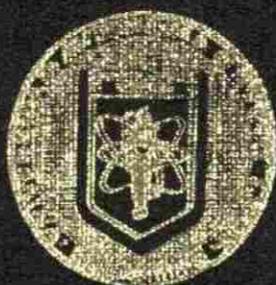


UNIVERSIDAD AUTONOMA DE NUEVO LEON

FACULTAD DE INGENIERIA MECANICA Y ELECTRICA

DIVISION DE ESTUDIOS DE POSTGRADO



DISOLUCION DE LA FASE TETA EN UNA ALEACION AL - SI
CON TRES DIFERENTES CONTENIDOS DE COBRE

TESIS

Que para Obtener el Grado de
Maestro en Ciencias de la Ingeniería Mecánica
con Especialidad en Materiales

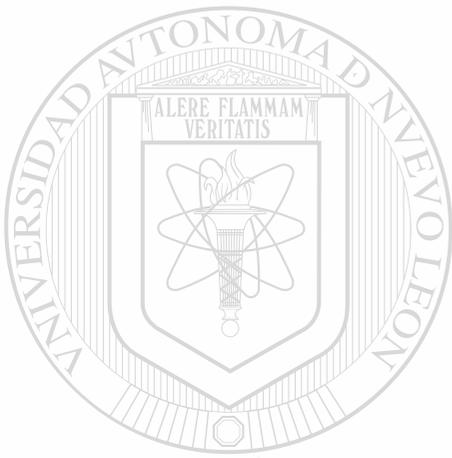
PRESENTA

JORGE ELIAS ALDRETE SORIA

SAN NICOLAS DE LOS GARZA, N.L. ENERO DEL 2002



1020148010



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

UNIVERSIDAD AUTONOMA DE NUEVO LEON

FACULTAD DE INGENIERIA MECANICA Y ELECTRICA

DIVISION DE ESTUDIOS DE POSTGRADO



DISOLUCION DE LA FASE TETA EN UNA ALEACION AL - SI
CON TRES DIFERENTES CONTENIDOS DE COBRE

TESIS UANL

Que para Obtener el Grado de
Maestro en Ciencias de la Ingeniería Mecánica
con Especialidad en Materiales

PRESENTA

JORGE ELIAS ALDRETE SORIA

SAN NICOLAS DE LOS GARZA, N.L. ENERO DEL 2002

970 502

Tra

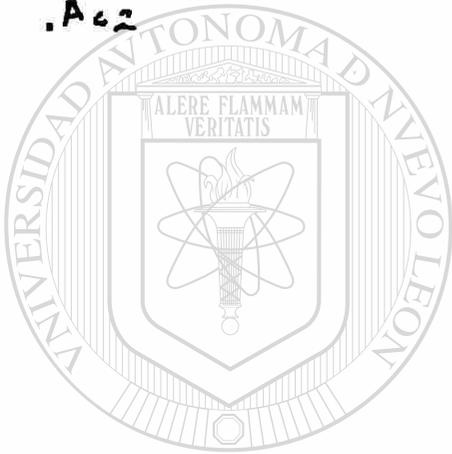
25853

.Ma

.ME

2002

.A62



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

®

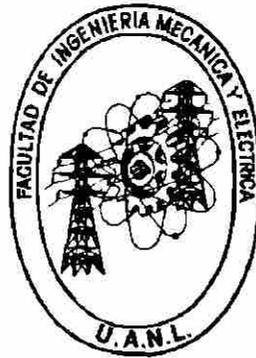
DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS



UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA

DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSTGRADO



**DISOLUCIÓN DE LA FASE TETA EN UNA ALEACIÓN AL – SI
CON TRES DIFERENTES CONTENIDOS DE COBRE.**

TESIS

**QUE PARA OBTENER EL GRADO DE
MAESTRO EN CIENCIAS DE LA INGENIERÍA MECÁNICA**

CON ESPECIALIDAD EN MATERIALES

PRESENTA

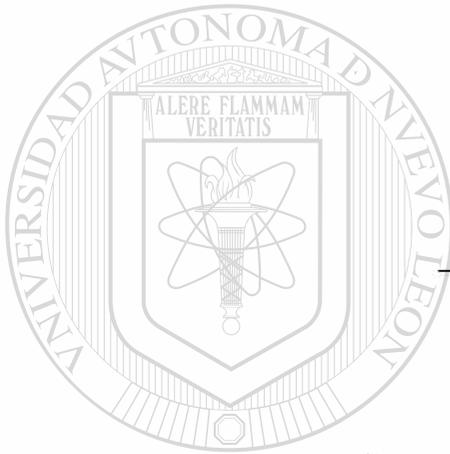
JORGE ELÍAS ALDRETTE SORIA

SAN NICOLÁS DE LOS GARZA, N.L.

ENERO DE 2002

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

Los miembros del comité de tesis recomendamos que la tesis "Disolución de la fase θ en una aleación Al - Si con tres diferentes contenidos de Cu" realizada por el Ing. Jorge Elias Aldrette Soria sea aceptada como opción al grado de Maestro en Ciencias de la Ingeniería Mecánica con especialidad en Materiales.



El comité de Tesis

Asesor

Dr. Ubaldo Ortiz Méndez

Coasesor

Dr. Juan Antonio Aguilar Garib

Coasesor

Dr. Moisés Hinojosa Rivera

Vo. Bo.

M.C. Roberto Villarreal Garza

División de Estudios de Postgrado

San Nicolas de los Garza, N.L., Enero de 2002

DEDICATORIA

A **DIOS** por permitirme vivir y disfrutar de tantos momentos y experiencias a lo largo de mi vida.

A ti, **Letty** mi amada esposa, porque gracias a tu cariño y comprensión he llegado a realizar uno mas de mis anhelos en la vida, que también es el fruto del inmenso amor apoyo y confianza que en mi se deposita, a ustedes mis hijas: **Cindy, Nallely y Ariathna**, por ayudarme a comprender, la difícil posición de ser su padre a la ves que les agradezco por el tiempo no compartido al lado de ustedes por el presente pero que este constituya el ejemplo del legado más grande que pudiera dejarles, y por lo cual viviré eternamente agradecido.

A la memoria de mis queridos padres quienes sembraron en mi la inquietud del constante anhelo de superación y triunfo con su ejemplo, recuerdo madre tu tierna mirada y tus palabras de aliento, animándome a triunfar, de ti padre anhelo tus enseñanzas, consejos y regaños atinados, mi triunfo, también es de ustedes.

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

A todos mis hermanos por su ejemplo y dedicación en cada etapa de su vida
a todos mis sobrinos, primos y demás parientes con quienes nos a tocado fraternizar y aprendido algo en su momento de todos ustedes.

Jorge Elías

AGRADECIMIENTOS

A la Universidad Autónoma de Nuevo León por todo el apoyo brindado a través de su personal del doctorado de ingeniería de materiales de la facultad de ingeniería mecánica y eléctrica.

En especial al Dr. Ubaldo Ortiz Méndez por la asesoría al presente trabajo de tesis así como a los coasesores Drs. Juan Antonio Aguilar Garib y Moisés Hinojosa Rivera, sin olvidar el apoyo incondicional del M.C. Roberto Villarreal Garza, a ustedes gracias por su amistad.

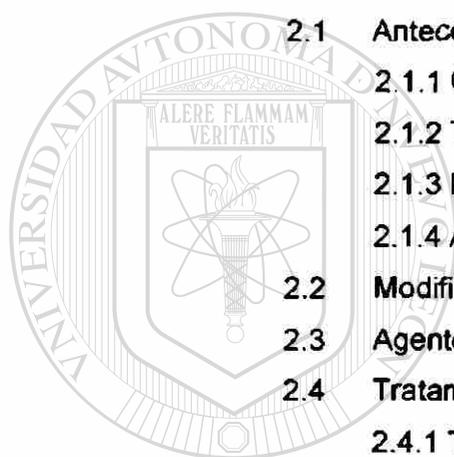
A la empresa NEMAK de México, en especial al Dr. Salvador Valtierra, por las facilidades prestadas en la realización de la presente investigación a usted también Dr. Gracias por su amistad.

A la Corporación Mexicana de Investigación en Materiales (COMIMSA) por el apoyo brindado para la realización de esta maestría y asistencia personal que recibí de mis antiguos compañeros de trabajo.

Muy en especial al Ing. Rene Ríos Zamarrón, por el tiempo y mas dedicado en su momento a este trabajo.

ÍNDICE

Capítulo		Página
1	INTRODUCCIÓN	1
2	LAS ALEACIONES Al - Si	5
2.1	Antecedentes	5
2.1.1	Clasificación de las aleaciones de aluminio.	7
2.1.2	Tipos de aleaciones	13
2.1.3	Efecto de los elementos aleantes	15
2.1.4	Aleación Al - Si tipo A 319.	20
2.2	Modificación.	23
2.3	Agentes de modificación.	27
2.4	Tratamiento térmico.	31
2.4.1	Tratamiento térmico de la aleación AL-Si tipo 319	34
2.4.1.1.	Tratamiento de solubilización.	36
2.4.1.2.	Solubilizado.	37
2.4.1.3.	Envejecido.	39
3	PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL	41
3.1	Generalidades	41
3.2	Descripción de las muestras.	41
3.2.1	Análisis químico.	43
3.2.2	Tratamiento térmico	43
3.3	Preparación de las muestras para su observación	47
3.3.1	Introducción.	47



3.3.2	Toma de muestras.	48
3.3.3	Corte y montaje	48
3.3.4	Desbaste y pulido de muestras	49
3.4	Ataque de las probetas para su examen.	50
3.4.1	Introducción	50
3.4.2	Reactivos de ataque	51
3.5	Caracterización microestructural de la aleación	53
3.5.1	Microscopía óptica.	53
3.5.2	Microscopía Electrónica de Barrido	54
4	RESULTADOS Y DISCUSIÓN	55
4.1	4.1 Análisis Metalográfico.	55
4.2	4.2 Microscopía Electrónica de Barrido	65
5	CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES	73
	Conclusiones	73
	Recomendaciones.	74

REFERENCIAS	79
-------------	----

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

VITAE



RESUMEN

El objetivo de este trabajo es analizar el efecto de la composición química y el tiempo en la transformación térmica de la precipitación de Cu Al_2 (fase θ) en la aleación de aluminio silicio tipo A 319 con tres contenidos de Cu.

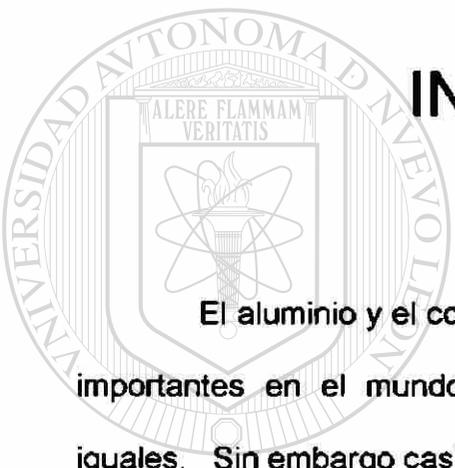
Para tal efecto se evaluaron metalográficamente 72 muestras, 24 de cada aleación. El factor químico se presenta variando solamente el contenido de Cu, Los tratamientos térmicos se llevaron acabo a dos temperaturas por juego de muestras diferentes. El envejecido se realizó a tres temperaturas a un solo tiempo.

Se efectuaron análisis metalograficos correspondientes que fueron corroborados por análisis de microscopia electrónica de barrido.

Se encontró que a bajos contenidos de cobre 1.16 % en peso el precipitado de Al_2Cu no se presenta segregado no así para las muestras con un contenido mayores de 2 % el tamaño de grano en estas muestras es mayor y se presenta la fase teta de manera libre.

CAPITULO 1

INTRODUCCIÓN



El aluminio y el cobre son los metales no ferrosos comercialmente más importantes en el mundo y se producen en cantidades aproximadamente iguales. Sin embargo casi las tres cuartas partes de todo el cobre producido se

utiliza para conductores eléctricos, por lo cual el aluminio queda como el metal no ferroso más importante para uso estructural. En muchos lugares existen grandes depósitos de mineral, pero el proceso de reducción más económico desarrollado hasta ahora requiere de 17.6 Kilowatts hora de energía eléctrica por cada kilogramo de metal refinado. Aun así, los únicos metales más baratos, con base en peso, son el plomo, el zinc y el hierro. El plomo se utiliza muy poco como metal estructural y el zinc esta limitado principalmente a las aplicaciones de baja resistencia. Dado el punto de vista del volumen, solo el hierro es más barato.

Una de las desventajas al utilizar las aleaciones de aluminio – silicio, tiene que ver con la acicularidad de las fases que forman este interdendrítico que provoca el silicio, y que da origen a la formación de grietas, lo cual trae como consecuencia la disminución de las propiedades mecánicas de la aleación. Con la finalidad de mejorar estas propiedades, se han utilizado modificadores, como el estroncio y refinadores, como el titanio, durante el vaciado. El estroncio es conocido como promotor de transformación de las placas del silicio eutéctico a la forma de puntas redondeadas. El titanio en las aleaciones hipereutécticas no tiene un efecto significativo pero aumenta un poco la ductilidad. (1)

El aluminio puro se lamina fácilmente hasta hojas muy delgadas se puede estampar y prensar. Como material de construcción se emplea en estructuras ornamentales, las contraventanas y láminas constituyen excelentes

aislantes, se utiliza también en reactores nucleares a baja temperatura porque absorbe relativamente pocos neutrones, con el frío se hace más resistente, por lo que es utilizado en sistemas criogénicos, se puede preparar una amplia gama de aleaciones para recubrimientos y forjadas que proporcionan al metal más resistencia mecánica, a la corrosión o a temperaturas elevadas. Algunas de las nuevas aleaciones se pueden utilizar como planchas de blindaje de tanques y vehículos militares, o simplemente en la industria automotriz en el motor de combustión interna.

Existen dos tipos de aleaciones de aluminio.

Las deformables que no se endurecen por tratamiento térmico.

Se basan en aluminio, manganeso y magnesio. Poseen poca solidez, alta plasticidad y se emplean para piezas fabricadas por estampado en frío de embutido profundo. También se pueden fabricar piezas que experimentan la acción de medios corrosivos (conductos, vidrieras de colores, puertas, marcos de ventanas y tanques, por mencionar algunos).

Las deformables que se endurecen por tratamiento térmico.

Este tipo de aleaciones son esencialmente bifásicas (solución sólida a base de aluminio y fase sólida en exceso), como resultado del tratamiento térmico. Estas obtienen altas propiedades mecánicas, mediante un tratamiento que consta de solubilizado y envejecido, el cual consiste en mantener la aleación a temperatura ambiente durante unos cuantos días (envejecido natural), o unas cuantas horas a temperaturas elevadas (envejecido artificial).

Este tipo de aleaciones son el objeto de estudio del presente trabajo, muestran una estructura bifásica $\alpha + \theta$ (Cu Al_2) Si esta aleación se calienta

entre 480 y 495° C los precipitados de Cu Al_2 (fase θ) se disuelven en el aluminio y la aleación que se obtiene será de estructura monofásica de solución sólida α .

En este trabajo de investigación se estudia el efecto de la composición química y el tiempo en la transformación térmica de la precipitación de Cu Al_2 (fase θ) en la aleación de aluminio silicio tipo A319.

Así en este estudio se cuantifica la disolución de la fase θ provocada por tratamiento térmico, en la aleación A 319 con tres contenidos de Cu.

Para tal efecto se evaluaron metalográficamente 72 muestras, 24 de cada aleación. El factor químico se presenta variando solamente el contenido de Cu, Los tratamientos térmicos se llevaron acabo a dos temperaturas por juego de muestras diferentes. El envejecido se realizó a tres temperaturas a un solo tiempo.

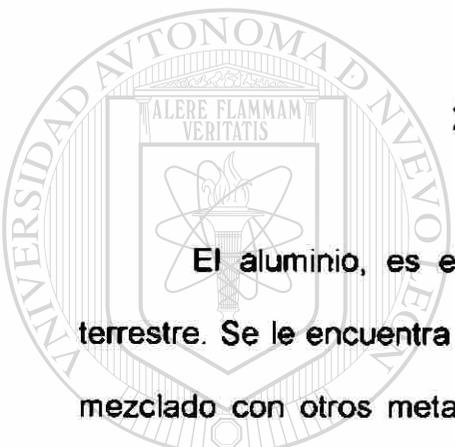
DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

Este estudio revela también que la modificación de la fase eutéctica rica en silicio ejerce un papel determinante en las propiedades mecánicas y que el tiempo de solubilizado permite que el grano tienda a crecer y a homogenizarse.

CAPITULO 2

LAS ALEACIONES Al – Si

2.1.- ANTECEDENTES.



El aluminio, es el elemento metálico más abundante en la corteza terrestre. Se le encuentra normalmente en forma de silicato de aluminio puro o mezclado con otros metales como sodio, potasio, hierro, calcio y magnesio, pero nunca libre. Su número atómico es 13 en la tabla periódica. En 1825 fue aislado por primera vez a partir de una amalgama de potasio y cloruro de aluminio por Hans Christian O., pero no fue sino hasta 1886 cuando Charles Martín Hall en Estados Unidos y Paul L. Héroult en Francia descubrieron por separado y casi simultáneamente que el óxido de aluminio o alúmina se disuelve en criolita fundida ($\text{Na}_3 \text{Al F}_6$) pudiendo ser descompuesta electrolíticamente para obtener el metal fundido en bruto. A este proceso se le denomina Hall-Héroult y sigue siendo hasta la actualidad el principal método para la producción comercial de este metal. (1)

El proceso Hall-Heroult, se basa en que el óxido de aluminio o alúmina se disuelve en criolita fundida (Na_3AlF_6), pudiendo esto ser descompuesta electrolíticamente para obtener el metal. Este producto se puede fundir en un horno de arco de acción directa en el cual el calentamiento se obtiene por la acción del arco voltaico. La carga se calienta y funde por: radiación, por el paso de la corriente a través de la carga e indirectamente, por el calor irradiado por la cubierta del horno. (1,2)

El aluminio puro es un metal plateado muy ligero. Su masa atómica es 26.9825, su punto de fusión es de 660°C , su punto de ebullición es a $2,467^\circ\text{C}$, su densidad es 2.72 gr / cm^3 , y muy alta conductividad eléctrica y térmica. La electroconductividad en el metal puro es de $34.10^4\ \Omega^{-1} \cdot \text{cm}^{-1}$, es muy electropositivo y reactivo. Al contacto con el aire se cubre rápidamente con una capa dura y transparente de óxido de aluminio que resiste la acción posterior corrosiva del aire. Reduce a muchos compuestos metálicos a sus metales básicos. Las aleaciones de aluminio tienen resistencia a la tensión que varía de 83 a 550 MPa. Estos valores se comparan muy favorablemente con otras aleaciones no ferrosas y con muchos aceros. (1,2,3)

Entre los compuestos de aluminio más importantes están el óxido, hidróxido, el sulfato y sulfato mixto. El óxido de aluminio es anfótero, muchas gemas (el rubí y el zafiro) son principalmente óxido de aluminio cristalino.

El aluminio adopta una red cristalina cúbica de cara centrada con un parámetro donde $\alpha = 4.0413 \text{ \AA}$. Deformado y recocido posee alta ductilidad $\delta = 35$ a 40% , su dureza de 25 HB . (1,4 y5)

En volumen, el aluminio pesa menos que $1/3$ del acero. Debido a su elevada proporción resistencia - peso es muy útil en la construcción de aviones, vagones de ferrocarril y automóviles, así como de otras aplicaciones en las que es muy importante la conservación de la energía. Por su elevada conductividad térmica, se emplea en utensilios de cocina, y en otras partes de motor de combustión interna como pistones, motores, manifoles. Un alambre de aluminio de conductividad comparable a uno de cobre es más grueso pero sigue siendo más ligero que el de cobre, el peso tiene mucha importancia en la transmisión de electricidad en alto voltaje a larga distancia. (1,2, y3)

Para la elaboración de dichas piezas existe gran variedad de procesos de manufactura como el vaciado por gravedad en moldes de arena, moldes permanentes, moldes semipermanente, vaciado a alta presión en cámara fría, a la cera perdida, por centrifugado y moldes cerámicos. (5 y6)

2.1.1. Clasificación de las aleaciones de aluminio.

Para el aluminio se han desarrollado diversos sistemas de aleación clasificando los diferentes productos.

En el caso de la fundición se consideran básicamente los sistemas;

- a).- Al - Cu
- b).- Al – Cu – Si. , Al – Si – Mg.
- c).- Al – Si.
- d).- Al – Mg.
- e).- Al – Zn.
- f).- Al – Sn.

La nomenclatura de las principales aleaciones de aluminio, ha sido designada por la Aluminum Association.⁽⁸⁾

Generalmente las aleaciones de aluminio se clasifican según se producen para fundición o trabajado mecánico posterior, en tanto la

composición designa por cuatro dígitos que indican las principales impurezas y en algunos casos el nivel de pureza del metal.^(8 y 10)

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

La designación del aluminio forjado y de estas aleaciones fue estandarizada por The Aluminum Association en 1954. Esta consta de un sistema de numeración de cuatro dígitos. El primero nos indica el grupo de aleación, el segundo, señala el cambio de la aleación original o límites de las impurezas; el cero se usa para la aleación original y los enteros del 1 al 9 indican las modificaciones de la aleación. Así el grupo 1XXX es para un mínimo de pureza del 99 %. Los dos dígitos a la derecha del punto decimal indican el

porcentaje de pureza. Así el 1060 indica un material de 99.60% mínimo de pureza de aluminio y ningún control especial sobre las impurezas individuales.

La tabla 1 muestra los grupos del 2XXX a los 8XXX, los últimos dígitos sirven solo para identificar las diferentes aleaciones en el grupo.

Tabla 1

Sistema de nomenclatura para las aleaciones de aluminio.⁽⁸⁾

Identificación	Principales Elementos De Aleación.
1xxx	Ninguno ($\geq 99.00\%$ Al)
2xxx	Cu
3xxx	Mn
4xxx	Si.
5xxx	Mg.
6xxx	Mg y Si,
7xxx	Zn.
8xxx	Otros elementos.

Una de las áreas más activas de desarrollo en la metalurgia del aluminio es la serie 8XXX en la cual se incluye el litio como elemento aleante principal (esta aleación proporciona baja densidad y un alto incremento en la rigidez).

Designación del tratamiento térmico.

Esta designación sigue a la de la aleación y se halla separada de esta por un guión. The Aluminium Association Temper Designation System la adopta en 1948 para el aluminio y aleaciones de aluminio forjadas y fundidas. Se basa en las secuencias de los tratamientos básicos utilizados para los diversos temple. El sistema consta de una letra que indica el temple básico. Excepto para los temple en condición de recocido y aquellos en condición de vaciado sin tratamiento térmico se define mas específicamente por la adición de uno o más dígitos. Los temple básicos son cuatro:

F : Condición de vaciado.
mecánicas.

No hay garantía de propiedades

O : Recocido, recristalizado.
los productos de aleación forjados.

Es la condición más suave de

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

H : Endurecido por deformación. Se aplica a productos susceptibles de incrementar sus propiedades mecánicas mediante el trabajado en frío solamente.

W : Tratamiento térmico de solución. Es una condición inestable que se aplica solo a aleaciones que envejecen espontáneamente a temperatura ambiente, después del tratamiento térmico de solución.

Esta designación es específica, sólo cuando se indica el período de envejecimiento.

T : Tratado térmicamente. Se aplica a productos tratados térmicamente, con o sin endurecimiento por deformación suplementario, para producir condiciones estables. (6,8 y 9)

En la tabla 2 se resume el sistema de nomenclatura de templado para las aleaciones de aluminio.



Tabla 2

Sistema de nomenclatura de templado para aleaciones de aluminio. (6,8 y 9)

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

Designación

Descripción

Designación	Descripción
F	De vaciado
O	Recocido.
H1	Solo endurecido por deformación.
H2	Endurecido por deformación y parcialmente recocido.
H3	Endurecido por deformación y estabilizado (propiedades mecánicas estabilizadas por TT a baja temperatura).
T1	Enfriado a partir de un proceso de moldeado a temperatura elevada, y naturalmente envejecido a una condición estable.

TABLA 2 (continúa)

T2	Enfriado a partir de un proceso de moldeado a temperatura elevada, trabaja en frío y envejecido naturalmente a una condición sustancialmente estable.
T3	Tratado térmicamente a solución y luego trabajada en frío y envejecida naturalmente a una condición sustancialmente estable.
T4	Tratado térmicamente a solución y envejecido en forma natural hasta una condición estable.
T5	Solo envejecido artificial. Se aplica a productos envejecidos artificialmente después de un proceso de fabricación en alta temperatura, seguido por un enfriamiento rápido.
T6	Tratado térmicamente y en solución luego envejecidos artificialmente.
T7	Tratado térmicamente y en solución luego estabilizados; se aplica a productos en que las condiciones de temperatura y tiempo para estabilización son tales que la aleación se lleva mas allá de la dureza máxima.
T8	Tratado térmicamente en solución, trabajado en frío y luego envejecida en forma artificial.
T9	Tratado térmicamente en solución, envejecido artificialmente y luego trabajado en frío.
T10	Envejecido artificialmente y luego trabajado en frío, igual que en la T5.

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

Cuando surge alguna aleación nueva pero con una composición semejante a una de las ya existentes, esta se clasifica colocándole una letra al principio del numero que la identifica. Como ejemplo podemos presentar la aleación, A 316 X, que describimos a continuación;

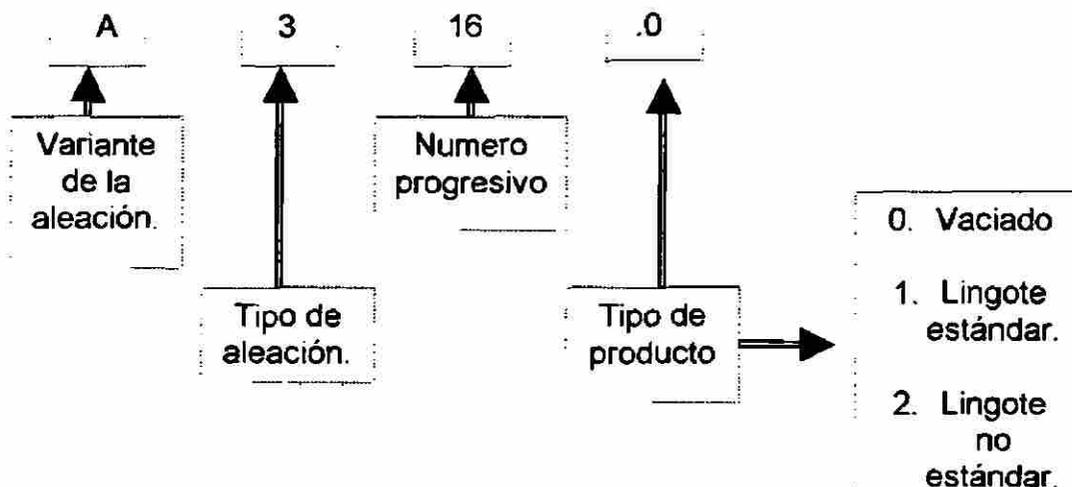


Figura 1. Variante de clasificación con letra para aleaciones similares.

2.1.2.- Tipos de aleaciones.

Como describimos anteriormente existen varios tipos de aleaciones con otros metales y el aluminio como base. Dentro el sistema de aleaciones posibles existe la del Al – Si que constituye aproximadamente el 90% del total de los productos vaciados de aluminio. De la combinación del eutéctico de Al – Si y de elementos aleantes surgen las excelentes propiedades de fundición como son: resistencia a la corrosión, maquinabilidad y soldabilidad.

Para mejorar aún las propiedades de la aleación se realizan durante la fusión o durante su proceso mecánico tratamientos para reducir al máximo las inclusiones y el contenido de hidrógeno, agregan aleantes que proporcionan mejor resistencia mecánica. Se refina el grano con nucleadores como el Ti y B.

Se modifica la acicularidad del eutéctico Al – Si con estroncio, reduciendo el espaciamiento dendrítico secundario cambiando la rapidez de solidificación y propiciando la formación de compuestos intermetálicos a través de un tratamiento térmico. (8y8)

Dependiendo de los contenidos de Si, este sistema se subdivide en;

Aleaciones hipoeutécticas que contienen del 5 a 11% de silicio. El aluminio solidifica formando una malla dendrítica en la que el eutéctico de Al – Si precipita interdendríticamente. (Figura 2)

Aleaciones eutécticas con contenidos del 11 a 13% de silicio, en donde la estructura final es completamente eutéctica. (Figura 2)

Aleaciones hipereutécticas con 13 a 20% de silicio. En ésta la relación primaria de solidificación involucra la precipitación de partículas de Si hasta que la temperatura eutéctica se alcanza y el líquido remanente forma el eutéctico característico. (Figura 2)

Este trabajo se centra en las aleaciones hipoeutécticas (7.0 – 7.5 % Si) de las cuales en su momento se comentará de los efectos de los tratamientos en estado líquido, su solidificación y de los efectos en sus propiedades.

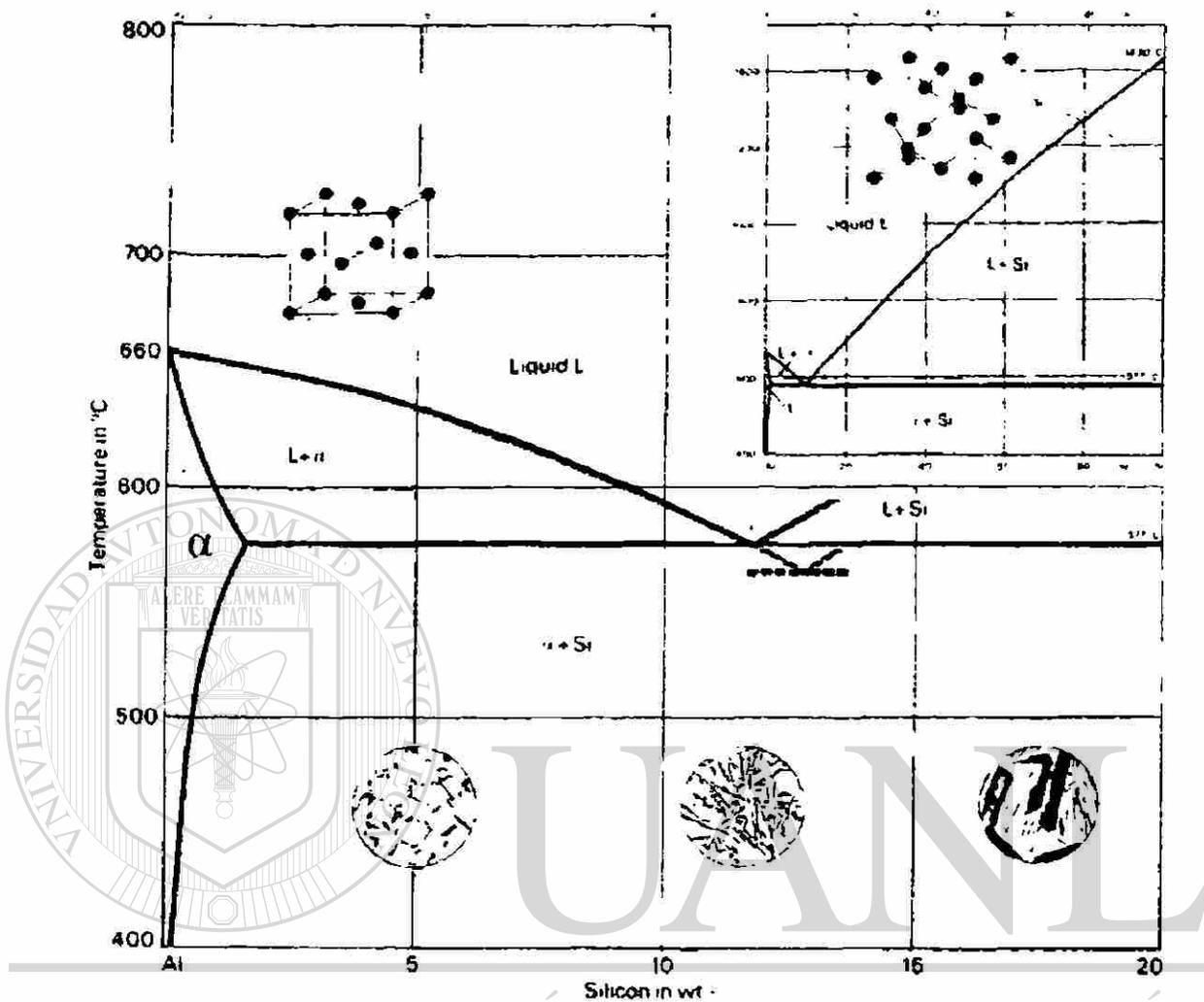


Figura 2 Diagrama de equilibrio del Al – Si ⁽¹⁴⁾

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

2.1.3.- Efecto de los elementos aleantes.

A continuación describiremos algunos de los efectos que le proporcionan los elementos de aleación en las propiedades de las aleaciones de aluminio.⁽⁸⁾

Las aleaciones se producen por diferentes fases (que son las que se forman en las aleaciones metálicas), éstas pueden ser de tres tipos; soluciones sólidas, compuestos químicos y metálicos. Todos los elementos tienen diferente solubilidad en el aluminio y esto depende de factores como el tamaño atómico de los elementos involucrados, espacio intersticial (del aluminio) y la temperatura de solubilizado. En la tabla 3 se presenta la solubilidad máxima de algunos elementos en el aluminio.

Tabla 3

Tabla de solubilidad máxima en el aluminio de algunos elementos de aleación.

Elemento	Temperatura (°C)	Solubilidad Máxima (% Peso)
Cadmio	649	0.40
Cobalto	657	0.02
Cobre	548	5.65
Cromo	661	0.77
Hierro	665	0.05
Litio	600	4.20
Magnesio	450	17.40
Manganeso	685	1.82
Níquel	640	0.04
Silicio	577	1.65
Plata	566	55.60
Estaño	228	-0.06
Titanio	665	-1.30
Vanadio	661	-0.40
Zinc	443	70.00

Cada elemento en particular tiene propiedades típicas que al ser combinados con el metal base, éste adquiere en proporción las propiedades del aleante. A continuación describiremos algunas de las que le proporciona al aluminio cada elemento aleante en particular.

Silicio.

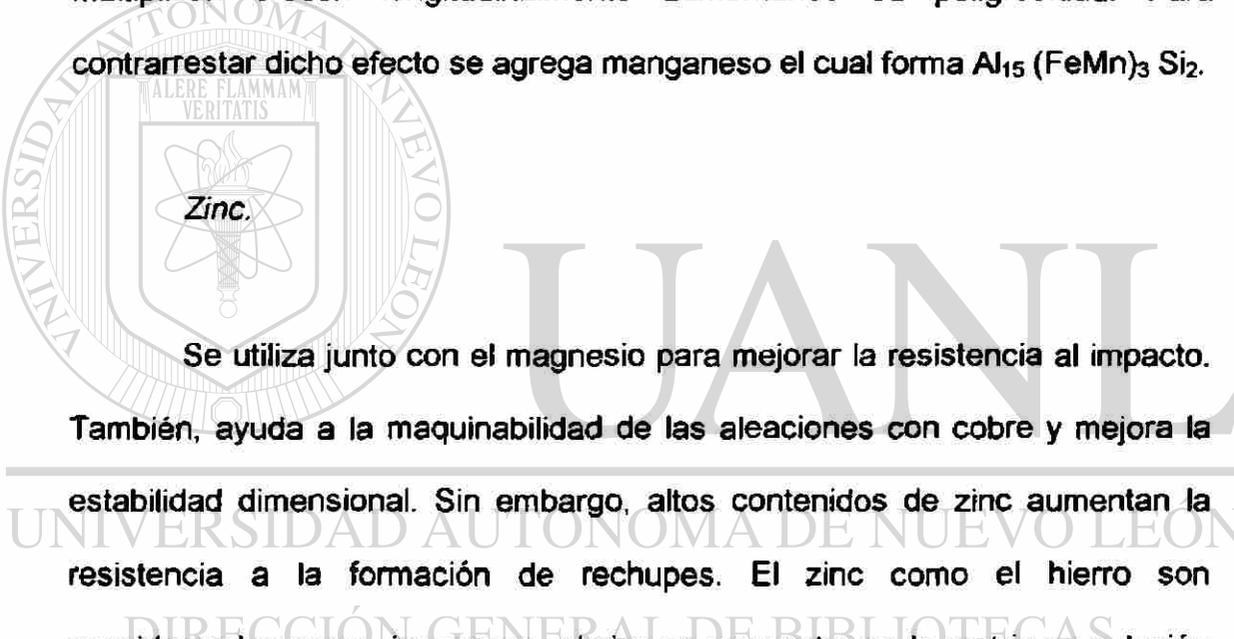
Mejora la fluidez del aluminio, la resistencia a la corrosión, las propiedades mecánicas, la resistencia al alargamiento en caliente y al desgaste; disminuye la expansión térmica y la maquinabilidad. El silicio es perjudicial para la capacidad de maquinado, la ductilidad y la facilidad de trabajo de las aleaciones forjadas.

Cobre.

Aumenta las propiedades mecánicas como; la dureza, la resistencia a la tracción y la maquinabilidad. Además hace a la aleación tratable térmicamente formando un sistema de aleación que puede endurecerse por envejecimiento. Reduce la contracción, la fluidez, el agrietamiento en caliente y la resistencia a la corrosión. Los efectos de daño se minimizan con tratamientos adecuados de solución y precipitación. Para contenidos de 4 a 6% de cobre se mejora mucho la respuesta al tratamiento térmico.

Hierro.

Es uno de los elementos más dañinos para el aluminio ya que por su afinidad con el silicio y aluminio tiende a formar precipitados, como la fase Al_5FeSi que tiene una morfología acicular de alta dureza. Esta fase provoca fragilidad en la aleación además de poseer baja adhesión con la matriz. Para contenidos mayores del 0.7 % de hierro las agujas u hojuelas de hierro no se multiplican crecen longitudinalmente aumentando su peligrosidad. Para contrarrestar dicho efecto se agrega manganeso el cual forma $Al_{15}(FeMn)_3Si_2$.



Zinc.

Se utiliza junto con el magnesio para mejorar la resistencia al impacto. También, ayuda a la maquinabilidad de las aleaciones con cobre y mejora la estabilidad dimensional. Sin embargo, altos contenidos de zinc aumentan la resistencia a la formación de rechupes. El zinc como el hierro son considerados como impurezas, el zinc se encuentra en la matriz en solución sólida o como partículas intermetálicas.

Manganeso.

Disminuye el efecto del hierro con la formación de las fases de $Al(Mn, Fe)Si$ que presenta la morfología compacta tipo escritura china que impide al Fe formar su fase $AlFeSi$, mejorando así la resistencia mecánica y la ductilidad

de la aleación. Sin embargo, el manganeso es considerado como una impureza en aleaciones para fundiciones y es controlado a niveles bajos.

Níquel.

Aumenta la estabilidad dimensional y la resistencia en caliente, también endurece. Generalmente es usado con el cobre para aumentar las propiedades a elevadas temperaturas y es controlado a niveles bajos. Sin embargo en altos contenidos aumenta la posibilidad de formación de rechupes.

Titanio.

Se utiliza para refinar el grano por lo tanto mejora las propiedades mecánicas. En combinación con el boro (TiB) y en concentraciones mayores, que las necesarias para refinar el grano reduce la tendencia al agrietamiento en caliente.

Cromo.

También se utiliza como refinador de grano y para mejorar la resistencia a la corrosión aumentando la resistencia a altas temperaturas.

Magnesio.

Provoca la susceptibilidad al tratamiento térmico de la aleación y le aumenta la resistencia mecánica (dureza). Además el magnesio tiende a formar escoria y óxido, disminuye la fluidez, mejora la resistencia a la corrosión y forma una aleación de magnesio y silicio que se puede endurecer por envejecimiento. Sin embargo, contenidos mayores del 0.3% propician la formación de Mg Si, que disminuye la resistencia a la tensión. En estudios realizados sobre la disolución y fusión de la fase $Al_2 Cu$ en las aleaciones Al-Si durante el tratamiento térmico de solubilizado, se encontró, que la disolución del eutéctico (Al+AlCu) se lleva a cabo a temperaturas cercanas a la temperatura de solidificación de la aleación, es decir a $580^{\circ}C$ por lo que la cinética de disolución se acelera con el incremento en la temperatura de solubilizado ($505-515^{\circ} C$).

Estroncio.

Es utilizado como modificador de la fase eutéctica Al-Si. En contenidos altos puede ocasionar porosidad en la fundición especialmente en secciones gruesas con solidificación lenta.

2.1.4.- Aleación Al- Si tipo A319.

Pertenece a la serie de 3XX.X, por su contenido de cobre es tratable térmicamente. El proceso de colada es en molde de arena y permanente en la siguiente tabla se presenta la composición química típica.

Tabla 4

Composición química típica de la aleación A 319.⁽⁸⁾

ELEMENTO	PORCENTAJE
Si	5.50- 6.50
Cu	3.00-4.00
Fe	1.00 Max.
Zn	1.00Max.
Mn	0.50 Max.
Ni	0.35 Max
Ti	0.25 Max
Mg	0.10 Max

Este tipo de aleación es usado en la industria automotriz y es subdividida en; no tratables y tratables térmicamente. Las tratables térmicamente pueden incrementar su dureza y resistencia mecánica, con el fin de mejorar la maquinabilidad y estabilidad dimensional para las condiciones de servicio diseñadas mediante la aplicación del tratamiento apropiado. Generalmente se emplea para la elaboración de cabezas automotrices, múltiples de admisión y

de escape, tapas de puntería así como en la fabricación de bloques de motor. En todas las piezas de esta aleación se requieren de buenas propiedades mecánicas que son obtenidas desde el proceso de fusión y vaciado como se muestra en la tabla 5.

Tabla 5

Propiedades mecánicas típicas de la aleación Al-Si A 319.

Condición de la pieza	Dureza (HB) *	Elongación (%)	Resistencia al corte		Resistencia a la tensión		Esfuerzo a la cadencia	
			Mpa	ksi	MPa	ksi	MPa	Ksi
MOLDE DE ARENA Condición de vaciado tratamiento T6	70	2.0	150	22	185	27	125	18
	80	2.0	200	29	250	36	165	24
MOLDE PERMANENTE								
Condición de vaciado tratamiento T6	85	2.5	165	24	235	34	130	19
	95	3.0	185	27	280	40	185	27

* La dureza se evalúa con bola de 10 mm de diámetro y 500 Kg de carga.

Un factor importante en la fabricación de estas piezas automotrices es el uso de material reciclable lo cual disminuye en gran parte los costos de elaboración de éstas. Como se puede apreciar en el diagrama binario Al – Cu (figura 3) la temperatura de fusión de esta aleación se encuentra alrededor de los 605° C y la de vaciado de 675 – 790° C. Las temperaturas de tratamiento se

encuentran entre los 500 y 505° C y los tiempos de 8 a 12 horas dependiendo del tipo de moldeo para después ser enfriado en agua a 90° C. De requerirse un grado de temple T4 se aconseja un envejecido natural a las piezas a temperatura ambiente durante 10 horas.⁽¹³⁾

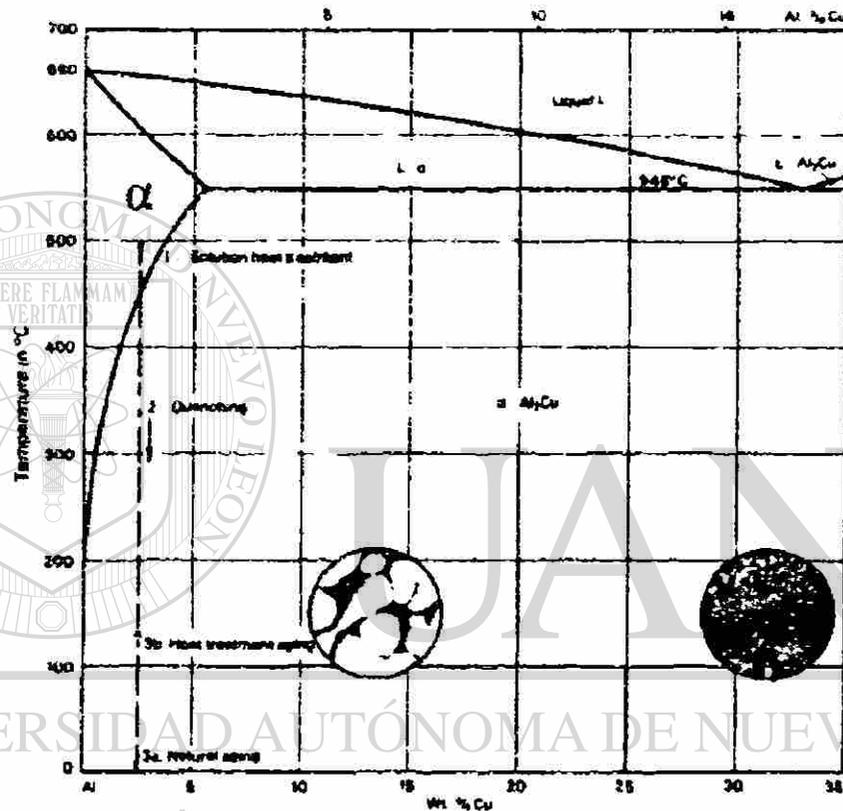


Figura # 3. - Diagrama binario de Al – Cu.

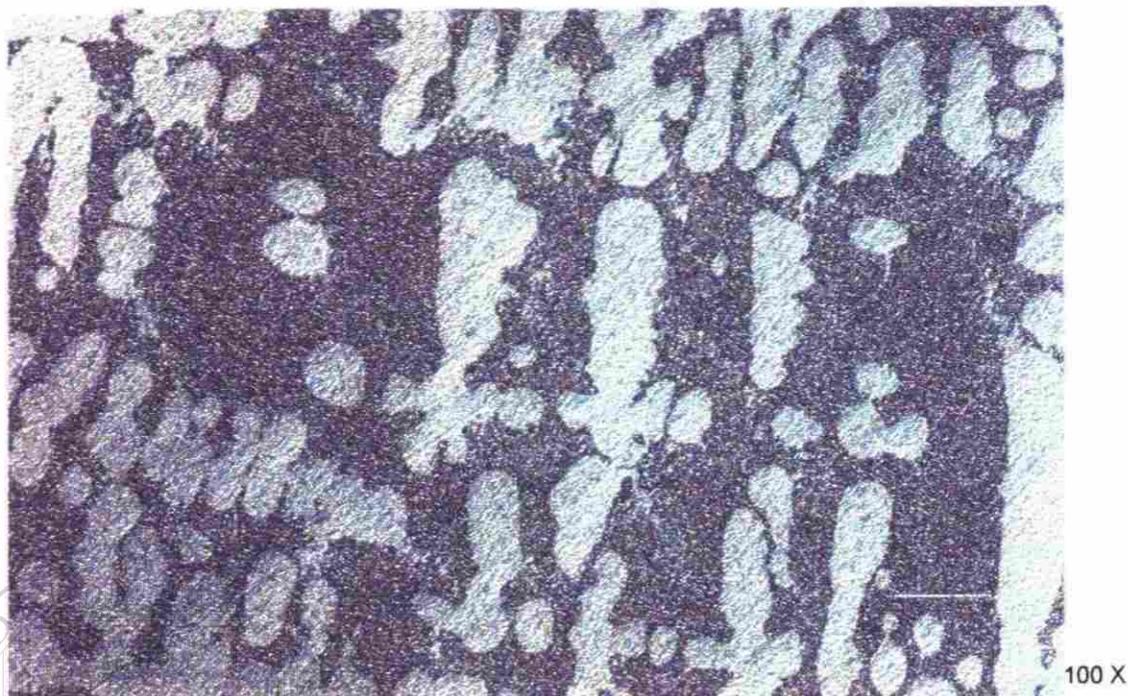
2.2.- Modificación.

Las aleaciones de Al –Si presentan una gran desventaja al solidificar, la parte eutéctica rica en silicio presenta acicularidad (estructura en forma de agujas que propicia bajas propiedades mecánicas. Estas propiedades

se mejoran modificando la fase eutéctica rica en silicio, agregando sodio o estroncio durante el vaciado. Logrando transformar lo acicular del eutéctico a una forma de fibra cerrada haciendo que los átomos de sodio y / o estroncio distorsione la red provocando maclas que precisamente estas modifiquen grandemente las propiedades de la aleación. Se puede apreciar en las fotografías 1 y 2.



Fotografía 1. Partículas de silicio, (pequeñas agujas angulares orientadas al azar) en la matriz de aluminio, *no modificado*, (ataque HF 5%).



Fotografía 2. Misma aleación pero se observa que la fase rica en silicio (de color gris) presenta una morfología, redondeada y más fina que la anterior.

Desde 1921 Aladar Pacz, descubrió que si las aleaciones de aluminio se trataban con fluoruros alcalinos estas incrementaban su ductilidad y maquinabilidad.

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

El proceso de modificación ha sido muy conocido desde hace tiempo, pero no era tan popular como hoy en día. Pocas eran las empresas dedicadas a la fundición de aluminio y mucho menos la demanda de piezas de alta calidad que involucrara la modificación. No existía investigación de cómo ocurría. Para los sesenta se inició la investigación científica tratando de explicar como ocurre y porqué.

La tecnología de la modificación ha avanzado mucho en los últimos 25 años como un proceso cada vez más importante en la industria. A la fecha se han desarrollado y utilizado nuevos modificadores como son el Ba, Sr, Eu, Ca, Yb, La, Ce, Pr, y el Nd. Además de lo anterior mencionado también se ha estudiado la interacción de éstos con los tratamientos térmicos y la rapidez de solidificación para incrementar la eficiencia de la modificación y disminuir los costos de operación.

A la fecha no está determinado cuál es el mecanismo por el cuál ocurre la modificación del eutéctico de silicio. Y aún cuando no es el propósito o finalidad del presente trabajo se considera importante comentar algunos de los mecanismos propuestos.

Mecanismo propuesto por Crosley y Mondolfo.

Estos autores proponen un modelo físico de nucleación y uno de crecimiento. Para el de nucleación hablan de las temperaturas de nucleación heterogéneas para varias fases en la región del eutéctico del diagrama de fases Al - Si. En tanto para el de crecimiento se propone que la morfología de la interfase sólido - líquido que no esta modificada permite que el silicio precipite y continúe creciendo delante del aluminio presentando formas alargadas. Con la adición de un modificador la morfología de la interfase cambia ya que el aluminio encierra o envuelve al silicio provocando una forma redondeada.

Mecanismo de L.M. Hogan y M. Shamsuzzoha.

Se basa en observaciones cristalográficas para explicar el modo de crecimiento del eutéctico de Al – Si sin modificar tratadas mediante un agente modificador (Na, Sr, Sb,...,), y teniendo además, como variable la velocidad de crecimiento.

En la aleación sin modificar el eutéctico de silicio solidifica en los planos de maclado $\{ 111 \}$ en una dirección $\langle 112 \rangle$ y cuando existe la sucesión de planos de maclado existe un desplazamiento a un ángulo del crecimiento de estos.

Es frecuente que con la modificación la ocurrencia de los planos de maclado no suceda en un eje zonal por lo que su morfología se analiza en tres dimensiones.

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

Mecanismo propuesto por Shu-Zu y A. Hellawel.

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

Ellos sugieren que el átomo del modificador genera distorsión de la red, lo cual forma planos de maclado en los que se modifica la energía del sistema a través de una estructura modificada.

2.3. - AGENTES DE MODIFICACION.

Modificadores.

La modificación del eutéctico depende de la naturaleza del mismo, de su fracción en volumen y de las propiedades del compuesto ternario formado con el elemento modificador. Los elementos modificadores del eutéctico Al – Si básicamente son aquellos que guardan una relación de radio atómico con el silicio $r / r_{Si} = 1.55 - 1.85$, donde de acuerdo a datos experimentales la relación ideal es de 1.65. Los elementos modificadores usados básicamente se enlistan en la tabla 6.

Tabla 6

Algunas propiedades de modificadores del eutéctico Al – Si.

Elemento	Radio atómico (Å)	r / r_{Si}	Punto de fusión (K)	Presión vapor a 1000 K (atm)	$-\Delta G_{oxid.}$ (Kj/mol 1000 K)	K De equilibrio oxidación
Ba	2.18	1.85	998	5×10^{-5}	482	20
Sr	2.16	1.84	1042	1×10^{-3}	480	15
Eu	2.02	1.72	1095	1.8×10^{-4}	500	---
Ca	1.97	1.68	1112	2.6×10^{-4}	509	400
Yb	1.93	1.65	1097	5.6×10^{-3}	500	1500
La	1.87	1.59	1193	10^{-5}	487	---
Na	1.86	1.58	371	0.2	367	2.7×10^{-5}
Ce	1.83	1.56	1071	10^{-16}	497	---
Pr	1.82	1.55	1204	10^{-13}	524	---
Nd	1.82	1.55	1283	10^{-13}	452	---

Son dos los modificadores mas usados en la industria, el Na y el Sr. Esto es debido a su costo y facilidad de procesado como; seria la facilidad de disolución o estabilidad en la fundición, así como de la eficiencia que se relaciona con el número de espacios producidos entre pares de placas en las fibras de la fase eutéctica rica en silicio.

La cantidad óptima de modificador requerido en una aleación, depende de varios factores.

La composición de la aleación.

El método de la colada.

Calidad del lingote (primario o secundario)

En tanto que lograr las mejores propiedades mecánicas en la pieza se

pueden considerar las siguientes reglas.

A menor velocidad de enfriamiento es más eficiente la retención del refinador.

Una cantidad baja de aleación requiere mas refinador.

A mayor contenido de silicio se requiere más refinador.

El estroncio como modificador.

Como modificador el Sr es excelente pero difícil de disolver, por lo que requiere de un tiempo de incubación para que su efecto sea eficiente. Esto se ha demostrado usando la aleación maestra de 90% Sr – 10% Al donde la disolución es más rápida debido a su punto eutéctico de baja temperatura lo que evita la formación de partículas intermetálicas del tipo Al_4Sr , y Al_2Sr que retardan la disolución del estroncio.⁽³⁾

Es muy estable en estado líquido por tiempos prolongados pues tiene bajo valor de fugacidad y potencial de oxidación moderado. También dispersa la porosidad en las piezas provocando un incremento en la microporosidad disminuyendo la macroporosidad. Su temperatura de fusión es de 768 °C.

El sodio como modificador.

Es él mas conocido y utilizado por su potencial de oxidación bajo, por lo cual presenta mínimas perdidas, pero también tiene un alto valor de fugacidad pues se disuelve fácilmente o entra en solución, lo cual lo hace extremadamente volátil. Esto propicia un tiempo corto para actuar como modificador, pero es efectivo en cuanto se cumplan sus parámetros de vida. Es uno de los mejores ya que su relación de radio atómico con el silicio es de 1.58. Es el más conocido y usado por su bajo potencial de oxidación, su punto de fusión es de 97 °C.

Modificación con antimonio.

El antimonio no propicia la estructura fibrosa. Por el contrario se obtiene un efecto de modificador en el eutéctico con una estructura laminar fina, por lo que se le conoce como refinador y no como modificador. Es muy estable por lo que disminuye la porosidad de las piezas. Reacciona y se combina con el Na y / o Sr cuando se utilizan como modificadores, esto provoca una reducción de su eficiencia.

Al reaccionar puede combinarse con el hidrogeno disuelto en el metal líquido produciendo un gas venenoso. En la tabla 7 se resumen las ventajas y desventajas de estos tres modificadores.

2.4. TRATAMIENTO TÉRMICO.

Las aleaciones deformables que se endurecen con el tratamiento térmico son bifásicas (solución sólida a base de aluminio y fase sólida en exceso). Como resultado del tratamiento térmico estas aleaciones obtienen altas propiedades mecánicas.⁽¹¹⁾

En general un tratamiento térmico se define como cualquier operación de calentamiento o enfriamiento con la finalidad de modificar las propiedades mecánicas, microestructura o los esfuerzos residuales en un producto. La

función se resume a desarrollar las propiedades mecánicas balanceadas necesarias de la pieza.⁽⁷⁾

Tabla # 7

Resumen de ventajas y desventajas de los modificadores.

MODIFICADOR	VENTAJAS	DESVENTAJAS
	<p>Es muy conocido y ampliamente usado en las fundiciones.</p> <p>Es un modificador muy eficiente.</p> <p>Es compatible con el estroncio y calcio lo cual puede ayudar a reducir su efecto negativo debido a lo fugaz que es.</p>	<p>Extremadamente volátil.</p> <p>Se requiere de llevar un control cuando se requiere un rango en la composición.</p> <p>El control metalúrgico de las piezas es difícil.</p> <p>Es muy agresivo con el metal de la resistencia del horno eléctrico y recubrimiento de moldes.</p> <p>Es un estimulante del líquido.</p>
	<p>Muy eficiente.</p> <p>Es muy estable por tiempos prolongados y se optimiza el proceso de fusión - vaciado.</p> <p>Se puede lograr un buen desgaseado con el equipo adecuado.</p> <p>Es menos agresivo que el sodio sobre los recubrimientos de los moldes.</p> <p>Menos oxidante que el sodio.</p>	<p>Dificulta el desgaseado de la aleación.</p> <p>Regasea más fácilmente que el sodio.</p> <p>Un problema relacionado con el gas es verificar con detalle en las áreas donde la rapidez de enfriamiento es baja.</p>
Estroncio		
Antimonio	<p>Refina la fase eutéctica.</p> <p>Es estable por largos tiempos.</p> <p>No es sensible al regaseado.</p> <p>Elimina los problemas de porosidad.</p>	<p>Se combina con el sodio o el estroncio y por lo tanto reduce la eficiencia de estos elementos cuando se usan como modificadores.</p> <p>Es muy probable que genere gases tóxicos.</p>

El tratamiento térmico consta de un temple y envejecimiento, consiste en mantener la pieza u aleación a la temperatura ambiente durante algunos días (envejecido natural) o unas cuantas horas a temperatura elevada (envejecido artificial). Después de haber sido calentada a temperatura de solubilizado.

Debido a la presencia de elementos de aleación, la microestructura de las aleaciones en condición de fundición no son homogéneas. Lo anterior puede explicar la segregación en la red eutéctica de dichos elementos aleantes, presentándose además en diferentes concentraciones a lo largo de toda la pieza vaciada debido a la solidificación fuera de equilibrio.

La Microestructura homogénea es deseable para distribuir los elementos de aleación en la matriz y lograr propiedades uniformes.⁽⁷⁾

El tratamiento térmico puede modificar ciertas fases presentes ya sea por esferoidización o disolución, formando nuevas fases o cambiando la morfología de la estructura precipitada. La transición de precipitados a partículas finas de silicio provoca un aumento en las dimensiones de la pieza. Para mantener las condiciones óptimas antes y después del maquinado, las piezas fabricadas a partir de fundición se someten a un tratamiento térmico para formar precipitados estables y eliminar el soluto en exceso de la matriz.

En general las propiedades mecánicas de las aleaciones Al – Si se mejoran con la esferoidización de la fase eutéctica rica en silicio y por el endurecimiento por precipitación. Pero frecuentemente el tratamiento térmico que se selecciona mejora la propiedad de interés más importante a expensas de lo demás.⁽⁷⁾

2.4.1- Tratamiento térmico de la aleación Al – Si, tipo A 319.

Examinando el proceso de las aleaciones binarias, Al – Cu. El diagrama de estado del sistema Al-Cu indicado en la figura 4 muestra que el aluminio forma con el cobre una solución sólida. La solubilidad máxima del cobre en el aluminio a la temperatura eutéctica de 548° C alcanza un 5.7% (en peso).

Con la disminución de la temperatura la solubilidad del cobre en aluminio se reduce bruscamente y alcanza un 0.5%. Por lo que las aleaciones que contienen menos de un 0.5% de Cu, tienen una estructura monofásica que es la solución sólida α de cobre en el Aluminio.⁽¹¹⁾

A un 54 % en peso de cobre se forma el compuesto químico CuAl_2 (fase teta). Se propone que el temple tipo T4 mantiene las propiedades de la aleación tipo A 319.

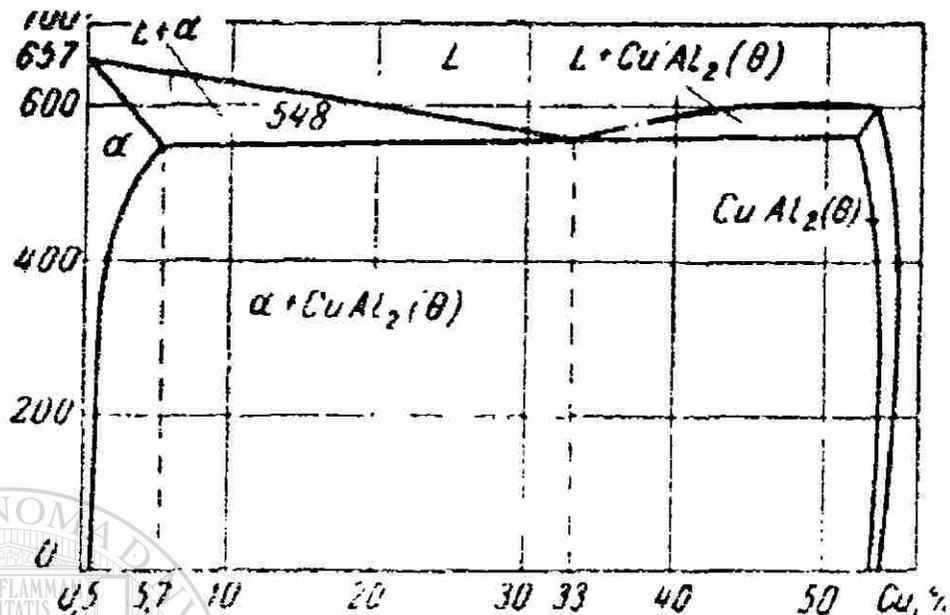


Figura # 4. – Diagrama de estado del sistema Cu – Al.

Como se señaló anteriormente la letra T indica que es una aleación tratable térmicamente en la que se usa primero el tratamiento de solubilización, seguido de un temple para producir propiedades estables, finalizando con un envejecido natural. Éste continúa a temperatura ambiente pero a temperaturas de servicio elevadas, este proceso se puede acelerar produciendo inestabilidad en la estructura. En ocasiones éste tratamiento se utiliza para disolver o esferoidizar los constituyentes eutécticos.

2.4.1.1. - Tratamiento de solubilización.

El objetivo del tratamiento de solubilizado es el de disolver las fases constituyentes y enriquecer a la solución sólida con la máxima cantidad de elementos endurecedores solubles. Pero si la aleación es calentada por arriba de la línea de solidus, existen sobrecalentamientos que producen una fusión parcial de las fases presentes especialmente en los límites de grano. Esto genera la degradación de las propiedades mecánicas del material y si se eleva la temperatura mas allá de la línea del eutéctico se corre el riesgo de fundir la fase θ (Cu Al_2), (tal como han reportado J. Gauthier y F.H. Samuel.)^(7, 12, 13)

Un calentamiento por debajo de las temperaturas de solubilización nos genera una solución incompleta y propiedades de resistencia más bajas.

Durante la solubilización la estructura eutéctica rica en silicio es visiblemente afectada. Esto se debe a que los procesos de difusión afectan su estructura generando superficies redondeadas y gruesas, por lo cual aumenta el espaciamiento entre estas partículas. A este fenómeno se le llama esferoidización y puede mejorar la ductilidad y tenacidad a la fractura. Todo esto es en función de la temperatura de solubilizado.⁽¹¹⁾

En las aleaciones del tipo A 319, el eutéctico de cobre segregado después del tratamiento térmico fuera de la dendrita es visible mediante

microscopio óptico convencional. Durante el calentamiento y enfriamiento permanece sin cambio la fase no disuelta de CuAl_2 lo que aumenta el nivel de resistencia total. Gauthier y Samuel⁽¹¹⁾ concluyen que se forman cavidades en los sitios donde se localizaba la fase θ (Cu Al_2), disuelta durante el tratamiento térmico de solubilizado a temperaturas superiores a los 500°C .

Durante el tratamiento de solubilizado se tiene un incremento en el número de vacancias las que aumentan exponencialmente con la temperatura. Esto aumenta la rapidez de disolución de precipitados debido a que el coeficiente de difusión de cualquier elemento sustitucional será proporcional a la concentración de vacancias.

2.4.1.2. Solubilización.

La solución sólida formada durante el solubilizado se debe de enfriar rápidamente para mantener la solución sobresaturada de los elementos endurecedores a temperatura ambiente. Una disminución en la velocidad de enfriamiento genera la formación de precipitados gruesos, perdiéndose parcialmente el efecto para el endurecimiento por precipitación.

Entre 240 y 460°C , la concentración de los solutos en la solución sólida de $\text{Al } \alpha$ disminuye por precipitación o difusión en los límites de grano. Por lo anterior, el temple es necesario para retener las altas concentraciones de los

solutos en la matriz formando así una solución sólida sobresaturada que mejora ampliamente la resistencia. (7, 12, 13)

Normalmente las temperaturas de temple en agua de las aleaciones de aluminio se realizan entre 65 y 90° C y así realizar la mayor solución posible con el menor grado de distorsión debido al choque térmico. Esto permite tener un bajo nivel de esfuerzos internos residuales. Previendo el aumento de temperatura en lugares difíciles durante los primeros segundos de temple se recomienda agitar las partes o el medio de temple. Esto evita la formación de las bolsas de vapor en la superficie de la pieza. En ocasiones también se recomienda enfriamiento lento durante el temple para minimizar los esfuerzos residuales. (6 y 7)

Durante el templado también se retiene la alta concentración de vacancias que es retenida, y genera dos efectos importantes en las primeras etapas del envejecido.

Primero las vacancias en exceso forman lentamente bandas de dislocaciones o modifican la forma de las ya existentes. Estos sitios son lugares propicios para la nucleación de precipitados de Al-Cu de transición.

El segundo efecto generado es el de incrementar la velocidad de difusión de soluto y con ello la rapidez de formación de precipitados.

Si una aleación se temple para diferentes temperaturas de solubilización y es envejecida a una misma temperatura, la velocidad inicial de formación de precipitados es mas alta en las muestras templadas a partir de las temperaturas más altas de solubilización. Al interrumpir un temple en una temperatura intermedia se genera una nueva concentración en equilibrio y la rapidez de transformación es reducida. También al reducir la rapidez de enfriamiento se tiene un tiempo mayor para que las vacancias se pierdan durante el temple en las dislocaciones y en los límites de grano.

2.4.1.3.- Envejecido.

El objetivo de este tratamiento es incrementar la resistencia y la dureza con la subsiguiente pérdida de ductilidad, mejorando así la maquinabilidad y desarrollando propiedades mecánicas más estables. ⁽⁵⁾

Envejecido natural.

Es cuando las aleaciones endurecen después de días a temperatura ambiente, cambiando sus propiedades en función del tiempo como resultado de la formación de zonas de precipitados en la solución sólida. La cantidad de formación de dichas zonas depende del tipo de aleación.

Envejecido artificial.

Este proceso puede ser acelerado por calentamiento en la condición de temple a temperaturas de entre 95 y 260° C.

Para tiempos largos de envejecido a temperaturas bajas se obtienen valores superiores de resistencia.

Para tratamientos de envejecido a altas temperatura se logra disminuir una mayor cantidad de esfuerzos residuales, permitiendo una mayor estabilidad dimensional en la pieza.

Para el caso de las aleaciones de aluminio tratables térmicamente, el endurecimiento por envejecido se logra por la obstrucción al deslizamiento de dislocaciones debido a una dispersión crítica de partículas finas. En algunos casos con campos de esfuerzos coherentes alrededor de ellos. También por

incremento en la solubilidad del elemento principal de aleación al aumentar la temperatura. (14)

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

CAPITULO 3

PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL.

3.1.- GENERALIDADES.

El presente trabajo tiene como objetivo el identificar y estimar el grado de la disolución de la fase θ (Cu Al_2) en la matriz de aluminio provocado por

tratamiento térmico y solubilizado, para tres diferentes contenidos de Cu. Para lo anterior se requerirá de efectuar análisis metalográfico de cada una de las muestras proporcionadas identificando y cuantificando de ser posible la fase θ (Cu Al_2).

3.2. - DESCRIPCIÓN DE LAS MUESTRAS.

Se proporcionaron tres juegos de veinticuatro muestras cada uno, setenta y dos en total identificados para su estudio de la siguiente forma.

Tabla 8

Se presenta la descripción de las muestras a analizar.

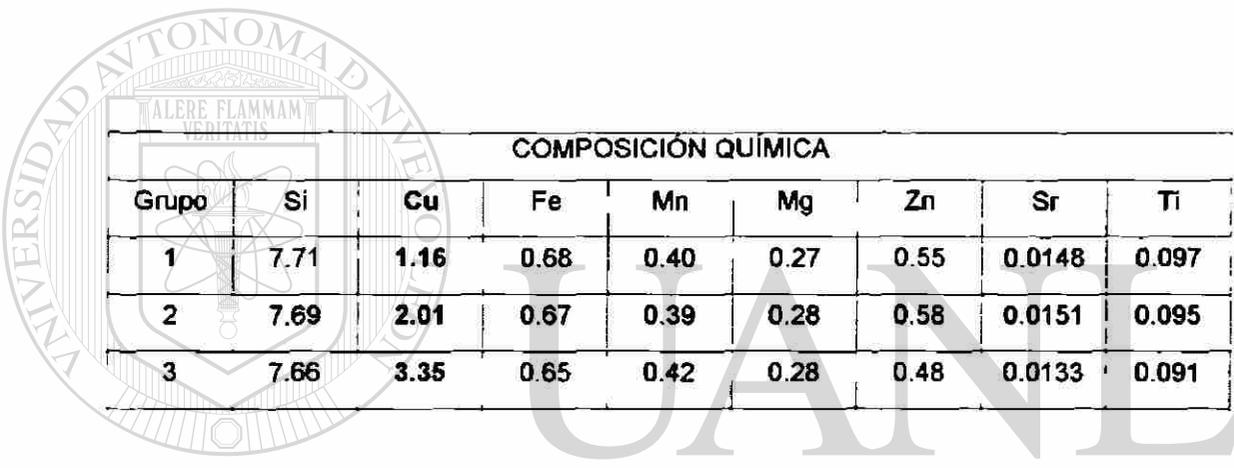
Grupo 1 con 1.16 % de Cu				Grupo 2 con 2.01 % de Cu.				Grupo 3 con 3.35 % de Cu.			
A Solubilizado a 480° C		B Solubilizado a 495° C		A Solubilizado a 480° C		B Solubilizado a 495° C		A Solubilizado a 480° C		B Solubilizado a 495° C	
Id. Muestra	Probeta										
1	373	2	568	25	711	26	867	49	15	50	195
3	425	4	607	27	763	28	919	51	75	52	270
5	476	6	672	29	789	30	958	53	150	54	330
7	386	8	542	31	685	32	880	55	45	56	225
9	464	10	594	33	750	34	932	57	105	58	285
11	503	12	633	35	815	36	984	59	165	60	315
13	412	14	555	37	724	38	841	61	30	62	210
15	438	16	581	39	776	40	993	63	90	64	255
17	490	18	659	41	802	42	945	65	135	66	360
19	399	20	529	43	698	44	854	67	60	68	240
21	451	22	620	45	737	46	906	69	120	70	300
23	516	24	646	47	828	48	371	71	180	72	345

3.2.1. - Análisis químico.

Fueron proporcionados tres juegos de muestras con la misma composición química a excepción del cobre, como lo muestra la tabla 9.

Tabla 9.

Se presenta la composición química por grupo de muestras a analizar.



COMPOSICIÓN QUÍMICA								
Grupo	Si	Cu	Fe	Mn	Mg	Zn	Sr	Ti
1	7.71	1.16	0.68	0.40	0.27	0.55	0.0148	0.097
2	7.69	2.01	0.67	0.39	0.28	0.58	0.0151	0.095
3	7.66	3.35	0.65	0.42	0.28	0.48	0.0133	0.091

3.2.2. - Tratamiento térmico.

Las muestras recibieron un tratamiento de solubilizado a 480° C un enfriamiento en agua y aire a 90 y 60° C respectivamente y el envejecido a 240 250 y 260° C como se puede apreciar en las siguientes tablas.

Tabla 10

Descripción del tratamiento térmico aplicado a las muestras del grupo 1.

Numero de probeta	Solución		Medio de temple	Envejecido		
	Temp. °C	Tiempo		Temp. °C	Tiempo Hr.	
1	1	480	2	Agua 90°C	240	7
	3	480	2	Agua 90° C	250	7
	5	480	2	Agua 90° C	260	7
3	7	480	6	Agua 90°C	240	7
	9	480	6	Agua 90° C	250	7
	11	480	6	Agua 90° C	260	7
5	13	480	2	Aire 60°C/min	240	7
	15	480	2	Aire 60°C/min	250	7
	17	480	2	Aire 60°C/min	260	7
7	19	480	6	Aire 60°C/min	240	7
	21	480	6	Aire 60°C/min	250	7
	23	480	6	Aire 60°C/min	260	7
2	2	495	2	Agua 90°C	240	7
	4	495	2	Agua 90° C	250	7
	6	495	2	Agua 90° C	260	7
4	8	495	6	Agua 90°C	240	7
	10	495	6	Agua 90° C	250	7
	12	495	6	Agua 90° C	260	7
6	14	495	2	Aire 60°C/min	240	7
	16	495	2	Aire 60°C/min	250	7
	18	495	2	Aire 60°C/min	260	7
8	20	495	6	Aire 60°C/min	240	7
	22	495	6	Aire 60°C/min	250	7
	24	495	6	Aire 60°C/min	260	7

Tabla 11.

Descripción del tratamiento térmico aplicado a las muestras del grupo 2.

Numero de probeta	Solución		Medio de temple	Envejecido		
	Temp. °C	Tiempo		Temp. °C	Tiempo Hr.	
1	25	480	2	Agua 90°C	240	7
	27	480	2	Agua 90° C	250	7
	29	480	2	Agua 90° C	260	7
3	31	480	6	Agua 90°C	240	7
	33	480	6	Agua 90° C	250	7
	35	480	6	Agua 90° C	260	7
5	37	480	2	Aire 60°C/min	240	7
	39	480	2	Aire 60°C/min	250	7
	41	480	2	Aire 60°C/min	260	7
7	43	480	6	Aire 60°C/min	240	7
	45	480	6	Aire 60°C/min	250	7
	47	480	6	Aire 60°C/min	260	7
2	26	495	2	Agua 90°C	240	7
	28	495	2	Agua 90° C	250	7
	30	495	2	Agua 90° C	260	7
4	32	495	6	Agua 90°C	240	7
	34	495	6	Agua 90° C	250	7
	36	495	6	Agua 90° C	260	7
6	38	495	2	Aire 60°C/min	240	7
	40	495	2	Aire 60°C/min	250	7
	42	495	2	Aire 60°C/min	260	7
8	44	495	6	Aire 60°C/min	240	7
	46	495	6	Aire 60°C/min	250	7
	48	495	6	Aire 60°C/min	260	7

Tabla 12.

Descripción del tratamiento térmico aplicado a las muestras del grupo 3.

Numero de probeta	Solución		Medio de temple	Envejecido		
	Temp. ° C	Tiempo		Temp. °C	Tiempo Hr.	
1	49	480	2	Agua 90°C	240	7
	51	480	2	Agua 90° C	250	7
	53	480	2	Agua 90° C	260	7
3	55	480	6	Agua 90°C	240	7
	57	480	6	Agua 90° C	250	7
	59	480	6	Agua 90° C	260	7
5	61	480	2	Aire 60°C/min	240	7
	63	480	2	Aire 60°C/min	250	7
	65	480	2	Aire 60°C/min	260	7
7	67	480	6	Aire 60°C/min	240	7
	69	480	6	Aire 60°C/min	250	7
	71	480	6	Aire 60°C/min	260	7
2	50	495	2	Agua 90°C	240	7
	52	495	2	Agua 90° C	250	7
	54	495	2	Agua 90° C	260	7
4	56	495	6	Agua 90°C	240	7
	58	495	6	Agua 90° C	250	7
	60	495	6	Agua 90° C	260	7
6	62	495	2	Aire 60°C/min	240	7
	64	495	2	Aire 60°C/min	250	7
	66	495	2	Aire 60°C/min	260	7
8	68	495	6	Aire 60°C/min	240	7
	70	495	6	Aire 60°C/min	250	7
	72	495	6	Aire 60°C/min	260	7

3.3. - PREPARACIÓN DE LAS MUESTRAS PARA SU OBSERVACIÓN.

3.3.1. Introducción.

La metalografía es el estudio de las características estructurales o de constitución de un metal o de una aleación para relacionarla con sus propiedades físicas y mecánicas.

Una fase importante de este estudio es el examen macroscópico, que se realiza a simple vista o con ayuda de un microscopio de bajos aumentos, y permite la observación visual de los detalles estructurales más grandes de una pieza. El examen es muy limitado desde el punto de vista metalúrgico debido a los bajos aumentos con que se trabaja (usualmente menores de 100 X). Para

nuestro estudio no lo tomaremos en cuenta. Sin duda alguna la parte más importante de la metalografía es el examen microscópico de una probeta preparada adecuadamente. Este examen proporciona una abundante información sobre la constitución del metal o aleación investigados. Mediante esto se pueden definir las características estructurales como el tamaño de grano, se puede conocer el tamaño, forma y distribución de las fases que componen la aleación así como de las inclusiones no metálicas, segregaciones y heterogeneidades que pueden modificar las propiedades mecánicas. Con la

determinación de estas características constitucionales es posible predecir con gran seguridad el comportamiento del metal cuando se utilice para una aplicación específica. La microestructura puede reflejar casi la historia completa del tratamiento térmico a que fue sometido el material. Por lo anterior es fácil comprender que la probeta deberá ser copia fiel y representativa de la pieza.

Un factor esencial y que influye sobre la técnica de preparación de la probeta es el cuidado con el que se maneja en todas las fases de la operación.

3.3.2. Toma de muestra.

La elección de la sección de las muestras para examinar al microscopio se realizó cortando un trozo de las muestras que fueron proporcionadas. Cada una mide 1 cm de diámetro por 3 cm de largo, por lo que para poder efectuar el análisis metalográfico fue necesario preparar las muestras para facilitar su manipulación durante el proceso de análisis.

3.3.3. Corte y montaje.

De acuerdo a lo descrito por las normas ASTM E 7. Las muestras fueron cortadas con disco de diamante obteniendo cada muestra de 0.5 cm de longitud. Se identificaron cada una por uno de sus extremos con el número correspondiente utilizando un lápiz vibrador. Enseguida fueron colocadas en la

prensa en juegos de tres para realizar el montaje en baquelita trasparente y agilizar el proceso de preparación.

3.3.4. Desbaste y pulido de muestras.

Una vez encapsuladas las muestras fueron desbastadas en el equipo adecuado, de acuerdo a lo estipulado en la norma ASTM E 7, desde la lija de 180 hasta 1200, girando las muestras en cada paso y lubricando con agua.

El pulido de una muestra metalográfica tiene como objeto eliminar de la superficie de la probeta las rayas finas producidas por la ultima operación del desbaste y conseguir una superficie sin rayas y de alta reflexión.

El pulido se efectúa en paño impregnado con pasta de diamante de 1 μ m girando a bajas revoluciones y lubricando con alcohol etílico. Sé limpian y lavan cuidadosamente con agua e impregnarlas con alcohol y secarlas con aire caliente.

Una vez obtenida la superficie uniforme y libre de rayas se procede a:

3.4. ATAQUE DE LAS PROBETAS PARA SU EXAMEN.

3.4.1. Introducción.

El examen microscópico de una probeta no atacada revela pocos o ningún detalle estructural, sin embargo es de gran interés porque permite observar detalles que son visibles antes del ataque, como ocurre con los defectos superficiales, inclusiones no metálicas y porosidades.

Como el objeto de la mayoría de las investigaciones metalográficas es determinar las características estructurales verdaderas de la probeta, es necesario que los diferentes constituyentes estructurales sean delineados con

precisión y claridad. Esto solo se logra sometiendo a la probeta a la acción química de un reactivo apropiado en condiciones cuidadosamente controladas.

En las aleaciones como la que nos ocupa, compuesta por varias fases, los diferentes constituyentes se hacen de manifiesto por ataque diferencial o por el manchado de uno o varios de los constituyentes. Esto es una consecuencia de las diferencias de composición química que traen consigo diferencias en la rapidez de disolución.

3.4.2. Reactivos de ataque.

En general, los reactivos adecuados para el ataque metalográfico se componen de ácidos orgánicos o inorgánicos y álcalis de varias clases. Las sustancias más complejas se disuelven en agua, alcohol, glicerina, glicol o mezclas de varios disolventes.

Para que el ataque de la aleación sea perfecto y muestre claramente los detalles estructurales deseados, se requiere que la composición del reactivo empleado responda exactamente a la composición de la probeta y las distintas fases que la constituyen.

Para nuestra aleación y estudio fue necesario probar varios reactivos y lograr revelar claramente el constituyente químico CuAl_2 . en la tabla 13 se enlistan los reactivos probados.

De estos el que mostró con claridad la fase θ (Cu Al_2) fue el reactivo 18, que es compuesto de 10 % de hidróxido de sodio en solución acuosa, colocando la muestra por 5 segundos en la solución a 70°C .

Tabla 13

Reactivos usados para el examen Metalográfico.

Reactivos Químicos para la fase θ CuAl_2 en aluminio		
Reactivo	Procedimiento	Resalta
HF al 5 %	Sumerja por 15 seg., enjuague con agua.	Delimita la fase de manera brillante y clara.
NaOH 1 %	Sumerja por 10 seg., enjuague con agua.	Delimita la fase de manera brillante y clara.
H_2SO_4 20 %	Sumerja por 30 seg.,	Colorea todas las fases en la aleación, la teta la resalta brillante.
Beraha 26 ⁽²⁴⁾	Sumerja por 30 seg., enjuague con agua.	Colorea todas las fases en la aleación, la teta la resalta brillante.
Reactivo 32 ⁽²⁴⁾	Sumerja por 5 seg., a 70°c enjuague con agua.	Colorea de café las fases CuAl_2 , y la Mg Si, de color café y delinea la de Al-Cu-Fe-Mn.

Después de experimentar con los reactivos anteriores y otros, encontramos que el mas indicado para nuestra identificación de la fase θ , era el indicado en el libro para metalografía en color de Berahas, el numero 18, el cual se recomendó a 70° C de temperatura y durante 5 seg., pero observamos que requería de 20 seg., para revelar en tono café oscuro la fase θ (CuAl_2) y

despreciando la fase que también delimita que es la del Mg_2Si , se analizaron todas y cada una de las muestras vía microscopía óptica convencional.

3.5.- Caracterización microestructural de la aleación.

3.5.1.- Microscopía óptica

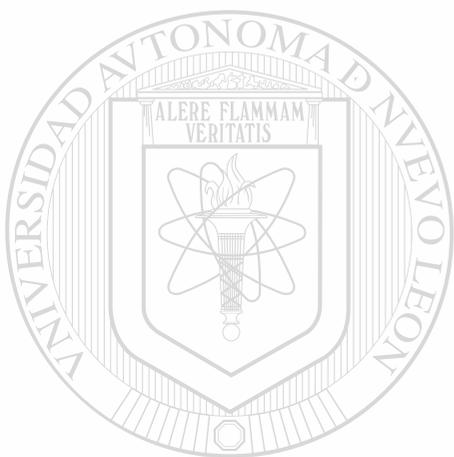
Para la caracterización de esta aleación vía microscopía óptica las muestras fueron preparadas según las técnicas metalográficas clásicas.

Mediante el análisis de las muestras en condición de pulido y sin ataque, es posible ver detalles tales como grietas, poros, inclusiones y algunas fases intermetálicas. El ataque posterior revela más claramente los precipitados.

La fase primaria (matriz), en la aleación Al- Si, tipo A 319 es el aluminio- α , la microestructura de esta aleación esta formada por brazos dendríticos de una fase matriz de aluminio - α , limitados por el eutéctico Al – Si. Existen también precipitados en forma de agujas formados por el Al_5FeSi . Otros precipitados son las fases de Al_2Cu de forma irregular y el $Al_{15}(Mn,Fe)_3Si_2$ en forma de escritura china.

3.5.2. Microscopia Electrónica de Barrido.

La microscopia electrónica de barrido se utilizó para confirmar lo observado en la microscopía óptica convencional y poder así emitir un resultado, mediante esta técnica se evaluaron al azar una muestra de cada grupo, fueron la 40, 51 y la 15, con la finalidad de identificar cuantitativamente las fases presentes.



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

CAPITULO 4

RESULTADOS Y DISCUSIÓN.

4.1. Análisis Metalográfico.

Todas y cada una de las probetas analizadas fueron atacadas químicamente para lograr la coloración de la fase para luego ser sometidas a evaluación metalográfica. Con la evaluación, se detectaron además del interdendrítico de AlSi, partículas de NiAl₂, CuAl₂, FeAl₂, AlFeMn y CuZnAl. Así como porosidad y micro-rechupes.

De lo anterior se obtienen los datos metalograficos que se presentan en las tablas 14, 15 y 16 representativamente se tomaron tres de las setenta y dos muestras analizadas de las cuales se muestran las fotografías 3, 4, 5 y 6.

Tabla 14

Se presenta el resultado de la evaluación metalográfica del grupo 1 de muestras.

1	Presenta trazas de porosidad con presencia del interdendrítico de Al-Cu-Fe-Mn, y trazas no cuantificables de Al_2Cu , en zonas de micro segregación.
3	Presenta trazas de porosidad con presencia del interdendrítico de Al-Cu-Fe-Mn, y trazas no cuantificables de Al_2Cu , en zonas de micro segregación.
5	Presenta trazas de porosidad con presencia del interdendrítico de Al-Cu-Fe-Mn, y trazas no cuantificables de Al_2Cu , en zonas de micro segregación.
2	Presenta trazas de porosidad con presencia del interdendrítico de Al-Cu-Fe-Mn, y trazas no cuantificables de Al_2Cu .
4	Presenta trazas de porosidad con presencia del interdendrítico de Al-Cu-Fe-Mn, y trazas no cuantificables de Al_2Cu .
6	Presenta trazas de porosidad con presencia del interdendrítico de Al-Cu-Fe-Mn, y trazas no cuantificables de Al_2Cu .
7	Presenta trazas de porosidad con presencia del interdendrítico de Al-Cu-Fe-Mn, y trazas no cuantificables de Al_2Cu .
9	Presenta trazas de porosidad con presencia del interdendrítico de Al-Cu-Fe-Mn, y trazas no cuantificables de Al_2Cu .
11	Presenta trazas de porosidad e incipiente modificación con presencia del interdendrítico de Al-Cu-Fe-Mn, y trazas no cuantificables de Al_2Cu , en zonas de micro segregación.
8	Presenta porosidad, y presencia de acicularidad del interdendrítico de AlSi, trazas no cuantificables de Al_2Cu .

Tabla 14. (continuación)

12	Presenta porosidad, y presencia de acicularidad del interdendrítico de AlSi, trazas no cuantificables de Al ₂ Cu.
10	Presenta porosidad, y presencia de acicularidad del interdendrítico de AlSi, trazas no cuantificables de Al ₂ Cu.
13	Presenta trazas de porosidad, con presencia del interdendrítico de Al-Cu-Fe-Mn, y trazas no cuantificables de Al ₂ Cu, en zonas de micro segregación.
15	Presenta trazas de porosidad, con presencia del interdendrítico de Al-Cu-Fe-Mn, y trazas no cuantificables de Al ₂ Cu, en zonas de micro segregación.
17	Presenta trazas de porosidad, con presencia del interdendrítico de Al-Cu-Fe-Mn, y trazas no cuantificables de Al ₂ Cu, en zonas de micro segregación.
14	Presenta trazas de porosidad, trazas no cuantificables de Al ₂ Cu.
16	Presenta porosidad, y trazas no cuantificables de Al ₂ Cu.
18	Presenta trazas de porosidad, trazas no cuantificables de Al ₂ Cu.
19	Presenta trazas de porosidad, con presencia del interdendrítico de Al-Cu-Fe-Mn, trazas no cuantificables de Al ₂ Cu.
21	Presenta trazas de porosidad, con presencia del interdendrítico de Al-Cu-Fe-Mn, trazas no cuantificables de Al ₂ Cu.
23	Presenta trazas de porosidad, con presencia del interdendrítico de Al-Cu-Fe-Mn, trazas no cuantificables de Al ₂ Cu.
20	Presenta trazas de porosidad y del interdendrítico de Al-Cu-Fe-Mn, y trazas no cuantificables de Al ₂ Cu.
22	Presenta trazas de porosidad y del interdendrítico de Al-Cu-Fe-Mn, y trazas no cuantificables de Al ₂ Cu.
24	Presenta trazas de porosidad y del interdendrítico de Al-Cu-Fe-Mn, y trazas no cuantificables de Al ₂ Cu.

Tabla 15.

Se presentan los resultados de la evaluación metalográfica del grupo numero 2.

25	Presencia de porosidad, muestra acicularidad del interdendrítico de AlSi, con trazas de la fase Al-Cu-Fe, así como de la de CuAl_2
27	Presencia de porosidad, muestra acicularidad del interdendrítico de AlSi, con trazas de la fase Al-Cu-Fe, así como de la de CuAl_2
29	Presencia de porosidad, muestra acicularidad del interdendrítico de AlSi, con trazas de la fase Al-Cu-Fe, así como de la de CuAl_2 , con trazas de microsegregación.
26	Presencia de porosidad, con trazas de la fase Al-Cu-Fe, así como de la de CuAl_2
28	Presencia de porosidad, con trazas de la fase Al-Cu-Fe, así como de la de CuAl_2
30	Presencia de porosidad, con trazas de la fase Al-Cu-Fe, así como de la de CuAl_2
31	Presencia de porosidad, con trazas de la fase Al-Cu-Fe, así como trazas no cuantificables de la de CuAl_2
33	Presencia de porosidad, con trazas de la fase Al-Cu-Fe, así como trazas no cuantificables de la de CuAl_2
35	Presencia de porosidad, con trazas de la fase Al-Cu-Fe, así como trazas no cuantificables de la de CuAl_2
32	Presenta trazas de porosidad, con abundante presencia del interdendrítico de Al-Cu-Fe-Mn, y trazas no cuantificables de Al_2Cu , en zonas de micro segregación.
34	Presenta trazas de porosidad, con abundante presencia del interdendrítico de Al-Cu-Fe-Mn, y trazas no cuantificables de Al_2Cu , en zonas de micro segregación.

Tabla 15 (continua)

36	Presenta trazas de porosidad, presencia del interdendrítico de Al-Cu-Fe-Mn, y trazas no cuantificables de Al_2Cu . De grano fino
37	Presenta trazas de porosidad, con abundante presencia del interdendrítico de Al-Cu-Fe-Mn, y trazas no cuantificables de Al_2Cu , en zonas de micro segregación. Grano grueso.
39	Presenta trazas de porosidad, presencia del interdendrítico de Al-Cu-Fe-Mn, y trazas no cuantificables de Al_2Cu , en zonas de micro segregación. Grano fino
41	Presenta trazas de porosidad, presencia del interdendrítico de Al-Cu-Fe-Mn, y trazas no cuantificables de Al_2Cu , grano fino.
38	Presenta trazas de porosidad, con abundante presencia del interdendrítico de Al-Cu-Fe-Mn, y trazas no cuantificables de Al_2Cu . Grano grueso.
40	Presenta trazas de porosidad, con abundante presencia del interdendrítico de Al-Cu-Fe-Mn, y trazas no cuantificables de Al_2Cu . Grano grueso.
42	Presenta trazas de porosidad, con abundante presencia del interdendrítico de Al-Cu-Fe-Mn, y trazas no cuantificables de Al_2Cu . Grano fino.
43	Presenta trazas de porosidad, con presencia del interdendrítico de Al-Cu-Fe-Mn, y trazas no cuantificables de Al_2Cu . Grano medio.
45	Presenta trazas de porosidad, con presencia del interdendrítico de Al-Cu-Fe-Mn, y trazas no cuantificables de Al_2Cu . Grano medio.
47	Presenta trazas de porosidad, con presencia del interdendrítico de Al-Cu-Fe-Mn, y trazas no cuantificables de Al_2Cu . Grano medio.
44	Presenta trazas de porosidad, con presencia del interdendrítico de Al-Cu-Fe-Mn, y trazas no cuantificables de Al_2Cu . Grano fino.

Tabla 15 (continua)

46	Presenta trazas de porosidad, con presencia del interdendrítico de Al-Cu-Fe-Mn, y trazas no cuantificables de Al_2Cu . Grano medio.
48	Presenta trazas de porosidad, con abundante presencia del interdendrítico de Al-Cu-Fe-Mn, y trazas no cuantificables de Al_2Cu . Grano medio.

Tabla 16

Se presenta la evaluación Metalográfica del Grupo # 3.

49	Presenta trazas de porosidad, con presencia del interdendrítico de Al-Cu-Fe-Mn, y presencia de Al_2Cu . Grano grueso.
51	Presenta trazas de porosidad, con presencia del interdendrítico de Al-Cu-Fe-Mn, y presencia de Al_2Cu . Grano grueso.
53	Presenta trazas de porosidad, con presencia del interdendrítico de Al-Cu-Fe-Mn, y presencia de Al_2Cu . Grano grueso.
50	Presenta eutéctico de Al-Si, con presencia de acicularidad del interdendrítico de Al-Cu-Fe-Mn, así mismo del Al-Si-Mg-(Mn)-Cu, y trazas de partículas de la fase Al_2Cu . Grano medio.
52	Presenta eutéctico de Al-Si, con presencia de acicularidad del interdendrítico de Al-Cu-Fe-Mn, así mismo del Al-Si-Mg-(Mn)-Cu, y trazas de partículas de la fase Al_2Cu . Grano medio.
54	Presenta eutéctico de Al-Si, con presencia de acicularidad del interdendrítico de Al-Cu-Fe-Mn, así mismo del Al-Si-Mg-(Mn)-Cu, y trazas de partículas de la fase Al_2Cu . Grano medio.
55	Presenta trazas de porosidad, con presencia del interdendrítico de Al-Cu-Fe-Mn, y presencia de Al_2Cu . Grano grueso.

Tabla 16 (continua)

57	Presenta trazas de porosidad, con presencia del interdendrítico de Al-Cu-Fe-Mn, y presencia de Al ₂ Cu. Grano grueso.
59	Presenta trazas de porosidad, con presencia del interdendrítico de Al-Cu-Fe-Mn, y presencia de Al ₂ Cu. Grano grueso.
56	Presenta trazas de porosidad, con presencia del interdendrítico de Al-Cu-Fe-Mn, y presencia de Al ₂ Cu. Grano grueso.
58	Presenta trazas de porosidad, con presencia del interdendrítico de Al-Cu-Fe-Mn, y presencia de Al ₂ Cu. Grano grueso.
60	Presenta trazas de porosidad, con presencia del interdendrítico de Al-Cu-Fe-Mn, y presencia de Al ₂ Cu. Grano grueso.
61	Presenta trazas de porosidad, con presencia del interdendrítico de Al-Cu-Fe-Mn, y presencia de Al ₂ Cu. Grano grueso.
63	Presenta trazas de porosidad, con presencia del interdendrítico de Al-Cu-Fe-Mn, y presencia de Al ₂ Cu. Grano medio.
65	Presenta trazas de porosidad, con presencia del interdendrítico de Al-Cu-Fe-Mn, y presencia de Al ₂ Cu. Grano medio.
62	Presenta esferiodización del eutéctico de Al-Si, con presencia del interdendrítico de Al-Cu-Fe-Mn, así mismo del Al-Si-Mg-(Mn)-Cu, con trazas no cuantificables de la fase Al ₂ Cu. Grano fino.
64	Presenta de eutéctico de Al-Si, con presencia del interdendrítico de Al-Cu-Fe-Mn, así mismo del Al-Si-Mg-(Mn)-Cu, con trazas no cuantificables de la fase Al ₂ Cu. Grano grueso.
66	Presenta esferiodización del eutéctico de Al-Si, con presencia del interdendrítico de Al-Cu-Fe-Mn, así mismo del Al-Si-Mg-(Mn)-Cu, con trazas no cuantificables de la fase Al ₂ Cu. Grano grueso.
67	Presenta el eutéctico de Al-Si, presencia interdendrítica de Al-Cu-Fe-Mn, y del Al-Si-Mg-(Mn)-Cu, y partículas de la fase Al ₂ Cu. Grano medio.

Tabla 16 (continua)

69	Presenta el eutéctico de Al-Si, con presencia del interdendrítico de Al-Cu-Fe-Mn, así mismo del Al-Si-Mg-(Mn)-Cu, y partículas de la fase Al_2Cu . Grano medio.
71	Presenta el eutéctico de Al-Si, con presencia del interdendrítico de Al-Cu-Fe-Mn, así mismo del Al-Si-Mg-(Mn)-Cu, y partículas de la fase Al_2Cu . Grano fino.
68	Presenta el eutéctico de Al-Si, con presencia del interdendrítico de Al-Cu-Fe-Mn, así mismo del Al-Si-Mg-(Mn)-Cu, y partículas de la fase Al_2Cu . Grano medio.
70	Presenta el eutéctico de Al-Si, con presencia del interdendrítico de Al-Cu-Fe-Mn, así mismo del Al-Si-Mg-(Mn)-Cu, y partículas de la fase Al_2Cu . Grano medio.
72	Presenta de eutéctico de Al-Si, con presencia del interdendrítico de Al-Cu-Fe-Mn, así mismo del Al-Si-Mg-(Mn)-Cu, y partículas de la fase Al_2Cu . Grano grueso.

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

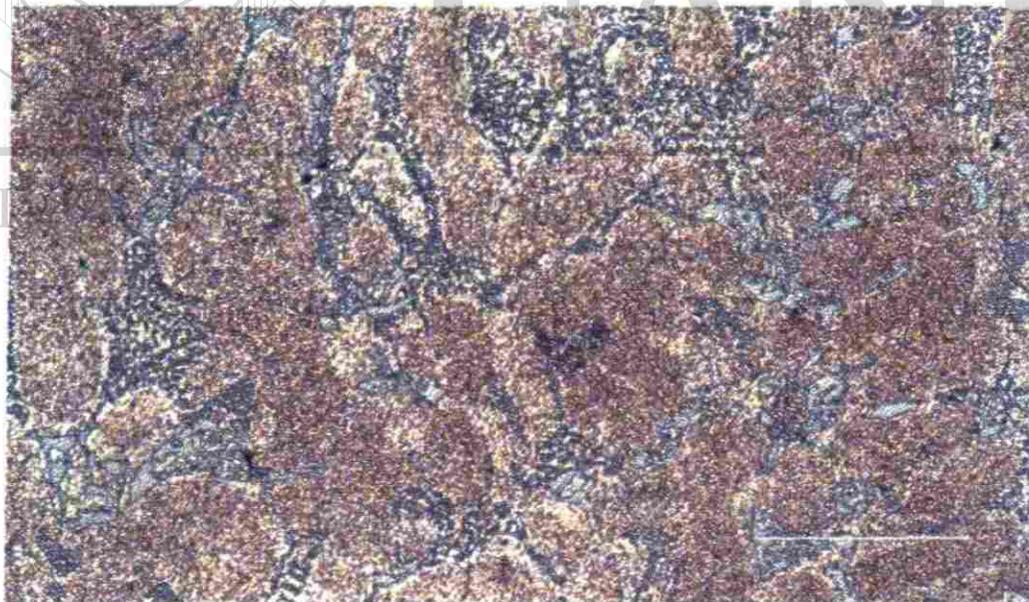
DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS





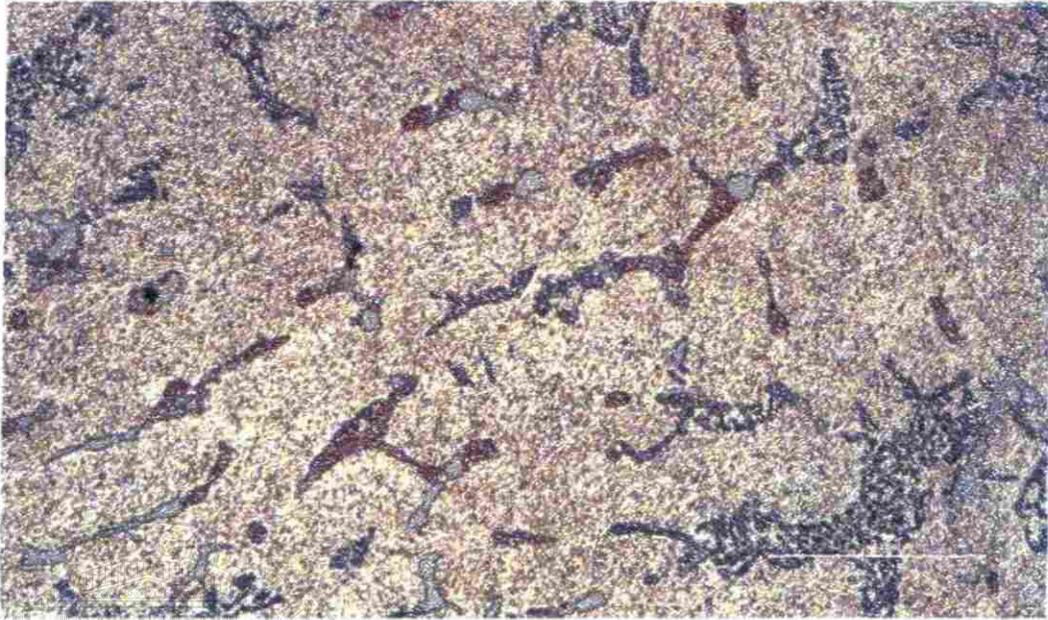
200 X.

Fotografía 3. Microestructura de la muestra 15 del grupo 1. Que presenta trazas de porosidad, con presencia de los interdendríticos Al Si, y AlCuFeMn, con trazas de la fase $Al_2 Cu$ en zonas de microsegregación.



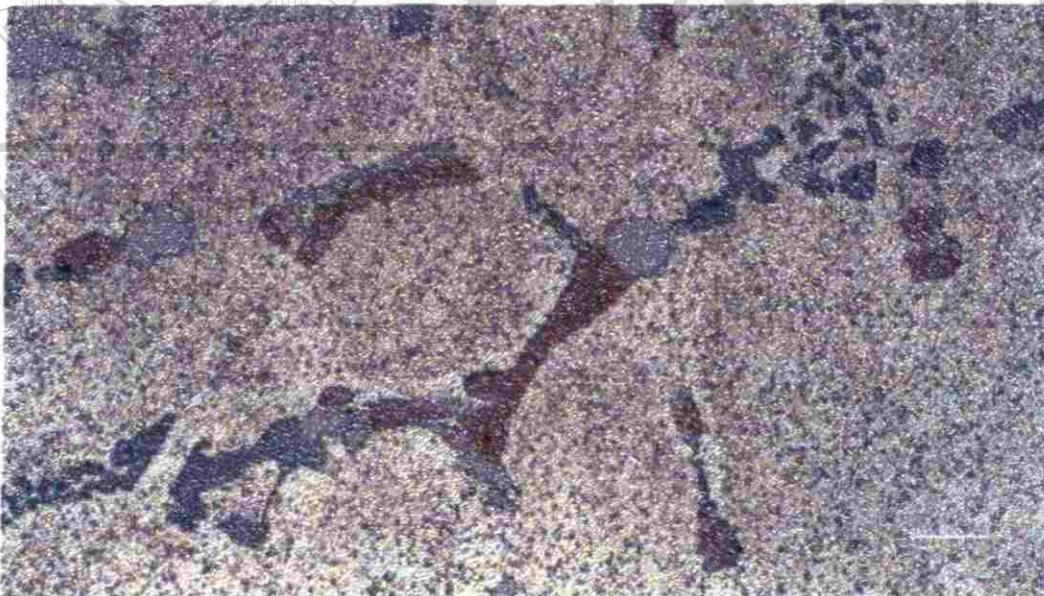
200 X.

Fotografía 4. Microestructura de la muestra 40 del grupo 2. Que presenta trazas de porosidad con abundante presencia de los interdendríticos Al Si, y AlCuFeMn, con trazas no cuantificables de la fase $Al_2 Cu$. Grano grueso.



200 X

Fotografía 5. Microestructura de la muestra 51 del grupo 3. Que presenta trazas de porosidad, con presencia de los interdendríticos Al Si, y AlCuFeMn, y de la fase $Al_2 Cu$. Grano grueso.

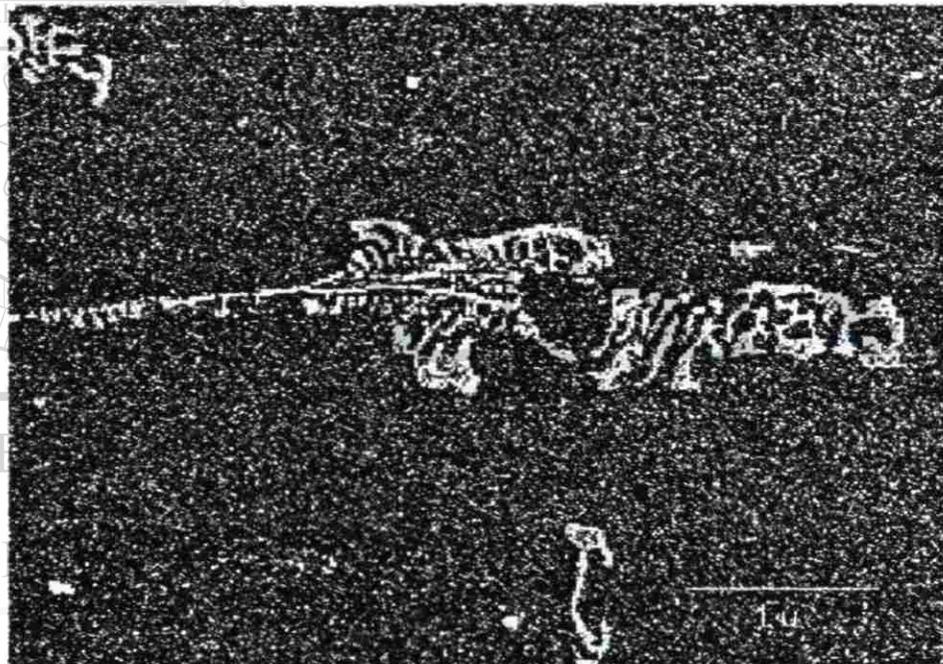


500 X

Fotografía 6. Microestructura de la muestra 51 del grupo 3. Que presenta trazas de porosidad, con presencia de los interdendríticos Al Si, y AlCuFeMn, y de la fase $Al_2 Cu$. Grano grueso.

4.2. Microscopia Electrónica de Barrido.

Se evalúa una muestra de cada grupo, fueron la 40, 51 y la 15, con la finalidad de identificar cuantitativamente las fases presentes en la microestructura observada en la microscopía óptica convencional, encontrando lo siguiente:



1000 X

Fotografía 7. Microestructura de la muestra 40. SEM.
Se observa al interdendrítico de Al-Si-Cu-Mn-Fe. Típica estructura en la matriz de Al-Si.

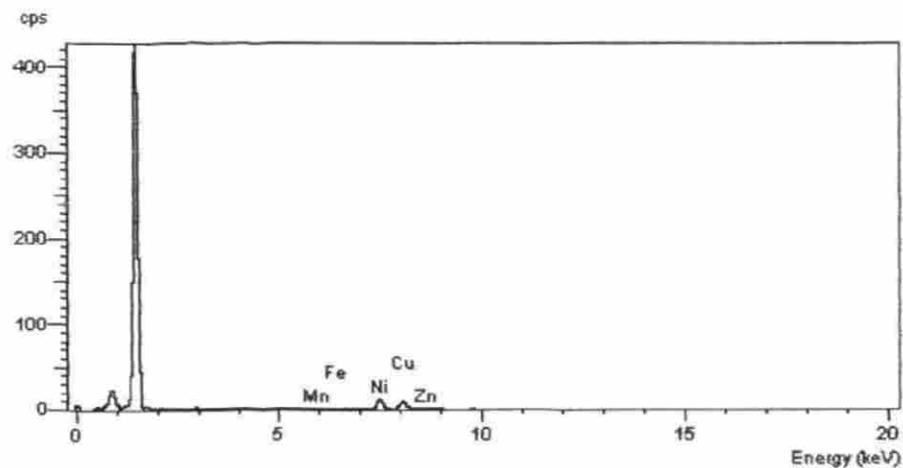
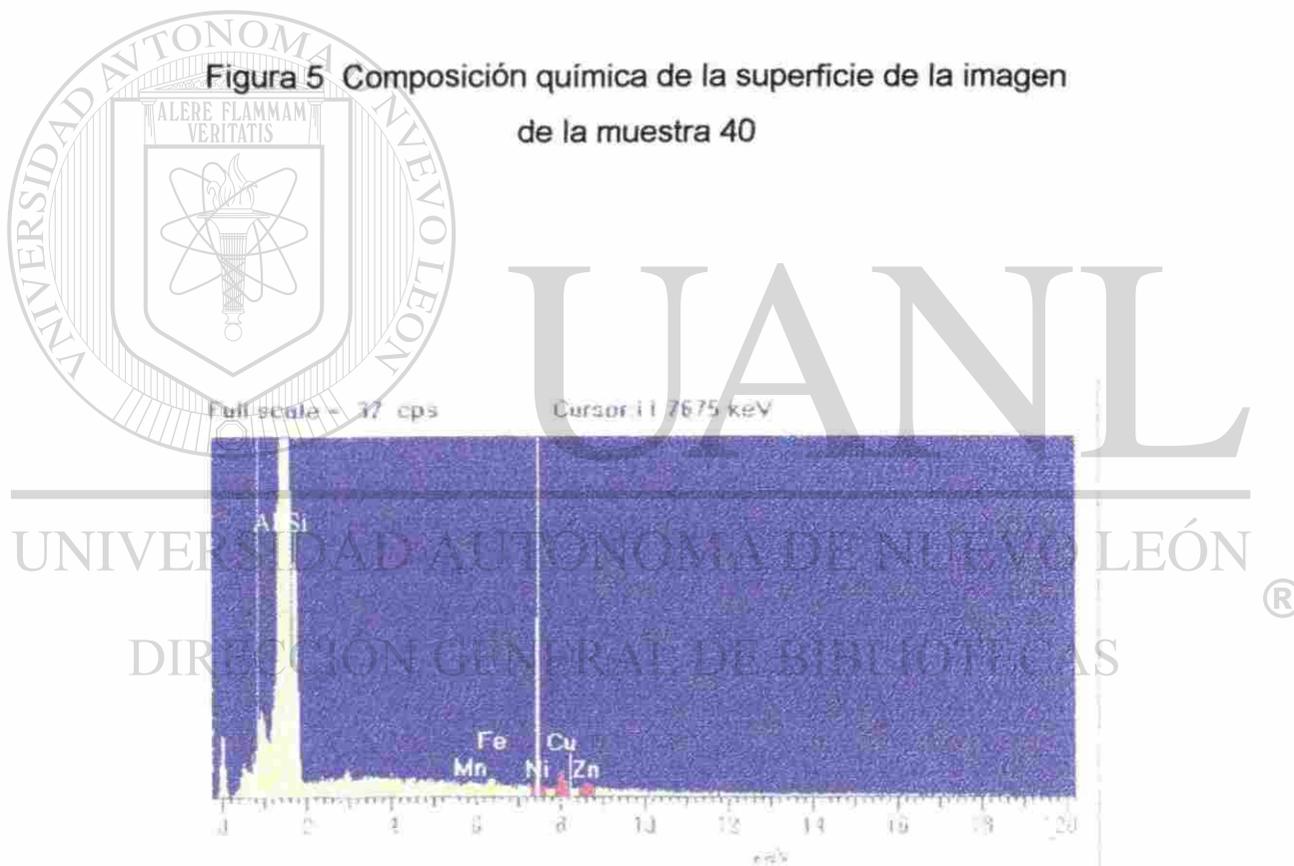
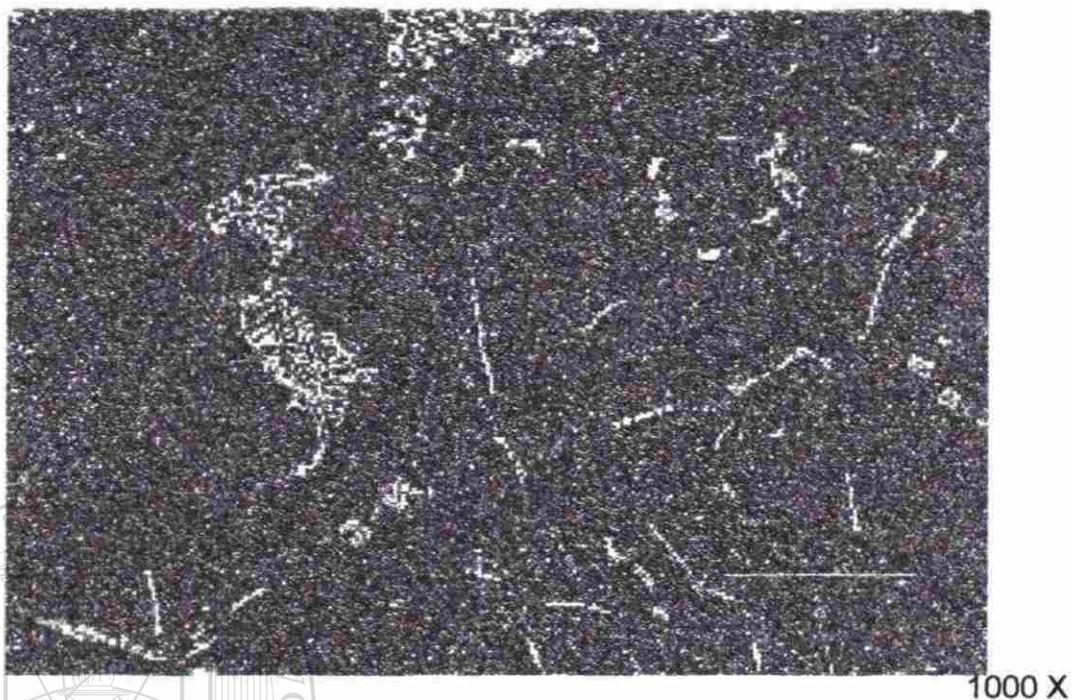


Figura 5 Composición química de la superficie de la imagen de la muestra 40



Fotografía 6. Espectro químico cualitativo de la matriz de la probeta 40, donde se pudo detectar los micro-aleantes de Cu, Mn, Ni, Zn en la matriz de Al-Si.



Fotografía # 8. Muestra 40. SEM. Se observa al interdendrítico de Al-Si-Cu-Mn-Fe. Típica estructura de huesillos, en la matriz de Al-Si.

Full scale - 55 cps Cursor 4.7675 keV

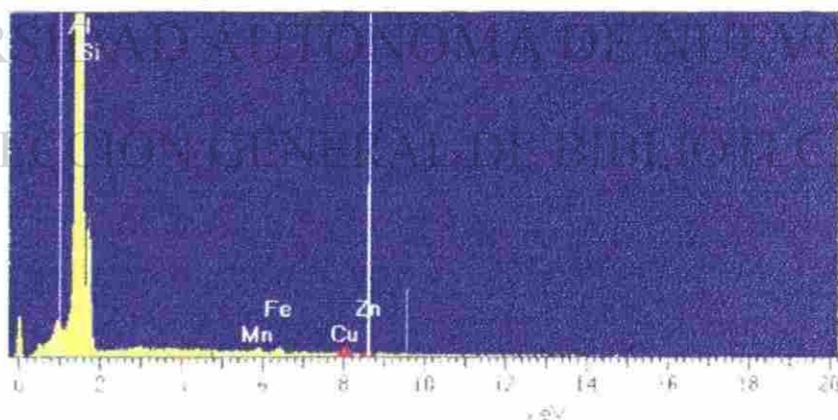
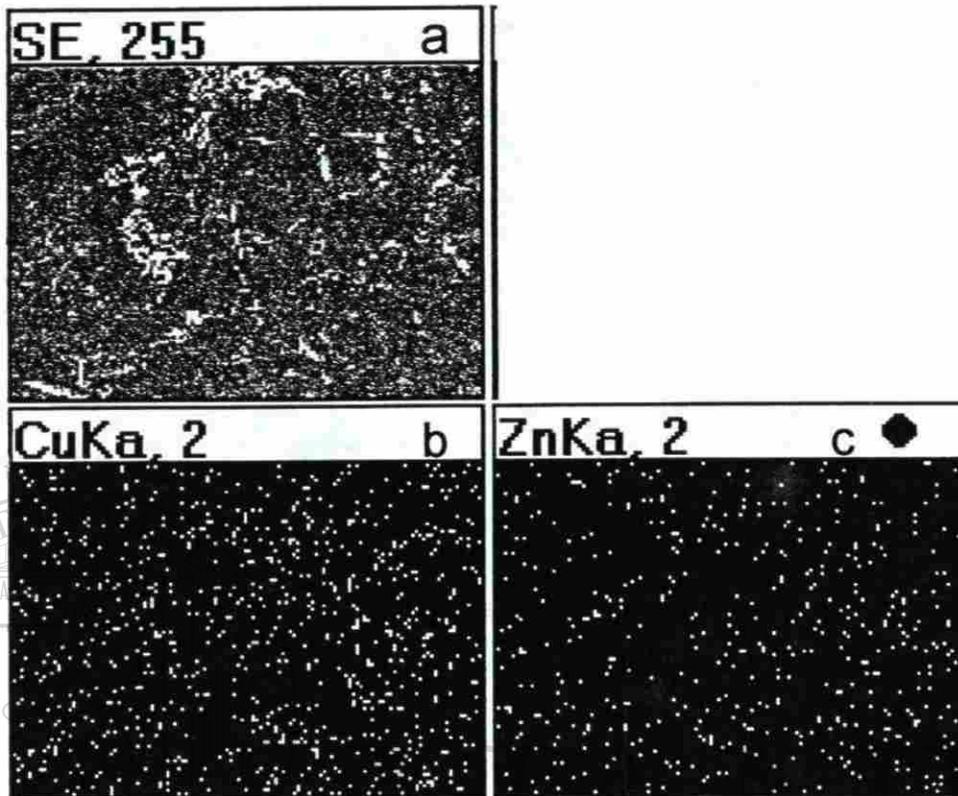


Figura 7. Como en el anterior se presenta la detección en la matriz de la probeta 40 en otra zona se detectan aleantes de Cu, Mn, Ni, Zn en la matriz de Al-Si.

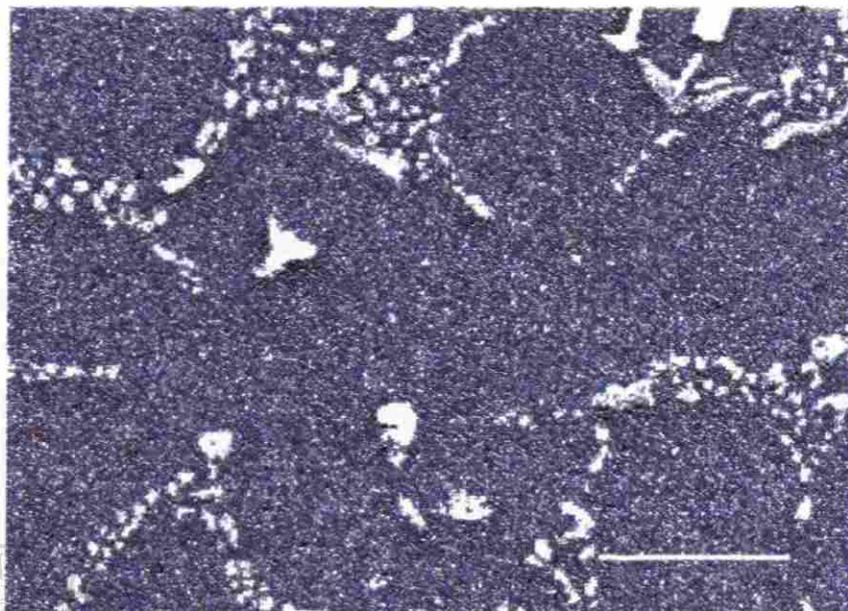


Fotografía 9. SEM. De la imagen anterior, figura a, se efectúa un barrido de detección de Cu, imagen b, y de Zn, en c donde podemos ubicar las zonas en que se presentan dichos elementos.

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

®

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS



1000 x

Fotografía 10. SEM. Microestructura de la muestra, 15. Se presenta el interdendrítico del Al-Si-Cu Mn- Fe. Estructura que se aprecia redondeas por efecto de la modificación.

Full scale - 305 cps

Cursor:0.0475 keV

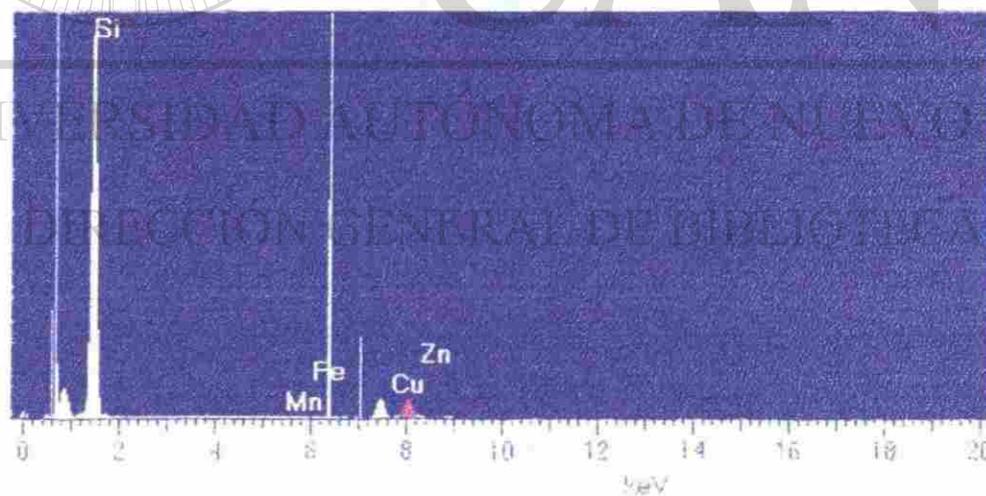
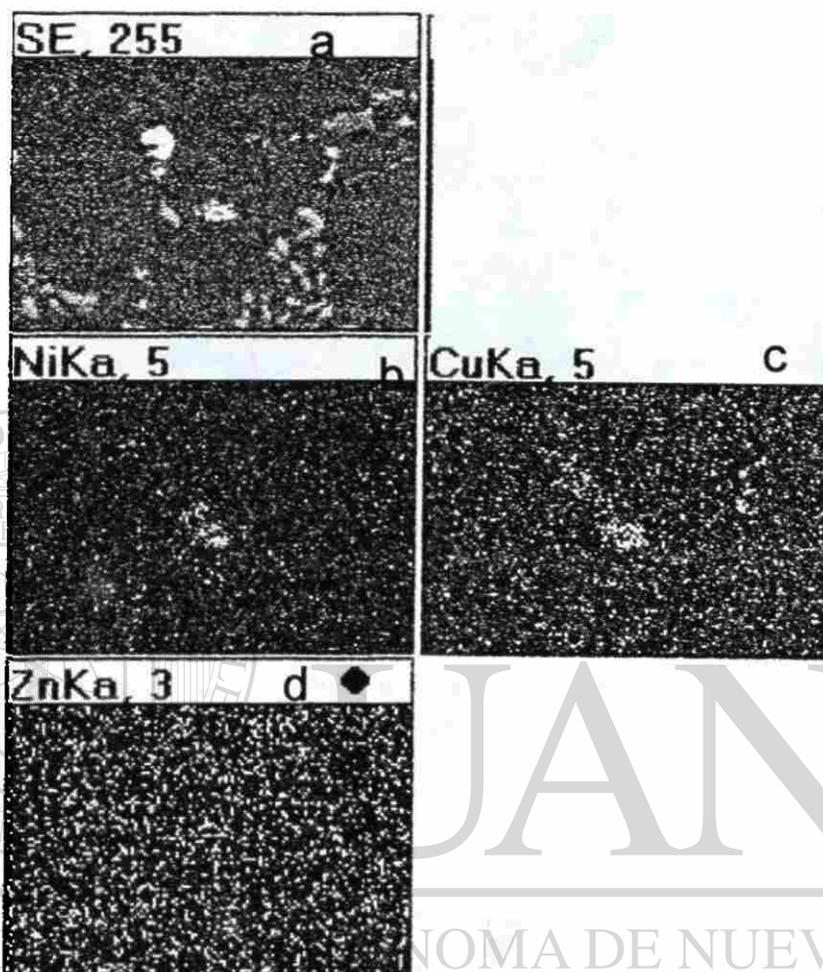
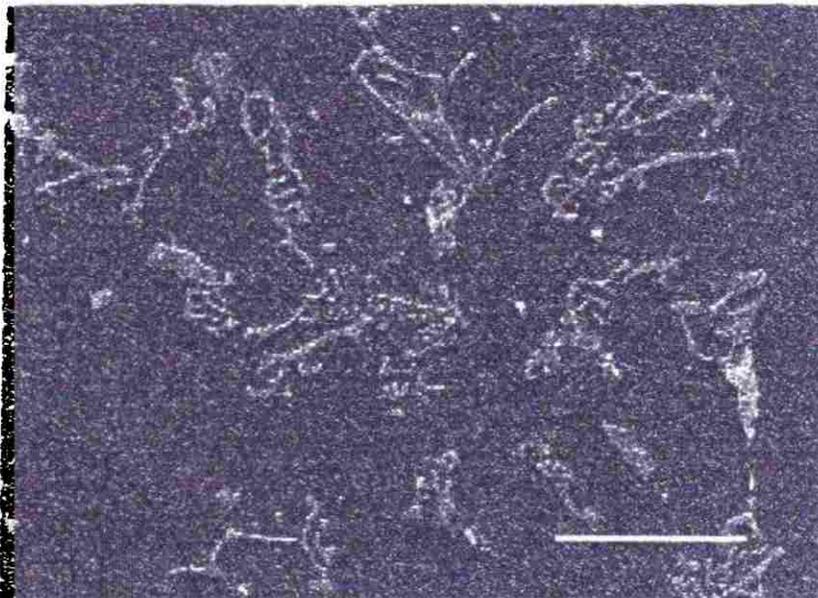


Figura 8. Espectro químico cuantitativo que corrobora lo comentado en la fotografía anterior.



Fotografía 11. SEM. De la anterior imagen muestra 15, figura a, se efectúa un barrido de detección de Ni, imagen b, Cu imagen c, y de Zn en d, donde podemos ubicar las zonas en que se presentan dichos elementos.



1000 X.

Fotografía 12 SEM. Microestructura de la muestra 51. Se presenta el interdendrítico del Al-Si-Cu Mn- Fe. Estructura que se aprecia redondeada por efecto de la modificación, la fase blanca brillante es la Al_2Cu .

Full scale = 28.1 k counts Cursor 4.7675 keV

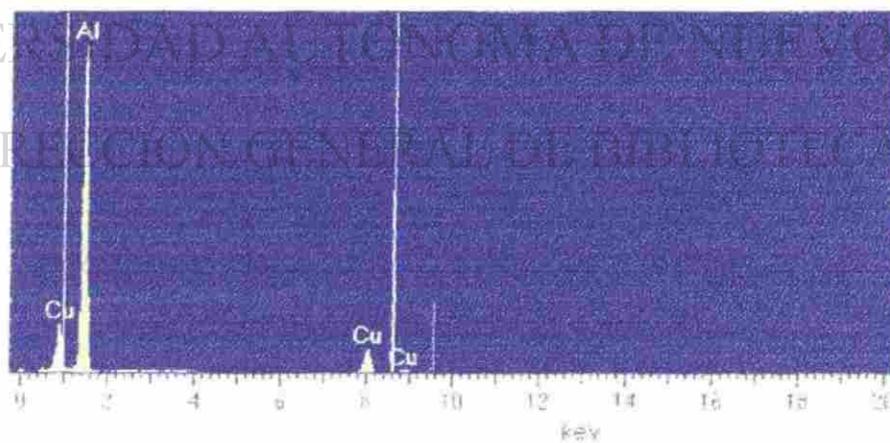
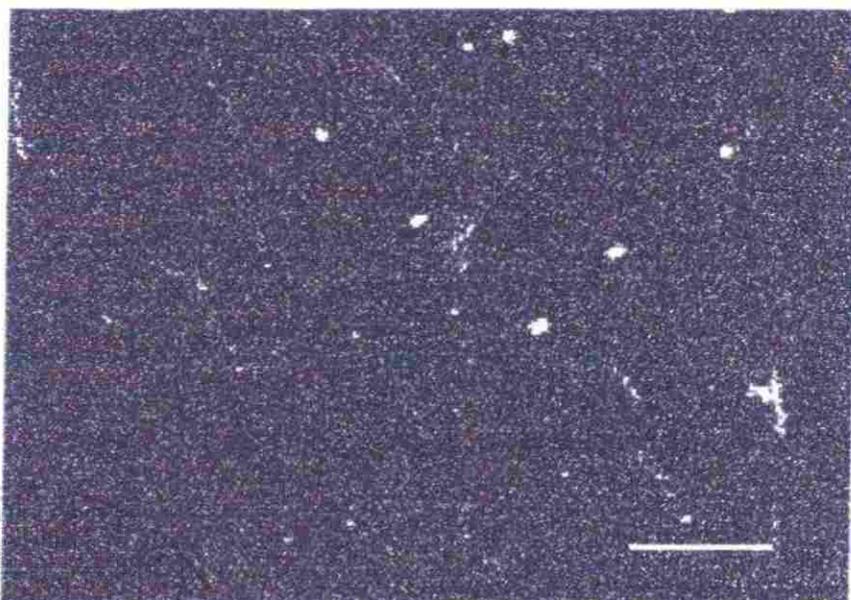


Figura 9.- Se presenta el análisis elemental químico de la fase blanca brillante que es la de Al_2Cu .



1000 X

Fotografía 13 SEM Barrido químico de Cu en la muestra anterior.

Se presenta la fase teta, Al_2Cu en la muestra 51.

Full scale = 6.79 k counts

Cursor: 8.9075 keV

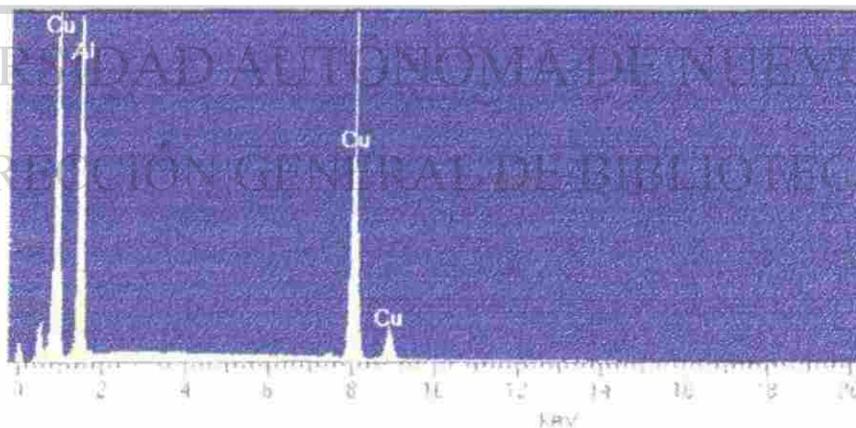


Figura 10 Composición química elemental de la muestra 51 del barrido de las zonas de Cu, que se efectúa sobre la fase Al_2Cu .

CAPITULO 5

CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES



CONCLUSIONES

La aleación cumple satisfactoriamente con lo marcado en la bibliografía, aunque presenta una ligera variación que no tiene efecto significativo en la modificación.

El precipitado de Al_2Cu no se presenta segregado en las muestras del grupo 1 que es el de menor contenido de Cu, (1.16), se encuentra en combinación con la matriz.

En el grupo 2 se aprecia segregación de la fase Al_2Cu este grupo presenta un contenido de 2 % en peso de Cu.

El precipitado de Al_2Cu se observa en mayor cantidad en las muestras del grupo 3 en las que el contenido de Cu es mayor 3.35 %.

El tamaño de grano en las muestras de los grupos 2 y 3 es mayor y se presenta la fase teta de manera libre.

RECOMENDACIONES.

Es necesario evaluar las propiedades mecánicas de las muestras para así comprobar y corroborar lo observado en el microscopio.

Probablemente alargando el tiempo de tratamiento de las muestras del grupo 2 y 3 se lograría difundir mas la fase cobre en la matriz y mejorar aun

mas sus propiedades, por lo que recomendamos nuevamente tratar térmicamente las muestras y evaluarlas de nueva cuenta.

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

ÍNDICE DE TABLAS

Tabla	DESCRIPCIÓN	Página	Bibliografía
1	Sistema de nomenclatura para las aleaciones de aluminio	9	6.- Pag 15
2	Sistema de nomenclatura de templado para aleaciones de aluminio	11	6.- Pag 35
3	Tabla de solubilidad máxima en el aluminio de algunos elementos de aleación.	16	4.- Pag 18
4	Composición química típica de la aleación a 319.	21	4.- Pag. 8
5	Propiedades mecánicas típicas de la aleación Al-Si A319.	22	4.- Pag. 10
6	Algunas propiedades de modificadores del eutéctico Al – Si.	28	4.- Pag 15
7	Ventajas y desventajas de los modificadores.	32	4.- Pag. 18
8	Se presenta la descripción de las muestras a analizar.	42	_____
9	Se presenta la composición química por grupo de muestras a analizar.	43	_____
10	Descripción del tratamiento térmico aplicado a las muestras del grupo # 1.	44	_____
11	Descripción del tratamiento térmico aplicado a las muestras del grupo # 2.	45	_____
12	Descripción del tratamiento térmico aplicado a las muestras del grupo # 3.	46	_____
13	Reactivos usados para el examen Metalográfico.	52	26. Pag 87
14	Se presenta el resultado de la evaluación metalográfica del grupo # 1 de muestras.	56	_____
15	Se presentan los resultados de la evaluación metalográfica de el grupo numero 2.	58	_____
16	Se presenta la evaluación Metalográfica del Grupo #3.	60	_____

ÍNDICE DE FIGURAS.

Fig	Descripción.	Página	Bibliografía
1	Variante de clasificación con letra para aleaciones similares.	13	Aluminio Vonferencia de la sem. De ciencia y tecnología Pag 11
2	Diagrama de Equilibrio de Al – Si	15	Personal Metalog. Tablas y Diagramas. Struers. Pag 12
3	Diagrama binario de Al – Cu.	23	Personal Metalog. Tablas y Diagramas. Struers Pag 14
4	Diagrama de estado del sistema Cu – Al.	35	Personal Metalog. Tablas y Diagramas. Struers. Pag 15
5	Espectro Químico cuantitativo de lo observado en la fotografía anterior.	66	_____
6	Espectro químico cualitativo de la matriz de la probeta 40, nos presenta los microaleantes de Cu, Mn, Ni, Zn en la matriz de Al-Si.	66	_____
7	Al igual que en lo anterior se presenta el espectro químico cualitativo de la matriz de la probeta 40, en otra zona, nos presenta los aleantes de Cu, Mn, Ni, Zn en la matriz de Al-Si.	67	_____
8	Espectro químico cuantitativo que corrobora lo comentado en la fotografía anterior.	69	_____
9	Se presenta el análisis cuantitativo de la fase blanca brillante que es la de Al ₂ Cu.	71	_____
10	Se presenta el análisis cuantitativo de la fase blanca brillante que es la de Al ₂ Cu.	72	_____

INDICE DE FOTOGRAFÍAS

Foto	Descripción	Página
1	Aleación de aluminio "no modificado",	24
2	Aleación de aluminio "modificado".	25
3	Microestructura de la muestra 15.	63
4	Microestructura de la muestra 40.	63
5	Microestructura de la muestra 51.	64
6	Microestructura de la muestra 51.	64
7	Microestructura de la muestra 40. SEM.	65
8	Muestra 40. SEM.	67
9	De la anterior imagen, figura a, se efectúa un barrido de detección de Cu, imagen c, y de Zn, donde podemos ubicar las zonas en que se presentan dichos elementos.	68
10	Microestructura de la muestra, 15.	69
11	De la anterior imagen, figura a, se efectúa un barrido de detección de Cu, imagen c, y de Zn, donde podemos ubicar las zonas en que se presentan dichos elementos.	70
12	Microestructura de la muestra de la muestra 51.	71
13	Se presenta el barrido de la fase teta, Al_2Cu . Presentada en la muestra 51	72

REFERENCIAS.

- 1.- Harry D. Moore. Donald R. Kibbely. Materiales y Procesos de Fabricación. 1992
 - 2.- Francisco Muñoz del Corral. Curso de metalurgia. Aguilar. 1978
 - 3.- Carabjal Aldape Jorge Luis , Aluminio. Conferencia de la semana de ciencia y tecnología. COMIMSA. 1996.
 - 4.- Keyser Carl A. Ciencia de Materiales para Ingeniería. Limusa. 1994.
 - 5.- W. J. Ellis, Ingeniería de Materiales. Alfaomega. Pag., 51 a 58.
-
- 6.- Metals Handbook 9th edition, Aluminium Foundry Products. Volumen 2 ASM 1979.
 - 7.- M.A. Cisneros. Valtierra S. Reyna M. Influencia del tratamiento térmico sobre la morfología de la fase eutéctica rica en silicio y el tamaño de grano; impacto sobre las propiedades mecánica en piezas automotrices elaboradas de una aleación Al – Si. ITS, XXI congreso internacional de metalurgia y materiales. 1999.
 - 8.- Sydney H. Avner, Introducción a la Metalurgia Física. Segunda edición pag., de la 477 a la 481. 1979.

- 9.- James F. Shackelford. Ciencia de Materiales para Ingenieros. Preentice Hall Hispanoamericana, S.A.
- 10.- Agenda Personal Metalog. Struers.
- 11.- Yu. M. Latjtin. Metalografía y Tratamiento Térmico de los Aceros. Editorial MIR.
- 12.- Heat Treating of Aluminium Alloys. Metals Handbook 9ª Edition. Vol.4. ASTM. 1981.
- 13.- Carbajal Aldape Jorge Luis. Estudio del efecto del estroncio – velocidad de solidificación – tratamiento térmico en la modificación de una aleación de aluminio A319. Tesis de Maestría. ITRS. Saltillo Coah. México, 1994
- 14.- Rollason E.C. Metallurgy Engineers, Edward Arnold Ltd., 4th Edition, 1980.
-
- 15.- E. Beraha, B. Shpiger. Color Metallography American Society For Metals pag. 87 a 94, 1977.
- 16.- F. Keller and G. W. Wilcox. Identification of Constituents of Aluminum Alloys. Alcoa. Research Laboratories Technichal Paper N° 7 Revised 1958

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

RESUMEN AUTOBIOGRÁFICO

Jorge Elías Aldrete Soria nació en Saltillo Coah. Mex. El 5 de julio de 1955. Obtuvo el grado de Ingeniero Metalúrgico con especialidad en Procesos en el Instituto Tecnológico de Saltillo terminó en diciembre de 1979. En 1998 inicia la Ingeniería con especialidad en Materiales en el Doctorado en Ingeniería de Materiales de la Universidad Autónoma de Nuevo León.

En 1980 ingreso a trabajar en CIFUNSA planta 2 en el departamento de Fundición como supervisor, en 1983 ingresa al Instituto de Investigaciones Siderurgias (IMIS como asistente de investigador), que en 1992 cambio a Corporación Mexicana de Investigación en Materiales (COMIMSA desde 1994 funje como investigador designado), en 1993 inicia su propio negocio de

Carpintería luego en 1995 forma parte de la Empresa Fundición Monclova como gerente de calidad y laboratorios hasta 1996 en cuando pasa a formar parte del grupo académico de la Universidad Tecnológica de Coahuila donde actualmente se desenvuelve como Profesor Investigador en la dirección académica de Mantenimiento Industrial.

Dirección particular:	Gladiolas # 225 Unidad Valle de las flores. Saltillo Coah. Mex. 25290
Teléfono: casa	(01 84) 430 02 95
Celular:	044 84 44 40 12 58
E-mail	Jaldrete-soria@ hotmail.com Jaldrete-@ utc.edu.mx

