



UNIVERSIDAD NACIONAL AUTONOMA
DE MEXICO

15
Z.F.J

FACULTAD DE QUIMICA

EXAMEN DE ESPECIALIDAD
FAC. DE QUIMICA

COMPARACION DE LA RESPUESTA AL
TRATAMIENTO TERMICO DE ENVEJECIMIENTO
ENTRE UNA ALEACION A356 Y UN COMPOSITO
Al - Si - Mg - 10 % SiC PARTICULAS

T E S I S

QUE PARA OBTENER EL TITULO DE:
INGENIERO QUIMICO METALURGICO
P R E S E N T A :
JACINTO RICARDO MENDEZ BANDA



MEXICO, D. F.

1995

FALLA DE ORIGEN



UNAM – Dirección General de Bibliotecas Tesis Digitales Restricciones de uso

DERECHOS RESERVADOS © PROHIBIDA 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 el lucro, reproducción, edición o modificación, será perseguido y sancionado por el respectivo titular de los Derechos de Autor.

Jurado asignado

Presidente Prof. María Eugenia Noguez Amaya
Vocal Prof. Eusebio Cándido Atlatenco Tiapanco
Secretario Prof. José Alejandro García Hinojosa
1er Suplente Prof. Joan Genesca Llongueras
2do. Suplente Prof. Sergio García Galán

Sitio donde se desarrolló el tema:

Laboratorios Pesados Metalurgia
Edificio D Facultad de Química

Asesor:

M. en C. José Alejandro García Hinojosa



Supervisor Técnico:

I.Q.M. Eusebio Cándido Atlatenco Tiapanco



Sustentante:

Jacinto Ricardo Méndez Banda.



Agradecimientos

A mis padres, Sr. José Carmen Méndez Almazán y Sra. María Eugenia Banda Lemus a quienes les debo todo lo que soy; siendo imposible plasmar en un papel todo lo que realmente representan para mí. Gracias por estar siempre de mi lado, por toda la confianza, apoyo y amor.

A la Universidad Nacional Autónoma de México.

A la Facultad de Química

Al Equipo de Fundición

A todas aquellas personas, amigos, compañeros y familiares que me apoyaron durante toda mi vida académica; que compartieron su amistad, tristezas y alegrías, triunfos y derrotas, certezas y dudas; además de tiempo y espacio.

En esta vida cada quien tiene lo que quiere. La rapidez en lograrlo es directamente proporcional al deseo de lograrlo.

- J. Carmen Méndez

Si tenemos un por qué en la vida, podemos afrontar casi cualquier como. - Friedrich Nietsche

La grandeza de un ideal no es alcanzarlo, sino luchar por él. Alcanzarlo es sólo una recompensa.

- Juan José Medina

Conservarás tu juventud mientras sigas aprendiendo, adquiriendo nuevos hábitos y aceptando que te contradigan.

- Marie von Ebner-Eschenbach

La carrera en la vida no la ganan aquellos que corren más rápido y su rastro se borra con un temporal, sino aquellos que nunca dejan de correr y eligen abrir senda en lugar de caminar por senda marcada.

-J. R. Méndez B.

INDICE

PROLOGO	6
INTRODUCCION	8
CAPITULO I. ANTECEDENTES	10
CAPITULO II. FUNDAMENTOS	36
CAPITULO III. DESARROLLO EXPERIMENTAL	61
CAPITULO IV. RESULTADOS Y DISCUSION	72
ANÁLISIS DE RESULTADOS	92
CONCLUSIONES	99
RECOMENDACIONES PARA INVESTIGACIONES FUTURAS:	101
ANEXO 1	102
ANEXO 2	103
ANEXO 3	104
APÉNDICE A	106
APÉNDICE B	107
APÉNDICE C	109
BIBLIOGRAFIA	115

PROLOGO

Vivimos en una época extraordinaria, son tiempos de cambios y adelantos tecnológicos continuos. Siempre desarrollando más y mejores materiales, para aplicaciones sofisticadas, cuidando siempre la relación costo/beneficio.

A partir de la Segunda Guerra Mundial, se creó la necesidad de materiales con propiedades distintas a los que se podían obtener ordinariamente, pues los polímeros, los cerámicos y los metales tienen limitaciones en sus propiedades.

Así que se iniciaron las investigaciones con la idea nada nueva de "Desarrollar nuevos materiales partiendo de combinaciones de los materiales ordinarios." (1)

Desde la época del hombre de Cro-Magnon, hace unos 5500 años se empezaron a fabricar herramientas compuestas, es decir instrumentos en los que se empleaba más de un tipo de material.(2)

En otros tiempos la madera era madera, el metal era metal y el vidrio era vidrio, ahora ya no es así.

Actualmente se están desarrollando nuevos materiales cuyas propiedades, medios de producción, versatilidad y variedad de aplicaciones pueden satisfacer la demanda de los diseñadores en las industrias del transporte (naval, automotriz, aeroespacial) así como las empresas del sector energético, las de alta tecnología y Militares.

Los metales pueden tener altas conductividades térmicas y eléctricas, excelentes resistencias mecánicas y/o ductilidad. Los cerámicos resisten temperaturas altas, son buenos aislantes térmicos y eléctricos, además poseen una buena resistencia al desgaste, alta dureza y algunos son frágiles.

Una de las líneas de investigación son los compósitos de matriz metálica reforzados con partículas cerámicas, (CMM) que se desarrollaron con la finalidad de combinar las propiedades mecánicas de los metales y la resistencia al desgaste de los materiales cerámicos.

En estos nuevos materiales al aumentar la resistencia a la abrasión, a la corrosión, el modulo de rigidez y la estabilidad térmica se disminuye la ductilidad y la conductividad eléctrica por la presencia del material cerámico dentro de la matriz metálica.

Se han trabajado varias matrices metálicas tales como hierro, aceros, latones, aleaciones base cobalto-níquel y otras. Pero la mayor atención se ha dado a las aleaciones de aluminio y magnesio, usando como reforzantes cerámicos: SiO_2 , Al_2O_3 , C, Zr pero predomina la tendencia del uso de SiC en fibras o en partículas.

De los diversos procesos de fabricación se prefiere el proceso de fundición por su capacidad de producir piezas de forma compleja a bajo costo, además de poder controlar la estructura solidificada mediante el tratamiento del metal líquido es decir, modificación y refinación; y en su última etapa por tratamiento térmico.

INTRODUCCION

La presente investigación se realizó dentro de un programa de elaboración de compósitos de matriz metálica del proyecto DGAPA IN 303392 FQ.

Este trabajo abarca sólo la parte correspondiente al tratamiento térmico de estos materiales.

El objetivo formal del presente trabajo es determinar las mejores condiciones del tratamiento térmico (temperatura, tiempo) para un compósito de matriz metálica A356 reforzado con partículas de SIC con el fin de obtener la dureza máxima de esta, partiendo para ello de la optimización del tratamiento térmico de la matriz sin reforzar, con el cual se compara.

Primeramente en el Capítulo I se abordan las generalidades de este tratamiento térmico para la aleación y para los compósitos. Así también se hace una revisión de las condiciones recomendadas para llevarlos a cabo, con los trabajos realizados por los investigadores como D. Apelian, S. Shivkumar, G. Sigworth, S. Ricci y otros en torno a la optimización del tratamiento térmico para la aleación A356, así como las investigaciones sobre la respuesta al tratamiento térmico en compósitos de S. Kummai, L. Salvo, D.E. Hammond, A. Labib, F.H. Samuel, entre otros.

En el Capítulo II se presenta un análisis referente a los fundamentos teóricos y prácticos para el tratamiento térmico de la aleación A356 y de los compósitos, así como su evaluación.

Posteriormente en el Capítulo III (Desarrollo experimental) se presenta el diseño experimental empleado en la investigación así como los materiales empleados para el tratamiento térmico, los resultados del trabajo paralelo realizado por Raúl Gómez

Navarrete se toman en cuenta; quien estudió el efecto del contenido de Mg en el tratamiento térmico de envejecimiento de la aleación A356.

Los resultados y la discusión se incluyen en el Capítulo IV.

CAPITULO I. ANTECEDENTES

En este capítulo se tratan los aspectos más importantes sobre la optimización de propiedades mecánicas, obtenidas por tratamiento térmico, primero para aleaciones Al-Si-Mg, en especial la A356, y posteriormente presentar las investigaciones sobre tratamientos térmicos de compósitos de matriz metálica base aluminio.

Antes de entrar a la descripción de los trabajos previos se debe conocer a manera general cuales aleaciones de aluminio pueden ser sometidas al tratamiento térmico de envejecimiento y en que consiste este tratamiento.

Se empezará por definir el término "tratamiento térmico" (3) en un amplio sentido, se refiere a cualquier operación de calentamiento y enfriamiento aplicados para cambiar la microestructura y consecuentemente las propiedades mecánicas, o eliminar los esfuerzos residuales de un producto metalúrgico. Cuando el término es aplicado a las aleaciones de aluminio su uso es restringido a operaciones específicas empleadas para incrementar la resistencia mecánica y la dureza de las aleaciones endurecibles por precipitación, ya sean obtenidas por forjado, de fundición ó extrusión. Estas usualmente se refieren como aleaciones "tratables térmicamente" para distinguir el término de aquellas aleaciones en las cuales no se incrementa su resistencia en forma significativa por calentamientos y enfriamientos.

Las aleaciones comerciales cuya resistencia y dureza pueden ser incrementadas significativamente por un tratamiento térmico incluyen aleaciones de la serie 2XXX, 6XXX y 7XXX obtenidas por procesado mecánico y de las aleaciones de fundición de la serie 2XX.0, 3XX.0 y 7XX.0. Algunas de esta aleaciones contienen solamente Cu ó Cu y Si como elementos fundamentales de aleación. La mayoría de las aleaciones tratables térmicamente contienen combinaciones de magnesio con uno ó más elementos: Cu, Si y

Zn. El magnesio se combina con el Cu, Si y Zn para formar compuestos complejos, los cuales precipitan usualmente o se combinan con Al para formar CuAl_2 y ZnAl .

Las aleaciones coladas de Al-Si-Mg son ampliamente usadas en una gran variedad de aplicaciones donde se requiere de una alta relación resistencia/peso. Estas aleaciones poseen excelente colabilidad, buenas propiedades de fatiga y resistencia a la corrosión. Además pueden ser tratadas térmicamente para obtener una óptima combinación de resistencia y ductilidad. (4)

En términos generales el tratamiento de envejecimiento consiste en calentar la aleación a una temperatura alta para solubilizar los elementos de aleación, posteriormente se temple para conseguir una solución sólida saturada, enseguida se calienta a una temperatura baja para propiciar la difusión y precipitación de manera controlada de fases que son las responsables de este tipo de endurecimiento.

El tratamiento de envejecimiento produce alta resistencia a la tracción, sin el sacrificio de otras propiedades como ductilidad y tenacidad. Pero estas propiedades se ven afectadas por las condiciones de solidificación, debido a las diferentes microestructuras que se generan. Las diferencias se muestra en las figuras 1, 2 y 3 para una aleación A356 con envejecimiento natural; colada en molde de arena y en molde permanente.

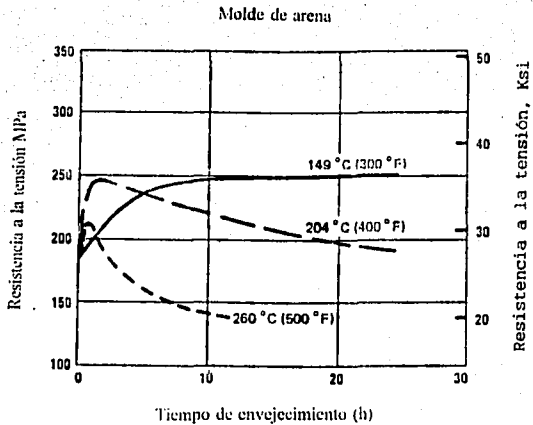


Figura 1 a) Comparación de la respuesta de una aleación A356 con respecto a la resistencia a la tensión, generada por un endurecimiento por precipitación. Colada en molde de arena. (Referencia 3).

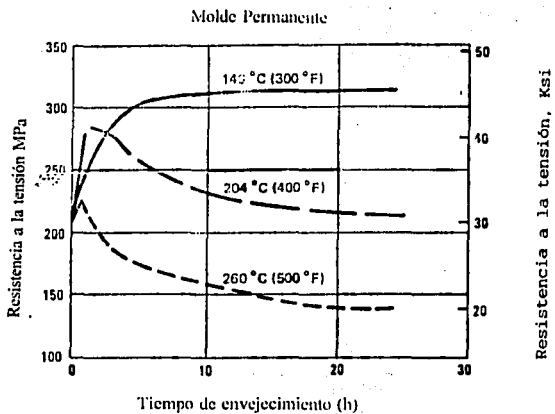


Figura 1 b) Comparación de la respuesta de una aleación A356, con respecto a la resistencia a la tensión; generada por un endurecimiento por precipitación. Colada en a molde permanente. (Referencia 3).

Molde de arena

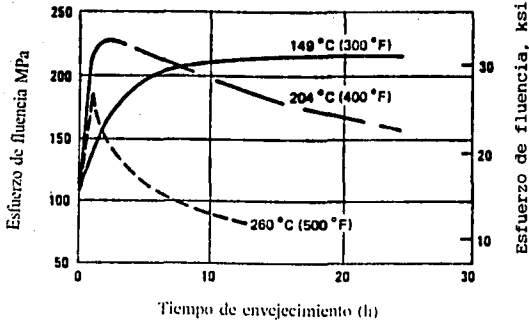


Figura 2 a) Comparación de la respuesta de una aleación A356, con respecto al esfuerzo de fluencia; generada por un endurecimiento por precipitación. Colada en molde de arena. (Referencia 3).

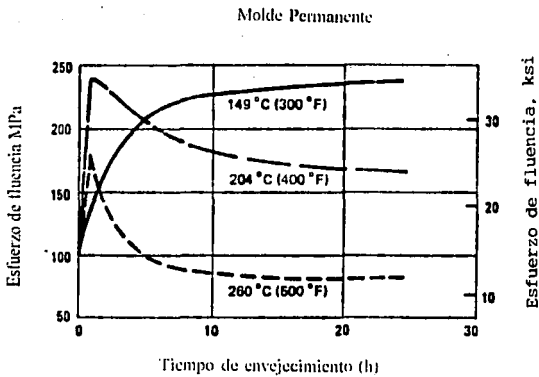


Figura 2 b) Comparación de la respuesta de una aleación A356 con respecto al esfuerzo de fluencia; generada por un endurecimiento por precipitación. Colada en molde permanente. (Referencia 3).

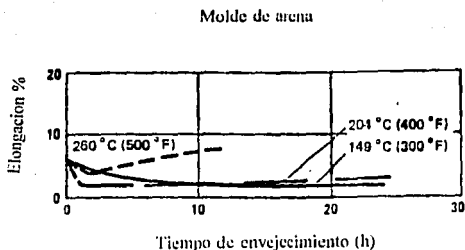


Figura 3 a) Comparación de la respuesta de una aleación A356, con respecto al % de elongación; generada por un endurecimiento por precipitación. Colada en molde de arena. (Referencia 3).

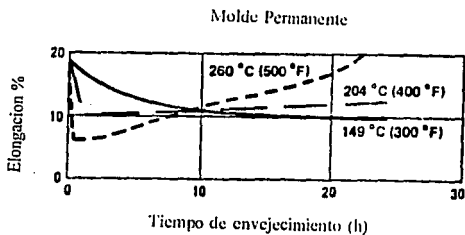


Figura 3 b) Comparación de la respuesta de una aleación A356, con respecto al % de elongación; generada por un endurecimiento por precipitación. Colada en molde permanente. (Referencia 3).

Tratamiento de Aleaciones Al-Si-Mg sin reforzar

En relación a estudios previos realizados en aleaciones comerciales de fundición A358 Shivkumar (5). Recomienda solubilizado a 540 °C por 200 min; templado en agua a 60 °C; envejecido natural por 24 horas; envejecido artificial por 4 horas a 171 °C. Con lo cual se alcanzan las siguientes propiedades:

Tabla 1

Tiempo de Solución Horas	Resistencia de fluencia MPa	Resistencia a la tracción MPa	% Elongación
1	209	273	4.25
2	194	255	4.65
5	195	281	5.96
10	211	298	5.33
15	213	318	8.13
20	222	298	7.12

Nota: Probetas no modificadas.

El Metals Handbook (3) recomienda solubilización de 6 a 12 horas a 540 °C y envejecido a 155 °C por 3-5 horas. Con los cuales se obtienen: Resistencia de fluencia 207 MPa, Resistencia a la tracción 278 MPa, dureza 75 NDB y elongación 6%.

P.Y. Zhu (7) ha trabajado sobre el cambio en la morfología del eutéctico de silicio en aleaciones Al-13%Si. Recomienda la temperatura de solubilización de 540 °C. Concluyendo que este eutéctico puede ser esferoidizado por tratamiento térmico y ocurre en dos etapas: separación que es influida por las forma de la hojuela de Si que además repercute en la siguiente etapa y esferoidización de las partículas separadas.

C.W. Meyers (8) ha reportado para aleaciones A357 la temperatura de solubilización de 540 °C y envejecido por 4 horas a 155 °C, el varió el tiempo de solubilización obteniendo los siguientes resultados, para probetas modificadas con Sr:

Tabla 2

Tiempo de Solución Horas	Resistencia de fluencia	Resistencia a la tracción	% Elongación
	MPa	MPa	
1	206	244	3.61
2	204	255	5.41
5	190	259	6.49
10	212	287	5.09
15	190	284	6.89
20	186	275	7.12

Cabe mencionar que éstas son recomendaciones derivadas de investigaciones, que algunas veces se tienen que adaptar a las condiciones de producción de cada planta de acuerdo con los productos que se tengan en la línea de producción y al control de composición química especialmente al % de Mg residual.

Compósitos

Los materiales compuestos ó compósitos se producen cuando dos materiales se unen para dar una combinación de propiedades que no pueden ser obtenidas en los materiales originales. Estos materiales pueden seleccionarse para proporcionar combinaciones poco usuales de rigidez, resistencia al desgaste, peso, comportamiento a alta temperatura, resistencia a la corrosión, dureza o conductividad eléctrica. Los compósitos pueden ser metal-metal, metal-cerámico, metal-polímero, cerámico-polímero,

cerámico-cerámico, o polímero-polímero. Los compuestos metal-cerámico, por ejemplo incluyen las herramientas de corte de carburo cementado, el titanio reforzado con fibras de carburo de Silicio.(9)

Los compósitos pueden clasificarse en función del tipo de material reforzante:

-Partículas

-Fibras : fibras continuas
 fibras no continuas ó laminares

El concreto, mezcla de cemento y grava, es un compuesto particulado; la fibra de vidrio, que consta de fibras de vidrio en un polímero es un compuesto reforzado con fibras; y la madera triplay que tiene capas alternadas de madera chapada con vetas es un compuesto laminar. Si las partículas reforzantes se encuentran uniformemente distribuidas, los compuestos particulados tienen propiedades isotrópicas; los compuestos fibrados anisotrópicos y los compuestos laminares siempre tiene un comportamiento anisotrópico.

En los compósitos reforzados con partículas, las partículas de un material duro y frágil dispersas de una manera discreta y uniforme se rodean por una matriz más blanda y dúctil. De hecho la estructura hace recordar la de muchas aleaciones metálicas de dos fases endurecidas por dispersión. Sin embargo en los compósitos no se utiliza una transformación de fase para introducir las partículas dispersas, sino un proceso mecánico.

Se pueden subdividir los materiales compuestos reforzados con partículas en dos categorías basadas en los tamaños de las partículas:

- a) los compuestos endurecidos por dispersión
- b) los compuestos con partículas propiamente dichos

El tamaño de la partícula en los compuestos endurecidos por dispersión es muy pequeño con un diámetro de 100 a 2500 Angstrom (\AA). Debido a que las partículas obstaculizan el movimiento de las dislocaciones, producen un efecto pronunciado de endurecimiento. Sólo se requieren pequeñas cantidades del material disperso.

A temperaturas normales, estos compósitos no resultan más resistentes que las aleaciones metálicas de dos fases. Sin embargo, debido a que los compósitos endurecidos por dispersión no se ablandan catastróficamente debido al sobrevejecimiento, el sobreveimiento, el crecimiento de grano o el engrosamiento de la fase dispersa, la resistencia del compósito decrece gradualmente conforme se incrementa la temperatura. Sin embargo, la resistencia a la termofluencia es superior a la de los metales y aleaciones comerciales.

Como ejemplo clásico de este tipo son los compósitos a base de polvo de aluminio endurecido con hasta 14% de Al_2O_3 , fabricado por metalurgia de polvos.

Los compósitos particulados contienen grandes cantidades de partículas gruesas que no obstaculizan de manera efectiva el deslizamiento de las dislocaciones. Los compuestos con partículas incluyen muchas combinaciones de metales, cerámicas y polímeros, y su objeto es producir combinaciones poco frecuentes de propiedades. Como ejemplo típico de este tipo de compósitos son los carburos cementados. Estos carburos contienen partículas cerámicas duras dispersas en una matriz metálica. Los insertos de carburo de tungsteno utilizados para herramientas de corte en operaciones de maquinado.

Pero usualmente en general estos compósitos presentan una fragilidad considerable para evitarlo se recurre a proporcionarle al compósito una matriz dúctil.

Para el compuesto en estudio se seleccionó como matriz la aleación de aluminio A356 y como reforzante partículas de SiC. Conociendo la respuesta de la aleación al tratamiento térmico se considero necesario tratar térmicamente al compuesto para mejorar su dureza y resistencia a la tracción, y compararla con la aleación sin tratamiento térmico.

Pues el posible uso está enfocado para fabricar partes de mecanismos donde haya fricción; y que requieran por diseño poco peso.

Tratamiento térmico de compósitos SiC con matriz Al-Si-Mg

En investigaciones realizadas por S. Kumai (10) se reportó que las propiedades de los compósitos están en función de la elección de las partículas reforzantes y el tratamiento térmico adoptado. En algunos casos los compósitos y sus aleaciones muestran respuestas diferentes para un mismo tratamiento térmico.

Para compósitos reforzados con SiC partículas cuya matriz es la aleación A356, se recomienda el siguiente tratamiento térmico:

Solubilizado por 8 horas a 520 °C, temple en agua, con y sin envejecido natural; envejecimiento artificial a 160 °C por 4 horas, se midió la microdureza en la escala Vickers, sus resultados se presentan a continuación en las figuras 4 y 5.

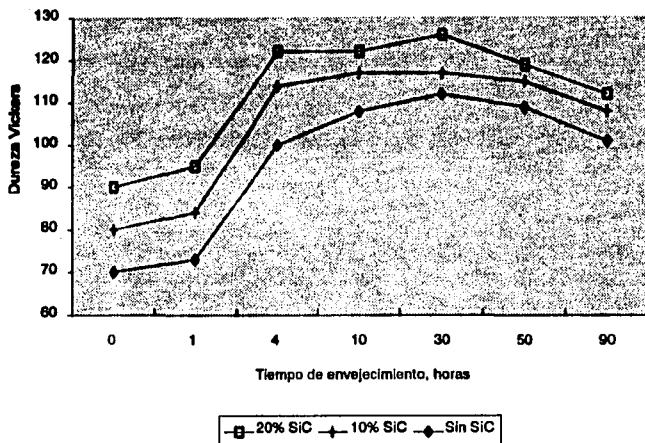


Fig. 4. Curva de envejecimiento artificial a 160 °C. Con envejecimiento natural previo durante 24 horas, de una aleación A356 con niveles de SiC de 0, 10 y 20 %. (Referencia 10).

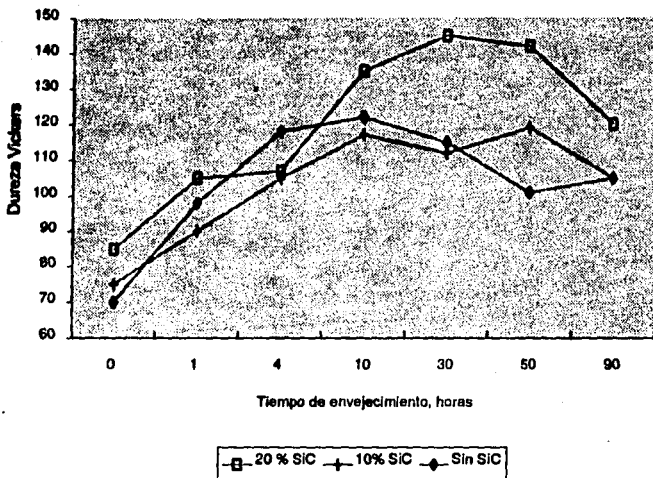


Fig. 5. Curva de envejecimiento artificial a 160 °C. Sin envejecimiento natural, de una aleación A356 con niveles de SiC de 0, 10 y 20 %. (Referencia 10).

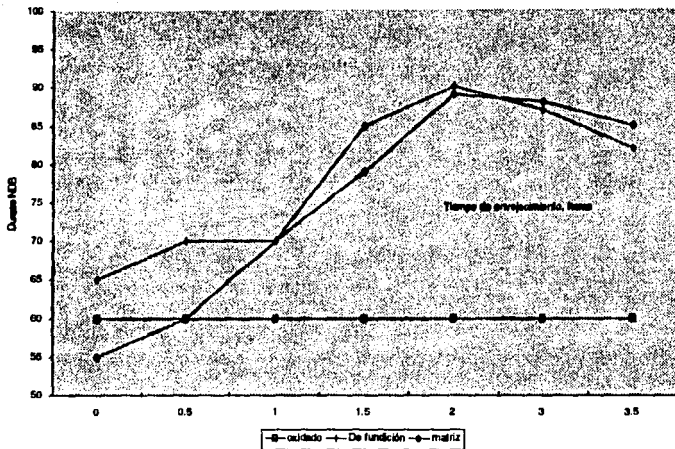


Fig. 6. Comparación de la dureza entre compósitos con 10 % de SiC oxidado (4 % SiO_2) y sin oxidar, además de la matriz, aleación A356. A 185 °C. (Referencia 11).

En los trabajos de L. Salvo (11) se reportan las posibles reacciones químicas que pueden ocurrir durante la fabricación de compósitos base aluminio reforzados con SiC, además recomienda un nivel de Mg residual cercano a 1%.

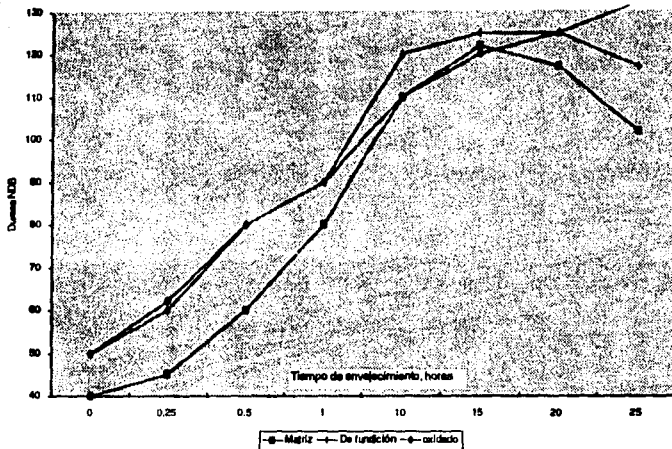


Fig. 7. Comparación de la dureza entre compósitos con 10 % de SiC oxidado (4% SiO₂) y sin oxidar, además de la matriz, aleación 6061. A 175 °C. (Referencia 11).

Además recomienda para el tratamiento térmico las siguientes condiciones:

Solubilizado por 2 horas a 520 °C temple en agua envejecidas 16 horas a 190 °C las propiedades obtenidas se presentan en las figuras 6 y 7.

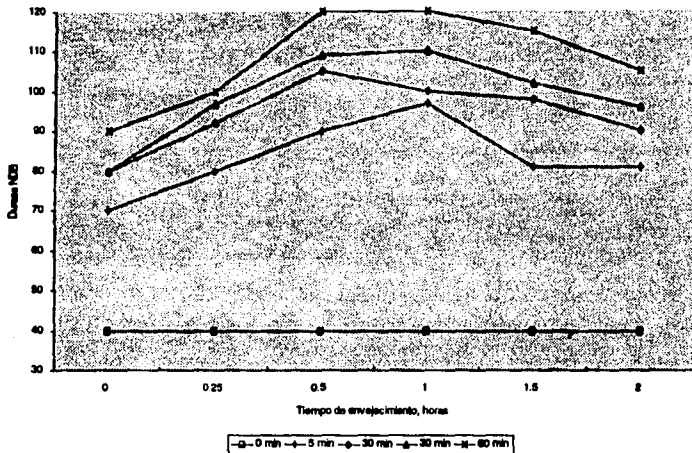


Fig. 8. NDB vs Tiempo de envejecimiento para compósitos sin partículas oxidadas de SiC, con diferentes tiempos de refusión a 800 °C. Matriz Al-1% Mg (Referencia 12).

En los trabajos de J.G. Legoux (12) se recomienda para compósitos de matriz Al-1% Mg el siguiente tratamiento térmico:

Solubilizado por 8 horas a 520 °C enfriar con aire caliente a la temperatura de envejecimiento 175 °C. El realizó los experimentos para compósitos de refusión y sin refusión y se concluye que hay una variación en la secuencia de precipitación entre un compósito sin refusión y otro de refusión, además en la dureza influye el tiempo de refusión, observar las figuras 8 y 9.

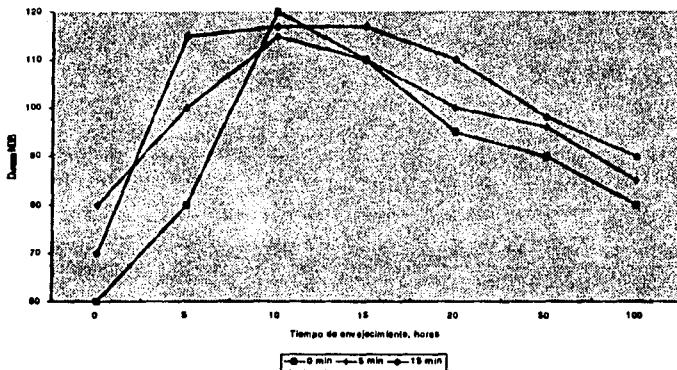


Fig 9. NDB vs Tiempo de envejecimiento para compósitos con diferentes tiempos de refusión a 800 °C. Con partículas oxidadas. (Referencia 12).

P. Appendino (13) ha trabajado con compósitos de matriz aleación 6061 reforzado con 14 % Volumen de SiC, comparando entre un envejecimiento natural y uno artificial. **Recomienda el siguiente tratamiento térmico:**

Solubilizado por 2 horas a 529 °C temple en aceite, envejecido natural o envejecido artificial a 180 °C en aceite por 5 horas.

Obtiene las propiedades presentadas en las figuras 10 y 11.

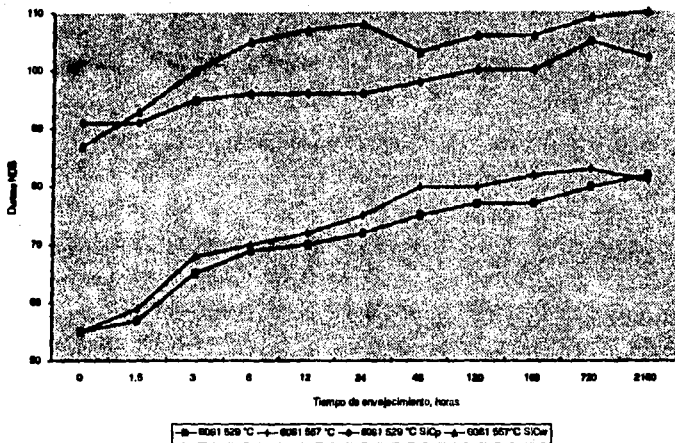


Fig. 10. Dureza vs tiempo de envejecimiento natural, para una aleación 6061 comomatrix, además de un compuesto reforzado con 14 % SiC para 2 temperaturas de solución 529 °C y 557 °C. (Referencia 13).

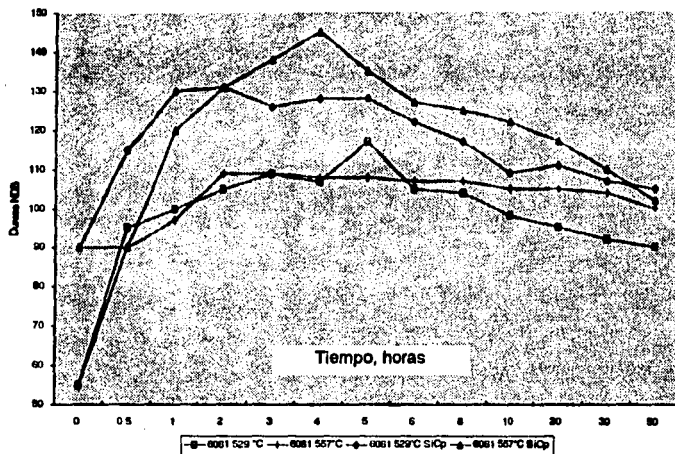


Fig. 11. NDB vs tiempo de envejecimiento a 180 °C. Para una aleación 6061 y un compuesto reforzado con 14 % de SiC para dos temperaturas de solución 529 °C y 557 °C.(Referencia 13).

Badini (14) y colaboradores también han trabajado con compósitos matriz 6061 reforzado con SiC partículas tratados por un envejecimiento natural, y recomienda el tratamiento térmico:

Solubilizado a 529 °C por 2 horas temple; en agua; envejecidas naturalmente 90 días. Los resultados se aprecian en la fig. 12

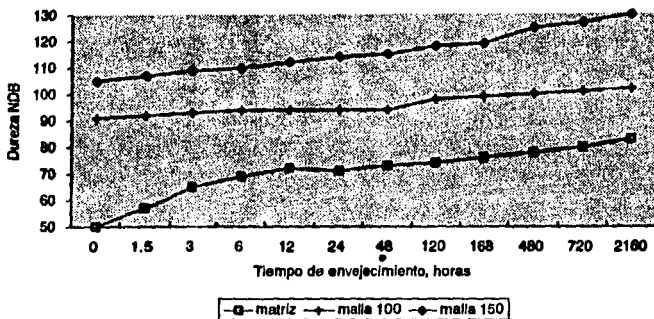


Fig 12. NDB vs Tiempo de envejecimiento los materiales fueron solubilizados a 529 °C por 2 horas y envejecidos a temperatura ambiente. Matriz aleación 6061 y un compuesto reforzado con 17.5 % de SiC mallas 100 y 150. (Referencia 14).

En investigaciones realizadas por Labib (15) para el tratamiento térmico de compósitos de matriz metálica Al-7%Si y Al-10%Si reforzado con SiC recomienda las siguientes condiciones: solubilizado por 8 horas a 538 °C, templado en agua a 60 °C, envejecido artificial por 5 horas a 155 °C cabe señalar que en esta investigación el compósito fue de refusión.

En donde F3A. 10 S contiene 7 % de Si con aproximadamente 11.34 vol% de SiC, y F3S 10 S contiene 10 % de Si y con aproximadamente 11.34 vol% de SiC. Los resultados son:

Tabla 3

Aleación	Temperatura molde °C	Resistencia de Fluencia MPa	Resistencia a la Tracción MPa	Elongación %
A356 colada	450	96.53	165.48	6-7
A356 T6	350	213.75	275.80	5-5.5
A356 T6	450	220.64	282.70	5.5-6
F3A 10 S colada	450	124.11	193.06	1.8-2
F3A 10 S T61	350	282.70	310.28	0.5-0.6
F3A 10 S T61	450	289.60	317.17	0.8-0.7
F3S 10 S colada	450	117.22	186.17	1.4-1.6
F3S 10 S T6	350	282.70	324.06	0.8-1.1
F3S 10 S T6	450	289.60	330.96	0.7-0.9

(Referencia 15).

Por otro lado Samuel ha investigado sobre compósitos que no han sido refundidos (16); recomienda solubilizado por 8 horas a 538 °C templado en agua a 60 °C y envejecido por 5 horas a 155 °C. Además ha encontrado que el parámetro más sensible al tratamiento térmico es el % de elongación, observar las figuras 13 y 14.

Duralcan (17) recomienda para alcanzar las propiedades mecánicas máximas, las siguientes condiciones: Solubilizado por 12 horas a 526 °C envejecido a 146 °C por 24 horas. Tablas 4 y 5.

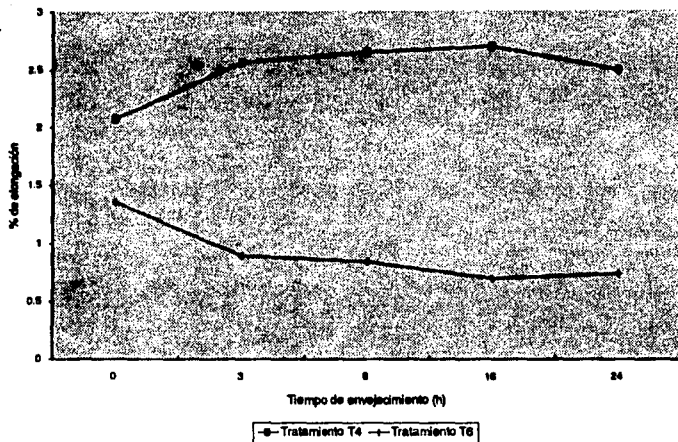


Fig. 13. % de elongación para un compuesto matriz A356 reforzado con 10 % de SIC. Para dos diferentes tratamientos térmicos.

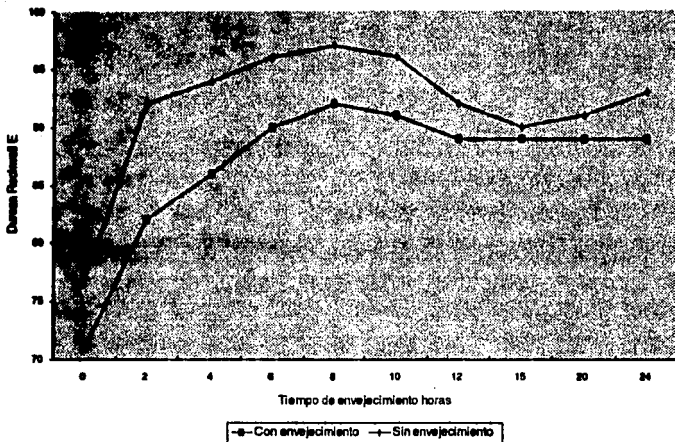


Fig. 14. Dureza vs tiempo de envejecimiento en horas para compósitos matriz A356 reforzado con 10% de SIC; envejecidos naturalmente y no envejecidos naturalmente.

Tabla 4 Propiedades de compósitos de Duralcan colados en molde permanente.

Material	Resistencia de Fluencia (MPa)	Resistencia a la Tracción (MPa)	Elongación (%)	Dureza NDB
A356 T8	200.00	275.80	6	55
F3A.10S T6	282.70	303.38	0.6	68
F3A.15S T6	324.07	330.96	0.3	-
F3A.20 T6	330.96	351.65	0.4	74

Tabla 5 Propiedades físicas para compósitos.

Propiedad	A356	F3A.15S T6	F3A.20S T6
Densidad gr/cm ³	2.685	2.729	2.757
Cond. Eléctrica (% IACS)			
a temp. amb.	37.5	27.6	--
Cond. Térmica kcal/h m °C	129.37	149.44	--
Coefficiente de expansión Térmica 10 ⁻⁶ / °C	11.9	9.9	9.1

En otros estudios Hammond (18) recomienda para el tratamiento térmico de compósitos base A356 reforzados con 20% en volumen SiC partículas: Solubilizado por 12 horas a 515 °C, temple en agua a 90 °C, envejecido naturalmente por 24 horas a temperatura ambiente y envejecido artificialmente a 146 °C por 24 horas, los resultados para la resistencia de fluencia fueron:

Tabla 6

Tiempo de envejecimiento (horas)	Resistencia de fluencia (MPa) Tiempo de solubilización (horas)			
	4	8	12	18
4	263.39	262.01	253.74	273.04
8	292.35	300.62	300.62	302.69
10	295.80	306.14	301.31	310.96
12	292.35	310.97	0*	317.17
14	299.93	308.90	313.72	308.90
18	300.62	306.14	308.21	318.55
20	305.45	306.14	316.48	296.49
24	308.21	303.38	313.03	304.07
28	310.96	306.14	317.17	306.14
32	306.83	307.60	311.65	0*

0* Fallo antes de la prueba

CAPITULO II. FUNDAMENTOS

Aleaciones Al-Si-Mg sin reforzar

Los criterios de calidad y seguridad de los materiales, deben cumplir siempre con un mínimo de propiedades tensiles, para ciertos casos que requieren una adecuada resistencia a la tracción y para otros, ciertos tipos de corrosión como: exfoliación y corrosión bajo esfuerzo. Todas las etapas deben de ser controladas cuidadosamente para garantizar alta calidad en todos sus aspectos.(3)

Requisitos para el tratamiento térmico de envejecimiento.

Se deben de satisfacer cuatro condiciones para que una aleación tenga una respuesta verdadera al endurecimiento por envejecimiento durante el tratamiento térmico.(9)

1. El diagrama de fases debe mostrar una solubilidad sólida decreciente al disminuir la temperatura. En otras palabras, la aleación debe formar una sola fase al calentarse por encima de la línea solvus, y luego pasar a una región bifásica al enfriarse.

2. La matriz debe ser relativamente blanda y dúctil y el precipitado duro y frágil.

3. La aleación debe ser templable. No es posible temprar algunas aleaciones suficientemente rápido como para suprimir la formación de la segunda fase.

4. El precipitado debe ser coherente con la estructura de la matriz para desarrollar la máxima dureza. Además debe controlarse el tamaño, forma y distribución de la fase precipitada.

El envejecimiento o endurecimiento por precipitación está diseñado para producir una dispersión uniforme de un precipitado fino y duro en una matriz más blanda y más dúctil.

Los pasos para realizar el tratamiento térmico de envejecimiento son:

Paso 1: Tratamiento de solución.

La aleación se calienta a una temperatura mayor que la de solvus y se sostiene ésta hasta que se produce una solución sólida homogénea. Este paso disuelve el precipitado o segunda fase y reduce cualquier segregación presente en la aleación original. En este paso influyen las variables de temperatura y tiempo que se analizarán más adelante.

Paso 2: Templado.

Después del tratamiento de solución, la aleación que sólo contiene una solución sólida en su estructura, se enfría rápidamente dando lugar a una solución sólida sobresaturada que no está en equilibrio. Esto se logra mediante un temple rápido.

Paso 3: Finalmente, la solución sólida sobresaturada se calienta a una temperatura menor que la de solvus. A esta temperatura de envejecimiento, los átomos son capaces de difundirse a distancias cortas. Debido a que la solución sólida sobresaturada no es estable, los átomos difunden hacia numerosos sitios de nucleación originando la formación de precipitados. Finalmente, si mantenemos la aleación durante un tiempo suficiente a la temperatura de envejecimiento, se produce el equilibrio entre la solución sólida y la segunda fase.

Generalmente se forman aglomeraciones muy pequeñas llamadas zonas de Guiner-Preston, o bien GP I, en algunas aleaciones se distinguen también GP II. Posteriormente las zonas GP se disuelven y se forma la fase metaestable. Finalmente, la segunda fase se disuelve y se precipita en forma estable.

Al transcurrir el tiempo continúan creciendo se forman precipitados grandes no coherentes bajando las propiedades y dando lugar al sobre-envejecimiento.

Las propiedades, como la dureza por ejemplo de una aleación endurecida por envejecimiento dependen tanto de la temperatura como del tiempo de envejecimiento. A una temperatura alta de envejecimiento se alcanza rápidamente la dureza máxima. Pero la máxima dureza posible de la aleación es mayor a menor temperatura de envejecimiento (37). Si se deja transcurrir el tiempo se sobreenevejece.

Sin embargo se prefiere usar temperaturas bajas por que:

- * La resistencia máxima se incrementa al disminuir la temperatura de envejecimiento.

- * La resistencia mantiene su máximo por un periodo mayor. Esto permite realizar el tratamiento térmico con tolerancias pequeñas de cálculo.

- * Las propiedades son más uniformes.

El envejecimiento a temperatura ambiente se llama envejecimiento natural, y al provocado por calentamiento se nombra envejecimiento artificial.

La resistencia de un metal se controla por la generación y la movilidad de las dislocaciones. El incremento de resistencia de una aleación endurecida por envejecimiento se debe a la interacción de la fase precipitada dispersa con las dislocaciones.(19)

Para el caso de la aleación A356 que pertenece a la serie 3XX.0 y que forma parte de las aleaciones Al-Si-Mg; en la Fig. 15 tenemos el diagrama de fases binario (20) y en la Fig. 16 el diagrama pseudobinario (21) donde observamos que cumple con la condición número 1, la matriz de Al es dúctil; mientras que el precipitado Mg_2Si es un compuesto duro y frágil, se observa el cambio de solubilidad de Si en Al entre la temperatura ambiente y temperaturas menores a solidus; por lo que la aleación es templeable.

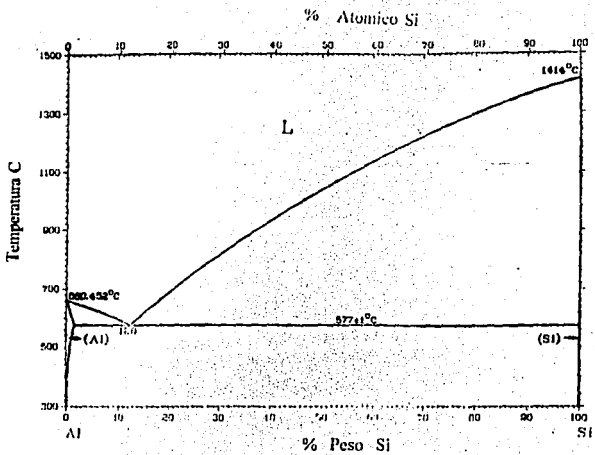


Fig. 15. Diagrama de fases Al-Si. (Referencia 20).

FALLA DE ORIGEN

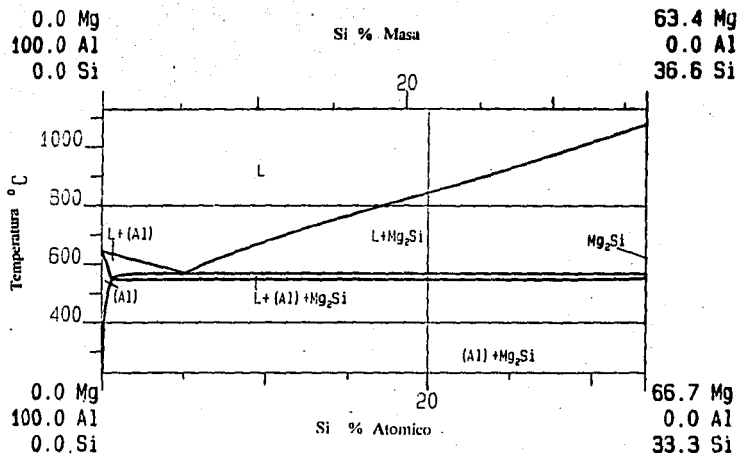


Fig. 16. Seudodiagrama de fases Al-Mg₂Si. (Referencia 21).

FALLA DE ORIGEN

Tratamiento de solubilización

El objetivo del tratamiento de solubilización es permitir la máxima solubilidad de los elementos endurecedores de la aleación, además de obtener la una solución sólida lo más homogénea posible.

Las propiedades que se pueden alcanzar son determinadas por la temperatura y tiempo de los tratamientos de solubilización y envejecimiento.

Temperatura de solubilización

Debido a que la difusión se incrementa con la temperatura, es deseable el uso de altas temperaturas en el tratamiento de solubilización, pero sin llegar a una refusión (3). La temperatura nominal de los tratamientos de solución y la tolerancia para la variación de esta es determinada por la composición química, la variación permitida es de ± 5 °C, con esto se logra controlar la tenacidad y la resistencia a la tracción.

Si la temperatura de solubilización es menor, la solución es incompleta y las propiedades mecánicas son menores. Si es mayor se produce una fusión local en los límites de granos bajando drásticamente las propiedades; generalmente en las especificaciones se estipula como inaceptables todas las piezas que muestren sobrecalentamiento.

Para la aleación A356 el control de la temperatura esta dirigido para evitar la fusión en los límites de grano, esta ocurre entre los 560 y 570 °C. La presencia de 0.1% de Cu puede reducir el punto de fusión en un grado centígrado.(22)

Incrementar la temperatura de solubilización no es una propuesta atractiva, pues se puede generar en las piezas una deformación al enfriarse. Para solucionar este problema algunas compañías utilizan varios estados de solución. Las piezas se solubilizan a 550 °C

por unos minutos los necesarios para producir un cambio en las partículas de Si. Posteriormente se reduce la temperatura a 540 °C y se mantiene hasta alcanzar el equilibrio a esta temperatura ya a esta temperatura se puede templar. Con este tratamiento se logra minimizar la distorsión y se mejoran las propiedades mecánicas.

Tiempo de homogeneización

El tiempo nominal de un tratamiento de solución para efectuar un grado satisfactorio de solución es función de la microestructura antes del tratamiento térmico, tamaño de la piezas así como la carga del horno. Este tiempo puede variar desde unos minutos hasta 20 horas.(3)

La mejora en las propiedades mecánicas en el tratamiento térmico en aleaciones Al-Si-Mg, se atribuye a la formación fuera del equilibrio de precipitados durante el envejecimiento y a los cambios de las características de las partículas de Si resultado del tratamiento de solubilización.(4)

Las propiedades mecánicas de las aleaciones de colada Al-Si-Mg son determinadas por la composición química, tratamiento de metal líquido (desgasificación, filtración, refinamiento de grano y modificación química del eutéctico), técnica de fundición y tratamiento térmico.(5)

Varios y diferentes tratamientos térmicos han sido desarrollados para las aleaciones Al-Si-Mg. La eficiencia de esos tratamientos son evidentes a partir de los datos de Sinfield y Harris, (4) quienes han estudiado el efecto de varios tratamientos en las propiedades mecánicas de aleaciones con refinamiento de grano y modificación con Na en Al-7% Si conteniendo de 0.25-0.45% de Mg. Con el tratamiento de envejecimiento se obtiene un balance óptimo de resistencia y ductilidad.

El tratamiento de solubilización de las piezas de fundición produce los siguientes efectos:(4)

a) Homogeneizar la composición química.

b) Cambiar la forma del eutéctico del Si.

A continuación se describe cada una de estas etapas.

a) Homogeneizar la composición química.

Las aleaciones tratables térmicamente de aluminio presentan una apreciable solubilidad sólida de el precipitado Mg_2Si a la temperatura de solidus. Bajo condiciones de equilibrio la solubilidad disminuye con la temperatura y la segunda fase precipita como conglomerado de partículas. Esta disminución en solubilidad es un prerequisite para que responda la aleación al tratamiento térmico.

En el caso de las aleaciones Al-Si-Mg la solubilidad de Mg y Si en Al disminuye al bajar la temperatura como se puede apreciar en la figura 17.

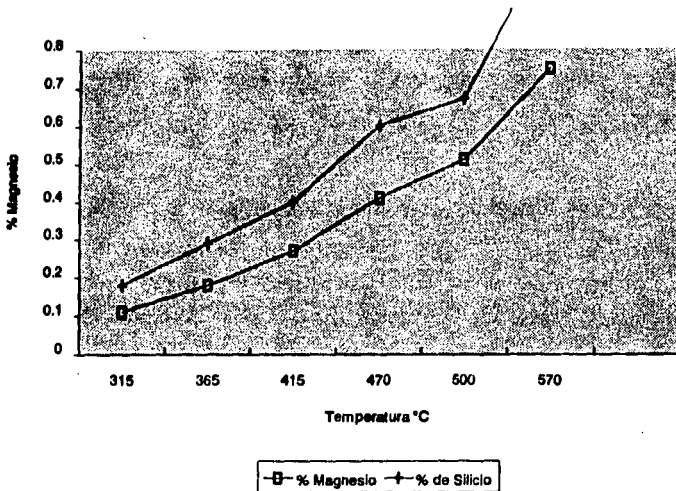


Fig. 17. Solubilidad de Mg y Si en aluminio sólido cuando Mg_2Si y Si están presentes. (Referencia 4)

Para obtener la máxima concentración de Mg y Si en solución sólida la temperatura de solución tiene que ser lo más cercana posible a la temperatura eutéctica. El control de la temperatura es crítico por que si se excede el punto de fusión, hay fusión localizada en los bordes de grano y las propiedades mecánicas son reducidas. Esto sólo se detecta por metalografía y el daño es irreversible. Es más algunos elementos de aleación pueden

formar eutécticos complejos, los cuales tienen un punto de fusión abajo de la temperatura eutéctica. La temperatura de solubilización juega un papel importante en los cambios microestructurales que ocurren durante el tratamiento.

En el caso de la aleación A356 la Resistencia de Fluencia está determinada por el contenido de Mg (22); el Mg en solución es función de la temperatura, esta aleación es solubilizada a 540 ± 5 °C (25). A esta temperatura cerca del 6% de Mg del total presente en la aleación puede pasar a solución.

El tratamiento de solubilización homogeneiza la estructura de colada y minimiza la segregación de los elementos de aleación en la pieza.(3). La segregación de elementos de soluto es el resultado de la solidificación dendrítica, puede tener efectos adversos en las propiedades mecánicas debido a que en las orillas de las dendritas pueden quedar atrapadas impurezas, gases e intermetálicos. Que es el resultado de una insuficiente velocidad de difusión de las impurezas en estado sólido para asegurar la formación de un sólido de concentración uniforme. Un fino espaciamiento de dendritas primarias y secundarias promueven una distribución uniforme de microconstituyentes, con lo que se logran mejores propiedades mecánicas (8). Los tiempos requeridos para la homogeneización están determinados por la temperatura de solubilización y por el espaciamiento interdendrítico. El tiempo requerido para la homogeneización de las piezas de colada y disolución del Mg,Si es inversamente proporcional con la temperatura. En el centro de las dendritas hay un alto contenido de Si y el Mg está en los bordes. Generalmente no hay una segregación fuerte de Mg y Si en las aleaciones Al-Si-Mg, por lo que 30 minutos a 550 °C es suficiente para homogeneizar y no hay diferencia significativa en la velocidad de homogeneización entre las probetas modificadas y las no modificadas; a 540 °C el proceso es completado en cerca de una hora esto fue verificado en estudios realizados por Shivkumar.(5,22)

b) Cambios en la morfología del eutéctico

La morfología del eutéctico de Al-Si juega un papel vital en la propiedades mecánicas; forma, tamaño y espaciamiento son los factores que caracterizan la morfología del eutéctico. Bajo condiciones normales de enfriamiento las partículas de Si se presentan como agujas (7), las agujas actúan como iniciadoras de fracturas y dan propiedades mecánicas bajas. Si las agujas de Si son gruesas y angulares se reducen las propiedades tensiles, ductilidad y resistencia al impacto.

Algunas partículas son totalmente disueltas y las relativamente insolubles disminuyen sus esquinas angulares, reduciendo con esto los niveles de concentración de esfuerzos. La etapa de solubilización es crítica, por que establece la microestructura después del envejecimiento, y las propiedades mecánicas, además influye en la forma, cantidad y distribución de los precipitados (8). Ver figura 18

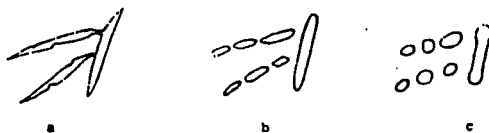


Fig. 18 Secuencia de modificación de eutéctico de Si. a) morfología de colada, b) Separación, c) Esferoidización (Referencia 7).

Gurland y Gangulee (5) proponen que las fracturas en aleaciones Al-Si ocurre en tres etapas: 1) Iniciación de la fractura en las partículas de Si, 2) Propagación en las regiones interdendríticas 3) Ruptura de la matriz.

Se suele agregar pequeñas cantidades de Na o Sr al metal fundido para modificar químicamente la forma de las partículas de Si. Las partículas de Si pueden ser alteradas

sometiendo la pieza por largos periodos a altas temperaturas de tratamiento de solubilización. Actualmente la modificación química y térmica se empieza a usar en conjunto para producir las propiedades deseadas en las fundiciones.

Zhu (7) propone que los cambios de la morfología del Si ocurre en 2 etapas: separación y esferoidización. En la primera etapa el Si es separado en segmentos de las esquinas o en secciones delgadas pero retienen su morfología. En la segunda etapa los segmentos rotos son esferoidizados.

Cuando la estructura eutéctica del Si es sometida a un tratamiento térmico a temperatura elevada su forma es perturbada rompiéndose y formando partículas esféricas. Este proceso ocurre por la inestabilidad de la interfase que tiende a reducir la energía interfacial durante las primeras etapas del tratamiento de solubilización. Como resultado decrecen en tamaño pero crecen en número después son gradualmente esferoidizados. La velocidad de esferoidización depende del tamaño de los segmentos fragmentados.

La cinética de esferoidización y crecimiento del eutéctico de Si es determinada por la temperatura de solución (4,22). La energía de activación para el crecimiento ha sido medida en 80 Kcal/mol (4). Esta energía de activación es alta y sugiere que este proceso es extremadamente sensible a la temperatura.

Las partículas del eutéctico son gradualmente rotas y forman partículas esféricas. La velocidad de este crecimiento es proporcional a la temperatura de tratamiento. Por ejemplo Adam y Jenkinson (25) han reportado que la velocidad de crecimiento se incrementa de 2×10^{-6} micras/segundo a $400 \text{ }^\circ\text{C}$ a 11×10^{-5} a $530 \text{ }^\circ\text{C}$. Consecuentemente la velocidad de esferoidización se incrementa con la temperatura.

El crecimiento de las partículas de Si es una función lineal con respecto al tiempo a temperatura constante. (4,25)

El crecimiento del eutéctico Al-Si puede ocurrir por alguno de los dos mecanismos o por la combinación de ambos. El primer mecanismo se llama Maduración de Ostwald en el que involucra una transferencia de masa, separando átomos de pequeñas estructuras seguida de difusión a través de la matriz y finalmente se unen en la superficie generando aglomerados. El resultado de este proceso es la disolución de estructuras pequeñas y el crecimiento de estructuras grandes. El tamaño de las partículas aumenta mientras que su densidad disminuye.

Cuando las estructuras dispersas se pueden mover, el agrupamiento puede ocurrir por el segundo mecanismo llamado de coalescencia. Primero la superficie de las estructuras establecen contacto y se unen por un mecanismo de sinterización. Este mecanismo también reducen la superficie interfacial por unidad de volumen, así como la densidad estructural, ambos mecanismos son controlados por la energía superficial. (25)

La velocidad de crecimiento es determinada por la temperatura de solución, a temperaturas menores a 500 °C es baja del orden de 5×10^{-19} cm³/s a 400 °C (25). La velocidad de crecimiento a 566 °C es de 8×10^{-17} cm³/s en una aleación binaria Al-7%Si.

En una aleación A356 a 570 °C la velocidad es de 2×10^{-11} cm³/s. A esta temperatura se forma un eutéctico ternario líquido en los bordes de grano. Al parecer la presencia de este líquido da un incremento dramático en la velocidad de crecimiento por que la difusión en estado líquido es mayor. El coeficiente de difusión del Si en aluminio sólido y líquido es del orden de 3×10^{-9} y 1×10^{-2} m²/s respectivamente. (25)

Temple

La velocidad del temple debe ser alta para producir una solución sólida saturada a temperatura ambiente, adicionalmente se requiere para prevenir la pérdida de propiedades mecánicas y o resistencia a la corrosión que el tiempo sea mínimo en el paso del horno al baño de temple.

Los efectos de las velocidades bajas de temple sobre las propiedades mecánicas varían con la composición química de la aleación así como los tratamientos subsecuentes de la aleación en cuestión.

Es deseable para la aleación A356 un temple severo; para retener vacancias las cuales son centros de nucleación heterogénea para la formación de precipitados. El incremento de precipitados puede producir una mejoría en las propiedades mecánicas.(22)

Medio de temple

Para el caso de la aleación A356 se recomienda como medio de temple agua a 60 °C (3), se emplea agua caliente para minimizar distorsiones y la cantidad de esfuerzos residuales desarrollados como consecuencia de una distribución no uniforme de la temperatura. Ver fig 19.

Resistencia al Impacto

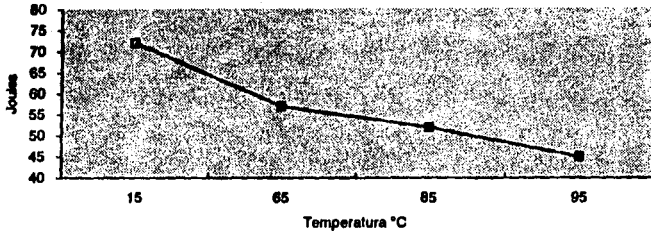


Fig. 19. Efecto de la temperatura del agua de temple, con respecto a la Resistencia al Impacto de una aleación A356. (Referencia 4)

Ductilidad

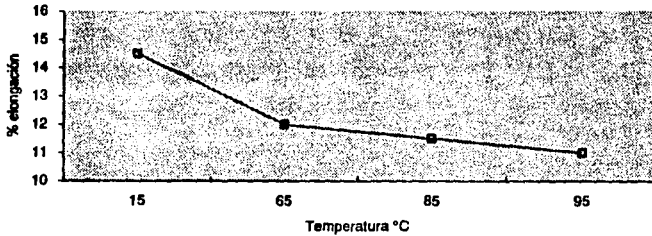


Fig. 20. Efecto de la temperatura del agua de temple con respecto a la Ductilidad de una aleación A356. (Referencia 4)

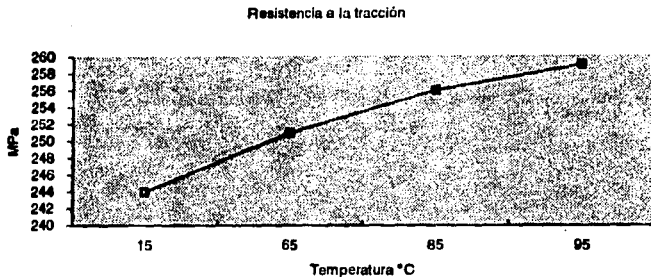


Fig. 21. Efecto de la temperatura del agua de temple, con respecto a la resistencia a la tracción de una aleación A356. (Referencia 4)

Si se requiere obtener una buena resistencia a la corrosión se prefiere como medio de temple aire caliente.

Envejecimiento natural.

El envejecimiento natural es un tratamiento no especificado en el tratamiento T6. También se le llama preenvejecimiento; (4) Quadt y Berber muestran que el envejecimiento natural disminuye la Resistencia de Fluencia y Resistencia a la Tracción mientras que el % de elongación aumenta.

Tsukida y colaboradores en sus estudios hechos en aleaciones Al-7%Si concluyen que un envejecimiento natural reduce la Resistencia de Fluencia, Resistencia a la Tracción y la dureza pero aumenta la ductilidad y la resistencia al impacto. Este efecto es pronunciado durante las tres primeras horas de envejecimiento. La variación en las

propiedades mecánicas dependen de la temperatura de envejecimiento natural y la temperatura del envejecimiento artificial. Algunas veces se preenvejece a 0 °C. La diferencia en propiedades mecánicas entre probetas preenvejecidas y probetas templadas no es apreciable. Controlando el tiempo de envejecimiento se logran balancear las propiedades mecánicas.(4)

La composición química de la aleación tiene un efecto significativo en el proceso de preenvejecimiento. En los estudios de Ghate se muestra que el efecto de preenvejecimiento es más pronunciado para aleaciones con altos contenidos de Mg. También el efecto del preenvejecimiento es considerablemente reducido cuando hay trazas de elementos como In, Sn, Cd, o Cu en la aleación. Adachi y Oishi (4) han reportado que los cambios ocurridos durante el preenvejecimiento pueden ser minimizados con pequeñas cantidades de Sn. Los cambios ocurridos durante el preenvejecimiento no se entienden claramente. Se sugiere sin embargo que trazas de elementos químicos antes mencionados pueden influir en el proceso de preenvejecimiento por su interacción con las vacancias de la aleación.

Envejecimiento

El propósito de este tratamiento es formar precipitados fuera del equilibrio. La resistencia de fluencia y la resistencia a la tracción se incrementa con la temperatura y disminuye la elongación. Pero temperaturas muy altas propician el fenómeno conocido como sobre-envejecimiento (5).

El contenido de Si en una solución sólida puede tener una influencia en la cinética de formación del Mg_2Si .(4). El Si no disuelto no tiene efecto sobre el envejecimiento. Pero el Si en solución si. Se llama exceso de silicio a la cantidad mayor disuelta que la requerida estequiométricamente para la formación del Mg_2Si . Cuando la concentración de

Si en una solución supersaturada es alta el tiempo requerido para la formación y crecimiento de los núcleos es pequeño por que se reducen las distancias a las que deben difundir.

Los resultados de Gustafsson (4) indican que los contenidos de Fe y Cr no juegan un papel determinante en los parámetros de dispersión del Mg_2Si . Pero Granger (4) sostiene que altas concentraciones de Fe dan lugar al intermetálico $Al_{10}Si_4Mg_2Fe$. El cual no se logra disolver por tratamiento térmico, bajando las propiedades mecánicas. La adición de Be previene la formación del intermetálico. Largos tratamientos reducen la angularidad de este intermetálico.(5)

De acuerdo con Pashley (26), durante el envejecimiento natural ocurren 2 acontecimientos simultáneos: 1) Formación de conglomerados y 2) Supersaturación de la matriz. Si los conglomerados formados durante el envejecimiento natural son estables (mayores al radio crítico) ellos pueden actuar como centros de nucleación para la formación de las zonas GP; cuando la aleación es envejecida artificialmente una alta densidad de precipitados es obtenida y la resistencia mecánica se incrementa.

Sin embargo si estos conglomerados no alcanza el radio crítico, la supersaturación disminuye y el tamaño de los conglomerados empieza a ser inestable durante el envejecimiento natural. En este caso los conglomerados pueden disolverse durante el envejecimiento artificial hasta que son estabilizados por el incremento de soluto en la matriz. Esto es, los conglomerados crecen a expensas de los más pequeños originando pocos precipitados y disminuyendo las propiedades mecánicas.

La mejoría de las propiedades obtenidas durante el envejecimiento se deben primeramente a la precipitación de una fase metaestable desde una solución supersaturada. La nucleación de precipitados ocurre heterogéneamente en

imperfecciones cristalinas, particularmente en dislocaciones. La secuencia de precipitación en aleaciones Al-Si-Mg es de acuerdo con la referencia 4:

$\alpha_{ss} \longrightarrow$ zonas GP esféricas \longrightarrow β' \longrightarrow β

y de acuerdo con la referencia 24 es:

zonas GP en forma de agujas \longrightarrow varillas de precipitado β' \longrightarrow

cilindros de Mg_2Si .

La descomposición de la solución supersaturada empieza con la formación de conglomerados de átomos de Si.(26). Estos conglomerados inician la formación de las zonas GP esféricas y son coherentes, estas zonas se alargan en una dirección y dan lugar a zonas GP en forma de agujas. Las zonas inicialmente son desordenadas con una gran cantidad de vacancias y empiezan a ordenarse durante el envejecimiento (24). Las zonas GP en forma de agujas corresponden a un precipitado monoclinico de transición β' reportado por otros investigadores (26). Las zonas GP son relativamente estables y pueden existir hasta cerca de 260 °C (24). Con un prolongado envejecimiento las zonas GP en forma de agujas crecen para formar varillas de una fase intermedia β' . Las partículas de esta fase β' son semicoherentes con la matriz. La fase final de equilibrio Mg_2Si se forma con placas incoherentes de aluminio y son cristales cúbicos centrados en las caras. El tamaño máximo de los precipitados antes de que empiece a descender la dureza es de 0.03 micras (μm).

Técnicas no destructivas.

En los años recientes se han desarrollado técnicas no destructivas para controlar y optimizar los procesos de tratamientos térmicos. Las técnicas basadas en la conductividad eléctrica o en la resistividad han sido las más favorecidas.

La resistencia eléctrica de un material está en función de su longitud, su sección transversal y la resistividad del material. Esto es:

$$R = \frac{\rho l}{A}$$

donde

R= resistencia eléctrica

l = longitud

A = área transversal

ρ = resistividad

La resistividad eléctrica de un material está en función de las dislocaciones, número y distribución de los defectos puntuales. (30)

Para el caso de una aleación A356 otras variables que afectan la resistividad son la temperatura, porosidad y segregación.

Con la técnica de resistividad eléctrica se puede caracterizar cuantitativamente los cambios microestructurales durante el tratamiento térmico de las aleaciones Al-Si-Mg.

En estas aleaciones la resistividad se incrementa durante el tratamiento de solubilización y disminuye con el envejecimiento (31).

Los cambios de resistividad eléctrica durante el tratamiento de solubilización son relacionados con los cambios microestructurales del eutéctico Al-Si y no con la homogeneización de la aleación (32).

Aleaciones Al-Si-Mg reforzadas con SiC partículas

Las propiedades mecánicas de los compósitos están en función de la matriz elegida, así como su reforzante y su tratamiento térmico.

El tratamiento térmico puede lograr obtener una óptima combinación de resistencia y ductilidad para piezas específicas fabricadas vía fundición. En el caso de aleaciones Al-Si-Mg han sido ampliamente investigadas pues estas aleaciones se usan mucho en aplicaciones donde la relación resistencia/peso es crítica. Estas mismas aleaciones también se emplean para la fabricación de compósitos de matriz metálica Al-Si-Mg/SiC (p) donde el SiC se agrega para reforzar a la matriz. Sin embargo en contraste con los datos obtenidos para los tratamientos térmicos de la aleación base no hay mucha información.

La manera convencional de medir la dureza es válida para evaluar el efecto del envejecimiento, pero se debe tener en cuenta que el valor de dureza es la combinación del efecto del reforzante, que a su vez es influido por el tamaño, forma y distribución del mismo (33,34); además de la respuesta de la matriz envejecida. No se debe olvidar que el envejecimiento sólo actúa en la matriz.(10)

Consideraciones teóricas sobre la fabricación de compósitos

Los compósitos de matriz metálica han sido objeto de desarrollo en los últimos 15 años, particularmente las series 3XX y 6XX se han usado como matriz para ser reforzadas con partículas de SiC. Estos materiales muestran un endurecimiento, resistencia a la tracción y resistencia al desgaste. Estos compósitos pueden ser fabricados por varios procesos. Sin embargo procesos que involucren altas temperatura durante su fabricación inicial o su posterior tratamiento como el de refusión pueden propiciar reacciones químicas en la interfase matriz-cerámico induciendo varios efectos como: cambio en la composición química de la matriz, modificación de las propiedades en

la interfase y la degradación del reforzante. Todos estos cambios pueden alterar el comportamiento mecánico de los compósitos incluyendo la respuesta al tratamiento térmico. La formación de Al_4C_3 es una de las principales reacciones observadas en el sistema Al-SiC, del cual se sabe que degrada las propiedades del material. La formación de pequeños cristales de $MgAl_2O_4$ también ha sido reportada en la interfase de los compósitos obtenidos por fundición. La magnitud de las reacciones dependen de la composición química y las condiciones de proceso, particularmente de la temperatura y tiempo de contacto entre el metal líquido y el reforzante.

La buena incorporación de las partículas de SiC a la aleación es fomentada por la presencia de magnesio o por incorporación de las partículas en estado semisólido, así como por la capa de óxido de las partículas realizada en forma artificial.

Se sabe que el SiC reacciona con el Al puro a temperaturas arriba de $650\text{ }^{\circ}\text{C}$ para formar Al_4C_3 y dejar libre al Si. Adicionar Si al aluminio incrementa la estabilidad del SiC como se muestra en la fig. 22. Aquí se aprecian las zonas donde el SiC es estable.

Zonas de estabilidad del Al_4C_3

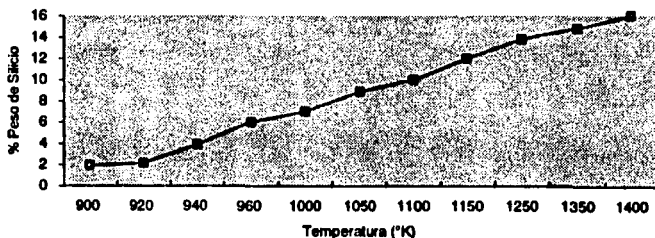
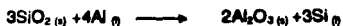


Fig 22. Zonas de estabilidad del Al_2C_3 de acuerdo a varios autores (Referencia 11)

Las Reacciones Químicas y que involucran SiO_2 , Al líquido con Mg son:



Se considera que los demás elementos de aleación encontrados en las aleaciones comerciales no tienen efecto en la estabilidad del SiC.

El $MgAl_2O_4$ es estable a 700 °C para concentraciones de Mg entre 0.02 y 1.1%.

El SiC podría ser atacado por la matriz líquida, pero es protegido por la capa de óxido formada, además le da humectabilidad a las partículas de SiC facilitando la incorporación de estas al baño de aluminio líquido y contribuye a una uniforme distribución del reforzante en la matriz.

Por tanto los compósitos deben tener altos contenidos de Mg por que su presencia es necesaria para el desarrollo de resistencia y dureza obtenida por tratamiento térmico, si además de Mg esta presente el Si estos elementos reaccionan para formar el Mg_2Si que es el constituyente de la fase metaestable responsable de la mejoría de las propiedades mecánicas.(4) también se forma en presencia de partículas oxidadas de SiC el compuesto $MgAl_2O_4$. Bajo estas condiciones si el contenido de Mg es pequeño se formará el segundo compuesto y no el primero bajando la respuesta al tratamiento térmico.(11)

Tratamiento de solubilización.

Además de los efectos analizados con anterioridad que ocurren en las aleaciones Al-Si-Mg. Se debe contemplar la presencia del SiC. Estudios previos como el de Samuel

(16) afirman que la presencia de SiC no afecta al proceso de esferoidización de las partículas de Si.

Es más se cree que la presencia de SiC actúa como un refinador de las partículas de Si, así mismo indica que no hay evidencia de que la presencia de SiC cambie la secuencia de modificación. Pero se observa su efecto refinador en las proximidades de las partículas de SiC.

Considerando que el crecimiento de partículas de Si es un proceso difusivo es de esperarse que la presencia de SiC restringiera este proceso; efectivamente en los alrededores de las áreas que contienen SiC las partículas de Si son más pequeñas que en cualquier otra parte.

Temperatura de solubilización

Esta temperatura se determina para solubilizar la matriz. De acuerdo con Hammond (18) esta es de 515 °C y según Kumai (10) 520 °C

Tiempo de solubilización

Este varía de acuerdo con la temperatura seleccionada. El tiempo óptimo es de 6 horas para temperatura entre 500 y 550 °C (4)

Temple

Este debe ser adecuado para retener en solución a los elementos endurecedores y las vacancias. El tiempo óptimo es de 10 segundos usando agua como medio de temple (16) para asegurar la homogénea distribución de Mg₂Si

Medio de temple

En todos los casos los investigadores recomiendan agua tibia 60 °C

(15,16,18)

Envejecimiento natural

En los estudios realizados por F.H.Samuel (16) reporta que sin envejecimiento natural se logran mayores durezas, en las probetas envejecidas a temperatura ambiente por 24 horas disminuye la Resistencia de Fluencia y la Resistencia a la tracción, pero aumenta la ductilidad.

Envejecimiento

La respuesta al envejecimiento de compósitos base Al-Mg-Si es acelerada comparada con la respuesta de la aleación A356.

Actualmente aun no queda clara la diferencia en el comportamiento del envejecimiento a bajas temperaturas entre los compósitos y sus matrices.(13) El envejecimiento a temperaturas mayores de 155 °C asegura buena resistencia a la tracción mientras que a temperaturas menores se logra alta elongación y resistencia al impacto.

También se ha reportado que la fractura obtenida del compósito es determinada por el tipo de tratamiento térmico aplicado al compósito.

CAPITULO III. DESARROLLO EXPERIMENTAL

El diseño experimental consiste de una serie de pruebas en las cuales se inducen cambios deliberados en las variables de entrada del proceso, de manera que sea posible observar e identificar los cambios en la respuesta de salida (35,36). Se puede representar por el modelo presentado en la figura 23.

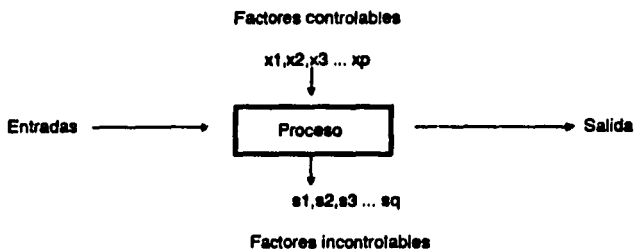


Fig. 23 Modelo general de un proceso (Referencia 35)

Para nuestro caso el plan general consta de tres etapas:

1. Partiendo de una aleación A356 con 0.9% de Mg sin reforzar, se encuentran las condiciones más apropiadas de un tratamiento térmico de envejecimiento para obtener la mayor dureza reproducible.

Se inicia con un análisis químico de la aleación A356.

Para lograr este objetivo se experimentaron 2 temperaturas de solución: 490 °C y 540 °C, y un tiempo de solución de 6 horas. Con tres temperaturas de envejecimiento 135°C, 155°C, 175°C. Sin envejecimiento natural. Para tiempos de envejecimiento de 3, 4 y 5 horas.

Para poder confirmar los resultados de los experimentos anteriores se decidió repetir algunos de estos; y ampliar el tiempo de envejecimiento incluyendo 6 y 7 horas; para poder conocer el punto de inflexión de la gráfica dureza vs tiempo de envejecimiento. También se realizaron 2 nuevos experimentos para conocer el efecto de la temperatura de envejecimiento ahora con temperaturas de 160 °C y 170 °C.

Además se experimentaron la respuesta del tratamiento térmico óptimo con diferentes contenidos de magnesio: 0.15%, 0.22% y 0.5%. Trabajo paralelo de Raúl Gómez Navarrete (28).

A todas las probetas se les midió la dureza Brinell.

2. Con las condiciones de tratamiento térmico obtenido en la primera etapa, se aplica a un compuesto matriz A356 con 10% de SiC partículas malla 325, modificado con estroncio; algunas probetas se les sometió a un envejecimiento natural de 24 horas para conocer la influencia sobre la dureza. Se amplió el rango de la variable tiempo de envejecimiento, reportando dureza cada hora desde 1 a 11 horas de tratamiento.

Debido a la necesidad de contar con dos superficies planas y paralelas para poder medir dureza, a las probetas de compósitos que son cilindros de 2.54 cm de diámetro y 2 cm de altura se maquinaron ambas caras; para lograrlo de manera adecuada se variaron las revoluciones y el avance del torno. Los resultados se presentan en el anexo 2.

3. Una vez obtenido el compuesto termotratado se sometió a:

a) Lectura de dureza Brinell.

b) Ensayo de dilatometría. Realizado por la Dra. Carmen Vázquez con la colaboración del Dr. David Ríos ambos del Instituto de Materiales de la UNAM.

c) Ensayo de tracción. Trabajo paralelo realizado por Martín Herrera Ramírez (29)

d) Observación metalográfica. La preparación de las muestras requirió desarrollar una técnica especial que se presenta en el anexo 3.

Para poder comparar, una probeta de compuesto sin tratamiento térmico, una probeta de aleación A356 sin tratamiento térmico, una probeta de aleación A356 termotratada y a un compuesto termotratado se sometieron a:

a) Observación metalográfica

b) Ensayo de dilatometría

c) Dureza

Se compararon finalmente las condiciones de tratamiento térmico para compósitos entre las recomendadas por la compañía Duralcan y las obtenidas en esta investigación.

Materiales

Los materiales usados fueron aleación de aluminio A356, compuesto fabricado con esta aleación como matriz, usando como reforzante partículas de SiC; el cual fue tamizado para tener un tamaño uniforme malla 325 (0.17 micras), anexo en el apéndice B, debido a que la distribución de tamaño no es uniforme. Además se utilizó magnesio comercialmente puro para ajuste de Mg en las aleaciones.

Equipos

Se usaron los siguientes equipos:

* Horno de crisol de SiC, usando gas LP como combustible, básculas, multímetro y termopar tipo K para el control de la temperatura del proceso y colado.

* Durómetro Brinell, para medida de dureza. (Shimadzu)

* Espectrómetro de absorción para análisis químico. (Perkin Elmer)

- Mufas para tratamiento térmico.(Sola Basic, Lindberg)
- Equipo para medir dilatación térmica. (Dupont)
- Equipo para medir propiedades mecánicas. (Máquina Instron 350 P)
- Microscopio para observación metalográfica. (Olimpus)

Etapa 1

Se inició la etapa experimental 1 realizando un análisis químico vía absorción atómica de lingotes de aleación A356.0 cortando rebaba de los lingotes a trabajar que se perforó en tres regiones diferentes. Ver figura 24.

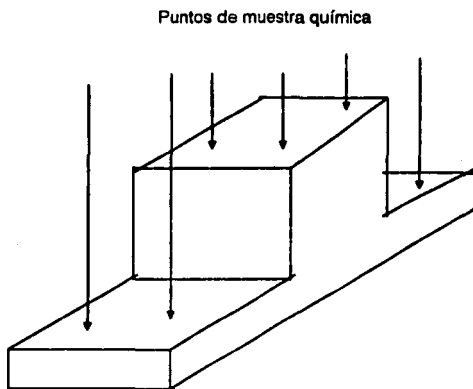


Fig. 24. Puntos de muestra para análisis químico.

Para la primera etapa experimental es necesario conocer las variables que se involucran en el tratamiento térmico de envejecimiento, de acuerdo a la revisión y análisis bibliográfico, estas variables son:

- * Temperatura de solubilización.
- * Tiempo de solubilización.
- * Medio de temple.
- * Temperatura del medio de temple.
- * Tratamiento previo al envejecimiento.
- * Temperatura de envejecimiento.
- * Tiempo de envejecimiento.
- * Composición química; en la que para este caso es importante lo siguiente:
 1. Contenido de magnesio.
 2. Efecto de aleantes y/o impurezas.

Considerando como variables críticas las temperaturas de solubilización y envejecimiento, así como el tiempo de envejecimiento además del contenido de magnesio.

Condiciones experimentales.

Tratamiento de solubilización

Tiempo: 6 horas

Temperaturas: 540 °C, 490 °C

Medio de temple: Agua

Temperatura del medio de temple: 60 °C

Tratamiento de envejecimiento.

Tiempo de envejecimiento: 3, 4 y 5 horas.

Temperaturas de envejecimiento: 135 °C, 155 °C, 175 °C.

Tamaño de la muestra.

Se sometieron a tratamiento térmico una probeta por cada combinación de temperatura de solución, temperatura de envejecimiento y tiempo de envejecimiento. A cada probeta se le tomaron 3 lecturas de dureza.

Se examinaron las combinaciones siguientes:

Temperatura de solución. °C Tiempo 6 hr.	Temperatura de envejecimiento	Tiempo de envejecimiento horas
490	135	3
490	135	4
490	135	5
490	155	3
490	155	4
490	155	5
490	175	3
490	175	4
490	175	5
540	135	3
540	135	4
540	135	5
540	155	3
540	155	4
540	155	5
540	175	3
540	175	4
540	175	5

Fusión de la aleación ajustada a 0.9% de Mg.

Para tener una buena respuesta al Tratamiento Térmico sabemos que debe de tener un contenido alto de Mg alrededor de 0.5 a 1%.(11) por tal motivo se realizó un ajuste de carga para elevar el Mg de 0.15 a 0.9% en peso.

Se precalentó el horno y el crisol, se adicionó la carga, una vez fundida se adicionó el Mg envuelto en papel Al y otro bloque de Al. La temperatura de colada fue de 700-710 °C y se controló con un termopar tipo K cromel-alumen. Previo precalentamiento de las lingoteras y una vez vaciada la aleación se marcaron cada lingote con la correspondiente de procedencia.

Posteriormente se cortaron muestras de 1.5 X 2 X 3 cm.

Para determinar las condiciones óptimas para el tratamiento térmico en una A356 sin refuerzo y con un Mg residual del orden de 0.9%.

Todas las probetas fueron rectificadas en una fresadora tipo Arboga con un cortador de 4 gavilanes a una velocidad de 415 rev/min, desbastadas a lija 400.

Evaluación

A todas la probetas se les midió dureza Brinell corregida con un balín de 5 mm y carga de 250 kgf y tiempo de 30 seg. usando la fórmula siguiente se obtuvo el valor de la dureza.(27)

$$NDB = \frac{P}{\frac{\pi D}{2} (D - \sqrt{D^2 - d^2})}$$

El desarrollo se presenta en el apéndice A.

Se dividieron las probetas en tres regiones como se muestra en la figura 25 y a cada región se le tomo la dureza, procurando respetar las indicaciones de la referencia 27 en cuanto a la distancia entre las lecturas para minimizar los errores experimentales.



Fig. 25. Zonas de las probetas en donde se realizaron los ensayos de dureza Brinell.

Las combinaciones para los experimentos de confirmación que se formaron fueron:

Temperatura de solución. °C Tiempo 6 hr.	Temperatura de envejecimiento C	Tiempo de envejecimiento horas
490	135	3
490	135	4
490	135	5
490	135	6
490	135	7
490	175	3
490	175	4
490	175	5
490	175	6
490	175	7
540	160	3
540	160	4
540	160	5
540	160	6
540	160	7
540	170	3
540	170	4
540	170	5
540	170	6
540	170	7

Etapa 2

Tratamiento térmico para el compuesto A356/10 SiC vol%.

Considerando los resultados de la respuesta al tratamiento térmico obtenida con la aleación A356 sin reforzar. Se establecieron las siguientes condiciones experimentales.

Tratamiento de Solubilización

Tiempo: 6 horas

Temperatura: 540 °C

Medio de temple: agua

Temperatura del medio de temple: 60 °C

Tratamiento previo al envejecimiento: A unas probetas se les aplico un envejecimiento natural por 24 horas y a otras no.

Temperatura de envejecimiento: 155 °C

Tiempo de envejecimiento: 1, 2, 3, ... 11 horas

Debido a que en la etapa anterior, en general encontramos que la dureza más alta se alcanzaba entre 4 y 5 horas de envejecimiento se decidió ampliar el rango del tiempo de envejecimiento para poder encontrar la máxima dureza del compuesto y observar si había algún cambio de dureza debido a la presencia del SiC a tiempos de envejecimiento mayores a 5 horas y menores a 11 horas.

Etapa 3

A las probetas representativas:

1. Aleación A356 sin tratamiento térmico.

2. Aleación A356 con tratamiento térmico

3. Compósito sin tratamiento térmico

4. Compósito con tratamiento térmico

Se les hizo observaciones metalográficas que incluyeron algunas fotografías. Para su caracterización a estas probetas se les determinó su coeficiente de dilatación térmica.

Al compósito termotratado se le aplicó el ensayo de tracción, este resultado fue tomado de la tesis profesional de José Martín Herrera Ramírez. (29)

CAPITULO IV. RESULTADOS Y DISCUSION

Etapa 1

La composición química del lingote de partida fue determinada en el área de análisis químico del Departamento de Metalurgia, FQ, UNAM, por espectrometría de absorción los resultados se muestran en las tablas 7a y 7b.

Tabla 7a.

Composición química de a356

Elemento	Cu	Mg	Mn	Fe	Zn	Ti	Sr	Si	Al
% en Peso	0.103	0.15	0.089	0.658	0.045	0.012	0.0005	6.65	resto

La norma para esta aleación se proporciona en la tabla 7b.

Tabla 7b.

Elemento	Cu	Mg	Mn	Fe	Zn	Ti	Sr	Si	Al
% en Peso	0.20	0.35	0.10	0.20	0.10	0.2	0.0005	7.0	resto

Como punto de referencia. La dureza de las probetas de colada es de 76 NDB.

De acuerdo con la referencia (3) la dureza que tiene la aleación A356 en condición T6, es decir solubilizado y envejecido artificial es de 80 NDB, que sería el orden de la dureza que se esperaba como resultado de estos experimentos.

Resultados de la aleación A356 fueron:

Tabla 8

Probeta	Orilla A	Centro	Orilla B	Promedio NDB
540,3,175	136.4	145.28	145.28	142
540,4,175	113.94	128.23	113.94	119
540,5,175	165.85	145.28	128.23	146
540,3,155	145.28	113.94	128.23	129
540,4,155	145.28	165.85	145.28	152
540,5,155	261.38	190.98	165.85	206
540,3,135	120.78	113.94	113.94	116
540,4,135	113.94	128.23	113.94	119
540,5,135	145.28	145.28	145.28	145
490,3,175	113.94	113.94	128.23	119
490,4,175	145.28	113.94	145.28	135
490,5,175	113.94	113.94	113.94	114
490,3,155	107.64	101.84	101.84	104
490,4,155	145.28	145.28	128.23	140
490,5,155	128.23	128.23	128.23	128
490,3,135	57.02	91.506	101.84	83
490,4,135	113.94	107.64	101.84	108
490,5,135	128.23	128.23	145.28	134

En la columna de Probeta corresponden los primeros tres dígitos a la temperatura de solución, todas las probetas fueron solubilizadas por 6 horas; el siguiente dígito corresponde al tiempo en horas que fue envejecido y los últimos tres dígitos corresponden a la temperatura de envejecimiento.

El resultado de los experimentos de confirmación fueron:

Tabla 9

Probeta	Orilla A	Centro	Orilla B	Promedio
				NDB
540,3,170	128.23	113.94	128.23	123
540,4,170	145.28	128.23	136.37	137
540,5,170	120.78	120.78	120.78	121
540,6,170	120.78	128.78	128.23	128
540,7,170	145.28	145.28	128.23	140
540,3,180	91.5	107.65	101.84	100
540,4,180	128.23	128.23	113.94	123
540,5,180	145.28	128.23	136.37	137
540,6,180	128.23	185.85	101.84	132
540,7,180	128.23	136.37	113.94	128
540,3,155	120.78	107.64	101.84	110
540,4,155	136.37	145.28	145.28	142
540,5,155	128.23	120.78	145.28	131
540,6,155	145.28	128.23	145.28	139
540,7,155	145.28	128.23	145.28	139
490,3,175	128.23	128.23	128.23	128
490,4,175	136.37	128.37	120.78	128
490,5,175	145.28	136.37	145.28	142
490,6,175	128.23	128.23	145.28	133
490,7,175	128.23	113.94	128.23	123
490,3,135	86.89	91.5	91.5	90
490,4,135	101.84	91.5	107.64	100
490,5,135	128.23	98.47	113.94	113
490,6,135	107.64	128.23	91.5	109
490,7,135	190.98	113.94	113.94	140

En la columna de Probeta corresponden los primeros tres dígitos a la temperatura de solución, todas las probetas fueron solubilizadas por 6 horas; el siguiente dígito corresponde al tiempo en horas que fue envejecido y los últimos tres dígitos corresponden a la temperatura de envejecimiento.

Se presentan las gráficas correspondientes en las figuras 26 a 29.

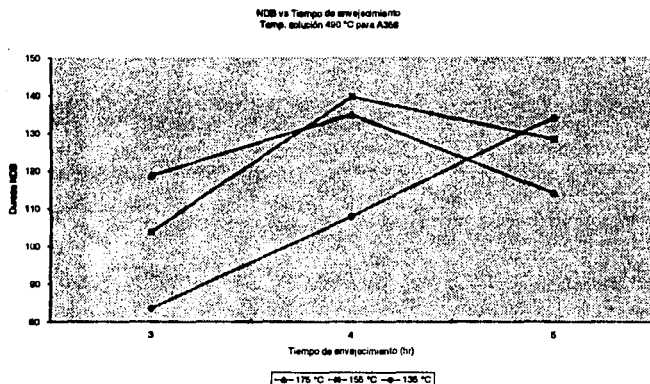


Figura 26 Dureza NDB vs Tiempo de envejecimiento horas para la aleación A356.

Tratamiento: Temperatura de solución 490 °C. Por 6 horas. Temperatura de envejecimiento 135, 155 y 175 °C

NDB vs Tiempo de envejecimiento
Temp. Solución 540 °C para A356

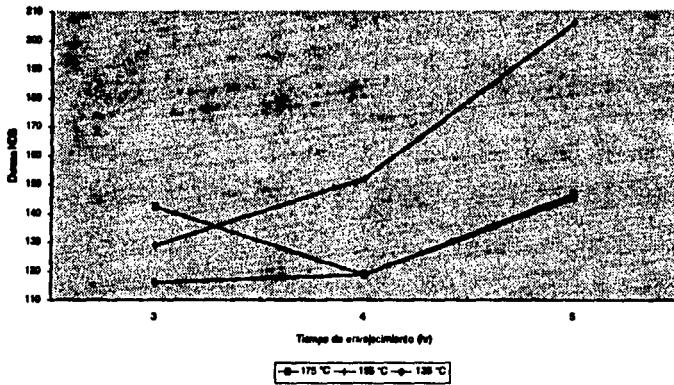


Fig. 27 Dureza NDB vs Tiempo de envejecimiento. Para la aleación A356. Temperatura de solución 540 °C por 6 horas. Temperaturas de envejecimiento: 175, 155 y 135 °C

Experimentos de Confirmación
Dureza NDB vs Tiempo de envejecimiento

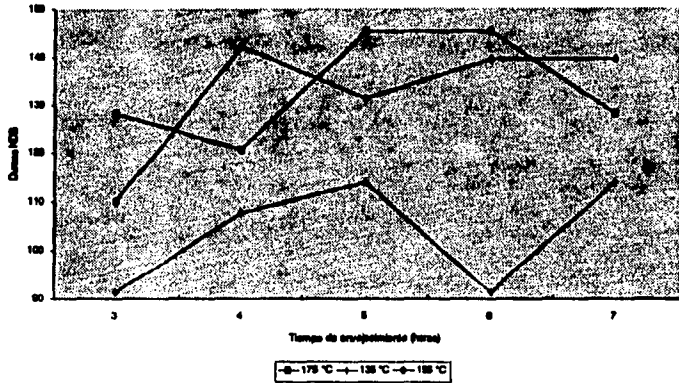


Fig. 28 Dureza NDB vs Tiempo de envejecimiento (horas). Para una aleación A356. Temperatura de solución 490 °C. Tiempo de solución 6 horas. Temperaturas de envejecimiento de 175 y 135 °C

Experimentos de confirmación
Dureza NDB vs Tiempo de envejecimiento

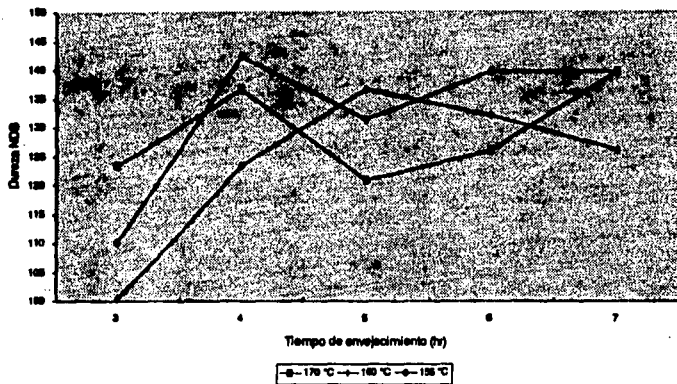


Fig. 29 Dureza NDB vs Tiempo de envejecimiento (horas). Para una aleación A356. Temperatura de Solución 540 °C. Tiempo de Solución 6 horas. Temperaturas de envejecimiento 160 y 170 °C.

Para conocer el efecto del contenido de Mg en la respuesta al tratamiento térmico se varió el contenido de Mg; estos son los resultados reportados en la tesis profesional de Raúl Gómez Navarrete, Facultad de Química UNAM. 1994. El número de la probeta

corresponde al tiempo de envejecimiento a 155 °C, fueron solubilizadas las probetas por 6 horas a 540 °C templadas en agua a 60 °C.

Tabla 10

Con 0.15% de Mg

Envejecido hrs	Dureza NDB
Sin tratamiento	65
1	67
2	77
3	87
4	95
5	106
6	87
7	97
9	106
11	106

Tabla 11

Con 0.22% de Mg

Envejecimiento horas	Dureza NDB
Sin tratamiento	59
1	79
2	93
3	110
4	114
5	106
6	97
7	104

Tabla 12
Con 0.5% de Mg

Envejecimiento horas	Dureza NDB
Sin tratamiento	67
1	92
2	96
3	114
4	116
5	116
6	121
7	117
9	128
11	119

Tabla 13
Con 0.9% de Mg

Envejecimiento horas	Promedio NDB
Sin tratamiento	76
3	126
4	123
5	121
6	136
7	152

Efecto del contenido de Mg
Para una aleación A356

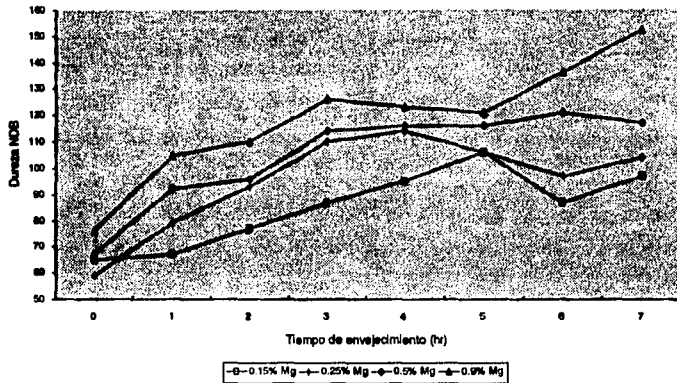


Fig. 30. Efecto del contenido de Mg sobre la dureza para la aleación A356 y un compuesto 10 % Vol. SIC en partículas, con 0.9 % de Mg.

Resultados de dureza para el compuesto

Los resultados de dureza del compuesto, usando probetas que son cilindros de 25 mm de diámetro y 20 mm de alto en promedio, se tomaron tres medidas de dureza para poder tomar un promedio. El programa de tratamiento térmico elegido para el compuesto fue: solubilizadas las probetas a 540 °C por 6 horas, envejecido a 155 °C variando el tiempo tablas 14, 15y fig. 32 . Estas condiciones se determinaron a partir de los experimentos preliminares. El número de compuesto es el tiempo en horas de envejecimiento. Sin tratamiento de envejecimiento natural.

Perfil de Durezas

En las orillas de las piezas la dureza es mayor que en el centro; esto es, se tiene en las muestras un centro de menor dureza y una superficie de mayor dureza. Fig 31.

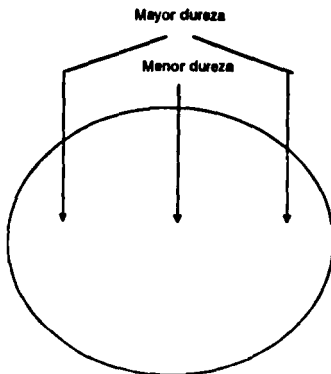


Fig. 31. Perfil de durezas.

Con 0.9 % de Mg

Compósito	Orilla	Centro	Orilla	Promedio
	NDB	NDB	NDB	
Llegada	57.02	62.24	68.15	62
1	68.16	62.24	71.41	67
2	50.26	91.51	101.8	81
3	120.8	57.22	120.8	99
4	82.61	86.9	91.5	87
5	74.9	74.9	78.6	76
6	68.15	82.6	91.5	81
7	91.5	107.64	113.94	104

Para el compósito con 0.9% Mg, 10% de SiC partículas. Solubilizadas por 7 horas a 540 °C. Envejecido natural por 24 horas, Envejecido artificial a 155 °C según probeta, el número de la probeta corresponde al tiempo en horas envejecido.

Tabla 15

	Orilla	Centro	Orilla	Promedio
Envejecimiento hr	NDB	NDB	NDB	NDB
Llegada	57.02	62.24	68.15	62
1	82.6	96.5	91.5	90
2	91.5	57	91.5	80
3	113.94	101.84	113.94	110
4	91.5	52.38	91.5	78
5	113.94	101.84	113.94	110
6	101.84	128.23	113.94	115
7	91.5	71.42	91.51	85
8	128.23	113.94	113.94	119
9	91.5	48.25	101.84	80
10	86.9	71.42	91.5	83
11	91.51	68.16	91.5	80

Se presentan la gráfica correspondientes en la figura 32.

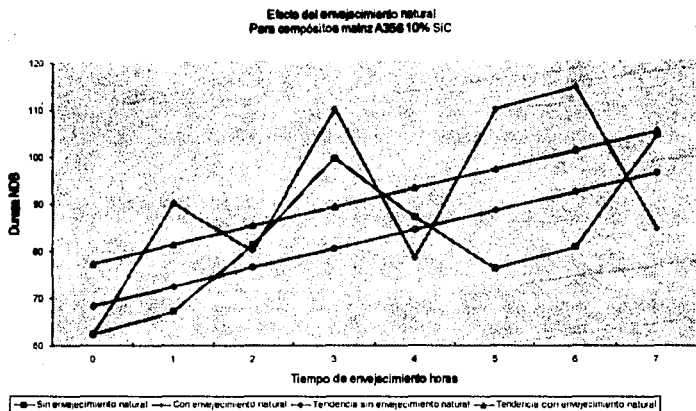


Fig. 32 Dureza NDB vs Tiempo de envejecimiento. Para un compósito matriz A356 10% SiC en partículas, malla 325, con 0.9% de Mg. Con y sin envejecimiento natural. Obsérvese las mayores durezas obtenidas para compósitos con envejecimiento natural

La compañía Duralcan recomienda para sus compósitos el siguiente programa de tratamiento térmico, el cual se aplico al compósito bajo estudio, que se elaboró en el Departamento de Ingeniería Química Metalúrgica Facultad de Química

Solubilización 526 °C por 12 horas.

Envejecido a 146 °C por 24 horas.

Resultado, NDB: 113.94, 68.16, 128.23 promedio= 103 NDB

En la figura 33 se comparan los resultados de esta investigación con los reportados por la compañía Duralcan, (17) tanto teóricos reportados así como un experimento siguiendo las recomendaciones de esta compañía.

Comparación Duralcan vs UNAM
En la dureza de compósitos

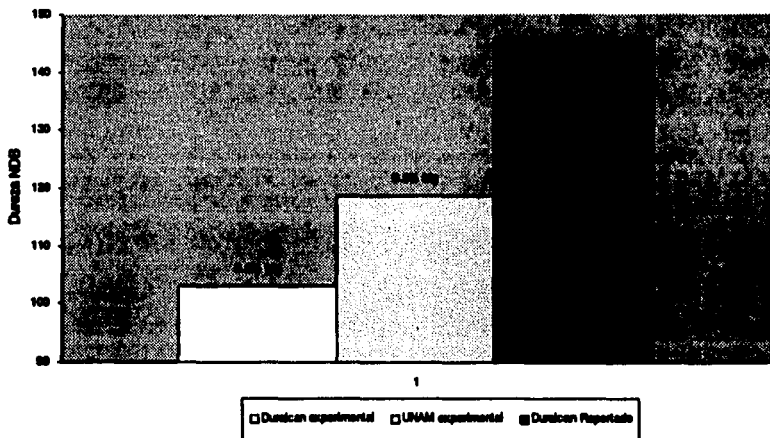


Fig. 33. Comparación de los tratamientos térmicos, recomendado por Duralcan, solubilizado 526 °C por 12 horas, envejecido a 146 °C por 24 horas y los desarrollados por la UNAM. Solubilizado 540 °C, 6 horas, envejecido natural de 24 horas, envejecido a 155 °C por 8 horas.

FALTA PAGINA

No 87 a la.....

Propiedades Mecánicas

Las propiedades mecánicas del compuesto A356/10% Vol SiC y de la aleación A356, para el compuesto: Solubilización por 7 horas a 540 °C. Temple en agua a 60 °C. Envejecimiento natural por 24 horas.

Envejecimiento artificial por 3 horas a 155 °C; para la aleación A356: solubilización 6 horas a 540 °C. Temple en agua a 60 °C. Con envejecimiento natural por 24 horas. Envejecimiento artificial por 3 horas a 155 °C; se muestran en la tabla 18.

Tabla 18

Propiedad	Compósito	A356
Resistencia a la tracción	147.6 MPa	262 MPa
Resistencia de fluencia	36.26 MPa	193 MPa
Elongación	5.496 %	5 %
Dureza NDB	119	80



Fig. 34. Aleación A356. De fundición 100 X, observar la fase acicular del eutéctico Al-Si.



Fig. 35. Aleación A356. Un tratamiento incorrecto 400 X, observar la presencia de algunas partículas aciculares del eutéctico Al-Si

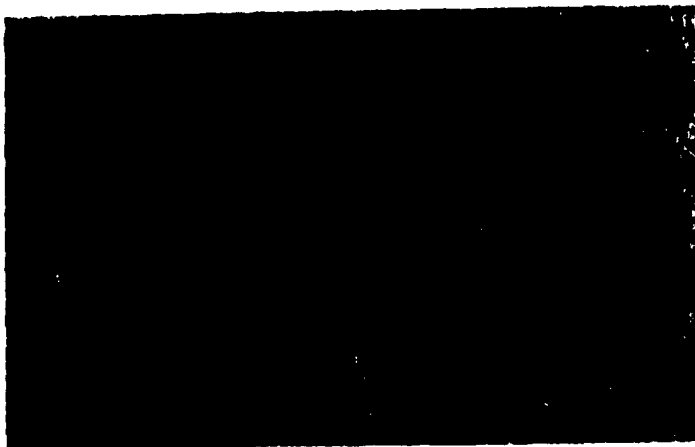


Fig. 36. Aleación A356. Un tratamiento correcto 400 X, observar las partículas esferoidizadas del eutéctico Al-Si.



Fig. 37. Compósito de colada 100 X, observar la forma acicular del eutéctico Al-Si.



Fig. 38. Compósito con un correcto tratamiento 100 X, observar la distribución del carburo de Si, y la forma del eutéctico Al-Si.

Análisis de Resultados

En base al objetivo original planteado que es el de obtener las condiciones más adecuadas de solubilización y envejecimiento para el compuesto y con los resultados obtenidos se puede efectuar el siguiente análisis.

1. Composición química

De la comparación de las tablas 7a y 7b se aprecia que la calidad química de nuestro lingote de partida no estaba bajo la norma, sin embargo, en general es aceptable por sus niveles de Si, Cu, Zn, Mn y Ti cercanos a la norma. No así Mg y Fe que están fuera. Particularmente el Fe; lo que podría originar fases insolubles como $FeAl_3$, $FeMn$ y $\alpha AlFeSi$ que se esperaba redujeran la ductilidad (3).

2. Necesidad de ajuste del contenido de Mg.

Se ajustó el contenido de Mg por dos razones:

a) Para facilitar la incorporación del SiC al aluminio líquido durante la fabricación del compuesto.

b) Aumentar la respuesta al tratamiento térmico.

Para el compuesto reforzado con SiC parte del Mg puede combinarse para formar $MgAl_2O_4$ en la interfase matriz-cerámico, de acuerdo con la referencia (14) reduciendo el Mg disponible para formar el Mg_2Si que es el compuesto que incrementa la dureza.

3. Perfil de la dureza en la aleación A356

Por las normas establecidas por las referencias 3 y 27 se zonificó a las probetas en 3 secciones para poder medir la dureza. Al proceder de esta manera se descubrió que

esta no era completamente homogénea en sus 3 secciones; generalmente la parte central presenta la mayor dureza que en las orillas y estas presentan en general casi la misma dureza. Esto puede deberse a las condiciones de transferencia de calor durante el tratamiento térmico.

Por esta razón se toman 3 ensayos y se considera su promedio.

4. Efecto de la temperatura de solubilización.

Al comparar las figuras 26 y 27 se aprecia:

a) La única diferencia entre ambas gráficas es la temperatura de solución 490 °C y 540 °C.

b) Al observar a tiempos de envejecimiento iguales la diferencia no es significativa.

c) Se logran mayores durezas a 540 °C, para tiempos cortos.

Sin embargo sabemos que temperaturas menores de solubilización y mayores tiempos dan como resultado mayores durezas. Pero considerando que esta investigación será la base para futuros procesos industriales, donde uno de los criterios importantes es obtener resultados lo más pronto posible. Se descartó por esta razón la investigación subsiguiente para la temperatura de solución de 490 °C.

Incrementar la temperatura de solubilización no es una propuesta atractiva, pues se pueden generar distorsiones, además este incremento de temperatura tiene un límite, pasando éste se puede generar una fusión incipiente en los límites de grano, ésta ocurre entre los 560 y 570 °C.

5. Comparación de la temperatura de envejecimiento para probetas solubilizadas a 490 °C.

Aun cuando no haya sido seleccionada esta temperatura como adecuada para la temperatura de solución de la figura 28 se observa que se pueden tener 2 buenas combinaciones de temperatura de envejecimiento y tiempo:

- a) 175 °C por 5 horas
- b) 135 °C por 7 horas

La dureza alcanzada es de 142 y 140 NDB respectivamente; estas combinaciones podrían llegar a rivalizar con las consideradas como adecuadas si no se tuviera como criterio importante el tiempo de proceso.

6. Comparación de las temperaturas de envejecimiento para probetas solubilizadas a 540 °C.

Considerando que la temperatura recomendada por las referencias 3 y 4 es de 155 °C de la figura 29 apreciamos que un incremento en esta temperatura no es una propuesta atractiva, pues mayores temperaturas no generan mayores durezas.

7. Efecto del contenido de Mg.

En la figura 30 se observa que a mayores contenidos de Mg, mayor es la respuesta al tratamiento térmico en cuanto a la dureza para la aleación A356. Seguramente porque al haber más Mg disponible es mayor la cantidad del compuesto endurecedor Mg₂Si formado. (14)

No así en el compuesto donde aun teniendo 0.9% de Mg su dureza no es similar a la aleación A356 sin reforzar. Esto indica que la presencia del SiC modifica la respuesta al tratamiento térmico con respecto a la dureza.

8. Perfil de la dureza del compuesto.

De la figura 31 se muestra la división imaginaria de la probeta para poder tomar lecturas de dureza considerando las recomendaciones de las referencias 3 y 27. Contrariamente a la aleación A356 en el centro de los compósitos la dureza es menor que en las orillas lo que indica que la presencia del SiC podría influir en las condiciones de transferencia de calor durante el tratamiento térmico.

Se podrían plantear 2 hipótesis:

1. Por el carácter refractario del SiC y considerando la diferencia de la conductividad térmica para el aluminio y para el SiC $\text{Al} = 0.57 \text{ Cal/cm.s.}^\circ\text{K}$ y SiC $0.21 \text{ Cal/cm.s.}^\circ\text{K}$, el carburo actuaría como aislante térmico impidiendo el flujo de calor de las orillas al centro, al no poder llegar la energía necesaria al centro de la pieza para poder formar el Mg_2Si ; daría como resultado una menor dureza en esta zona.

2. Sería también posible que la presencia del SiC actuará como un punto de saturación térmica acumulando energía térmica y esta al concentrarse en el centro fomentará el proceso de sobre-envejecimiento dando por resultado una menor dureza.

9. Efecto del envejecimiento natural en la dureza del compuesto.

De la figura 32 se aprecia que a los compósitos envejecidos naturalmente durante 24 horas en general tienen una mayor dureza que aquellos que no la tienen.

Esto se podría explicar por la presencia de una pequeña alteración en la secuencia de precipitación.

10. Comparación entre el tratamiento térmico recomendado por la empresa Duralcan y el de la Facultad de Química.

Cabe aclarar que los compósitos para esta prueba fueron fabricados en el Departamento de Metalurgia. Con estas características: matriz aleación A356 con 0.9 % de Mg y reforzados con 10 % SiC malla 325 cribada. Duralcan reporta que sus materiales alcanzan una dureza de 146 NDB, de acuerdo con sus recomendaciones para el tratamiento térmico se tienen 103 NDB, con el tratamiento encontrado por esta investigación tenemos 119 NDB. Es posible que la diferencia sea originada por el método de fabricación del compósito, que aun genera algunos poros. Los resultados se pueden apreciar en la figura 33.

11. Dilatometría

De la tabla 16. Los resultados del coeficiente de expansión térmica. El material con menor expansión térmica es la aleación A356 termotratada y el material con mayor expansión térmica es el compósito termotratado.

12. Metalografía

La preparación metalográfica de los compósitos fue diseñada especialmente para estos materiales, se presenta en el anexo 3.

De las observaciones de las fotografías tomadas en el microscopio óptico no se puede apreciar los precipitados Mg_2Si por ser submicroscópicos, lo que si se puede apreciar en la aleación A356 es:

- Forma y distribución del eutéctico Al-Si
- Porosidad.

En cuanto a los compósitos se logra apreciar además de los dos anteriores:

-Forma y distribución del SiC

Una forma de evaluar el tratamiento térmico, es valorar el grado de esferoidización del eutéctico Al-Si.

De la figura 34. Aleación A356 de colada a 100X se puede ver la fase acicular del eutéctico Al-Si.

De la figura 35 se aprecia la microestructura de un tratamiento térmico incorrecto, para una aleación A356 pues la esferoidización del eutéctico Al-Si es incompleta.

De la figura 36 se observa la microestructura de un tratamiento térmico correcto, para una aleación A356, por la adecuada esferoidización del eutéctico Al-Si.

De la figura 37 se observa la microestructura del compósito de colada, donde podemos ver la forma y distribución de las partículas de SiC, así como la forma acicular del eutéctico de Al-Si.

De la figura 38 podemos apreciar una adecuada esferoidización del eutéctico Al-Si en el compósito; por lo cual se puede afirmar que su tratamiento térmico fué el correcto.

13. Propiedades Mécanicas.

Al comparar los resultados de la tabla 18 se observa que tanto la resistencia a la tracción y la resistencia de fluencia del compósito son menores que los de la aleación A356. No así en la dureza y la elongación.

14. Maquinado.

Las condiciones óptimas para el maquinado se presentan en el anexo 2. Para el compósito de colada. Para poder medir dureza, era necesario contar con dos superficies

planas y paralelas, al seccionar el compuesto presenta ciertas irregularidades que eran necesario corregir por lo que se mandó a maquinar.

Entre las variables que se manejaron están: velocidad de avance de herramienta y revoluciones de la pieza.

Se debe recordar que la facilidad con la que se puede remover un material por: torneado, cepillado, planeado, rectificado etc. se llama maquinabilidad. Además de la facilidad para la remoción del material se debe de tomar en cuenta la superficie resultante, la duración de la herramienta, y la lubricación.

Las consideraciones del material son: propiedades mecánicas, microestructura y tratamiento térmico.

CONCLUSIONES

De los resultados obtenidos y del análisis efectuado se concluye:

1) Es posible someter al tratamiento térmico de envejecimiento a los compósitos de matriz A356 con 10 % SiC partículas.

2) Para la aleación A356 las mejores condiciones de tratamiento térmico son:

Contenido de magnesio 0.9%

Solubilización 6 horas a 540 °C.

Temple en agua a 60 °C.

Con envejecimiento natural por 24 horas.

Envejecimiento artificial por 3 horas a 155 °C, es donde se obtiene la mejor dureza reproducible de 129 NDB.

3) Para el compósito matriz A356 con 10% de SiC, se determinó que las mejores condiciones fueron:

Contenido de magnesio 0.9%

Solubilización por 7 horas a 540 °C.

Temple en agua a 60 °C.

Envejecimiento natural por 24 horas.

Envejecimiento artificial por 3 horas a 155 °C, para obtener una dureza máxima de 119 NDB.

4) Comparando 2) y 3) observamos que el tratamiento es básicamente el mismo. Por que en el compósito el tratamiento térmico sólo influye en la matriz.

5) Con respecto al contenido de Mg, se observa la tendencia que a mayores porcentajes de Mg se obtienen mayores durezas.

6) La ausencia del envejecimiento natural en el tratamiento térmico de compósitos reduce la dureza.

7) Un envejecido artificial superior a 7 horas disminuye y estabiliza la dureza tanto en el compósito como en la aleación base.

8) El coeficiente de dilatación térmica del compósito es alto, comparado con el de la aleación A356.

Recomendaciones para investigaciones futuras:

- 1. Evaluar la temperatura de solución de 490 °C y tiempos mayores.**
- 2. Utilizar las técnicas de resistividad eléctrica para monitorear la formación y el desarrollo de las zonas GP.**
- 3. Utilizar microscopios electrónicos para análisis metalográfico.**
- 4. Realizar pruebas de corrosión**

Anexo 1

Ajuste del nivel de magnesio en la aleación original

Los balances de carga fueron:

% Mg original: 0.15%

% Mg deseado: 0.9%

Cálculo carga para ajuste de Mg

Cantidad de Mg deseado

$3160(0.9/100)=28.44$ gr

Cantidad de Mg original

$3160(0.15/100)=4.74$ gr

Mg requerido= $28.44-4.74= 23.7$

Considerando una eficiencia del 85% tenemos $23.7/0.85= 27.88$ gr.

Cantidad a adicionar= 27.88 gr. de Mg

Anexo 2

Para el compuesto la velocidad óptima de maquinado así como su avance fué determinada en el taller mecánico de la Facultad de Química por el Ing. José Enrique Hinojosa Patiño y por el Sr. Pedro Cabrera Juárez quienes trabajaron en un torno paralelo de 12 pulgadas de volteo, marca Fraver; la velocidad es de 129 revoluciones por minuto y un avance de 10 mm/minuto.

Anexo 3

Desarrollo de la técnica para la preparación metalográfica de composites Al-Si/ SiC partículas.

Una incorrecta preparación metalográfica puede llegar a alterar la verdadera microestructura del compuesto lo que ocasionaría llevarnos a conclusiones equivocadas.

Las etapas críticas son el corte y el desbaste por que se genera mucho calor en estas etapas, lo que podría alterar la matriz.

Formulación del problema.

- Estado A muestra sin observación microscópica.
- Estado B muestra con observación microscópica.

Análisis del problema.

Preparación metalográfica superando las diferencias de propiedades de la matriz y el reforzante SiC.

Criterios.

- Proceso de fácil implementación.
- Proceso rápido.

Restricciones.

- Conservar la microestructura de la matriz, que es susceptible al calor excesivo.
- Evitar la corrosión galvánica.
- Con resultados reproducibles.
- Que sea sencillo.

Proceso General

1. Selección de la muestra.

2. Seccionamiento.

3. Desbaste.

4. Pulido.

5. Ataque.

Para el compósito se desarrolló este proceso.

1. Selección de la muestra.

Es importante que sea representativa la muestra y que sea pequeña.

2. Seccionamiento.

Usar cortadora manual, disco para materiales ferrosos, (Austromex A60N4B50A) avance lento, refrigerante agua.

3. Desbaste.

Desbaste grueso, con desbastadora de cinta con abundante agua.

Desbaste fino, con lijas de carburo de silicio de 240, 320, 400 y 600, girando 90 ° la muestra cada vez que se cambie de lija. Refrigerante: Aceite de nujol.

4. Pulido

Con pasta de diamante de 7 micras, paño fino, aceite dispersante y baja velocidad.

Limpieza con alcohol en ultrasonido.

Pasta de diamante de 1 micra, con alta velocidad.

Apéndice A

Dureza Brinell

La dureza Brinell fue establecida por el suizo Dr Johan August Brinell en 1900. En esta prueba de dureza un indentador tipo balón de acero penetra a una superficie. El diámetro de la impresión producida es medida y el número de dureza Brinell es determinado por la ecuación

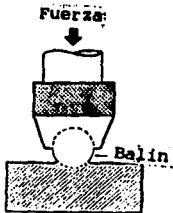
DNB= Fuerza P/Superficie del área de impresión

esto es

$$NDB = \frac{P}{\frac{\pi D}{2} (D - \sqrt{D^2 - d^2})}$$

La relación P/D debe conservarse

donde P es la medida en Kgf y D en mm para aleaciones de aluminio la relación P/D=10 si usamos un indentador de 5mm debemos usar 250 Kgf



Apéndice B

Tamaño de las partículas de SiC

De acuerdo con trabajos anteriores en la fabricación de compósitos Al-SiC (33, 34).

La calidad de estos materiales esta en función del reforzante en cuanto a: cantidad, forma, tamaño y distribución, en este caso de las partículas de SiC.

Por ser una variable de entrada, se decidió cribar el SiC para tener un control sobre el tamaño.

El proveedor de SiC afirma que su producto tiene una granulometría uniforme, lo cual no es cierto; en el apéndice B se presenta la granulometría de SiC malla 320.

Todos los compósitos se fabricaron con SiC malla 325 cribada, en el laboratorio de Preparación de Minerales. Facultad de Química UNAM

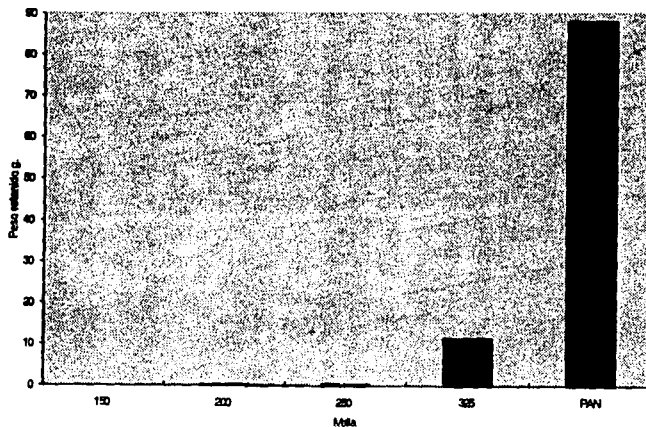
Análisis granulométrico de SiC Koprino malla 320

MALLA	TAMAÑO MICRAS	LOG TAMAÑO	Peso ret g	%Ac-	%Ac
150	10.5	1.0211	0.0344	99.9656	0.0344
200	7.4	0.8692	0.41	99.5556	0.4444
250	6.25	0.7958	0.4167	99.1389	0.8611
325	0.17	-0.7695	11.2	87.9389	12.0611
PAN			87.9389	0	100

Análisis granulométrico de SiC Koprime malla 240

MALLA	TAMAÑO MICRAS	LOG TAMAÑO	Peso ret	%Ac-	%Ac
150	10.5	1.0211	0.101	99.899	0.101
200	7.4	0.8692	2.6	97.299	2.701
250	6.25	0.7958	15.7	81.599	18.401
325	0.17	-0.7695	36.8	44.799	55.201
PAN			44.799	0	100

Granulometría malla 320



Apéndice C

Ensayo de dilatomería

Se maquinaron probetas para dilatomería que fueron cilindros de 3 mm de diámetro y 3 mm de altura.

Se usó un equipo TMA modelo 2940 marca Dupont. Operado por la Dra. Carmen Vázquez, con la colaboración del Dr. David Ríos ambos del Instituto de Materiales de la UNAM.

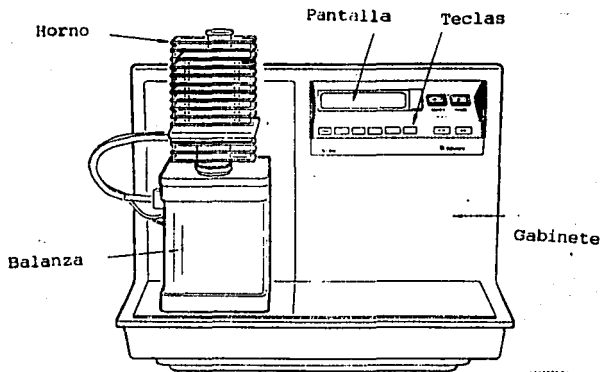


Fig. C1. Equipo TMA modelo 2940, equipo para dilatometría.

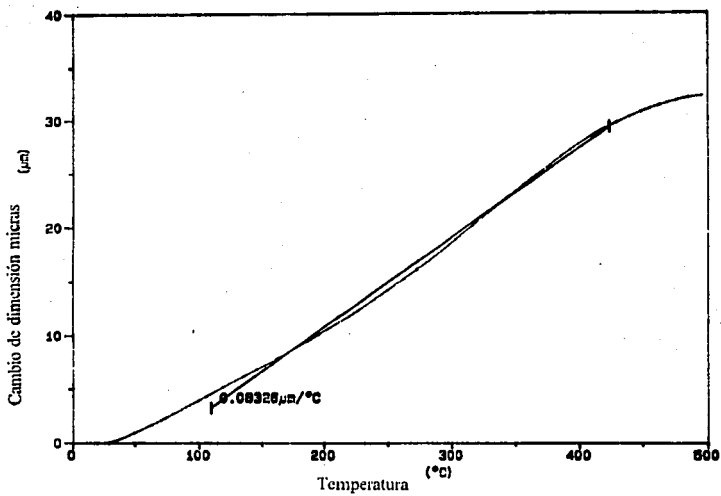


Fig. C2. Gráfica expansión térmica aleación A356 sin tratamiento térmico. El cálculo del coeficiente de expansión térmica a partir de las gráficas se presenta en el apéndice C.

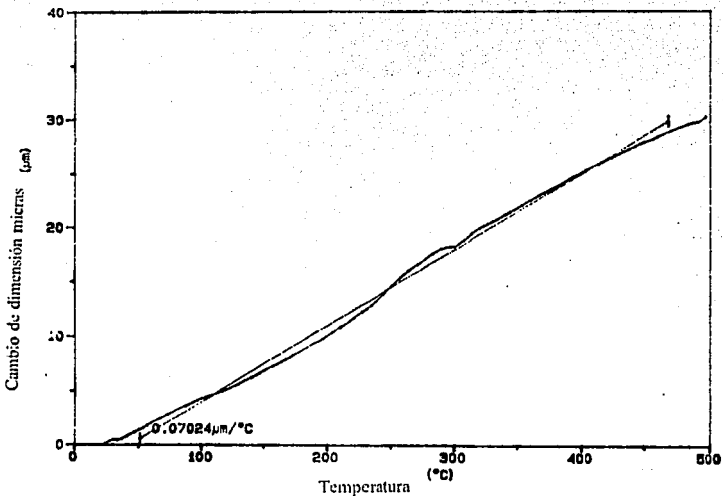


Fig. C3. Gráfica expansión térmica aleación A356 con tratamiento térmico. El cálculo del coeficiente de expansión térmica a partir de las gráficas se presenta en el apéndice C.

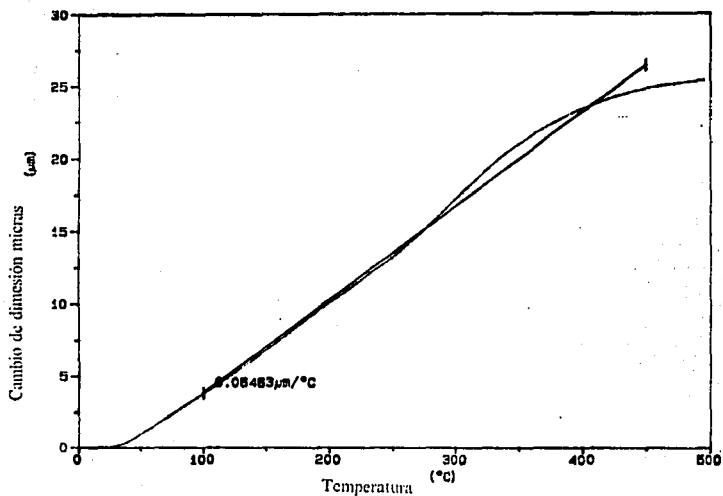


Fig. C4. Gráfica expansión térmica del compuesto sin tratamiento térmico. El cálculo del coeficiente de expansión térmica a partir de las gráficas se presenta en el apéndice C.

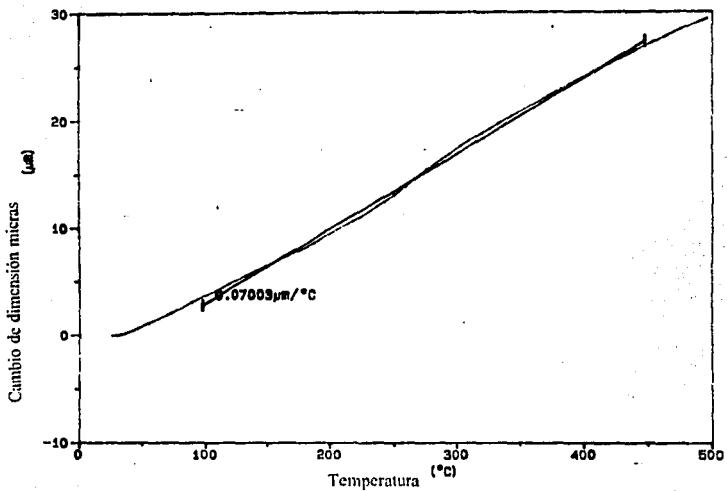


Fig. C5. Gráfica de expansión térmica del compuesto con tratamiento térmico. El cálculo del coeficiente de expansión térmica a partir de las gráficas se presenta en el apéndice C.

La ecuación para determinar el coeficiente de expansión térmica es:

$$\beta_m = \alpha / K l + \beta_{\text{cuarzo}}$$

Donde

β_m = coeficiente de dilatación de la muestra

α = pendiente de la gráfica en cuestión

K = aumento de los valores de la ordenada

l = longitud inicial

β_{cuarzo} = 0.55

Los datos fueron tomados de sus respectivas gráficas.

Para compósito sin tratamiento térmico

$$\beta_m = 0.07024 \mu\text{m}/^\circ\text{C} / (2.2946 \mu\text{m}^{-1} * 2.85099 \text{ E-}3 \mu\text{m}) + 0.55 \mu\text{m}/^\circ\text{C}$$

$$\beta_m = 11.287311 \mu\text{m}/^\circ\text{C}$$

Para el compósito termotratado

$$\beta_m = 0.06463 \mu\text{m}/^\circ\text{C} / (1.46 \mu\text{m}^{-1} * 2.8952 \text{ E-}3 \mu\text{m}) + 0.55 \mu\text{m}/^\circ\text{C}$$

$$\beta_m = 15.8275 \mu\text{m}/^\circ\text{C}$$

Aleación A356 sin tratamiento térmico

$$\beta_m = 0.07003 \mu\text{m}/^\circ\text{C} / (3.084 \mu\text{m}^{-1} * 3.024 \text{ E-}3 \mu\text{m}) + 0.55 \mu\text{m}/^\circ\text{C}$$

$$\beta_m = 8.7635 \mu\text{m}/^\circ\text{C}$$

Aleación A356 con tratamiento térmico

$$\beta_m = 0.08326 \mu\text{m}/^\circ\text{C} / (3.754 \mu\text{m}^{-1} * 3.024 \text{ E-}3 \mu\text{m}) + 0.55 \mu\text{m}/^\circ\text{C}$$

$$\beta_m = 7.8838 \mu\text{m}/^\circ\text{C}$$

BIBLIOGRAFIA

1. **OMNI Continuum.** Dick Teresi. Editorial Diana México D.F. 1988. Primera edición.
2. **Historia de los inventos.** Salvat Editores. Barcelona 1982. Primera edición.
3. **Tratamiento térmico de aleaciones de Aluminio.** ASM Comité. Metals Handbook 9th edición. Vol 10.
4. **D. Apellan, S. Shivkumar, G. Sigworth;** Fundamental Aspects of Heat Treatment of Cast Al-Si-Mg Alloys. AFS Transactions 1989, vol. 97 pp 727-741.
5. **S. Shivkumar, S. Ricci, Jr., B. Steenhoff, D. Apellan, G. Sigworth;** An Experimental study to Optimize the Heat Treatment of A356 Alloy. AFS Transactions 1989, vol. 97 pp 791-810.
6. **M. Shamsuzzoha, L.M. Hogan, J.T. Berry;** Growth crystallography of Eutectic phases in unmodified Al-Si casting alloys. AFS Transactions 1992, vol. 100 pp 619-629
7. **P. Y. Zhu, Q. Y. Liu, T. X. Hou;** Spheroidization of Eutectic Silicon in Al-Si alloys. AFS Transactions 1985, vol. 93 pp 609-614
8. **C. W. Meyers;** Solution heat treatment effects on UTS and uniform elongation in A357 aluminum alloys. AFS Transactions 1986, vol. 94 pp 511-518
9. **Askeland Donald.** La ciencia e ingeniería de los materiales. Grupo editorial Iberoamericana S.A. México D. F. Primera edición 1988.
10. **S. Kumai, J. Hu, Y. Higo, S. Nunomura;** Hardness Characteristics un aged particulate SiC/A356 cast aluminium alloy composites. Scripta Metallurgica et Materialia. 1992 Vol. 27 pp 107-110.

11. L. Salvo, G. L. Espérance, M. Suéry, J. G. Legoux; Interfacial reactions and age hardening in Al-Mg-Si metal matrix composites reinforced with SiC particles. **Materials Science and Engineering A177 (1994) pp 173-183.**
12. L. Salvo, M. Suéry, G. L. Espérance, J. G. Legoux; Influence of particle oxidation and remelted SiC reinforced Al-1% Mg alloys **Materials Science and Engineering A135 (1991) pp 129-133.**
13. P. Appendino, C. Badini, F. Marino, A. Tomasi; 6061 Aluminium alloy-SiC particulate composite: a comparison between aging behaviour in T4 and T6 treatments. **Materials Science and Engineering A135 (1991) pp 275-279.**
14. C. Badini, F. Marino, A. Tomasi; Natural aging characteristics of aluminium alloy 6061 reinforced with SiC whiskers and particles. **Materials Science and Engineering A136 (1991) pp 99-107.**
15. A. Labib, H. Liu, F. H. Samuel; Effect of Remelting, Casting and Heat Treatment on Two Al-Si SiC Particle Composites **AFS Transactions 1992, vol. 100 pp 1033-1041.**
16. F. H. Samuel, A. M. Samuel, H. Liu, 97 th Casting Congress and Castexpo 93 **American Foundrymen's Society.**
17. Duralcan Composite Casting Guidelines, Duralcan USA, San Diego 1992.
18. D. E. Hammond; A Heat Treatment Study on Cast Metal Matrix Composites. **AFS Transactions 1989, vol. 97 pp 887-888.**
19. John D. Verhoeven. **Fundamentos de metalurgia física. Limusa México. Primera edición, 1987.**
20. Thaddeua B. Massalsky. **Metal Binary Alloy Phases Diagrams. Second Edition Vol. 1. The Materials Information Society 1990.**

21. Ternary Alloy. Editado por G. Petzow and G. Effenberg. AMS International. Weinheim Federal Republic of Germany 1993.
22. S. Shivkumar, S. Ricci, Jr., B. Steenhoff, D. Apelian; Influence of Solution Parameters and Simplified Supersaturation Treatments on Tensile Properties of A356 Alloy. AFS Transactions 1990, vol. 98 pp 913-922.
23. J. F. Mondolfo; Aluminum Alloys: Structure and properties, Butterworth and Co., London (1976).
24. S. Shivkumar, C. Keller, D. Apelian; Aging Behavior in Cast Al-Si-Mg Alloys. AFS Transactions 1990, vol. 98 pp 905-91.
25. C. W. Meyers; Solution Heat Treatment Effects in A357 Alloys. AFS Transactions 1985, vol. 93 pp 741-750.
26. R. DasGupta, C. C. Brown, S. Marek; Effect of increased magnesium content on the mechanical properties of sand-cast 319 aluminum alloy. AFS Transactions 1989, vol. 97 pp 245-254.
27. Engineering Metallurgy. Applied physical metallurgy. R. A. Higgins. Fifth edition. Editorial Hodder and Stoughton. London.
28. Gómez Navarrete Raúl. Efecto del contenido de magnesio en el tratamiento térmico de envejecimiento de una aleación A356. Tesis Profesional. Facultad de Química UNAM 1994.
29. Herrera Ramírez Martín. Sustitución del cañón de la pistola HKP7M135 Cal. 9 mm. X19 por un compuesto Al-Si/SiC. Tesis Profesional. Escuela Militar de Ingenieros. Universidad del Ejército y Fuerza Aérea. México. 1994
30. J. W. Martin. Precipitation Hardening. Pergamon Press. First edition. Boston 1968.

31. B. Closet, K. Piria, J. E. Gruzieski; Relation between electrical resistivity and microstructure of heat treated Al-Si-Mg hypoeutectic alloy. AFS Transactions 1985, vol. 93 pp 307-316.
32. B. Closet, R. A. L. Drew, J. E. Gruzieski; Eutectic silicon shape control by in situ measurement of resistivity. AFS Transactions 1986, vol. 94 pp 9-16.
33. R. E. Carty; Foundry experience and variables in casting silicon carbide reinforced aluminum alloy. AFS Transactions 1989, vol. 97 pp 743-746.
34. F. Rana, B. K. Dhindaw, D. M. Stefanescu; Optimization of SiC particle dispersion in aluminum metal-matrix composites. AFS Transactions 1989, vol. 97 pp 255-264.
35. Douglas C. Montgomery. Diseño y Analisis de Experimentos. Editorial Grupo Editorial Iberoamericana. México D.F. 1991.
36. William W. Hines, Douglas C. Montgomery. Probabilidad y Estadística para Ingeniería y Administración. Compañía Editorial Continental S.A. de C.V. México D.F. 1988.
37. Shiwimon M. Engineering Metallurgy. Fifth edition. Editorial Hodder and Stouhton. London. 1987.