie, entalladura o marca que pudiera generar concentradores de esfuerzos y, con ello, propiciar la nucleación de grieta.

Tabla 4.3 Matriz experimental de los sistemas de ensayos de las aleaciones hipoeutécticas.

Sistema de Ensayo	Amplitud de deformación ϵ_a (%)	Sistema de aleaciones			
		A319 T7	A356 T6	A356+0.5Cu T6	Total
		Número de probetas			
Tensión	...	24	24	24	96
	0.30	4	4	4	
Fatiga	0.35	4	4	4	48
	0.40	4	4	4	

4.5.1 Ensayo de tensión

La medición de las propiedades mecánicas estáticas, a temperatura ambiente, se realizó en la máquina de tensión marca Zwick/Roell modelo Z100, de 100 kN (véase la Figura 4.7), a través del programa para ensayos de tensión marca testXpert II, controlados a una velocidad de deformación de 5 mm/min, con base en las normas ASTM E8/E8M-16a [54] y ASTM B557-02 [127].

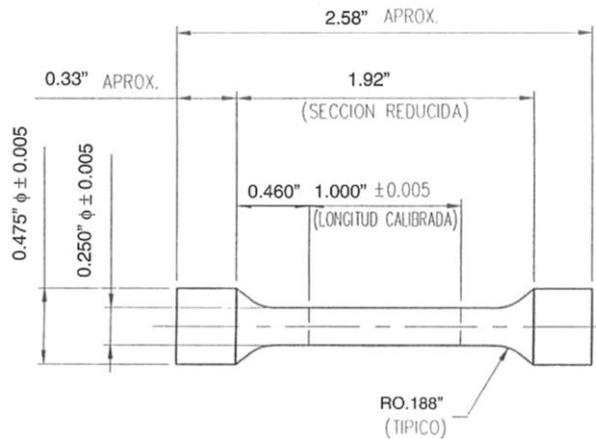


Figura 4.6 Espécimen de ensayo de tensión. Norma ASTM E8/E8M-16a [54] y ASTM B557-02 [127].



Figura 4.7 Máquina de tensión marca Zwick/Roell modelo Z100, de 100 kN.

Se determinó el límite elástico trazando una línea recta paralela a la pendiente de la gráfica de tensión, partiendo del 0.2% de deformación, región donde ocurrió la transición entre el campo de deformación elástica y plástica. Lo cual, permitió determinar los parámetros del ensayo de fatiga a bajo ciclo.

4.5.2 Ensayo de fatiga a bajo ciclo

El ensayo de fatiga a bajo ciclo, a temperatura ambiente, se realizó en la máquina de fatiga servohidráulica marca Zwick/Roell modelo Amsler HC25, de 25 kN (véase la Figura 4.9), controlada a través del software para ensayos de fatiga marca testXpert Research, a una amplitud de deformación constante y frecuencia baja, con base en las normas ASTM E606/E606M-12 [126] y SAE J1099_197502 [128].

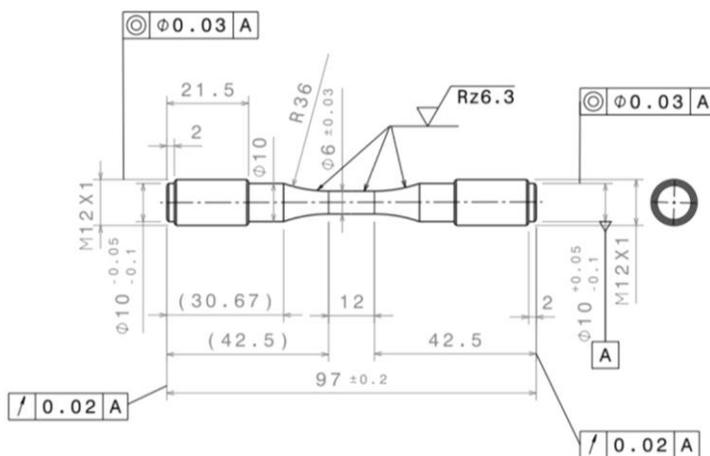


Figura 4.8 Espécimen de ensayo de fatiga a bajo ciclo. Norma ASTM E606/E606M-12 [126] y SAE J1099_197502 [128].



Figura 4.9 Máquina de fatiga servohidráulica marca Zwick/Roell modelo Amsler HC, de 25 kN.

El ensayo de fatiga a bajo ciclo, completamente reversible ($R=-1$), con forma triangular, a 5 Hz, permitieron controlar y medir la deformación axial, a través de un extensómetro sujeto en la longitud calibrada de la probeta, la amplitud deseada (véase la Tabla 4.3). Las variaciones del esfuerzo y deformación plástica, se registraron periódicamente a lo largo del ensayo, hasta los 10^5 ciclos o hasta que se produjo la fractura por fatiga. Esto es, el punto en el que la fuerza máxima (a tensión) o módulo elástico (tal como se mide cuando se descarga desde un esfuerzo máximo de tensión) disminuyó en aproximadamente un 50% por la presencia de grietas o hasta ocurrir la falla por fatiga.

Por otra parte, las probetas que no fallaron, durante el ensayo de fatiga, se ensayaron en tensión, esto con el fin de caracterizar la superficie de las fracturas, es decir, el sitio de nucleación y la propagación de la grieta por fatiga. Para asegurar que la alineación de la máquina no interfiriera en el ensayo, una vez producida la falla por fatiga, y sin desmontar la probeta de la máquina, se localizó y monitoreó la nucleación de la fractura a través de un diagrama de reloj.

4.6 Metalografía

Al término del ensayo de fatiga a bajo ciclo, se cortaron los especímenes cercanos a la fractura (véase la Figura 4.10), teniendo cuidado en su manejo para no alterar la fractura y microestructura, para su estudio.

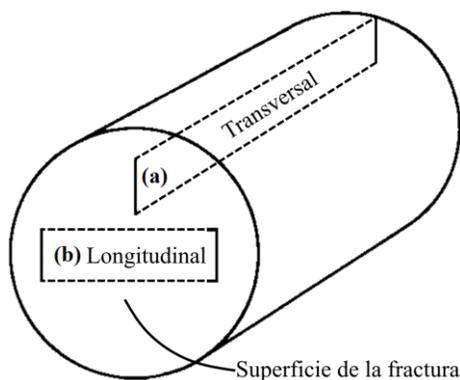


Figura 4.10 a) Área de la sección transversal cercana a la fractura de los especímenes de los ensayos de fatiga. b) Área de la sección longitudinal radial cercana a la fractura de los especímenes de los ensayos de tensión.

Para el análisis fractográfico y metalográfico de las muestras, se limpiaron de cualquier residuo en la superficie de la fractura con acetona, en un limpiador ultrasónico, con el fin de determinar el tamaño y el tipo de defecto que originó la nucleación de la grieta de fatiga, así como la distancia y el área de propagación de la grieta, a través de microscopía electrónica de barrido (SEM) y microscopía óptica (OM).

4.6.1 Preparación metalográfica

Después del análisis fractográfico, se procedió a la preparación metalográfica de los especímenes de los ensayos de fatiga y de tensión para su examinación, a través microscopía óptica (OM). Para ello, se montaron las muestras en resina termoendurecible marca Struers modelo ClaroFast (véase la Figura 4.11), permitiendo un manejo conveniente durante el desbaste manual con una pulidora marca Allied modelo TwinPrep 3 (véase la Figura 4.12), con base en la norma ASTM E3-11(2017) [129].

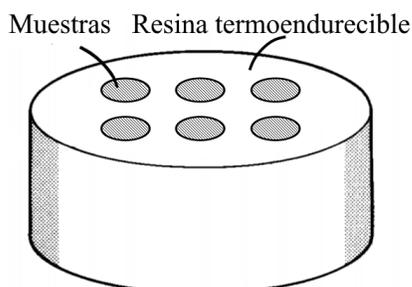


Figura 4.11 Preparación metalográfica de las muestras.



Figura 4.12 Máquina desbaste/pulido para preparación manual de muestras marca Allied modelo TwinPrep 3.

El desbaste progresivo con papel abrasivo marca Struers, de grano 60, 180, 320, 500, 800, 1,200 y 2,400, se realizó agregando agua para eliminar los restos del pulido y actuar como lubricante y refrigerante. El acabado a espejo, durante el pulido final, se realizó agregando alúmina de 1 μm en suspensión acuosa sobre el paño tipo billar marca Lapmaster Wolters Metallographic modelo 10" Billiard PSA Backed Polishing Cloths. Al final del proceso, las muestras se limpiaron y se identificaron, evitando tocar la superficie pulida con los dedos u otro objeto, para no mancharla o rayarla.

4.6.2 Microscopía óptica

La caracterización óptica macro/microestructural, al término de la preparación metalográfica, se realizó a través de un microscopio óptico marca Olympus modelo PM63 (véase la Figura 4.13a), un estereoscópico marca Olympus modelo SZH10 (véase la Figura 4.13b) y un analizador de imagen marca Clemex Vision, así como Microscopio digital marca Keyence modelo VHX-7000 (véase la Figura 4.13c).

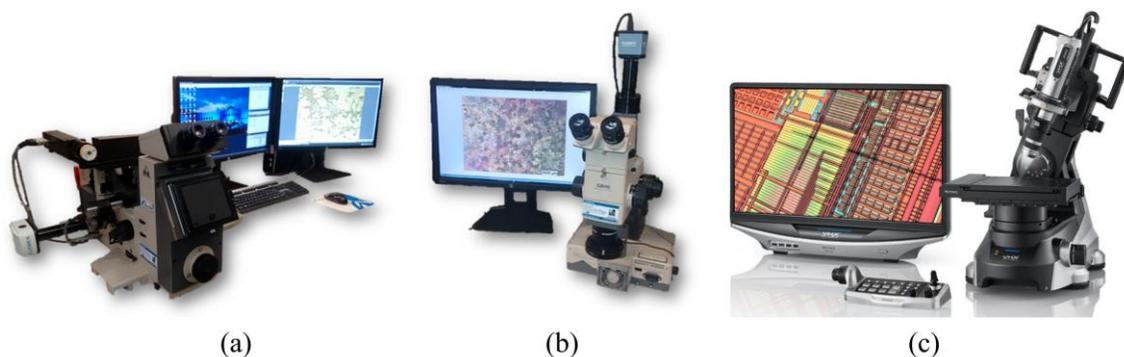


Figura 4.13 a) Microscopio óptico marca Olympus modelo PM63. b) Estereoscopio marca Olympus modelo SZH10. c) Microscopio digital marca Keyence modelo VHX-7000.

4.6.3 Microscopía electrónica de barrido

El análisis de la superficie de la fractura de los especímenes de los ensayos de tensión y fatiga, se realizó a través de los detectores de electrones retrodispersados (BED-S) y secundarios (SED) de un microscopio electrónico de barrido (SEM) marca Jeol modelo JSM-IT300LV (véase la Figura 4.14), permitiendo caracterizar la superficie de las fracturas a tensión, así como determinar el tamaño y el tipo de defecto que originó la nucleación de la grieta de fatiga, así como la distancia y el área de propagación. El análisis elemental y químico de la muestra, a través de espectroscopía de rayos X dispersión de energía (EDX), se realizó en un equipo Oxford International modelo X-MAX^N, permitiendo el análisis por mapeo y puntual semi-cuantitativo de la composición química de las partículas presentes, así como microconstituyentes intermetálicos.



Figura 4.14 Microscopio electrónico de barrido (SEM) marca Jeol modelo JSM-IT300LV.

4.6.4 Espaciamiento dendrítico secundario

La medición del espaciamiento dendrítico secundario (EDS), se realizó a través de microscopía óptica y un analizador de imagen, a 50x, determinando al dividir la distancia total de una serie de, por lo menos, 4 brazos dendríticos entre el mismo número de brazos, permitiendo calcular, a partir de 5 mediciones, el valor de la media.

4.6.5 Porcentaje de porosidad y tamaño de poro máximo

La medición del porcentaje de porosidad y el tamaño de poro máximo, se realizó a través de microscopía óptica y un analizador de imagen, a 50x, discriminando en tonos grises para medir, en 10 campos, la fracción del área ocupada por los poros, así como realizando un análisis estadístico de los resultados.

4.6.6 Nivel de modificación de la fase eutéctica de silicio

La medición de la modificación morfológica de Si eutéctico, se realizó a través de microscopía óptica y un analizador de imagen, a 200x, con base en el comparativo con los estándares de la American Foundrymen's Society (AFS) [34]. Donde el número 1 corresponde a silicio laminar y el número 6 a silicio sobremodificado.

4.6.7 Microdureza Vickers

La medición de la microdureza Vickers (HV), se realizó a través de un microdurómetro marca Future Tech modelo FM, con base en la norma ASTM E92-17 [130]. Para lo cual, se empleó una carga de 100 gramos, durante 15 segundos, con un penetrador en forma de pirámide. Por otra parte, cercano a la grieta de fatiga, se realizó un perfil de microdureza centrando la indentación lo más posible en el campo del microscopio, con una distancia entre cada huella de 40 μm , permitiendo medir sus diagonales, tomando su valor medio para calcular el número de la microdureza Vickers.

4.6.8 Ataque químico

El ataque químico, se realizó sumergiendo la muestra durante 5 minutos en solución Keller, compuesta por: 0.5 partes de ácido fluorhídrico, 2.5 partes de ácido nítrico, 1.5 partes de ácido clorhídrico y 95.5 partes de agua destilada.

4.6.9 Tamaño de grano

La medición del tamaño de grano, se realizó a través de un estereoscopio y un analizador de imagen, a 250x, con el método de intersecciones, posterior al ataque químico. Esto consistió en contar el número de granos que cruzaron una línea trazada, con base en la norma ASTM E112-13 [131], permitiendo calcular, a partir de 5 mediciones, el valor de la media.

CAPÍTULO V

RESULTADOS Y DISCUSIÓN

5.1 Introducción

En este capítulo se presenta el análisis y la discusión de la caracterización, a través de los sistemas de ensayos, de las aleaciones hipoeutécticas A319 T7, A356 T6 y A356+0.5Cu T6. Para ello, se desarrolló metódicamente el cruce del marco categorial (véase la Figura 4.1), lo cual, permitió caracterizar el comportamiento, en el campo plástico, de los mecanismos de endurecimiento de dichas aleaciones. Esto es, el cruce entre los parámetros microestructurales y del proceso de fundición (o moldeo), como la mutua determinación con los parámetros de las propiedades mecánicas, y viceversa. De tal manera que cada categoría¹³ fue, sin embargo, una determinación determinada determinante¹⁴.

¹³ Las categorías son las diferentes formas o configuraciones a través de las cuales, analíticamente, el concepto es desarrollado racionalmente; en tanto que son los instrumentos metodológicos para efectuar la explicación y la interpretación de los fenómenos [113] (por ejemplo, la fatiga de materiales).

¹⁴ Este pasaje de las propiedades reales (físico, química, mecánica, etc.) de una determinación a otra es dialécticamente expresada como negación (mejor, como subsunción), que culmina como afirmación en la determinación siguiente. Ello es así, porque la determinación es el proceso mediante el que se precisa un objeto o un concepto a través de sus predicados (o determinaciones), pero dicho proceso es negativo, ya que determinar un objeto implica excluir todas las características y predicados que no le pertenecen [113]. De tal manera que las determinaciones abstractas en tanto definidas son conceptos, y en cuanto instrumentos interpretativo son categorías.

5.2 Análisis químico

El análisis químico permitió determinar a qué sistema¹⁵ de aleaciones pertenecieron dichas aleaciones (véase la Tabla 5.1). De tal manera que, por su contenido de Si, la aleación A319 (Al-8.17Si-3.09Cu) perteneció al sistema de aleaciones hipoeutécticas Al-Si-Cu, en tanto que las aleaciones A356 (Al-7.39Si-0.37Mg) y A356+0.5Cu (Al-7.22Si-0.26Mg) pertenecieron al sistema de aleaciones hipoeutécticas Al-Si-Mg [12-15]. Siendo característico de dichos sistemas de aleaciones, la formación de la reacción eutéctica Al-Si, como se observa en las Figuras 5.1 a 5.6, respectivamente.

Por otra parte, el proceso de fundición de la aleación A319, a partir de metal reciclado de chatarra, presentó un rango más amplio de elementos como impurezas adicionales; en tanto que las aleaciones A356 y A356+0.5Cu, a partir de lingote de aluminio primario, fueron versiones de mayor pureza, presentando un rango de impurezas, de elementos, más específicos y limitados [10-12, 18-20]. Por otra parte, al ser vaciadas los lingotes tipo cuña de una misma carga del horno, de donde se obtuvieron los especímenes, no existió la posibilidad de variaciones significativas en su composición química; siendo dichas aleaciones mezclas sólidas homogéneas.

¹⁵ El concepto de sistema es más abstracto que el de campo y, por lo tanto, menos complejo que mundo, como la totalidad de sentido de lo que aparece (el fenómeno) [113], por lo que hay muchos sistemas en un campo, así como hay muchos campos en un mundo. De tal manera que, un sistema define y fundamenta (desde dicha totalidad de sentido) sus momentos funcionales con base en un criterio esencial y, a su vez, como una categoría analítica, con estructura, composición y entorno. En particular, la metalurgia como subcampo de la física, tiene sistemas materiales (químico, mecánico, térmico, etc.), que, a su vez, tienen mecanismos (o procesos) y solo algunos tienen figura (forma); por ejemplo, las aleaciones de aluminio hipoeutécticas, como un sistema material (de aleaciones no ferrosas), son mezclas sólidas homogéneas de elementos metálicos, con algunos elementos no metálicos, donde los elementos presentes en mayor proporción, determinan el sistema de aleaciones (por ejemplo, el sistema Al-Si).

Tal como se discutirá más adelante, el aumento de las propiedades mecánicas, en dichas aleaciones, se dio a través de mecanismos de endurecimiento¹⁶ por la adición de elementos aleantes. Esto es: a través del endurecimiento en: solución sólida [40-42], por refinamiento del tamaño de grano [20, 27-29], por dispersión [43-45], así como por precipitación o envejecimiento artificial [46-49]. A su vez, el endurecimiento por deformación tiene como fundamento la resistencia a la formación y movimiento de las dislocaciones a través de la estructura cristalina, aumentando la resistencia del material a medida que se produce la deformación plástica (irreversible) [49, 51].

5.2 Metalografía

La caracterización microestructural de las aleaciones hipoeutécticas A319 T7, A356 T6 y A356+0.5Cu T6, a través de los ensayos metalográficos, permitió obtener una descripción detallada de sus parámetros microestructurales constitutivos, los cuales, determinaron las propiedades de dichas aleaciones [13, 14, 24]. Que, a su vez, por distinción analógica, permitió determinar el comportamiento durante la vida útil de componentes automotrices, como, por ejemplo, la cabeza de cilindros. La cual, experimenta principalmente dos tipos de daño en servicio: fatiga termomecánica y fatiga a bajo ciclo [132-134]. Por otra parte, el aumento en la velocidad de enfriamiento, a través de un molde de arena sílica con forma de cuña y una templadera de hierro en la base, permitió una solidificación direccional y, a su vez, una reducción en el tamaño y distribución de microconstituyentes, así como influyendo en su morfología, como se observa en las Figura 5.1 a 5.6, respectivamente. Estos parámetros son: el espaciamiento dendrítico secundario (EDS) [23, 24], el tamaño del grano [18, 24-26], la modificación del Si eutéctico [30-32] y la porosidad [34, 35, 39, 135].

¹⁶ Los mecanismos están constituidos por procesos técnicos (físico, químico, mecánico, térmico, etc.) de un sistema físico, que son productivos del comportamiento de fenómenos sucesivos o determinados entre sí, como, por ejemplo, los mecanismos de endurecimiento, incrementan la dureza y la resistencia de los materiales al impedir la formación y el movimiento de las dislocaciones.

Tabla 5.1 Composición química de las aleaciones hipoeutécticas.

Sistema de aleaciones	Si	Cu	Fe	Mn	Mg	Zn	Ti	Cr	Sr	B
	%	ppm	ppm							
A319	8.166	3.089	0.691	0.402	0.287	0.530	0.162	0.037	185.52	8.772
A356	7.399	0.066	0.165	0.076	0.373	0.016	0.184	0.002	166.45	21.810
A356+0.5Cu	7.223	0.581	0.152	0.077	0.260	0.027	0.127	0.004	128.56	23.600



Figura 5.1 Microestructura de la aleación A319 T7, a 50x.

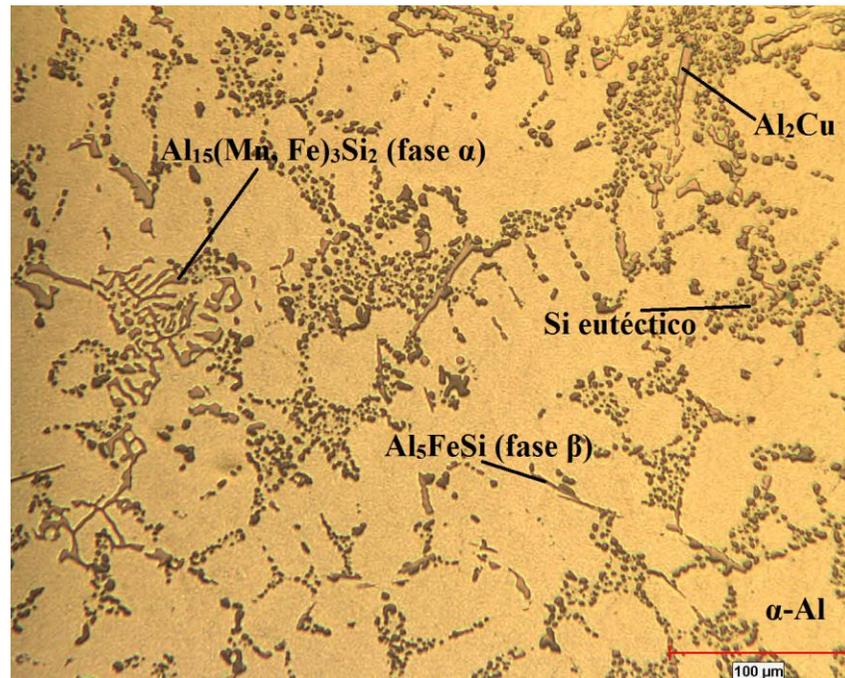


Figura 5.2 Microestructura de la aleación A319 T7, a 200x.

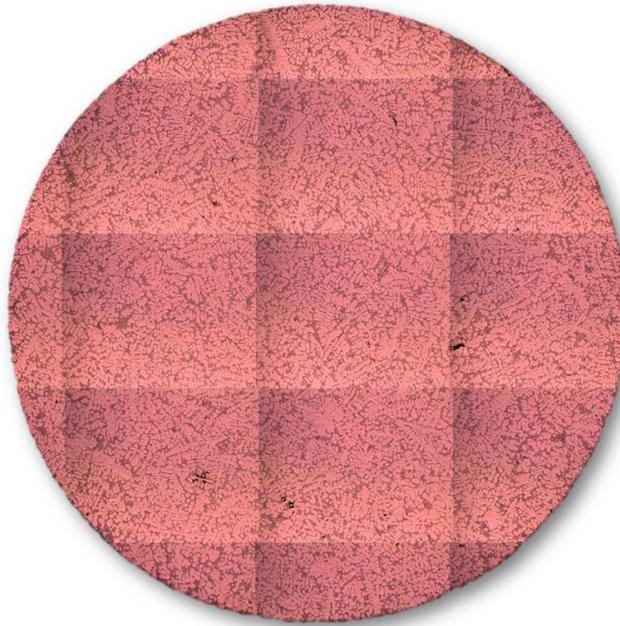


Figura 5.3 Microestructura de la aleación A356 T6, a 50x.

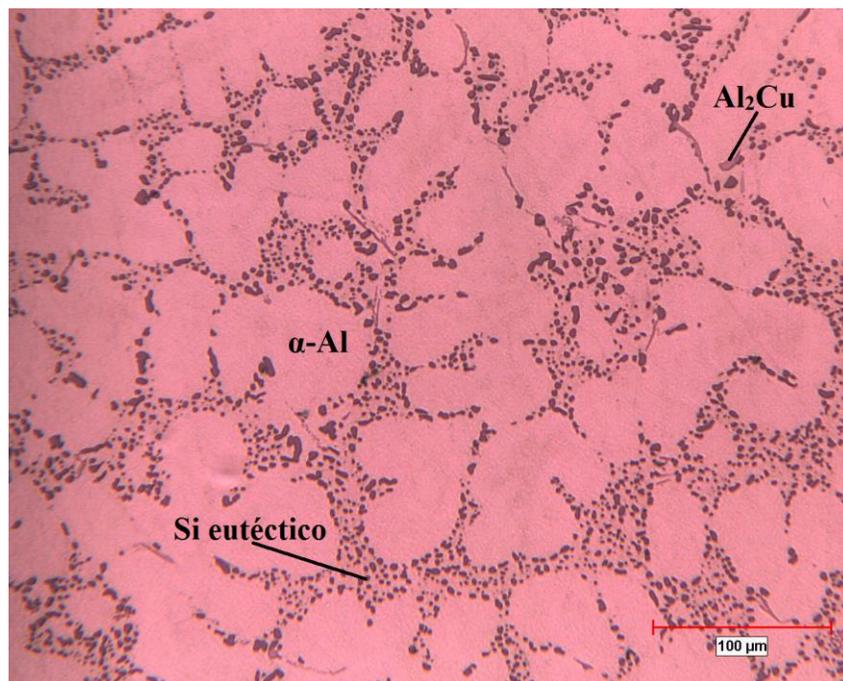


Figura 5.4 Microestructura de la aleación A356 T6, a 200x.



Figura 5.5 Microestructura de la aleación A356+0.5Cu T6, a 50x.

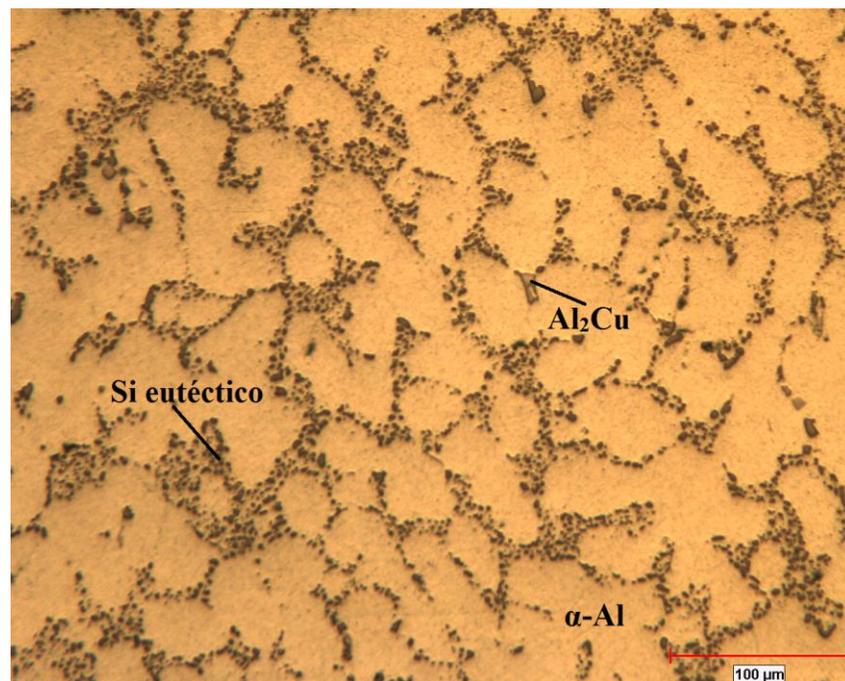


Figura 5.6 Microestructura de la aleación A356+0.5Cu T6, a 200x.

Tabla 5.2 Parámetros microestructurales de las aleaciones hipoeutécticas.

Sistema de aleaciones	EDS	Porosidad media	Porosidad máxima	Microdureza	Tamaño de grano	ASTM	Grado de modificación
	μm	%	μm	HV	μm	E112-13	AFS
A319 T7	32	0.02	29.97	113	319	F	4
A356 T6	33	0.03	55.77	105	319	F	4
A356+0.5Cu T6	33	0.01	31.37	104	318	F	4

Nota: Espaciamiento dendrítico secundario (EDS). Dureza Vickers (HV) Tamaño de grano (ASTM E112-13). American Foundrymen's Society (AFS) [131].

5.2.1 Microconstituyentes

La secuencia de precipitación de fases en las aleaciones hipoeutécticas A319, A356 y A356+0.5Cu ocurrió, en un primer momento, con la formación de la red dendrítica de α -Al y la reacción eutéctica Al-Si [23, 24, 31, 32, 164], así como con los microconstituyentes intermetálicos predendríticos¹⁷ α -Al₁₅(Mn, Fe)₃Si₂ y β -Al₅FeSi [163-166, 205, 208]. En tanto que, hacia el final del proceso de solidificación, continuó con la precipitación de fases eutécticas secundarias Al₂Cu y β -Mg₂Si [47-48, 205, 208]. Esto se discutirá con mayor detalle más adelante.

5.2.2 Espaciamiento dendrítico secundario

En la Tabla 5.2 se presenta la medición del espaciamiento dendrítico secundario (EDS) de las aleaciones A319 T7 (32 μ m), A356 T6 (33 μ m) y A356+0.5Cu T6 (33 μ m). Si bien, se ha dicho ya que, a través de la velocidad de enfriamiento, se mejoraron las propiedades mecánicas de dichas aleaciones [23, 24], cabe señalar que en este estudio se seleccionó una sola velocidad de enfriamiento, durante la solidificación¹⁸. Esto, correspondió al Nivel 2 del lingote tipo cuña (véase la Figura 4.5) [135, 167, 168]. De tal manera que, como se observa en las Figuras 5.1 a 5.3, respectivamente, dichas aleaciones presentaron un espaciamiento dendrítico secundario semejante al que presentan, como, por ejemplo, las cámaras de combustión interna, en la cabeza de cilindros y, a su vez, una estructura eutéctica más fina y con dimensiones menores [132-136, 163].

¹⁷ 164 Estudios como el de Samuel E, et al, exponen que la fase α -Fe podría aparecer como poliedros si solidifica antes de que ocurra la reacción eutéctica [164, 174].

¹⁸ Esto fue posible a través del molde de arena sílica con forma de cuña y una templadera de hierro en la base, permitiendo una solidificación direccional.

5.2.3 Modificación eutéctica

En la Tabla 5.2 se presenta la medida del grado de modificación morfológica de la reacción eutéctica Al-Si de las aleaciones A319 T7 (Sr: 185 ppm), A356 T6 (Sr: 166 ppm) y A356+0.5Cu T6 (Sr: 128 ppm), con base en el sistema de valoración de la AFS [34]. De tal manera que la adición de Sr, como modificador eutéctico químico¹⁹, permitió obtener una modificación grado 4, en dichas aleaciones [30-32, 169]. Esto es, como se observa en las Figuras 5.1 a 5.6, respectivamente, una estructura eutéctica fina y redondeada del Si eutéctico.

5.2.4 Porosidad

En la Tabla 5.2 se presenta la medición del tamaño y la distribución de la porosidad de las aleaciones A319 T7 (\bar{x} : 0.02), A356 T6 (\bar{x} : 0.03) y A356+0.5Cu T6 (\bar{x} : 0.01). La porosidad se atribuyó a la formación de burbujas de hidrógeno en el metal líquido, así como a la contracción durante la solidificación, como se observa en las Figuras 5.1 a 5.6, respectivamente. Por otra parte, tal como se discutirá más adelante, el principal sitio de nucleación de la grieta por fatiga, se originó en la porosidad cercana a la superficie y de mayor tamaño, actuando como un concentrador de esfuerzos [34,35, 135]. A partir de dicha premisa, se deduce que al ser nulo el tiempo de nucleación, en un defecto inherente al proceso de vaciado, la vida a fatiga se limitó por la tasa de la propagación de la grieta, a través de regiones con mayor densidad de defectos y partículas quebradizas, hasta presentarse la falla [39, 137-139].

¹⁹ Estudios como el de Esmeralda-Gómez A.G, exponen cómo el aumento en la velocidad de enfriamiento, durante la solidificación direccional y, posteriormente, a través del tratamiento térmico de solución, potencian el efecto de modificación de la estructura de la reacción eutéctica Al-Si [30-32, 168].

5.2.5 Refinamiento del grano

En la Tabla 5.2 se presenta la medición del tamaño de grano promedio de las aleaciones A319 T7 (\bar{x} : 319 μm), A356 T6 (\bar{x} : 319 μm) y A356+0.5Cu T6 (\bar{x} : 318 μm), con base en la norma ASTM E112-13 [131]. De tal manera que la adición de la aleación maestra²⁰ AlTi5B1 [27-29], como agente nucleante para el refinamiento del tamaño de grano, en el Nivel 2 (véase la Figura 4.5), evitó la formación de granos columnares (alargados) orientados perpendicularmente a la pared de la templadera de hierro, en la base del molde de arena. Esto, a través de la nucleación de granos finos (F) y equiaxiales²¹, en dichas aleaciones, como se observa en las Figuras 5.7 a 5.9, respectivamente.

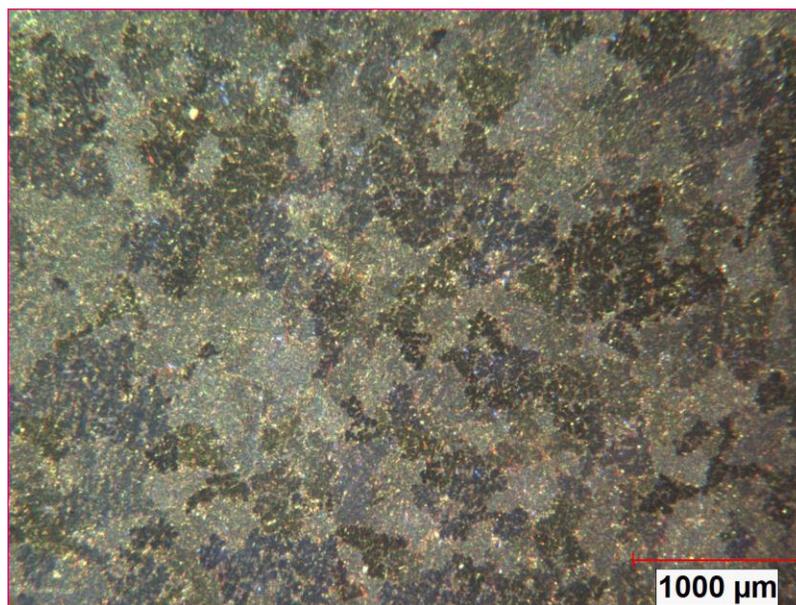


Figura 5.7 Tamaño de grano de la aleación A319 T7, a 250x.

²⁰ Relación Ti:B, en las aleaciones hipoeutécticas: A319 T7 (Ti:B 0.162%:8.772 ppm), A356 T6 (Ti:B 0.184%:21.810 ppm) y A356+0.5Cu T6 (Ti:B 0.127%:23.600 ppm).

²¹ El tamaño de grano no es un parámetro fundamental que determine las propiedades mecánicas de las aleaciones de aluminio hipoeutécticas [18, 24-26], como sí lo son otros parámetros microestructurales, como, por ejemplo, la porosidad, el espaciamiento dendrítico secundario, así como la presencia de partículas precipitadas e intermetálicos.

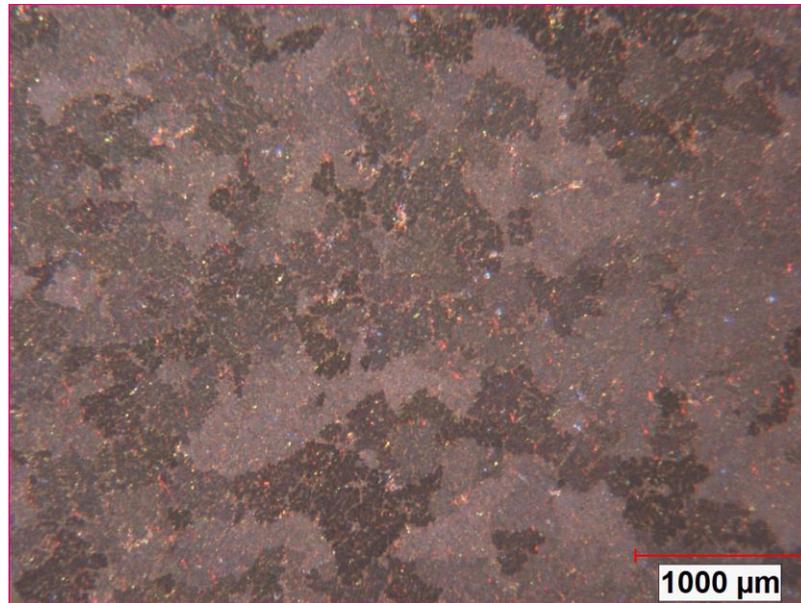


Figura 5.8 Tamaño de grano de la aleación A356 T6, a 250x.

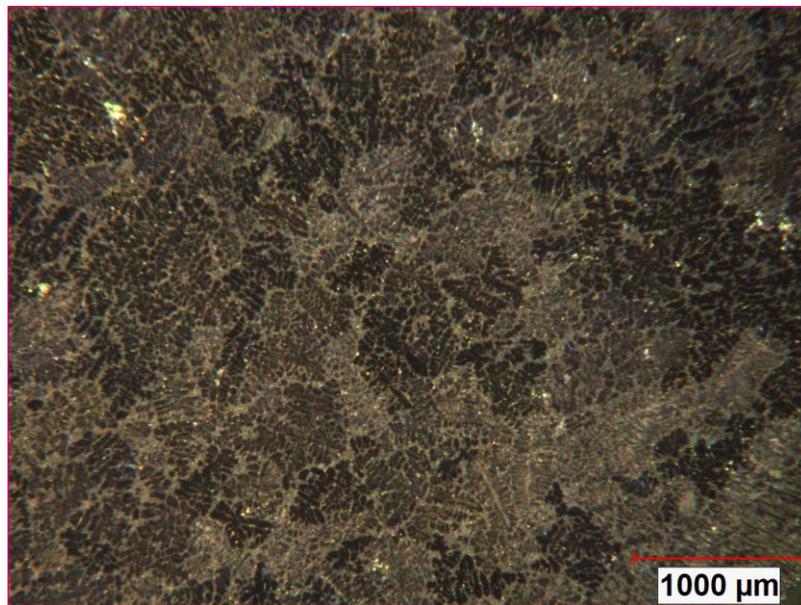


Figura 5.9 Tamaño de grano de la aleación A56+0.5Cu T6, a 250x.

5.3 Tratamiento térmico

Las categorías fundamentales de la metalurgia física son: la composición química, el tratamiento mecánico (por ejemplo, proceso de fundición o moldeo) y los tratamientos térmicos (véase la Figura 4.1). Las propiedades mecánicas de las aleaciones hipoeutécticas A319 T7, A356 T6 y A356+0.5Cu T6, ante un esfuerzo aplicado, son determinadas tanto por su composición química como por su estructura cristalina, por otra parte, a través de los tratamientos térmicos, es posible modificar dicha estructura cristalina sin modificar su composición química, ofreciendo una amplia gama de oportunidades para obtener combinaciones deseables de propiedades mecánicas de dichas aleaciones.

Sin embargo, como se discutirá con mayor detalle más adelante, en general, ha sido un tema poco tratado desde la perspectiva de los tratamientos térmicos, en relación con el comportamiento a fatiga de dichas aleaciones y, en particular, del efecto Bauschinger [136]. Esto, debido al hecho de que otras características microestructurales, principalmente defectos inherentes al proceso de vaciado (por ejemplo, la porosidad), dominaron el fenómeno de nucleación, empero, el fenómeno de propagación de la grieta, se dio a través de regiones con mayor densidad de defectos y partículas quebradizas, hasta que se presentó la fractura. Por lo que resulta indispensable discutir, con mayor detalle, la respuesta de dichas aleaciones a los tratamientos térmicos [139-143].

En lo que corresponde al tratamiento térmico T7 de la aleación A319 (Al-8.17Si-3.09Cu), se comenzó con el tratamiento de solución a 495 °C, durante 5 horas, lo que evitó sobrepasar la temperatura de fusión incipiente, es decir, se evitó la fusión de colonias de la reacción eutéctica (compleja) Al-Si-Cu, lo cual, ocurre al exceder la temperatura del líquido correspondiente a su composición [22, 170-172]. Esto, favoreció la esferoidización de la reacción eutéctico Al-Si [174] y la remanencia de partículas de Al₂Cu sin disolver, así como de intermetálicos α -Fe y β -Fe [164, 175]. Por otra parte, el enfriamiento en agua, cercano al punto de ebullición (90°C), permitió retener en solución sólida la mayor cantidad de elementos disueltos, disponibles para la precipitación durante el proceso de sobrevejecimiento a 240 °C, durante 4.5 horas; lo que aumentó el tamaño de los precipitados hasta conseguir su completa estabilización dimensional [174-178].

De tal manera que el endurecimiento por precipitación, mejoró las propiedades mecánicas de la aleación A319 T7 [168]. La cual, a su vez, presentó una microdureza de 113 HV (véase la Tabla 5.2), es decir, una mayor resistencia a ser penetrada. Esto, atribuido principalmente a la precipitación de partículas Al_2Cu [47-49, 168, 176, 177, 205], como principal elemento de endurecimiento.

El tratamiento térmico T6 de la aleación A356 (Al-7.39Si-0.37Mg), se comenzó con el tratamiento de solución a 530°C , durante 4.5 horas, lo que evitó sobrepasar la temperatura de fusión incipiente. Esto, favoreció la esferoidización de la reacción eutéctico Al-Si [174] y la remanencia de partículas de $\beta\text{-Mg}_2\text{Si}$ sin disolver. Por otra parte, el enfriamiento en aire, a una velocidad de $100^\circ\text{C}/\text{min}$ [168], permitió retener en solución sólida la mayor cantidad de elementos disueltos, disponibles para la precipitación durante el proceso de envejecimiento a 180°C , durante 4.5 horas [176]. De tal manera que el endurecimiento por precipitación, mejoró las propiedades mecánicas de la aleación A356 T6 [168]. La cual, a su vez, presentó una microdureza de 105 HV (véase la Tabla 5.2), es decir, una mayor resistencia a ser penetrada. Esto, atribuida principalmente a la precipitación de partículas $\beta\text{-Mg}_2\text{Si}$ [168, 176-178], como principal elemento de endurecimiento.

El tratamiento térmico T6 de la aleación A356+0.5Cu (Al-7.22Si-0.26Mg), se comenzó con el tratamiento de solución a 530°C , durante 4.5 horas, lo que evitó sobrepasar la temperatura de fusión incipiente. Esto, favoreció la esferoidización de la reacción eutéctico Al-Si [174] y la remanencia de partículas de Al_2Cu sin disolver. Por otra parte, el enfriamiento en aire, a una velocidad de $100^\circ\text{C}/\text{min}$ [168], permitió retener en solución sólida la mayor cantidad de elementos disueltos, disponibles para la precipitación durante el proceso de envejecimiento artificialmente a 180°C , durante 4.5 horas.

De tal manera que el endurecimiento por precipitación²², mejoró las propiedades mecánicas de la aleación A356+0.5Cu T6 [168]. La cual, a su vez, presentó una microdureza de 104 HV (véase la Tabla 5.2), es decir, una mayor resistencia a ser penetrada. Esto, atribuido principalmente a la precipitación de partículas Al₂Cu, como principal elemento de endurecimiento, así como β -Mg₂Si [168, 176-178, 205].

5.4 Propiedades mecánicas

En la Tabla 4.3 se presenta la matriz experimental para la medición de las propiedades mecánicas, a través de los sistemas de ensayos, de las aleaciones A319 T7, A356 T6 y A356+0.5Cu T6. Llegados a este punto, se tiene como premisa que el comportamiento de las propiedades mecánicas, a través del sistema de ensayos cíclicos, fue notablemente diferenciado al comportamiento bajo condiciones de carga monotónica. De tal manera que dichas aleaciones, presentaron un comportamiento diferenciado de los mecanismos de endurecimiento monotónico²³ y cíclico²⁴.

²² Estudios como el de Delgado López M.A., exponen cómo el aumento en el parámetro de red de la matriz α -Al, en la aleación A356+0.5Cu, para un envejecido a 170°C, durante 8 horas, se atribuye principalmente a la precipitación de partículas Al₂Cu, alcanzan un tamaño óptimo antes que las partículas de Mg₂Si [177]. En tanto que, la disminución en el parámetro de red, en la aleación A356 T6, para un tratamiento de envejecido a 240°C, durante 1 hora, se atribuye a la precipitación de partículas Mg₂Si, siendo dichas partículas coherentes con la matriz α -Al. Por otra parte, la precipitación de partículas Al₂Cu, como principal elemento de endurecimiento, en la aleación A319 T7, necesitó de un mayor tiempo y/o menor temperatura para alcanzar su tamaño óptimo [177].

²³ Este concepto de endurecimiento monotónico refiere a que la carga estática va aumentando de cero hasta la fractura sin producirse descargas.

²⁴ Este concepto de endurecimiento cíclico refiere a que la carga es cíclica, a una frecuencia baja, hasta la fractura.

A su vez, como se discutirá con mayor detalle más adelante, dichas aleaciones presentaron un comportamiento dinámico transitorio, durante el primer ciclo de histéresis, es decir, un cambio en la magnitud²⁵ del límite elástico de tensión a compresión. Este comportamiento fue el efecto Bauschinger.

5.4.1 Ensayo de tensión uniaxial

Se caracterizaron las propiedades mecánicas estáticas, a través del ensayo de tensión uniaxial, de las aleaciones A319 T7, A356 T6 y A356+0.5Cu T6 (véase el Apéndice A), con base en la norma ASTM E8/E8M-16a [54]. En la Tabla 5.3 se presentan los parámetros a la tensión, estos, son los puntos discretos de la curva esfuerzo-deformación, constituida como una función monotónica, como se observa en la Figura 5.10. Para determinar el límite elástico (σ_y), constituido como el esfuerzo que causó una cantidad específica de deformación plástica, se construyó una línea de pendiente o módulo de elasticidad (E) a través de una deformación de 0.2% y esfuerzo cero. Esto es, el esfuerzo en donde la línea construida interceptó la curva esfuerzo-deformación²⁶.

²⁵ Una magnitud es una función medible de un sistema físico, es decir, a la que se le pueden asignar distintos valores como resultado de una medición o una relación de medidas. Por otra parte, una magnitud es función de otra si el valor de la primera depende del valor de la segunda, es decir, la relación de magnitudes es una mutua determinación.

²⁶ Los materiales no ferrosos, como el aluminio, no tiene un punto de cedencia o fluencia definido, es decir, para estos materiales, la máxima resistencia útil corresponde a la resistencia de cedencia, que es el esfuerzo al cual un material exhibe una desviación limitante especificada de la proporcionalidad entre el esfuerzo y la deformación [25].

Por otra parte, el esfuerzo último a tensión (σ_{UTS}), se constituyó como aquel punto en donde comenzó la estricción de la probeta [49, 51], como se indica en la Ecuación (5.1).

$$\sigma_{UTS} = \frac{P_{max}}{A_o} \quad (5.1)$$

Donde P_{max} es la carga máxima y A_o es el área de sección transversal original. Si bien, en el campo elástico, es insignificante la diferencia entre los valores real e ingenieril, es decir, menor o igual al 0.2% de deformación, en el campo²⁷ plástico, existen algunas relaciones simples entre ambos valores de esfuerzo-deformación, previo a que comience la estricción local de la probeta, es decir, la deformación plástica localizada. Así, en la Ecuación (5.2) se relacionó la deformación real e ingenieril y, a su vez, en la Ecuación (5.3) se relacionó el esfuerzo real e ingenieril [49, 51].

$$\varepsilon = \ln(1 + e) \quad (5.2)$$

$$\sigma = s(1 + e) \quad (5.3)$$

Donde ε es la deformación real y e es la deformación ingenieril; en tanto que σ es el esfuerzo real y s es el esfuerzo ingenieril. Estas relaciones no se aplican después del inicio de la estricción de la probeta.

²⁷ El concepto de campo refiere a procesos de abstracción, es decir, son como cortes epistemológicos para poder simplificar el manejo del mundo cotidiano. En particular, esta asociación de ideas con los campos, permite indicar una cuestión como el fenómeno de la plasticidad de los materiales, situados en un campo de la física (físicoquímica, mecánica de sólidos deformables, termodinámica, etc.), como la totalidad de sentido (de las experiencias), en relación con este significado, donde cada momento (por ejemplo, la deformación permanente e irreversible) cobra un lugar, un sentido, o queda relacionado a la respectividad de la totalidad de la física y, a su vez, como una categoría analítica relacionada con el espacio-tiempo (teoría de campos).

Por otra parte, el coeficiente resistencia a la tensión (σ_f), constituido como el esfuerzo real requerido para causar la fractura, se indica en la Ecuación (5.4) [49, 51].

$$\sigma_f = \frac{P_f}{A_f} \quad (5.4)$$

Donde P_f es la carga a la falla y A_f es el área de sección transversal después de la falla. Ahora que, el coeficiente de ductilidad a la tensión (ε_f), constituido como la deformación plástica real después de la falla, se indica en la Ecuación (5.5) [49, 51].

$$\varepsilon_f = \ln\left(\frac{A_o}{A_f}\right) = \ln\left[\frac{100}{(100 - \%RA)}\right] \quad (5.5)$$

El exponente de endurecimiento monotónica (n), constituido como la potencia al que se eleva la deformación plástica real (ε), se determinó como la pendiente de la gráfica $\log \sigma$ «versus» $\log \varepsilon$. La cual, es directamente proporcional al esfuerzo real (σ), como se indica en la Ecuación (5.6) [49, 51].

$$\sigma = K(\varepsilon)^n \quad (5.6)$$

Donde el coeficiente de endurecimiento monotónico (K), es el esfuerzo real a una deformación de unidad plástica real.

Tabla 5.3 Propiedades mecánicas estáticas de las aleaciones hipoeutécticas.

Sistema de aleaciones	E	σ_y (0.2%)	σ_{UTS}	PE	TE	σ_{UTS}/σ_y	K	n	σ_f	ϵ_f
	GPa	MPa	MPa	%	%		MPa		MPa	
A319 T7	70	285.23	327.14	1.16	1.61	1.15	658.46	0.16	325.27	0.01
A356 T6	70	226.04	281.35	5.42	5.81	1.24	421.25	0.11	307.77	0.06
A356+0.5Cu T6	70	212.59	284.13	6.52	6.91	1.34	435.92	0.13	309.42	0.07

Nota: Módulo elástico monotónico (E). Límite elástico al 0.2% (σ_y). Esfuerzo último a la tensión (σ_{UTS}). Elongación plástica (PE). Elongación total (TE). Relación del esfuerzo último a la tensión y el límite elástico (σ_{UTS}/σ_y). Coeficiente de endurecimiento monotónico (K). Exponente de endurecimiento monotónico (n). Coeficiente de resistencia a la tensión (σ_f). Coeficiente de ductilidad a la tensión (ϵ_f). Norma ASTM E8/E8M-16a [125].

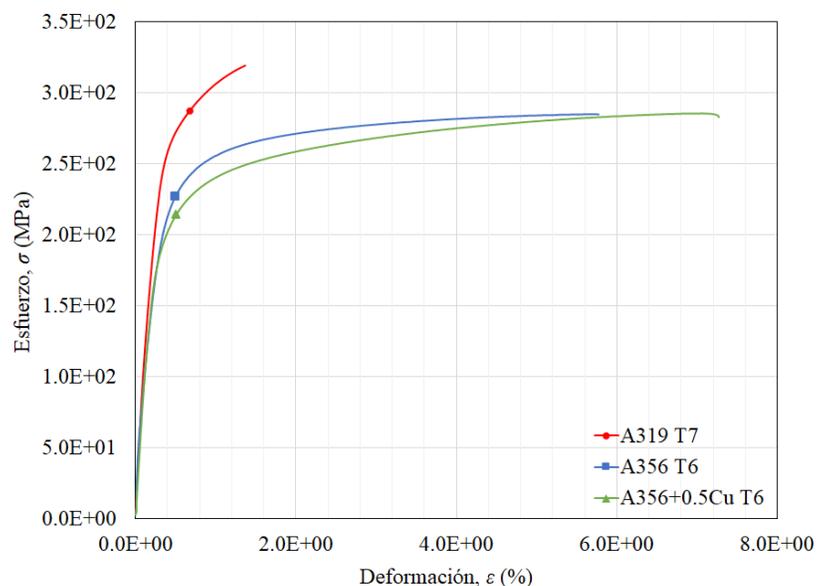


Figura 5.10 Comportamiento de la curva esfuerzo-deformación monotónica de las aleaciones A319 T7, A356 T6 y A356+0.5Cu T6.

A través de los parámetros²⁸ previamente descritos (véase la Tabla 5.3), se determinó que la aleación A319 T7 (Al-8.17Si-3.09Cu) presentó un mayor límite elástico (285 MPa), un esfuerzo último a la tensión (327 MPa) y una mayor dureza (113 HV) que las aleaciones A356 T6 y A356+0.5Cu T6. A su vez, presentó un mayor coeficiente (658) y exponente de endurecimiento monotónico (0.16) y, a su vez, un mayor coeficiente de resistencia a la tensión (325). Lo cual, indicó una mayor rigidez (estática) de dicha aleación, atribuida a una mayor presencia de partículas de Al_2Cu , como principal elemento de endurecimiento [174, 176, 177]. Sin embargo, presentó una menor elongación total (1.61%) y coeficiente de ductilidad a la tensión (0.01), atribuido a la presencia de intermetálicos $\alpha\text{-Al}_{15}(\text{Mn, Fe})_3\text{Si}_2$ y $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$ [175, 205], lo que perjudicó su ductilidad²⁹.

²⁸ Existen otros parámetros dentro de estas categorías analíticas, como, por ejemplo, deformación es una categoría compleja, o más concreta que la más simple o abstracta como longitud o distancia.

²⁹ Estudios como el de D.D. Tian, et al, exponen cómo la fase β , con forma acicular o plaquetas, se considera más propensa a fracturas y agrietamiento, así como perjudicial para su elongación [147, 175].

Ahora que, la aleación A356 T6 (Al-7.39Si-0.37Mg), presentó un mayor límite elástico (226 MPa) que la aleación A356+0.5Cu T6, es decir, presentó una mayor resistencia a la deformación, atribuido una mayor presencia de partículas β -Mg₂Si, como principal elemento de endurecimiento [168, 176-178], empero, una menor elongación total (5.81%) que la aleación A356+0.5Cu T6, empero, mayor que la aleación A319 T7. En tanto que la aleación A356+0.5Cu T6, presentó una mayor elongación total (6.91%) y coeficiente de ductilidad a la tensión (0.07) que las aleaciones A319 T7 y A356 T6. A su vez, presentó un mayor coeficiente (435 MPa) y exponente de endurecimiento monotónico (0.13) que la aleación A356 T6, así como un mayor coeficiente de resistencia a la tensión (309 MPa).

Lo cual, indicó que dicha aleación presentó una mayor tenacidad (estática), es decir, una mejor relación de la resistencia con la ductilidad, atribuida a una mayor presencia de partículas de Al₂Cu, como principal elemento de endurecimiento [176-178, 205], así como partículas Mg₂Si [136, 197-199]. Por otra parte, a través del cociente del esfuerzo último a la tensión y del límite elástico (σ_{UTS}/σ_y), se determinó un índice aproximado de las características de endurecimiento por deformación de dichas aleaciones (véase la Tabla 5.3). Se observó dos grupos, en donde la aleación A319 T7 (1.15) entró en el primer grupo, por otra parte, en el segundo grupo entraron las aleaciones A356 T6 (1.24) y A356+0.5Cu T6 (1.34) [179].

Si bien, se seleccionó una sola velocidad de enfriamiento, esto, durante la solidificación, promovió el tamaño y la distribución uniforme de intermetálicos más finos, así como influyó en su morfología y, a su vez, la formación de partículas, controlada por difusión, dio como resultado un mayor grado de solución sólida retenida, así como una dispersión más finas de partículas constituyentes más pequeñas. Por otra parte, la fracción de volumen de poros y su tamaño disminuyó (véase la Tabla 5.2). Lo cual, mejoró las propiedades mecánicas de dichas aleaciones [23, 24, 135, 167, 168].

En síntesis, los mecanismos de endurecimiento por la adición de elementos aleantes y, a su vez, a través de los tratamientos térmicos, determinó el comportamiento de los mecanismos de endurecimiento por deformación, en dichas aleaciones, bajo condiciones de carga monotónica. Esto es, los parámetros microestructurales y del proceso

de fundición (o moldeo), como la mutua determinación³⁰ con los parámetros de las propiedades mecánicas estáticas, y viceversa.

5.4.2 Fractografía del ensayo de tensión uniaxial

En las Figuras 5.11a-c se observa la superficie de las fracturas por tensión, a través de microscopía digital (DM), de las aleaciones hipoeutéctica A319 T7, A356 T6 y A356+0.5Cu T6, respectivamente. Se apreció un área rugosa y oscura, la cual, correspondió a la sección transversal restante en el momento de la fractura. Por otra parte, a través microscopia electrónica de barrido (SEM), utilizando el detector de electrones secundarios (SED), se caracterizó la morfología de la superficie, como se observa en las Figuras 5.11g-i, respectivamente, lo cual, permitió determinar un modo de fractura dúctil de coalescencia de microporos con forma esférica, es decir, la unión e interacción entre microporos, señal del esfuerzo tensil axisimétrico. A su vez, a través del detector de electrones retrodispersados (BED-S), se generaron imágenes con diferente brillantez en función de la composición química de la superficie de la fractura, como se observa en las Figuras 5.11d-f, respectivamente, lo cual, permitió apreciar las partículas e intermetálicos presentes, en dichas aleaciones. Además, a través de la espectrometría de energía dispersiva de Rayos X (EDX), se determinó la naturaleza de dichos microconstituyentes, como se observa en las Figuras 5.11j-l, 5.12 y 5.13, respectivamente. Esto es, el análisis por mapeo y puntual semi-cuantitativo de la composición química de las partículas, presentes, en dichas aleaciones, como: Al_2Cu y $\beta\text{-Mg}_2\text{Si}$ [174-179, 197-199, 205], así como intermetálicos de $\alpha\text{-Al}_{15}(\text{Mn, Fe})_3\text{Si}_2$ y $\beta\text{-Al}_{15}\text{FeSi}$ [175].

³⁰ Las determinaciones son el contenido singular representativo de las categorías que constituyen el discurso sistemático-científico [113]. Por su parte, la categoría no es ni el concepto ni sus determinaciones. Así que el concepto, como su nombre lo indica: fruto de una concepción racional, se refiere al contenido global y en movimiento (es un todo conceptuado, como, por ejemplo, fatiga a bajo ciclo); en tanto que las categorías, indican un momento del mismo concepto, constituidas por el entendimiento representativo (es el momento analítico, en cambio el conceptuar es dialéctico), como instrumento de interpretación y como parte de un sistema, es decir, como un momento del discurso dialéctico.

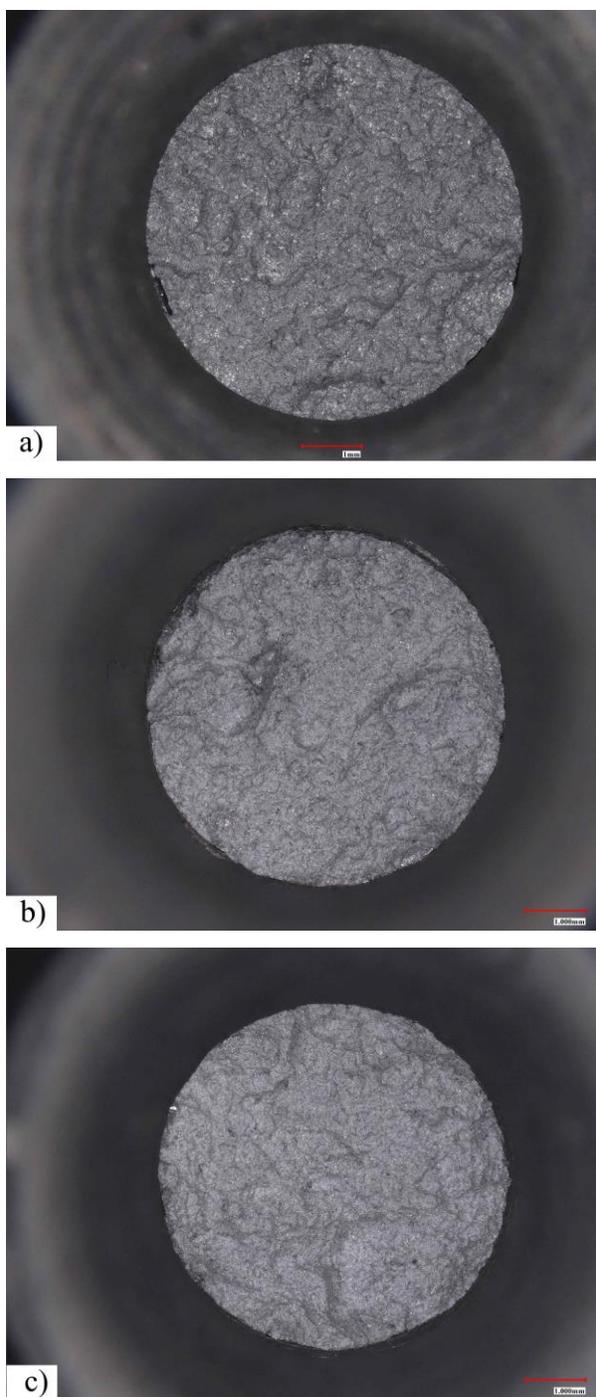


Figura 5.11 Superficie de la fractura por tensión de las aleaciones hipoeutéticas, a través de microscopía digital (MD): a) A319 T7, a 30x. b) A356 T6, a 30x. c) A356+0.5Cu T6, a 30x. Continua.

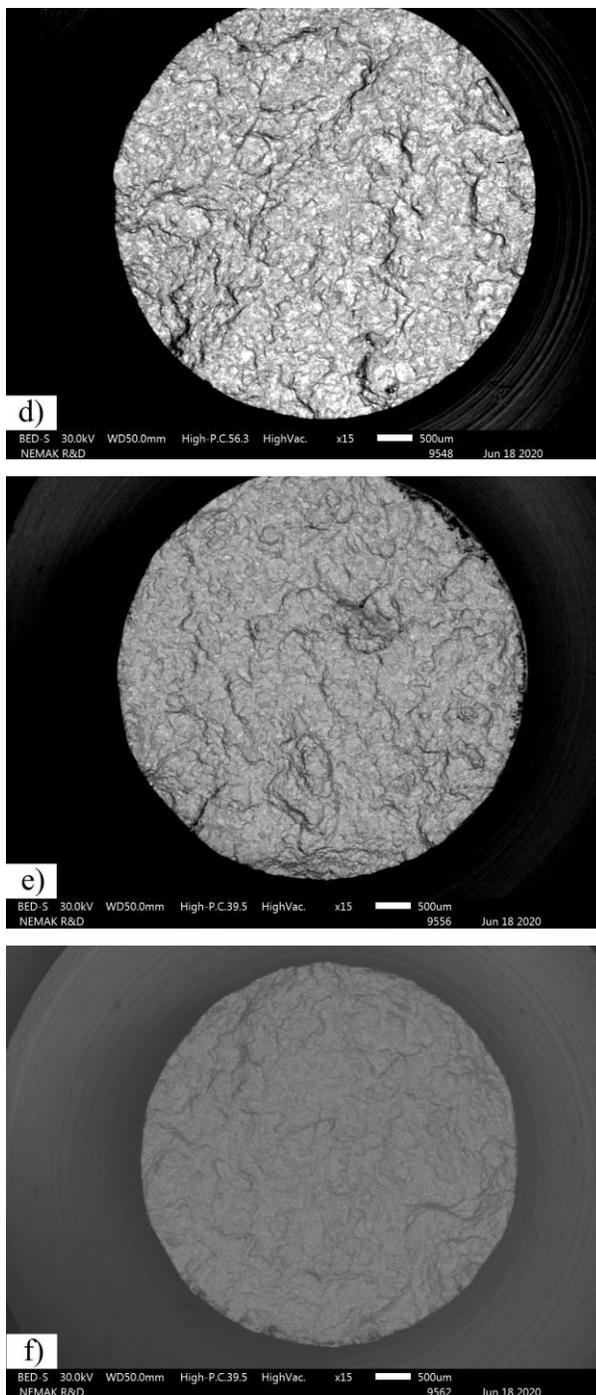


Figura 5.11 (Continua) Superficie de la fractura por tensión de las aleaciones hipoeutécticas, a través de detector de electrones retro-dispersados (BED-S): d) A319 T7, a 15x. e) A356 T6, a 15x. f) A356+0.5Cu T6, a 15x. Continua.

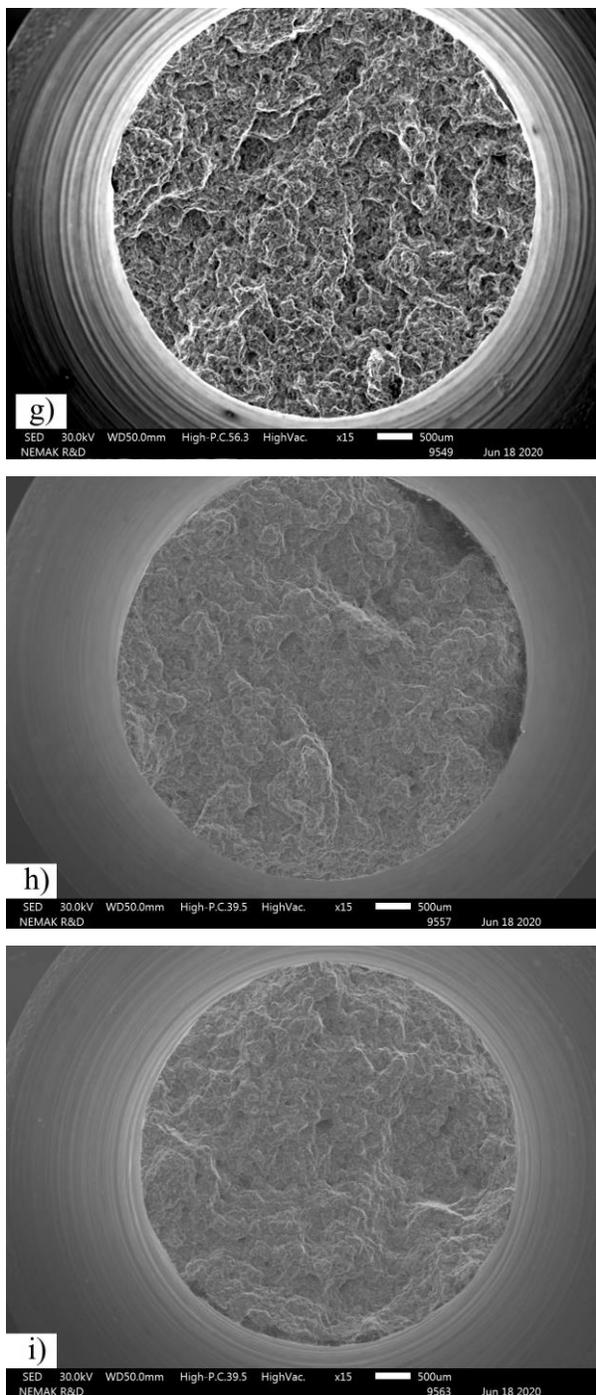


Figura 5.11 (Continua) Superficie de la fractura por tensión de las aleaciones hipoeutéticas, a través de detector de electrones secundarios (SED): g) A319 T7, a 15x. h) A356 T6, a 15x. i) A356+0.5Cu T6, a 15x. Continua.

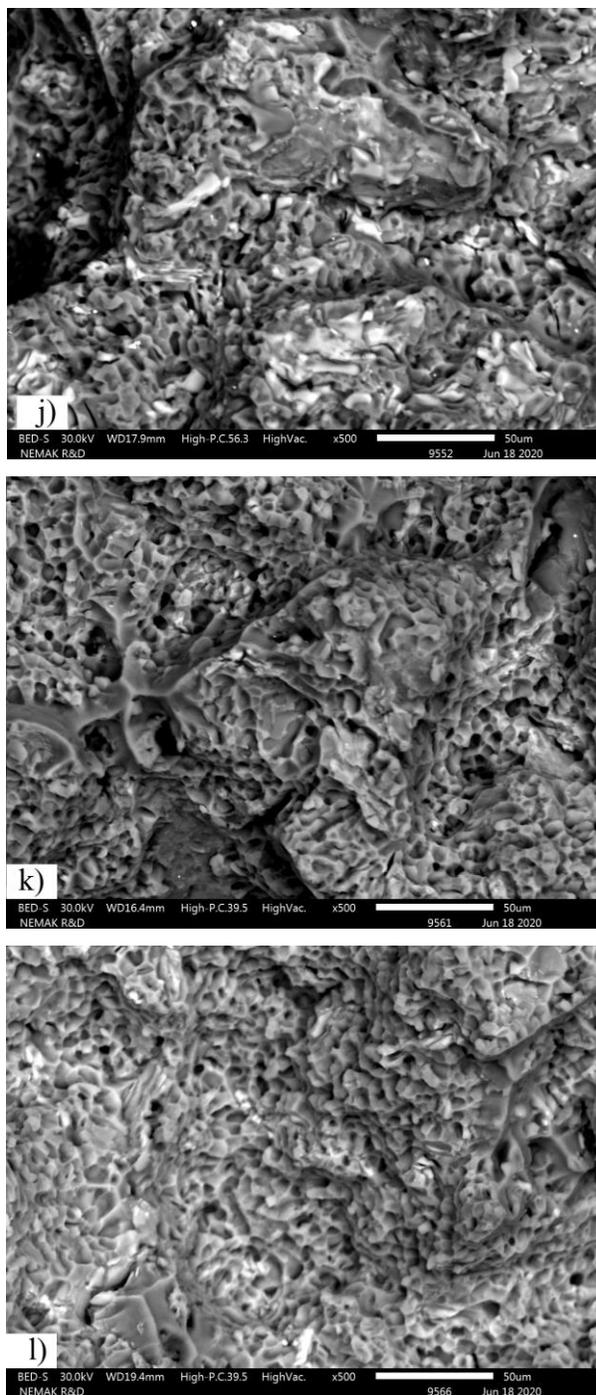


Figura 5.11 (Continua) Superficie de la fractura por tensión de las aleaciones hipoeutécticas, a través de detector de electrones retro-dispersados (BED-S): j) A319 T7, a 500x. k) A356 T6, a 500x. l) A356+0.5Cu T6, a 500x.

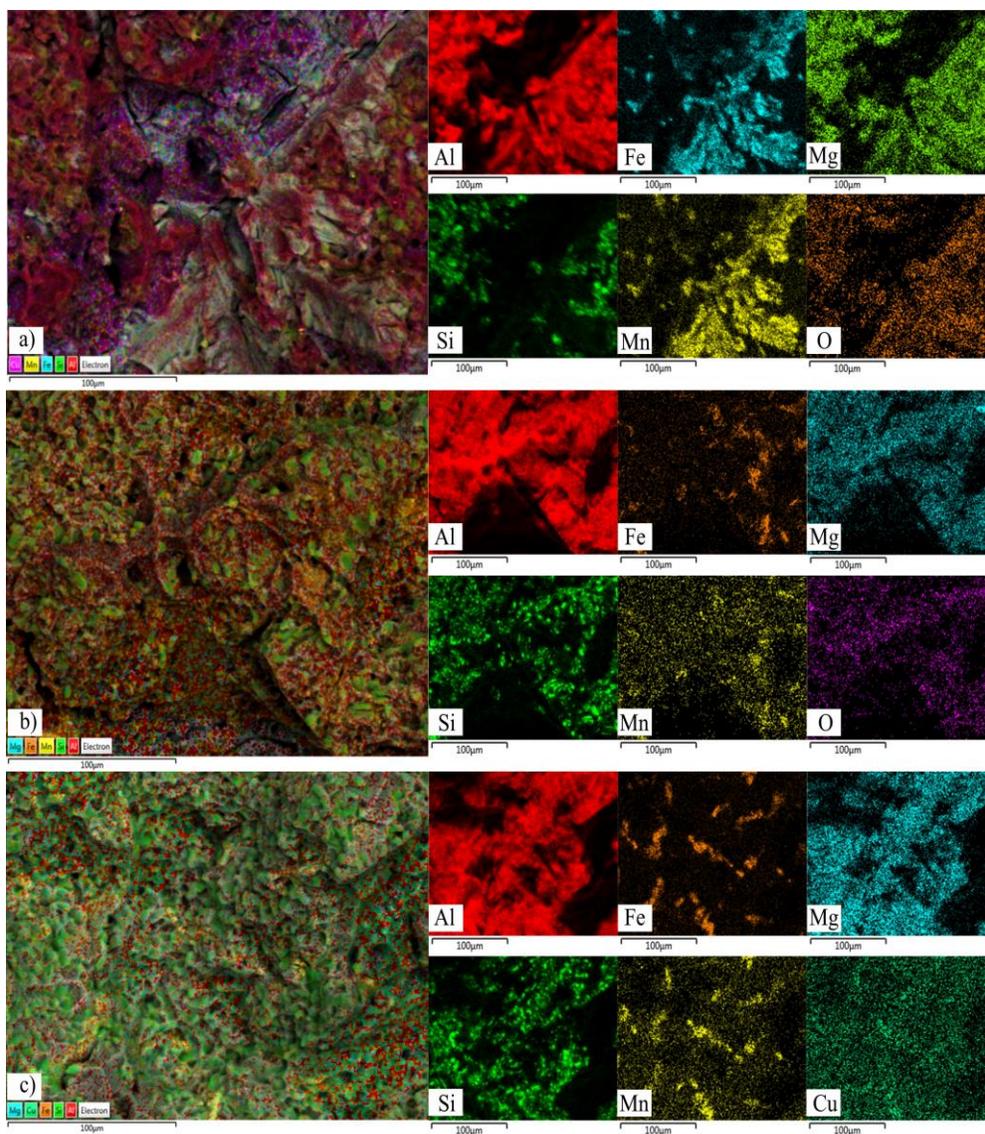


Figura 5.12 Análisis por mapeo semi-cuantitativo de la composición química, presentes en la superficie de la fractura, a través de espectrometría de energía dispersiva de Rayos X (EDX) de las aleaciones hipoeutécticas: a) A319 T7, a 500x. b) A356 T6, a 500x. c) A356+0.5Cu T6, a 500x.

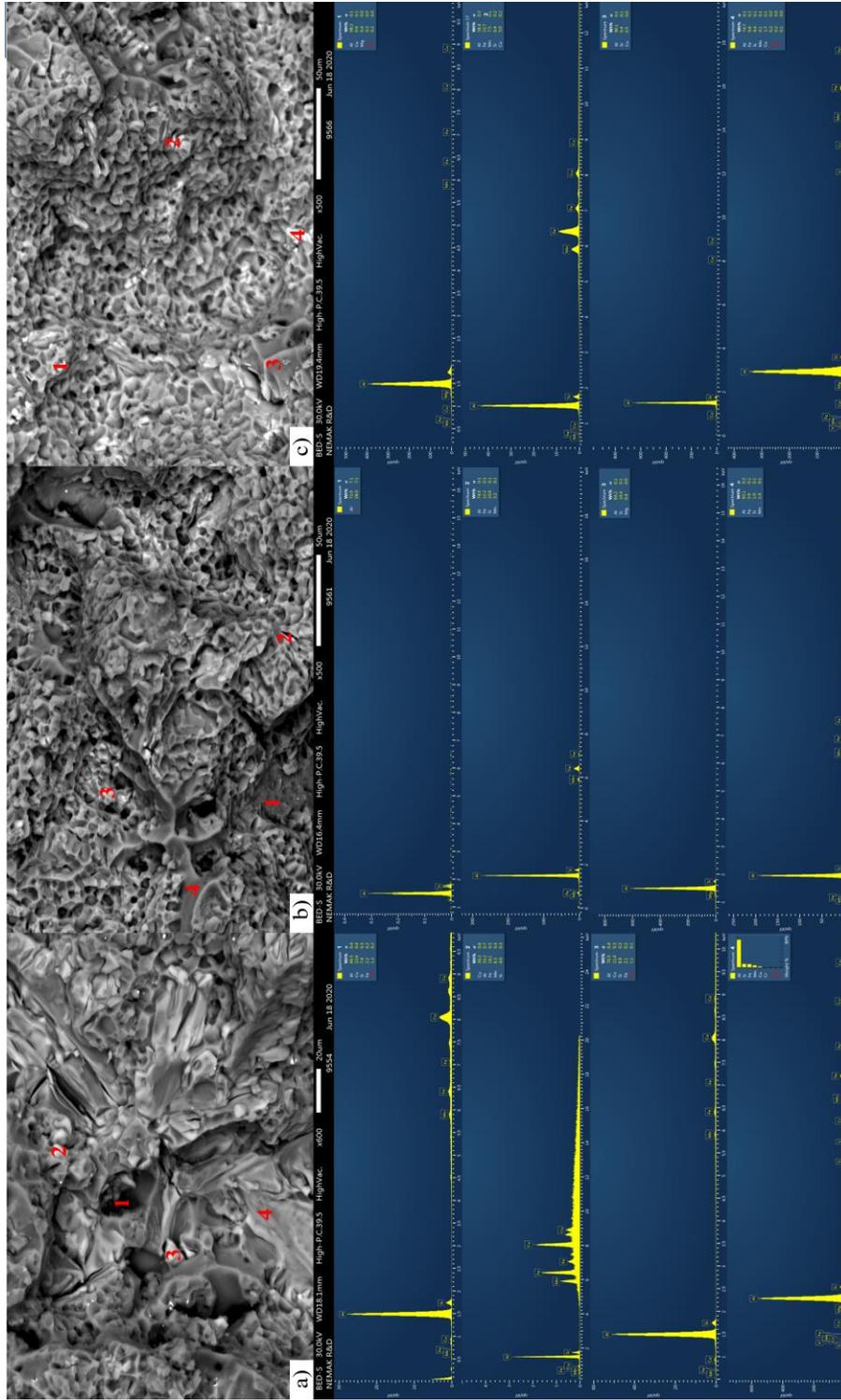


Figura 5.13 Análisis puntual semi-cuantitativo de la composición química en la superficie de la fractura, a través de Espectrometría de Energía Dispersiva de Rayos X (EDS-X) de las aleaciones hipoeutécticas: a) A319 T7, a 500x. b) A356 T6, a 500x. c) A356+0.5Cu T6, a 500x.

5.4.3 Ensayo de fatiga a bajo ciclo

Se ha estudiado y analizado en la sección anterior, el comportamiento de las propiedades mecánicas estáticas de las aleaciones de aluminio hipoeutécticas. Si bien, los ensayos de tensión uniaxial son sencillos de realizar y, a su vez, fundamentan la toma de decisiones para el desarrollo tecnológico, en relación³¹ con el fenómeno de fatiga, presentan un comportamiento diferenciado, en el campo plástico, de los mecanismos de endurecimiento. Para validar dicha hipótesis, se caracterizó las propiedades mecánicas dinámicas de las aleaciones hipoeutécticas A319 T7, A356 T6 y A356+0.5Cu T6 (véase el Apéndice B), a través de los ensayos de fatiga a bajo ciclo de probetas lisas pulidas (véase la Tabla 4.3), controlados a 0.30%, 0.35% y 0.40% de amplitud de deformación ($\Delta\varepsilon/2$), a 5 Hz de frecuencia (f) y completamente reversibles ($R=-1$), con base en la norma ASTM E606/E606M-12 [126].

En las Figuras 5.14 a 5.16 se observa cómo las curvas esfuerzo-deformación cíclica forman un locus de bucles de histéresis estables «versus» la curva esfuerzo-deformación monotónica. En donde la altura del bucle de punta a punta, representa el rango de la deformación ($\Delta\varepsilon$), en tanto que la mitad del rango de deformación es igual a la amplitud de deformación ($\Delta\varepsilon/2$). A su vez, el ancho de punta a punta representa el rango del esfuerzo ($\Delta\sigma$), en tanto que la mitad del rango del esfuerzo es igual a la amplitud del esfuerzo ($\Delta\sigma/2$). Por otra parte, el área dentro de los ciclos de histéresis estables, representa la energía por unidad de volumen disipada durante un ciclo, es decir, el trabajo plástico resultado del esfuerzo-deformación cíclico, siendo mayor dicha área al aumentar la deformación aplicada [144-147].

³¹ Momento $A \xrightarrow{\text{dirección } D}$ tiene una relación C con $\xrightarrow{\text{dirección } D}$ Momento B . Los cuatro momentos de una relación, son: en la relación C , A es el término «ex quou» de la relación, B es el término «ad quem», y D es la dirección de la relación [125]. De esta manera A (por ejemplo, las partículas precipitadas) se relaciona con B (tratamiento térmico de envejecimiento), teniendo la relación C (mecanismo de endurecimiento por precipitación) una dirección de A a B (de las partículas precipitadas al tratamiento térmico de envejecimiento: indicada por la flecha D). En la definición de A se encuentra B y viceversa, es decir, en el concepto de partículas precipitadas se incluye el de tratamiento térmico de envejecimiento.

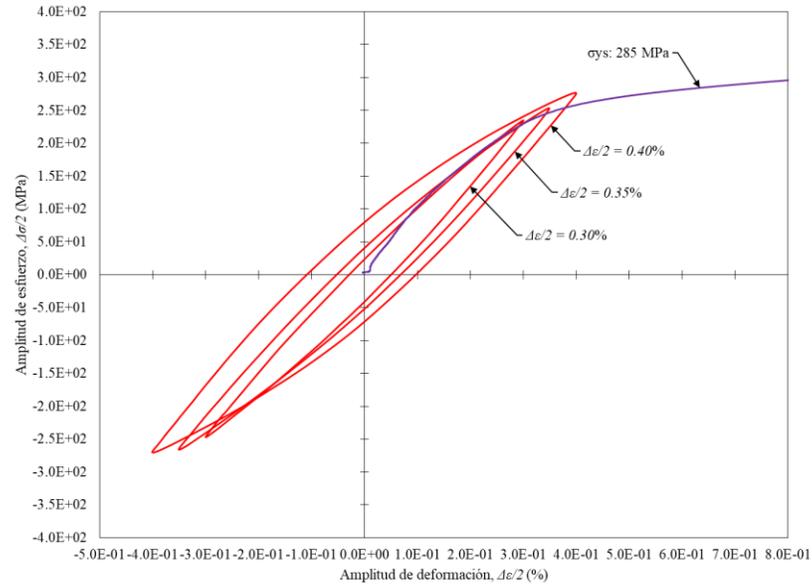


Figura 5.14 Ciclos de histéresis estables esfuerzo-deformación controlado a 0.30%, 0.35% y 0.40% de amplitud de deformación ($\Delta\varepsilon/2$) «versus» curva esfuerzo-deformación monótonica de la aleación A319 T7.

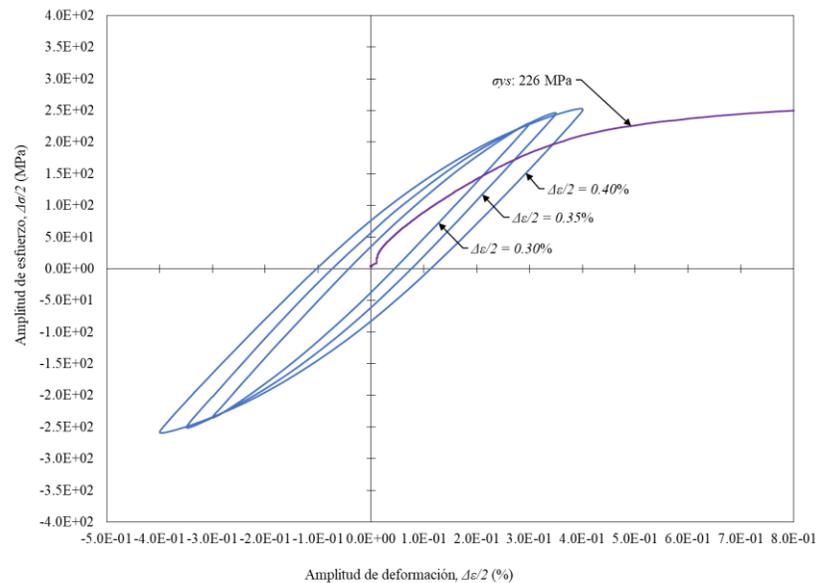


Figura 5.15 Ciclos de histéresis estables esfuerzo-deformación controlado a 0.30%, 0.35% y 0.40% de amplitud de deformación ($\Delta\varepsilon/2$) «versus» curva esfuerzo-deformación monótonica de la aleación A356 T6.

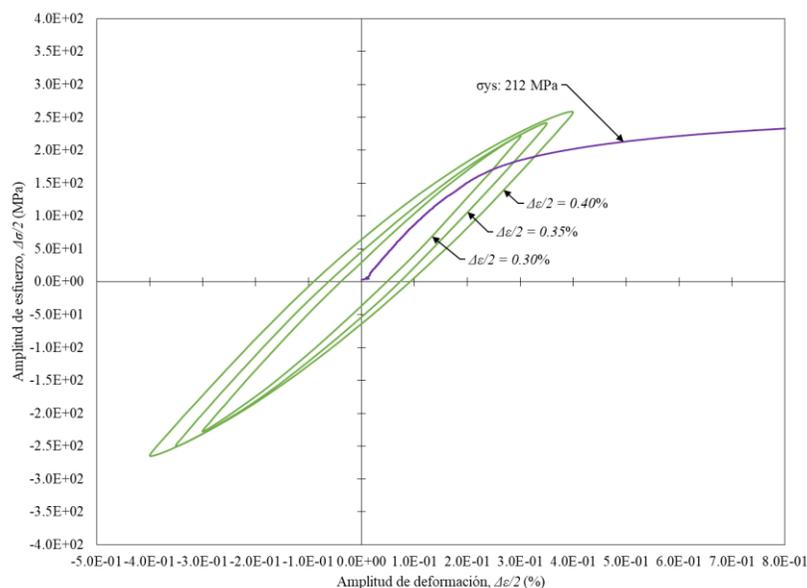


Figura 5.16 Ciclos de histéresis estables esfuerzo-deformación controlado a 0.30%, 0.35% y 0.40% de amplitud de deformación ($\Delta\epsilon/2$) «versus» curva esfuerzo-deformación monotónica de la aleación A356+0.5Cu T6.

En las Figuras 5.17 a 5.19 se observa cómo el límite elástico cíclico fue mayor que el límite elástico monotónico. Lo cual, indicó la rigidez de dichas aleaciones, es decir, cuando mayor fue el módulo de elasticidad mayor fue su rigidez. A su vez, se interpretó en relación con la densidad de dislocaciones y su interacción con las barreras microestructurales, bajo condiciones de carga cíclica, lo que disminuyó la movilidad de las mismas y, a su vez, dio origen al endurecimiento por deformación isotrópico³², en dichas aleaciones. Esto se discutirá con mayor detalle más adelante. En las Figuras 5.20 a 5.25 se observa la semejanza entre las familias de ciclos de histéresis estabilizados a diferentes amplitudes de deformación ($\Delta\epsilon/2$), es decir, las curvas estables de esfuerzo-deformación cíclica de dichas aleaciones.

³² El modelo de endurecimiento isotrópico, es la representación del fenómeno de endurecimiento bajo condiciones de carga cíclica estable, es decir, sin que se presente un cambio en el límite elástico de tensión a compresión [102]. Dicho modelo, pretende el análisis de la transformación homotética de los bucles de histéresis estables, es decir, donde la mitad del rango de deformación ($\Delta\epsilon$) es igual a la amplitud de deformación ($\Delta\epsilon/2$); esto, al aumentar el área de la histéresis con la deformación.

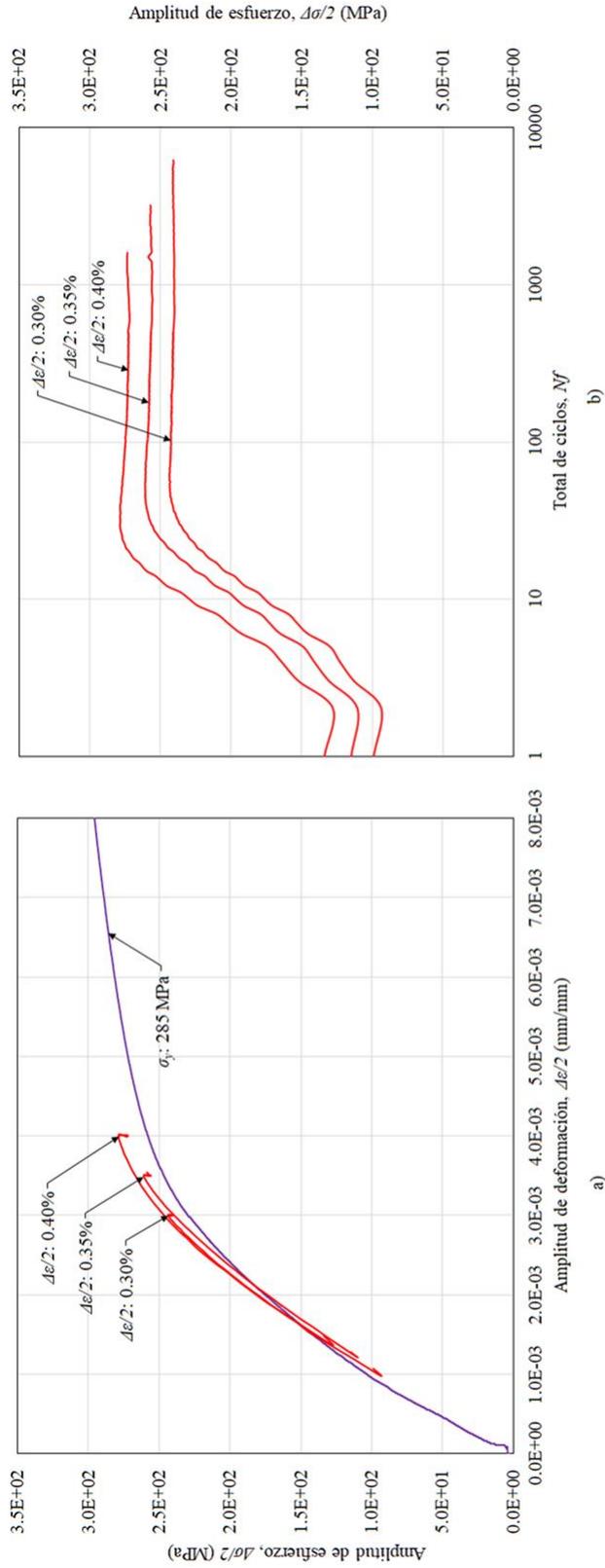


Figura 5.17 Comportamiento a fatiga de la aleación A319 T7. a) Amplitud de esfuerzo ($\Delta\sigma/2$) versus Amplitud de deformación ($\Delta\varepsilon/2$), b) Amplitud de esfuerzo ($\Delta\sigma/2$) versus número de ciclos a la fractura (N_f).

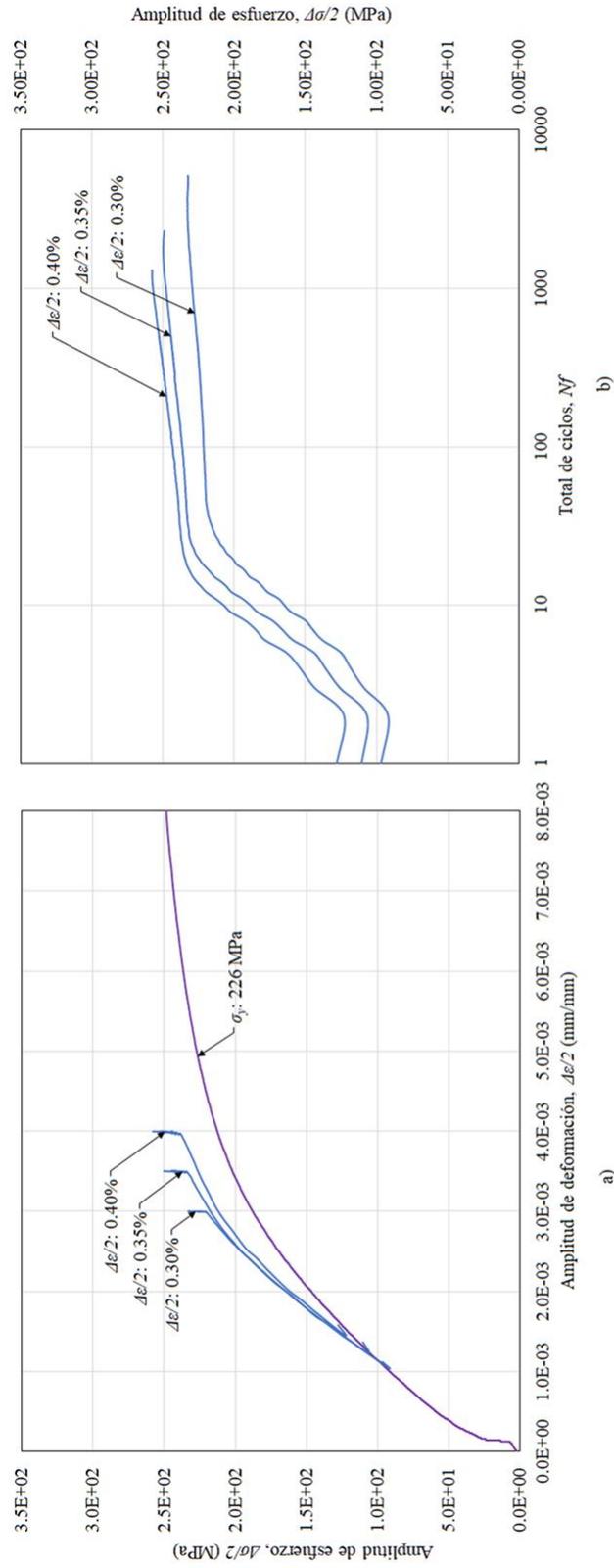


Figura 5.18 Comportamiento a fatiga de la aleación A356 T6. a) Amplitud de esfuerzo ($\Delta\sigma/2$) versus Amplitud de deformación ($\Delta\varepsilon/2$), b) Amplitud de esfuerzo ($\Delta\sigma/2$) versus número de ciclos a la fractura (N_f).

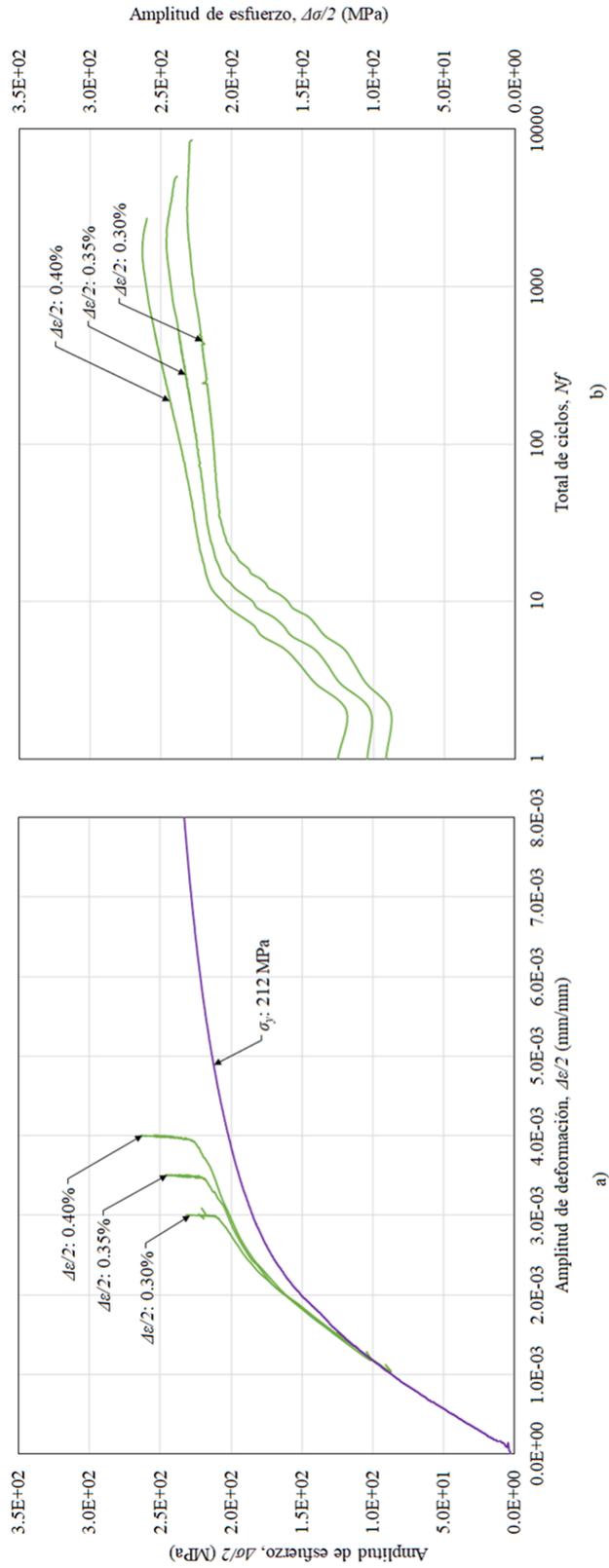


Figura 5.19 Comportamiento a fatiga de la aleación A356+0.5Cu T6. a) Amplitud de esfuerzo ($\Delta\sigma/2$) versus Amplitud de deformación ($\Delta\varepsilon/2$), b) Amplitud de esfuerzo ($\Delta\sigma/2$) versus número de ciclos a la fractura (N_f).

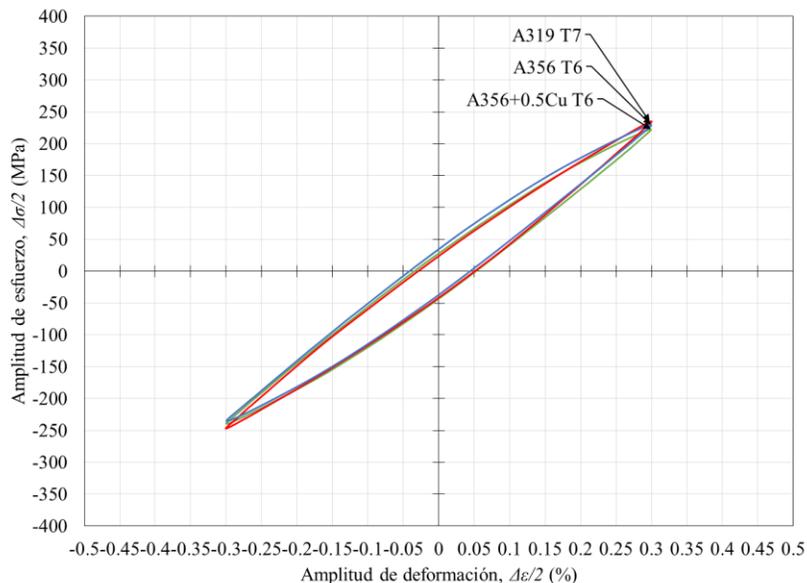


Figura 5.20 Ciclos de histéresis estables esfuerzo-deformación controlado a 0.30% amplitud de deformación ($\Delta\varepsilon/2$) «versus» curva esfuerzo-deformación monotónica de las aleaciones A319 T7, A356 T6 y A356+0.5Cu T6.

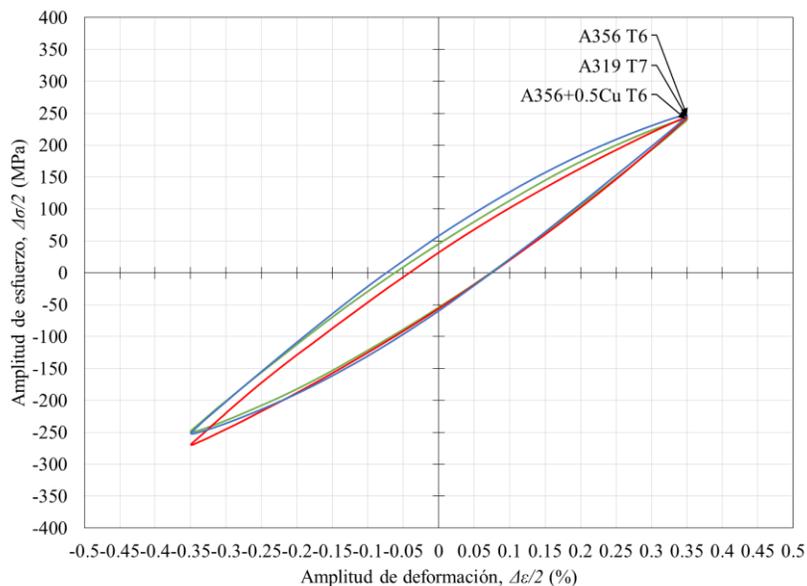


Figura 5.21 Ciclos de histéresis estables de esfuerzo-deformación controlado a 0.35% amplitud de deformación ($\Delta\varepsilon/2$) «versus» curva esfuerzo-deformación monotónica de las aleaciones A319 T7, A356 T6 y A356+0.5Cu T6.

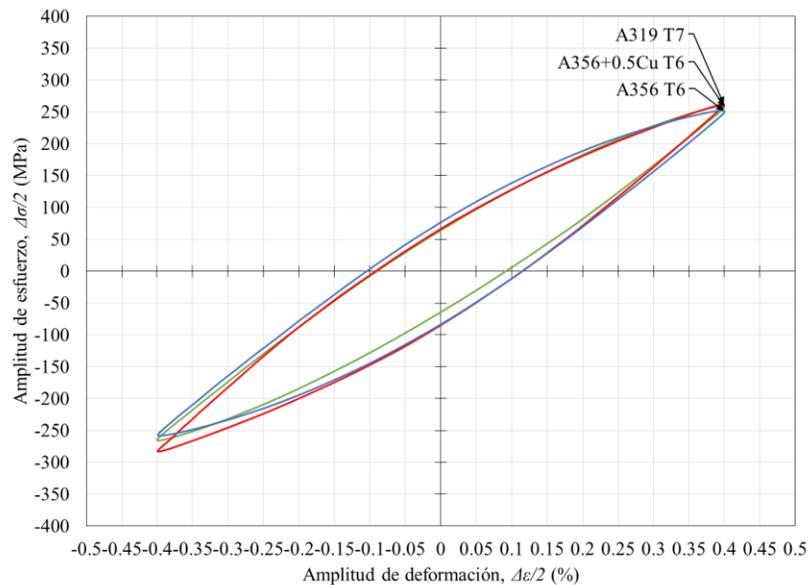


Figura 5.22 Ciclos de histéresis estables de esfuerzo-deformación controlado a 0.40% amplitud de deformación ($\Delta\varepsilon/2$) «versus» curva esfuerzo-deformación monotónica de las aleaciones A319 T7, A356 T6 y A356+0.5Cu T6.

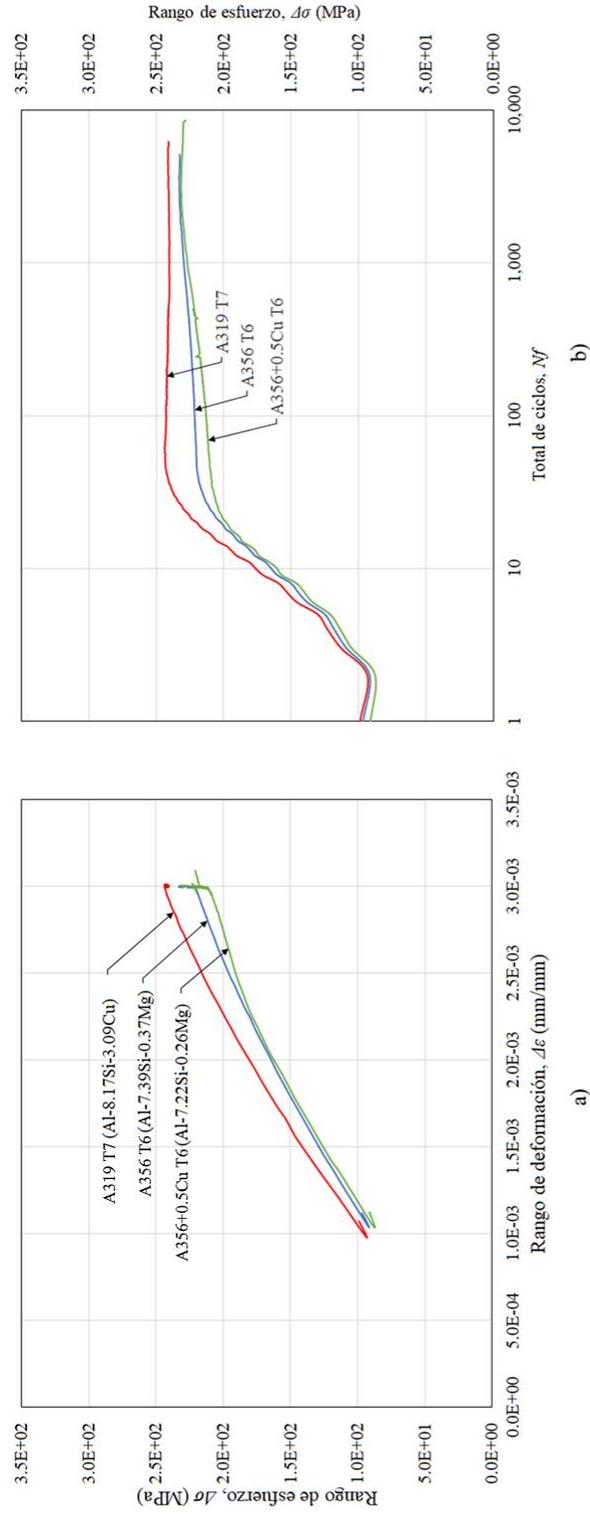


Figura 5.23 Comportamiento a fatiga de las aleaciones A319 T7, A356 T6 y A356+0.5Cu T6 controlado a 0.30% ($\Delta\epsilon/2$). a) Amplitud de esfuerzo ($\Delta\sigma/2$) versus Amplitud de deformación ($\Delta\epsilon/2$), b) Amplitud de esfuerzo ($\Delta\sigma/2$) versus número de ciclos a la fractura (N_f).

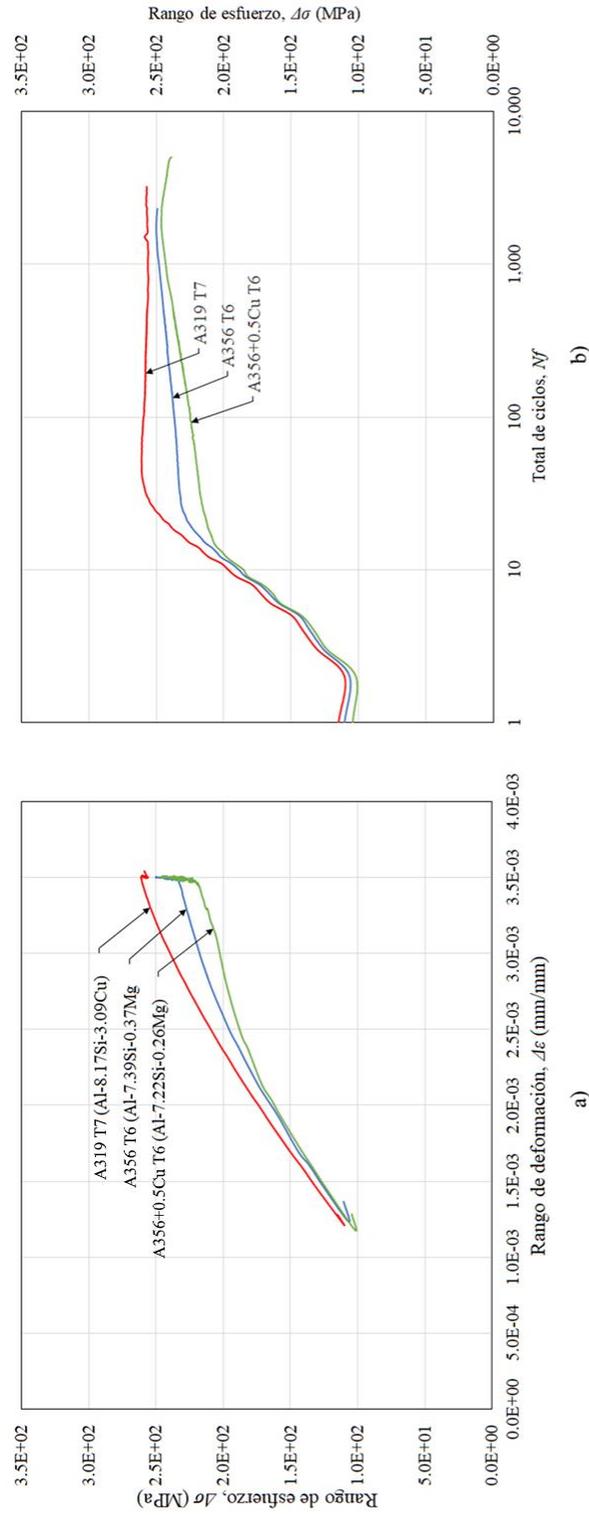


Figura 5.24 Comportamiento a fatiga de las aleaciones A319 T7, A356 T6 y A356+0.5Cu T6 controlado a 0.35% ($\Delta\varepsilon/2$). a) Amplitud de esfuerzo ($\Delta\sigma/2$) versus Amplitud de deformación ($\Delta\varepsilon/2$), b) Amplitud de esfuerzo ($\Delta\sigma/2$) versus número de ciclos a la fractura (N_f).

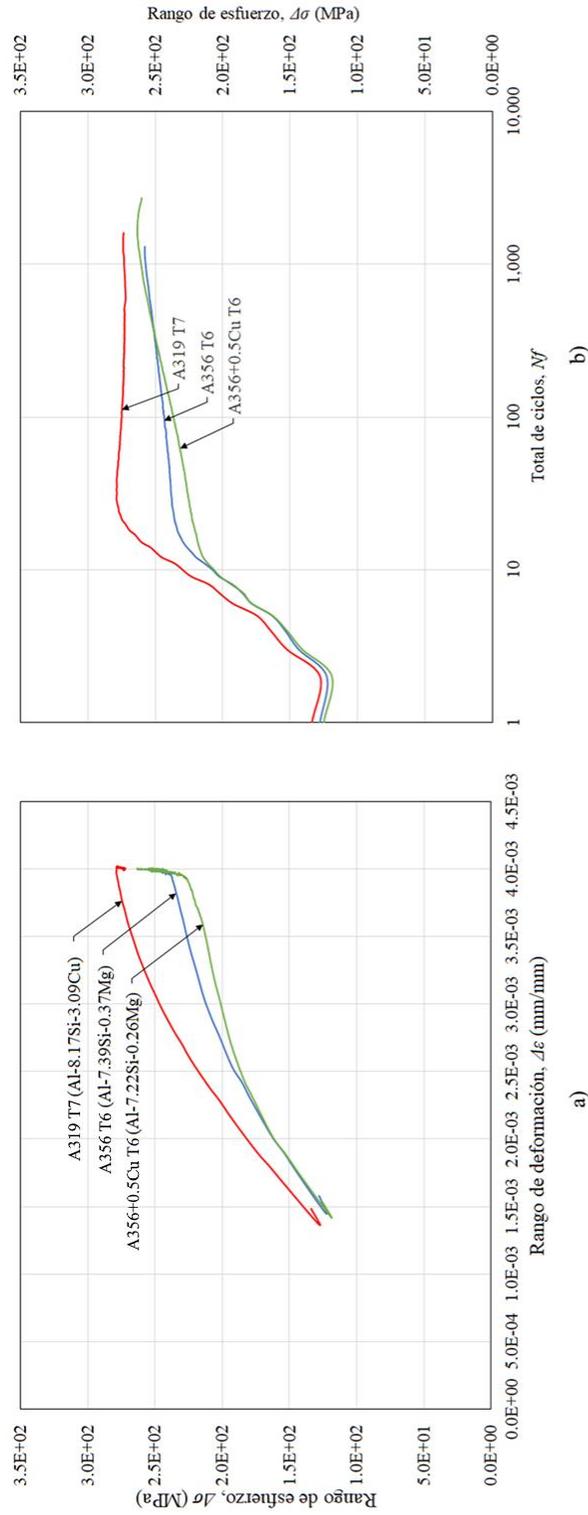


Figura 5.25 Comportamiento a fatiga de las aleaciones A319 T7, A356 T6 y A356+0.5Cu T6 controlado a 0.40% ($\Delta\varepsilon/2$).
 a) Amplitud de esfuerzo ($\Delta\sigma/2$) versus Amplitud de deformación ($\Delta\varepsilon/2$), b) Amplitud de esfuerzo ($\Delta\sigma/2$) versus número de ciclos a la fractura (N_f).

Por otra parte, como se discutirá a más adelante, dichas aleaciones presentaron un ablandamiento permanente, es decir, se observó que el límite elástico a tensión, en el primer ciclo de histéresis, se redujo después de aplicar una carga de signo opuesto (véase las Figura 5.23 a 5.25). Lo cual, indicó un comportamiento dinámico transitorio. Esto es, el efecto Bauschinger. De tal manera que el comportamiento de la curva esfuerzo-deformación cíclica cambió significativamente a lo largo de su historial de deformación plástica [148-152]. Ahora que, para determinar la amplitud de deformación plástica ($\Delta\varepsilon_p/2$), se restó la amplitud de deformación elástica ($\Delta\varepsilon_e/2$) de la amplitud de deformación ($\Delta\varepsilon/2$), como se indica en la Ecuación (5.8) [70, 92].

$$\frac{\Delta\varepsilon_p}{2} = \frac{\Delta\varepsilon}{2} - \frac{\Delta\varepsilon_e}{2} \quad (5.8)$$

En tanto que, para determinar la resistencia a la deformación cíclica, se sumó la resistencia elástica y la plástica, como se indica en la Ecuación (5.9) [70, 92].

$$\frac{\Delta\varepsilon}{2} = \frac{\Delta\varepsilon_e}{2} + \frac{\Delta\varepsilon_p}{2} \quad (5.9)$$

A su vez, se determinó la relación de la deformación plástica con la elástica en términos de los parámetros a la fatiga, como se indica en las Ecuaciones (5.10) y (5.11) [70, 92].

$$\frac{\Delta\varepsilon_p}{2} = \varepsilon'_f (2N_f)^c \quad (5.10)$$

$$\frac{\Delta\varepsilon_e}{2} = \frac{\sigma'_f}{E} (2N_f)^b \quad (5.11)$$

Donde $2N_f$ son las reversiones a la fractura, en tanto que la amplitud de esfuerzo real ($\Delta\sigma/2$), es simplemente la amplitud de deformación elástica real ($\Delta\varepsilon_e/2$) dividida por el módulo de elasticidad (E).

Así, sustituyendo en la Ecuación (5.9) las Ecuaciones (5.10) y (5.11) se obtiene la Ecuación (5.12). La cual, indicó la relación de la amplitud de deformación ($\Delta\varepsilon/2$) con las reversiones a la falla ($2N_f$) en términos de los parámetros a la fatiga. Por otra parte, la transición de la vida a fatiga ($2N_i$) se determinó a través del cruce de la línea plástica y elástica [70, 92], es decir, donde la deformación elásticos y plásticos totales fueron iguales.

$$\frac{\Delta\varepsilon}{2} = \frac{\sigma'_f}{E} (2N_f)^b + \varepsilon'_f (2N_f)^c \quad (5.12)$$

Para determinar los parámetros de vida a la fatiga (véase la Tabla 5.3), es decir, coeficientes y exponentes que caracterizan el comportamiento de las propiedades dinámicas de dichas aleaciones (véase el Apéndice C), se graficaron por separado la amplitud de deformación plástica ($\Delta\varepsilon_p/2$) y elástica ($\Delta\varepsilon_e/2$), como una función del número de reversiones a la fractura ($2N_f$), en coordenadas logarítmicas [70, 92].

Tabla 5.4 Propiedades mecánicas dinámicas de las aleaciones hipoeutécticas.

Sistema de aleaciones	E' GPa	K' MPa	n'	σ_f' MPa	b	ϵ_f'	c	A	m
A319 T7	90.5	651.17	0.1262	565.09	-0.09	0.2959	-0.705	25.636	0.0309
A356 T6	89.7	505.99	0.0996	449.85	-0.071	0.331	-0.717	22.516	0.0419
A356+0.5Cu T6	87.1	857.64	0.1699	681.59	-0.111	0.2271	-0.639	25.015	0.00297

Nota: Módulo de elasticidad cíclico (E'). Coeficiente de endurecimiento cíclico, (K'). Exponente de endurecimiento cíclico (n'). Coeficiente de resistencia a la fatiga (σ_f'). Exponente de resistencia a la fatiga (b). Coeficiente de ductilidad a la fatiga (ϵ_f'). Exponente de ductilidad a la fatiga (c). Coeficiente de rigidez dinámica (A). Exponente de rigidez dinámica (m).

Norma ASTM E606/E606M-12 [126].

El exponente de resistencia a la fatiga (b), constituido como la potencia a la que se debe elevar la vida a reversiones a la fractura ($2N_f$) y, a su vez, directamente proporcional a la amplitud de esfuerzo real ($\Delta\sigma/2E$), se determinó a través de la pendiente de la gráfica $\log(\Delta\sigma/2E)$ «versus» $\log(2N_f)$. A su vez, el coeficiente de resistencia a la fatiga (σ_f'), constituido como el esfuerzo real requerido para causar la falla en una inversión, se determinó a través de la intersección de la gráfica $\log(\Delta\sigma/2)$ «versus» $\log(2N_f)$, en $2N_f = 1$, como se observa en las Figura 5.26 y 5.27.

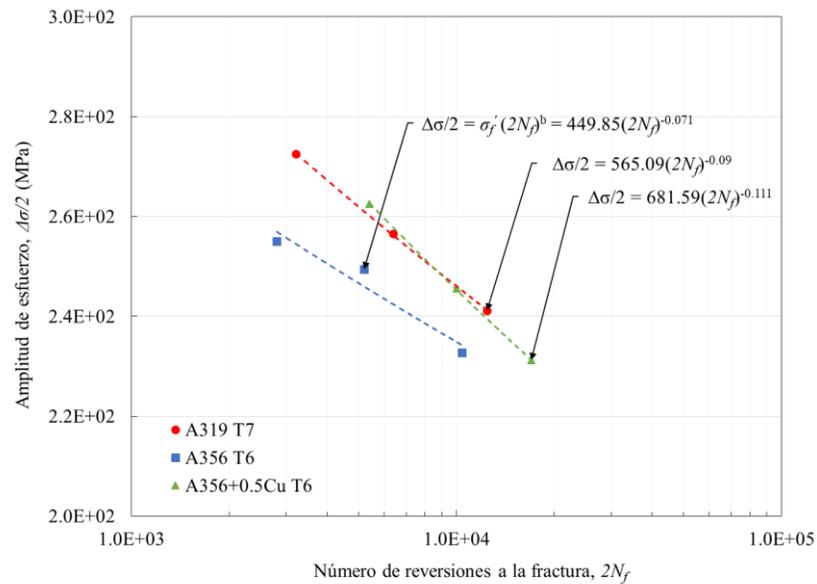


Figura 5.26 Comportamiento a fatiga de las aleaciones A319 T7, A356 T6 y A356+0.5Cu T6. Amplitud de esfuerzo ($\Delta\sigma/2$) «versus» número de reversiones a falla ($2N_f$).

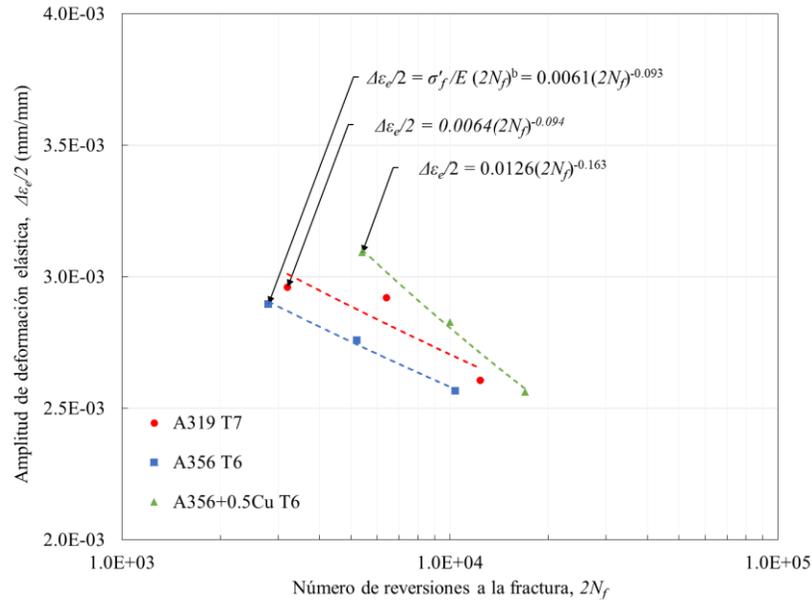


Figura 5.27 Comportamiento a fatiga de las aleaciones A319 T7, A356 T6 y A356+0.5Cu T6. Amplitud de deformación plástica ($\Delta\epsilon_p/2$) «versus» número de reversiones a falla ($2N_f$).

El exponente de ductilidad a la fatiga (c), constituido como la potencia a la que se eleva la vida en reversiones a la fractura ($2N_f$) y, a su vez, directamente proporcional a la amplitud de deformación plástica real ($\Delta\epsilon_p/2$), se determinó de la pendiente de la gráfica $\log(\Delta\epsilon_p/2)$ «versus» $\log(2N_f)$. A su vez, el coeficiente de ductilidad a la fatiga (ϵ_f), constituido como la deformación plástica necesaria para causar la falla en una inversión, se determinó de la intersección de la gráfica $\log(\Delta\epsilon_p/2)$ «versus» $\log(2N_f)$, en $2N_f = 1$, como se observa en la Figura 5.28.

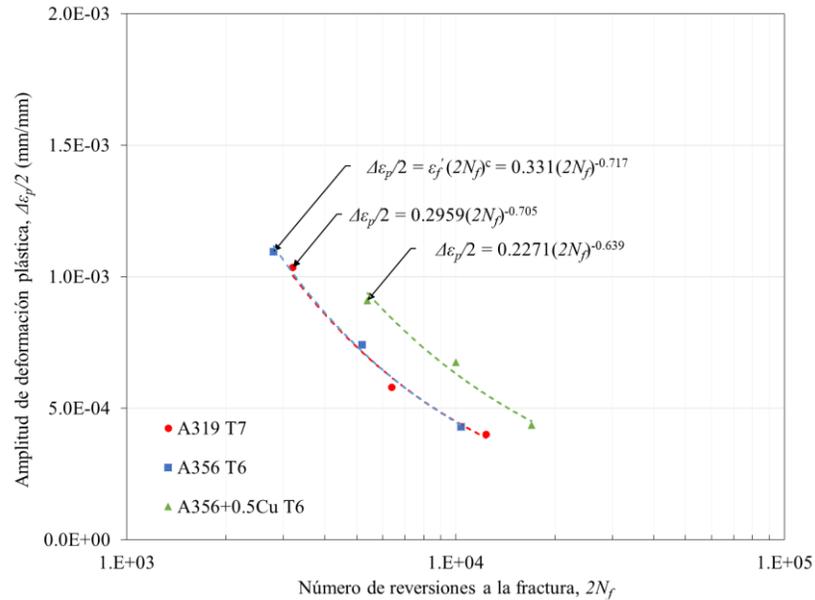


Figura 5.28 Comportamiento a fatiga de las aleaciones A319 T7, A356 T6 y A356+0.5Cu T6. Amplitud de deformación plástica ($\Delta\varepsilon_p/2$) «versus» número de reversiones a falla ($2N_f$).

El exponente de endurecimiento cíclico (n') y el coeficiente de endurecimiento cíclico (K'), como se indica en las Ecuaciones (5.13) y (5.14), respectivamente, se determinaron al ajustar los datos de amplitud de esfuerzo estable ($\Delta\sigma/2$) «versus» a la amplitud de deformación plástica ($\Delta\varepsilon_p/2$), como se observa en la Figura 5.29. Por otra parte, la vida a la fatiga, en dichas aleaciones, disminuyó a medida que aumentó la amplitud de deformación ($\Delta\varepsilon/2$), es decir, las reversiones a la fractura ($2N_f$) fueron sensibles a la amplitud de deformación plástica ($\Delta\varepsilon_p/2$), como se observa en la Figura 5.30.

$$K' = \frac{\sigma_f'}{(\varepsilon_f')^c} \quad (5.13)$$

$$n' = \frac{b}{c} \quad (5.14)$$

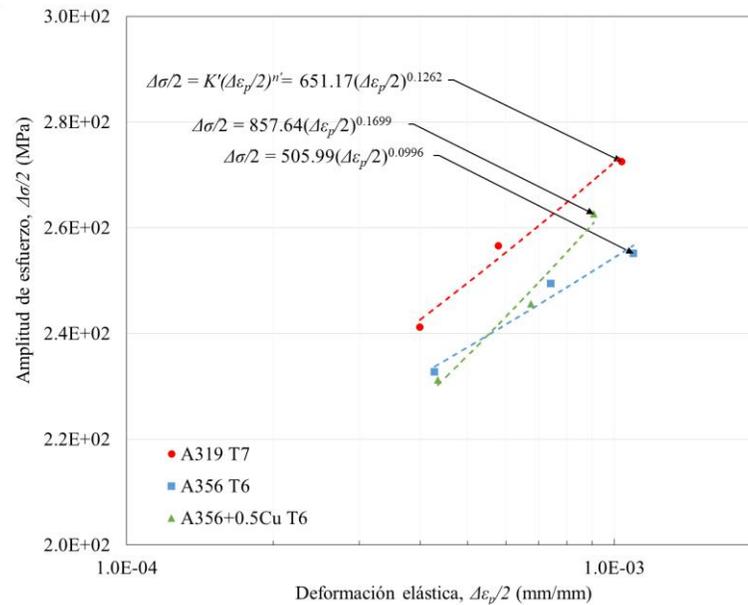


Figura 5.29 Comportamiento a fatiga de las aleaciones A319 T7, A356 T6 y A356+0.5Cu T6. Amplitud de esfuerzo ($\Delta\sigma/2$) «versus» amplitud de deformación plástica ($\Delta\varepsilon_p/2$).

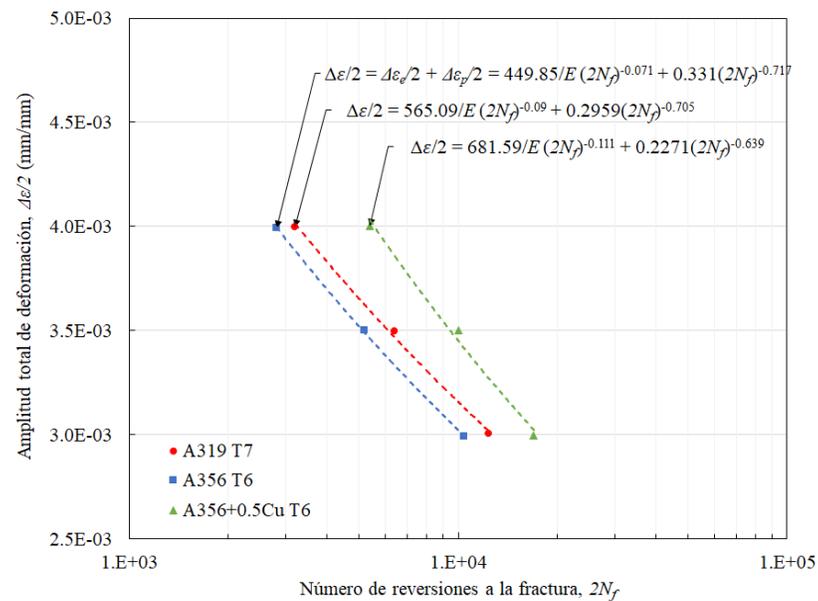


Figura 5.30 Comportamiento a fatiga de las aleaciones A319 T7, A356 T6 y A356+0.5Cu T6. Amplitud de deformación total ($\Delta\varepsilon/2$) «versus» número de reversiones a falla ($2N_f$).

Para una mejor comprensión del fenómeno de fatiga, se sugirió incluir el parámetro de rigidez dinámica (k_f), como se indica en la Ecuación (5.15).

$$k_f = \frac{F_{max} - F_{min}}{d_{max} - d_{min}} \quad (5.15)$$

Donde F_{max} (kN) y F_{min} (kN) son las cargas cíclicas superior e inferior del ciclo de histéresis, en tanto que d_{max} (mm) y d_{min} (mm) son los desplazamientos cíclicos superior e inferior, respectivamente. Así, el parámetro de rigidez dinámica (k_f), constituido como la fuerza aplicada en relación con el desplazamiento que se produjo en un número de reversiones a la fatiga, a una frecuencia (f), se determinó a través de la pendiente de la recta entre dos puntos de carga-desplazamiento. A su vez, el coeficiente de rigidez dinámica (A) y el exponente de rigidez dinámica (m), se determinaron al ajustar los datos de rigidez dinámica (k_f) «versus» la vida reversiones a la fractura ($2N_f$), como se observa en la Figura 5.31.

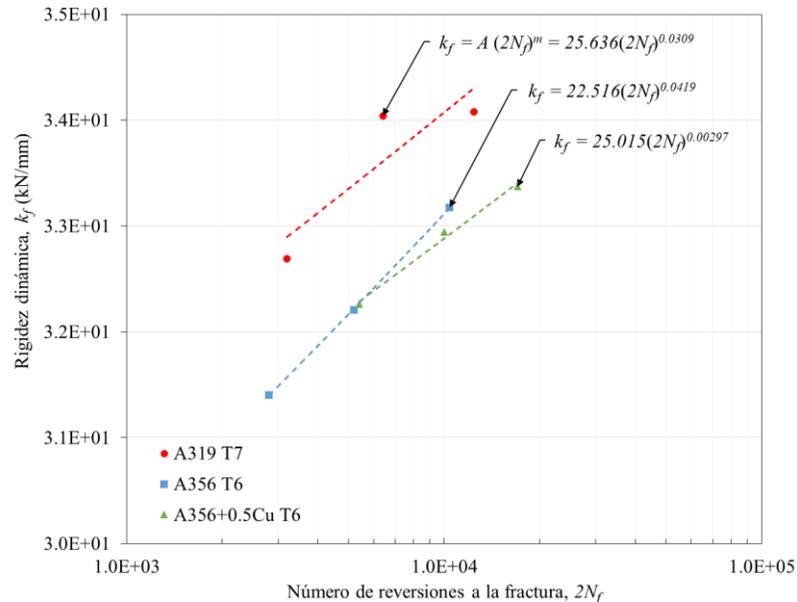


Figura 5.31 Comportamiento a fatiga de las aleaciones A319 T7, A356 T6 y A356+0.5Cu T6. Rigidez dinámica (k_f) «versus» número de reversiones a falla ($2N_f$).

De tal manera que, a través de los parámetros de vida a la fatiga, previamente descritos, se determinó que la aleación A319 T7 presentó un mayor coeficiente de rigidez dinámica (25.63), atribuido principalmente a una mayor precipitación de partículas de Al_2Cu , como principal elemento de endurecimiento. Sin embargo, la presencia de intermetálicos de $\alpha\text{-Fe}$ y $\beta\text{-Fe}$, perjudicó su ductilidad [136-139, 147, 175, 205]. Lo cual, indicó que dicha aleación presentó un comportamiento (dinámico) más rígido [147, 180, 181]. En tanto que la aleación A356+0.5Cu T6 (22.51), presentó un mayor coeficiente de rigidez dinámica (25.01) que en aleación A356 T6, empero, menor que la A319 T7 (véase las Figura 5.31). Así, dicho cociente (A) midió el cambio relativo del desplazamiento que se originó, en dichas aleaciones, en relación con la carga cíclica, a lo largo del número de reversiones a la fractura ($2N_f$).

Por otra parte, la aleación A356 T6 presentó un mayor exponente de rigidez (0.0419), seguida de las aleaciones A319 T7 y A356+0.5Cu T6. Lo cual, indicó que dicho potencial (m) midió la cantidad de veces que aumentó la rigidez dinámica (k_f), en dichas aleaciones, en relación con el número de reversiones a la fractura ($2N_f$). De tal manera que, a diferencia de la resistencia a la fatiga, la cual, determinó la actuación del esfuerzo, que produjo la deformación plástica, la rigidez dinámica indicó la capacidad para reducir la deformación por la acción del esfuerzo.

A su vez, la aleación A356 T6 presentó una mayor resistencia a la deformación plástica de dichas aleaciones, en relación con su ductilidad. Esto es, un mayor coeficiente (0.331) y exponente de ductilidad a la fatiga (-0.717). De tal manera que, dicha aleación presentó una mayor resistencia a la deformación plásticamente, causado por la falla en una inversión [136-139], atribuido a la presencia partículas de Mg_2Si [148-150, 176-178, 205], como principal elemento de endurecimiento; en tanto que, presentó un menor coeficiente (449 MPa) y exponente de resistencia a la fatiga (-0.071) y, a su vez, un menor coeficiente (505 MPa) y exponente de endurecimiento cíclico (0.099).

Por último, la aleación A356+0.5Cu T6, presentó un mayor coeficiente (681MPa) y exponente de resistencia a la fatiga (-0.111) y, a su vez, un mayor coeficiente (857 MPa) y exponente de endurecimiento cíclico (0.169). Además, presentó un menor coeficiente (0.227) y exponente de ductilidad a la fatiga (-0.639), lo cual, indicó un comportamiento más dúctil y, a su vez, una mayor tenacidad (dinámica), es decir, una mejor relación de la resistencia con la ductilidad, atribuida a una mayor presencia de partículas de Al_2Cu , como principal elemento de endurecimiento, así como partículas de Mg_2Si [176-178, 205].

De tal manera que la aleación A356+0.5Cu T6, presentó una mayor vida a la fatiga, es decir, una mejor capacidad para disipar la energía cinemática en energía plástica de dichas aleaciones, en función del esfuerzo aplicado y el número de reversiones a la fatiga. Dicho lo anterior y, a su vez, considerando que la aleación A356+0.5Cu T6 presentó una mayor vida a la fatiga de transición ($2N_f$), se infirió que a una mayor amplitud de deformación ($\Delta\varepsilon/2$), el aumento de la vida a la fatiga dependió, en mayor medida, a la ductilidad, en tanto que a una menor amplitud de deformación $\Delta\varepsilon/2$, dependió en mayor medida a la resistencia a la deformación.

Así, el comportamiento óptimo de la vida a la fatiga de dichas aleaciones, dependió en gran medida de una buena resistencia en relación con la ductilidad, como la mutua determinación con los parámetros microestructurales y, a su vez, con los parámetros del proceso de fundición, y viceversa. Por otra parte, el módulo elástico monotónico (E), fue aproximadamente el mismo que en el primer ciclo de histéresis, como se observa en las Figura 5.17 a 5.19, respectivamente. Sin embargo, el módulo de elasticidad cíclico (E') fue mayor en el ciclo de histéresis estables, en dichas aleaciones, que bajo condiciones de carga monotónica (véase las Tablas 5.3 y 5.4). Lo cual, indicó que la tasa o la razón de cambio de la pendiente o módulo de rigidez, cambió a lo largo de su historial de deformación plástica, como se observa en las Figura 5.23 a 5.25, respectivamente.

Ahora que, la selección de una sola velocidad de enfriamiento, durante la solidificación³³, determinó los parámetros microestructurales [174] y, a su vez, a través de los tratamientos térmicos, determinaron las propiedades mecánicas (véase la Tabla 5.5). Sin embargo, como se discutirá más adelante, defectos inherentes al proceso de vaciado, como, por ejemplo, la porosidad, dominaron el fenómeno de nucleación de dichas aleaciones³⁴; en tanto que el fenómeno de propagación de la grieta, en el primer ciclo de histéresis, fue inicialmente determinado por el movimiento de dislocaciones entre partículas precipitadas de Al_2Cu y $\beta-Mg_2Si$ [46-48, 187, 205], continuando con la coalescencia de microgrietas a través de la región con mayor densidad de defectos y partículas quebradizas³⁵; hasta crecer a grietas de tamaño macroscópico y, por último, presentando un modo de fractura, dúctil de coalescencia de microporos, hasta la falla final³⁶.

En síntesis, se validó la hipótesis que enuncia que el comportamiento de las propiedades mecánicas, a través de sistemas de ensayos cíclicos, fue notablemente diferenciado al comportamiento estático, es decir, bajo condiciones de carga monotónica (véase Tabla 5.5). Así, dichas aleaciones presentan un comportamiento diferenciado de los mecanismos de endurecimiento monotónico y cíclico.

³³ Estudios como el de MO Defeng, et al., exponen cómo a medida que aumenta el espaciamento dendrítico secundario (EDS), más gruesos son los microconstituyentes [23, 24]. Por otra parte, disminuye el exponente de endurecimiento monotónico (n) [193].

³⁴ Nucleación de la grieta por fatiga en aleación hipoeutéctica: A319 T7 [182, 183, 189], A356 T6 [137-139, 155] y A356+0.5Cu T6 [168, 177, 187].

³⁵ Estudios como el de Ram, S.C., et al., exponen cómo la dureza de la partícula de Mg_2Si (450HV) es menor que las partículas de Si eutéctico (1148HV), es decir, la partícula de Mg_2Si es menos quebradiza [196-200]. Sin embargo, dichas partículas actúan aumentando la energía requerida para la deformación de la red cristaliza; en tanto que propician la propagación intergranular de la grieta [106, 113, 138, 196-200]. Por otra parte, las partículas Al_2Cu resulta ser precipitados no cortables, más fáciles de rodear [100, 118-123, 195].

³⁶ Propagación de la grieta por fatiga en aleación hipoeutéctica: A319 T7 [155, 184, 185], A356 T6 [148-150, 173] y A356+0.5Cu T6 [174, 187-189].

Tabla 5.5 Propiedades mecánicas estáticas y dinámicas de las aleaciones hipoeutécticas.

Sistema de aleaciones	E/E'	K/K'	n/n'	σ_f/σ_f'	b	$\varepsilon_f/\varepsilon_f'$	c
	MPa	MPa	MPa	MPa			
A319 T7	70 / 90.5	658.46 / 651.17	0.16 / 0.1262	325.27 / 565.09	-0.09	0.01 / 0.2959	-0.705
A356 T6	70 / 89.7	421.25 / 505.99	0.11 / 0.0996	307.77 / 449.85	-0.071	0.06 / 0.331	-0.717
A356+0.05Cu T6	70 / 87.1	435.92 / 857.64	0.13 / 0.1699	309.42 / 681.59	-0.111	0.07 / 0.2271	-0.639

Nota: Módulo de elasticidad monotónico (E). Módulo de elasticidad cíclico (E'). Coeficiente de endurecimiento monotónico (K). Exponente de endurecimiento monotónico (n). Coeficiente de resistencia a tensión (σ_f). Coeficiente de ductilidad a la tensión (ε_f). Coeficiente de endurecimiento cíclico (K'). Exponente de endurecimiento cíclico (n'). Coeficiente de resistencia a la fatiga (σ_f'). Exponente de resistencia a la fatiga (b). Coeficiente de ductilidad a la fatiga (ε_f'). Exponente de ductilidad a la fatiga (c). Norma ASTM E8/E8M-16a y ASTM E606/E606M-12.

5.4.4 Efecto Bauschinger

El estudio del comportamiento del efecto Bauschinger de las aleaciones hipoeutécticas A319 T7, A356 T6 y A356+0.5Cu T6, a través de los ensayos de fatiga a bajo ciclo, controlados a 0.30%, 0.35% y 0.40% de amplitud de deformación ($\Delta\varepsilon/2$), permitió caracterizar, en el primer ciclo de histéresis, el comportamiento de los mecanismos de endurecimiento y, a su vez, identificar la contribución de los principales precipitados endurecedores, como Al_2Cu y $\beta\text{-Mg}_2\text{Si}$ [100, 162, 191, 192, 205]. Esto es, la validación de la hipótesis que enuncia que la naturaleza de dichos precipitados determinó el movimiento de las dislocaciones, en la matriz de $\alpha\text{-Al}$, entre las partículas precipitadas [201-205]. Para ello, a través de la curva esfuerzo-deformación cíclica, en el primer ciclo de histéresis, se determinó una serie de parámetros del efecto Bauschinger expresados en términos de esfuerzo (EB_σ), energía (EB_E) y deformación (EB_ε) [79, 94, 99, 120-124, 156, 159-161] y, a su vez, representado a través de un modelo de endurecimiento diacrónico³⁷, se describió el comportamiento dinámico transitorio [101, 102, 110].

En las Figura 5.32 a 5.34 se observan los bucles de histéresis, en el primer ciclo de carga cíclica, donde el área dentro de los bucles, representó la energía por unidad de volumen disipada; siendo mayor esta área al aumentar la deformación aplicada. Por otra parte, la mitad del rango de esfuerzo ($\Delta\sigma$), como el ancho del bucle de punta a punta, no fue igual a la amplitud de esfuerzo ($\Delta\sigma/2$) y, a su vez, la mitad del rango de deformación ($\Delta\varepsilon$), no fue igual a la amplitud de deformación ($\Delta\varepsilon/2$). Lo cual, se diferenció del comportamiento observado en los bucles de histéresis estables.

³⁷ Un modelo de endurecimiento diacrónico, es una representación abstracta y conceptual, en el campo plástico, de la evolución en el tiempo del movimiento de las dislocaciones en sistemas de deslizamiento. El cual, describe (o reproduce) no sólo el comportamiento dinámico transitorio, en el primer ciclo de histéresis, sino también a lo largo del historial de deformación plástica. Esto, a través del análisis de sus determinaciones y por la constitución de las categorías.

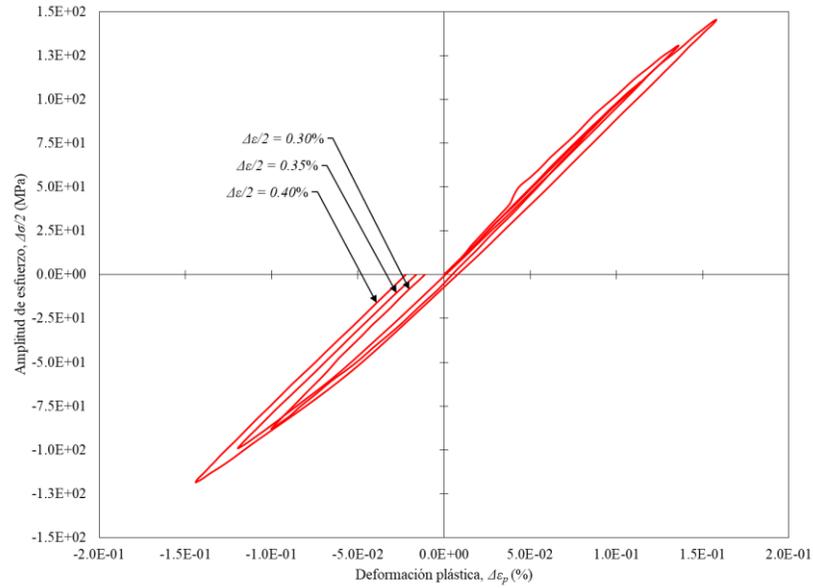


Figura 5.32 Primer ciclo de histéresis esfuerzo-deformación de la aleación A3519 T7, controlado a 0.30%, 0.35% y 0.40% de amplitud de deformación ($\Delta\varepsilon/2$). Amplitud de esfuerzo total ($\Delta\sigma/2$) «versus» deformación plástica ($\Delta\varepsilon_p$).

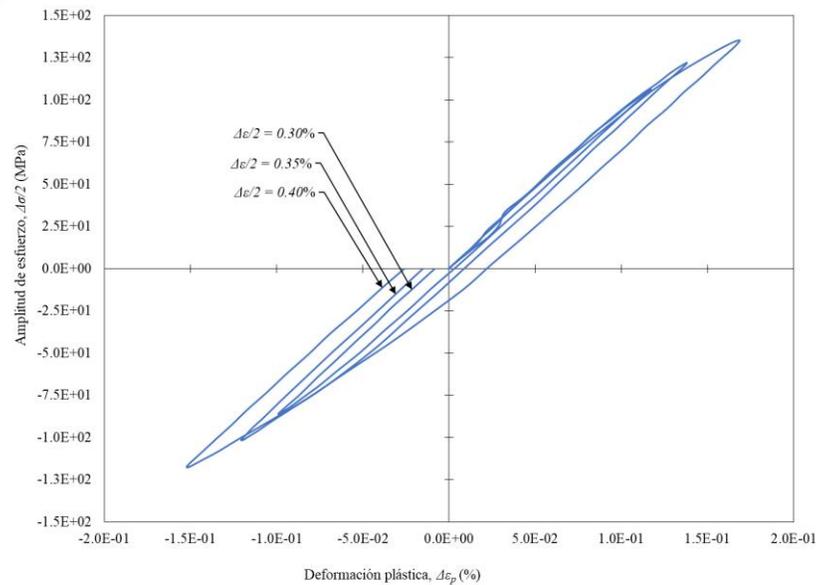


Figura 5.33 Primer ciclo de histéresis esfuerzo-deformación de la aleación A356 T6, controlado a 0.30%, 0.35% y 0.40% de amplitud de deformación ($\Delta\varepsilon/2$). Amplitud de esfuerzo total ($\Delta\sigma/2$) «versus» deformación plástica ($\Delta\varepsilon_p$).

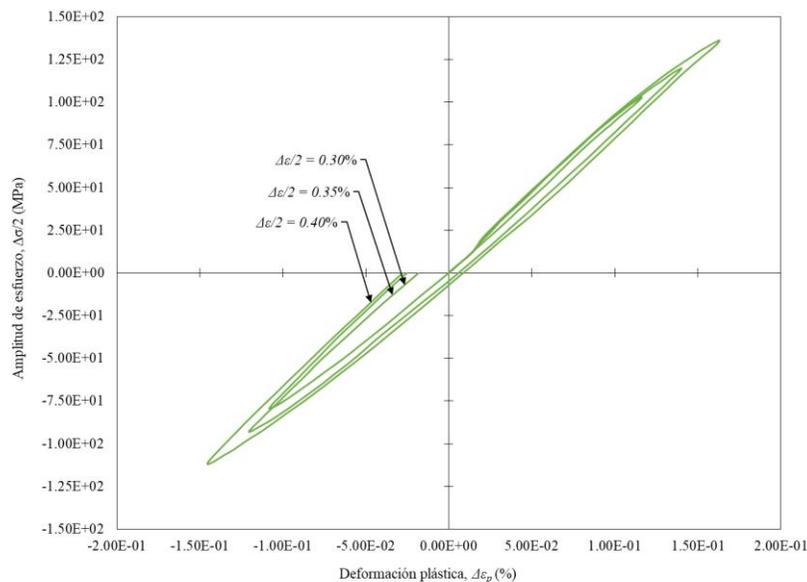


Figura 5.34 Primer ciclo de histéresis esfuerzo-deformación de la aleación A356+0.5Cu T6, controlado a 0.30%, 0.35% y 0.40% de amplitud de deformación ($\Delta\epsilon/2$). Amplitud de esfuerzo total ($\Delta\sigma/2$) «versus» deformación plástica ($\Delta\epsilon_p$).

De tal manera que dichas aleaciones presentaron, en el primer ciclo de histéresis, una reducción en la magnitud de su límite elástico cuando la dirección de la deformación fue inversa (a compresión) [93]. Lo cual, indicó un comportamiento de ablandamiento permanente [120, 122, 142], es decir, un comportamiento dinámico transitorio. Este transitorio es el efecto Bauschinger, el cual, se caracterizó a través de la Ecuación (5.16), expresado en términos de esfuerzo (EB_σ) [94, 99, 101, 118].

Por otra parte, el modelo de endurecimiento bajo condiciones de carga cíclica, se determinó a través del esfuerzo efectivo (σ_{ef}), constituido como la diferencia entre el esfuerzo a tensión (σ_f) y compresión (σ_r), representativo del punto medio de la diferencia de esfuerzos. Esto es, el endurecimiento isotrópico (R), como se indica en la Ecuación (5.17).

A su vez, a través del esfuerzo interno (σ_{int}), se determinó el endurecimiento cinemático (α), como se indica en la Ecuación (5.18). La relación del endurecimientos cinemático a isotrópico ($EB_{\alpha/R}$), se indica en la Ecuación (5.19) [100-102, 110, 118, 120-122, 154, 159-162].

$$EB_{\sigma} = \frac{|\sigma_f| - |\sigma_r|}{|\sigma_f|} \quad (5.16)$$

$$\sigma_{ef} = \frac{\sigma_f - \sigma_r}{2} \quad (5.17)$$

$$\sigma_{int} = \frac{\sigma_f + \sigma_r}{2} - 2\sigma_y^f \quad (5.18)$$

$$EB_{\alpha/R} = \frac{\sigma_f + \sigma_r}{\sigma_f - \sigma_r} - 2\sigma_y^f \quad (5.19)$$

Donde el límite elástico a tensión (σ_y^f), constituido como el esfuerzo que causó una cantidad específica de deformación plástica, se determinó construyendo una línea de pendiente o módulo de elasticidad (E) a una deformación de 0.2% y esfuerzo cero. Esto es, el esfuerzo a tensión (σ_f) donde la línea construida interceptó la curva esfuerzo-deformación. Además, se determinó el límite elástico a compresión (σ_y^r), con la aclaración que fue a través de la intercepción de la línea construida con la curva esfuerzo-deformación a compresión (σ_r) [94, 121, 123, 157, 159]. Por otra parte, el comportamiento del efecto Bauschinger expresado en términos de energía (EB_E) y, a su vez, en términos de (EB_{ϵ}), se determinaron con los parámetros indicados en las Ecuaciones (5.20) y (5.23), respectivamente [101, 122-124, 154].

En tanto que, la deformación plástica ($\Delta\varepsilon_p$) se determinó restando la deformación elástica ($\Delta\varepsilon_e$) del rango deformación ($\Delta\varepsilon$) en la dirección a tensión (σ_f). De tal manera que la deformación Bauschinger ($\Delta\varepsilon_{EB}$), se determinó restando la deformación elástica ($\Delta\varepsilon_e$) del rango deformación ($\Delta\varepsilon$), en la dirección a compresión (σ_r), como se indica en las Ecuaciones (5.21) y (5.22), respectivamente [94, 123, 146, 149, 159-162].

$$EB_E = \frac{1}{2} \left\{ \frac{|\sigma_f| - |\sigma_r|}{|\sigma_f| - |\sigma_y^f|} \right\} \quad (5.20)$$

$$\Delta\varepsilon_p = \Delta\varepsilon_f - \Delta\varepsilon_e \quad (5.21)$$

$$\Delta\varepsilon_B = \Delta\varepsilon_r - \Delta\varepsilon_e \quad (5.22)$$

$$EB_\varepsilon = \frac{\varepsilon_B}{\varepsilon_p} \quad (5.23)$$

Una vez definidos los parámetros del efecto Bauschinger, expresados en términos de: esfuerzo (EB_σ), energía (EB_E) y deformación (EB_ε), se graficaron como una función de la deformación en coordenadas logarítmicas para visualizar su correlación. Lo cual, permitió caracterizar el comportamiento, en el primer ciclo de histéresis, de dichas aleaciones.

En la Figura 5.35 se observa una disminución en el comportamiento del parámetro del esfuerzo Bauschinger (EB_{σ}) de la aleación A356+0.5Cu T6 a medida que aumentó la deformación ($\Delta\varepsilon$), seguida de las aleaciones A319 T7 y A356 T6. Esto, indicó que dichas aleaciones presentaron de forma patente el efecto Bauschinger. De tal manera que dicho parámetro, cuantificó la cantidad del esfuerzo de retorno originado por el movimiento de dislocaciones, en la matriz de α -Al, entre las partículas precipitadas.

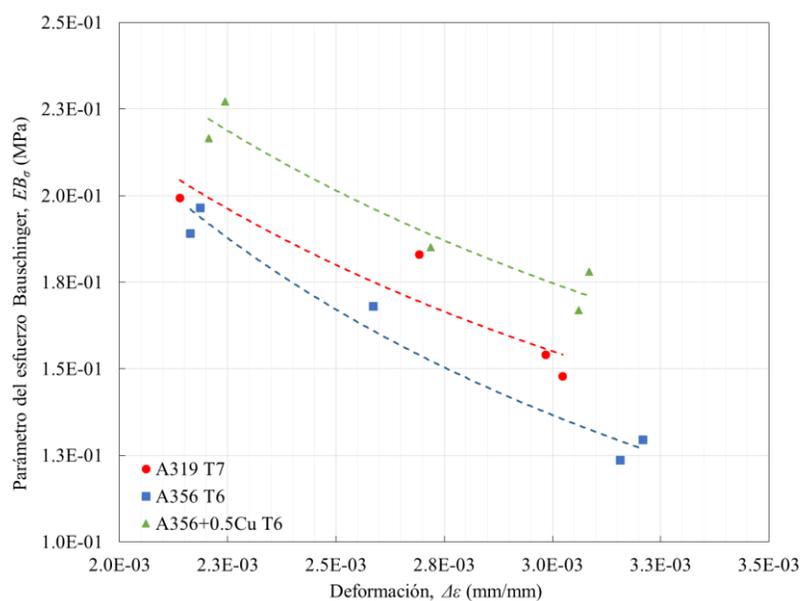


Figura 5.35 Comportamiento del parámetro del efecto Bauschinger en términos de esfuerzo de las aleaciones A319 T7, A356 T6 y A356+0.5Cu T6. Parámetro del esfuerzo Bauschinger (EB_{σ}) «versus» deformación ($\Delta\varepsilon$).

En la Figura 5.36 se observa una disminución en el comportamiento de la definición del efecto Bauschinger (EB_D) de la aleación A319 T7 a medida que aumentó la deformación ($\Delta\varepsilon$), seguida de las aleaciones A356+0.5Cu T6 y A356 T6. Esto, indicó que el efecto Bauschinger disminuyó a medida que aumentó la deformación, como se indica en la Ecuación (5.24).

$$EB_D = \frac{\sigma_r - \sigma_y^f}{\sigma_r} \quad (5.24)$$

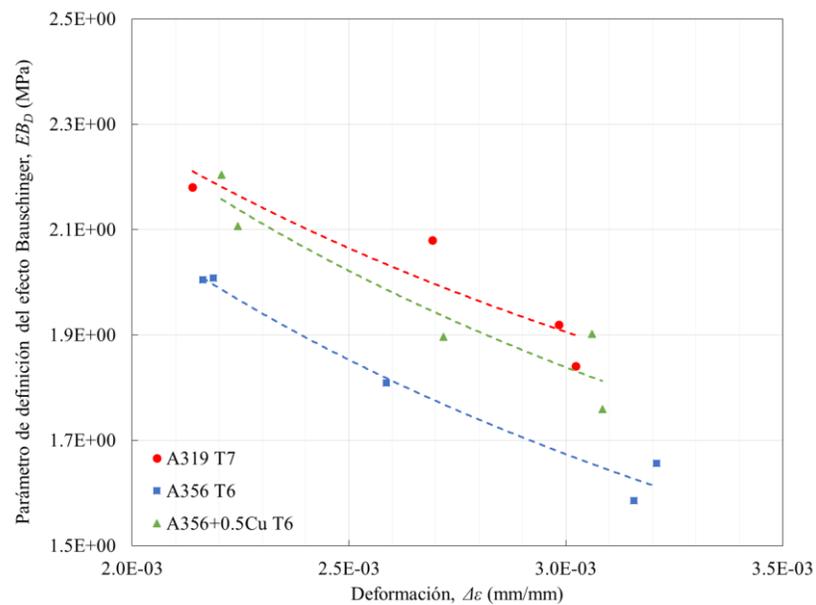


Figura 5.36 Comportamiento del efecto Bauschinger de las aleaciones A319 T7, A356 T6 y A356+0.5Cu T6. Parámetro de definición del efecto Bauschinger (EB_D) «versus» deformación ($\Delta\varepsilon$).

En la Figura 5.37 se observa un aumento linealmente proporcional del comportamiento del parámetro de deformación Bauschinger (EB_ϵ) de la aleación A356+0.5Cu T6 a medida que aumentó la deformación plástica ($\Delta\epsilon_p$), seguida de la A319 T6 y A356 T6. Esto, indicó que dichas aleaciones se ajustaron a un comportamiento tipo Masing [76, 155], como se indica en la Ecuación (5.23).

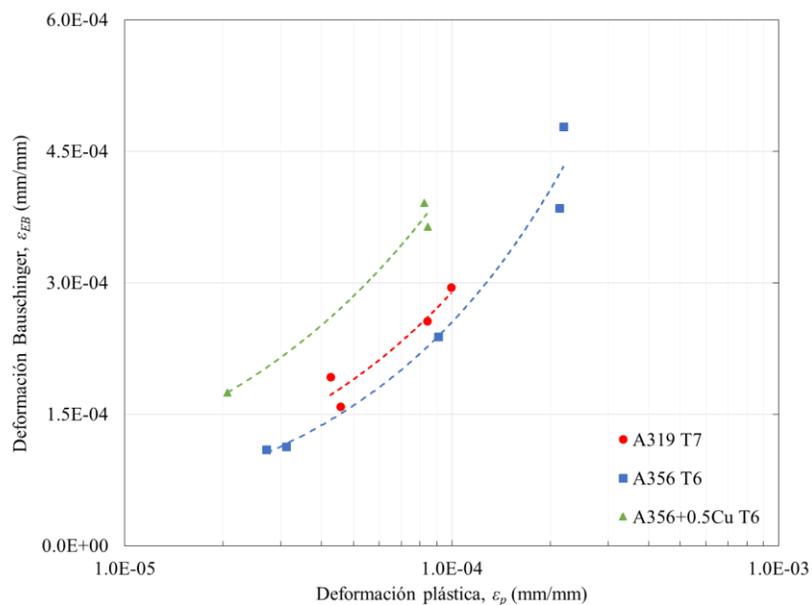


Figura 5.37 Comportamiento del efecto Bauschinger en términos de la deformación (EB_ϵ) de las aleaciones A319 T7, A356 T6 y A356+0.5Cu T6. Deformación Bauschinger ($\Delta\epsilon_{EB}$) «versus» deformación plástica ($\Delta\epsilon_p$).

En la Figura 5.38 se observa un aumento en el comportamiento de la relación del endurecimiento cinemático a isotrópico ($EB_{\omega/R}$) de la aleación A356 T6 a medida que aumentó la deformación ($\Delta\varepsilon$), seguida de las aleaciones A356+0.5Cu T6 y A319 T7. Esto, indicó que el límite elástico fue mayor a tensión (σ_f) que a compresión (σ_r), es decir, el endurecimiento cinemático (α) aumentó a medida que lo hizo la deformación plástica ($\Delta\varepsilon$).

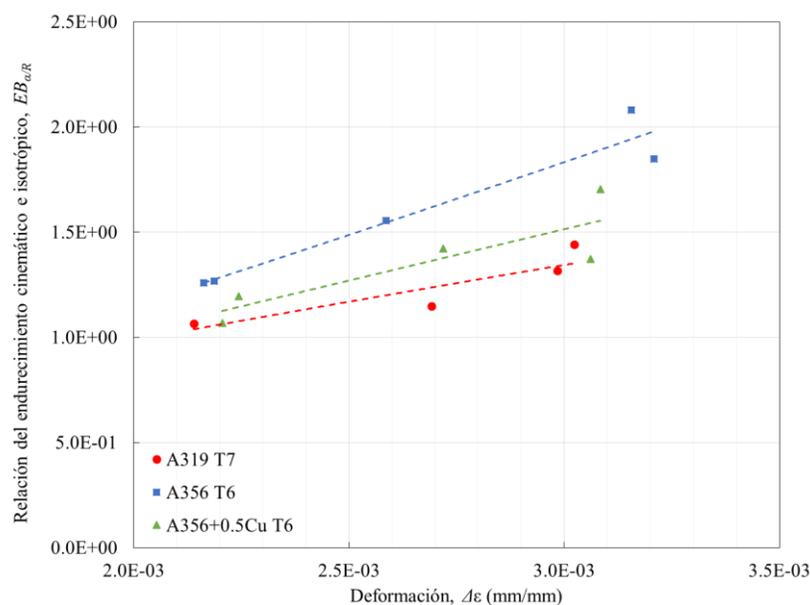


Figura 5.38 Comportamiento del efecto Bauschinger de las aleaciones A319 T7, A356 T6 y A356+0.5Cu T6. Relación del endurecimiento cinemático e isotrópico ($EB_{\omega/R}$) «versus» deformación ($\Delta\varepsilon$).

A su vez, al ser notablemente mayor el endurecimiento cinemático (α) que el endurecimiento isotrópico (R), como se observa en la Figura 5.39, indicó un proceso de ablandamiento permanente, en el primer ciclo de histéresis, atribuido al deslizamiento de dislocaciones entre barreras energéticas.

Este comportamiento dinámico transitorio, se tiene que diferenciar del ablandamiento cíclico, es decir, a la deformación plástica localizada, previo a la fractura dúctil por la unión e interacción entre microporos.

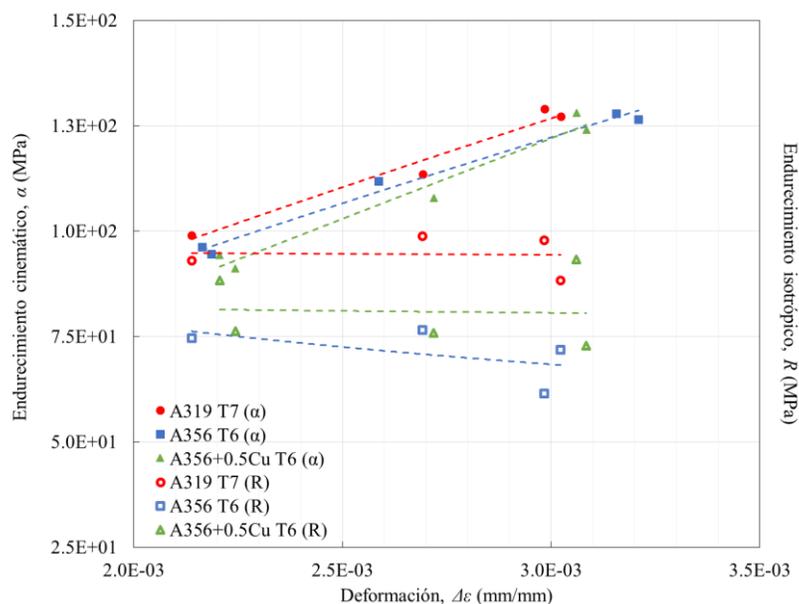


Figura 5.39 Comportamiento del efecto Bauschinger de las aleaciones de las aleaciones A319 T7, A356 T6 y A356+0.5Cu T6. Endurecimiento cinemático (α) «versus» deformación ($\Delta\epsilon$). Endurecimiento isotrópico (R) «versus» deformación ($\Delta\epsilon$).

En síntesis, el comportamiento, en el primer ciclo de histéresis, correspondió a un modelo de endurecimiento cinemático³⁸. Esto, indicó que la velocidad o cantidad de ablandamiento permanente, en el primer ciclo de histéresis, fue determinada por la presencia de los elementos microconstituyentes, en dichas aleaciones.

³⁸ La presencia del efecto Bauschinger, complica enormemente el modelado de la deformación plástica, por lo que un modelo abstracto y conceptual, denominado modelo de endurecimiento cinemático, se utiliza generalmente para representarlo [61, 73, 120, 121]. El cual, se ha observado en los metales policristalinos, así como en monocristales [61, 120]. Por su parte, dicho fenómeno puede explicarse por la anisotropía de campos de dislocación, causada por el historial de deformación plástica [73, 121].

La disminución del efecto Bauschinger, a medida que aumentó en la deformación plástica aplicada (véase la Figura 5.36), indicó que el proceso de deformación plástica en la aleación A356+0.5Cu T6 (Al-7.22Si-0.26Mg), inicialmente, fue controlado por el movimiento de dislocaciones entre partículas de Al₂Cu, como principal elemento de endurecimiento [100, 123, 159, 192, 205]. Siendo constitutivo de un comportamiento de tipo Masing [76, 155] (véase la Figura 5.37). De tal manera que dichas partículas, obstruyeron físicamente el movimiento de las dislocaciones durante la deformación en la dirección a tensión, resultando ser más sencillo rodearlas, sin romperlas, es decir, formando un bucle de dislocaciones de Orowan alrededor de dichos precipitado [117, 142, 195, 201].

Por otra parte, durante la deformación en la dirección a compresión, dichas barreras se removieron, requiriendo de una menor energía para iniciar el movimiento invertido de las dislocaciones acumuladas, dentro de la matriz α -Al [118-120, 205], cuando la deformación plástica fue pequeña [159, 192]. En cambio, cuando el ablandamiento permanente ocurrió masivamente, esto, al aumentar la deformación plástica aplicada, la contribución de los esfuerzos internos de largo alcance se volvió preponderante, determinando el comportamiento del efecto Bauschinger [95-101, 154]. Lo cual, fue debido a que durante la deformación en la dirección a compresión, el movimiento de dislocaciones se activó en sistemas secundarios de deslizamiento, constituidos como la combinación del plano cristalográfico sobre los que se movieron las dislocaciones, en una dirección de deslizamiento [120, 196]. Lo cual, dio como resultado el aumento en la tasa de generación de barreras, por lo que ocurrió a una menor deformación plástica.

En tanto que la aleación A319 T7 (Al-8.17Si-3.09Cu), con una mayor presencia de partículas de Al₂Cu, presentó una disminución en la energía para iniciar el movimiento invertido de las dislocaciones, dentro de la matriz α -Al, entre dichas partículas precipitadas [194, 195, 205]. Sin embargo, la presencia de intermetálicos de α -Fe y β -Fe [175], con forma acicular o plaquetas, se consideró más propensa a fracturas y agrietamiento, así como perjudicial a su ductilidad [147].

A su vez, la aleación A356 T6 (Al-7.39Si-0.37Mg), con una mayor presencia de partículas de Mg_2Si [100, 101, 154, 162, 205], como principal elemento de endurecimiento que la aleación A356+0.5Cu T6, aumentó la energía requerida para el movimiento de dislocaciones; es decir, dichas partículas obstruyeron físicamente el movimiento de las dislocaciones durante la deformación, dentro de la matriz α -Al [205, 206]. Lo cual, permitió demostrar que la naturaleza de los precipitados, en el primer ciclo de histéresis, determinó la medida del esfuerzo de retorno (véase la Figura 5.35), que desarrollaron dichas aleaciones por el movimiento de dislocaciones, en la matriz de α -Al, entre las partículas precipitadas. Lo que originó un ablandamiento permanente (véase la Figura 5.38). Esto es el efecto Bauschinger.

En la Figura 5.40 se observa una disminución del comportamiento del parámetro de energía Bauschinger (EB_E) de la aleación A319 T7, a medida que aumentó la deformación ($\Delta\varepsilon$), seguida de las aleaciones A356+0.5Cu T6 y A356 T6.

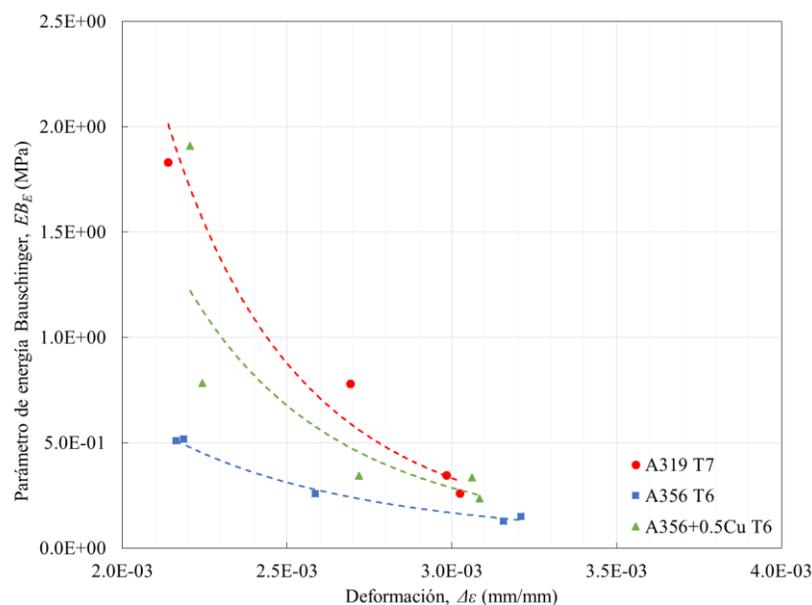


Figura 5.40 Comportamiento del efecto Bauschinger de las aleaciones A319 T7, A356 T6 y A356+0.5Cu T6. Parámetro de energía Bauschinger (EB_E) «versus» deformación ($\Delta\varepsilon$).

De tal manera que, a través del parámetro de energía Bauschinger, se determinó el trabajo originado por el efecto Bauschinger, es decir, la forma de transmisión de la energía por deformación, en el primer ciclo de histéresis, asociada con el deslizamiento de la dislocación. La cual, fue inversamente correlacionado en relación con el endurecimiento cinemático a isotrópico ($EB_{\omega R}$), como se observa en la Figura 5.38. Ahora que, para tener una mejor comprensión del efecto Bauschinger, se sugirió caracterizar el comportamiento del ablandamiento permanente, a través de la pendiente de la relación del esfuerzo efectivo (σ_{ef}) con la deformación plástica ($\Delta\varepsilon_p$), como se indica en la Ecuación (5.25).

$$2 * \sigma_{int} = \sigma_f - |\sigma_r| = A_{EB}(\varepsilon_p)^{m_{EB}} \quad (5.25)$$

Donde A_{EB} y m_{EB} son características de dichas aleaciones. En la Figura 5.41 se observa el aumento de este parámetro, en la aleación A319 T7 a medida que aumentó la deformación plástica ($\Delta\varepsilon_p$), seguida de las aleaciones A356+0.5Cu T6 y A356 T6. Lo cual, indicó que dichas aleaciones presentaron un ablandamiento permanente, al aumentar este parámetro con la deformación plástica ($\Delta\varepsilon_p$).

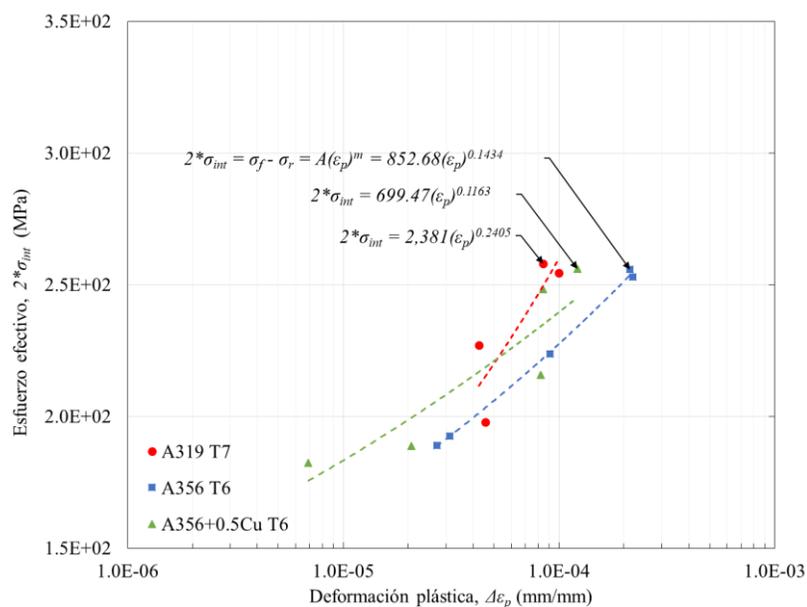


Figura 5.41 Comportamiento del efecto Bauschinger de las aleaciones A356 T6 y A356+0.5Cu T6. Parámetro de esfuerzo efectivo (σ_{ef}) Bauschinger «versus» deformación ($\Delta\varepsilon_p$).

Por otra parte, se sugirió caracterizar el comportamiento de las propiedades dinámicas, a través de la pendiente de la curva carga-desplazamiento, como se indica en la Ecuación (5.15). Donde el coeficiente de rigidez dinámica (k_o) y el exponente de rigidez dinámica (d), en el primer ciclo de histéresis, se determinaron al ajustar los datos de la amplitud de fuerza ($\Delta F/2$) «versus» la amplitud de desplazamiento ($\Delta d/2$), como se observa en la Figura 5.42.

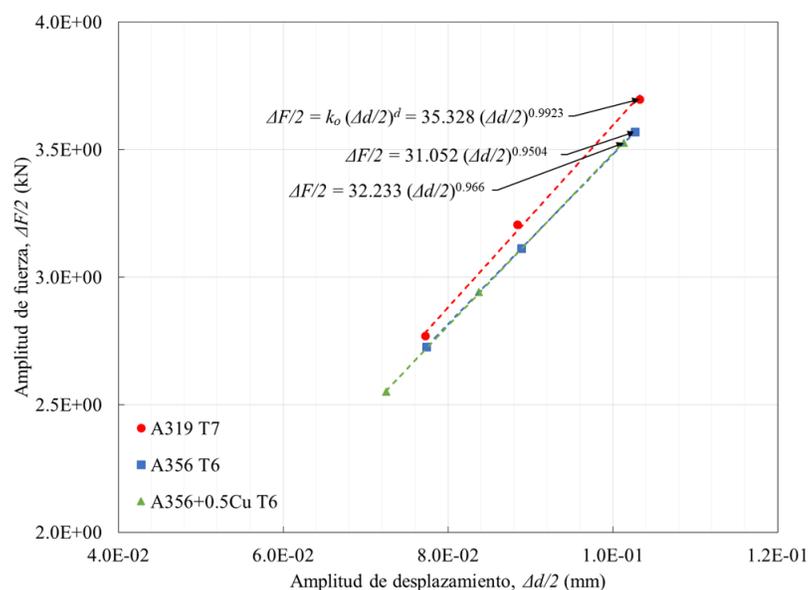


Figura 5.42 Comportamiento de la rigidez dinámica (k_o), en el primer ciclo de histéresis, de las aleaciones A319 T7, A356 T6 y A356+0.5Cu T6. Amplitud de fuerza ($\Delta F/2$) «versus» amplitud de desplazamiento ($\Delta d/2$).

La aleación A319 T7 presentó un mayor coeficiente de rigidez dinámica (35.32), en el primer ciclo de histéresis, como se observa en las Figuras 5.42, atribuida a una mayor precipitación de partículas de Al_2Cu , como principal elemento de endurecimiento, seguida de las aleaciones A356 T6 y A356+0.5Cu T6. Sin embargo, la presencia de intermetálicos de α -Fe y β -Fe, perjudicó su ductilidad [147, 175, 180, 181]. A su vez, la aleación A319 T7, en el primer ciclo de histéresis, presentó una mayor línea de pendientes o módulos de rigidez (0.9923) de dichas aleaciones.

Por otra parte, la aleación A356+0.5Cu T6, presentó aproximadamente el mismo exponente que la aleación A356 T6, como se observa en la Figura 5.42. Sin embargo, la aleación A356+0.5Cu T6 (32.23), con una mayor presencia de partículas de Al_2Cu [100, 123, 159, 192] que la aleación A356 T6, presentó un (ligero) mayor coeficiente de rigidez dinámica (32.23), en el primer ciclo de histéresis, al aumentar la deformación plástica. Lo cual, fue atribuido a la energía requerida para iniciar el movimiento invertido de las dislocaciones, en la matriz de α -Al, entre las partículas precipitadas; tomando a consideración su cantidad y, a su vez, la naturaleza de dichos elementos endurecedores, es decir, de partículas de Al_2Cu y, a su vez, Mg_2Si .

En síntesis, el comportamiento del efecto Bauschinger de las aleaciones A319 T7, A356 T6 y A356+0.5Cu T6, a través de los ensayos de fatiga a bajo ciclo, fue determinado no sólo por su estado real de esfuerzo que produjo la deformación, sino también en relación con la naturaleza de las partículas precipitados presentes, es decir, el principal contribuyente del efecto Bauschinger estuvo en función de la cantidad de partículas precipitadas³⁹ y, a su vez, de su naturaleza, que, al impedir el deslizamiento de las dislocación, dichas aleaciones presentaron una mayor resistencia a la deformación plástica. Lo que originó, un comportamiento dinámico transitorio, en el primer ciclo de histéresis, representado a través de un modelo de endurecimiento cinemático.

³⁹ Estudios como el de Aran A., et al, exponen cómo el aumento en el efecto Bauschinger está en función del aumento del tiempo de envejecimiento; posiblemente hasta que se complete la formación de precipitados no cortables. Por otra parte, el parámetro de esfuerzo Bauschinger (EB_σ) permanece constante [118].

Lo cual, permitió determinar la medida del esfuerzo de retorno que desarrollaron dichas aleaciones por el movimiento de dislocaciones, en la matriz de α -Al, entre las partículas precipitadas. De tal manera que los mecanismos de endurecimiento, tuvieron como fundamento la resistencia a la formación y el movimiento de las dislocaciones, lo que explicó el aumento en la resistencia a la deformación plástica y, a su vez, la disminución de la ductilidad, es decir, la plasticidad de dichas aleaciones fue determinada por el desplazamiento irreversible de dislocaciones. Lo cual, permitió establecer, en el campo plástico, nuevas teorías sobre el comportamiento de los mecanismos de endurecimiento, a través de los parámetros del efecto Bauschinger, como la mutua determinación de los parámetros microestructurales y del proceso de fundición, y viceversa.

5.4.5 Fractografía del ensayo de fatiga a bajo ciclo

En las Figuras 5.43, 5.45 y 5.47 (a, d y g) se observa la superficie de las fracturas por fatiga de las aleaciones hipoeutéctica A319 T7, A356 T6 y A356+0.5Cu T6, a través de microscopía digital (DM), respetivamente. Se apreciaron dos regiones: un área más rugosa y oscura, en la parte superior de la superficie de la fractura, correspondió a la sección transversal restante en el momento de la fractura [135-137], en tanto que la otra área más lisa y clara, en la parte inferior de la superficie, correspondió a la región de propagación de las grietas por fatiga.

Por otra parte, a través del detector de electrones secundarios (SED), se caracterizó la morfología de la superficie cercana al área más lisa y clara, como se observa en las Figuras 5.43, 5.45 y 5.47 (b, e, h, i-l), respectivamente, permitiendo determinar que los defectos inherentes al proceso de vaciado, como, por ejemplo, la porosidad de mayor tamaño y cercano a la superficie⁴⁰, dominaron el fenómeno de nucleación [139-143]. A su vez, a través del detector de electrones retrodispersados (BED-S), se generaron imágenes con diferente brillantez en función de la composición química de la superficie cercana al área más lisa y clara, como se observa en las Figuras 5.43, 5.45 y 5.47 (c, f y i), respectivamente, permitiendo apreciar partículas dañadas, agrietadas y desprendidas [138, 139].

De tal manera que el fenómeno de propagación de la grieta, devino por la coalescencia de microgrietas, a través de regiones con mayor densidad de defectos y partículas quebradizas, hasta crecer a grietas de tamaño macroscópico y, por último, presentando un modo de fractura dúctil por coalescencia, es decir, la unión e interacción entre microporos [139-143]. Además, a través de la espectrometría de energía dispersiva de Rayos X (EDX), se determinó la naturaleza de los microconstituyentes cercanos al área más lisa y clara de la superficie, como se observa en las Figuras 5.44, 5.46 y 5.48, respectivamente. Esto es, el análisis por mapeo y puntual semi-cuantitativo de la composición química de las partículas, presentes, en dichas aleaciones, como: Al_2Cu y $\beta\text{-Mg}_2\text{Si}$ [176-178, 187, 205], así como microconstituyentes intermetálicos de $\alpha\text{-Al}_{15}(\text{Mn, Fe})_3\text{Si}_2$ y $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$ [163-166].

⁴⁰ Estudios como el de González-López, J.R y González-Villareal, J.A., exponen cómo el tamaño de la porosidad causada por gas hidrógeno o microrechupes, guarda una estrecha relación con el número de ciclos a la fractura. Por otra parte, el aumento en la velocidad de enfriamiento, durante la solidificación, propicia un menor porcentaje de porosidad [135, 155].

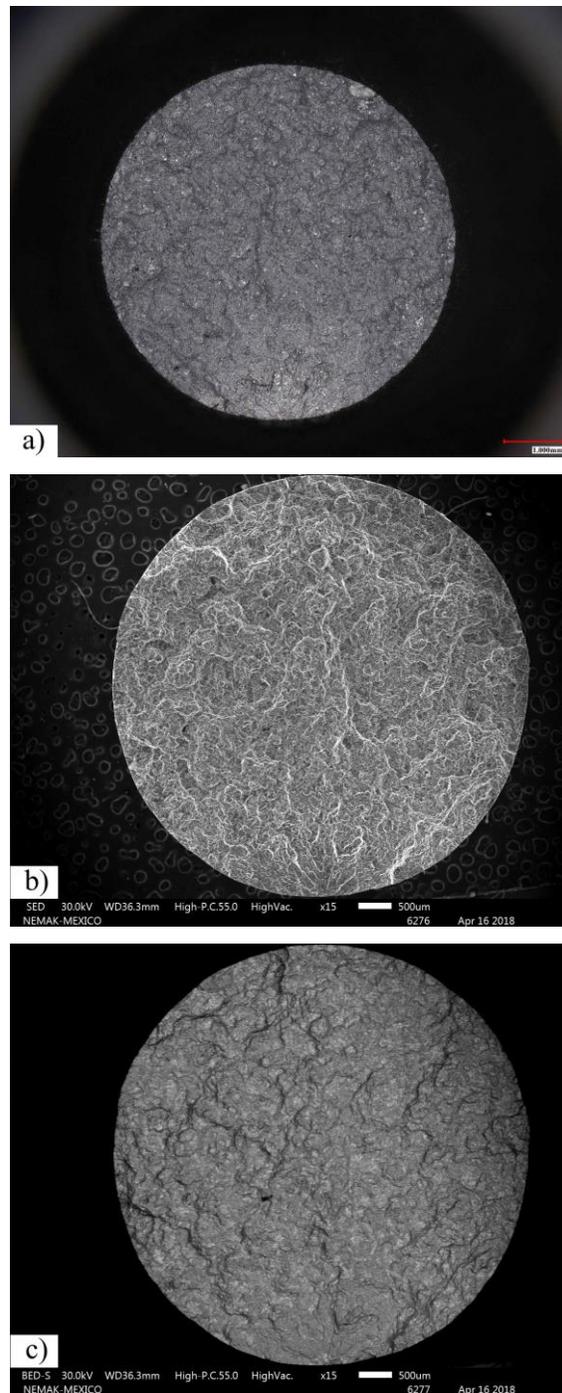


Figura 5.43 Superficie de la fractura por fatiga de la aleación A319 T7, a través de: a) Microscopía digital (MD), a 30x. b) Detector de electrones secundarios (SED), a 15x. c) Detector de electrones retro-dispersados (BED-S), a 15x. Continua.

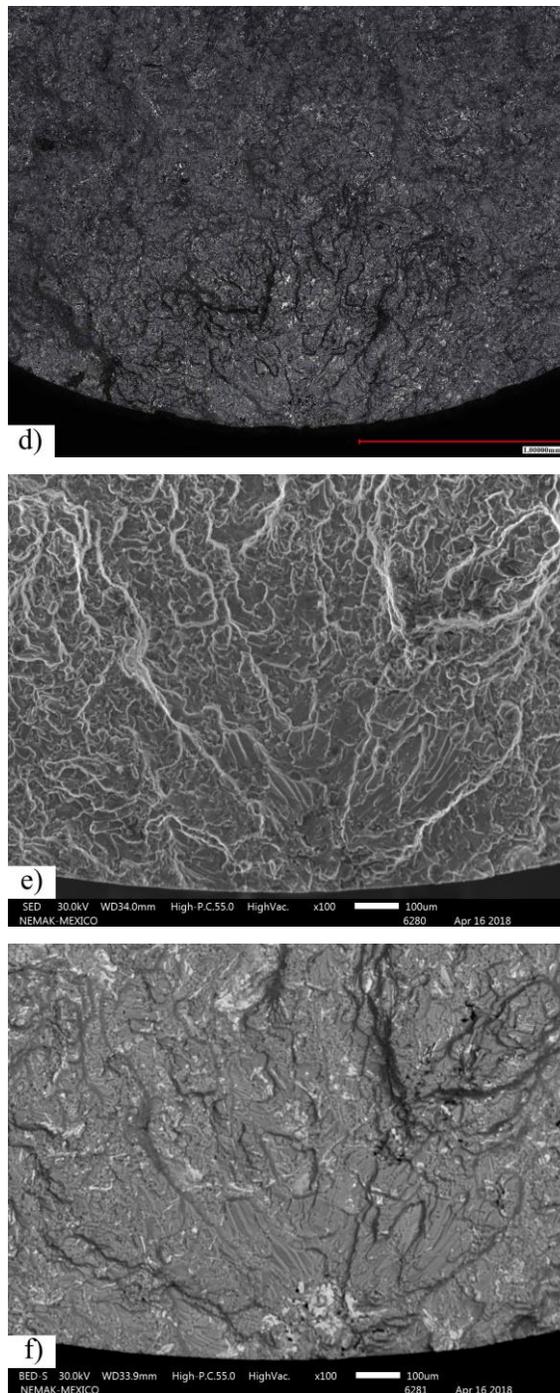


Figura 5.43 (Continua) Superficie de la fractura por fatiga de la aleación A319 T7, a través de: d) MD a 100x. e) SED a 100x. f) BED-S a 100x. Continua.

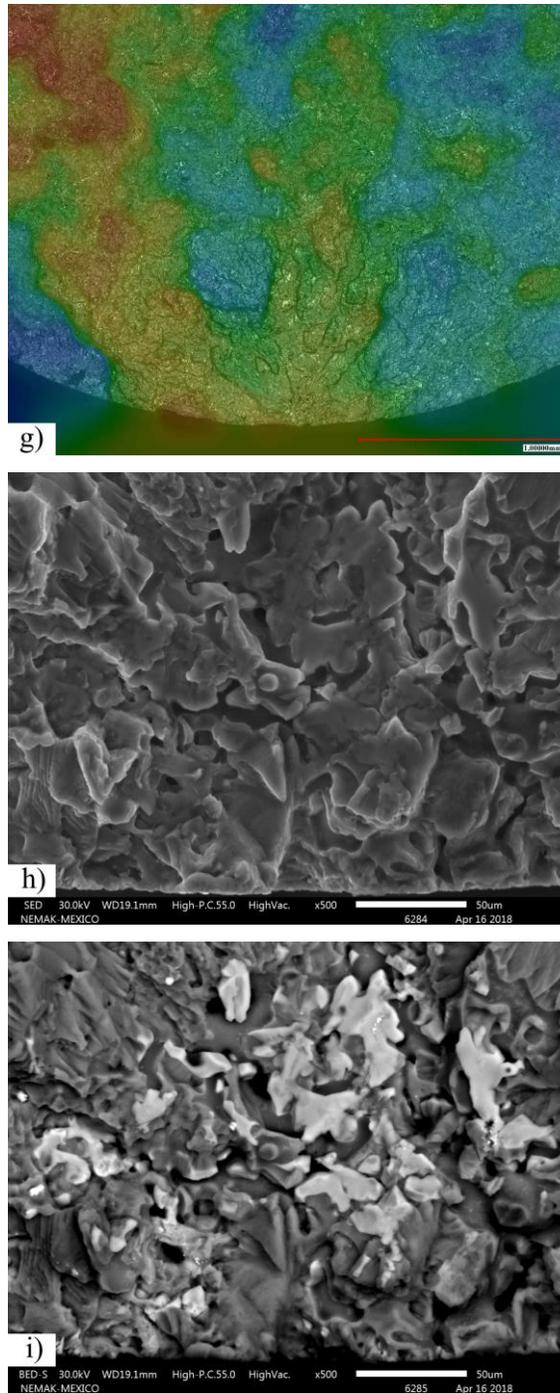


Figura 5.43 (Continua) Superficie de la fractura por fatiga de la aleación A319 T7, a través de: g) MD composición de profundidad de color, a 100x. h) SED, a 500x. i) BED-S, a 500x. Continua.

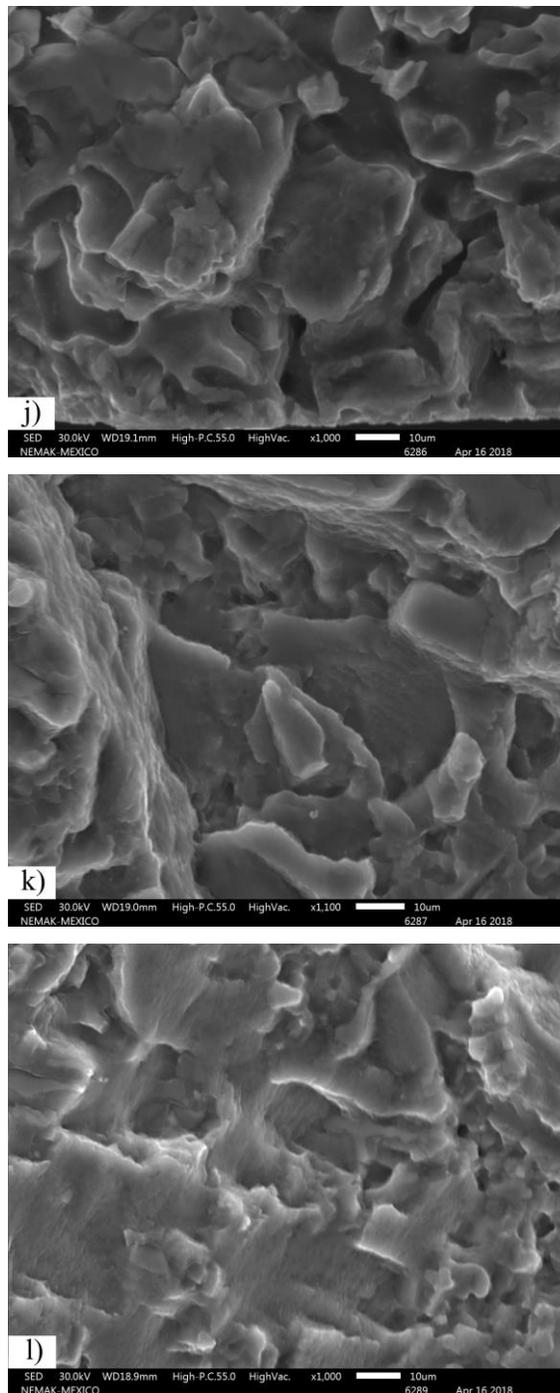


Figura 5.43 (Continua) Superficie de la fractura por fatiga de la aleación A319 T7, a través de: j) SED, a 1,000x. k) SED, a 1,100x. l) SED, a 1,000x.

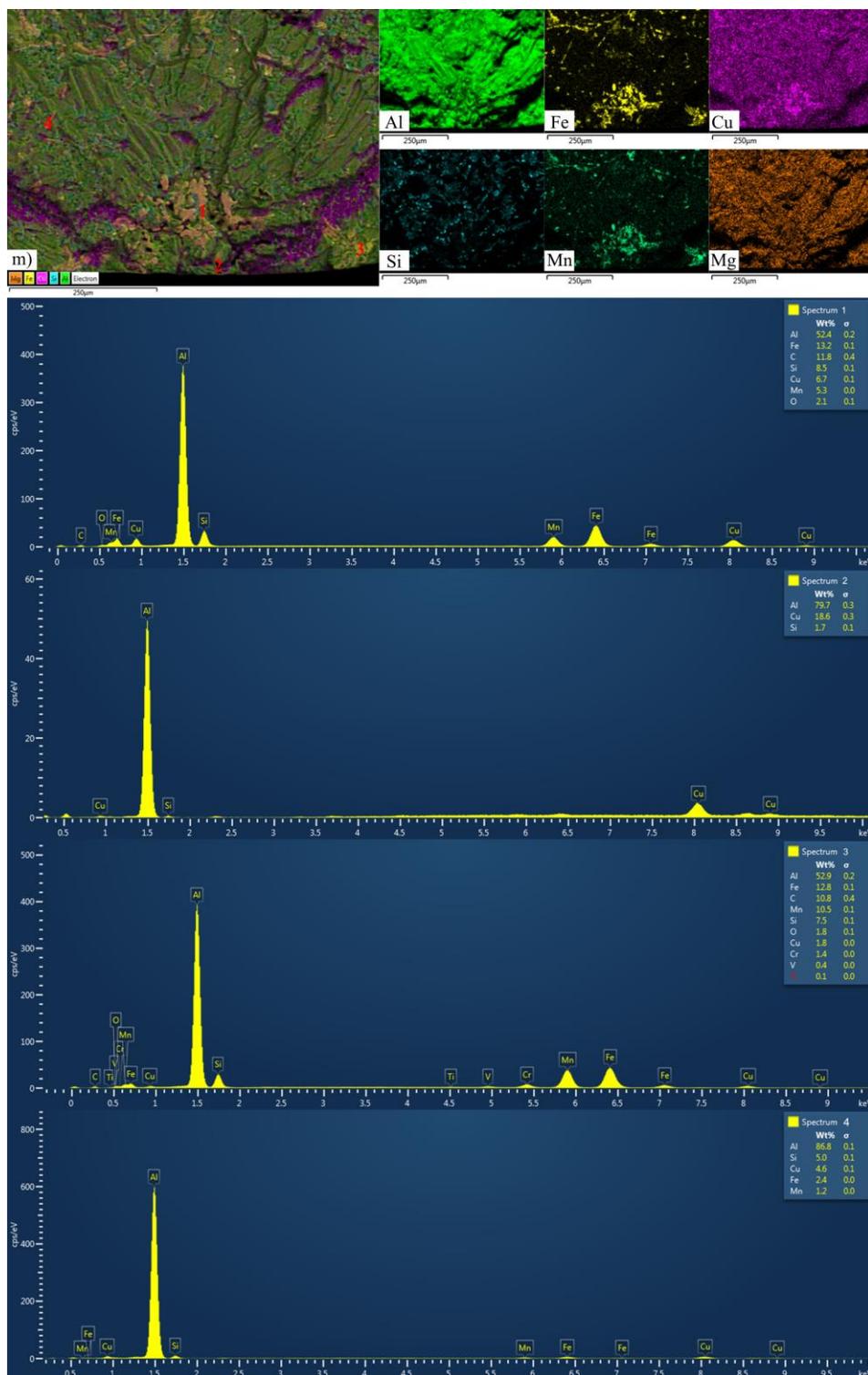


Figura 5.44 Análisis puntual y por mapeo semi-cuantitativo de la composición química presentes en la superficie de la fractura de las aleaciones A319 T7, a través de espectrometría de energía dispersiva de Rayos X (EDX), a 500x.

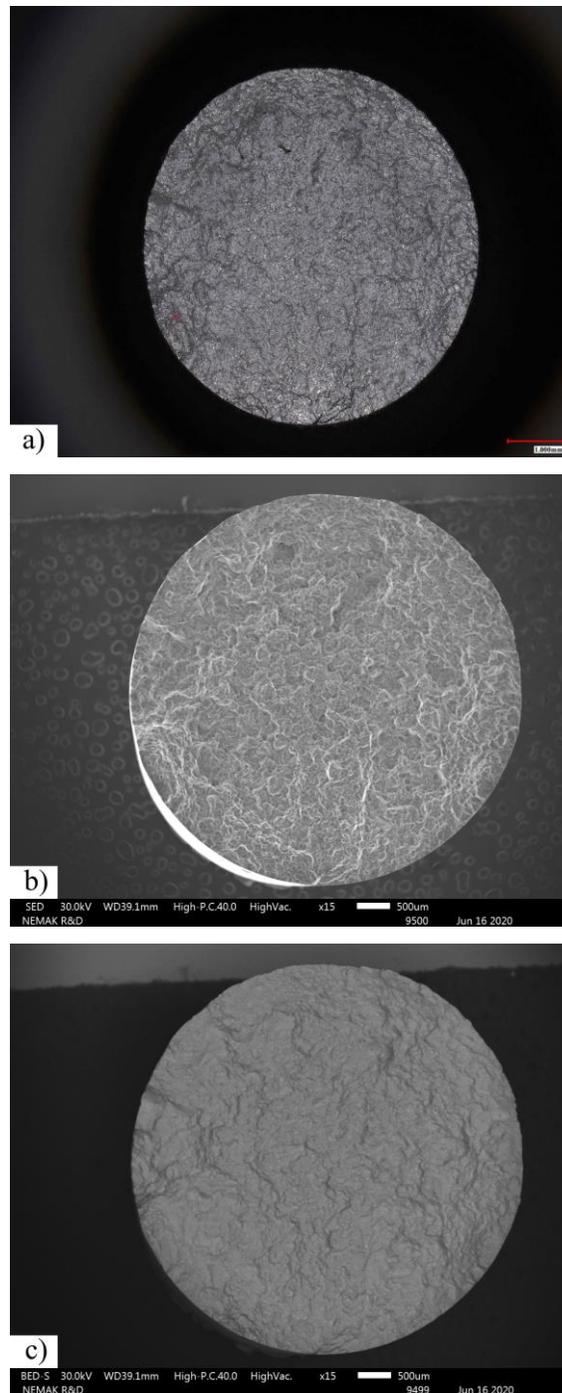


Figura 5.45 Superficie de la fractura por fatiga de la aleación A356 T6, a través de: a) Microscopía digital (MD), a 30x; b) Detector de electrones secundarios (SED), a 15x; c) Detector de electrones retro-dispersados (BED-S), a 15x. Continua.

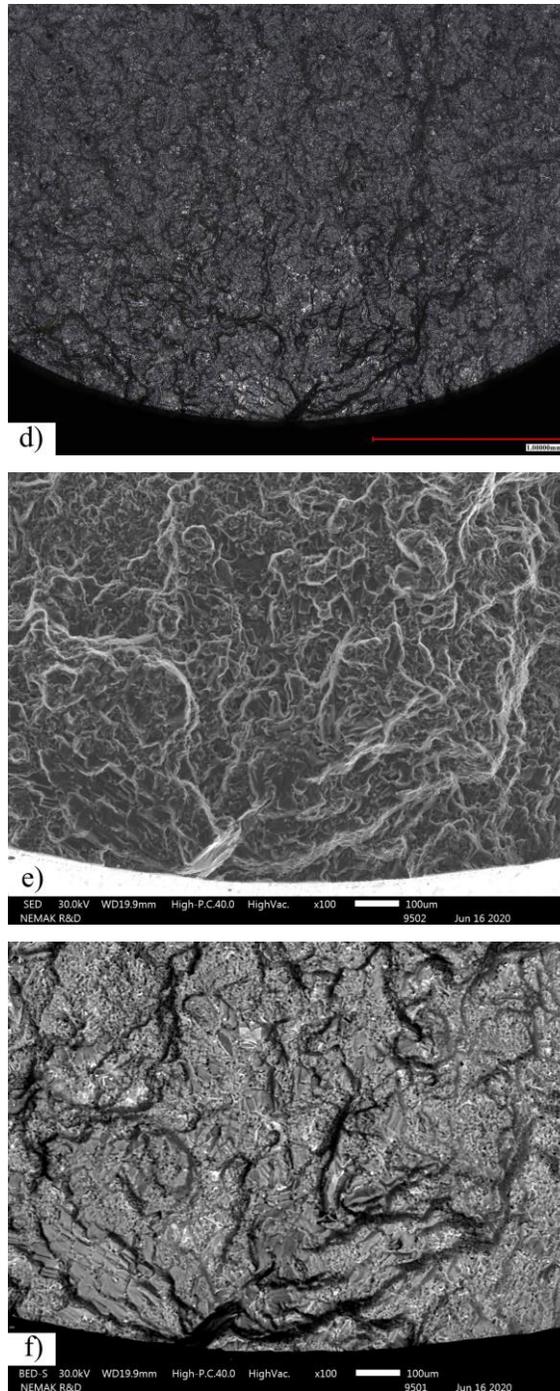


Figura 5.45 (Continua) Superficie de la fractura por fatiga de la aleación A356 T6, a través de: d) MD, a 100x; e) SED, a 100 x; f) BED-S, a 100x. Continua.

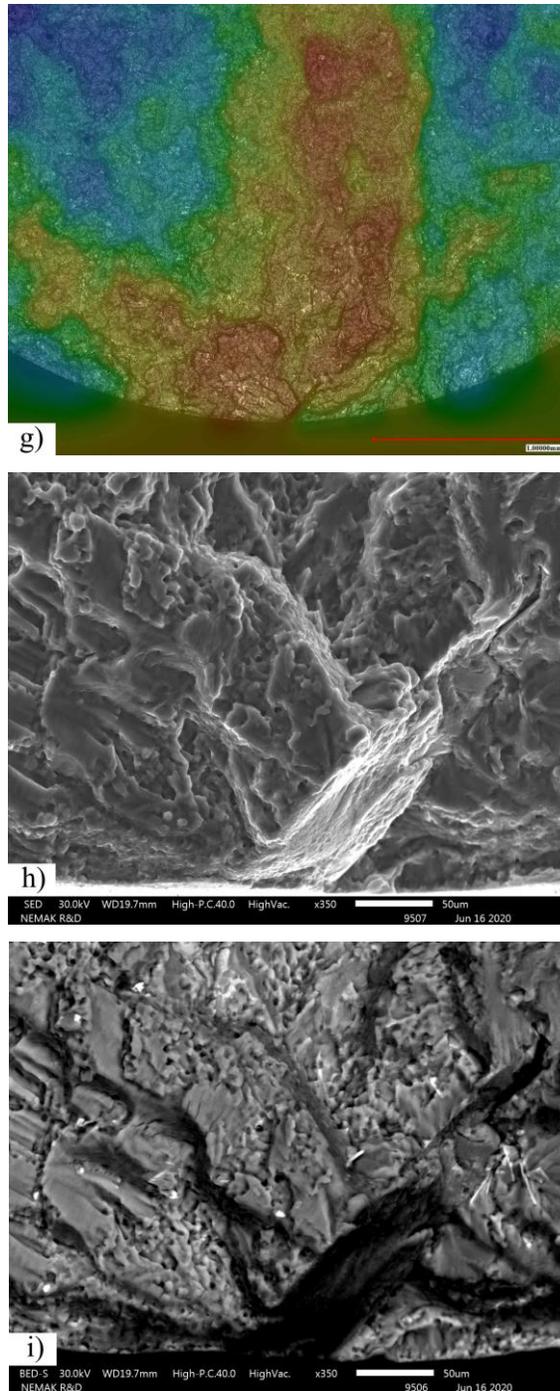


Figura 5.45 (Continua) Superficie de la fractura por fatiga de la aleación A356 T6, a través de: g) MD composición de profundidad de color, a 100x; h) SED, a 350x; i) BED-S a 350x. Continua.

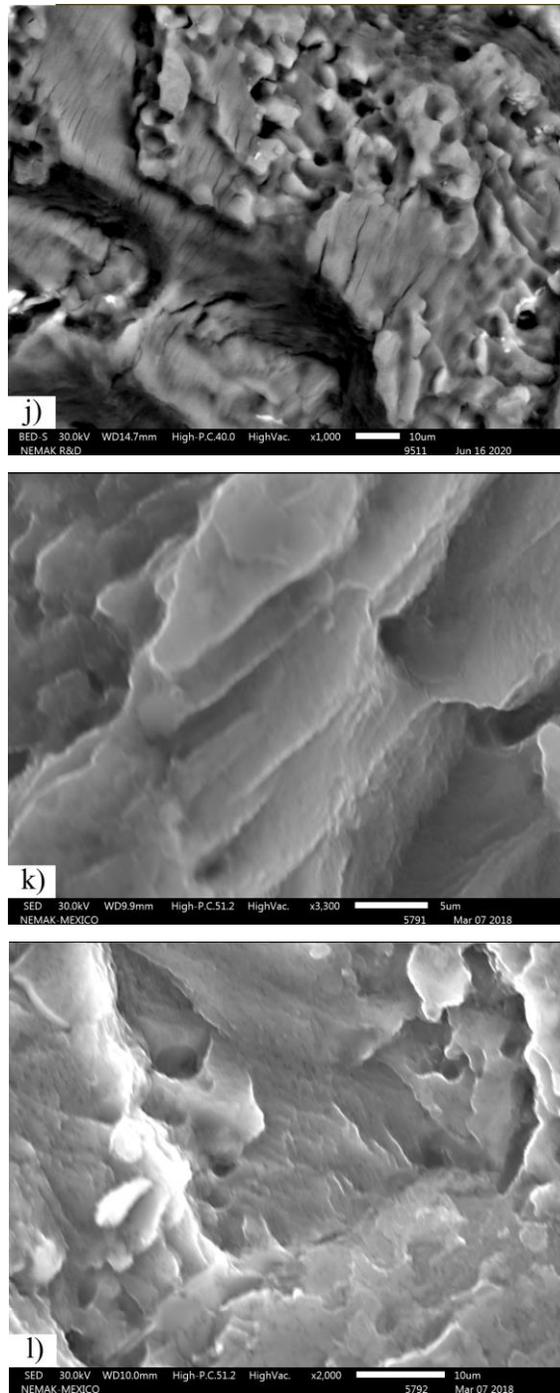


Figura 5.45 (Continua) Superficie de la fractura por fatiga de la aleación A356 T6, a través de: j) SED, a 1,000x; k) SED, a 3,300 x; l) SED, a 2,000x.

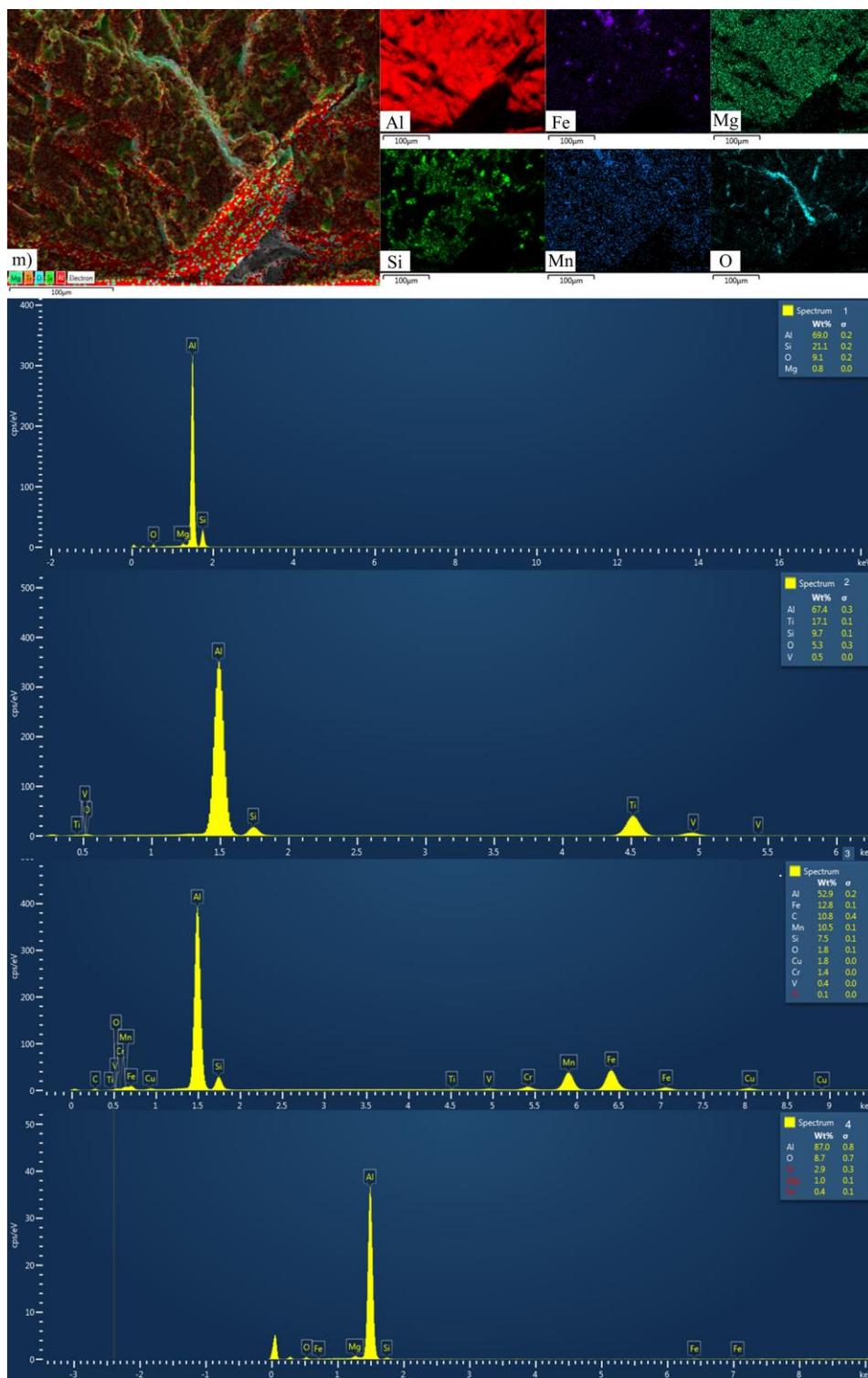


Figura 5.46 Análisis puntual y por mapeo semi-cuantitativo de la composición química presentes en la superficie de la fractura de las aleaciones A356 T6, a través de espectrometría de energía dispersiva de Rayos X (EDX), a 500x.

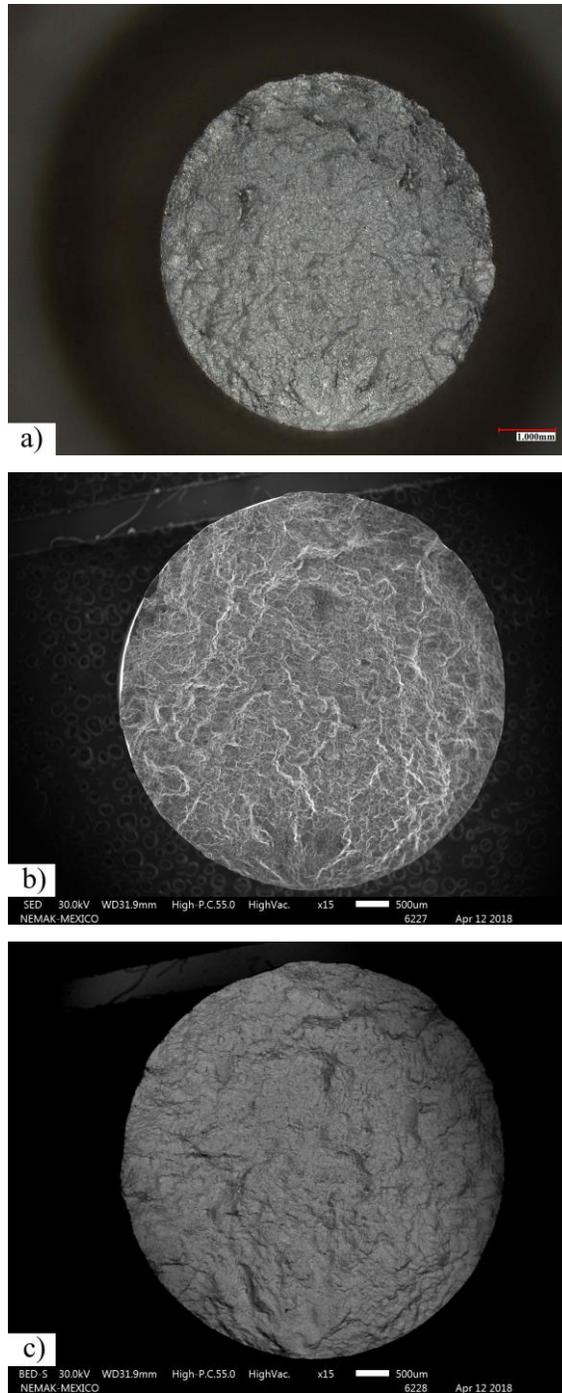


Figura 5.47 Superficie de la fractura por fatiga de la aleación A356+0.5Cu T6, a través de: a) Microscopía digital (MD), a 30x; b) Detector de electrones secundarios (SED), a 15x; c) Detector de electrones retro-dispersados (BED-S), a 15x. Continua.

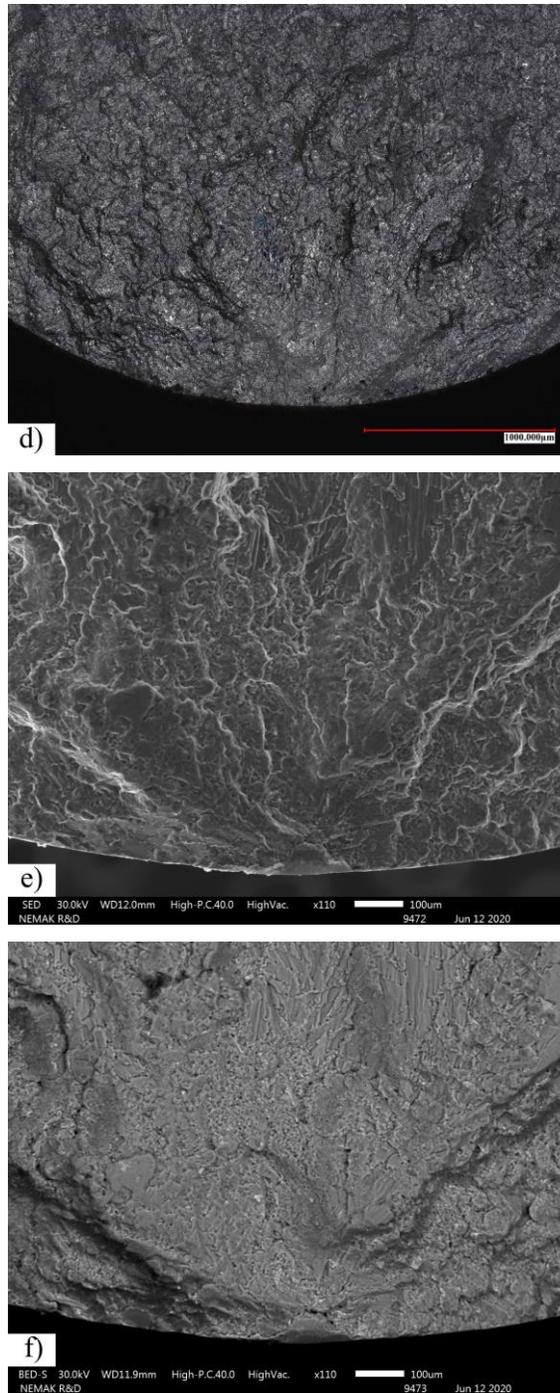


Figura 5.47 (Continua) Superficie de la fractura por fatiga de la aleación A356+0.5Cu T6, a través de: d) MD, a 100x; e) SED, a 100 x; f) BED-S, a 100x. Continua.

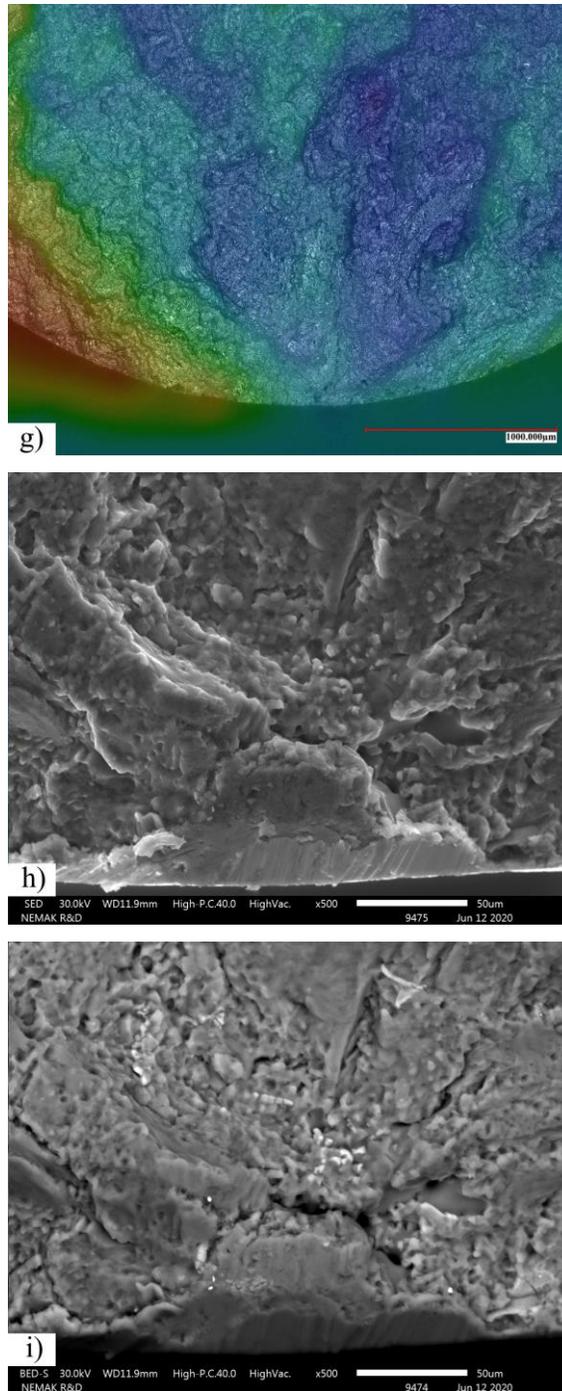


Figura 5.47 (Continua) Superficie de la fractura por fatiga de la aleación A356+0.5Cu T6, a través de: g) MD composición de profundidad de color, a 100x; h) SED, a 500x, i) BED-S, a 500x. Continua.

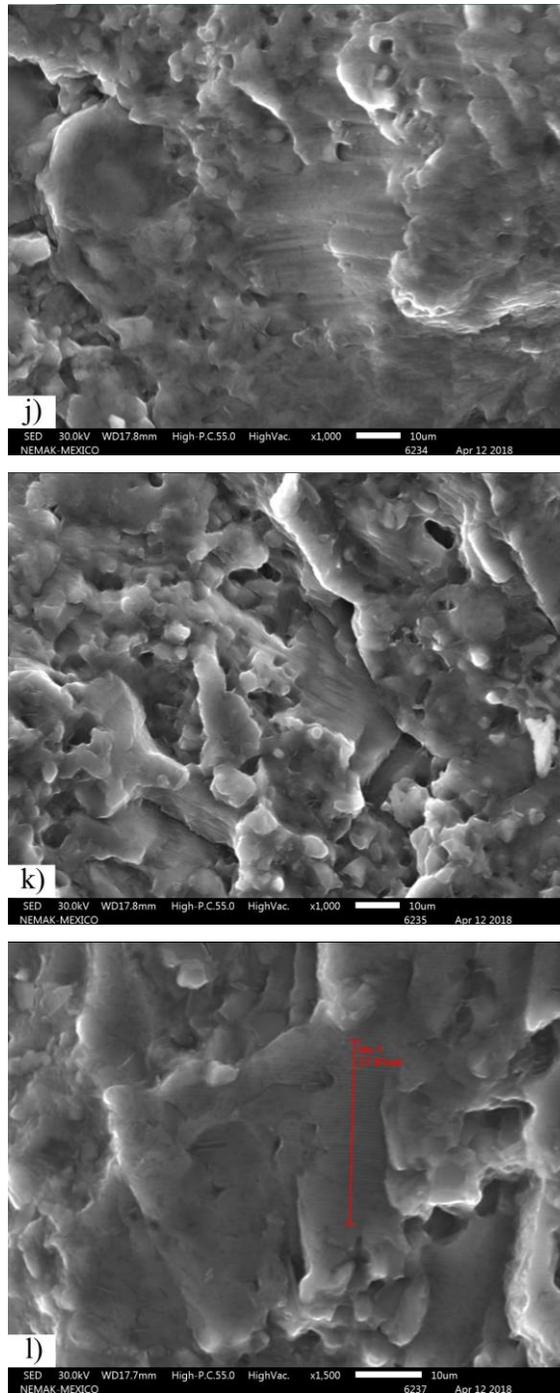


Figura 5.47 (Continua) Superficie de la fractura por fatiga de la aleación A356+0.5Cu T6, a través de: j) SED, a 1,000x; k) SED, a 1,000x, l) SED, a 1,500x.

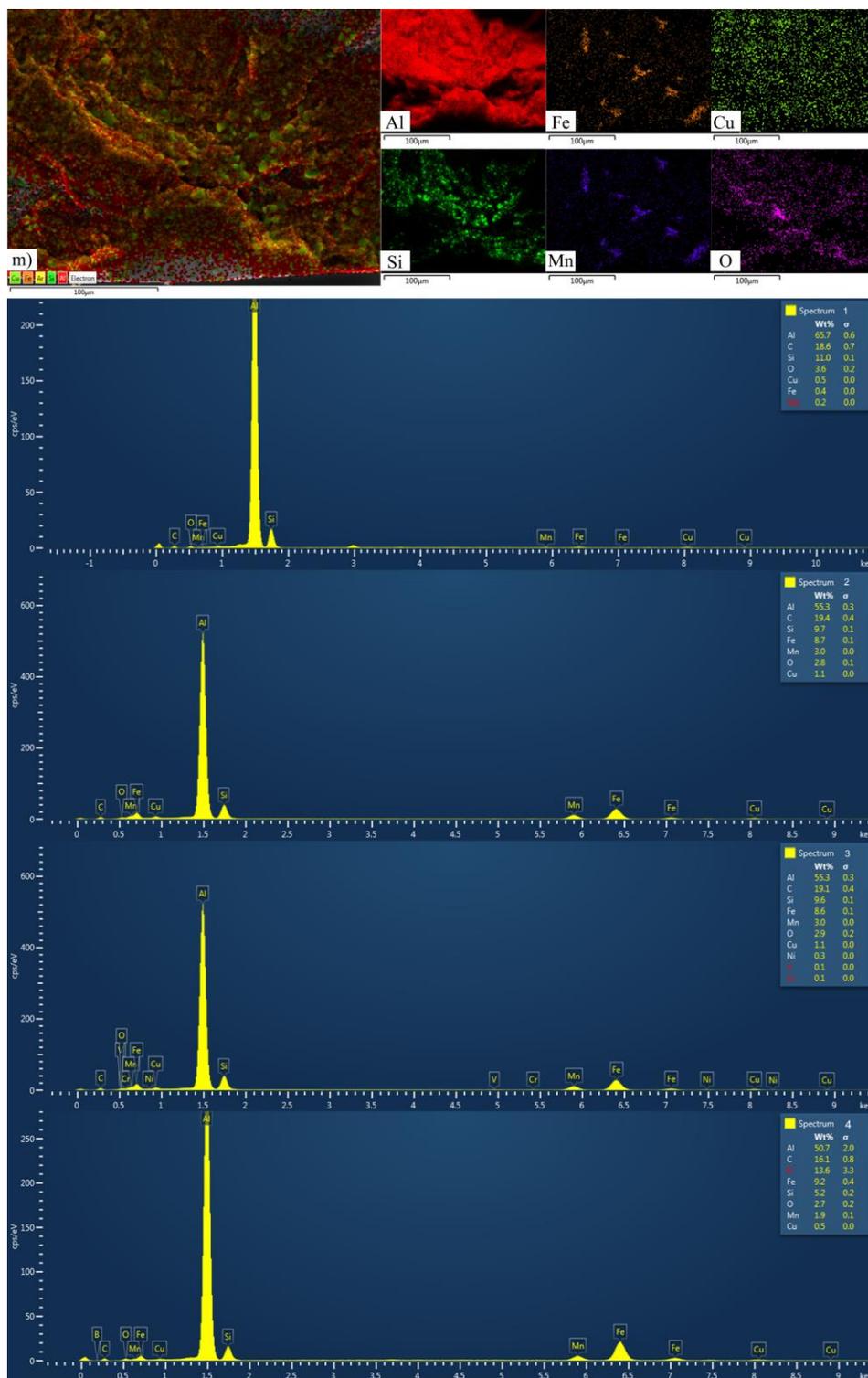


Figura 5.48 Análisis puntual y por mapeo semi-cuantitativo de la composición química presentes en la superficie de la fractura de las aleaciones A356+0.5Cu T6, a través de espectrometría de energía dispersiva de Rayos X (EDX), a 500x.

CAPÍTULO VI

CONCLUSIONES

Este trabajo de investigación caracterizó el comportamiento de las propiedades mecánicas estáticas y dinámicas, así como el comportamiento del efecto Bauschinger de las aleaciones hipoeutécticas A319 T7, A356 T6 y A356+0.5Cu T6. Lo cual, permitió establecer, como aportación científica, nuevas teorías sobre el comportamiento, en el campo plástico, de los mecanismos de endurecimiento, como la mutua determinación de los parámetros microestructurales y de las propiedades físicas de dichas aleaciones y, a su vez, con los parámetros del proceso de fundición, y viceversa. Esto, se representó a través de un modelo de endurecimiento diacrónico, es decir, representación a lo largo de su historial de deformación plástica. De tal manera que, el conjunto de hipótesis comprobadas, por distinción analógica, permitió hacer predicciones e inferencias con mayor precisión, en la empresa Nematik, sobre el comportamiento a fatiga a bajo ciclo de componentes automotrices, como, por ejemplo, la cabeza de cilindros, siendo esta la aportación tecnológica del estudio.

La aleación A319 T7 presentó una mayor rigidez dinámica de dichas aleaciones, atribuido a una mayor presencia de partículas de Al_2Cu , como principal elemento de endurecimiento. Sin embargo, la presencia de intermetálicos de $\alpha-Al_{15}(Mn, Fe)_3Si_2$ y $\beta-Al_5FeSi$, perjudicó su ductilidad. De tal manera que, a diferencia de la resistencia a la fatiga, la cual determinó la actuación del esfuerzo que produjo la deformación, la rigidez dinámica indicó la capacidad para reducir la deformación por la acción del esfuerzo, es decir, dicha aleación presentó un comportamiento más rígido. Por otra parte, en el primer ciclo de histéresis, la aleación A319 T7 presentó un mayor trabajo originado por el efecto Bauschinger o, lo que es lo mismo, un menor ablandamiento permanente.

La aleación A356 T6 presentó una menor resistencia a la fatiga, así como un menor endurecimiento cíclico de dichas aleaciones, atribuido a la presencia partículas de Mg_2Si , como principal elemento de endurecimiento. De tal manera que, dicha aleación presentó una mayor resistencia a la deformación plástica de dichas aleaciones, en relación con su ductilidad. Por otra parte, en el primer ciclo de histéresis, la aleación A356 T6 presentó

un mayor endurecimiento cinemático de dichas aleaciones o, lo que es lo mismo, un mayor ablandamiento permanente.

La aleación A356+0.5Cu T6 presentó una mayor resistencia a la fatiga, así como un mayor endurecimiento cíclico. Lo cual, indicó un comportamiento más dúctil de dichas aleaciones y, a su vez, una mayor tenacidad (bajo condiciones de carga cíclica), es decir, una mejor relación de la resistencia con la ductilidad, atribuida a una mayor presencia de partículas de Al_2Cu , como principal elemento de endurecimiento, así como partículas de Mg_2Si . De tal manera que, dicha aleación presentó una mayor vida a la fatiga, así como una mejor capacidad para disipar la energía cinemática en energía plástica en función del esfuerzo aplicado y el número de reversiones a la fatiga. Por otra parte, en el primer ciclo de histéresis, la aleación A356+0.5Cu T6 presentó un mayor esfuerzo de retorno por el movimiento, en la matriz de $\alpha-Al$, de dislocaciones entre partículas de Al_2Cu , es decir, requirió de una menor energía para iniciar el movimiento invertido de las dislocaciones.

Lo cual, demostró que la naturaleza de los precipitados, en el primer ciclo de histéresis, determinó el comportamiento del efecto Bauschinger de las aleaciones A319 T7, A356 T6 y A356+0.5Cu T6; disminuyendo dicho fenómeno a medida que aumentó la deformación y, a su vez, ajustándose a un comportamiento tipo Masing. De tal manera que, dichas aleaciones presentaron un modelo de endurecimiento cinemático a isotrópico, es decir, presentaron un ablandamiento permanente, en el primer ciclo de histéresis; pasando por un endurecimiento cíclico estable; en tanto que cercano a la fractura por fatiga, presentaron un ablandamiento cíclico.

A través de la fractografía, se determinó que los defectos inherentes al proceso de vaciado, como, por ejemplo, la porosidad cercana a la superficie y de mayor tamaño, dominaron el fenómeno de nucleación, en tanto que el fenómeno de propagación de la grieta, devino por la coalescencia de microgrietas, a través de regiones con mayor densidad de defectos y partículas quebradizas, hasta crecer a grietas de tamaño macroscópico y, por último, presentando un modo de fractura dúctil de coalescencia de microporos.

CAPÍTULO VII

RECOMENDACIONES

- Se recomienda realizar ensayos de fatiga a bajo ciclo a mayores amplitudes de deformación, en el campo plástico, para continuar con el estudio de los mecanismos de endurecimiento, en relación con los parámetros microestructurales y de las propiedades físicas de componentes automotrices de aleaciones de aluminio, como la mutua determinación con los parámetros de procesos de fundición, y viceversa.
- Se recomienda realizar ensayos de fatiga a bajo ciclo a diferentes frecuencias, para caracterizar el amortiguamiento o la absorción de energía cinemática, en el campo plástico, de las aleaciones de aluminio automotrices.
- Se recomienda realizar ensayos de fatiga a bajo ciclo a velocidades de deformación constante, para caracterizar el amortiguamiento o la absorción de energía cinemática, en el campo plástico, en relación con ensayos a frecuencia constante de las aleaciones de aluminio automotrices.
- Se recomienda realizar ensayos de fatiga a bajo ciclo a alta temperatura, para caracterizar la capacidad de disipación de energía cinemática a térmica, en el campo plástico, de las aleaciones de aluminio automotrices.

ÍNDICE DE FIGURAS

Capítulo II Aleaciones de aluminio.....	4
Figura 2.1 a) Diagrama de fase binario Al-Si en equilibrio. b) Diagrama de fase pseudo binario Al-Mg ₂ Si [18].....	18
Figura 2.2 Diagrama de fase de Al-Cu [19].....	19
Figura 2.3 Diagrama de fases correspondiente a la aleación AA6061. La característica esencial de este diagrama reside en que el aluminio y el compuesto Mg ₂ Si forman un sistema pseudo-binario que separa el diagrama ternario en dos partes.....	21
Figura 2.4 Tamaño de celda dendrita en función de la velocidad de solidificación [23]...	25
Figura 2.5 a) El tamaño de celda dendrítica, afecta la resistencia y la elongación de varias aleaciones de aluminio de fundición [23] b) Correlación entre el tamaño de celda dendrítica y propiedades de tensión en piezas de la aleación A356.0-T62 [24]...	26
Figura 2.6 Efecto del refinamiento del grano en un lingote de fundición Al-7Si. a) Sin refinador de grano. b) Grano refinado [18].....	28
Figura 2.7 a) Eficacia de los modificadores de sodio y estroncio en función del tiempo. b) Diversos grados de modificación eutéctica de aluminio-silicio que van desde sin modificar (A) hasta bien modificados (F) [30].....	30
Figura 2.8 Variaciones en grados y tipos de modificación eutéctica aluminio-silicio: a) Clase 1, estructura completamente no modificada a 200x. b) Igual que (a) pero a 800x. c) Clase 2, estructura laminar a 200x. d) Igual que (c) pero a 800x. e) Clase 3, modificación parcial a 200x. f) Igual que (e) pero a 800x. g) Clase 4, ausencia de estructura laminar a 200x. h) Igual que (g) pero a 800x. i) Clase 5, silicio fibroso eutéctico a 200x. j) Lo mismo que (i) pero a 800x. k) Clase 6, estructura muy fina a 200x. l) Igual que (k) pero a 800x [30].....	31
Figura 2.9 Curva de enfriamiento de la región eutéctica de una aleación de aluminio-silicio de fundición modificada y no modificada temperatura al mínimo, T_{min} , antes del altiplano eutéctico temperatura de crecimiento eutéctico, T_g , tiempo en el mínimo de la curva, t_{min} , tiempo correspondiente al comienzo del altiplano eutéctico, t_E , tiempo correspondiente al final del altiplano eutéctico, t_{finish} [32].....	32

- Figura 2.10 Efecto del refinado de fósforo en la microestructura de una aleación hipereutéctica Al-22Si-1Ni-1Cu. a) Sin refinar. b) Fósforo refinado. c) Refinado y fluxado. Todo a 100x [33].....34
- Figura 2.11 Solubilidad de hidrógeno en aluminio a 1 atm de presión [34].....36
- Figura 2.12 a) Contenido de hidrógeno, tamaño de poro, en relación con la velocidad de enfriamiento en aleación de Al-4Mg. b) Relación con el contenido de hidrógeno con la velocidad de enfriamiento en la aleación A356.0 para diferentes fracciones de porosidad. f_p . c) Relación con el volumen de poro con la velocidad de enfriamiento para diferentes contenidos de hidrógeno en la aleación Al-4.7Mg (similar a la aleación 514.0). Contenido de hidrógeno ($\text{cm}^3/100 \text{ g}$): 1, 0.31 (sin refinador de grano), 2, 0.31 (grano refinado); 3, 0.22 (grano refinado), 4, 0.18 (grano refinado), 5, 0.10 (grano refinado). d) Relación con el tamaño de poro con la velocidad de enfriamiento para diferentes contenidos de hidrógeno en la aleación A356.0. Contenido de hidrógeno ($\text{cm}^3/100 \text{ g}$): 1, 0.25 (sin refinador de grano), 2, 0.31 (grano refinado), 3, 0.25 (grano refinado), 4, 0.11 (grano refinado), 5, 0.31 (grano refinado y modificado) [34].....38
- Figura 2.13 Efecto de las inclusiones en la resistencia a la tensión en barras de ensayo de la aleación Al-12Si en molde de arena. Las inclusiones disminuyen la resistencia a la tensión aproximadamente el doble de lo que se predeciría sobre la base de la disminución en la sección transversal. Resistencia a la tensión de 186 MPa sin inclusiones [34].....44
- Figura 2.14 Intervalos de temperatura típicas superpuestas en un diagrama binario de fase aluminio-cobre para diferentes operaciones térmicas. Las líneas discontinuas verticales representan aleaciones de aluminio para fundición que contienen: a) 4.5% de Cu. b) 6.3% de Cu [20].....48
- Figura 2.15 Gráfico de precipitación-temperatura-tiempo para aleaciones de aluminio y cantidades variables de magnesio [41, 42].....52

Figura 2.16 a) Tasas de enfriamiento promedio para varias temperaturas de enfriamiento del agua y espesores de fundición en aleación de aluminio de fundición. b) Propiedades de tensión de la aleación A356-T6 a diferentes temperaturas de enfriamiento. Placa de ensayo de 0.75 pulg. (19 mm) de espesor, envejecida a 310°F (155°C) por 5 horas [41-43].....	53
Figura 2.17 Características de envejecimiento a alta temperatura para aleación de aluminio 319.0-F, molde de arena [49, 50].....	60
Figura 2.18 Características de envejecimiento a alta temperatura para aleación de aluminio 319.0-F, molde permanente [49, 50].....	61
Figura 2.19 Características de envejecimiento a alta temperatura para aleación de aluminio 356.0-F, molde de arena [49, 50].....	62
Figura 2.20 Características de envejecimiento a alta temperatura para aleación de aluminio 356.0-F, molde permanente [49, 50].....	63
Capítulo III Propiedades mecánicas.....	64
Figura 3.1 Comportamiento de la curva esfuerzo-deformación verdadero y de ingeniería: a) Sección de referencia original. b) Sección de referencia uniformemente alargada, c) Sección de referencia fracturada en la estricción [51].....	66
Figura 3.2 Carga inelástica (plástica) seguida de la descarga elástica [49, 51].....	68
Figura 3.3 Comportamiento de la curva esfuerzo verdadero «versus» deformación verdadera del acero AISI 11V41 [49, 54].....	69
Figura 3.4 Distribución característica del esfuerzo residual después del tratamiento térmico de la solución y del templado. Donde t es el espesor [50].....	71
Figura 3.5 Fatiga típica de miembros roscados: a) Superficie típica de fractura por fatiga de una columna de rosca cuadrada de 97.5 mm. b) Superficie de fractura de un perno roscado de 8 mm de diámetro [56].....	74
Figura 3.6 Fallo por fatiga de un rodamiento final debido a inclusiones de escoria película de óxido cerca del borde inferior [57].....	75
Figura 3.7 Falla por fatiga por torsión de un eje circular de 25 mm: a) Superficie total de la fractura. b) Acercamiento, c) Forma idealizada [57].....	75
Figura 3.8 Fracturas de fatiga macroscópica esquemáticas para cargas axiales y de flexión: a) Especímenes redondos. b) Especímenes de lámina o placa [58].....	77

- Figura 3.9 Representación esquemática de deslizamiento debido a cargas externas: a) Esfuerzo monotónico (constante). b) Esfuerzo cíclico. c) Progresión de la fatiga en la formación de un par de extrusión/intrusión [64].....81
- Figura 3.10 Mecanismos de nucleación de micro-grietas por fatiga: a) Fractura en el límite de grano a 700°C de la súperaleación de níquel Waspaloy. b) Grieta en banda de deslizamiento/inclusión superficial de la súperaleación de níquel Waspaloy. c) Grieta en banda de deslizamiento/poros superficial a 500°C de la súperaleación de níquel Waspaloy. d) Agrietamiento de la fase α y β en la estructura laminar de la aleación de titanio IMI834 [57, 64].....82
- Figura 3.11 Representación esquemática del crecimiento de la fatiga microscópica transgranular: a) Etapa I (modo de cizallamiento) y II (modo de tensión). b) Perfil de grietas superficiales del crecimiento de grietas por fatiga transgranular en al aleación de aluminio-litio ML377 (La dirección del crecimiento de la grieta es de izquierda a derecha) [57, 64].....83
- Figura 3.12 Ejemplos de crecimiento microscópico de grietas por fatiga en acero inoxidable 17-4 PH: a) Formación de estrías. b) Coalescencia de microcavidades/microporos. c) Microclivajes [65].....85
- Figura 3.13 Representación esquemática de las etapas típicas del proceso de daño por fatiga [68].....86
- Figura 3.14 Máquina de prueba servohidráulica. b) Medición con extensómetros de clip.....87
- Figura 3.15 Especímenes de prueba de fatiga: a) Doblado giratorio. b) Uniforme axial. c) Reloj de arena axial. d) Axial o doblado con ranura circunferencial. e) Lámina/placa plana en voladizo. f) Axial/torsión combinada con o sin presión interna/externa. g) Axial hoja/placa agrietada. h) Parte a través de la grieta. i) Tensión compacta. j) Curva de tres pulgadas.....88
- Figura 3.16 Efecto Bauschinger: a) Carga en tensión. b) Carga en compresión. c) Carga de tensión seguida de carga de compresión.....90

- Figura 3.17 Comportamiento de la curva esfuerzo-deformación del cobre sometido a cargas axiales controladas por deformación cíclica: a) Completamente recocido que muestra endurecimiento cíclico. b) Parcialmente recocido que muestra endurecimiento y ablandamiento cíclico. c) Trabajado en frío que muestra ablandamiento cíclico [71].....92
- Figura 3.18 Respuesta al esfuerzo bajo ciclo de amplitud de deformación constante: a) Amplitud de deformación constante. b) Endurecimiento cíclico. c) Ablandamiento cíclico.....93
- Figura 3.19 a) Ciclo de histéresis estable de esfuerzo-deformación. b) Ciclos de histéresis estables para determinar la curva esfuerzo-deformación cíclica y comparación con la curva esfuerzo-deformación monotónica [74].....94
- Figura 3.20 Ejemplo de bloques de deformación usados en el método de prueba incremental por pasos [74].....95
- Figura 3.21 Curva esfuerzo-deformación monotónico y cíclica para varios materiales [75].....96
- Figura 3.22 Curva curvas de ϵ - N muestra los componentes de deformación total, elástica y plástica.....102
- Figura 3.23 Comportamiento a fatiga a bajo ciclo del acero 4340 recocido: a) Amplitud de deformación total. b) Amplitud de deformación elástica multiplicada por E . c) Amplitud de deformación plástica [80].....103
- Figura 3.24 Representación esquemática de las curvas de vida a la deformación para diferentes materiales.....104
- Figura 3.25 Relajación media del esfuerzo bajo ciclos controlados por deformación con una deformación media.....108
- Figura 3.26 Efecto de la amplitud de deformación media sobre la vida a la fatiga para el acero templado SAE 1045 [86].....109
- Figura 3.27 Representación esquemática del efecto de acabado superficial en curvas de vida útil.....112
- Figura 3.28 Efectos del acabado superficial en el límite de fatiga del acero [60].....112
- Figura 3.29 Una curva esfuerzo-deformación que muestra el efecto Bauschinger para aleaciones metálicas típicas [103].....113

Figura 3.30 Los dos tipos básicos de dislocaciones: (a) dislocación del borde y (b) dislocación del tornillo [92].....	118
Figura 3.31 Mecanismos de deformación: a) Mecanismo de corte. b) Mecanismo de lazos de Orowan. c) Representación esquemática de las diferentes contribuciones de la resistencia al límite elástico total [205].....	121
Figura 3.32 Representación esquemática del movimiento de dislocación en la fuente de Frank-Read. Se ha producido un deslizamiento de la unidad en el área sombreada [34, 54, 126, 129-131].....	121
Capítulo IV Procedimiento experimental.....	122
Figura 4.1 Representación esquemática del proceso de fundición de las aleaciones de aluminio hipoeutécticas.....	123
Figura 4.2 Representación esquemática del cruce entre los parámetros microestructurales y el proceso de fundición, como la mutua determinación con los parámetros de las propiedades mecánicas estáticas y dinámicas de las aleaciones hipoeutécticas.....	124
Figura 4.3 Tren motriz y componentes estructurales: a) Cabeza de cilindros. b) Monobloque. c) Caja de transmisión. d) Caja de transmisión (vehículos eléctricos). e) Carcasa de baterías (vehículos eléctricos). f) Torre de suspensión. g) Travesaño delantero. h) Poste b. i) Larguero trasero. j) Torres de suspensión trasero. k) Marco estructural. l) Refuerzo de cajuela.....	125
Figura 4.4 a) Molde de arena tipo cuña. b) Templadera de hierro gris. c) Filtro de fundición. d) Canal de alimentación. e) Equipo desgasificador. f) Horno fusor, de 250 kg. g) Solidificación del molde vaciado.....	126
Figura 4.5 a) Nivel 2 del lingote tipo cuña. b) Barra prismática.....	127
Figura 4.6 Espécimen de ensayo de tensión. Norma ASTM E8/E8M-16a [54] y ASTM B557-02 [127].....	130
Figura 4.7 Máquina de tensión marca Zwick/Roell modelo Z100, de 100 kN.....	130
Figura 4.8 Espécimen de ensayo de fatiga a bajo ciclo. Norma ASTM E606/E606M-12 [126] y SAE J1099_197502 [128].....	131
Figura 4.9 Máquina de fatiga servohidráulica marca Zwick/Roell modelo Amsler HC, de 25 kN.....	131

Figura 4.10 a) Área de la sección transversal cercana a la fractura de los especímenes de las pruebas fatiga. b) Área de la sección longitudinal radial cercana a la fractura de los especímenes de las pruebas tensión.....	132
Figura 4.11 Preparación metalográfica de las muestras.....	133
Figura 4.12 Maquina desbaste/pulido para preparación manual de muestras marca Allied modelo TwinPrep 3.....	133
Figura 4.13 a) Microscopio óptico marca Olympus modelo PM63. b) Estereoscopio marca Olympus modelo SZH10. c) Microscopio óptico marca Keyence modelo VHX-7000.....	134
Figura 4.14 Microscopio electrónico de barrido (SEM) marca Jeol modelo JSM-IT300LV.....	135
Capítulo V Resultados y discusión.....	138
Figura 5.1 Microestructura de la aleación A319 T7, a 50x.....	142
Figura 5.2 Microestructura de la aleación A319 T7, a 200x.....	142
Figura 5.3 Microestructura de la aleación A356 T6, a 50x.....	143
Figura 5.4 Microestructura de la aleación A356 T6, a 200x.....	143
Figura 5.5 Microestructura de la aleación A356+0.5Cu T6, a 50x.....	144
Figura 5.6 Microestructura de la aleación A356+0.5Cu T6, a 200x.....	144
Figura 5.7 Tamaño de grano de la aleación A319 T7, a 250x.....	148
Figura 5.8 Tamaño de grano de la aleación A356 T6, a 250x.....	149
Figura 5.9 Tamaño de grano de la aleación A356+0.5Cu T6, a 250x.....	149
Figura 5.10 Comportamiento de la curva esfuerzo-deformación de las aleaciones A319 T7, A356 T6 y A356+0.5Cu T6.....	157
Figura 5.11 Superficie de la fractura por tensión de las aleaciones hipoeutécticas, a través de microscopía digital (MD): a) A319 T7, a 30x. b) A356 T6, a 30x. c) A356+0.5Cu T6, a 30x. A través de detector de electrones retro-dispersados (BED-S): d) A319 T7, a 15x. e) A356 T6, a 15x. f) A356+0.5Cu T6, a 15x. A través de detector de electrones secundarios (SED): g) A319 T7, a 15x. h) A356 T6, a 15x. i) A356+0.5Cu T6, a 15x. A través de detector de electrones retro-dispersados (BED-S): j) A319 T7, a 500x. k) A356 T6, a 500x. l) A356+0.5Cu T6, a 500x.....	160

- Figura 5.12 Análisis por mapeo semi-cuantitativo de la composición química presentes en la superficie de la fractura, a través de espectrometría de energía dispersiva de Rayos X (EDX) de las aleaciones hipoeutécticas: a) A319 T7, a 500x; b) A356 T6, a 500x; c) A356+0.5Cu T6, a 500x.....164
- Figura 5.13 Análisis puntual semi-cuantitativo de la composición química presentes en la superficie de la fractura, a través de Espectrometría de Energía Dispersiva de Rayos X (EDX) de las aleaciones hipoeutécticas: a) A319 T7, a 500x. b) A356 T6, a 500x. c) A356+0.5Cu T6, a 500x.....165
- Figura 5.14 Ciclos de histéresis estables esfuerzo-deformación controlado a 0.30%, 0.35% y 0.40% de amplitud de deformación ($\Delta\varepsilon/2$) «versus» curva esfuerzo-deformación monotónica de la aleación A319 T7.....167
- Figura 5.15 Ciclos de histéresis estables esfuerzo-deformación controlado a 0.30%, 0.35% y 0.40% de amplitud de deformación ($\Delta\varepsilon/2$) «versus» curva esfuerzo-deformación monotónica de la aleación A356 T6.....167
- Figura 5.16 Ciclos de histéresis estables esfuerzo-deformación controlado a 0.30%, 0.35% y 0.40% de amplitud de deformación ($\Delta\varepsilon/2$) «versus» curva esfuerzo-deformación monotónica de la aleación A356+0.5Cu T6.....168
- Figura 5.17 Comportamiento a fatiga de la aleación A319 T7: a) Amplitud de esfuerzo ($\Delta\sigma/2$) vs amplitud de deformación ($\Delta\varepsilon/2$). b) a) Amplitud de esfuerzo ($\Delta\sigma/2$) vs número de ciclos a la fractura (N_f).....169
- Figura 5.18 Comportamiento a fatiga de la aleación A356 T6: a) Amplitud de esfuerzo ($\Delta\sigma/2$) vs amplitud de deformación ($\Delta\varepsilon/2$). b) a) Amplitud de esfuerzo ($\Delta\sigma/2$) vs número de ciclos a la fractura (N_f).....170
- Figura 5.19 Comportamiento a fatiga de la aleación A356+0.5Cu T6: a) Amplitud de esfuerzo ($\Delta\sigma/2$) vs amplitud de deformación ($\Delta\varepsilon/2$). b) a) Amplitud de esfuerzo ($\Delta\sigma/2$) vs número de ciclos a la fractura (N_f).....171
- Figura 5.20 Ciclos de histéresis estables esfuerzo-deformación controlado a 0.30% amplitud de deformación ($\Delta\varepsilon/2$) «versus» curva esfuerzo-deformación monotónica de las aleaciones A319 T7, A356 T6 y A356+0.5Cu T6.....172

- Figura 5.21 Ciclos de histéresis estables esfuerzo-deformación controlado a 0.35% amplitud de deformación ($\Delta\varepsilon/2$) «versus» curva esfuerzo-deformación monotónica de las aleaciones A319 T7, A356 T6 y A356+0.5Cu T6.....172
- Figura 5.22 Ciclos de histéresis estables esfuerzo-deformación controlado a 0.40% amplitud de deformación ($\Delta\varepsilon/2$) «versus» curva esfuerzo-deformación monotónica de las aleaciones A319 T7, A356 T6 y A356+0.5Cu T6.....173
- Figura 5.23 Comportamiento a fatiga de las aleaciones A319 T7, A356 T6 y A356+0.5Cu T6 controlado a 0.30% amplitud de deformación ($\Delta\varepsilon/2$): a) Amplitud de esfuerzo ($\Delta\sigma/2$) vs amplitud de deformación ($\Delta\varepsilon/2$), b) a) Amplitud de esfuerzo ($\Delta\sigma/2$) vs número de ciclos a la fractura (N_f).....174
- Figura 5.24 Comportamiento a fatiga de las aleaciones A319 T7, A356 T6 y A356+0.5Cu T6 controlado a 0.35% amplitud de deformación ($\Delta\varepsilon/2$): a) Amplitud de esfuerzo ($\Delta\sigma/2$) vs amplitud de deformación ($\Delta\varepsilon/2$), b) a) Amplitud de esfuerzo ($\Delta\sigma/2$) vs número de ciclos a la fractura (N_f).....175
- Figura 5.25 Comportamiento a fatiga de las aleaciones A319 T7, A356 T6 y A356+0.5Cu T6 controlado a 0.40% amplitud de deformación ($\Delta\varepsilon/2$): a) Amplitud de esfuerzo ($\Delta\sigma/2$) vs amplitud de deformación ($\Delta\varepsilon/2$), b) a) Amplitud de esfuerzo ($\Delta\sigma/2$) vs número de ciclos a la fractura (N_f).....176
- Figura 5.26 Comportamiento a fatiga de las aleaciones A319 T7, A356 T6 y A356+0.5Cu T6. Amplitud de esfuerzo ($\Delta\sigma/2$) «versus» número de reversiones a falla ($2N_f$).....180
- Figura 5.27 Comportamiento a fatiga de las aleaciones A319 T7, A356 T6 y A356+0.5Cu T6. Amplitud de deformación plástica ($\Delta\varepsilon_p/2$) «versus» número de reversiones a falla ($2N_f$).....181
- Figura 5.28 Comportamiento a fatiga de las aleaciones A319 T7, A356 T6 y A356+0.5Cu T6. Amplitud de deformación plástica ($\Delta\varepsilon_p/2$) «versus» número de reversiones a falla ($2N_f$).....182
- Figura 5.29 Comportamiento a fatiga de las aleaciones A319 T7, A356 T6 y A356+0.5Cu T6. Amplitud de esfuerzo ($\Delta\sigma/2$) «versus» amplitud de deformación plástica ($\Delta\varepsilon_p/2$).....183

- Figura 5.30 Comportamiento a fatiga de las aleaciones A319 T7, A356 T6 y A356+0.5Cu T6. Amplitud de deformación total ($\Delta\varepsilon/2$) «versus» número de reversiones a falla ($2N_f$).....183
- Figura 5.31 Comportamiento a fatiga de las aleaciones A319 T7, A356 T6 y A356+0.5Cu T6. Rigidez dinámica (k_f) «versus» número de reversiones a falla ($2N_f$).....184
- Figura 5.32 Primer ciclo de histéresis esfuerzo-deformación controlado a 0.30%, 0.35% y 0.40% de amplitud de deformación ($\Delta\varepsilon/2$) de la aleación A3519 T7. Amplitud de esfuerzo total ($\Delta\sigma/2$) «versus» deformación plástica ($\Delta\varepsilon_p$).....190
- Figura 5.33 Primer ciclo de histéresis esfuerzo-deformación controlado a 0.30%, 0.35% y 0.40% de amplitud de deformación ($\Delta\varepsilon/2$) de la aleación A356 T6. Amplitud de esfuerzo total ($\Delta\sigma/2$) «versus» deformación plástica ($\Delta\varepsilon_p$).....190
- Figura 5.34 Primer ciclo histéresis de esfuerzo-deformación controlado a 0.30%, 0.35% y 0.40% de amplitud de deformación ($\Delta\varepsilon/2$) de la aleación A356+0.5Cu T6. Amplitud de esfuerzo total ($\Delta\sigma/2$) «versus» deformación plástica ($\Delta\varepsilon_p$).....191
- Figura 5.35 Comportamiento del parámetro del efecto Bauschinger en términos de esfuerzo de las aleaciones A319 T7, A356 T6 y A356+0.5Cu T6. Parámetro del esfuerzo Bauschinger (EB_σ) «versus» deformación ($\Delta\varepsilon$).....194
- Figura 5.36 Comportamiento del efecto Bauschinger de las aleaciones A319 T7, A356 T6 y A356+0.5Cu T6. Parámetro de definición del efecto Bauschinger (EB_D) «versus» deformación ($\Delta\varepsilon$).....195
- Figura 5.37 Comportamiento del efecto Bauschinger en términos de la deformación (EB_ε) de las aleaciones A319 T7, A356 T6 y A356+0.5Cu T6. Deformación Bauschinger ($\Delta\varepsilon_{EB}$) «versus» deformación plástica ($\Delta\varepsilon_p$).....196
- Figura 5.38 Comportamiento del efecto Bauschinger de las aleaciones A319 T7, A356 T6 y A356+0.5Cu T6. Relación del endurecimiento cinemático e isotrópico ($EB_{\alpha/R}$) «versus» deformación ($\Delta\varepsilon$).....197
- Figura 5.39 Comportamiento del efecto Bauschinger de las aleaciones de las aleaciones A319 T7, A356 T6 y A356+0.5Cu T6. Endurecimiento cinemático (α) «versus» deformación ($\Delta\varepsilon$). Endurecimiento isotrópico (R) «versus» deformación ($\Delta\varepsilon$).....198

- Figura 5.40 Comportamiento del efecto Bauschinger de las aleaciones A319 T7, A356 T6 y A356+0.5Cu T6. Parámetro de energía Bauschinger (EB_E) «versus» deformación ($\Delta\varepsilon$).....200
- Figura 5.41 Comportamiento del efecto Bauschinger de las aleaciones A356 T6 y A356+0.5Cu T6. Parámetro de esfuerzo efectivo (σ_{ef}) Bauschinger «versus» deformación ($\Delta\varepsilon_p$).....201
- Figura 5.42 Comportamiento de la rigidez dinámica (k_o), en el primer ciclo de histéresis, de las aleaciones A319 T7, A356 T6 y A356+0.5Cu T6. Amplitud de fuerza ($\Delta F/2$) «versus» amplitud de desplazamiento ($\Delta d/2$).....202
- Figura 5.43 Superficie de la fractura por fatiga de la aleación A319 T7, a través de: a) Microscopía digital (MD), a 30x. b) Detector de electrones secundarios (SED), a 15x. c) Detector de electrones retro-dispersados (BED-S), a 15x. A través de: d) MD a 100x. e) SED a 100x. f) BED-S a 100x. A través de: g) MD composición de profundidad de color, a 100x. h) SED, a 500x. i) BED-S, a 500x. A través de: j) SED, a 1,000x. k) SED, a 1,100x. l) SED, a 1,000x.....206
- Figura 5.44 Análisis puntual y por mapeo semi-cuantitativo de la composición química presentes en la superficie de la fractura de las aleaciones A319 T7, a través de espectrometría de energía dispersiva de Rayos X (EDX) a 500x.....210
- Figura 5.45 Superficie de la fractura por fatiga de la aleación A356 T6, a través de: a) Microscopía digital (MD), a 30x. b) Detector de electrones secundarios (SED), a 15x. c) Detector de electrones retro-dispersados (BED-S), a 15x. A través de: d) MD a 100x. e) SED a 100x. f) BED-S a 100x. A través de: g) MD composición de profundidad de color, a 100x. h) SED, a 500x. i) BED-S, a 500x. A través de: j) SED, a 1,000x. k) SED, a 3,300x. l) SED, a 2,000x.....211
- Figura 5.46 Análisis puntual y por mapeo semi-cuantitativo de la composición química presentes en la superficie de la fractura de las aleaciones A356 T6, a través de espectrometría de energía dispersiva de Rayos X (EDX), a 500x.....215

Figura 5.47 Superficie de la fractura por fatiga de la aleación A356+0.5Cu T6, a través de: a) Microscopía digital (MD), a 30x. b) Detector de electrones secundarios (SED), a 15x. c) Detector de electrones retro-dispersados (BED-S), a 15x. A través de: d) MD a 100x. e) SED a 100x. f) BED-S a 100x. A través de: g) MD composición de profundidad de color, a 100x. h) SED, a 500x. i) BED-S, a 500x. A través de: j) SED, a 1,000x. k) SED, a 1,000x. l) SED, a 1,500x.....216

Figura 5.48 Análisis puntual y por mapeo semi-cuantitativo de la composición química presentes en la superficie de la fractura de las aleaciones A356+0.5Cu T6, a través de espectrometría de energía dispersiva de Rayos X (EDX), a 500x.....220

ÍNDICE DE TABLAS

Capítulo II Aleaciones de aluminio.....	4
Tabla 2.1 Producción de aluminio [10].....	6
Tabla 2.2 Propiedades del aluminio [13, 14].....	10
Tabla 2.3 Las composiciones de aleaciones de fundición de aluminio [13, 14].....	22
Tabla 2.4 Rangos de composición química de las aleaciones tratadas en este estudio [1]..	23
Tabla 2.5 Velocidades de enfriamiento que controlan directamente el espaciamiento dendrítico secundario en diferentes procesos de fundición.....	27
Tabla 2.6 Propiedades mecánicas típicas de las aleaciones de fundición de aluminio modificadas y no modificadas [24].....	33
Tabla 2.7 Fuentes y tipos de inclusión en fundiciones de aleación de aluminio.....	43
Capítulo III Propiedades mecánicas.....	64
Tabla 3.1 Propiedades mecánicas típicas de las piezas vaciadas de aleación de aluminio a temperatura ambiente.....	70
Tabla 3.2 Propiedades mecánicas estáticas, dinámicas y de vida útil de aleaciones de aluminio de ingeniería.....	98
Tabla 3.3 Propiedades mecánicas estáticas y dinámicas, sin Muesca Totalmente Invertidos, Plegables, S_f , de Aleaciones de Ingeniería Seleccionadas.....	99
Capítulo IV Procedimiento experimental.....	122
Tabla 4.1 Composición química de las aleaciones hipoeutécticas.....	127
Tabla 4.2 Tratamientos térmicos de las aleaciones hipoeutécticas.....	128
Tabla 4.3 Matriz experimental de los sistemas de ensayos de tensión uniaxial y de fatiga a bajo ciclo de las aleaciones hipoeutécticas.....	129
Capítulo V Resultados y discusión.....	138
Tabla 5.1 Composición química de las aleaciones hipoeutécticas.....	141
Tabla 5.2 Caracterización microestructural de las aleaciones hipoeutécticas.....	145
Tabla 5.3 Propiedades mecánicas estáticas de las aleaciones hipoeutécticas.....	156
Tabla 5.4 Propiedades mecánicas dinámicas de las aleaciones hipoeutécticas.....	179
Tabla 5.5 Propiedades mecánicas estáticas y dinámicas de las aleaciones hipoeutécticas.....	188

REFERENCIAS

1. U.S. Geological Survey, Mineral commodity summaries 2020: U.S. Geological Survey, pp. 200, 2020, <https://doi.org/10.3133/mcs2020>
2. Alexey Sverdlin, "Introduction to Aluminum". George E. Totten y D. Scott MacKenzie, "Handbook of Aluminum, Vol.1, Physical Metallurgy and Processes", Marcel Dekker, Inc., pp. 1, 2003, ISBN: 0-8247-0494-0
3. Aluminum properties, physical metallurgy and phase diagrams. American Society for Metals, Metals Park, Ohio, pp. 530, 1967, ISBN: 978-0-87170-176-3
4. Totten, George E., Murat Tiryakioğlu and Olaf Kessler, "Encyclopedia of Aluminum and Its Alloys" (Boca Raton: CRC Press, 16 nov. 2018), accessed 11 may 2020, ISBN: 9781466510807, <https://doi.org/10.1201/9781351045636-140000336>
5. Shibkov, A.A., Zolotov, A.E., Zheltov, M.A. et al. Study of the mechanisms of current-induced suppression of serrated deformation. Crystallogr. Rep. 60, pp. 895–906, 2015. <https://doi.org/10.1134/S1063774515060310>
6. Tomsett. A. (Ed.), Light Metals 2020. The Minerals, Metals & Materials Series, 2020, ISBN: 978-3-030-36407-6. <https://doi.org/10.1007/978-3-030-36408-3>
7. Don Donaldson Benny E. Raahauge, Essential Readings in Light Metals: Alumina and Bauxite, Volume 1, The Minerals, Metals & Materials Society, 2013. ISBN: 9781118636640. <https://doi.org/10.1002/9781118647868>
8. F. X. McCawley and L. H. Baumgardner, "Aluminum", Mineral Facts and Problems, 1985 Edition, United States Department of the Interior. https://doi.org/10.1007/978-1-4612-2820-2_10
9. R. Zimmerman, and K. Gunter, Metallurgy and Materials Science, Handbook, Metallurgisdat, Moscow (in Russian), pp. 480, 1982. ISBN: 0-8247-0494-0
10. P. C. Varley, The Technology of Aluminum and Its Alloys, CRC PRESS, 1970. ISBN: 0-8247-0494-0
11. Altenpohl. Aluminum: Technology, Applications, and Environment, A Profile of a Modern Metal 6th Edn. TMS and the Aluminum Association, 1998. ISBN-10: 9780873394062. ISBN-13: 978-0873394062

12. Product Design for Die Casting in Recyclable Aluminum, Magnesium, Zinc, and ZA Alloys, Die Casting Development Council, 1996.
13. D. Zalenas, Ed., Aluminum Casting Technology, 2nd ed., American Foundrymen's Society, 1993. ISBN: 978-0-87433-456-2
14. The NFFS Guide to Aluminum Casting Design: Sand and Permanent Mold, Non-Ferrous Founders Society, 1994. ISBN 0-87170-803-5
15. J. Polmear, "Light Alloys, Metallurgy of the Light Metals", Edward Arnold, pp. 7–9, 15–27, 47, 58–62, 89, 110–125, 1981. <https://doi.org/10.1016/B978-0-08-099431-4.00005-1>
16. E. A. Brandes y G. B. Brook, "Smithells Light Metals Handbook", Butterworth-Heinemann, pp 5-9, 1998. ISBN 0 7506 3625 4
17. Aluminum Standards & Data, The Aluminum Association, Washington, DC (updated periodically), and American National Standards Institute ANSI H35.1. ISBN-10:0-87170-715-2. ISBN-13:978-0-87170-715-4
18. John R. Brown. Foseco Non-Ferrous Foundrymen's Handbook. 11ed. Butterworth Heinemann, pp. 296, 1999. ISBN: 9780750642866
19. S.G. Shabestari. H. Moemeni. Effect of copper and solidification condition on the microstructure and mechanical properties of Al-Si-Mg, 2004. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2004.04.302>
20. Aluminum Casting Technology, American Foundrymen's Society, Inc., Des Plaines, Illinois, 1993. ISBN: 978-0-87433-456-2
21. Metals Handbook, Ninth Edition, ASM International, Metals Park, Ohio, vol. 15, 1988. ISBN: 978-0-87170-711-6
22. Hatch, J. E. Aluminum-Properties and Physical Metallurgy, ASM International, Metals Parks, Ohio, 1984. ISBN: 978-0-87170-176-3
23. R. Spear and G. Gardner, Mod. Cast, May 1963. ISBN: 0-87170-803-5
24. R. Spear and G. Gardner, Dendrite Cell Size, AFS Trans., 1963. <https://doi.org/10.31399/asm.hb.v02a.a0006496>
25. S. Avner, Introduction to Physical Metallurgy, McGraw-Hill, 1964. ISBN-10: 0070024995. ISBN-13: 978-0070024991

26. Aluminum Casting Technology, 2nd ed., American Foundrymen's Society, 1993. ISBN-10: 0317598201. ISBN-13: 978-0317598209
27. L. Backerud and Y. Shao, Grain Refining Mechanisms in Aluminum as a Result of Additions of Titanium and Boron, Part I, Aluminium, Vol 67 (No. 7–8), July-Aug, pp. 780–785, 1991. ISBN: 0-87170-803-5
28. L. Backerud, M. Johnson, and P. Gustafson, Grain Refining Mechanisms in Aluminium as a Result of Additions of Titanium and Boron, Part II, Aluminium, vol. 67 (No. 9), pp. 910–915, Sept 1991. ISBN: 0-87170-803-5
29. Banerji, A., Reif, W. Development of Al-Ti-C grain refiners containing TiC. Metall Mater Trans A 17, 2127–2137 (1986). <https://doi.org/10.1007/BF02645911>
30. Eskin, G I. Ultrasonic Treatment of Molten Aluminum (2nd revised and enlarged edition). Ul'trazvukovaia obrabotka rasplavlennogo aliuminiia /2nd revised and enlarged edition/. USSR.
31. G.I. Eskin, Influence of Cavitation Treatment of Melts on the Processes of Nucleation and Growth of Crystals during Solidification of Ingots and Castings from Light Alloys, Ultrasonics Sonochemistry, vol. 1 (No. 1), pp. S59–S63, March 1994. [https://doi.org/10.1016/1350-4177\(94\)90029-9](https://doi.org/10.1016/1350-4177(94)90029-9)
32. “Modification Rating System for Structure of Hypoeutectic Aluminum Silicon Casting Alloys,” KBI Aluminum Master Alloys product literature, Cabot Corporation. ISBN 0-87170-803-5
33. J. Charbonnier et al., Application of Thermal Analysis in the Foundry for Aluminum Alloys, Hommes Fonderie, N. Tenekedjiev, pp. 29–36 12, Nov 1975. ISBN: 0-87170-803-5
34. N. Tenekedjiev and J.E. Gruzleski, Thermal Analysis of Strontium Treated Hypoeutectic and Eutectic Aluminum-Silicon Casting Alloys, AFS Trans., 1991. ISBN: 0-87170-803-5
35. E.L. Rooy, Summary of Technical Information on Hypereutectic Al-Si Alloys, AFS Trans., 1972.
36. D.A. Granger, Q.T. Fang, and P.N. Anyalebechi, Effects of Solidification Conditions on Hydrogen Porosity in Aluminum Alloy Castings, AFS Trans, 1989.

37. K.J. Brondyke and P.D. Hess, "Interpretation of Vacuum Gas Test Results for Aluminum Alloys," Transactions of AIME, vol. 230, pp. 1542, 1964.
38. D. R. Irani and V. Kondic, "Casting and Mold Design Effects on Shrinkage Porosity of Light Alloys," AFS Transactions, vol. 77, pp. 208-211, 1969.
39. Liu L, Samuel M, Samuel FH, Doty HW, Valtierra S, J Mater Sci 38:1355, 2003, <https://doi.org/10.1023/A:10228700067215>
40. E.L. Rooy, Hydrogen in Aluminum, AFS Trans., 1993. ISBN: 0-87170-8035-5
41. E.L. Rooy, Mechanisms of Porosity Formation in Aluminum, Mod. Cast., Sept and Oct 1992. ISBN: 0-87170-8035-5
42. Zalensas, D. L., "Aluminium Casting Technology," 2nd Edition, American Foundrymen's Society, Inc., Edited by AFS, Illinois, 2001.
43. E.L. Rooy, Heat Treatment of Aluminum Cast Products, Metal Processing Institute, WPI, 1999. ISBN: 0-87170-8035-5
44. E.L. Rooy, Practical Aspects of Heat Treatment, TMS, 1988.
45. S. Shivkumar et al., Heat Treatment of Al-Si-Mg Alloys, ACRL, Drexel University, 1989. ISBN: 0-87170-8035-5
46. Standards for Aluminum Sand and Permanent Mold Casting, The Aluminum Association, Inc., Dec 1992. ISBN 0-87170-803-5
47. K.R. Van Horn, Ed., Aluminum, Vol. 1, American Society for Metals, 1967.
48. John E. Gruzleski. Bernard M. Closset. The treatment of liquid Aluminum Silicon Alloys. American Foundrymen's Society, Inc. pp. 256. ISBN-10: 0874331218. ISBN-13: 978-0874331219
49. J.E. Hatch. Aluminum: properties and physical metallurgy. 1st edited by ASM, Metals Park, OH, 1984. ISBN: 978-0-87170-176-3
50. Y. Nagai. M. Murayama. Role of vacancy solute complex in the initial rapid age hardening in an Al-Cu-Mg alloy, 2001. [https://doi.org/10.1016/S1359-6454\(00\)00348-7](https://doi.org/10.1016/S1359-6454(00)00348-7)
51. J. Gilbert Kaufman, Elwin L. Rooy, Aluminum Alloy Castings: Properties, Processes, and Applications, ASM International, 2004. ISBN: 978-0-87170-803-8

52. Aguilar-Navarro, J.A., González-López, J.R., Hernández-Sandoval, J. *et al.* Innovative methodology for measuring residual stress in engine blocks. *Int J Adv Manuf Technol*, 2020. <https://doi.org/10.1007/s00170-019-04852-2>
53. L. Spangenburg, *The Fatigue of Metals Under Repeated Strains*, D. Van Nostrand Co., Princeton, NJ, 1876. ISBN-10: 1377403912. ISBN-13: 978-1377403915.
54. “Tension Testing of Metallic Materials,” ASTM Standard E8 or E8M, *Annual Book of ASTM Standards*, Vol. 03.01, ASTM, West Conshohocken, PA, 1998. https://doi.org/10.1520/E0008_E0008M-16AE01
55. P. W. Bridgman, “The Stress Distribution at the Neck of a Tension Specimen,” *Trans. ASM*, Vol. 32, pp.533, 1944. <https://doi.org/10.1007/978-88-470-2336-9>
56. “Tensile Strain Hardening of Metallic Sheet Materials,” ASTM Standard E646, *Annual Book of ASTM Standards*, Vol. 03.01, ASTM, West Conshohocken, PA, pp.555, 1998. <https://doi.org/10.1520/E0646-16>
57. “Constant Amplitude Low Cycle Fatigue Testing,” ASTM Standard E606, *Annual Book of ASTM Standards*, Vol. 03.01, ASTM, West Conshohocken, PA, pp. 528, 1998. https://doi.org/10.1520/E0606_E0606M-19E01
58. “Standard Terminology Relating to Fatigue and Fracture,” *Testing ASTM Designation E1823*, Col. 03.01, ASTM, West Conshohocken, PA, pp. 1034, 2000. <https://doi.org/10.1520/E1823-10A>
59. E. J. Pohl, ed., *The Face of Metallic Fractures*, Munich Reinsurance Co., Munich, 1964. ISBN:0-471-51059-9
60. Jacoby, G. Fractographic methods in fatigue research. *Experimental Mechanics* 5, 65–82, 1965. <https://doi.org/10.1007/BF02323211>
61. Bauschinger, J., Changes of the elastic limit and the modulus of elasticity on various metals, *Zivilingenieur*, Vol. 27, pp 289-353, 1881.
62. S. S. Manson and M. H. Hirschberg, *Fatigue: An Interdisciplinary Approach*, Syracuse University Press, Syracuse, NY, pp. 133, 1964.
63. “ASM Handbook,” *Fatigue and Fracture*, Vol. 19, ASM International, Materials Park, OH, 1996. ISBN: 978-0-87170-385-9

64. S. Suresh, *Fatigue of Materials*, 2nd ed., Cambridge Solid Science Series, Cambridge University Press, Cambridge, 1998. ISBN-10: 0521578477. ISBN-13: 978-0521578479
65. M. Klensil and P. Lucas, *Fatigue of Metallic Materials*, 2nd rev. ed., Elsevier Science Co., Amsterdam, 1992. ISBN: 9780444987235
66. P. J. E. Forsyth, *The Physical Basis of Metal Fatigue*, American Elsevier Publishing Co., New York, 1969. ISBN: 0444197249 9780444197245
67. T. W. Crooker, D. F. Hasson, and G. R. Yoder, "Micromechanistic Interpretation of Cyclic Crack Growth Behavior in 17-4 PH Stainless Steel," *Fractogr.-Microsc. Cracking Proc.*, ASTM STP 600, ASTM, West Conshohocken, PA, pp. 205, 1976. ISBN: 0-471-51059-9
68. R. W. Hertzberg, *Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Materials*, 4th ed., John Wiley and Sons, New York, 1996. ISBN 978-0-470-52780-1
69. "ASM Handbook," *Fractography*, Vol. 12, ASM International, Materials Park, OH, 1987. ISBN: 978-0-87170-018-6
70. R. H. Christensen, "Fatigue Cracking, Fatigue Damage, and Their Detection", *Metal Fatigue*, G. Sines and J. L. Waisman, Eds., McGraw-Hill Book Co., New York, pp. 376, 1959.
71. "Constant Amplitude Low Cycle Fatigue Testing," ASTM Standard E606, *Annual Book of ASTM Standards*, Vol. 03.01, ASTM, West Conshohocken, PA, pp. 528, 1998. https://doi.org/10.1520/E0606_E0606M-19E01
72. "Technical Report on Low Cycle Fatigue Properties: Ferrous and Nonferrous Metals," SAE Standard J1099, SAE, Warrendale, PA, 1998. https://doi.org/10.4271/J1099_197502
73. Bauschinger J., On the changes of the elastic limit and strength of iron and steel, by drawing out, by heating and cooling, and by repetition of loading, *Mittheilungen Aus Dem Mechanischen Technischen Laboratoriumder K, Hochschule in Munchen*, pp 463-465, 1886.
74. J. Morrow, "Cyclic Plastic Strain Energy and Fatigue of Metals," in *Internal Friction, Damping, and Cyclic Plasticity*, ed. B. Lazan (West Conshohocken, PA: ASTM International, 1965), 45-87. <https://doi.org/10.1520/STP43764S>

75. Tucker, L., "A Procedure for Designing Against Fatigue Failure of Notched Parts," SAE Technical Paper 720265, 1972, <https://doi.org/10.4271/720265>
76. Socie D.F., Morrow J. (1980) Review of Contemporary Approaches to Fatigue Damage Analysis. In: Burke J.J., Weiss V. (eds) Risk and Failure Analysis for Improved Performance and Reliability. Sagamore Army Materials Research Conference Proceedings (Available from Plenum Press), vol 24. Springer, Boston, MA. https://doi.org/10.1007/978-1-4684-7811-2_8
77. R. W. Landgraf, J. Morrow, and T. Endo, "Determination of the Cyclic Stress-Strain Curve", J. Mater., Vol. 4, No. 1, pp.176, 1969.
78. F. Ellyin, Fatigue Damage, Crack Growth and Life Prediction, Chapman and Hall, London, 1997. ISBN 978-94-009-1509-1
79. O. H. Basquin, "The Exponential Law of Endurance Test," Proc. ASTM, vol. 10, Part 11, ASTM, West Conshohocken, PA, pp. 625, 1910.
80. J. F. Tavernelli and L. F. Coffin, Jr., "Experimental Support for Generalized Equations Predicting Low Cycle Fatigue", Trans. ASME, J. Basic Eng., Vol. 84, No. 4, pp. 533, 1962.
81. S. S. Manson, discussion of reference 15, Trans. ASME, J. Basic Eng., Vol. 84, No. 4, pp. 537, 1962.
82. J. A. Graham, ed., Fatigue Design Handbook, SAE, Warrendale, PA, 1968. ISBN: 1560919175, 9781560919179
83. Roessle, M., Fatemi, A., and Khosrovaneh, A., "Variation in Cyclic Deformation and Strain-Controlled Fatigue Properties Using Different Curve Fitting and Measurement Techniques," SAE Technical Paper 1999-01-0364, 1999, <https://doi.org/10.4271/1999-01-0364>
84. "ASTM E739-10(2015), Standard Practice for Statistical Analysis of Linear or Linearized Stress-Life (S-N) and Strain-Life (ϵ -N) Fatigue Data, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2015, www.astm.org
85. U. Muralidharan and S. S. Manson, "Modified Universal Slopes Equation for Estimation of Fatigue Characteristics," Trans. ASME, J. Eng. Mater. Tech., vol. 110, pp. 55, 1988. <https://doi.org/10.1115/1.3226010>

86. M. L. Roessle and A. Fatemi, "Strain-Controlled Fatigue Properties of Steels and Some Simple Approximation," *Int. J. Fatigue*, vol. 22, No. 6, pp. 495, 2000. [https://doi.org/10.1016/S0142-1123\(00\)00026-8](https://doi.org/10.1016/S0142-1123(00)00026-8)
87. R. Champoux, J. Kapp, and J. Underwood, eds., *Analytical and Experimental Methods for Residual Stress Effects in Fatigue*. (West Conshohocken, PA: ASTM International, 1988), <https://doi.org/10.1520/STP1004-EB>
88. T. Wehner and A. Fatemi, "Effect of Mean Stress on Fatigue Behavior of a Hardened Carbon Steel," *Int. J. Fatigue*, Vol. 13, No. 3, pp. 241, 1991. [https://doi.org/10.1016/0142-1123\(91\)90248-W](https://doi.org/10.1016/0142-1123(91)90248-W)
89. M. Nihei, P. Heuler, C. Boller, and T. Seeger, "Evaluation of Mean Stress Effect in Fatigue Life by Use of Damage Parameters," *Int. J. Fatigue*, Vol. 8, pp. 119, 1986. [https://doi.org/10.1016/0142-1123\(86\)90002-2](https://doi.org/10.1016/0142-1123(86)90002-2)
90. Manson, S.S., Halford, G.R. Practical implementation of the double linear damage rule and damage curve approach for treating cumulative fatigue damage. *Int J Fract* 17, 169–192 (1981). <https://doi.org/10.1007/BF00053519>
91. K. N. Smith, P. Watson, and T. H. Topper, "A Stress-Strain Function for the Fatigue of Metals", *J. Mater.*, Vol. 5, No. 4, pp. 767-778, 1970.
92. N. E. Dowling, *Mechanical Behavior of Materials*, 2nd ed. Prentice-Hall, Upper Saddle River, NJ, 1998. ISBN 10: 0-273-76455-1. ISBN 13: 978-0-273-76455-7.
93. Woolley, R.L., The Bauschinger effect in some Face Centered And Body-Centered Cubic metals. *Phil. Mag.* vol. 44, pp. 597–618, 1953. <https://doi.org/10.1080/14786440608521038>
94. A. Abel & H. Muir, The Bauschinger effect and discontinuous yielding, *Philosophical Magazine*, vol. 26:2, pp. 489-504, 1972, <http://dx.doi.org/10.1080/14786437208227444>
95. Stoltz, R.E., Pelloux, R.M. The Bauschinger effect in precipitation strengthened aluminum alloys. *Metall Mater Trans A* 7, 1295–1306 (1976). <https://doi.org/10.1007/BF02658814>
96. Lloyd, D.J., The Bauschinger effect in polycrystalline aluminum containing coarse particles. *Acta Metall.* vol. 25, pp. 459–466, 1977. [https://doi.org/10.1016/0001-6160\(77\)90236-X](https://doi.org/10.1016/0001-6160(77)90236-X)

97. Pedersen, O.B., Brown, L.M., Stobbs, W.M., The Bauschinger effect in copper. *Acta Metall.* vol. 29, pp. 843–1850, 1981. [https://doi.org/10.1016/0001-6160\(81\)90110-3](https://doi.org/10.1016/0001-6160(81)90110-3)
98. Rao, M.K., Murty, G.S., On the role of Bauschinger effect in tensile tests following torsional restraint. *Trans Indian Inst. Metals*, vol. 35, pp. 543, 1982.
99. Moan, G.D., Embury, J.D., A study of the Bauschinger effect in Al–Cu alloys. *Acta Metall*, vol. 22, pp. 903–914, 1979. [https://doi.org/10.1016/0001-6160\(79\)90125-1](https://doi.org/10.1016/0001-6160(79)90125-1)
100. Corbin, S.F., Wilkinson, D.S., Embury, J.D., The Bauschinger effect in a particulate reinforced Al alloy. *Mat. Sci. Eng. A*, vol. 207, pp. 1–11, 1996. [https://doi.org/10.1016/0921-5093\(95\)10028-8](https://doi.org/10.1016/0921-5093(95)10028-8)
101. Caceres, C.H., Griffiths, J.R., Reiner, P., Influence of microstructure on the Bauschinger effect in an Al–Si–Mg alloy. *Acta Metall*, vol. 44, 15–23, 1996. [https://doi.org/10.1016/1359-6454\(95\)00171-6](https://doi.org/10.1016/1359-6454(95)00171-6)
102. Reynolds, A.P., Lyons, J.S. Isotropic and kinematic hardening in a dispersion-strengthened aluminum alloy. *Metall Mater Trans A* 28, 1205–1211 (1997). <https://doi.org/10.1007/s11661-997-0285-1>
103. Horstemeyer, M.F., Lathrop, J., Gokhale, A.M., Dighe, M., 2000. Modeling stress state dependent damage evolution in a cast Al–Si–Mg aluminum alloy. *Theor. Appl. Fract. Mech*, vol. 33, 31–47. [https://doi.org/10.1016/S0167-8442\(99\)00049-X](https://doi.org/10.1016/S0167-8442(99)00049-X)
104. Miller, M.P., Harley, E.J., Bammann, D.J., Reverse yield experiments and internal variable evolution in polycrystalline metals. *Int. J. Plasticity*, vol. 15, pp. 93–117, 1999. [https://doi.org/10.1016/S0749-6419\(98\)00046-1](https://doi.org/10.1016/S0749-6419(98)00046-1)
105. Xiang, Y., Vlassak, J.J, Bauschinger effect in thin metal films. *Scripta Mater*, Vol. 53, pp. 177–182, 2005. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2005.03.048>
106. Ono, N., Tsuchikawa, T., Nishimura, S, Intergranular constraint and the Bauschinger effect. *Mater. Sci. Eng.* vol. 59, pp. 223, 1983. [https://doi.org/10.1016/0025-5416\(83\)90170-2](https://doi.org/10.1016/0025-5416(83)90170-2)
107. Arsenault, R.J., Wu, S.B., The strength differential and Bauschinger effects in SiC–Al composites. *Mater. Sci. Eng.* vol. 96, pp. 77–88, 1987. [https://doi.org/10.1016/0025-5416\(87\)90542-8](https://doi.org/10.1016/0025-5416(87)90542-8)
108. Thakur, A., Nemat-Nasser, S., Vecchio, K.S., Dynamic Bauschinger effect. *Acta Mater*, vol. 44, pp. 2797–2807, 1996. [https://doi.org/10.1016/1359-6454\(95\)00385-1](https://doi.org/10.1016/1359-6454(95)00385-1)

109. Embury, J.D. Plastic Flow in Dispersion Hardened Materials. *Metall Mater Trans A* 16, 2191–2200 (1985). <https://doi.org/10.1007/BF02670418>
110. Koch, F., Maassen, F., Deuster, U., Loeprecht, M. et al., "Low Cycle Fatigue of Aluminum Cylinder Heads - Calculation and Measurement of Strain under Fired Operation," SAE Technical Paper 1999-01-0645, 1999, <https://doi.org/10.4271/1999-01-0645>
111. Pedersen, O.B., Brown, L.M., Stobbs, W.M., The Bauschinger effect in copper. *Acta Metall*, vol. 29, pp. 1843–1850, 1981. [https://doi.org/10.1016/0001-6160\(81\)90110-3](https://doi.org/10.1016/0001-6160(81)90110-3)
112. Hasegawa, T., Yakou, T., Kocks, U.F., Forward and reverse rearrangements of dislocations in Tangled walls. *Mater. Sci. Eng.*, vol. 81, pp. 189, 1986. [https://doi.org/10.1016/0025-5416\(86\)90262-4](https://doi.org/10.1016/0025-5416(86)90262-4)
113. Neumann, Hardy. De Spinoza a Hegel. Una rehabilitación productiva de la negación. *Rev. filos.* [online]. 2017, vol.73, pp.179-192. ISSN 0718-4360. <http://dx.doi.org/10.4067/S0718-43602017000100179>
114. Brown, L.M., Stobbs, W.M., The work hardening of copper-silica: I: a model based on internal stresses with no plastic relaxation. *Philos. Mag.*, vol. 23, pp. 1185–1199, 1971a. <https://doi.org/10.1080/14786437108217405>
115. Brown, L.M., Stobbs, W.M., The work hardening of copper-silica II: The role of plastic relaxation. *Philos. Mag.*, vol. 23, pp. 1201–1233, 1971b. <https://doi.org/10.1080/14786437108217406>
116. Atkinson, J.D., Brown, L.M., Stobbs, W.M., The workhardening rate of copper-silica IV. The Bauschinger effect and plastic relaxation. *Phil. Mag.*, vol. 30 (ser. 8), pp. 1247–1280, 1974. <https://doi.org/10.1080/14786437408207280>
117. Brown, L.M., Orowan's explanation of the Bauschinger effect. *Scripta Metall.*, vol.11, pp. 127–131, 1977. [https://doi.org/10.1016/0036-9748\(77\)90291-5](https://doi.org/10.1016/0036-9748(77)90291-5)
118. Aran, A., Demirkol, M., Karabulut, A., Bauschinger effect in precipitation-strengthened aluminum alloy 2024. *Mater. Sci. Eng.*, vol. 89, pp. L35–L39, 1987. [https://doi.org/10.1016/0025-5416\(87\)90271-0](https://doi.org/10.1016/0025-5416(87)90271-0)

119. Sleswyk, A.W., Kemerink, G.J., 1985. Similarity of the Bauschinger effect in Cu, Al, and Ni. *Scripta Metall.* 19, 471–476. [https://doi.org/10.1016/0036-9748\(85\)90116-4](https://doi.org/10.1016/0036-9748(85)90116-4)
120. Stout, M.G., Rollett, A.D. Large-strain Bauschinger effects in FCC metals and alloys. *Metall Mater Trans A* 21, 3201 (1990). <https://doi.org/10.1007/BF02647315>
121. Sowerby, R., Uko, D.K., A review of certain aspects of the Bauschinger effect in metals. *Mater. Sci. Eng.*, vol. 41, pp. 43–58, 1979. [https://doi.org/10.1016/0025-5416\(79\)90043-0](https://doi.org/10.1016/0025-5416(79)90043-0)
122. Embury, J.D., Structural aspects of the Bauschinger effect. *Mater. Forum*, vol. 10, pp. 27–33, 1987.
123. Abel, A., Historical perspectives and some of the main features of the Bauschinger effect. *Mater. Forum*, vol. 10 (1), pp. 11–26, First Quarter, 1987.
124. Horstemeyer, M.F., From Atoms to Autos: A New Design Paradigm Using Microstructure-Property Modeling. Part 1: Monotonic loading conditions, Sandia National Lab, vol. 6, pp. 6–11. <https://doi:2001.10.2172/791300>
125. Hegel G. W. F, trad. de Roces y Guerra, *Fenomenología del Espíritu* 2ª ed., Fondo de Cultura Económica, México : FCE, 2017, LXXIV, Pp. 552 Colección Filosofía, ISBN: 9786071649249
126. ASTM E606/E606M-12, Standard Test Method for Strain-Controlled Fatigue Testing, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2012, www.astm.org
127. ASTM B557-02, Standard Test Methods of Tension Testing Wrought and Cast Aluminum- and Magnesium-Alloy Products, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2002, www.astm.org
128. SAE J1099_197502 Technical Report on Low Cycle Fatigue Properties Ferrous and Non-Ferrous of Materials, SAE International, 2002, www.sae.org
129. ASTM E3-11(2017), Standard Guide for Preparation of Metallographic Specimens, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2017, www.astm.org
130. ASTM E92-17, Standard Test Methods for Vickers Hardness and Knoop Hardness of Metallic Materials, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2017, www.astm.org

131. ASTM E112-13, Standard Test Methods for Determining Average Grain Size, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2013, www.astm.org
132. Markus Bernd Grieba, Hans-Jürgen Christ, Burkhard Plege, Thermomechanical fatigue of cast aluminium alloys for cylinder head applications—experimental characterization and life prediction, *Procedia Engineering*, vol. 2, pp. 1767–1776, 2010. <https://doi:10.1016/j.proeng.2010.03.190>
133. Mattos, J.J.I., Uehara, A.Y., Sato, M., Ferreira, I., Fatigue Properties and Micromechanism of Fracture of an AlSiMg0.6 Cast Alloy Used in Diesel Engine Cylinder Head, *Procedia Engineering*, vol. 2, pp. 759–765, 2010, <https://doi:10.1016/j.proeng.2010.03.082>
134. Tsuyoshi-Takahashia, Katsuhiko Sasaki, Low cycle thermal fatigue of aluminum alloy cylinder head in consideration of changing metrology microstructure, *Procedia Engineering*, vol. 2, pp. 767-776, 2010, <https://doi:10.1016/j.proeng.2010.03.083>
135. Rodrigo González, Alejandro González, José Talamantes-Silva, et al., Fatigue of an aluminium cast alloy used in the manufacture, of automotive engine blocks, *International Journal of Fatigue*, vol. 54, pp. 118–126, 2013, <http://dx.doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2013.03.018>
136. C. Y. Jeong, C.-S. Kang, J.-I. Cho, I.-H. Oh & Y.-C. Kim, Effect of microstructure on mechanical properties for A356 casting alloy, *International Journal of Cast Metals Research*, vol. 21, pp. 193-197, 2013, <https://doi.org/10.1179/136404608X361936>
137. I. Serrano-Munoz, J.-Y. Buffiere, C. Verdu, et al., Influence of surface and internal casting defects on the fatigue behaviour of A357-T6 cast aluminium alloy, *International Journal of Fatigue*, vol. 82, pp. 361-370, 2016, <http://dx.doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2015.07.032>
138. Gall, K., Horstemeyer, M.F., Degner, B.W. et al. On the driving force for fatigue crack formation from inclusions and voids in a cast A356 aluminum alloy. *International Journal of Fracture*, vol. 108, 207–233, 2001, <https://doi.org/10.1023/A:1011033304600>
139. Lee, C.D., Yoo, S.J. Dependence of fatigue life of low-pressure die-cast A356 aluminum alloy on microporosity variation. *Met. Mater*, vol. Int. 20, pp. 601–612, 2014. <https://doi.org/10.1007/s12540-014-4004-3>

140. A. Turnbull E. R. De Los Rios, Effect of Grain Size on the Fatigue of Commercially Pure Aluminium, *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, vol. 18(12), pp.1455-1467, 2007. <https://doi.org/10.1111/j.1460-2695.1995.tb00868.x>
141. M.T. Tucker, M.F. Horstemeyer, W.R. Whittington, et al., The effect of varying strain rates and stress states on the plasticity, damage, and fracture of aluminum alloys, *Mechanics of Materials*, vol. 42, pp. 895–907, 2010, <https://doi.org/10.1016/j.mechmat.2010.07.003>
142. Sylvain Queyreau, Benoit Devincere, Bauschinger effect in precipitation-strengthened materials: A dislocation dynamics investigation, *Philosophical Magazine Letters*, vol. 89, 2009, <https://doi.org/10.1080/09500830903005433>
143. Mirza F.A., Liu K., Chen X.G., Cyclic Stress-Strain Behavior and Low Cycle Fatigue Life of AA6061 Aluminum Alloy. In: Ratvik A. (Eds) *Light Metals 2017. The Minerals, Metals & Materials Series*. Springer, Cham, 2017, https://doi.org/10.1007/978-3-319-51541-0_56
144. Badaruddin, M.; Zulhanif; Supriadi, H., Low Cycle Fatigue Properties of Extruded 6061-T6 Aluminum Alloy, *Journal of Physics: Conference Series*, Volume 1198, Issue 3, article id. 032002, 2019, <https://doi:10.1088/1742-6596/1198/3/032002>
145. A.R. Emami, S. Begum, D.L. Chen, et al., Cyclic deformation behavior of a cast aluminum alloy, *Materials Science and Engineering A*, vol. 516, pp. 31–41, 2009, <https://doi:10.1016/j.msea.2009.04.037>
146. A.T. Brammer, J.B. Jordon, P.G. Allison, and M.E. Barkey, Strain-Controlled Low-Cycle Fatigue Properties of Extruded 6061-T6 Aluminum Alloy, *Journal of Materials Engineering and Performance*, vol. 22, pp. 1348-1350, 2013, <https://doi.org/10.1007/s11665-012-0411-0>
147. D.D. Tian, X.S. Liu, G.Q. He, Y. Shen, S.Q. Lv, Q.G. Wang, Low cycle fatigue behavior of casting A319 alloy under two different aging conditions, *Materials Science & Engineering A*, vol. 654, pp. 60–68, 2016, <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2015.12.023>

148. Stephens, R., Berns, H., Chernenkoff, R., Indig, R. et al., "Low Cycle Fatigue of A356-T6 Cast Aluminum Alloy - A Round-Robin Test Program," SAE Technical Paper 881701, 1988, <https://doi.org/10.4271/881701>
149. Stephens, R. and Koh, S., "Improvements in Empirical Representation of A356-T6 Cast Aluminum Alloy Round-Robin Low Cycle Fatigue Data," SAE Technical Paper 881702, 1988, <https://doi.org/10.4271/881702>
150. Mahoney, B. and Stephens, R., "Fatigue and Fracture Toughness of Water-Chilled A356-T6 Cast Aluminum Alloy," SAE Technical Paper 881706, 1988, <https://doi.org/10.4271/881706>
151. Wong, W., Bucci, R., Stentz, R., and Conway, J., "Tensile and Strain-Controlled Fatigue Data for Certain Aluminum Alloys for Application in the Transportation Industry," SAE Technical Paper 870094, 1987, <https://doi.org/10.4271/870094>
152. Karmakar, N., Jha, P., Ray, S., Carpenter, N. et al., "Prediction of Secondary Dendrite Arm Spacing in Directional Solidification of Aluminum Alloy by Casting Simulation and Micro-Structural Inspection," SAE Technical Paper 2019-26-0166, 2019, <https://doi.org/10.4271/2019-26-0166>
153. Dighe, M.D., Gokhale, A.M., Horstemeyer, M.F. et al. Effect of strain rate on damage evolution in a cast Al-Si-Mg base alloy. Metall and Mat Trans A 31, 1725–1731, 2000. <https://doi.org/10.1007/s11661-998-0331-7>
154. C.H. Caceres, J.R. Griffiths, Damage by the cracking of silicon particles in an Al-7Si-0.4Mg casting alloy, Acta Materialia, vol. 44, pp. 25-33, 1996, [https://doi.org/10.1016/1359-6454\(95\)00172-8](https://doi.org/10.1016/1359-6454(95)00172-8)
155. González, A., Talamantes, J., González, R., Colás, R., Valtierra, S., Fatigue analyses in a hypereutectic Al-Si alloy, 70th World Foundry Congress 2012, WFC 2012, pp. 279-285, 2012. ISBN: 978-162276382-5
156. M. Buciumeanu, L. Palaghian, A.S. Miranda, F.S. Silva, Fatigue life predictions including the Bauschinger effect, International Journal of Fatigue, vol. 33, pp. 145–152, 2011, <http://doi:10.1016/j.ijfatigue.2010.07.012>
157. M. Choteau, P. Quaegebeur, S. Degallaix, Modelling of Bauschinger effect by various constitutive relations derived from thermodynamical formulation, Mechanics of Materials, vol. 37, pp.1143–1152, 2005, <http://doi:10.1016/j.mechmat.2004.12.001>

158. Ahmet Aran, Mehmet Demirkol and Aykut Karabulut, Bauschinger effect in precipitation-strengthened aluminium alloy 2024, *Materials Science and Engineering*, vol. 89, pp. L35-L39, 1987, [https://doi.org/10.1016/0025-5416\(87\)90271-0](https://doi.org/10.1016/0025-5416(87)90271-0)
159. A. Abel & H. Muir (1973) The Bauschinger effect and stacking fault energy, *Philosophical Magazine*, vol. 27:3, pp. 585-594, <http://dx.doi.org/10.1080/14786437308219233>
160. L.P. Borrego, L.M. Abreu, J.M. Costa, J.M. Ferreira, Analysis of low cycle fatigue in AlMgSi aluminium alloys, *Engineering Failure Analysis*, vol. 11, pp. 715–725, 2004, <https://doi:10.1016/j.engfailanal.2003.09.003>
161. R.R. McCullough, J.B. Jordon a, P.G. Allison, et al., Characterization of the Bauschinger effect in an extruded aluminum alloy, *Strength, Fracture and Complexity*, vol. 10, pp. 175–190 175, 2017. <https://doi:10.3233/SFC-170208>
162. J.B. Jordon, M.F. Horstemeyer, K. Solanki, Y. Xue, Damage and stress state influence on the Bauschinger effect in aluminum alloys, *Mechanics of Materials*, vol. 39, pp. 920–931, 2007. <https://doi:10.1016/j.mechmat.2007.03.004>
163. Williams S. Ebhota and Tien-Chien Jen (May 30th 2018). Intermetallics Formation and Their Effect on Mechanical Properties of Al-Si-X Alloys, *Intermetallic Compounds-Formation and Applications*, Mahmood Aliofkhazraei, IntechOpen. <http://dx.doi.org/10.5772/intechopen.73188>
164. Samuel E, Samuel AM, Doty HW, Valtierra S, Samuel FH. Intermetallic phases in Al–Si based cast alloys: New perspective. *International Journal of Cast Metals Research*, Vol. 27, pp. 107-114, 2014/01/01 2014 <https://doi.org/10.1179/1743133613Y.0000000083>
165. Crepeau PN. Effect of iron in Al-Si casting alloys: A critical review. *AFS Transactions*. 1995; 103:361-366. ISBN: 0874331382, ISSN: 0065-8375
166. Lifeng Zhang, Jianwei Gao, Lucas Nana Wiredu Damoah & David G. Robertson, 2012, Removal of Iron From Aluminum: A Review, *Mineral Processing and Extractive Metallurgy Review*, 33:2, 99-157, <https://doi.org/10.1080/08827508.2010.542211>
167. Eunkyung Lee and Brajendra Mishra, Effect of solidification cooling rate on mechanical properties and microstructure of Al-Si-Mn-Mg Alloy, *Materials*

- Transactions, Vol. 58, No. 11, 2017, pp. 1624 to 1627
<https://doi.org/10.2320/matertrans.M2017170>
168. Esmeralda-Gómez A.G., Propiedades mecánicas en aleaciones de aluminio vaciadas desde temperatura ambiente hasta 300° C. Tesis de Maestría, Universidad Autónoma de Nuevo León, México, 2012. <http://eprints.uanl.mx/id/eprint/2743>
169. E. Martínez J. Lacaze M. Cisneros S. Valtierra, Efecto del estroncio en las temperaturas de reacción eutécticas y microestructuras de solidificación de una aleación Al-Si tipo A319, Revista Facultad de Ingeniería, U.T.A., Chile, Vol 12 N° 2, 2004, pp. 21-26, <http://dx.doi.org/10.4067/S0718-13372004000200004>
170. Yang D. Role of magnesium addition on the occurrence of incipient melting in experimental and commercial Al–Si–Cu alloys and its influence on the alloy microstructure and tensile properties. M.Sc. Thesis, UQAC, Canada; 2006. pp. 57–16. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2012.02.032>
171. Samuel, F. Incipient melting of Al₅Mg₈Si₆Cu₂ and Al₂Cu intermetallics in unmodified and strontium-modified Al–Si–Cu–Mg (319) alloys during solution heat treatment. Journal of Materials Science 33, 2283–2297 (1998). <https://doi.org/10.1023/A:1004383203476>
172. M.F. Ibrahim, E. Samuel, et al., Metallurgical parameters controlling the microstructure and hardness of Al–Si–Cu–Mg base alloys, Materials & Design, Vol. 32, Issue 4, April 2011, pp. 2130-2142. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2010.11.040>
173. M. Tasha, F.H. Samuel, et al., Effect of metallurgical parameters on the machinability of heat-treated 356 and 319 aluminum alloys, Materials Science and Engineering: A Volume 434, Issues 1–2, 25 October 2006, pp. 207-217. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2006.06.129>
174. Emma Sjölander, Salem Seifeddine, The heat treatment of Al–Si–Cu–Mg casting alloys, Journal of Materials Processing Technology Volume 210, Issue 10, 1 July 2010, pp. 1249-1259. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2010.03.020>
175. Samuel, A.M., Gauthier, J. & Samuel, F.H. Microstructural aspects of the dissolution and melting of Al₂Cu phase in Al-Si alloys during solution heat treatment. Metall Mater Trans A 27, 1785–1798 (1996). <https://doi.org/10.1007/BF02651928>

176. Hernandez-Garcia A., Garcia-Hinojosa A., et al., Effect of alloying elements on the segregation of complex phases in A356 alloy adding Mg, Cu, Ni and Sr as modifier, using thermal analysis and characterization microstructural, *Aluminum Alloys: Fabrication, Characterization and Applications*, 2008, pp.147-154. ISBN 978-0873397124. <http://hdl.handle.net/1854/LU-694440/>
177. Delgado López M.A., Efecto del tratamiento térmico en la difracción de rayos x en aleaciones vaciadas de aluminio utilizadas en la industria automotriz. Tesis de Maestría, Universidad Autónoma de Nuevo León, México, 2014. <http://eprints.uanl.mx/4844/>
178. Hunsicker, H.Y. Dimensional changes in heat treating aluminum alloys. *Metall Mater Trans A* 11, 759–773 (1980). <https://doi.org/10.1007/BF02661205>
179. George E. Dieter, David Bacon, *Mechanical Metallurgy (Materials Science & Engineering)*, McGraw-Hill Series in Mechanical Engineering, 1986, ISBN 10: 0071001786 ISBN 13: 9780071001786
180. Guanyi Wang, Xin Che,, et al., Microstructure and Low-Cycle Fatigue Behavior of Al-9Si-4Cu-0.4Mg-0.3Sc Alloy with Different Casting States, *Materials (Basel)* 2020 Feb; 13(3): 638. Published online 2020 Jan 31. <https://doi.org/10.3390/ma13030638>
181. Wei Chao, Liu Guang-lei, Effect of Heat Treatment on Microstructure and Thermal Fatigue Properties of Al-Si-Cu-Mg Alloys, *High Temperature Materials and Processes* | Volume 37: Issue 4, 11 Apr 2017, <https://doi.org/10.1515/htmp-2016-0199>
182. Lech Dietrich, Joanna Radziejewska, The fatigue damage development in a cast Al–Si–Cu alloy, *Materials & Design*, Volume 32, Issue 1, 2011, Pages 322-329, ISSN 0261-3069, <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2010.05.045>
183. Kuchariková, L., Tillová, E., et al., Porosity formation and fatigue properties of AlSiCu cast alloy, *MATEC Web of Conferences* 157, 07003, 2018. <https://doi.org/10.1051/matecconf/201815707003>
184. E. Rincon, H.F. Lopez, et al., Effect of temperature on the tensile properties of an as-cast aluminum alloy A319, *Materials Science and Engineering A* 452–453 (2007) 682–687. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2006.11.029>

185. Vandersluis, E., Ravindran, C. Relationships Between Solidification Parameters in A319 Aluminum Alloy. *J. of Materi Eng and Perform* 27, 1109–1121 (2018). <https://doi.org/10.1007/s11665-018-3184-2>
186. Cázares González C.S., Estudio del efecto de la velocidad de temple sobre la precipitación en aleaciones de aluminio-silicio-magnesio. Tesis de Maestría, Universidad Autónoma de Nuevo León, México, 2016. <http://eprints.uanl.mx/13867/>
187. M. Voncina, J. Medved, P. Mrvar, “Energy of precipitation of Al₂Cu and α -AlFeSi phase from the AlCu₃ alloy and the shape of precipitates” ISSN 0543–5846, 2009
188. Engler-Pinto, C., Lasecki, J., Boileau, J., and Allison, J., "A Comparative Investigation on the High Temperature Fatigue of Three Cast Aluminum Alloys," SAE Technical Paper 2004-01-1029, 2004, <https://doi.org/10.4271/2004-01-1029>
189. J.da Costa Teixeira, L.Bourgeois, et al., The effect of shear-resistant, plate-shaped precipitates on the work hardening of Al alloys: Towards a prediction of the strength–elongation correlation, *Acta Materialia*, Volume 57, Issue 20, December 2009, Pages 6075-6089. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2009.08.034>
190. I.Guillot, B.Barlas, et al., Thermomechanical fatigue and aging of cast aluminum alloy: A link between numerical modeling and microstructural approach, *European Structural Integrity Society*, Volume 29, 2002, Pages 75-84. [https://doi.org/10.1016/S1566-1369\(02\)80064-4](https://doi.org/10.1016/S1566-1369(02)80064-4)
191. Natesan, E.; Eriksson, S.; Ahlström, J.; Persson, C. Effect of Temperature on Deformation and Fatigue Behaviour of A356–T7 Cast Aluminium Alloys Used in High Specific Power IC Engine Cylinder Heads. *Materials* 2020, 13, 1202. <https://doi.org/10.3390/ma13051202>
192. MO Defeng, HE Guoqiu et al., Effect of Microstructures on Strain Hardening Exponent Prediction of Cast Aluminum Alloy. *Acta Metall Sin*, 2010, 46(2): 184-188. <https://doi.org/10.3724/SP.J.1037.2009.00474>
193. Rodríguez Jasso, A.F, Análisis Microestructural de una Aleación Al-Si del Tipo A319. Tesis de Maestría, Universidad Autónoma de Nuevo León, 2001. <http://eprints.uanl.mx/3199/>

195. Rodríguez Jasso, A.F, Desarrollo de Aleaciones de Alta Resistencia Al-Cu Serie 2XX. Tesis de Doctorado, Universidad Autónoma de Nuevo León, 2012. <http://eprints.uanl.mx/1039/>
196. P.J.Jackson, W.E.Nixon, et al., Latent hardening and dislocation density in α -phase Cu-Al alloy crystals, *Acta Metallurgica*, Volume 25, Issue 12, December 1977, Pages 1539-1542. [https://doi.org/10.1016/0001-6160\(77\)90085-2](https://doi.org/10.1016/0001-6160(77)90085-2)
197. Ji, S., Yan, F., & Fan, Z. Development of a high strength Al–Mg₂Si–Mg–Zn based alloy for high pressure die casting. *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 626, 2015, 165–174. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2014.12.019>
198. Zhong, H., Rometsch, P. A., & Estrin, Y. The Influence of Si and Mg Content on the Microstructure, Tensile Ductility, and Stretch Formability of 6xxx Alloys. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 44(8), 3970–3983. 2013. <https://doi.org/10.1007/s11661-013-1740-9>
199. Wang, Y., Liao, H., Wu, Y., & Yang, J. Effect of Si content on microstructure and mechanical properties of Al–Si–Mg alloys. *Materials & Design*, 53, 634–638. 2014. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2013.07.067>
200. Ram, S. C., Chattopadhyay, K., & Chakrabarty, I. Effect of magnesium content on the microstructure and dry sliding wear behavior of centrifugally cast functionally graded A356-Mg₂Si in situ composites. *Materials Research Express*, 5(4), 046535. 2018. <https://doi.org/10.1088/2053-1591/aabbea>
201. Orowan, E. Zur Kristallplastizität. *V. Z. Physik* 98, 382–387 (1935). <https://doi.org/10.1007/BF01331082>
202. Westbrook, J.H. R. W. Cahn—Historian. *Journal of Materials Science* 39, 3863–3864 (2004). <https://doi.org/10.1023/B:JMISC.0000031466.37947.7f>
203. Pat L. Mangonon, *The Principles of Materials Selection for Engineering Design*, Prentice Hall, 1999. ISBN-10: 9780132425957. ISBN-13: 978-0132425957
204. F. C. Frank and W. T. Read, Multiplication Processes for Slow Moving Dislocations, *Physical Review*, vol.79, issue.4, p.722, 1950. <https://doi.org/10.1103/PhysRev.79.722>

205. A.M.A. Mohamed and F.H. Samuel, "A review on the heat treatment of Al-Si-Cu/Mg casting alloys", in Heat Treatment - Conventional and Novel Applications, F. Czerwinski, Ed. <http://dx.doi.org/10.5772/79832>
206. D. Hull and D. J. Bacon, Introduction to Dislocations, Elsevier Science, 2011. ISBN: 978-0-08-096672-4
207. Martin, J.W., Micromechanisms in Particle-Hardened Alloys, Cambridge University Press (Cambridge Solid State Science Series), 1980. ISBN 10: 0521295807. ISBN 13: 9780521295802
208. ASM Handbook Volume 9: Metallography and Microstructures. Materials Testing, Characterization, and Analysis Collection ASTM International, 2004, pp. 1184 ISBN: 978-0-87170-706-2
209. Aguilar-Navarro, J.A., Medición de esfuerzos residuales mediante la técnica de replicación de indentaciones en monobloques V8 de aluminio, Tesis de Maestría, Universidad Autónoma de Nuevo León, México, 2017. <http://eprints.uanl.mx/14472/>

APÉNDICES

Apéndice A

Tabla A.1 Propiedades mecánicas estáticas de la aleación A319 T7.

Especímen	<i>E</i>	σ_y (0.2%)	σ_{UTS}	<i>EL</i>	<i>ET</i>
	GPa	MPa	MPa	%	%
W502-2A	70	310.566	335.280	0.639	1.087
W502-2B	70	309.362	343.350	0.869	1.312
W503-2A	70	310.780	339.571	0.819	1.257
W503-2B	70	311.865	348.887	1.204	1.702
W504-2A	70	269.226	315.683	1.300	1.703
W504-2B	70	261.914	317.118	1.655	2.108
W505-2A	70	317.356	343.925	0.660	1.151
W505-2B	70	315.021	344.952	0.783	1.276
W506-2A	70	272.475	318.896	1.211	1.666
W506-2B	70	274.365	325.391	1.460	1.886
W507-2A	70	322.692	348.942	0.818	1.270
W507-2B	70	327.858	357.926	1.073	1.584
W508-2B	70	248.540	312.783	1.853	2.299
W508-2A	70	246.738	301.799	1.339	1.770
W509-2A	70	262.858	311.220	1.343	1.788
W509-2B	70	257.269	316.655	1.753	2.170
W510-2A	70	248.160	302.690	1.324	1.732
W510-2B	70	255.634	304.470	1.245	1.636
W511-2B	70	279.325	319.461	0.938	1.395
W511-2A	70	284.823	325.252	1.183	1.608
W512-2B	70	315.961	348.723	1.014	1.513
W512-2A	70	316.776	340.798	0.728	1.214
W513-2A	70	259.368	309.317	1.181	1.622
W513-2B	70	266.570	318.313	1.372	1.827

Nota: Módulo elástico (*E*). Límite elástico al 0.2% (σ_y). Esfuerzo último a la tensión (σ_{UTS}). Elongación plástica (*PE*). Elongación total (*TE*). Norma ASTM E8/E8M-16a.

Tabla A.2 Propiedades mecánicas estáticas de la aleación A356 T6.

Especimen	<i>E</i>	$\sigma_y (0.2)$	σ_{UTS}	<i>EL</i>	<i>ET</i>
	GPa	MPa	MPa	%	%
W621-2A	70	224.903	285.107	6.466	6.834
W621-2B	70	229.248	287.015	7.303	7.712
W622-2A	70	227.751	270.945	1.985	2.339
W622-2B	70	240.414	295.946	5.416	5.836
W624-2A	70	222.756	274.682	3.454	3.847
W624-2B	70	224.848	276.564	3.701	4.095
W625-2A	70	225.221	285.705	4.911	5.318
W625-2B	70	228.803	285.020	4.691	5.097
W626-2A	70	193.959	248.160	3.804	4.156
W626-2B	70	218.008	270.944	3.528	3.913
W627-2A	70	229.235	283.575	6.728	7.130
W627-2B	70	223.287	281.874	4.459	4.825
W628-2A	70	227.769	282.103	6.045	6.444
W628-2B	70	222.800	282.680	5.878	6.281
W629-2A	70	228.349	285.750	6.726	7.131
W629-2B	70	226.020	285.159	5.433	5.840
W630-2A	70	234.008	288.671	7.095	7.480
W630-2B	70	232.971	287.025	7.475	7.883
W631-2A	70	230.673	286.281	7.204	7.612
W631-2B	70	229.770	283.700	6.116	6.521

Nota: Módulo elástico (*E*). Límite elástico al 0.2% (σ_y). Esfuerzo último a la tensión (σ_{UTS}). Elongación plástica (*PE*). Elongación total (*TE*). Norma ASTM E8/E8M-16a.

Tabla A.3 Propiedades mecánicas estáticas de la aleación A356+0.5Cu T6.

Especimen	<i>E</i>	$\sigma_y (0.2)$	σ_{UTS}	<i>EP</i>	<i>ET</i>
	GPa	MPa	MPa	%	%
W462-2A	70	216.410	279.308	4.065	4.432
W462-2B	70	213.807	275.616	3.757	4.150
W463-2A	70	213.570	282.822	5.915	6.316
W463-2B	70	213.243	286.390	7.143	7.509
W464-2A	70	214.831	286.699	6.693	7.069
W464-2B	70	214.225	288.363	8.836	9.215
W465-2A	70	211.863	288.358	8.438	8.824
W465-2A	70	213.736	287.141	7.845	8.250
W466-2A	70	214.675	286.105	6.796	7.178
W466-2B	70	213.452	285.954	7.834	8.238
W467-2A	70	210.733	273.578	3.739	4.130
W467-2B	70	209.202	283.941	7.028	7.406
W468-2A	70	212.278	284.780	6.263	6.629
W468-2B	70	210.972	283.175	5.568	5.970
W469-2A	70	212.116	285.731	6.924	7.298
W469-2B	70	211.799	285.740	8.175	8.579
W470-2A	70	214.230	288.214	7.796	8.205
W470-2B	70	210.023	282.258	6.131	6.529
W471-2A	70	213.252	283.420	5.698	6.073
W471-2B	70	213.011	286.758	7.461	7.868
W472-2A	70	209.245	279.593	5.131	5.528
W472-2B	70	213.088	287.241	6.896	7.301
W473-2A	70	210.380	284.239	6.437	6.838
W473-2B	70	212.070	283.759	5.888	6.290

Nota: Módulo elástico (*E*). Límite elástico al 0.2% (σ_y). Esfuerzo último a la tensión (σ_{UTS}). Elongación plástica (*PE*).

Elongación total (*TE*). Norma ASTM E8/E8M-16a.

Apéndice B

Apéndice B.1 Propiedades mecánicas dinámicas de la aleación A319 T7.

Número de probeta, W	Amplitud de deformación, $\Delta\varepsilon/2, \varepsilon_a$	Total de ciclos, N_i	Total de ciclos, N_f	Total de ciclos reversibles, $2N_f$	Ciclo medio, $N_f/2$	Esfuerzo máximo, σ_{max}	Esfuerzo mínimo, σ_{min}	Deformación máxima, $\Delta\varepsilon_{max}$	Deformación mínima, $\Delta\varepsilon_{min}$
	%					MPa	MPa	%	%
W504	0.30	6,500	7,200	14,400	3,600	209.017	-199.923	0.300	-0.301
W505	0.30	5,200	5,400	10,800	2,700	211.419	-209.387	0.300	-0.300
W510	0.30	6,000	6,200	12,400	3,100	247.267	-235.045	0.301	-0.300
W511	0.30	4,400	4,600	9,200	2,300	249.405	-239.161	0.300	-0.301
W503	0.35	3,600	3,800	7,600	1,900	263.003	-255.884	0.350	-0.349
W506	0.35	2,500	2,600	5,200	1,300	259.773	-269.380	0.350	-0.350
W509	0.35	3,000	3,200	6,400	1,600	256.610	-256.517	0.350	-0.349
W512	0.35	1,500	1,600	3,200	800	229.895	-229.620	0.351	-0.350
W502	0.40	1,600	1,600	3,200	800	240.152	-244.715	0.400	-0.401
W507	0.40	1,600	1,600	3,200	800	270.370	-274.689	0.399	-0.400
W508	0.40	1,673	1,600	3,200	800	239.129	-239.359	0.399	-0.401
W513	0.40	1,000	1,000	2,000	500	275.173	-272.559	0.400	-0.400

Apéndice B.2 Propiedades mecánicas dinámicas de la aleación A319 T7.

Número de probeta, W	Rango de deformación, $\Delta\varepsilon$	Rango de deformación elástica, $\Delta\varepsilon_e$	Rango de deformación plástica, $\Delta\varepsilon_p$	Rango de esfuerzo, $\Delta\sigma$	Módulo de elasticidad, E	Rigidez dinámica, k_o
	%	%	%		GPa	kN/mm
W504	0.601	0.531	0.070	408.940	76.985	34.823
W505	0.600	0.486	0.114	420.806	86.668	33.978
W510	0.601	0.521	0.080	482.312	92.585	34.077
W511	0.601	0.511	0.091	488.566	95.697	34.142
W503	0.699	0.581	0.118	518.887	89.364	34.351
W506	0.700	0.577	0.122	529.153	91.681	33.738
W509	0.700	0.584	0.116	513.127	87.885	34.042
W512	0.700	0.544	0.156	459.515	84.517	32.990
W502	0.801	0.567	0.234	484.867	85.486	32.514
W507	0.799	0.592	0.207	545.059	92.064	32.691
W508	0.800	0.553	0.248	478.488	86.544	31.584
W513	0.800	0.614	0.186	547.732	89.207	32.710

Apéndice B.3 Propiedades mecánicas dinámicas de la aleación A356 T6.

Número de probeta, W	Amplitud de deformación, $\Delta\epsilon/2, \epsilon_a$ %	Total de ciclos, N_i	Total de ciclos, N_f	Total de ciclos reversibles, $2N_f$	Ciclo medio, $N_f/2$	Esfuerzo máximo, σ_{max} MPa	Esfuerzo mínimo, σ_{min} MPa	Deformación máxima, $\Delta\epsilon_{max}$ %	Deformación mínima, $\Delta\epsilon_{min}$ %
W624	0.30	4,000	4,300	8,600	2,150	227.061	-231.283	0.300	-0.300
W625	0.30	5,100	5,600	11,200	2,800	233.373	-229.875	0.300	-0.299
W630	0.30	5,100	5,200	10,400	2,600	229.922	-235.533	0.300	-0.299
W631	0.30	3,700	3,900	7,800	1,950	233.844	-235.767	0.300	-0.299
W622	0.35	1,600	1,800	3,600	900	244.951	-251.180	0.349	-0.350
W626	0.35	2,300	2,600	5,200	1,300	246.738	-252.044	0.350	-0.350
W629	0.35	2,200	2,300	4,600	1,150	243.800	-244.842	0.350	-0.350
W621	0.40	565	500	1,000	250	249.166	-255.044	0.400	-0.400
W627	0.40	1,300	1,400	2,800	700	252.184	-258.021	0.400	-0.398
W628	0.40	1,600	1,700	3,400	850	248.487	-255.915	0.401	-0.399

Apéndice B.4 Propiedades mecánicas dinámicas de la aleación A356 T6.

Número de probeta, W	Rango de deformación, $\Delta \varepsilon$	Rango de deformación elástica, $\Delta \varepsilon_e$	Rango de deformación plástica, $\Delta \varepsilon_p$	Rango de esfuerzo, $\Delta \sigma$	Módulo de elasticidad, E	Rigidez dinámica, k_o
	%	%	%	MPa	GPa	kN/mm
W624	0.600	0.508	0.092	458.344	90.260	33.011
W625	0.600	0.506	0.094	463.247	91.547	33.084
W630	0.599	0.513	0.086	465.456	90.735	33.177
W631	0.599	0.509	0.090	469.611	92.215	33.057
W622	0.699	0.538	0.161	496.131	92.246	31.634
W626	0.700	0.552	0.148	498.782	90.430	32.209
W629	0.699	0.554	0.146	488.642	88.267	32.084
W621	0.801	0.531	0.270	504.210	95.020	29.864
W627	0.798	0.579	0.219	510.205	88.084	31.403
W628	0.800	0.573	0.227	504.402	88.017	31.450

Apéndice B.5 Propiedades mecánicas dinámicas de la aleación A356+0.5Cu T6.

Número de probeta, W	Amplitud de deformación, $\Delta\varepsilon/2, \varepsilon_a$	Total de ciclos, N_i	Total de ciclos, N_j	Total de ciclos reversibles, $2N_j$	Ciclo medio, $N_j/2$	Esfuerzo		Deformación	
						máximo, σ_{max}	mínimo, σ_{min}	máxima, $\Delta\varepsilon_{max}$	mínima, $\Delta\varepsilon_{min}$
	%					MPa	MPa	%	%
W464	0.30	9,100	9,700	19,400	4,850	146.401	-305.935	0.299	-0.300
W466	0.30	8,100	10,400	20,800	5,200	225.132	-223.123	0.300	-0.300
W471	0.30	8,300	8,500	17,000	4,250	228.181	-234.193	0.300	-0.300
W472	0.30	9,600	9,800	19,600	4,900	223.338	-233.525	0.300	-0.300
W463	0.35	1,800	2,100	4,200	1,050	176.336	-322.377	0.352	-0.348
W467	0.35	4,800	5,000	10,000	2,500	244.798	-246.326	0.351	-0.350
W470	0.35	4,900	10,200	20,400	5,100	232.309	-235.265	0.350	-0.350
W473	0.35	5,000	5,400	10,800	2,700	243.112	-244.816	0.351	-0.349
W462	0.40	700	800	1,600	400	255.733	-262.594	0.400	-0.400
W468	0.40	1,800	1,900	3,800	950	260.003	-266.894	0.400	-0.400
W468	0.40	2,400	2,700	5,400	1,350	258.117	-267.029	0.400	-0.400

Apéndice B.6 Propiedades mecánicas dinámicas de la aleación A356+0.5Cu T6.

Número de probeta, W	Rango de deformación, $\Delta\varepsilon$	Rango de deformación elástica, $\Delta\varepsilon_e$	Rango de deformación plástica, $\Delta\varepsilon_p$	Rango de esfuerzo, $\Delta\sigma$	Módulo de elasticidad, E	Rigidez dinámica, k_e
	%	%	%	MPa	GPa	kN/mm
W464	0.599	0.524	0.075	452.335	86.338	33.609
W466	0.601	0.512	0.088	448.255	87.509	33.738
W471	0.599	0.513	0.087	462.374	90.219	33.373
W472	0.600	0.503	0.097	456.863	90.815	33.380
W463	0.700	0.574	0.126	498.714	86.934	32.831
W467	0.701	0.566	0.135	491.124	86.847	32.943
W470	0.700	0.563	0.137	467.574	83.110	32.931
W473	0.700	0.568	0.132	487.928	85.866	33.073
W462	0.800	0.587	0.213	518.327	88.321	31.483
W468	0.801	0.605	0.195	526.897	87.027	31.739
W468	0.800	0.618	0.182	525.145	84.918	32.260

Apéndice C

Apéndice C.1 Propiedades mecánicas dinámicas de la aleación A319 T7 en el primer ciclo de histéresis.

Número de probeta, W	Amplitud de deformación, $\Delta\epsilon/2, \epsilon_a$	Número de ciclos	Esfuerzo		Límite elástico		Deformación	
			máximo, σ_{max}	mínimo, σ_{min}	a tensión, σ_y^T	a compresión, σ_y^C	máxima, $\Delta\epsilon_{max}$	mínima, $\Delta\epsilon_{min}$
	%		MPa	MPa	MPa	MPa	%	%
W504	0.30	1	98.667	-88.247	89.000	-45.000	0.129	-0.120
W505	0.30	1	107.158	-87.614	89.424	-38.692	0.119	-0.111
W510	0.30	1	109.926	-88.015	103.947	-48.756	0.114	-0.100
W511	0.30	1	112.048	-84.966	89.602	-46.125	0.122	-0.099
W503	0.35	1	127.464	-94.216	100.000	-60.000	0.132	-0.114
W506	0.35	1	130.366	-99.110	96.001	-53.956	0.141	-0.113
W509	0.35	1	130.722	-99.125	102.106	-75.626	0.136	-0.120
W512	0.35	1	124.970	-102.098	110.290	-71.423	0.142	-0.127
W502	0.40	1	137.382	-117.066	98.411	-68.163	0.158	-0.145
W507	0.40	1	147.111	-120.720	105.442	-77.981	0.159	-0.138
W508	0.40	1	139.748	-118.205	108.669	-70.799	0.155	-0.143
W513	0.40	1	145.498	-118.563	116.993	-65.324	0.158	-0.144

Apéndice C.2 Propiedades mecánicas dinámicas de la aleación A319 T7 en el primer ciclo de histéresis.

<i>Número de probeta, W</i>	<i>Rango de deformación, $\Delta\varepsilon$</i>	<i>Rango de deformación elástica, $\Delta\varepsilon_e$</i>	<i>Rango de deformación plástica, $\Delta\varepsilon_p$</i>	<i>Rango de deformación Bauschinger, $\Delta\varepsilon_{EB}$</i>	<i>Rango de esfuerzo, $\Delta\sigma$</i>	<i>Módulo de elasticidad, E</i>
	%	%	%	%		GPa
W504	0.249	0.129	0.00031	0.00515	143.667	76.644
W505	0.230	0.114	0.00574	0.02168	145.850	94.252
W510	0.214	0.109	0.00457	0.01587	158.681	100.728
W511	0.221	0.118	0.00408	0.01859	158.174	95.096
W503	0.246	0.128	0.00425	0.01126	187.464	99.512
W506	0.254	0.134	0.00713	0.01907	184.322	97.514
W509	0.256	0.135	0.00091	0.01700	206.348	96.787
W512	0.269	0.138	0.00426	0.01929	196.394	90.480
W502	0.302	0.148	0.00995	0.02946	205.545	92.979
W507	0.297	0.151	0.00760	0.02502	225.092	97.427
W508	0.298	0.147	0.00842	0.02563	210.547	95.077
W513	0.302	0.150	0.00766	0.02993	210.823	96.833

Apéndice C.3 Propiedades mecánicas dinámicas de la aleación A319 T7 en el primer ciclo de histéresis.

Número de probeta, W	Parámetro del esfuerzo Bauschinger, EB_e	Parámetro de energía Bauschinger, EB_E	Definición del efecto Bauschinger, EB_D	Endurecimiento cinemática, α	Endurecimiento isotrópico, R	Relación del endurecimiento cinemático isotrópico, $EB_{\alpha/R}$	$2^* \sigma_m$ vs ϵ_p $A(\epsilon_p)^m$	Deformación Bauschinger, EB_E	Rigidez dinámica, k_o
									kN/mm
W504	0.106	0.539	2.009	93.457	83.790	1.115	186.9140	16.543	36.589
W505	0.182	0.551	2.021	97.386	79.652	1.223	194.7721	3.773	36.466
W510	0.199	1.832	2.181	98.970	92.992	1.064	197.9408	3.476	35.880
W511	0.242	0.603	2.055	98.507	76.060	1.295	197.0139	4.557	36.339
W503	0.261	0.605	2.061	110.840	83.376	1.329	221.6803	2.648	36.581
W506	0.240	0.455	1.969	114.738	80.373	1.428	229.4754	2.675	36.221
W509	0.242	0.552	2.030	114.923	86.308	1.332	229.8465	18.603	36.267
W512	0.183	0.779	2.080	113.534	98.854	1.149	227.0686	4.533	36.247
W502	0.148	0.261	1.841	127.224	88.253	1.442	254.4481	2.961	36.351
W507	0.179	0.317	1.873	133.915	92.247	1.452	267.8309	3.293	35.819
W508	0.154	0.347	1.919	128.976	97.898	1.317	257.9528	3.046	35.329
W513	0.185	0.472	1.987	132.031	103.526	1.275	264.0611	3.905	35.706

Apéndice C.4 Propiedades mecánicas dinámicas de la aleación A356 T7 en el primer ciclo de histéresis.

Número de probeta, W	Amplitud de deformación, $\Delta\varepsilon/2, \varepsilon_a$	Número de Ciclo	Esfuerzo máximo, σ_{max}	Esfuerzo mínimo, σ_{min}	Límite elástico a tensión, σ_y^T	Límite elástico a compresión, σ_y^C	Deformación máxima, $\Delta\varepsilon_{max}$	Deformación mínima, $\Delta\varepsilon_{min}$
	%		MPa	MPa	MPa	MPa	%	%
W624	0.30	1	104.826	-84.218	84.870	-34.455	0.120	-0.099
W625	0.30	1	102.833	-88.255	89.058	-42.197	0.115	-0.111
W630	0.30	1	105.674	-87.875	79.098	-65.061	0.122	-0.101
W631	0.30	1	106.264	-86.167	86.562	-57.321	0.117	-0.099
W622	0.35	1	122.132	-101.593	82.166	-67.967	0.138	-0.121
W626	0.35	1	120.561	-100.335	92.474	-54.900	0.143	-0.130
W629	0.35	1	122.239	-96.077	83.413	-44.988	0.139	-0.116
W621	0.40	1	145.891	-119.010	136.657	-103.215	0.171	-0.137
W627	0.40	1	136.366	-119.492	69.930	-72.145	0.169	-0.147
W628	0.40	1	135.263	-117.739	77.235	-73.713	0.169	-0.152

Apéndice C.5 Propiedades mecánicas dinámicas de la aleación A356 T6 en el primer ciclo de histéresis.

Número de probeta, W	Rango de deformación, $\Delta\varepsilon$	Rango de deformación elástica, $\Delta\varepsilon_e$	Rango de deformación plástica, $\Delta\varepsilon_p$	Rango de deformación Bauschinger, $\Delta\varepsilon_{EB}$	Rango de esfuerzo, $\Delta\sigma$	Módulo de elasticidad, E
	%	%	%	%		GPa
W624	0.219	0.117	0.003	0.011	139.281	89.752
W625	0.226	0.111	0.004	0.022	145.030	92.373
W630	0.223	0.115	0.007	0.014	170.735	91.633
W631	0.216	0.114	0.003	0.011	163.584	93.165
W622	0.259	0.129	0.009	0.024	190.100	94.785
W626	0.273	0.133	0.010	0.032	175.460	90.965
W629	0.255	0.134	0.005	0.017	167.227	91.487
W621	0.308	0.156	0.015	0.031	249.105	93.253
W627	0.316	0.147	0.021	0.039	208.511	92.559
W628	0.321	0.147	0.022	0.048	208.976	92.166

Apéndice C.6 Propiedades mecánicas dinámicas de la aleación A356 T6 en el primer ciclo de histéresis.

Número de probeta, W	Parámetro del esfuerzo Bauschinger, EB_E	Parámetro de energía Bauschinger, EB_E	Definición del efecto Bauschinger, EB_D	Endurecimiento o cinemática, α	Endurecimiento isotrópico, R	Relación del endurecimiento cinemática a isotrópico, $EB_{\alpha/R}$	$2^* \sigma_{ini}$ vs ϵ_p $A(\epsilon_p)^m$	Deformación Bauschinger, EB_E	Rigidez dinámica, k_o
W624	0.197	0.516	2.008	94.522	74.567	1.268	189.044	4.029	35.360
W625	0.142	0.529	2.009	95.544	81.770	1.168	191.088	5.437	34.976
W630	0.168	0.335	1.900	96.774	70.199	1.379	193.549	1.984	35.260
W631	0.189	0.510	2.005	96.215	76.514	1.257	192.431	3.615	35.263
W622	0.168	0.257	1.809	111.863	71.896	1.556	223.725	2.614	34.564
W626	0.168	0.360	1.922	110.448	82.361	1.341	220.895	3.057	35.014
W629	0.214	0.337	1.868	109.158	70.332	1.552	218.315	3.418	35.030
W621	0.184	1.456	2.148	132.450	123.216	1.075	264.901	2.068	34.255
W627	0.124	0.127	1.585	127.929	61.493	2.080	255.858	1.804	34.767
W628	0.130	0.151	1.656	126.501	68.473	1.847	253.002	2.178	34.450

kN/mm

Apéndice C.7 Propiedades mecánicas dinámicas de la aleación A356+0.5Cu T6 en el primer ciclo de histéresis.

Número de probeta, W	Amplitud de deformación, $\Delta\varepsilon/2, \varepsilon_a$	Número de Ciclo	Esfuerzo máximo, σ_{max}	Esfuerzo mínimo, σ_{min}	Límite elástico a tensión, σ_y	Límite elástico a compresión, σ_c	Deformación máxima, $\Delta\varepsilon_{max}$	Deformación mínima, $\Delta\varepsilon_{min}$
	%		MPa	MPa	MPa	MPa	%	%
W464	0.30	1	95.253	-101.749	74.465	-92.761	0.137	-0.092
W466	0.30	1	105.789	-82.876	99.789	-41.130	0.118	-0.103
W471	0.30	1	102.856	-79.497	87.943	-60.285	0.116	-0.108
W472	0.30	1	107.058	-74.495	104.257	-67.379	0.113	-0.100
W463	0.35	1	110.473	-123.095	70.289	-71.415	0.170	-0.115
W467	0.35	1	122.013	-86.788	96.800	-58.471	0.130	-0.127
W470	0.35	1	119.818	-93.121	87.416	-79.037	0.140	-0.120
W473	0.35	1	118.917	-96.909	86.852	-37.199	0.138	-0.134
W462	0.40	1	139.716	-116.394	104.978	-77.220	0.162	-0.144
W468	0.40	1	136.220	-111.971	84.971	-46.499	0.163	-0.145
W469	0.40	1	136.303	-114.084	88.323	-68.752	0.163	-0.143

Apéndice C.8 Propiedades mecánicas dinámicas de la aleación A356+0.5Cu T6 en el primer ciclo de histéresis.

Número de probeta, W	Rango de deformación, $\Delta\varepsilon$	Rango de deformación elástica, $\Delta\varepsilon_e$	Rango de deformación plástica, $\Delta\varepsilon_p$	Rango de deformación Bauschinger, $\Delta\varepsilon_{EB}$	Rango de esfuerzo, $\Delta\sigma$	Módulo de elasticidad, E
	%	%	%	%		GPa
W464	0.229	0.106	0.031	0.011	188.014	89.844
W466	0.221	0.116	0.002	0.017	146.919	91.506
W471	0.224	0.116	0.001	0.025	163.141	89.045
W472	0.212	0.105	0.007	0.015	174.437	101.691
W463	0.284	0.122	0.048	0.027	181.888	90.465
W467	0.256	0.122	0.008	0.029	180.484	100.364
W470	0.261	0.134	0.006	0.024	198.856	89.146
W473	0.272	0.129	0.008	0.039	156.116	91.985
W462	0.306	0.150	0.012	0.033	216.936	93.018
W468	0.308	0.155	0.008	0.036	182.719	88.137
W469	0.306	0.154	0.009	0.023	205.055	88.535

Apéndice C.9 Propiedades mecánicas dinámicas de la aleación A356+0.5Cu T6 en el primer ciclo de histéresis.

Número de probeta, W	Parámetro del esfuerzo Bauschinger, EB_{σ}	Parámetro de energía Bauschinger, EB_E	Definición del efecto Bauschinger, EB_D	Endurecimiento cinemática, α	Endurecimiento isotrópico, R	Relación del Endurecimiento cinemático a isotrópico, $EB_{\sigma R}$	$2^* \sigma_{mi}$ vs ϵ_p $A(\epsilon_p)^m$	Deformación Bauschinger, EB_E	Rigidez dinámica, k_o
W464	-0.068	-0.156	1.732	98.501	77.713	1.268	197.003	0.340	35.575
W466	0.217	1.909	2.204	94.333	88.332	1.068	188.666	8.461	35.531
W471	0.227	0.783	2.106	91.176	76.263	1.196	182.353	36.378	35.202
W472	0.304	5.812	2.400	90.777	87.975	1.032	181.553	1.984	35.250
W463	-0.114	-0.157	1.571	116.784	76.600	1.525	233.568	0.566	35.425
W467	0.289	0.699	2.115	104.401	79.188	1.318	208.801	3.661	35.128
W470	0.223	0.412	1.939	106.469	74.067	1.437	212.939	4.202	34.890
W473	0.185	0.343	1.896	107.913	75.848	1.423	215.826	4.751	35.180
W462	0.167	0.336	1.902	128.055	93.318	1.372	256.110	2.680	34.534
W468	0.178	0.237	1.759	124.095	72.846	1.704	248.190	4.312	34.847
W469	0.163	0.232	1.774	125.194	77.214	1.621	250.387	2.603	34.813

kN/mm