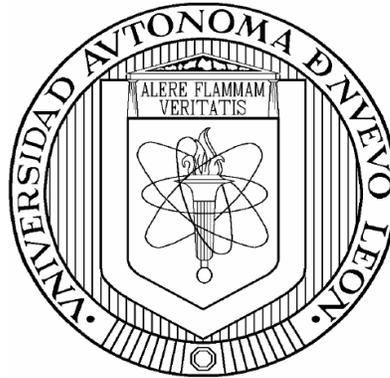


UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA

DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSTGRADO



**RESPUESTA DEL TRATAMIENTO TERMICO T6 DE UNA
ALEACION 319 CON VARIACIONES EN EL CONTENIDO DE
COBRE y MAGNESIO**

POR

MIGUEL ANGEL RAMÍREZ TOBANCHE

TESIS

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

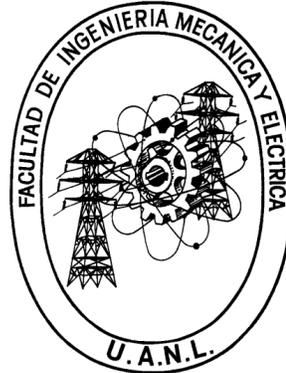
CIUDAD UNIVERSITARIA

OCTUBRE DE 2011

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA

DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSTGRADO



**RESPUESTA DEL TRATAMIENTO TERMICO T6 DE UNA
ALEACION 319 CON VARIACIONES EN EL CONTENIDO DE
COBRE y MAGNESIO**

POR

MIGUEL ANGEL RAMÍREZ TOBANCHE

TESIS

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

CIUDAD UNIVERSITARIA

OCTUBRE DE 2011

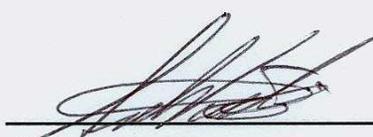
UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN
FACULTAD DE INGENIERIA MECÁNICA Y ELÉCTRICA
DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSGRADO

Los miembros del comité de tesis recomendamos que la tesis **“Respuesta del tratamiento térmico T6 de una aleación 319 con variaciones en el contenido de cobre y magnesio”** realizada por el alumno: Miguel Ángel Ramírez Tobanche, matrícula 1061426 sea aceptada para su defensa como opción al grado de Maestro en Ciencias de la Ingeniería Mecánica con especialidad en Materiales.

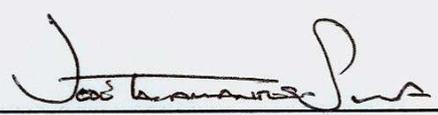
El comité de tesis



Dr. Rafael Colás Ortiz
Asesor



Dr. Salvador Valtierra Gallardo
Co-asesor



Dr. José Talamantes Silva
Co-asesor

Dr. Moisés Hinojosa Rivera
Vo. Bo.

San Nicolás de los Garza, N.L.

Octubre 2011

DEDICATORIA

A Dios Gracias por permitir culminar una meta más.

A mis padres Fernando (†) y Belia a quienes en gran medida debo mi formación, a mi hermana Belia de quien me considero su eterno admirador, mi mejor ejemplo de coraje, decisión y constante superación.

A mi esposa Esty y mi pequeña princesa Belia Catalina quienes se han convertido en mi motor de vida y por quienes acepto con orgullo los retos que se me presenten en la vida, el más grande regalo que les puedo dar es el ejemplo de mi propia vida.

A mis hermanos Fernando, Lety (†), Alma, Aarón, Adrian e Israel a quienes siempre llevo en mi corazón.

A mis sobrinos: Diana, Eduardo, Silverio, Tatiana, Kassandra, Fer, Nico, Magda, Juan, Rossy, Emiliano, Jomaira, Miky, Juan Carlos, Tommy, Lety, quienes son el futuro de la familia a su corta edad les aconsejo "Piensen, Crean, Suenen y Atrévanse, no duden de lo que puedan hacer o sueñen que podrían hacer, deben comenzarle, la osadía lleva en sí genio, poder y magia, todos los triunfos nacen cuando nos atrevemos a comenzar, la satisfacción es el sentimiento de haber logrado aquello que alguna vez soñamos o creíamos que no se podría alcanzar".

AGRADECIMIENTOS

Al Dr Salvador Naltierra, por su confianza y apoyo, fue el principal impulsor del conocimiento en Nemark, agradezco el haberme brindado la oportunidad de colaborar en el grupo de Investigación y Desarrollo. Me permitió iniciar y culminar la licenciatura y ahora culminar la maestría.

A mis compañeros en Investigación y Desarrollo, Nemark. Fer Morales, Alex Gzz, Andres Rodriguez, Marcos Cardozo, José Encarnación, Efran Carrera, , Juan Pablo Velazquez, Lazaro Vazquez, Gil Garcia, Aldo Saenz, Alex Hernandez, Alex Martinez, Vicente Niño, Dr. Alberto Esquivel Dr. Jacobo Hernandez, Dr. David Gloria, Dr. Eulogio Velasco, con quienes he compartido grandes y gratos momentos e innumerables anécdotas, grandes retos, y a quienes solo les puedo decir gracias por su amistad.

Al Dr. José Talamantes, por asesorarme en las diferentes etapas del proyecto, pero sobre todo la paciencia mostrada para que este proyecto culmine de la mejor manera.

Al Dr. Abraham Velasco, quien siempre mostro disposición a colaborar desinteresadamente.

Al Dr Rafael Colas, por todo el apoyo y asesoría y contribución al enriquecimiento del proyecto.

En general a todo el personal de Nemark de las diferentes aéreas operativas y que de alguna manera contribuyeron en el desarrollo del proyecto.

A todos ustedes una vez más gracias!!

TABLA DE CONTENIDO

Dedicatoria	i
Agradecimientos	ii
Resumen	1
Capitulo 1. Introducción	3
Capitulo 2. Antecedentes	8
2.1 Introducción	8
2.2 Obtención del aluminio	9
2.3 Generalidades del aluminio	9
2.4 Aleaciones de aluminio	11
2.5 Sistema de designación de las aleaciones de aluminio	12
2.6 Sistema de designación para tratamientos térmicos	13
2.7 Efecto de los elementos de aleación	14
2.8 Aleaciones Al-Si	19
2.8.1 Sistema Al-Si-Cu	21
2.8.2 Sistema Al-Si-Mg	22
2.9 Características y tratamiento del metal en aleaciones para fundición	22
2.10 Nucleación y crecimiento	23
2.10.1 Formación de dendritas	28
2.10.2 Espaciamiento dendrítico secundario (EDS)	29
2.10.3 Tamaño de grano	30
2.11 Factores que afectan el desempeño de la aleación	31
2.11.1 Composición química de la aleación	31
2.11.2 Velocidad de enfriamiento	31
2.11.3 Proceso de vaciado	31
2.11.4 Defectos durante la solidificación	32
2.11.5 Modificación de la aleación	34
2.11.6 Refinamiento de grano	37
2.12 Tratamiento térmico para una aleación 319	38

2.12.1 Tratamiento térmico de solución	40
2.12.2 Temple	45
2.12.3 Envejecido	45
2.13.3.1 Descomposición de soluciones super saturadas	48
2.13.3.2 Mecanismos de endurecimiento	53
2.14 Aleación 319	57
2.14.1 Fases intermetálicas en aleación 319	60
2.14.2 Fases intermetálicas de cobre	60
2.14.3 Fases de hierro intermetálico	61
2.14.4 Fases intermetálicas de magnesio	61
2.15 Análisis térmico	63
Capitulo 3. Procedimiento experimental	69
3.1 Introducción	69
3.2 Diseño de experimentos	70
3.3 Preparación de la aleación	73
3.4 Desgasificado y limpieza del metal	74
3.5 Análisis térmico	75
3.6 Fabricación de corazones y preparación de moldes	76
3.7 Vaciado de piezas y obtención de probetas	77
3.8 Tratamiento térmico	79
3.9 Ensayos mecánicos	80
3.10 Medición de dureza Brinell	81
3.11 Evaluación microestructural	82
Capitulo 4. Resultados	86
4.1 Introducción	86
4.2 Fabricación de aleaciones y vaciado de piezas	87
4.3 Análisis térmico	88
4.4 Análisis exploratorio	91
4.5 Propiedades mecánicas	94
4.6 Evaluación metalúrgica	97
4.6.1 Porosidad	98
4.6.2 EDS y nivel de modificación	99
4.6.3 Dureza	109
4.6.4 EDX en SEM	110
Capitulo 5. Análisis y discusión de resultados	114
5.1 Introducción	114

5.2 Análisis químico	115
5.3 Análisis térmico	115
5.4 Análisis exploratorio	116
5.5 Propiedades mecánicas	116
5.5.1 Esfuerzo máximo	117
5.5.2 Esfuerzo de cedencia	118
5.5.3 Elongación	120
5.5.4 Porosidad	121
5.5.5 Dureza Brinell	122
5.5.6 Pareto de efectos con respecto al esfuerzo máximo	123
5.5.7 Pareto de efectos con respecto al esfuerzo de cedencia	124
5.5.8 Pareto de efectos con respecto a la elongación	126
5.5.9 Pareto de efectos con respecto a la porosidad	126
5.5.10 Pareto de efectos con respecto a la dureza	127
5.6 Metalografía	128
5.7 Discusión	130
Capítulo 6. Conclusiones y recomendaciones	133
6.1 Conclusiones	133
6.2 Recomendaciones	135
Referencias	136
Lista de tablas	144
Lista de figuras	145
Apéndice A. Análisis térmico	151
Apéndice B. Resultados de propiedades mecánicas	163
Apéndice C. Modelo lineal general	177

RESUMEN

Entre las aleaciones Al-Si utilizadas en la fabricación de componentes automotrices de alta tecnología, la aleación 319 es de las preferidas, con el paso de los años los nuevos diseños requieren de mayor eficiencia, con propiedades mecánicas acordes al trabajo a desempeñar, con respecto al proceso de fabricación continuamente se buscan procesos robustos, de calidad y económicamente rentables, tradicionalmente la aleación 319 se ha estandarizado en contenidos de cobre de 3.0 y magnesio 0.3 maximizando propiedades mecánicas por medio tratamiento térmico (T6). En la presente investigación se propone desarrollar una serie de aleaciones variando el contenido de cobre de 2.0, 2.8 y 3.5% y magnesio de 0.0, 0.15, 0.3, 0.45 0.6, 0.8, y 1.0% evaluando el comportamiento de las propiedades mecánicas en condición de vaciado y después de aplicar el TT T6 a fin de encontrar una aleación con propiedades mecánicas óptimas ó encontrar alternativas más económicas en cuestión de fabricación de aleación, y procesamiento de piezas. Se utilizó un modelo tipo cuña con templadera en la base, el cual produce un amplio espectro en velocidades de solidificación (EDS de 22 a 86 μm) acordes a lo que se obtienen en monobloques y cabezas. Dentro de los datos interesantes obtenidos de las evaluación se encontró que el tratamiento térmico es esencial para maximizar las propiedades mecánicas en los tres contenidos de cobre y los mejores propiedades mecánicas se obtienen a valores de EDS bajos, la microestructura y morfología de las fases presentes son más finas (caso específico las relacionadas al Cu y Mg). Se encontró que no hay beneficio en propiedades mecánicas si se usa Mg mayor a 0.45%, el análisis térmico muestra el aumento de la temperatura de fusión relacionada con la fase Mg_2Si y las microestructuras muestran este tipo de fases gruesas y robustas dificultando la solubilidad. Lo más relevante de este estudio es que la aleación de Cobre

con 2.8% y Mg de 0.3% puede ser una opción para sustituir los valores actuales de Cu y Mg de la aleación 319.

CAPÍTULO 1

INTRODUCCIÓN

El aluminio es un metal que reúne una serie de propiedades mecánicas excelentes dentro del grupo de los metales considerados como metales ligeros, llegando a desplazar a las aleaciones de hierro e incluso a aleaciones de titanio, de ahí su elevado uso en la industria.

Dentro del ciclo vital del aluminio y sus aleaciones, éste se encuentra actualmente en la etapa de madurez, es decir; su producción está estabilizada desde hace un par de décadas, aunque en la industria automotriz su uso es cada vez mayor, donde la ligereza unido a la resistencia mecánica son factores importantísimos en el desempeño de motores de combustión.

Otra característica en la actualidad es la reciclabilidad, donde las aleaciones de aluminio destacan especialmente, ya que si bien el aluminio es el metal más abundante en la corteza terrestre, el proceso de obtención del aluminio requiere una alta cantidad de energía en comparación con otros metales como puede ser el acero, pero esta cantidad de energía se reduce enormemente en el proceso de producción secundaria (o reciclaje).

Una de las aleaciones ampliamente utilizada en la fabricación de componentes automotrices mediante procesos de vaciado, específicamente monobloques y cabezas (Figura 1.1) es la aleación 319 la cual se compone básicamente de Al-Si-Cu-Mg. En general esta aleación presenta buenas propiedades mecánicas que se debe en gran medida al control morfológico del silicio eutéctico y este se logra por diferentes métodos: por modificación química (adición de aleación maestra Al-Sr) durante el tratamiento del metal antes del vaciado de la pieza, y por modificación térmica o globulización durante el tratamiento de solución en pieza en estado sólido, ambos métodos en forma conjunta desarrollan propiedades optimas en las piezas.

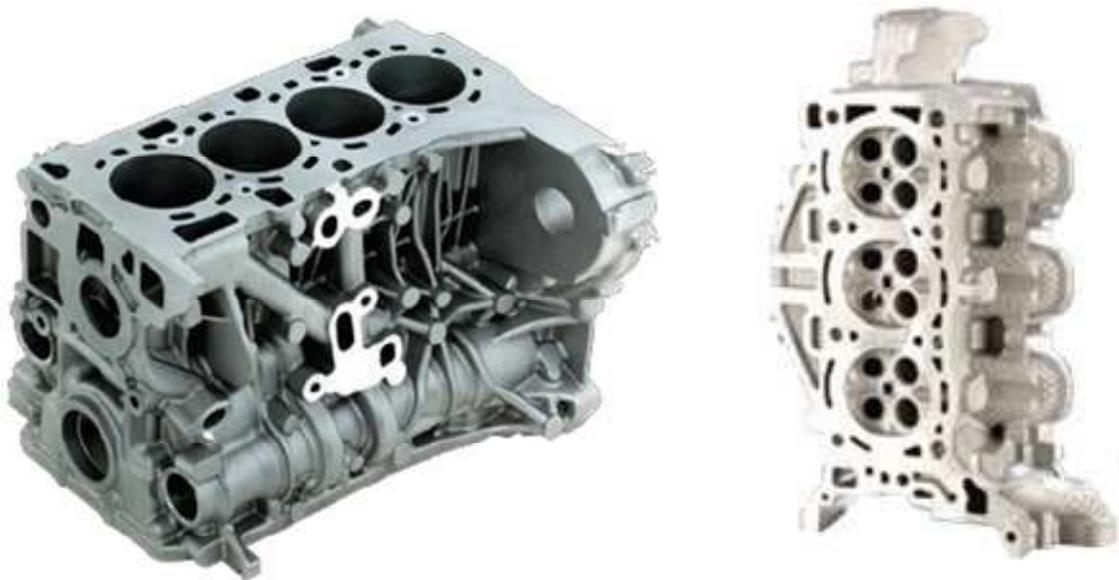


Figura 1.1 Componentes automotrices: Monobloque (izquierda) y Cabeza de aluminio (derecha).

Las propiedades mecánicas en condición de vaciado pueden ser incrementadas mediante la aplicación de tratamientos térmicos, esto se debe a los contenidos de cobre y magnesio presentes en la aleación. Durante el tratamiento de solución, la pieza es llevada a una temperatura cercana a la temperatura eutéctica permaneciendo a esta temperatura en un tiempo suficiente que garantice obtener una solución solida sobresaturada esto gracias a la difusión

de átomos de Cu y Mg, la solución es retenida por enfriamiento brusco para después concluir con el tratamiento de envejecido, cuyo objetivo es controlar la distribución y el crecimiento de precipitados metaestables como Al_2Cu y Mg_2Si en función del tiempo y temperatura, estas fases metaestables son las responsables de los incrementos sustanciales en las propiedades mecánicas tales como resistencia, esfuerzo de cedencia, elongación y dureza.

Debido a los incrementos en el costo del combustible empleado en los motores a combustión se ha impulsado la necesidad de buscar nuevas alternativas en composición química de la aleación que permitan obtener componentes automotrices con una mayor eficiencia en su desempeño, procesos de fabricación más económicos, e incluso llegar a prescindir del tratamiento térmico aplicado. Se ha observado que la modificación con estroncio induce la segregación de fases ricas en cobre especialmente las fases del tipo bloque, especialmente en zonas donde la solidificación es más lenta, por su parte el magnesio también tiene influencia en la formación de fases de cobre tipo bloque y en la formación de fases hierro, este tipo de fases afectan de forma negativa las propiedades mecánicas de la aleación.

El factor que motiva al desarrollo de la presente investigación es determinar si en la aleación 319 es factible modificar el contenido de cobre y magnesio o por combinación de ambos lograr propiedades mecánicas óptimas para aplicaciones específicas en particular.

En orden de satisfacer los requerimientos cada vez más exigentes de la industria automotriz, el objetivo de la presente investigación es evaluar la respuesta en propiedades mecánicas de una aleación base 319 (Al-Si-7,Cu-3,Mg-0.3). El desarrollo de este proyecto se relaciona con el esquema de procesamiento – estructura – propiedades como el mostrado en la figura 1.2.

Desarrollo del proyecto: Fusión y preparación de la aleación variando los contenidos de cobre y magnesio, desgasificada y modificada con estroncio, los

contenidos de cobre y magnesio propuestos son: % Cu en relación a su peso (2.0, 2.8 y 3.5) y para cada contenido de cobre le corresponden las siguientes % de Mg en relación a su peso (0.0, 0.15, 0.3, 0.45, 0.6, 0.8 y 1.0). Se moldean

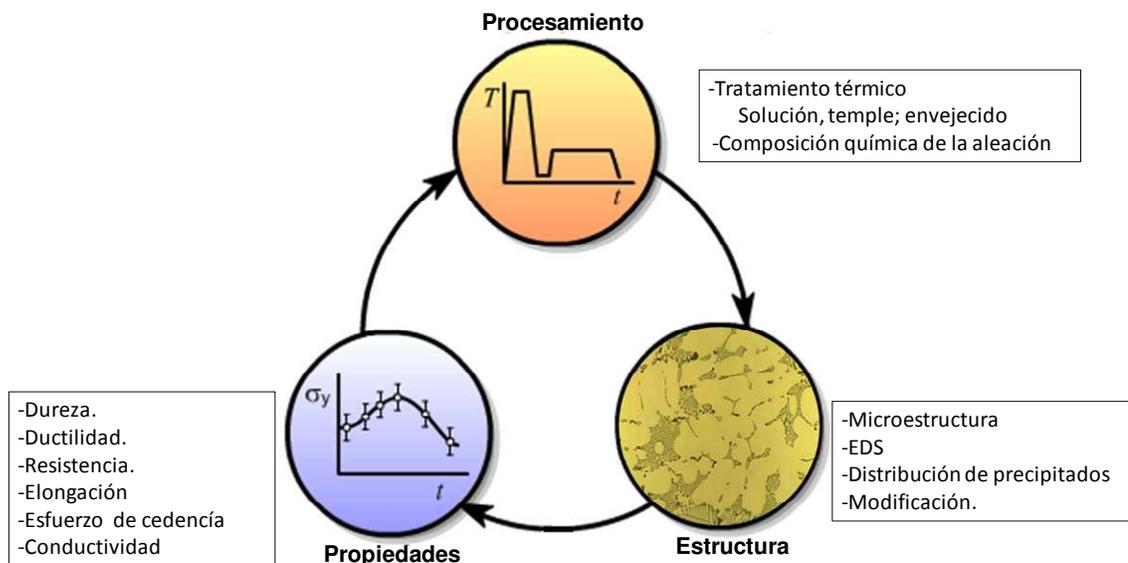


Figura 1.2 Relación entre procesamiento-estructura y propiedades.

piezas por duplicado para evaluar una de ellas en condición de vaciado y la segunda se evalúa después de terminado el tratamiento térmico (T6). El tratamiento térmico T6 se desarrolla de la siguiente manera: La primer etapa corresponde al tratamiento de solución a temperatura de 490 °C por cuatro horas, seguido por el templado o enfriamiento brusco desde la temperatura de solución en agua caliente (60-90 °C) y finalizando con el tratamiento de envejecido a una temperatura de 190 °C durante 6 horas. El cobre y magnesio durante la solidificación de la aleación forman fases intermetálicas como Al₂Cu y Mg₂Si responsables del endurecimiento y reforzamiento de la aleación, elongación y resistencia mecánica. Se emplea un molde de arena con

templadera en forma de cuña en la base, cuyo propósito es generar una solidificación direccionada con valores de EDS de 20-90. En el estudio no se considero la refinación de la aleación como parte de la evaluación.

Como parte del proyecto se realizó una revisión bibliográfica sobre temas, y trabajos afines que contribuyen al enriquecimiento del conocimiento sobre la aleación 319, la información relevante se muestra en capítulo de antecedentes. El trabajo concluye con los capítulos análisis de resultados, conclusiones y recomendaciones a futuros proyectos.

CAPÍTULO 2

ANTECEDENTES

2.1 Introducción

El aluminio es el metal más abundante en la corteza terrestre en una proporción aproximada del 8%. Su ligereza, ductilidad y la poca resistencia mecánica en estado puro, estas características poco favorables para su utilización industrial. Fue la aparición del “duraluminio” cuando la industria del aluminio empezó su proceso de expansión. El duraluminio experimentaba un envejecimiento natural a temperatura ambiente el cual efectuaba un aumento considerable de la resistencia mecánica. Fue hasta después de la segunda guerra mundial en que este metal se convirtió en un material importante en la industria de la fundición [1].

Con el paso del tiempo el aluminio y sus aleaciones han sustituido paulatinamente a las aleaciones de hierro, esto se debe en gran medida a que presentan buenas propiedades mecánicas sumadas a la disminución en peso de las piezas fabricadas. Hoy en día existe una diversidad de procesos de manufactura como el vaciado por gravedad en moldes semipermanentes, a baja

presión en moldes de arena o el vaciado de alta presión en cámara fría (diecasting) entre otros.

2.2 Obtención del aluminio

El aluminio se obtiene hoy en día mediante un proceso disgregado en dos fases: en la fabricación de óxido, el óxido de aluminio puro es aislado de la materia prima, obteniéndose el óxido de aluminio (Al_2O_3) o alúmina, a partir de la bauxita, mediante el método Bayer, bañando la materia prima con sosa cáustica (NaOH) y precipitando el hidróxido de aluminio ($\text{Al}(\text{OH})_3$), de la disolución, mediante cristalización provocada.

La obtención del metal tiene lugar, después, por electrólisis del óxido puro disuelto en una fusión de criolita. A continuación se describen las sustancias implicadas en un esquema del proceso para la obtención del aluminio [1].

2.3 Generalidades del aluminio

El aluminio y sus aleaciones se caracterizan por su baja densidad (2.7g/cm^3 comparada con 7.9g/cm^3 del acero), elevada conductividad eléctrica; térmica y resistencia a la corrosión en algunos medios. A muchas aleaciones de aluminio se les puede dar forma con facilidad debido a su elevada ductilidad. El aluminio tiene una estructura cúbica centrada en las caras, es dúctil incluso a temperatura ambiente. En la Tabla I se muestran las características físicas y químicas del aluminio.

Entre las aplicaciones más comunes de las aleaciones de aluminio se producen: partes estructurales para aviones, latas para bebidas refrescantes, partes de carrocerías de autobuses y componentes automotrices etc. El uso de aluminio en las partes que conforman a vehículos y camiones ha aumentado en forma constante en las últimas décadas. La utilización de este metal en motores

de combustión, reduce considerablemente el ruido y vibración, los vehículos requieren menor fuerza, desarrollan mayor potencia para desplazarse traduciendo esto en un ahorro en el consumo de gasolina. Por otro parte, el aluminio procesado así como partes automotrices son recicladas.

Para mejorar las propiedades mecánicas en aleaciones de aluminio y en el caso específico de una aleación 319, las piezas en condición de vaciado es necesario aplicar un tratamiento térmico (T6) esto se logra gracias al contenido de cobre y magnesio en aleación. El presente estudio tiene un enfoque exploratorio en el comportamiento de las propiedades mecánicas de una aleación base A319 con variaciones de cobre (2.0, 2.8 y 3.5 % en peso) y variaciones de magnesio (0.0, 0.15, 0.3, 0.45, 0.6, 0.8 y 1.0 %) empleando un molde con templadera para obtener una solidificación direccionada. De la evaluación final se podrá determinar si es factible prescindir del tratamiento térmico, esto se traducirá en tres grandes ventajas económicas, la primera en el ahorro energético considerando que uno de los principales problemas que afronta nuestro país es el alto costo del combustible utilizado en los diferentes procesos de fabricación. La segunda, la reducción en el tiempo de procesamiento, considerando que el tratamiento térmico (T6) se efectúa aproximadamente en 12 horas. La tercera, costo de fabricación de la aleación, siempre y cuando los porcentajes a utilizar sean menores a los empleados en la aleación estándar.

TABLA I Constantes físicas y químicas del aluminio [2,3]

Propiedad	Característica-Valor
Color	Blanco
Símbolo químico	Al
Radio atómico	1.43 Å
Valencia	3
Configuración electrónica	1s ² 2s ² 2p ⁶ 3s ² 3p ¹
Punto de fusión	660.2 °C
Punto de ebullición	Entre 2480 y 2057 °C
Parámetro de red	0.404nm
Gravedad específica	2.7 g/ml
Estructura cristalina	Cúbica centrada en las caras (FCC)
Modulo de elasticidad	72.4 GPa
Modulo de corte	27.5 GPa
Coefficiente de Poisson	0.31
Calor específico promedio (0-100 °C).	917 J kg ⁻¹ K ⁻¹
Conductividad térmica (20-100 °C)	238 W m ⁻¹ K ⁻¹
Coefficiente de expansión térmica (0-100 °C)	23.5X10 ⁻⁶ K ⁻¹
Resistividad eléctrica (20 °C)	2.67X10 ⁻⁸ O-m

2.4 Aleaciones de aluminio

El aluminio en estado puro presenta baja resistencia mecánica, por esta razón y para aplicaciones en las que se requiere una mayor resistencia mecánica es aleado con metales como el cinc, cobre, magnesio, manganeso y silicio. En el caso de las aleaciones Al-Si el hierro es considerado como impureza, por los efectos negativos en las propiedades mecánicas [4].

Aunque la mayoría de los metales pueden alearse con el aluminio, pocos tienen la suficiente solubilidad para servir como elementos de aleación, en la Tabla II se muestra la lista de elementos su solubilidad y temperatura. Otros elementos con baja solubilidad en sólido aportan importantes mejoras a las propiedades

mecánicas de la aleación, tal es el caso de cromo, manganeso y el circonio los cuales forman compuestos que controlan la morfología del grano [5].

TABLA II Solubilidad en sólido de elementos en el aluminio [6]

Elemento	Temperatura (°C)	Solubilidad	
		(% en Peso)	(% Atómico)
Cadmio	649	0.4	0.09
Cinc	443	70	66.4
Circonio	660.5	0.28	0.08
Cobalto	657	<0.02	<0.01
Cobre	548	5.65	2.4
Cromo	661	0.77	0.4
Germanio	424	7.2	2.7
Hierro	655	4.2	0.025
Litio	600	4.2	16.3
Magnesio	450	17.4	18.5
Manganeso	658	1.82	0.9
Níquel	640	0.04	0.02
Silicio	577	1.65	1.59
Plata	566	55.6	23.8
Estaño	228	~0.06	0.01
Titanio	665	~1.3	0.74
Vanadio	661	~0.4	0.21

2.5 Sistema de designación de las aleaciones de aluminio

La mayoría de las aleaciones de aluminio para vaciados están designadas por la asociación de aleaciones de aluminio en los estados unidos (AA) y su sistema de designación para tratamiento térmico [7,8]. Las cuales son descritas más adelante. La designación de las aleaciones de aluminio cuenta con cuatro dígitos numéricos, con un periodo entre el tercero y cuarto digito los cuales se explican a continuación:

El primer digito, indica el principal constituyente de la aleación. En las series 2xx.x hasta la designación 8xx.x el segundo y tercer digito no tienen un significado numérico, pero solo identifica arbitrariamente las aleaciones en el grupo. En todas las designaciones de aleaciones para vaciado, el cuarto digito

ubicado a la derecha del punto decimal indica el producto de acuerdo a la siguiente forma:

0 Indica piezas vaciadas.

1 Indica lingotes estándar.

2 Indica lingotes con una composición próxima a la de lingotes estándar.

Para indicar una modificación a la aleación original o un cambio en los límites de las impurezas se utilizan letras como prefijos siguiendo un orden alfabético, empezando con la A, pero omitiendo I, O, Q y X, esta última siendo reservada para aleaciones en etapa experimental [9, 10, 11].

2.6 Sistema de designación para tratamientos térmicos

Con el aluminio se han desarrollado diversos sistemas de aleación para productos de fundición pero se consideran básicamente seis sistemas que son: (a) Al-Cu, (b) Al-Cu-Si o Al-Si-Mg, (c) Al-Si, (d) Al-Mg, (e) Al-Zn y (f) Al-Sn. La nomenclatura de las principales aleaciones de aluminio ha sido designada por la *Aluminum Assosiation* (Tabla III y IV). [12,13]

Las aleaciones de aluminio también se dividen de acuerdo a su respuesta al tratamiento térmico en dos clases: tratables y no tratables térmicamente, dentro de las aleaciones tratables se encuentran los sistemas 2XX, 3XX, 7XX, 8XX y algunas 5XX. Como aleaciones no tratables tenemos los sistemas 1XX y 4XX. [12]

TABLA III Sistema de designación para las aleaciones de aluminio [14].

Aleaciones para forja	
1XX.X Aluminio Comercial puro (>99% Al)	No Envejecible
2XX.X Al-Cu	Endurecible por envejecimiento
3XX.X Al-Mn	No Envejecible
4XX.X Al-Si	Endurecible por envejecimiento
5XX.X Al-Mg	No Envejecible
6XX.X Al-Mg-Si	Endurecible por envejecimiento
7XX.X Al-Zn	Endurecible por envejecimiento

Aleaciones para fundición	
1XX.X Aluminio Comercialmente puro	No Envejecible
2XX.X Al-Cu	Endurecido por envejecimiento
3XX.X Al-Si-Cu, Al-Si-Mg, Al-Si-Cu-Mg	Endurecido por envejecimiento
4XX.X Al-Si	No Envejecible
5XX.X Al-Mg	No Envejecible
7XX.X Al-Zn	Endurecido por envejecimiento
8XX.X Al-Sn	Endurecido por envejecimiento

2.7 Efecto de los elementos de aleación [15,16]

El aluminio y sus aleaciones pueden ser afectados por varios elementos, algunos de los cuales mejoran sus propiedades, sin embargo, también hay otros elementos que pueden ser perjudiciales, considerando que en la actualidad y en el caso muy particular de la aleación 319 su preparación se basa principalmente en el reciclado de componentes automotrices dificultando en cierta medida el control de algunos elementos de aleación. En seguida se presenta una breve descripción de algunos elementos y sus efectos principales sobre el aluminio y sus aleaciones.

TABLA IV Grado de endurecimiento para las aleaciones de aluminio [17].

F	Tal como se fabricó (Trabajo en caliente, forja, fundición etc.)
O	Recocida (en la condición mas blanda posible)
H	Endurecida por deformación (Trabajada en frío).
	H1X Trabajada en frio (x: la cantidad de trabajo en frio y endurecimiento)
	H12 Proporciona una resistencia a la tensión intermedia entre 0 y H14
	H14 Proporciona una resistencia a la tensión intermedia entre 0 y H18
	H16 Proporciona una resistencia a la tensión intermedia entre H14 y H18
	H18 El esfuerzo máximo equivale al alcanzado por una reducción en frio del 75% seguido de un recocido
	H19 Resistencia a la tensión mayor en 2000 psi. con respecto a la H18
	H2X Trabajada en frio y parcialmente recocida
	H3X Trabajada en frio y estabilizada a una temperatura baja para evitar el endurecimiento por envejecimiento
W	Tratada por solución
T	Endurecida por envejecimiento
	T1 Enfriada de la temperatura de fabricación y envejecida naturalmente
	T2 Enfriada desde la temperatura de fabricación, trabajada en frio y envejecida naturalmente
	T3 Tratada por solución, trabajada en frio y envejecida naturalmente
	T4 Tratada por solución y envejecida naturalmente
	T5 Enfriada desde la temperatura de fabricación, trabajada en frio y envejecida artificialmente
	T6 Tratada por solución y envejecida artificialmente
	T7 Tratada por solución y estabilizada por sobre envejecimiento
	T8 Tratada por solución, trabajada en frio y envejecida artificialmente
	T9 Tratada por solución, envejecida artificialmente y trabajada en frio
	T10 Enfriada desde la temperatura de fabricación, trabajada en frio y envejecida artificialmente

Antimonio (Sb) solo reacciona con calcio o estroncio para formar intermetálicos burdos, su efectividad en la modificación depende de la ausencia del fósforo. Está clasificado como un metal pesado con potencial toxicidad especialmente asociado con la formación del gas.

Berilio (Be) su adición en pequeñas partes por millón (PPM) pueden ser efectivas para reducir las pérdidas por oxidación e inclusiones asociadas al magnesio. A concentraciones mayores a 0.04% el berilio afecta la forma y composición de fases de hierro ínter metálico, mejorando su resistencia y ductilidad. Compuestos que contienen berilio son conocidos como cancerígenos que requieren cuidados específicos durante su fusión, transporte de metal fundido, manejo de escoria y disposición de escoria.

Bismuto (Bi) adiciones de este elemento en concentraciones mayores a 0.15% mejora la maquinabilidad de las aleaciones de aluminio vaciado.

Boro (B) combinado con otros metales forma boruros como el AlB_2 y TiB_2 . El boruro de titanio forma sitios de nucleación estable que interactúan con fases activas para refinación del grano tales como el $TiAl_3$. Los boruros solo contribuyen a la formación de lodos, a la precipitación de intermetálicos en la solución líquida.

Cadmio (Cd) en concentraciones que exceden el 0.1% mejora la maquinabilidad. Hay que tener presente que este elemento se volatiliza a los 767 °C

Calcio (Ca) es un modificador débil del eutéctico Al-Si. Incrementa la solubilidad del hidrógeno y es a menudo el responsable de la porosidad. En contenido mayor a 0.005% afecta adversamente la ductilidad en las aleaciones Al-Mg.

Cinc (Zn) acompañado por aleantes como el cobre o magnesio puede resultar atractivo para el tratamiento térmico o envejecido natural.

Cobre (Cu) mejora sustancialmente la resistencia y dureza en piezas en su condición de vaciado así como en condiciones de tratamiento térmico.

Aleaciones que contienen de 4 a 5.5% responden favorablemente al tratamiento térmico mostrando relativamente mejores propiedades. El cobre reduce resistencia al agrietamiento en caliente e incrementa el riesgo potencial a generar rechupes interdendríticos.

Cromo (Cr) en bajas concentraciones favorece el envejecido a temperatura ambiente. El cromo forma típicamente el compuesto CrAl_7 el cual muestra extremadamente limitada solubilidad en estado sólido y es por lo tanto usado para suprimir la tendencia del crecimiento de grano. Otra función dentro de las aleaciones Al-Si es la de mejorar la resistencia a la corrosión.

Estaño (Sn) es muy efectivo para mejorar las características de fricción y es por lo tanto muy usado en aplicaciones de soporte. Aleaciones vaciadas pueden contener hasta el 25% de estaño, la adición de plomo mejora la maquinabilidad de la aleación.

Estroncio (Sr) el estroncio modifica al eutéctico Al-Si. Una modificación efectiva puede ser alcanzada con adición de bajos niveles de estroncio, el rango recomendado es de 0.008 a 0.04%. Bajas concentraciones son usadas en combinación con altas velocidades de solidificación. Los altos niveles de adición están asociados con la formación de porosidad, por lo que la eficiencia del desgasificado de la aleación puede ser afectada adversamente con los altos niveles de estroncio. El estroncio ha sido considerado como un modificador inefectivo a velocidades lentas de solidificación, aunque algunos investigadores han reportado efectos benéficos en aleaciones 319.0 y 356.0 con contenidos mayores a 200 ppm de estroncio.

Fósforo (P) como AlP_3 , en aleaciones Al-Si hipereutécticas, el fósforo nuclea y refina la fase de silicio primario en formación. En concentraciones de PPM disminuye la efectividad de sodio y estroncio como modificadores de eutéctico Al-Si.

Hierro (Fe) mejora la resistencia al agrietamiento en caliente y disminuye la tendencia a la adhesión (die sticking) en moldes permanentes. Incrementos en el contenido de hierro son acompañados por una disminución sustancial de la ductilidad. El hierro reacciona para formar fases ínter metálicas las más comunes son FeAl_3 , FeMnAl_6 y $\alpha\text{-AlFeSi}$. Estas son esencialmente fases insolubles que afectan las propiedades de la aleación. El hierro participa en la formación de lodos (fases de hierro con Mn, Cr y otros elementos).

Magnesio (Mg) elemento fundamental en el desarrollo de dureza en aleaciones Al-Si tratadas térmicamente, es usado comúnmente en aleaciones complejas conteniendo Cu, Ni y otros elementos para el mismo propósito. La fase endurecible Mg_2Si muestra un límite de solubilidad aproximadamente 0.70%. Las aleaciones binarias Al-Mg son ampliamente usadas en aplicaciones en las que se requiere un brillo, acabado superficial, resistencia a la corrosión y una atractiva combinación de resistencia y ductilidad. El rango de Mg comprendido es de 4 a 10% y aleaciones que contienen más del 7% de magnesio son tratables térmicamente. El alto contenido de Mg puede evitar la inestabilidad y el envejecido a temperatura ambiente por periodos prolongados de tiempo. Su desventaja es que se pierde rápidamente por oxidación y potencialmente afecta la calidad de la pieza por inclusión de óxidos.

Manganeso (Mn) es normalmente considerado una impureza, en la mayoría de los procesos de gravedad se controla a niveles bajos. El Mn es un elemento importante en el endurecimiento por trabajo. Fe y Mn pueden considerarse isomorfos forman fases insolubles que reducen el efecto perjudicial del Fe sobre la ductilidad en la aleación.

Níquel (Ni) es comúnmente usado con Cu para mejorar las propiedades a temperaturas elevadas, reduciendo el coeficiente de expansión térmica.

Plomo (Pb) el plomo es usado para mejorar las características de maquinabilidad en concentraciones mayores a 0.1%.

Silicio (Si) el sobresaliente efecto del Si en aleaciones de aluminio es la mejora de las características de las piezas. Adiciones de silicio mejoran dramáticamente la fluidez, alimentación de paredes delgadas, resistencia al agrietamiento en caliente (hot tear). Las aleaciones aluminio silicio en contenidos de 5 a 7% son ideales en procesos de enfriamiento lento (moldes de arena), y el contenido de silicio entre 8 y 12% se maneja en procesos con velocidades de enfriamiento altos (molde permanente).

Sodio (Na) provee una efectiva modificación del eutéctico Al-Si bajo todas las condiciones de solidificación. El sodio interactúa con el fósforo para reducir su efectividad en la modificación del eutéctico y el refinamiento de la fase primaria de Al-Si. En bajas concentraciones actúa como frágilizante en aleaciones Al-Mg. El sodio se pierde rápidamente en el aluminio fundido a través del tiempo así que el efecto modificador es transitorio por lo que requiere de adiciones periódicas para mantener los niveles de modificación.

Titanio (Ti) el titanio es extensivamente usado en la refinación de la estructura del grano de aleaciones de aluminio vaciado. A menudo en combinación con pequeñas cantidades de boro, para un efectivo refinamiento de grano es necesario titanio en exceso en la estequiometría de TiB_2 . El titanio es a menudo empleado adicionalmente para reducir las tendencias al agrietamiento en caliente, y la dispersión de defectos por contracción (rechupes) [15].

2.8 Aleaciones Al-Si

Las aleaciones del sistema Al-Si constituyen el 90% del total de los productos vaciados de Al. Esto se debe a las excelentes propiedades de fundición, resistencia a la corrosión, maquinabilidad y soldabilidad, otorgada por

la combinación del eutéctico Al-Si y la adición de elementos aleantes (como el Cu, Mg, Zn, Mn entre otros) [19].

La mejora de las propiedades de la aleación (como por ejemplo el esfuerzo máximo y la ductilidad), se realiza a través de diversos mecanismos en el proceso de fabricación, ya sea en el tratamiento del metal líquido reduciendo el contenido de hidrógeno y remover inclusiones, los elementos aleantes proporcionan resistencia mecánica, la refinación de grano mediante agentes nucleantes como Ti y B, la modificación del eutéctico Al-Si por adición de modificadores como Sr, Na, Sb, la reducción del espaciamiento dendrítico secundario debido a una mayor velocidad de solidificación y el control de segundas fases en el tratamiento térmico [20].

Dependiendo del porcentaje de silicio tomando como referencia el diagrama de equilibrio Al-Si, este tipo de aleaciones se dividen en 3 grupos, su representación esquemática se muestra en la figura 2.1 (a).

Aleaciones hipoeutécticas de 5 a 11% Si, donde el aluminio solidifica formando una red dendrítica y el eutéctico Al-Si precipita interdendríticamente un ejemplo se muestra en la figura 2.1 (b). Las **Aleaciones eutécticas** de 11 a 13% Si, donde la estructura final es completamente eutéctica, un ejemplo se muestra en la figura 2.1 (c). **Aleaciones hipereutécticas** de 13 a 20% Si, donde la reacción primaria de solidificación involucra la precipitación de partículas de Si primario hasta que la temperatura eutéctica se alcance y el líquido remanente forma el eutéctico característico, un ejemplo se muestra en la figura 2.2 (d).

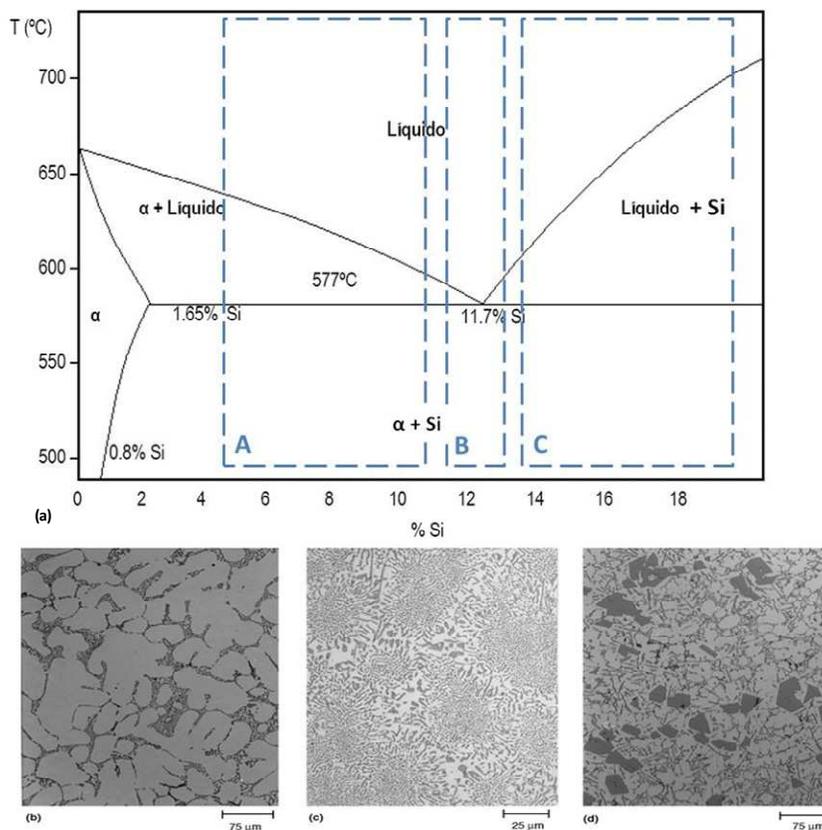


Figura 2.1 Aleaciones comerciales aluminio-silicio [20].

2.8.1 Sistema Al-Si-Cu

Las aleaciones Al-Si-Cu representan el caballo de batalla en el procesamiento de aleaciones de aluminio. En este grupo, el silicio proporciona buenas características para el moldeo, el Cu por su parte proporciona una alta resistencia y buenas características en maquinabilidad, sacrificando en cierto grado la ductilidad y resistencia a la corrosión [21].

Las propiedades mecánicas de las aleaciones Al-Si-Cu están determinadas principalmente por la composición química, la técnica en el procesamiento, manejo del metal fundido y el tratamiento de tratamiento térmico aplicado [21]

Muchas de estas aleaciones contienen de 4 a 5 % de cobre aunque usualmente con variaciones en el contenido de magnesio. Aleaciones de este tipo son susceptibles a agrietarse durante la solidificación o producir rechupes interdendríticos. El Cu es típicamente el elemento de aleación base para mejorar las propiedades mecánicas a elevadas temperaturas, a menudo con adiciones de Ni [21]

2.8.2. Sistema Al-Si-Mg

La adición de Mg a las aleaciones Al-Si forma la base de una familia de composiciones que combinan características de vaciado con excelentes propiedades después de tratamiento térmico. Estas aleaciones son de excelente resistencia a la corrosión y un bajo nivel de expansión térmica.

El endurecimiento obtenido después del templado y envejecido se debe a la dispersión del Mg_2Si en Al- α , mientras que el propio Al- α se endurece por el exceso de Si o Mg comparado con la relación estequiometrica del Mg_2Si [22]

2.9 Características y tratamiento del metal en aleaciones para fundición

Prácticamente todos los metales, aleaciones y muchos otros materiales en algún momento de su procesamiento son o se encuentran en estado líquido. El líquido se solidifica al enfriarse por debajo de su temperatura de solidificación. Las estructuras formadas durante la solidificación afectan las propiedades mecánicas e influyen sobre el tipo de procesamiento posterior, en las aleaciones Al-Si lo que se busca es manipular y controlar la forma de la estructura, el tamaño de grano mediante la solidificación o por medios químicos como es el caso de aleaciones maestras Ti-Bo y un buen procesamiento de metal (desgasificado de metal usando un gas inerte) en estado líquido que permita minimizar los problemas en piezas por alto contenido de hidrogeno,

modificación de la aleación por medio de Sr para finalizar con el moldeo de un diseño ingenieril. Otros conceptos relacionados con la solidificación sus efectos y parámetros a controlar se detallan más adelante.

Durante la solidificación, el arreglo atómico cambia de un orden de corto alcance a un orden de largo alcance, es decir a una estructura cristalina. La solidificación requiere dos procesos: nucleación y crecimiento. La nucleación ocurre cuando se forma una pequeña porción sólida dentro del líquido. El crecimiento del núcleo ocurre cuando los átomos del líquido se van uniendo al sólido hasta que el líquido se acabe.

2.10 Nucleación y Crecimiento [23]

Nucleación. Cuando se forma el sólido, se crea una interfase entre éste y el resto del líquido (figura 2.2). A esta interface se le asocia una energía libre de superficie σ , cuanto más grande sea el sólido mayor será el incremento en energía de superficie. Entonces, El cambio total de energía ΔG , esta dado por la siguiente ecuación:

$$\Delta G = \frac{4}{3}\pi r^3 \Delta G_v + 4\pi r^2 \sigma$$

Donde :

$\frac{4}{3}\pi r^3$ Es el radio de un embrión esférico de radio r ,

$4\pi r^2$ Es el área de superficie del embrión.

σ Es la energía libre de superficie

ΔG_v Es el cambio de la energía libre de volumen (negativo)

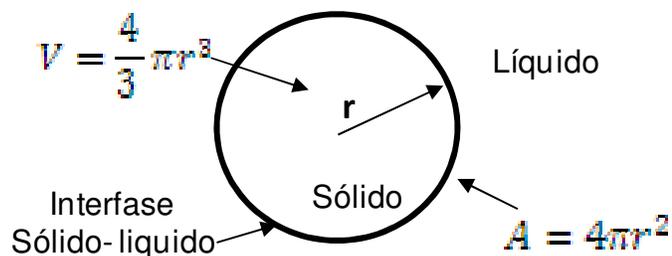


Figura 2.2 Formación de una interfase, se forma un sólido a partir del líquido.

Cuando el sólido es muy pequeño (menor que r^* en la figura 2.3) un crecimiento adicional hace que aumente la energía libre. En vez de crecer, el sólido se vuelve a fundir para reducir la energía libre; entonces, el metal permanece en estado líquido. Este sólido pequeño se conoce como embrión. El líquido está subenfriado ya que está por debajo de la temperatura de solidificación en equilibrio. El subenfriamiento ΔT es la temperatura de solidificación al equilibrio menos la temperatura real del líquido.

Pero cuando es mayor que r^* , el crecimiento adicional hace que la energía total del sistema se reduzca, por lo que el sólido formado es estable. La nucleación ocurrió con éxito y ahora se dará el crecimiento de la partícula sólida denominada núcleo.

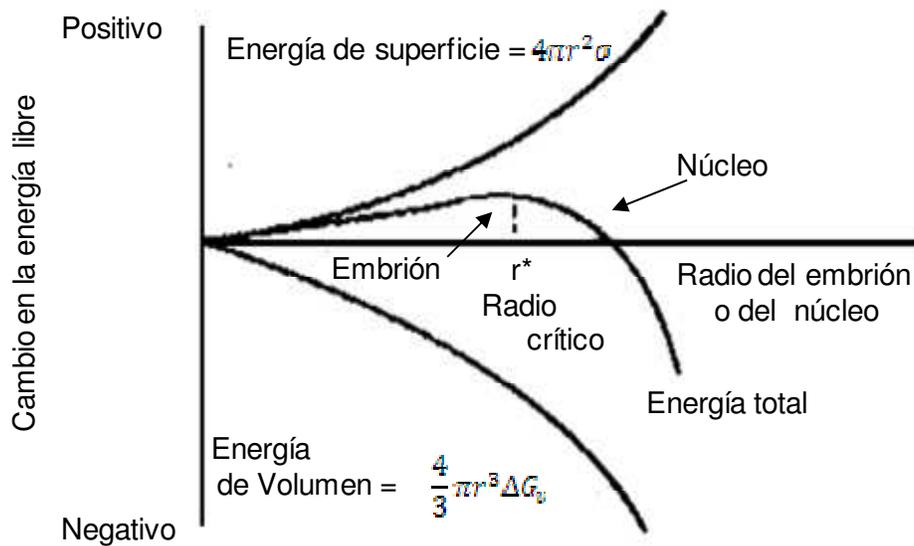


Figura 2.3 La energía libre total de un sistema sólido-líquido cambia según el tamaño del sólido. El sólido se denomina embrión si su radio es menor que el radio crítico. O se le llama núcleo si su radio es mayor que el radio crítico.

Nucleación homogénea: Ocurre cuando el subenfriamiento es suficiente como para causar la formación de un núcleo estable. El tamaño del radio crítico r^* está dado por:

$$r^* = \frac{2\sigma T_m}{\Delta H_f \Delta T}$$

Donde:

ΔH_f Es el calor latente de fusión

T_m es la temperatura de solidificación de equilibrio en °K

$\Delta T = T_m - T$ Es el subenfriamiento cuando la temperatura es T. el calor latente de fusión representa al calor cedido durante la transformación.

Nucleación heterogénea: los cuerpos extraños que están en contacto con el líquido ya sea en suspensión o sobre las paredes del recipiente que lo contiene proveen una superficie sobre la cual se puede formar el sólido (figura 2.4). Se tiene un radio de curvatura mayor que el crítico, con una superficie total que muy pequeña entre sólido y líquido. Solamente necesitan agruparse unos cuantos átomos para producir una partícula sólida con el radio de curvatura requerido. Para alcanzar este tamaño crítico se necesita menos subenfriamiento, por lo que la nucleación empieza con mayor facilidad.

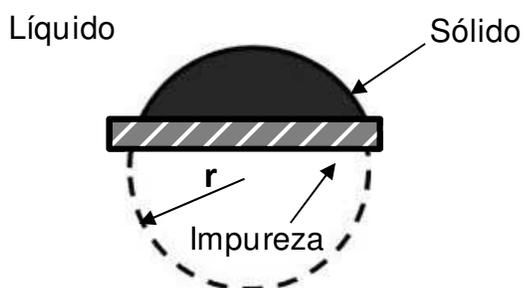


Figura 2.4 Nucleación heterogénea, formación de un sólido sobre una impureza. Ocurre con subenfriamientos relativamente bajos.

Crecimiento. El crecimiento ocurre una vez que están formados los núcleos conforme los átomos se integren a la superficie del sólido. El crecimiento del sólido estará en función de la extracción del calor. Se deben considerar dos tipos de calor: el calor específico del líquido y el calor latente de fusión. El calor específico deberá ser eliminado ya sea por radiación o por conducción a través del medio que rodea al material hasta que el líquido se enfríe alcanzando su temperatura de solidificación. Antes de completar la solidificación se debe eliminar de la interfase sólido-líquido el calor latente de fusión. La manera en la cual se libere o retire este calor determinará el mecanismo de crecimiento de los núcleos y la estructura final

Crecimiento planar: es un mecanismo de crecimiento que ocurre por el desplazamiento de la interfase sólido-líquido plana hacia el líquido. Cualquier protuberancia que empiece a crecer en la interfase estará rodeada de líquido

con una temperatura mayor a la de solidificación, la representación de este crecimiento se muestra en la figura 2.5.

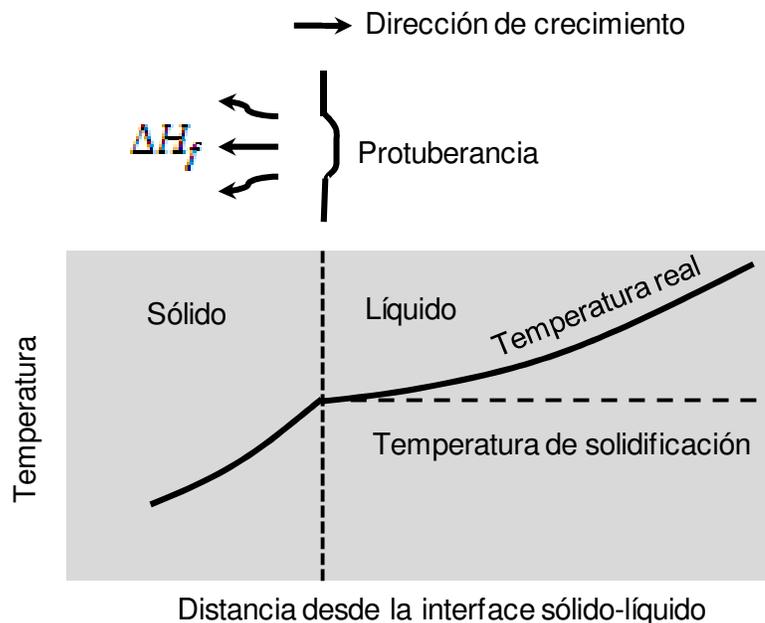


Figura 2.5 Muestra las características de una interfase plana, la temperatura del líquido está por encima de la temperatura de solidificación la protuberancia existente en la interfase sólido-líquido no crecerá y el calor latente se eliminará de la interfase a través del sólido.

Crecimiento dendrítico: Este tipo de crecimiento ocurre cuando la nucleación es débil, el líquido se subenfria antes de que se forme el sólido (como se muestra en la figura 2.6), bajo estas condiciones la protuberancia se forma y se crea en la interfase, y creciendo mientras el calor latente pasa al líquido subenfriado, elevando su temperatura hacia la solidificación, durante el crecimiento de la protuberancia crecen brazos primarios y secundarios este tipo de formación también es conocida como dendrita debido al tipo de forma que presenta.

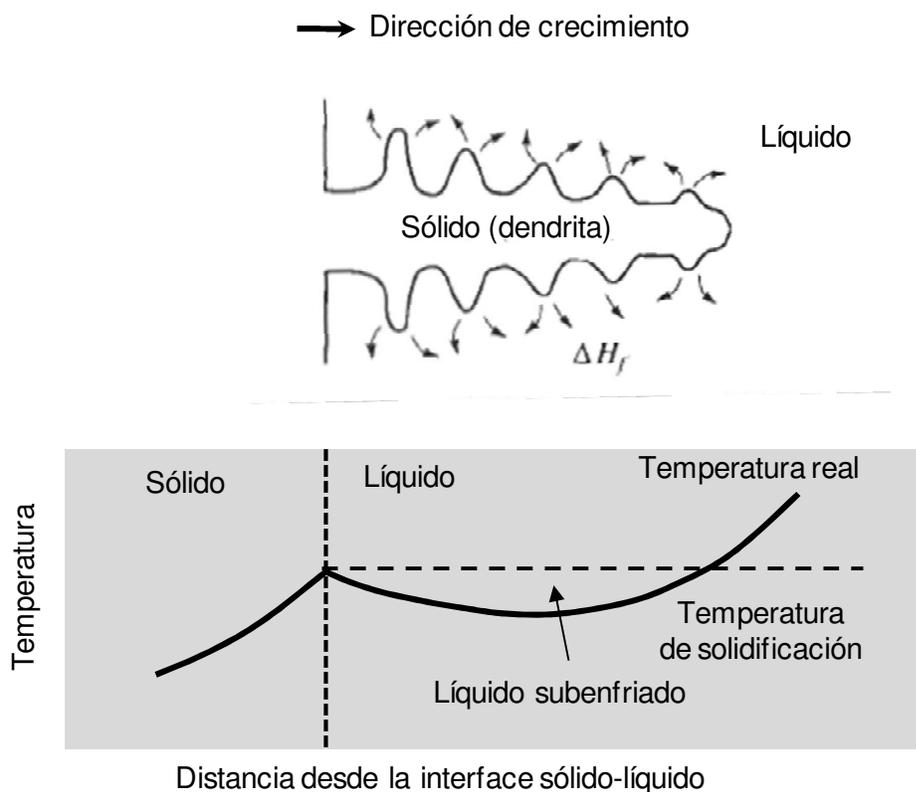


Figura 2.6 Líquido subenfriado, una protuberancia en la interface sólido líquido puede crecer rápidamente en forma dendrítica. El calor latente de fusión es absorbido por el líquido subenfriado y se eleva su temperatura hasta la temperatura de solidificación.

2.10.1 Formación de dendritas

En los metales y aleaciones durante la solidificación se requiere de un cierto subenfriamiento antes de la nucleación así una partícula sólida que originalmente desarrolla brazos en varias direcciones, formando cristales generalmente en una configuración que consiste en un brazo principal con muchos apéndices o brazos secundarios y terciarios a cuya morfología se le llama dendrita, su formación se muestra esquemáticamente en la figura 2.7

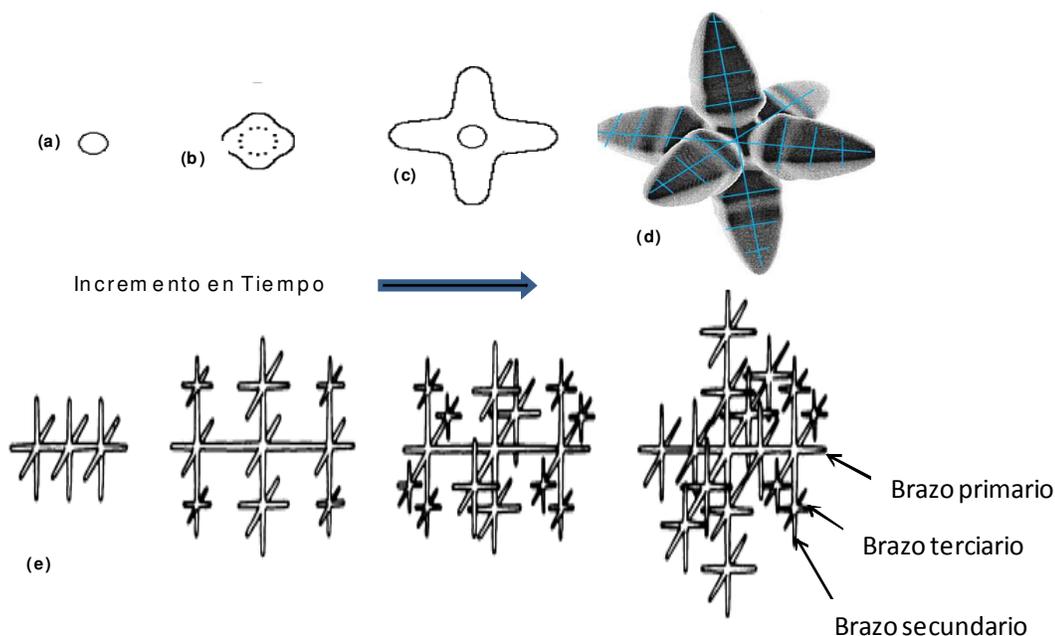


Figura 2.7 Representación esquemática del crecimiento de un cristal dendrítico en un líquido. A) Núcleo esférico, b) Inestabilidad de la interface, c) brazos primarios con crecimiento en las direcciones $\langle 100 \rangle$, d) representación de un cristal dendrítico en 3D, e) desarrollo de brazos secundarios y terciarios.

Durante el enfriamiento se forman muchos cristales, por lo general en las paredes frías del molde, y en el centro de la pieza vaciada con direcciones cristalográficas preferenciales $\langle 100 \rangle$. A medida que estos cristales dendríticos crecen, eventualmente se vuelven lo suficientemente grandes como para que choquen entre sí, luego el líquido remanente se enfría, formando una frontera entre los granos modificando su orientación natural de crecimiento.

2.10.2 Espaciamiento dendrítico secundario (EDS)

A la porción central de cada una de las dendritas se le conoce como brazo dendrítico primario, éste crece aproximadamente en la dirección del flujo de calor, pero en sentido contrario. Las protuberancias que crecen

perpendicularmente del brazo dendrítico primario reciben el nombre de brazos dendríticos secundarios, a la distancia de separación entre estos últimos se le conoce como espaciado dendrítico secundario (EDS) o DAS por sus siglas en inglés (Dendritic Arm Spacing) [24].

Una forma conveniente y ampliamente usada para medir los efectos de las condiciones de solidificación sobre la microestructura es el EDS. Para determinar el EDS se miden las distancias perpendiculares entre los brazos, sin embargo, también se emplea otro método donde se cuentan los brazos interceptados por una línea perpendicular a ellos y se divide la longitud de la línea entre el número de brazos, aunque los resultados obtenidos por este último método son mayores a los que se obtienen utilizando el primero [10]. Por medio de la disminución del EDS se pueden mejorar las características de una pieza vaciada ya que la propiedades mecánicas aumentan cuando éste parámetro disminuye. La única manera de controlar el EDS para una composición determinada es mediante la velocidad de solidificación [9], la cual presenta una relación inversa con el EDS ($t_{\text{solidificación}} = [\text{EDS}/10]^3$) [24]

2.10.3 Tamaño de grano

Durante la solidificación de la aleación Al-Si y durante la formación de la red dendrítica, cada grano contiene una familia de dendritas de aluminio que se originaron del mismo núcleo, entre los brazos se encuentra la mezcla eutéctica. El crecimiento de estos granos está determinado por la velocidad de solidificación.

Regularmente se tiene la idea de que un tamaño de grano fino es preferible en la mayoría de las aleaciones. En el caso particular de la aleación 319 lo que determina directamente las propiedades mecánicas es principalmente la morfología del Si eutéctico, el EDS, por lo tanto el proceso de modificación y el

control de la velocidad de solidificación son mucho más importantes que el proceso de refinamiento de grano.

2.11 Factores que afectan el desempeño de la aleación

Las propiedades físicas y mecánicas de aleaciones de aluminio vaciadas pueden ser alteradas por un sin número de factores algunos de ellos relacionados al proceso de fusión y otros a las características del proceso de fabricación. Las características de estos factores se describen a continuación.

2.11.1 Composición química de la aleación

La composición química de la aleación determina el potencial para obtener propiedades físicas y mecánicas específicas. Los contenidos de aleación están diseñados para producir características dentro de las cuales se incluye la moldeabilidad, maquinabilidad, etc. La interacción de los elementos de aleación promueve diseños microestructurales, fases y efectos en soluciones sólidas para el desarrollo de propiedades específicas.

2.11.2 Velocidad de enfriamiento

Velocidad de enfriamiento durante la solidificación: se refiere a las condiciones bajo las cuales la solidificación toma lugar, determinan los cambios estructurales que a la postre afectan las propiedades físicas y mecánicas de una aleación.

2.11.3 Proceso de vaciado

Existe un gran número de procesos de vaciado, en estos casos se imponen diferentes velocidades de extracción de calor, velocidades de solidificación y de compensación en la solidificación – relación microestructural

y tendencias microestructurales, así como complejidad en el diseño a fabricar, en base a estos conceptos es como se debe seleccionar el proceso de vaciado. Para la aleación 319 típicamente se emplea el vaciado por gravedad en molde semipermanente y baja presión en molde de arena.

2.11.4 Defectos durante la solidificación

Durante la solidificación, vaciados ingenieriles son susceptibles a defectos internos y defectos superficiales. Las complejidades geométricas, formas de la pieza vaciada, dinámica de fluidos y mecanismos de solidificación combinados representan una dificultad para la obtención de partes libres de defectos. El defecto más común es la porosidad interna, generada por el efecto del hidrogeno el cual también puede generar rechupes, así como otro tipo de defectos visualmente detectables tales como, óxidos, grietas en caliente (hot tears) e Inclusiones no metálicas.

La porosidad es uno de los factores críticos que afectan la calidad de las piezas moldeadas. Esta se manifiesta como un deterioro en la calidad superficial después del maquinado, pero también afecta en las propiedades mecánicas y la resistencia a la corrosión.

La aparición de porosidad en los procesos de fundición adjudicada al hidrogeno (el cual es el único gas capaz de disolverse en gran medida en aluminio líquido resultando en el gasificado del metal fundido) este gas queda atrapado en la pieza durante su solidificación, la falta de líquido entre los espacios interdendriticos debido a la concentración volumétrica que experimenta el metal durante la solidificación [25]. En aleaciones Al-Si, elementos como el Ca, Mg y Sb en bajas concentraciones interfieren con el proceso de difusión de las burbujas de gas a través del metal líquido provocando la aparición de poros [25].

La morfología que presentan los poros es irregular, sin embargo en algunos casos es posible determinar si la porosidad es del tipo gas o por contracción. A continuación se describen las características de cada tipo.

Poros redondos. Las burbujas de hidrógeno se precipitan en la fase líquida al iniciar la solidificación. Durante este período, cuando la muestra consiste principalmente en metal fundido, las burbujas pueden crecer sin obstrucción [26,27]. Tales poros son gruesos y esféricos como el que se muestra en la figura 2.8a, su forma no es influenciada por la formación posterior de cristales/dendritas.

Poros alargados. Las burbujas precipitan internamente, mientras las dendritas están creciendo, éstas se alojan en los espacios interdendríticos elongándose gradualmente hasta donde el crecimiento dendrítico se lo permite, mientras continúe la solidificación. Tales poros se presentan en un momento en que la red dendrítica se ha formado, pero un número de canales de metal líquido todavía están abiertos, sus formas son determinadas fuertemente por la estructura dendrítica [26,27], un ejemplo típico de porosidad alargada se muestra en la figura 2.8b.

Poros pequeños. Son el resultado de la precipitación de burbujas en la última etapa de la solidificación. El crecimiento de la burbuja se ve limitado, debido a la pequeña cantidad de metal líquido residual disponible. La forma del poro es determinada por el espacio interdendrítico disponible. Por lo tanto, los poros pequeños se encuentran en la estructura. La contracción en zonas residuales interdendríticas de metal líquido puede también ser responsable de la formación de porosidad, particularmente en las últimas etapas de la solidificación, un ejemplo típico de porosidad pequeña se muestra en la figura 2.8c [26,27].

Microporosidad. La Microporosidad es el resultado de la evolución del hidrógeno en el metal en estado líquido, combinada a la contracción sólida donde la evolución del hidrógeno es el único factor. En teoría, la Microporosidad podría ser una consecuencia del líquido en aluminio sólido, una ocurrencia imposible obtener en un ambiente productivo. Un ejemplo típico se muestra en la figura 2.8d.

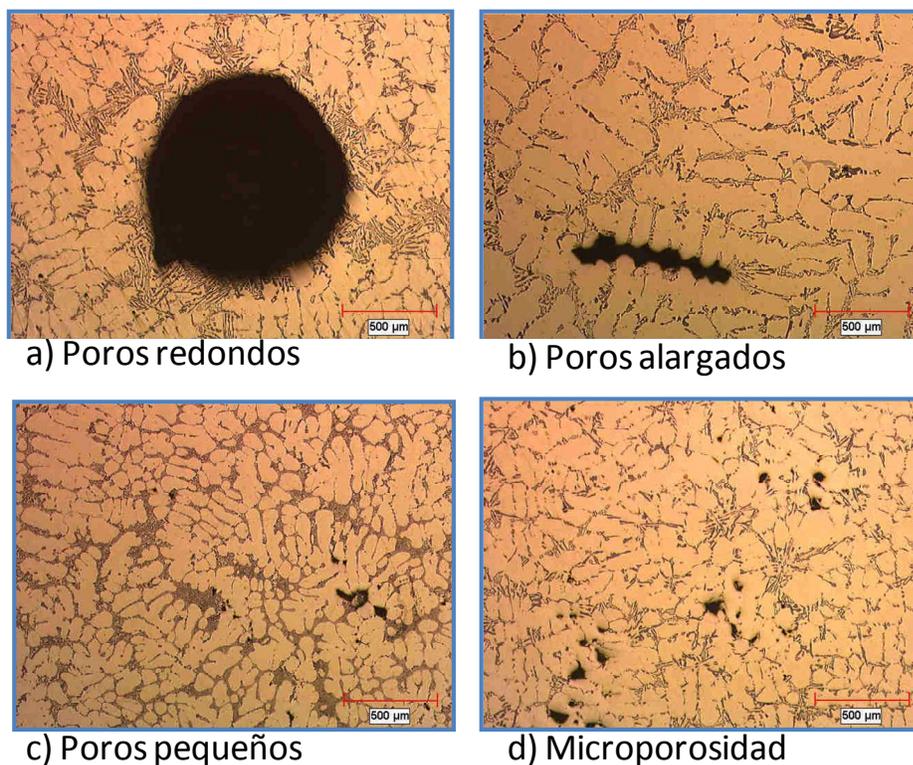


Figura 2.8 Representación de los diferentes tipos de porosidad en Aleaciones Al-Si.

2.11.5 Modificación de la aleación

Pacz [28] descubrió en 1921 que las aleaciones Al-Si que contienen entre 5 y 15% de Si podrían ser tratados con fluoruro de sodio para mejorar su ductilidad y maquinabilidad. Otros investigadores [29,30] encontraron que la modificación con adiciones de sodio es una combinación de dos efectos: neutraliza el efecto del Al-P haciendo más fácil la nucleación del silicio y

cambia el modo en que solidifica el Si eutéctico, los cristales de Si eutéctico solidifican junto a cristales de Al en lugar de cristales de Si como en el caso de no ser modificado. Hess and Blackmun [31] reportaron en 1970 que el estroncio es un modificante efectivo para aleaciones Al-Si hipoeutécticas.

Es sabido que algunos elementos pueden proporcionar el efecto de modificación del Si. Como los elementos de la tabla periódica que corresponden a Grupo IA y grupo IIA (La, Ce, As, Sb, Se, y Cd) han sido reportados como elementos que aportan un efecto modificador. Aunque sólo El Na, Sr y Sb son los más efectivos y su empleo es limitado por cuestiones económicas [32] el Sb no es usado en Norteamérica debido a su toxicidad. La cantidad de este elemento modificador depende del tipo de aleación y su composición, un alto contenido de Si requiere una gran cantidad de modificador.

El Na puede modificar el eutéctico cuya ventaja es su bajo punto de fusión (97.8 °C) y su desventaja es que se vaporiza casi inmediatamente. Otros factores a considerar es que tiende a producir porosidad, y presenta efectos de oxidación contra la pintura del molde [33]

Una aleación no modificada contiene una estructura de Si eutéctico acicular, este tipo de estructura proporciona una mayor fragilidad actuando como bandas internas de baja resistencia en la microestructura medio por el cual se propagan las grietas. Con la modificación del eutéctico Al-Si la morfología de este se vuelve más fina y el silicio se torna redondeado, este cambio contribuye en el incremento de la resistencia máximo a tensión e incrementa su ductilidad. Durante la modificación, la fase de aluminio no es afectada estructuralmente. Para la fase de Si, la modificación resulta en cambios de una morfología facetada a un crecimiento más isotrópico En la figura 2.9 se muestran los diferentes niveles de modificación.

El Si eutéctico también puede ser modificado a través del tratamiento térmico de solución o por el uso de una alta velocidad de solidificación. Altas velocidades de enfriamiento son usadas normalmente para cambiar su morfología [34]. Debido a esto generalmente las aleaciones Al-Si son generalmente modificadas químicamente agregando agentes modificadores [35], en la aleación aún en estado líquido en cantidad necesaria y lograr un muy buen nivel de modificación de la estructura eutéctica.

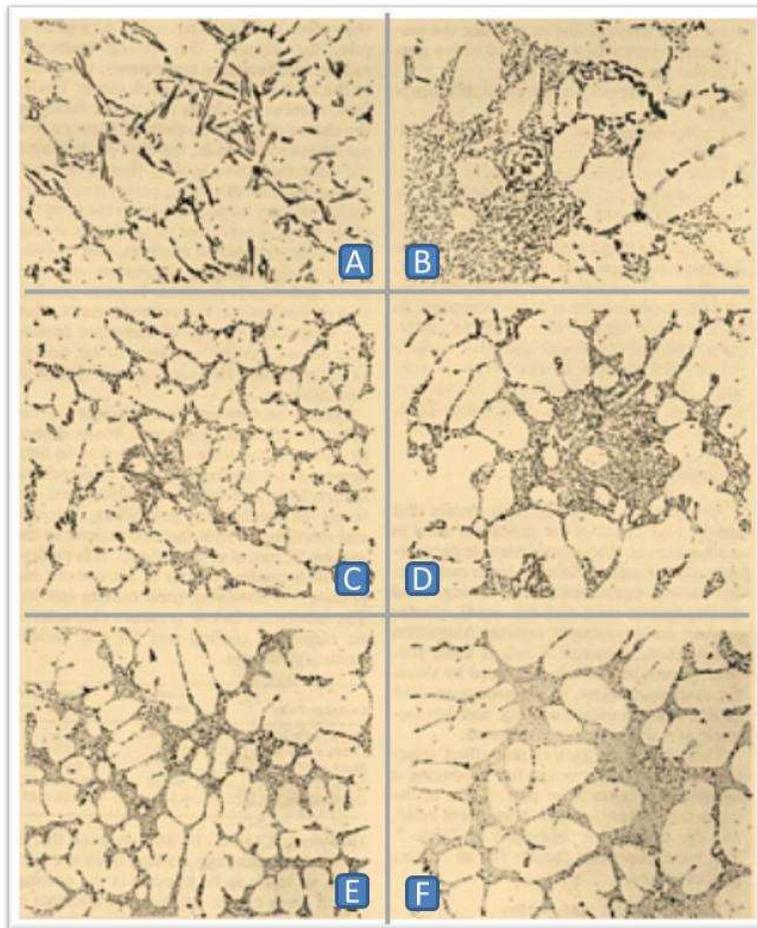


Figura 2.9 Diferentes grados de modificación del eutéctico Al-Si van desde el nivel no modificado (A) hasta la estructura bien modificada (F). [36]

2.11.6 Refinamiento del grano

El refinamiento de grano se logra al incrementar la tasa de nucleación y se puede lograr de dos formas: la primera, utilizando una velocidad de enfriamiento alta para lograr el refinamiento del grano y la segunda por medio químico, esto es agregando un agente nucleante [37]. En la figura 2.10 se muestra un esquema del tamaño de grano y los elementos estructurales básicos de una aleación Al-Si.

El refinamiento de grano por enfriamiento rápido se logra por la activación de núcleos presentes en el núcleo durante la solidificación. Es un método no muy práctico debido a que los resultados no son del todo satisfactorios pues el diseño del molde no favorece la refinación homogénea [38].

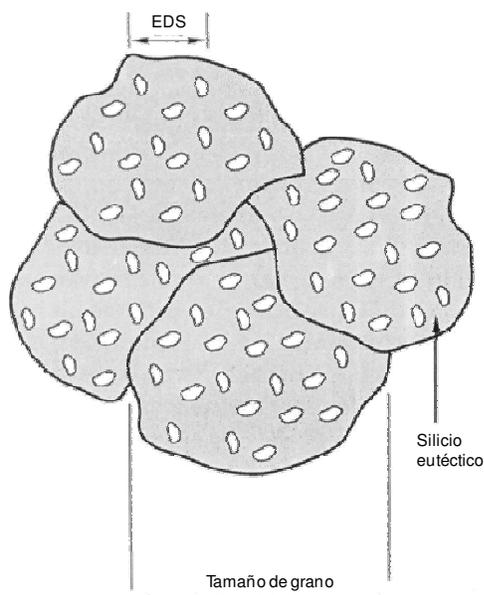


Figura 2.10 Elementos básicos de la microestructura de una aleación Al-Si.

El refinamiento de grano por métodos químicos consiste en adicionar a la aleación durante el tratamiento de metal líquido agentes de nucleación, los cuales sirven de núcleos activos cuando se utiliza una baja velocidad de enfriamiento. Comúnmente se usan como agentes de nucleación el Ti en

adiciones de 0.02 y 0.15% o aleaciones maestras con 0.01-0.03 % de Ti y 0.01% de B [37].

Una consideración que se debe hacer es que en las aleaciones Al-Si lo que determina las propiedades mecánicas es principalmente la morfología del Si eutéctico y el EDS, por lo que el proceso de modificación y el control de la velocidad de solidificación son más importantes que el proceso de refinamiento de grano. La razón por la cual las propiedades mecánicas llegan a incrementarse cuando existe un tamaño de grano fino se debe a que la porosidad por contracción (rechupe) se distribuye mientras que la porosidad causada por hidrogeno se reduce [37].

2.12 Tratamiento térmico para una aleación 319

La aleación 319 corresponde al sistema Al-Cu-Mg-Si, en el cual participan los sistemas Al-Si, Al-Cu, Al-Mg-Si; a estos sistemas pertenecen los precipitados que contribuyen al incremento en las propiedades mecánicas después del tratamiento térmico.

Un tratamiento térmico, se refiere al calentamiento y enfriamiento de los metales en estado sólido, a fin de modificar sus propiedades mecánicas, la morfología de las fases y eliminar tensiones residuales. En el caso de las aleaciones de aluminio [39] el tratamiento térmico se emplea para incrementar la resistencia y la dureza en aleaciones susceptibles a endurecimiento por precipitación. La solubilización de segundas fases, capaces de precipitar durante el envejecimiento [40] no es el único cambio microestructural que tiene lugar en las aleaciones de fundición al ser tratadas térmicamente. Diferentes trabajos indican que tanto las fase que contienen hierro [41,42], como distintos tipos de silicio eutéctico [43], pueden sufrir modificaciones durante el tratamiento térmico. La morfología de los compuestos intermetálicos y del silicio eutéctico cambia cuando la aleación se trata a altas temperaturas durante

largos periodos de tiempo por una serie de mecanismos, siendo el más aceptado el de fragmentación y redondeo de la agujas de silicio.

Otros beneficios de un tratamiento térmico en piezas de Al se tiene una homogenización de la estructura, mejora en la estabilidad dimensional, maquinabilidad, tenacidad se optimiza la resistencia ductilidad y resistencia a la corrosión.

La microestructura de piezas moldeadas en condición de vaciado no es homogéneo, debido a que las impurezas y elementos de aleación los cuales tienden a segregarse en las redes del eutéctico Al-Si. La *homogenización* es deseable para distribuir uniformemente los elementos a través de la matriz de esta manera las propiedades en la pieza moldeada serán uniformes.

Esfuerzos residuales estos son generados durante el enfriamiento desde la temperatura de vaciado. El calentamiento de la pieza moldeada a una temperatura intermedia puede liberar el esfuerzo residual, al menos para el esfuerzo de cedencia a esa temperatura.

Cambios en la estructura, como por ejemplo la evolución de precipitados de transición o la precipitación de partículas finas de silicio, puede ser la causa del crecimiento de la pieza con respecto al tiempo. Para mantener las tolerancias dimensionales durante y después del maquinado la pieza deberá ser tratada térmicamente para formar precipitados estables.

El tratamiento térmico es usado para mejorar las propiedades mecánicas por esferoidización de partículas de Si y por el endurecimiento por precipitación de segundas fases como Al_2Cu y Mg_2Si . La resistencia a la corrosión es mejorada por homogenización, la distribución de los elementos de aleación en solución y por la fácil disolución de la fase Mg_2Si [44]. Con esta estrategia, los principios del endurecimiento por envejecido son explotados para adaptar los tratamientos térmicos según los requerimientos y aplicación del componente a fabricar.

2.12.1 Tratamiento térmico de solución

En la condición de vaciado, una gran proporción de elementos se encuentran en los precipitados y en las fases constituyentes, por lo tanto, el propósito principal del tratamiento de solución es disolver las fases constituyentes y enriquecer la solución sólida Al- α .

Entre los eventos ocurren durante el tratamiento solución se encuentran:

- Endurecimiento por precipitación.
- Esferoidización de constituyentes insolubles.
- Homogenización.

1 Endurecimiento por precipitación. El efecto del tratamiento de solución en aleaciones de aluminio es la esferoidización de los constituyentes que están presentes en cantidades que no pueden ser completamente disueltos. En aleaciones de la serie 3XX (Al-Si-Mg y Al-Cu-Si-Mg) el silicio siempre está presente en exceso.

Un planteamiento adoptado con frecuencia es el desarrollo de una aleación en el que la estructura se compone de partículas finas y dispersas que impiden el movimiento de las dislocaciones en una matriz dúctil.

Esta dispersión se puede obtener mediante la selección de una aleación que, a temperatura elevada, es una sola fase, pero que al enfriarse precipitará una segunda fase en la matriz. Un tratamiento térmico es desarrollado para dar la distribución del precipitado en la matriz. Si se produce el endurecimiento de esta estructura, el proceso se llama endurecimiento por precipitación o endurecimiento por envejecido.

El mecanismo de endurecimiento por precipitación implica la formación de grupos coherentes de átomos de soluto es decir, los átomos de soluto se han agrupado, pero todavía tienen la misma estructura cristalina como la fase del solvente. Esto provoca una gran tensión debido a la disparidad de tamaño entre los átomos de disolvente y soluto. El grupo de átomos estabiliza dislocaciones y éstas, a su vez, tienden a reducir la tensión, similar a la reducción de la energía de deformación de un átomo de soluto por una dislocación. Cuando las dislocaciones están ancladas o atrapados por grupos coherentes de soluto, la aleación es considerablemente reforzada y endurecida.

Sin embargo, en los casos en que los precipitados son semicoherentes o incoherentes, estos son incapaces de reducir el comportamiento del esfuerzo ya que son demasiado fuertes. Los precipitados semicoherentes comparten una interfaz de desplazamiento con la matriz, y los incoherentes comparten una interfaz desordenada, similar a un límite de grano de gran ángulo, con la matriz. Una dislocación pueden evadir a las partículas en virtud de la acción de un esfuerzo de corte aplicado.

En conclusión los campos de tensión que rodean a las partículas coherentes en la matriz, proporcionan una mayor resistencia al obstruir y retardar el movimiento de las dislocaciones. La característica que determina si una fase es coherente o incoherente es el grado de disgregación entre los espacios atómicos de los precipitados distribuidos en la matriz.

2 Esferoidización de constituyentes. En la condición de vaciado el silicio eutéctico presenta una morfología tipo hojuelas o fibras laminares. Durante el tratamiento de solución, las partículas de silicio tienden a globulizarse e inician su engrosamiento por maduración tipo Oswald [44]. Estos eventos se muestran en la figura 2.11. El silicio sin modificar (a) y de apariencia fibrosa es modificado por globulizado, Independientemente de la forma anterior las partículas de silicio se engrosan conforme continúe el tratamiento térmico.

Los tratamientos de esferoidización [45,46], permiten variar la forma y la distribución de los cristales de silicio eutéctico. La esferoidización se produce al calentar las muestras a temperaturas altas, próximas a la temperatura eutéctica, (500-550°C), durante tiempos prolongados. La evolución del Si depende de la estructura inicial y de la temperatura de tratamiento elegida. Así pues, el tratamiento de esferoidización puede potenciar las características mecánicas de la aleación aumentando la plasticidad y la elongación, sin pérdida de la resistencia mecánica [47].

Como consecuencia del tratamiento de esferoidización, las partículas de silicio experimentan una evolución en la que cabe distinguir tres etapas o fases que se comentan a continuación y de acuerdo a la figura 2.11. Etapa de subdivisión o escalonamiento figura 2.11 (b) la evolución de los cristales de Si, en la que los puntos más activos de la superficie del cristal, con mayor energía libre, llamados escalones de esferoidización. Los contornos o aristas vivas de los cristales aparecen redondeados después de la subdivisión, debido a la redisolución parcial del Si eutéctico; su división produce una reducción de su longitud. En el caso de los cristales de Si eutéctico pertenecientes a aleaciones sin modificar, esta primera etapa de escalonamiento aparece claramente; mientras que en el caso de aleaciones modificadas, en el silicio eutéctico no se detecta escalonamiento debido a que los cristales de silicio se presentan ya redondeados.

Etapa de crecimiento figura 2.11 (c). Tras producirse la subdivisión de las partículas de silicio, el siguiente paso es el de crecimiento en el que las partículas crecen a expensas de otras por la falta de homogeneidad del Si en la matriz provocando un flujo de átomos de Si, desde las partículas de menor radio hacia las de radio mayor, con el fin de mantener el equilibrio de la interfase. En este estado se consigue una redistribución más homogénea de las partículas de Si, disminuye el número total de partículas y su forma se hace

más esférica. Este proceso se desarrolla de forma continua a tiempos de tratamiento prolongados.

Etapa de esferoidización figura 2.11 (d). Las partículas de Si tienden a la forma más estable, que es la esférica con una evidente separación entre las partículas de Si. La etapa de esferoidización se superpone a la de crecimiento. Un esquema de esta evolución se esquematiza en la Fig. 2.11.

3 Homogenización. Algunas fases constituyentes particularmente fases intermetálicas ricas en Fe, contienen elementos insolubles y su morfología es cambiada un poco por el tratamiento de solución.

Antes del endurecimiento por envejecido, es deseable tener la mayor concentración de elementos en formación de precipitados en solución, por lo tanto las temperaturas de solución deberán ser lo suficientemente altas para facilitar la difusión de átomos de los elementos de aleación e incrementar su solubilidad. Existe un problema potencial y es el producir una fusión localizada debido a la presencia de colonias eutécticas de no equilibrio que se formaron durante la solidificación. Estas colonias de eutéctico funden si se excede la temperatura del líquido que corresponde a su composición, a este proceso se le conoce como fusión incipiente [48]. La fusión de la fase Si eutéctico puede ser lo suficientemente grande como para ser dañina fragilizando la pieza de aluminio, esta condición debe ser prevenida por el control químico de la aleación y la temperatura del tratamiento de solución.

El tratamiento de solución puede incluir dos etapas de calentamiento para evitar la fusión incipiente. Las piezas son primeramente calentadas a temperaturas por debajo de la temperatura del eutéctico a fin de disolver las colonias eutécticas en no equilibrio.

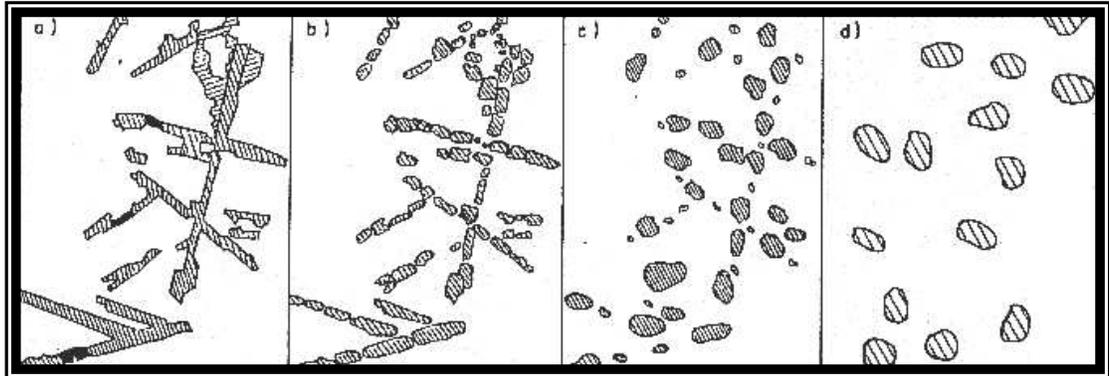


Figura 2.11 Secuencia en la esferoidización. a) Estructura en condición de vaciado (sin modificar), b). Subdivisión o escalonamiento. c) Crecimiento. d) Esferoidización. [47].

Después son calentadas a una temperatura de seguridad o temperatura final de solución para disolver adicionalmente elementos endurecedores y alcanzar un mayor grado de homogenización.

El tiempo apropiado para solución está determinado por la velocidad de difusión de los elementos de aleación y el espesor de las fases. La velocidad de difusión depende de los átomos en especie y la temperatura de solución, pero usualmente son fijos. El espesor microestructural está controlado por la velocidad de solidificación, la cual varía a través de la pieza, piezas vaciadas en moldes permanentes solidifican más rápidamente que las piezas vaciadas en arena y contienen pequeñas celdas dendríticas con una separación fina, con fases constituyentes de espaciamiento más cerrado. Las partículas finas se disuelven más rápidamente por su parte las celdas dendríticas pequeñas disminuyen su separación lo que reduce la distancia de difusión, consecuentemente, las piezas vaciadas en moldes permanentes permiten reducir el tiempo de solución en el tratamiento térmico.

2.12.2 Temple

El propósito de este tratamiento es retener la máxima cantidad de elementos en una solución sólida, los cuales fueron previamente disueltos durante el solubilizado formando una solución sólida supersaturada a baja temperatura por el efecto de un enfriamiento rápido empleando como medio agua a una temperatura entre 60-90 °C.

Tomando como referencia el diagrama de equilibrio Al-Cu en la figura 2.12, donde se muestra la evolución de la microestructura en función del tratamiento térmico. Cuando la pieza es enfriada desde la temperatura de solución (Punto1), debido al enfriamiento rápido, la solución sólida, enriquecida en estos componentes de la aleación se transforma, en primer lugar, en un estado sobresaturado (Punto 2). La solubilidad por endurecimiento de los elementos disminuye del 5.7% al 0.2%. Los solutos se pierden a partir del enriquecimiento de la solución sólida Al- α por la precipitación y la difusión de las fronteras de grano [49]. Por lo tanto un enfriamiento rápido es necesario para retener una alta concentración de la solución que estaba en equilibrio, particularmente cerca de las fronteras de grano. Aunque el enfriamiento rápido incrementa la respuesta al endurecimiento por envejecido, esto genera esfuerzos residuales y distorsión, factores que deben ser evaluados en el diseño de la pieza moldeada.

2.12.3 Envejecido

El envejecido es un tratamiento térmico posterior al temple, partiendo de una solución supersaturada, el propósito de este tratamiento es controlar la precipitación y el crecimiento para formar una dispersión fina de precipitados. La solución sólida supersaturada es muy inestable por lo que el exceso de Al₂Cu precipita fuera de la fase α , a este proceso se conoce como envejecimiento y puede ocurrir a cualquier temperatura por debajo de la temperatura de transformación (*solvus*), e incluso a temperatura ambiente. Sin

embargo, antes de alcanzar el equilibrio se producen una serie de etapas o fases metaestables diferentes que conllevan al endurecimiento por precipitación de la aleación también conocidos como secuencia de precipitación la cual se muestra en la Tabla V.

Tipos de envejecido:

Envejecido Natural: Cuando el proceso ocurre a temperatura ambiente es decir, que existe suficiente movilidad atómica para que el sistema vaya expulsando poco a poco el exceso de Cu mediante la formación de pequeños precipitados de Al_2Cu .

Envejecido artificial: Si la aleación se ha sometido a tratamiento térmico de solución, requiere un calentamiento superior a la temperatura ambiente y por debajo de la curva de transformación para inducir la precipitación.

Tanto en el envejecimiento natural como el artificial, se obtiene una microestructura formada por granos de fase α con una fina dispersión de precipitados que no son visibles al microscopio óptico. Dichos precipitados se pueden observar y caracterizar mediante microscopía electrónica de transmisión (MET).

La existencia de estos precipitados conocidos como zonas *Guinier-Preston* en honor a sus descubridores, aumentan considerablemente la resistencia mecánica y la dureza de la aleación. La representación de estos precipitados se aprecia de manera esquemática en la figura 2.12 y corresponde al punto 3. En la figura 2.13 se muestra de forma cualitativa la variación de la resistencia mecánica en función de la temperatura y el tiempo, para un proceso de envejecimiento natural (A), un proceso de envejecimiento artificial (B) y (C). A temperatura ambiente de 20 °C la resistencia a la tracción aumenta poco a poco hasta establecer su valor máximo al cabo de 100 horas, a partir del cual ya no mejoran sus propiedades, mientras que en los procesos de envejecimiento

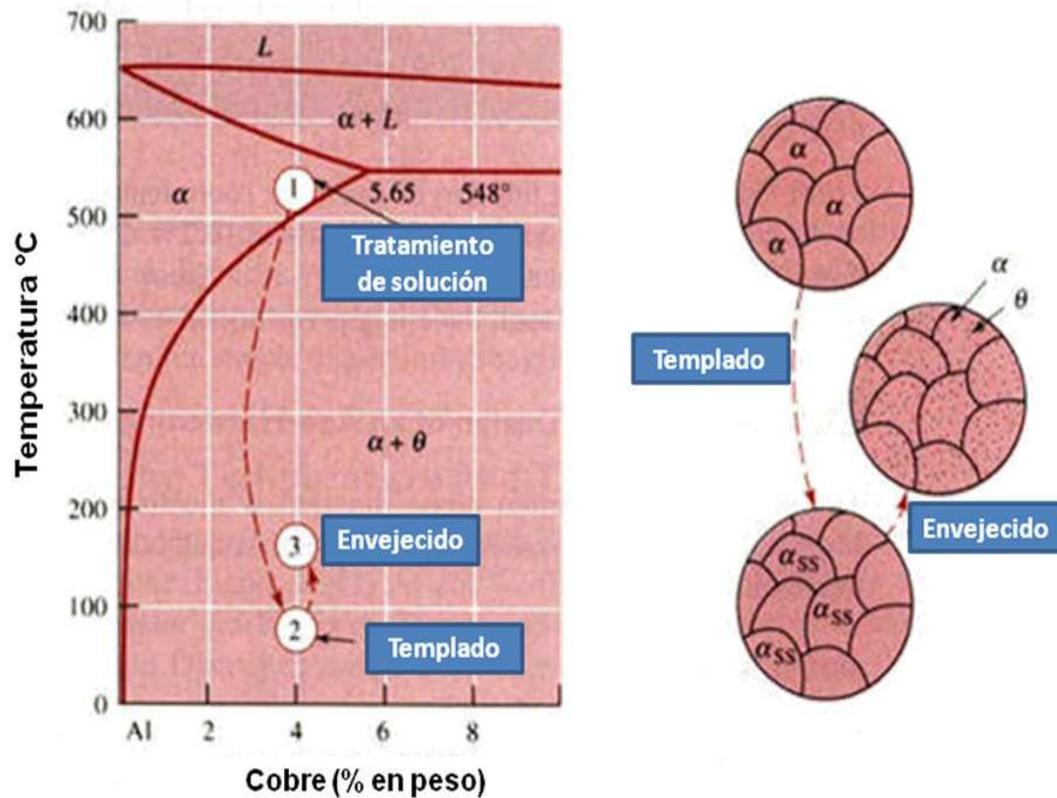


Figura 2.12 Efecto del tratamiento térmico sobre la microestructura de la aleación Al-4.0%Cu.

artificial se obtienen resistencias a la tracción y durezas superiores, en este caso la resistencia máxima se obtiene a la temperatura de 165 °C y al cabo de 10 horas. Si el tratamiento de envejecimiento se prolonga durante más tiempo las propiedades mecánicas empeoran debido al crecimiento de precipitados Al₂Cu (Figura 2.13.) [49]. La temperatura de tratamiento se elige en función de la composición química, teniendo la precaución de no llegar a la temperatura de fusión de los intermetálicos situados en las fronteras de grano.

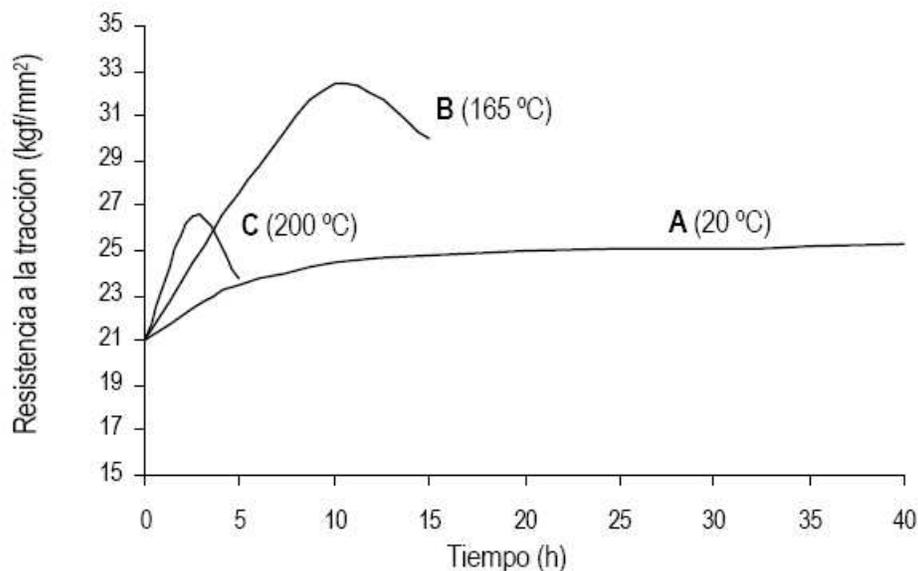


Figura 2.13 Efecto del tiempo y temperatura en la obtención de características mecánicas para una aleación Al-4 %Cu con envejecimiento natural (A) a 20°C y con envejecimiento artificial (B) a 165°C y (C) a 200°C.

2.12.3.1 Descomposición de soluciones supersaturadas

El objetivo de la descomposición controlada de la solución sólida mediante envejecido es formar precipitados finos y dispersos en un tiempo adecuado. La descomposición es compleja y variable. Según la composición química de la aleación la precipitación se efectúa por diversos mecanismos simultáneos que contribuyen a la formación de fases como Al_2Cu , Al_2CuMg y Mg_2Si así como un mecanismo específico desconocido con exactitud en sus diferentes etapas y que da como resultado la fase compleja $\text{Al}_5\text{Cu}_2\text{Mg}_8\text{Si}_6$.

En la figura 2.14 se muestra la porción de los diagramas binarios Al_2Cu y Al- Mg_2Si involucrados en la fabricación de la aleación 319. Si la relación Mg/Si es mayor a 1.73, el exceso de magnesio no utilizado en el sistema Al-Mg-Si, pasa a formar, junto con el Cu, el sistema Al_2CuMg . En caso de que existiese un

exceso de Cu, aparecería igualmente ligado al sistema Al_2Cu . Pero si todo el Mg se hubiese utilizado en la formación del Mg_2Si , los mecanismos de envejecimiento presentes corresponden al Mg_2Si y Al_2Cu con la posible aparición de $\text{Al}_5\text{Cu}_2\text{Mg}_8\text{Si}_6$.

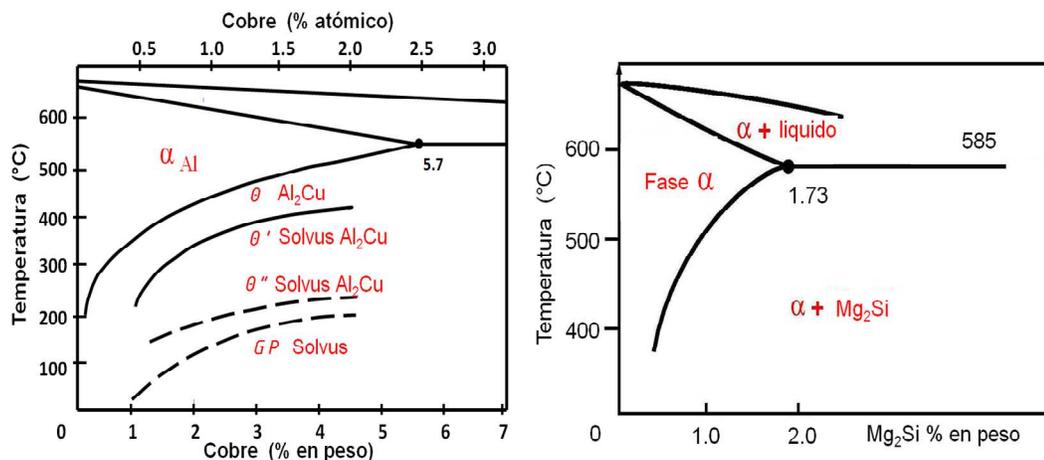


Figura 2.14 Porción de los diagramas binarios Al-Cu y Al- Mg_2Si . Correspondientes a las principales fases participantes en el proceso de envejecido.

El mecanismo de transformación relacionado al sistema Al-Cu-Mg-Si cual aparecen implicadas varias etapas. Inicia con la formación de zonas *Guinier-Preston* (GP) seguido por precipitados intermedios formados junto con la fase de equilibrio, cuatro etapas se pueden identificar en la estructura cristalina, como se puede ver en la Tabla V. La secuencia y formación de precipitados (θ de Al_2Cu o β de Mg_2Si) se muestra a continuación.

Formación de zonas difusas donde varía la concentración de soluto. No hay casi movilidad atómica, pero es suficiente para que en algunas zonas haya una cierta orientación de los átomos de soluto, dichas zonas se conocen como zonas de *GP*, en las que predomina partículas de segunda fase en casi un 80%, en forma de discos correspondientes al sistema Al_2Cu (para el Mg_2Si son

aglomeraciones de átomos de Mg-Si y vacancias de forma esférica invisibles al microscopio óptico).

La siguiente etapa corresponde a la formación de fases intermedias θ'' a causa de la inestabilidad de los precipitados GP con el aumento de la temperatura. Se aprecia en la zona central la conservación de la estructura cúbica centrada en las caras de la matriz. Dicha fase es coherente con la matriz en las direcciones cristalográficas $[001]$, $[100]$ y $[010]$. Los discos de fase θ'' pueden llegar a alcanzar los 300 Å de diámetro y los 20 Å de espesor los cuales son visibles únicamente por microscopía electrónica de transmisión MET. Esta fase corresponde a la etapa de envejecimiento de las aleaciones endurecibles por precipitación. La fase β'' de morfología acicular orientada en la dirección $[100]$ Estas zonas no se forman a temperaturas superiores a 220 °C.

Formación de una fase θ' semicoherente con la matriz. Al crecer el precipitado θ' se forma otro precipitado incoherente con la matriz α . Dicha estructura cristalográfica conserva la distancia 4.04 Å de la matriz, pero se produce un alargamiento a lo largo del eje $[001]$. Este precipitado presenta en una de las dimensiones un orden correspondiente a unos 10 a 150 átomos, por lo que suelen presentar morfología alargada con tamaños del orden de 1000 Å pudiendo ser visibles mediante microscopía óptica. Esta fase corresponde a la etapa de sobre-envejecimiento de las aleaciones endurecibles por precipitación. Por su parte La fase β' del sistema Al-Mg₂Si en esta etapa su morfología corresponde a una fase parcialmente coherente, de forma cilíndrica y de estructura no completamente definida.

Formación de la fase estable θ (Al₂Cu), donde los parámetros reticulares de la base y la altura de la celda no tienen nada que ver con la matriz α . En este caso el precipitado θ es totalmente incoherente con la matriz de la solución sólida α . Esta fase corresponde a la etapa de sobre-envejecimiento de las aleaciones endurecibles por precipitación. En tanto que β es la fase final estable, de

fórmula Mg_2Si presenta estructura cúbica y es totalmente incoherente con la matriz.

TABLA V Secuencia en precipitación endurecimiento por envejecido

Sistema	Precipitado	Característica
Al-Cu	Zonas GP	Coherente, metaestable, en forma de discos
	θ'' o GP2	Coherente, metaestable
	θ' Al_2Cu	Semicoherente, metaestable, estructura tetragonal.
	θ Al_2Cu	Incoherente, estable, estructura tetragonal centrada en el cuerpo.
Al-Si	Silicio	Estructura cubica de diamante.
Al-Mg-Si	Zonas GP	Coherente, metaestable en forma de agujas
	β''	Semicoherente, metaestable en forma de agujas; estructura hexagonal.
	β Mg_2Si	Semicoherente, metaestable en forma de barras; estructura hexagonal.
	β Mg_2Si	Incoherente, estable, en forma de placas estructura cubica centrada en las caras.

La dureza máxima se adquiere en el momento en que las zonas *GP* adquieren un carácter inestable y precipitan en la fase coherente θ'' y a causa del aumento de la temperatura, en otras palabras las partículas precipitan de forma coherente deformando los planos cristalinos de la matriz y el entorno de las mismas tal y como se muestra en la figura 2.15. La dureza en este estado puede llegar a duplicar la dureza inicial. En conclusión las zonas *GP* y el precipitado coherente θ'' corresponden al envejecimiento mientras que los precipitados parcialmente coherentes θ' e incoherentes θ (Al_2Cu) corresponden al sobre-envejecimiento.

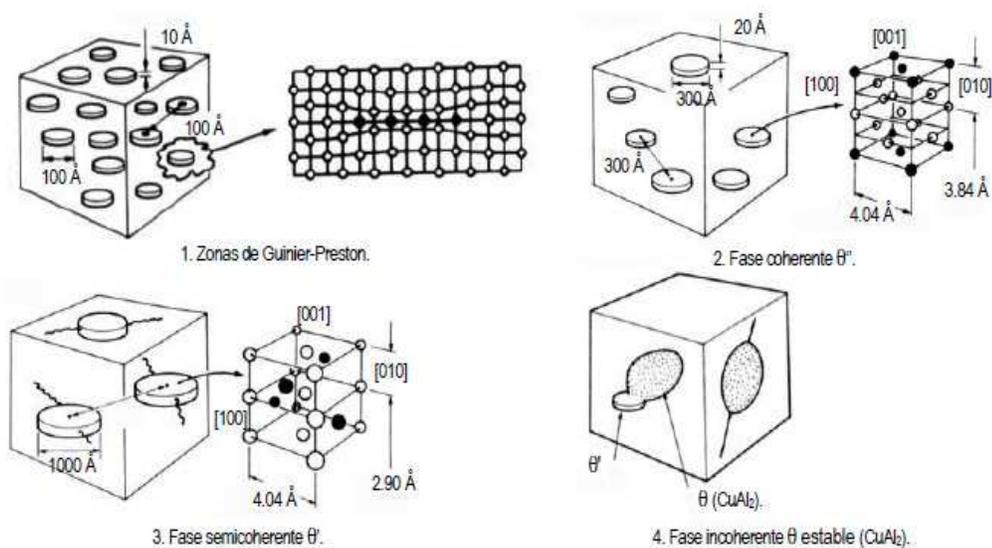


Figura 2.15 Cristalografía y morfología de las fases θ'' , θ' y θ en una aleación Al-Cu. Los círculos blancos corresponden a los átomos de Al, los círculos negros corresponden a los átomos de Cu.

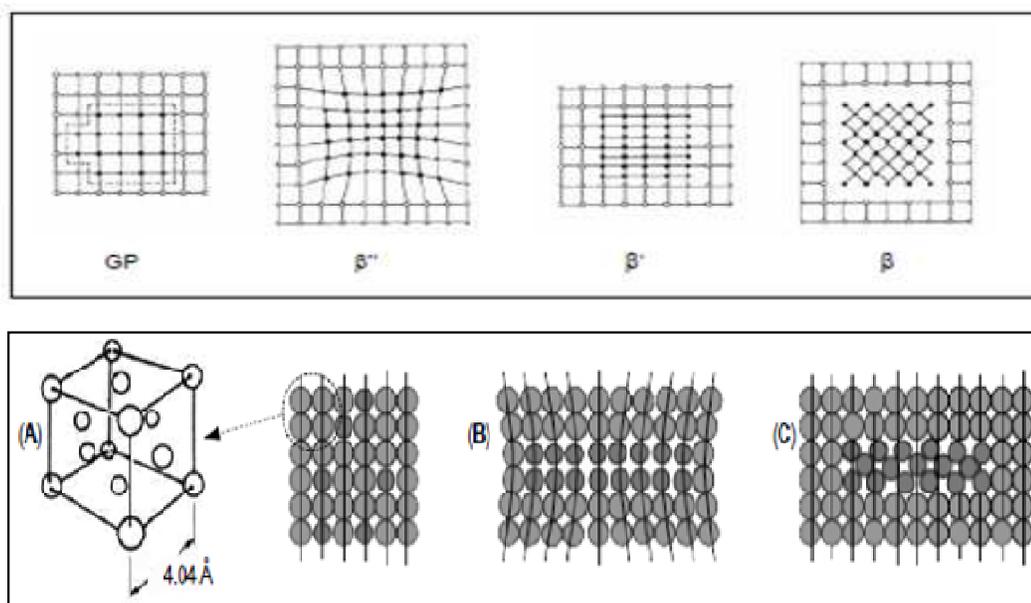


Figura 2.16 Tipología de los precipitados Mg_2Si en la red cristalina; red cúbica centrada en las caras FCC y átomos de soluto en solución (A); precipitado coherente con la matriz (B); precipitado incoherente con la matriz (C).

2.12.3.2 Mecanismos de endurecimiento [50]

Como se ha visto, el endurecimiento se adquiere cuando los precipitados inhiben el movimiento de las dislocaciones, y para aumentar la resistencia de la aleación es necesario impedir el movimiento de las dislocaciones. El reforzamiento el cual resulta del tratamiento térmico depende de la naturaleza del precipitado formado.

Se pueden definir cuatro mecanismos para el endurecimiento de la aleación:

- Endurecimiento por solución sólida.
- Endurecimiento por esfuerzo coherente,
- Endurecimiento químico y
- Endurecimiento por dispersión.

Endurecimiento por solución sólida. Como las zonas GP y otros precipitados están formados se deduce que hay una reducción del soluto correspondiente en la fase; por lo tanto, la contribución del soluto al endurecimiento de la aleación en general disminuye durante el envejecimiento (figura 2.17a). Se llegará a un valor estable cuando la fase llega a su composición de equilibrio.

Endurecimiento por esfuerzo coherente. Coherencia, el precipitado presenta el mismo ordenamiento que la matriz y el endurecimiento por deformación se debe a la resistencia al movimiento de la dislocación proporcionada por los campos de esfuerzo. Las zonas GP nuclean y crecen, hay un aumento en el nivel de endurecimiento por coherencia debido al esfuerzo a tensión, alcanzando el máximo cuando en la zona media de separación entre los precipitados es casi igual al radio máximo de curvatura de la dislocación (Figura 2.17 b).

El tiempo y la temperatura tienen un rol importante en el proceso de tratamiento térmico de ellos dependerá el control de la precipitación y su relación con los campos de esfuerzo, el espaciamiento entre partículas se clasifica de la siguiente manera: espaciamiento fino, medio y grueso su representación se muestra en la figura 2.18.

Espaciamiento fino. Las zonas GP están finamente espaciadas la dislocación bordea los campos de esfuerzo, el efecto neto es sólo un pequeño aumento en la obstrucción de la dislocación y por lo tanto la aleación se reblandece. **Espaciamiento medio.** Este ocurre cuando el espaciamiento promedio es similar al radio límite de la curvatura de la dislocación. Cuando se aplica un esfuerzo, la dislocación entra en regiones de alto esfuerzo interno resultando en el endurecimiento de la aleación. **Espaciamiento grueso.** Las porciones de las dislocaciones en el medio pueden deslizarse relativamente sin obstáculos y las partes avanzadas de las dislocaciones pueden entonces servir como 'palanca' el resto a través del campo esfuerzo de la zona GP.

Endurecimiento químico. El aumento en la tensión necesaria para forzar un desplazamiento a través de una zona coherente-precipitado se denomina endurecimiento químico (Figura 2.17c). Como el número y el tamaño de precipitados coherentes aumenta, el papel de endurecimiento químico se hace mayor. Sin embargo, cuando el precipitado alcanza cierto tamaño, la coherencia empieza a descomponerse, y ya no pueden ser cortados por dislocaciones.

Endurecimiento por dispersión. Nuevos precipitados incoherentes comienzan a formarse, el endurecimiento por dispersión se convierte en el mecanismo de reforzamiento dominante. A largos periodos de tiempo, estos precipitados tienden a robustecerse, y el efecto del reforzamiento disminuye. Teniendo en cuenta que la transición entre el endurecimiento químico y la dispersión es raramente abrupta, los dos mecanismos pueden operar dentro de la misma aleación.

A tiempos o temperaturas de envejecimiento más altos, los precipitados se vuelven incoherentes y las dislocaciones ya no son capaces de cortarlos, en su lugar, los precipitados son rodeados por mecanismos, estos incluyen flexión, y deslizamiento cruzado (figura 2.17d). El endurecimiento por dispersión se debe al aumento en la tensión aplicada y necesaria para rodear un precipitado incoherente (conocido como mecanismo de Orowan o endurecimiento de partículas).

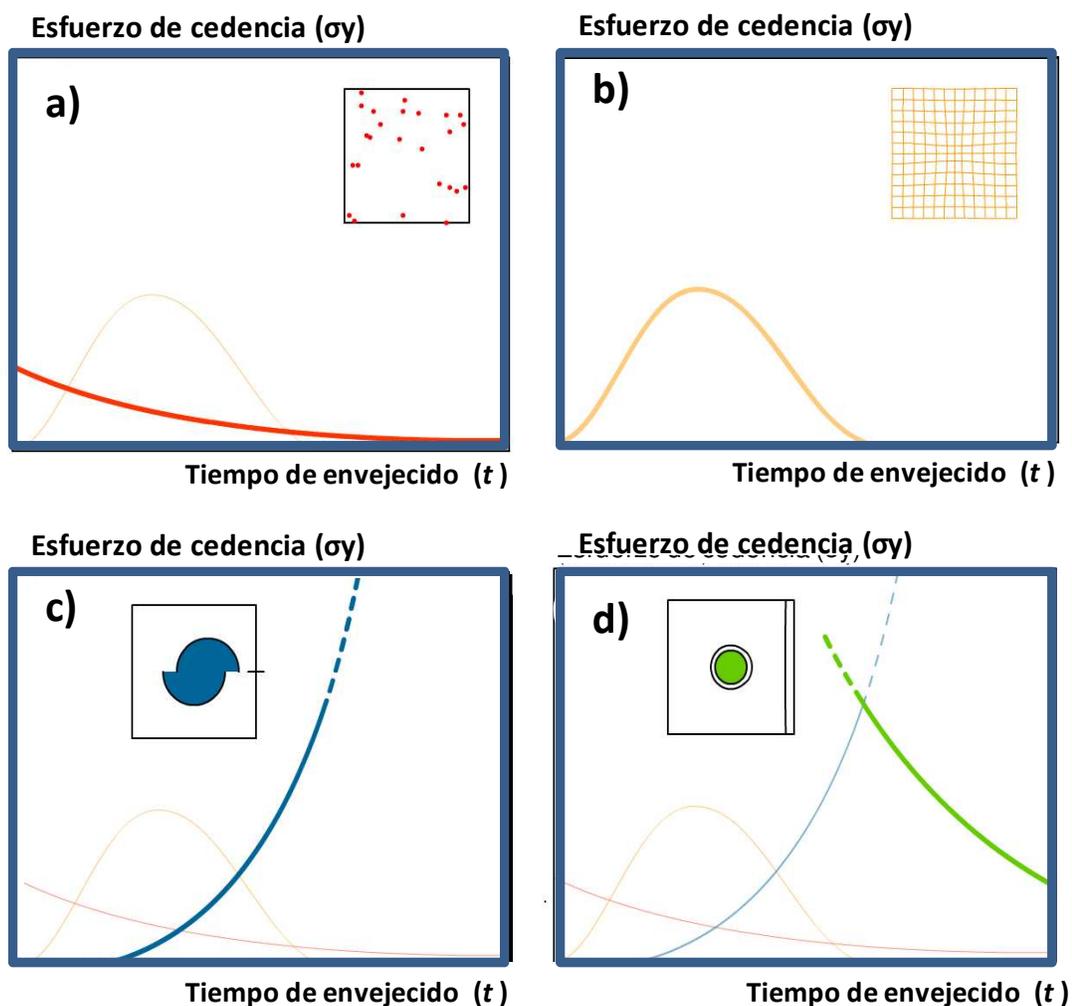


Figura 2.17 Representación esquemática de los diferentes tipos de endurecimiento: a) endurecimiento por solución sólida, b) endurecimiento por esfuerzo coherente, c) endurecimiento químico y d) endurecimiento por dispersión [50].

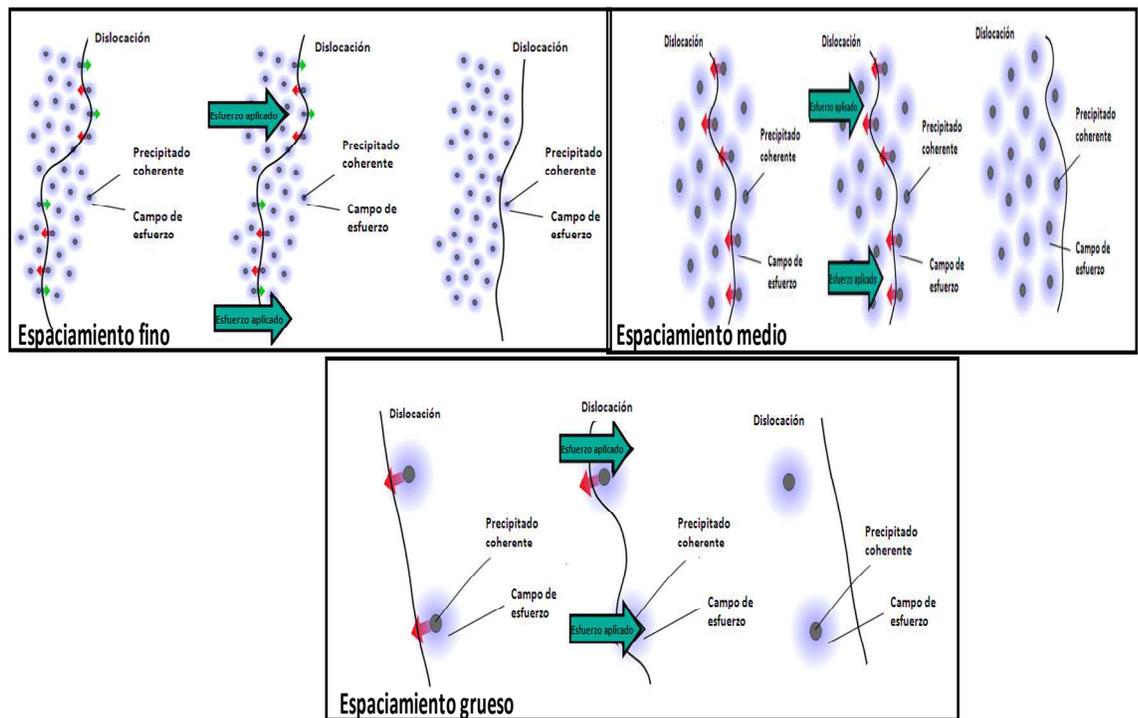


Figura 2.18 Representación esquemática del espaciamiento entre partículas en el proceso de envejecido [50].

Curva Combinada del endurecimiento durante el envejecido (Figura 2.19). La curva de envejecimiento en general se basa en la combinación de 4 curvas. Curvas 1, 2 y 3 son aproximadamente aditivas. Curvas 3 y 4 representan los mecanismos de competencia, por lo que el esfuerzo total será una media ponderada de los dos

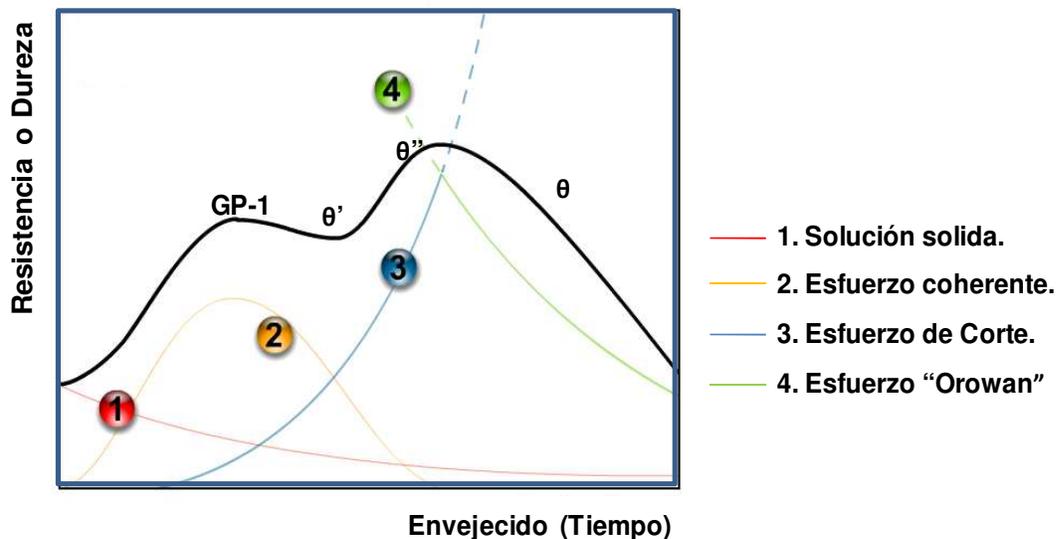


Figura 2.19 Representación esquemática del endurecimiento en sus diferentes etapas durante el envejecido [50].

2.14 Aleación 319

Pertenece a las aleaciones hipoeutéticas Al-Si. La Aleación 319 es de las preferidas para fabricación de piezas en moldes de arena y moldes semi permanentes. Esta aleación es atractiva gracias a sus características entre las que destacan su moldeabilidad, maquinabilidad, su alta conductividad térmica, bajo coeficiente expansión térmica; además, puede ser sometida a tratamiento térmico para obtener una óptima combinación de resistencia y ductilidad.

La aleación 319 está constituida principalmente de una solución sólida conocida como Al- α , elementos de aleación e impurezas que comprenden los constituyentes primarios, constituyentes eutéticos y precipitados.

Un compuesto intermetálico es un fase que existe sobre un estrecho rango de composiciones y está usualmente referenciado a una fórmula química específica, como por ejemplo Al_2Cu , por lo tanto como una solución sólida, algunos compuestos intermetálicos tienen una composición no estequiométrica y una considerable solubilidad para otros elementos.

Las fases eutécticas son principalmente las estructuras que son visibles metalográficamente. Otras fases son el aluminuro de cobre (Al_2Cu), siliciuro de magnesio (Mg_2Si), y numerosos compuestos ricos en Fe que se forman durante la solidificación y son generalmente estables a un amplio rango de temperaturas.

El hierro es la mayor impureza en las aleaciones de Al, pero es virtualmente insoluble en Al- α . Normalmente se encuentra presente formando constituyentes eutécticos con el Si, Cu, y Mg. Los intermetálicos ricos en Fe a menudo incluyen otros elementos insolubles como el Mn y Cr, los cuales son también insolubles con Al- α .

Los precipitados se forman a partir de la solución sólida Al- α . La solubilidad para muchos elementos en la aleación disminuye cuando la temperatura se reduce. Durante el enfriamiento si la solubilidad del soluto cae por debajo de la concentración en solución, la solución sólida se vuelve supersaturada. El exceso del soluto libera la solución sólida supersaturada para formar precipitados que son ricos en soluto de ese elemento. En la figura 2.20 se muestra de forma esquemática la solidificación de una aleaciones 319 sin modificar y su secuencia de precipitación, las secuencias de precipitación se discuten a detalle en [51,52, 53, 54, 55].

La velocidad de solidificación durante el vaciado es importante por sus efectos en los parámetros microestructurales, como el espaciamiento dendrítico secundario (EDS), el grado de modificación del silicio eutéctico, intermetálicos que precipitan en la microestructura y la porosidad. Al final del proceso de solidificación Al_2Cu , $\text{Al}_5\text{Mg}_8\text{Cu}_2\text{Si}_6$; Mg_2Si , y otras fases más complejas precipitan del líquido remanente.

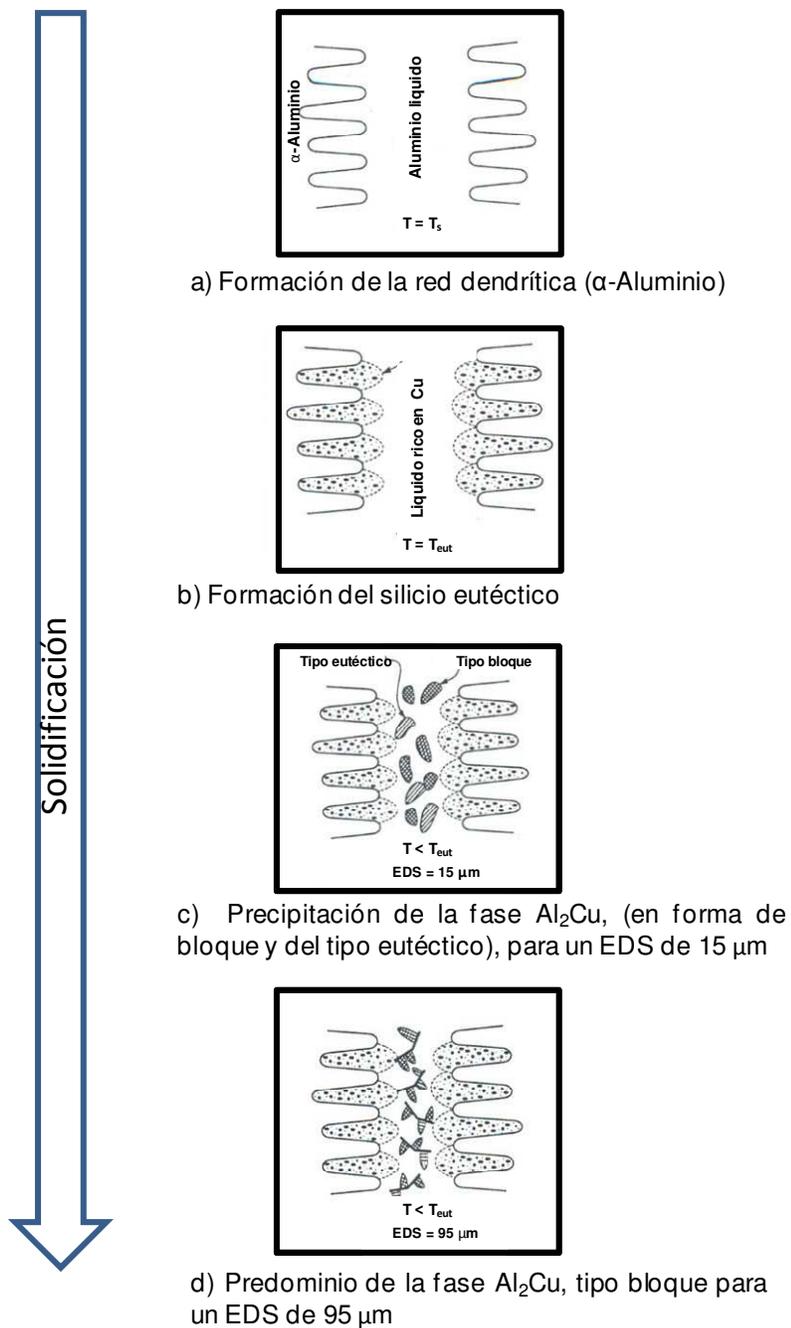


Figura 2.20 Diagrama esquemático mostrando las diferentes etapas de solidificación para una aleación 319 modificada [56].

2.14.1 Fases intermetálicas en Aleación 319

En el caso de la aleación 319, la presencia de Cu es primordial en la formación de Al_2Cu durante la solidificación. Junto a otros elementos el Fe va parcialmente en la solución sólida, en la matriz y parcialmente forma compuestos intermetálicos entre ellos la fase $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$ en forma de placas y la tipo escritura china $\alpha\text{-Al}_{13}(\text{Mn}_7\text{Fe})_2\text{Si}_2$. Durante el proceso de solidificación las placas de $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$ actúan como sitios muy activos para la nucleación de la fase Al_2Cu .

2.14.2 Fases intermetálicos de cobre

Tres fases ricas en cobre pueden estar presentes en las aleaciones 319: Al_2Cu del tipo bloque, $\text{Al-Al}_2\text{Cu}$ del tipo eutéctico y la fase $\text{Al}_5\text{Mg}_8\text{Cu}_2\text{Si}_6$ [57] las microestructuras de referencia se muestran en la figura 2.21 imágenes 1 y 2. Cuando el tratamiento térmico de solución no es apropiadamente controlado, este puede producir la fusión de las fases de cobre, dando como resultado, la formación de cavidades. El mecanismo de precipitación de Al_2Cu durante las primeras etapas de solidificación, se da por la formación de redes dendríticas de $\text{Al-}\alpha$ asociado con la segregación de Si y Cu, avanzando entre las interfaces dendríticas. Cuando la temperatura de solidificación se aproxima a la temperatura eutéctica, las partículas de Si precipitado, favorecen una concentración local de Cu en el área remanente.

La presencia de Cu y magnesio promueven la segregación de la fase de Cu en áreas libres de partículas de Si eutéctico. Los precipitados de la fase de Al_2Cu pueden presentarse en forma tipo bloque o en forma de eutéctico ($\text{Al-Al}_2\text{Cu}$) fino pero, debido a la segregación, la forma de tipo bloque es la predominante. Comparada con la fase eutéctica la fase tipo bloque, por ser de forma más burda es mucho más difícil de disolver en la matriz de aluminio. La segregación es también afectada por la velocidad de solidificación, una velocidad de

enfriamiento rápida es benéfica, ayuda a reducir la cantidad de fase eutéctica a precipitar en las fronteras de grano.

Durante el tratamiento térmico de solución, puede ocurrir la fusión de la fase Al_2Cu si la aleación es sometida a una temperatura de solución mayor, resultando en una forma de fase sin estructura (fusión localizada) y la formación de porosidad, deteriorando las propiedades mecánicas.

2.14.3 Fases de hierro intermetálicos

Durante la solidificación de la aleación 319 es común que el hierro precipite ya sea como $\alpha\text{-Al}_{15}(\text{MnFe})_3\text{Si}_2$ conocida también como del tipo escritura china o fases $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$ en forma de placas o agujas, el tipo de estructura presente en la aleación depende del contenido de Mn. Las microestructuras de referencia se muestran en la figura 2.21 imágenes 3-4.

La fase $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$ en forma de placas, hacen del hierro la impureza más dañina en piezas de aleaciones de aluminio, esta fase actúa como banda de esfuerzo. Este tipo de estructura obstruye el flujo de metal durante el proceso de solidificación, restringiendo la alimentación y generando la formación de porosidad en la pieza vaciada. También actúa como nucleante para la fase CuAl_2 y esta a su vez ayuda a reducir la segregación.

2.14.4 Fases intermetálicas de Magnesio

La fase Mg_2Si es producto del exceso de Si el cual favorece su formación, promueve adicionalmente una respuesta al envejecido en dos formas: refinando el tamaño de las partículas (Mg_2Si) y el precipitado de Si. Aparece en la microestructura como un componente del eutéctico ternario $\text{Al-Si-Mg}_2\text{Si}$ (figura 2.21 imagen 4 y 5) hasta que no se alcance un contenido de magnesio alrededor del 0.8%, presenta una estructura cubica simple con un

átomo de silicio en el centro o alternada con vacancias. Está involucrada en la formación de zonas GP cerca de las dislocaciones o por la agrupación de vacancias. Estos precipitados pueden ser coherentes con la matriz y producir endurecimiento por esfuerzo coherente parcial y por dispersión. Contenido alto porcentaje de Mg en presencia de Fe puede resultar en algo de Mg remanente no disponible para el endurecimiento por precipitación reduciendo la ductilidad de la pieza.

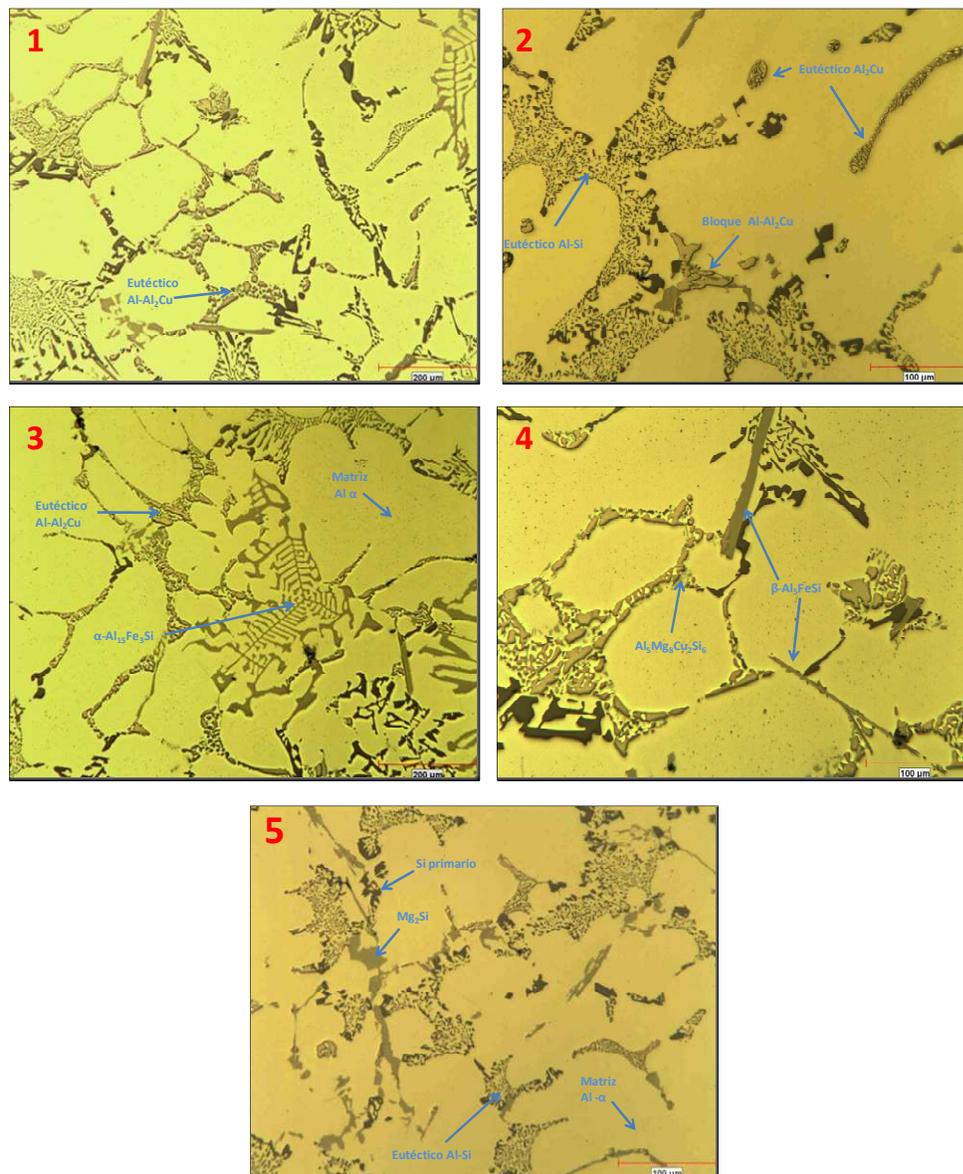


Figura 2.21 Microestructuras representativas de una aleación 319, en las cuales se muestran las fases típicas de esta aleación.

2.15 Análisis térmico

El análisis térmico es una técnica usada principalmente para estimar el tamaño de grano y el grado de modificación del metal Al-Si antes de vaciar. Este control necesita la obtención de una curva de enfriamiento en la que muestra gráficamente la temperatura contra el tiempo durante la solidificación de la aleación, con esta grafica se analizan los puntos de inflexión los cuales representan los cambios de fase relacionados a la composición química de la aleación.

La solidificación de los metales implica una transformación de fase desde su estado completamente líquido hasta que el metal se encuentra completamente sólido, las propiedades de piezas obtenidas por procesos de fundición dependen de su microestructura. Durante el proceso de solidificación de un metal puro o aleación se desprende o absorbe cierta cantidad de calor, cuya magnitud depende de las diferentes fases que se forman durante el enfriamiento, si la información puede ser capturada y analizada mediante curvas de enfriamiento y sus derivadas a fin de revelar la temperatura exacta a la cual ocurren los cambios de fase, a esto se le llama análisis térmico [58].

El uso del análisis térmico ha sido utilizado por años en sus diferentes técnicas tales como:

- Curvas de enfriamiento y sus derivadas temporales
- Análisis térmico diferencial (DTA)
- Calorimetría diferencial y de barrido (DSC)
- Análisis newtoniano de calor

De las técnicas anteriores, el uso de curvas de enfriamiento obtenidas mediante termopares ha sido empleada en la industria de la fundición principalmente para

determinar cambios en el comportamiento de la aleación debidos a composición química y a variaciones en las temperaturas de transición [59].

En las aleaciones Al-Si para fundición los tratamientos de refinamiento y modificación son ampliamente utilizados y es aquí donde el análisis térmico ha tenido su principal aplicación, ya sea para determinar el tamaño de grano [60] o para cuantificar el nivel de modificación [61], calcular la fracción de volumen, determinar la coherencia dendrítica [59,60] y servir de herramienta de control de calidad.

En el enfriamiento ideal de un metal puro desde el estado líquido, como en el aluminio el inicio de la solidificación se presenta a una temperatura única, en este caso a los 660.6°C, en una curva de enfriamiento, temperatura contra tiempo aparece una meseta característica, tal y como se muestra en la figura 2.22a, en el inicio de la solidificación se presenta al principio de la meseta en donde ya no se libera más calor latente. El subenfriamiento necesario para la nucleación también se aprecia en la curva de enfriamiento si no se utiliza un refinador adecuado.

En una solución sólida la solidificación se presenta en un intervalo de temperatura y la curva de enfriamiento muestra un cambio de pendiente al inicio y fin de la solidificación figura 2.22b, la rapidez de enfriamiento decrece debido a que el calor latente es liberado; en el punto b la solidificación termina y la rapidez de enfriamiento se incrementa al no existir liberación de calor.

En aleaciones eutécticas binarias, como por ejemplo el sistema Al-Si, el inicio de la solidificación en el punto exacto de composición eutéctica se presenta a una temperatura definida, la curva de enfriamiento es similar a la de un metal puro tal y como se muestra en la figura 2.22c

Las curvas de enfriamiento de las aleaciones hipoeutécticas e hipereutécticas presentan una combinación de las figuras 2.22b y 2.22c, en la figura 2.22d, el inicio de la solidificación de la fase primaria toma lugar sobre un intervalo de temperatura, se presenta como un cambio de pendiente marcado por los puntos a y b seguido por la aparición de la meseta eutéctica, marcada por el punto c.

Es evidente que las curvas de enfriamiento adoptadas a velocidades de enfriamiento lento se obtiene más información que con las obtenidas en condiciones de solidificación rápida o moderada. Los principales cambios de fase son mas evidentes, pero dependiendo de la composición, algunas de las reacciones leves pueden ser apenas visibles. En la década de los 80 aparecio el *AluDelta*^{MR}, un equipo de análisis térmico que utiliza un crisol de arena "Shell" con un termopar tipo K cromel-alumel en su centro y que permite clasificar el nivel de solidificación a manera descriptiva [62,63]. En la actualidad se emplean equipos con interfase asistida por computadora con capacidades de captura de datos hasta de 0.01s empleando un crisol de grafito [64].

En aleaciones refinadas y sin refinar un criterio para determinar el inicio de la solidificación es el propuesto por Charbonier [65], este criterio se basa en lo siguiente: cuando una aleación ha sido refinada contiene una gran cantidad de núcleos activos por lo que la solidificación se presenta sin subenfriamiento; por el contrario, si la aleación no ha sido refinada existen muy pocos sitios para la nucleación y la solidificación es retardada.

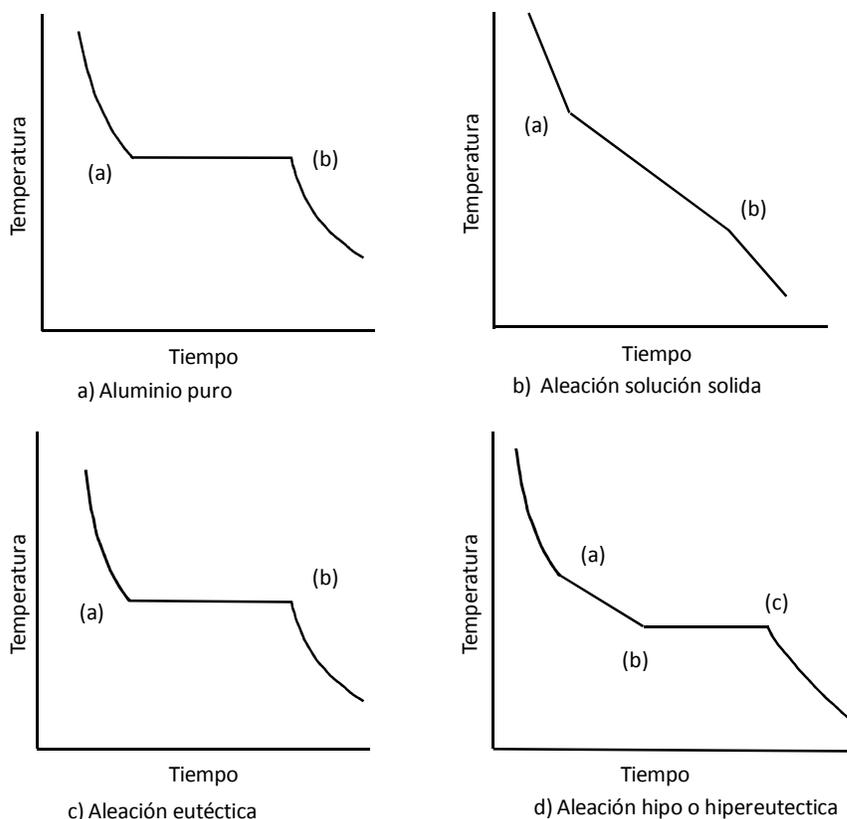


Figura 2.22 Curvas de enfriamiento ideales [66].

Otro criterio de mayor aceptación se basa en el análisis de la derivada temporal de la curva de enfriamiento implementado por Backerud y Colaboradores [67], se define el inicio de la solidificación (nucleación) en el punto en donde la curva dT/dt contra t se desvía súbitamente de la línea base como se muestra en la figura 2.23 este punto difiere ligeramente del punto de inicio de la solidificación tradicional y se considera que la solidificación termina en el siguiente cambio brusco (cuando llega a cero y disminuye o cuando se vuelve constante) de la derivada. Es importante mencionar que la curva de solidificación y la primer derivada dT/dt , ambas se grafican contra la escala temporal, esto permite visualizar con mayor facilidad en que instante se presentan los cambios en la curva de enfriamiento. En la Tabla VI se muestran las reacciones y su correspondiente temperatura de acuerdo al análisis diferencial en la curva de solidificación de una aleación 319.

Las reacciones de solidificación no se presentan exactamente a la temperatura de equilibrio. Usualmente es necesario que la temperatura caiga por debajo de su valor de equilibrio antes de iniciar su solidificación, a este fenómeno se conoce como subenfriamiento de forma gráfica aparece como una caída en la temperatura por debajo de la temperatura de equilibrio de la reacción como el representado en la figura 2.24 [67]. Una vez iniciada la solidificación, el calor latente es liberado y la temperatura alcanza un valor cercano a la temperatura de solidificación en equilibrio, este proceso de recalentamiento es conocido como recalcencia.

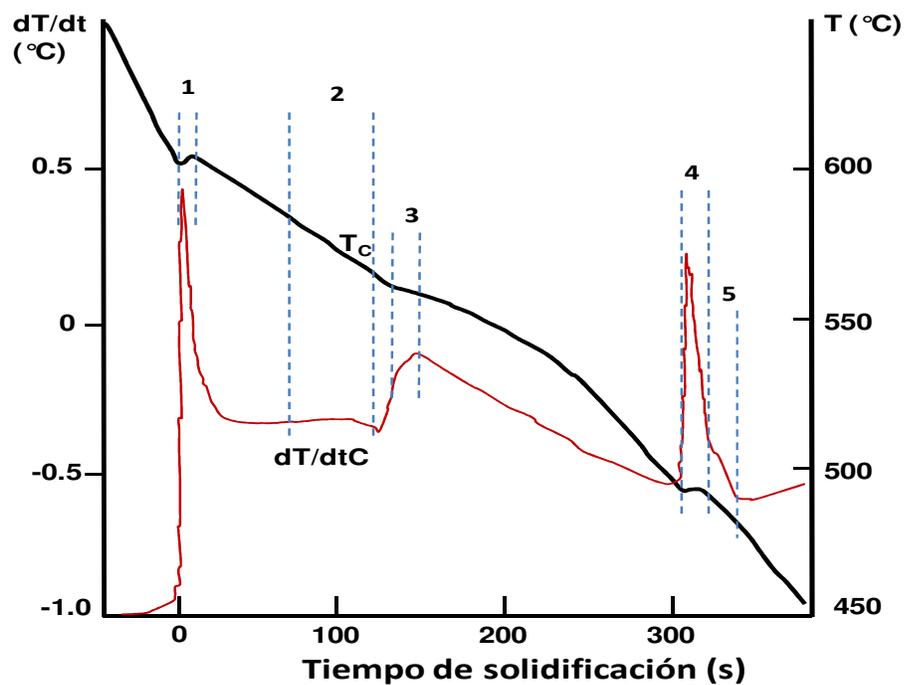
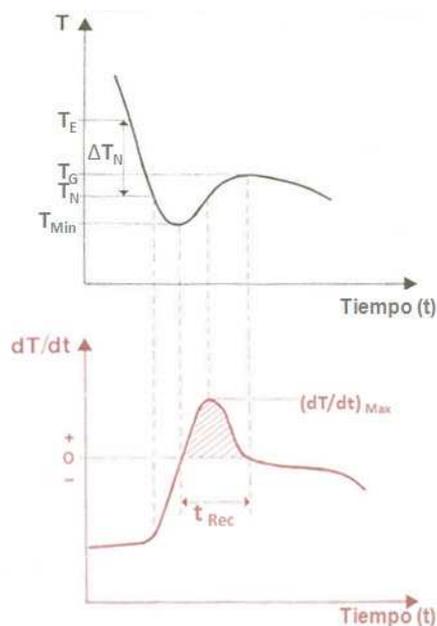


Figura 2.23 Curva de solidificación de una aleación 319 [66]

TABLA VI Reacciones durante la solidificación de una aleación 319 [67].

No de Reacción	Reacción	Temperatura (°C)
1	Desarrollo de la red dendrítica	602
2a	Liq → Al + Al ₁₅ Mn ₃ Si ₂	590
2b	Liq → Al + Al ₁₅ Mn ₃ Si ₂ + Al ₅ FeSi	590
3	Liq → Al + Si + Al ₅ FeSi	575
4	Liq → Al + Al ₂ Cu + Al ₅ FeSi + Si	525
5	Liq → Al + Si + Al ₂ Cu + Al ₅ Mg ₈ Cu ₂ Si ₆	507

En el análisis de las curvas de enfriamiento es importante tener un criterio para definir en que puntos de la curva se inicia y termina una reacción de transformación de fase. En las aleaciones Al-Si hipoeutécticas como la 319 se presentan varias transformaciones, sin embargo el inicio de la solidificación y la aparición de los eutécticos de Si y Cu son característicos de esta aleación.



T_E = Temperatura de equilibrio del líquido.

T_G = Temperatura de crecimiento en estado estable de la aleación bajo las condiciones de enfriamiento prevalecientes.

T_N = Temperatura del subenfriamiento o temperatura de nucleación de partículas presentes en la aleación. Este punto se reconoce por un cambio repentino en la derivada, como se indica en la figura.

T_{min} = Calor latente liberado equilibra el calor extraído de la muestra. Después de este momento la aleación es calentada hasta la temperatura de nucleación (crecimiento estable). El período de tiempo necesario para este incremento en calentamiento se llama período de "recalescencia" (t_{Rec})

Figura 2.24 Primera parte de la curva de enfriamiento de la aleación 319 mostrando por análisis diferencial el subenfriamiento y la recalescencia [67].

CAPÍTULO 3

PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

3.1 Introducción

Se mencionó que el cobre y el magnesio son los principales elementos de aleación que contribuyen a modificar las propiedades mecánicas de las aleaciones Al-Si-Cu-Mg. Esto se logra mediante el tratamiento térmico, lo cual implica un tiempo de proceso adicional. La presente investigación está encaminada a proponer una solución alterna y determinar mediante las variaciones de cobre y magnesio en la aleación si es posible obtener piezas en condición de vaciado con propiedades mecánicas requeridas, sin la necesidad de llevar a cabo el tratamiento térmico.

Para este estudio se utilizó una aleación tipo A319 con tres niveles de cobre (2.0, 2.8 y 3.5) para cada nivel de cobre se realizaron siete combinaciones de magnesio (0.0, 0.15, 0.3, 0.45, 0.6, 0.8 y 1.0) el resto de los elementos de aleación se manejan de acuerdo a los límites especificados. De acuerdo con estas combinaciones se fabricaron un total de 22 aleaciones incluyendo una

aleación tipo A319 con contenido de cobre de 3.0 y magnesio de 0.3 (valores nominales utilizados en el proceso actual).

La fabricación de las probetas para ensayos a tensión y caracterización microestructural se realiza mediante el vaciado de muestras tipo cuña. De estas se obtienen 44 piezas con diferentes velocidades de solidificación. Se seleccionó una pieza de cada tipo de aleación para su evaluación metalúrgica y características en condición de vaciado y su duplicado recibió el tratamiento térmico de proceso productivo (T6) el cual consiste en tres etapas: la primera corresponde al tratamiento de solución a 490 °C durante 4 horas; seguido de un enfriamiento brusco ó templado en agua a 90 °C, finalizando con un tratamiento de envejecimiento llevado a cabo a una temperatura de 190 °C durante 6 horas. Una vez tratadas las probetas de cada pieza se inicia su evaluación con ensayos a tensión y de dureza Brinell, así como medición de porosidad y evaluación de características microestructurales (EDS, nivel de modificación) adicionalmente se realizaron análisis estequimétrico vía microscopía electrónica de barrido (SEM por sus siglas en inglés) en fases de interés, especialmente las relacionadas al cobre y magnesio.

3.2 Diseño de experimentos

Utilizando una aleación tipo A319 como base para la fabricación de las aleaciones a utilizar de acuerdo a las variaciones de cobre y magnesio se sugiere la batería de experimentos específica de la Tabla VII y la identificación asignada a cada una de las piezas obtenidas. El resto de los elementos de aleación se controlan dentro de los límites de la aleación tipo A319 tal y como se especifica en la Tabla VIII. Se agrega estroncio de 90 a 120 ppm.

Para evaluar las aleaciones con diferentes condiciones de solidificación promovidas por el enfriamiento direccionado, se especificó vaciar por duplicado cada tipo de aleación (se destinó una pieza de cada aleación para evaluar en

su condición de vaciado y su duplicado se evalúa después del tratamiento térmico T6), en total se obtienen 44 piezas vaciadas. En la figura 3.1 se muestra el diagrama de flujo a seguir en el presente estudio.

TABLA VII Batería de experimentos e identificación de piezas.

Identificación	Cu (% en Peso)	Mg (% en Peso)
CV o TT - 1	2.00	0.00
CV o TT - 2		0.15
CV o TT - 3		0.30
CV o TT - 4		0.45
CV o TT - 5		0.60
CV o TT - 6		0.80
CV o TT - 7		1.00
CV o TT - 8	2.80	0.00
CV o TT - 9		0.15
CV o TT - 10		0.30
CV o TT - 11		0.45
CV o TT - 12		0.60
CV o TT - 13		0.80
CV o TT - 14		1.00
CV o TT - 15	3.50	0.00
CV o TT - 16		0.15
CV o TT - 17		0.30
CV o TT - 18		0.45
CV o TT - 19		0.60
CV o TT - 20		0.80
CV o TT - 21		1.00
CV o TT - 22	3.00	0.30

Nota: CV = Identificación de piezas en su condición de vaciado.

TT = Identificación de piezas tratadas térmicamente

TABLA VIII Composición química nominal de la aleación tipo A319

Elemento	Contenido (% en peso)
Si	7.00
Fe	0.60
Mn	0.40
Zn	0.30
Ti	0.11
Sr*	90 -120

* PPM -Partes por millon

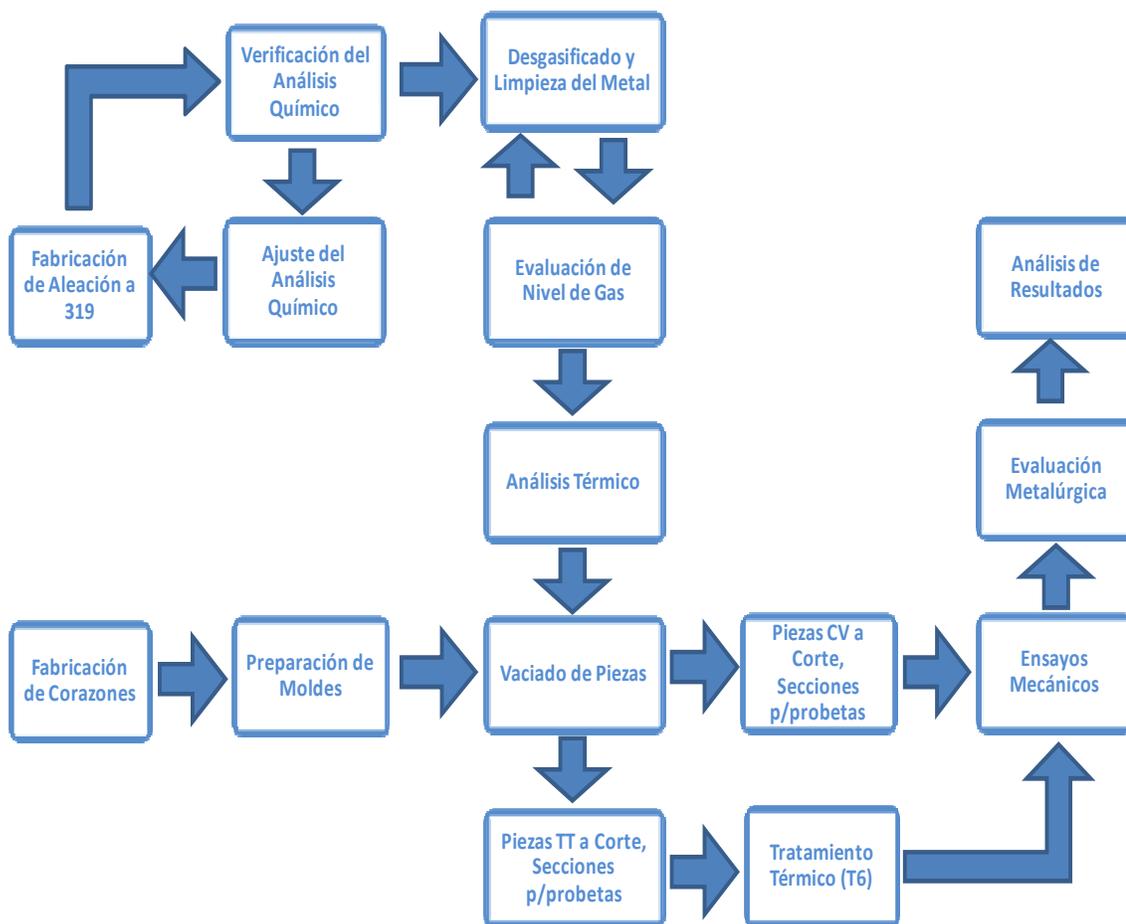


Figura 3.1 Diagrama de flujo o secuencia de operación para la preparación de las aleaciones y moldeo y análisis de piezas en el presente estudio.

3.3 Preparación de la aleación

El primer paso fue preparar el metal líquido conforme a la composición química de una aleación tipo A319 (Tablas VII y VIII), esto se llevó a cabo en un horno de crisol tipo basculante marca Thermtronix Modelo GT- 600 con capacidad aproximada a 250 kg (Figura 3.2).



Figura 3.2 Horno Thermotronic.

La temperatura del horno fue de 750 °C. Posteriormente se carga lingote A319 previamente precalentado calculando dejar espacio para cargar lingote de aluminio primario y sus ajustes correspondientes. Los ajustes de los elementos de aleación se llevaron a cabo de acuerdo a la composición química de la aleación en turno y el contenido en peso de metal en el horno basculante. En la Tabla IX se enlistan los materiales utilizados para recarga y ajuste de elementos de aleación. En cada una de las aleaciones se certifica su análisis químico, para tal efecto se toma una muestra representativa de la aleación preparada. Las muestras son analizadas por espectrometría óptica, se empleó un espectrómetro de chispa de la marca Spectrolab Modelo M7™.

No se considero la secuencia propuesta en las tablas VII y VIII. durante la preparación de cada una de las aleaciones especificadas. Las aleaciones fueron preparadas tomando dos consideraciones: uno, el análisis químico del metal residual en el horno y dos, los ajustes de los elementos considerando la especificación de la siguiente aleación a preparar.

TABLA IX Materiales empleados en la fabricación y ajuste de las aleaciones

Material	Composición
Aluminio Primario (lingote)	Al -98%, Otros elementos-2%
Aleación maestra Al-Si	Al-50%, Si-50%
Hierro	Fe-75%, Sales-25%
Aleación maestra Al-Mn	Al-85%, Mn-15%
Cobre	Al-50%, Cu-50%
Aleación maestra Al-Sr	Al-90%, Sr-10%
Titanio	Ti-75%, Sales-25%
Aleación maestra Al-Mg	Al-50%, Mg-50%

3.4 Desgasificado y limpieza del metal

Una vez que el metal químicamente se encuentra dentro de los límites especificados se procede a la aplicación gas nitrógeno (por insuflación) mediante un sistema desgasificador rotatorio durante 30 minutos con el propósito de limpiar el metal, remover el hidrógeno disuelto en el metal líquido y óxidos en suspensión. Pasado este tiempo se retira la unidad de desgasificado, se remueven manualmente los óxidos (Dross) de la superficie del baño metálico y se deja reposar el metal por quince minutos, posteriormente se toma una muestra para evaluar su nivel de gas, esto es una muestra estándar solidificada a baja presión para obtener su densidad mediante el principio de Arquímedes. Para esto se emplea un equipo marca Sthal con capacidad de ajuste a 26 ± 0.5 pulgadas de mercurio al vacío. Se considera una densidad aceptable para el

vaciado de piezas de $2.69 - 2.71 \text{ g/cm}^3$. Si la densidad es muy diferente a los valores antes mencionados, el desgaseado del metal se debe repetir. El controlar la densidad de la aleación permite obtener piezas con sanidad aceptable minimizando su relación con los resultados de propiedades mecánicas.

3.5 Análisis térmico

Para efectuar el análisis térmico es recomendable que la aleación químicamente se encuentre dentro de los límites especificados así como la temperatura del metal en 750°C , para ello se utilizó la técnica empleada por Backerud [67]. Esta técnica permitirá evaluar el comportamiento de la aleación durante la solidificación. Las transformaciones de fase están ligadas específicamente a la composición química de la aleación y temperatura del metal de estos dos factores dependerá el obtener gráficas representativas de cada aleación.

Para la colección de los datos se empleó un equipo Marca National Instruments^{MR}, figura 3.3A con una fuente NI SCXI-1000TM que mediante una interfase se conecta a una tarjeta DAQCard-AI-16XE-50TM, esta permite que una computadora capture los datos de tiempo temperatura por medio de un software llamado LabVIEWTM, con una velocidad de muestreo de adquisición de datos de 5 lecturas por segundo.

El equipo consta de un crisol de grafito, cuyas dimensiones son 5 cm de altura por 5 cm de diámetro por 1 cm de espesor (figura 3.3B). Este se precalienta con el mismo metal del horno, una vez caliente se llena y se coloca en una preforma de material de fibra cerámica con el propósito de mantener una velocidad de solidificación lo más cercana al equilibrio. Por último se coloca una tapa del mismo material con un termopar al centro del crisol

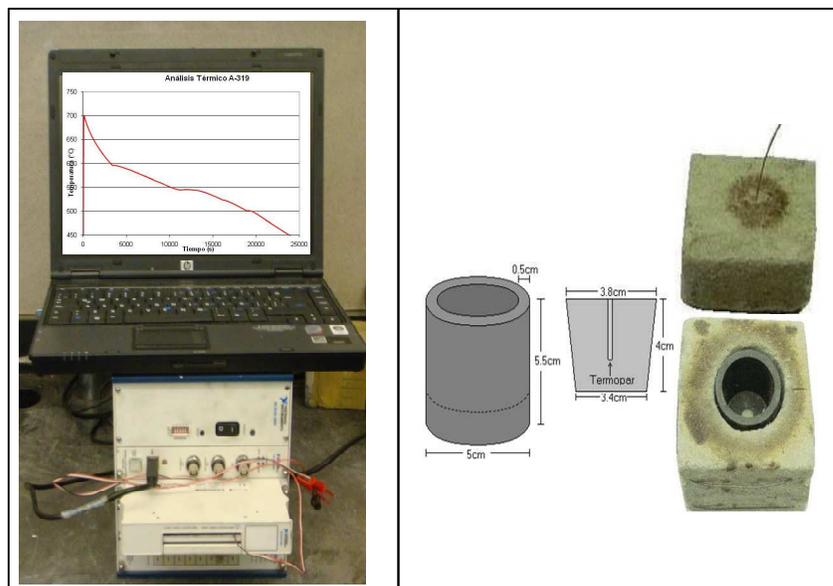


Figura 3.3 Equipo y material utilizado en el análisis térmico. A) Equipo de cómputo e interface para captura de datos. B) Arreglo utilizado para el muestreo de la aleación.

Se tomaron muestras de análisis térmico para cada una de las 22 aleaciones utilizando un crisol de grafito cubierto con fibra refractaria, y termopares tipo K conectados a un equipo de captura de datos.

3.6 Fabricación de corazones y preparación de moldes

Para efecto de este estudio se empleó un muestra tipo cuña, la cual se muestra en la figura 3.4. Estos moldes fueron preparados en arena sílica y resina del proceso autofraguante, se conforman de dos partes: Base la cual está provista de una templadera de hierro (proporciona la forma de cuña) permitiendo lograr un enfriamiento direccionado y generando de esta manera diferentes niveles de EDS; se colocó un filtro cerámico para evitar la entrada de inclusiones. Cubierta superior, proporciona la forma de un cuerpo rectangular (parte superior útil de la pieza) y contiene además el alimentador de la pieza.

Una vez fabricadas, las dos partes que forman el molde son ensambladas y selladas en la línea de partición con masa refractaria, esto evitará filtración de metal durante el proceso de vaciado.

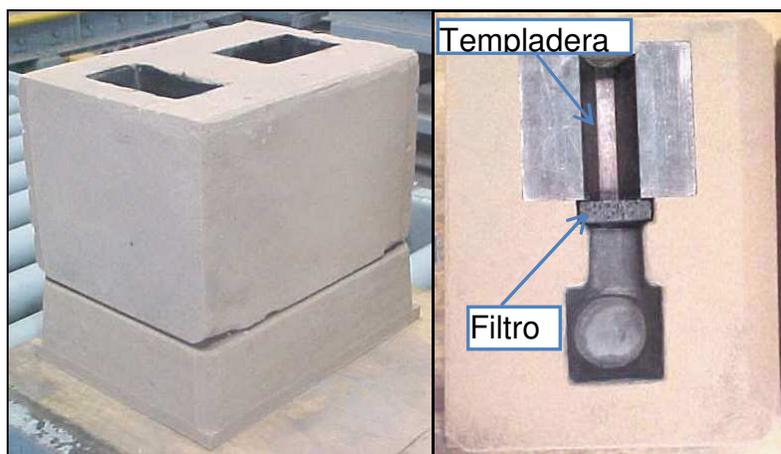


Figura 3.4 Molde de arena sílica utilizado y su parte inferior mostrando la colocación del filtro y la templadera.

3.7 Vaciado de piezas y obtención de probetas

Una vez certificado el proceso de preparación de la aleación, haber realizado el ajuste químico de la aleación, evaluado la densidad de la misma y después de haber tomado la muestra de análisis térmico, toca el turno al vaciado de piezas. En la figura 3.5 se muestra una pieza típica y en la figura 3.6 se muestra un esquema ilustrativo de la distribución de probetas a obtener en lo que se considera la parte útil de la pieza.

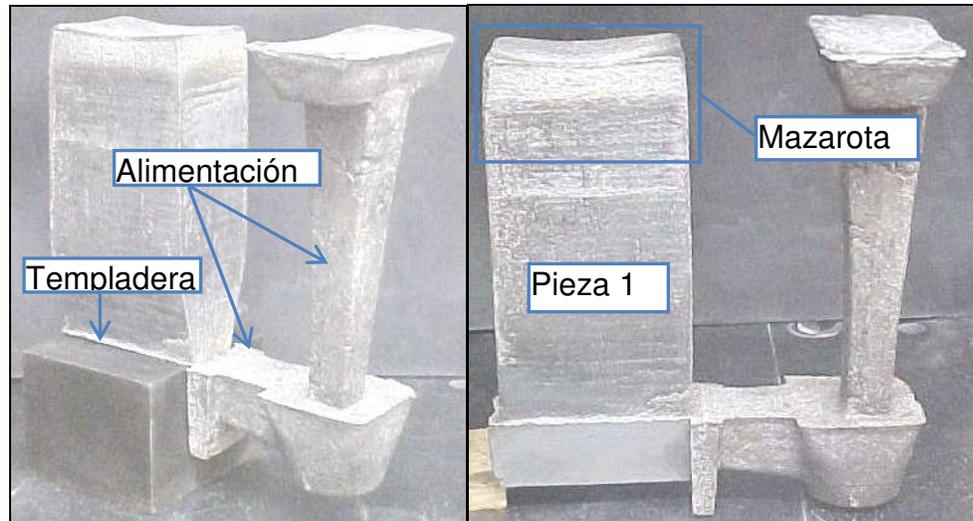


Figura 3.5 Geometría de las piezas vaciadas mostrando el sistema de alimentación, la mazarota y la colocación de la templadera.

En total fue posible obtener 29 probetas por cada una de las piezas que se vaciaron, en la Figura 3.6 se muestran claramente las zonas de donde se seccionaron las barras para maquinar las probetas, así como un número de identificación que se le asignó a cada zona. En base a lo anterior cada barra fue identificada con letras y números, la letras CV especifica si ésta corresponde a la condición de vaciado o TT si fue tratada térmicamente, el número después de la letra corresponde a una composición química específica y el número después del guion representa la zona en la pieza a la que corresponde la probeta, ver la figura 3.6 de referencia.

Una vez seccionadas las piezas se formaron dos grupos de barras de acuerdo a su composición, en un grupo se tienen las barras de 22 aleaciones en condición de vaciado el otro grupo de 22 aleaciones para tratamiento térmico. Solamente las barras en condición de vaciado se maquinaron las probetas para ensayos mecánicos las piezas de replica se maquinaron después del tratamiento térmico.

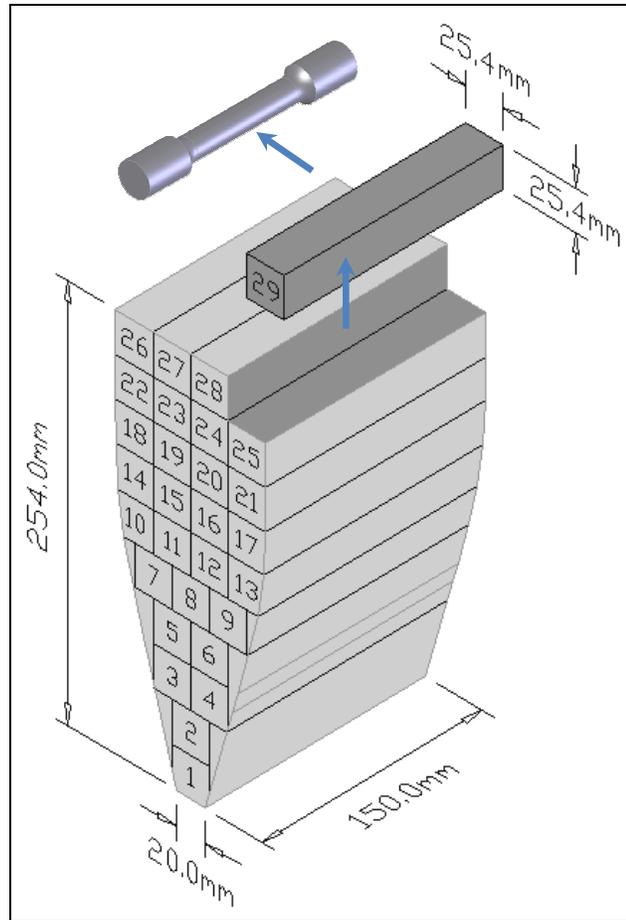


Figura 3.6 Dimensiones de las piezas y zonas de obtención de las probetas mostrando su identificación.

3.8 Tratamiento térmico

Como se mencionó anteriormente el tratamiento térmico (T6) al que fueron sometidas las barras se llevó a cabo en horno industrial del proceso productivo, el cual consta de tres etapas, iniciando con el tratamiento de solución a una temperatura de $490 \pm 5^\circ\text{C}$ durante 4 horas, inmediatamente después se realizó un temple en agua a $90 \pm 5^\circ\text{C}$, finalizando con el tratamiento de envejecimiento a una temperatura de 190°C durante 6 horas.

3.9 Ensayos mecánicos

Las probetas tratadas térmicamente y en su condición de vaciado fueron ensayadas a tensión de acuerdo con los procedimientos especificados en las normas ASTM E8M-99 y B557M-94 [68,69]. La geometría de probeta utilizada fue la cilíndrica con las dimensiones que se muestran en la Figura 3.7.

Los ensayos de tensión se realizaron en una máquina universal marca Zwick/Roell modelo Z100, la cual cuenta con una celda de carga de 100 kN, mordazas tipo cuña y un extensómetro automático marca Zwick / Roell modelo BTC-EXMACRO.001. Se utilizó una longitud calibrada (apertura del extensómetro) de 50.80 mm y una velocidad de desplazamiento de los cabezales de 5 mm/min. Los datos de carga y desplazamiento se convirtieron automáticamente en esfuerzo y deformación con los programas suministrados con la máquina.

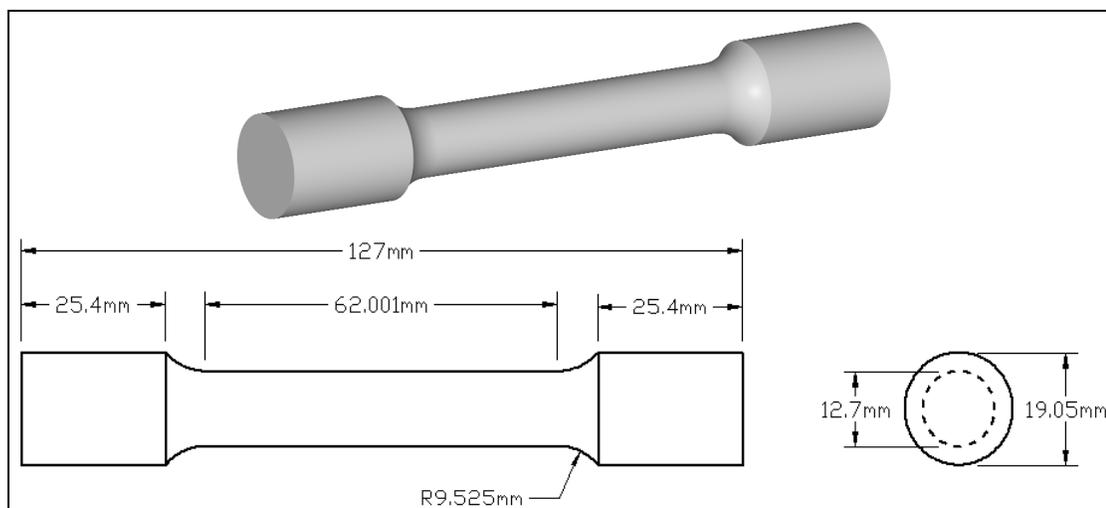


Figura 3.7 Dimensiones de las probetas para ensayo de tensión.

3.10 Medición de dureza Brinell

Al terminar los ensayos de tensión se seccionó de cada una de las probetas un cilindro para ser utilizado como probeta para ensayo de dureza Brinell. Se obtuvo este cilindro de uno de los extremos de sujeción de las probetas (Figura 3.8) para evitar que el endurecimiento por deformación provocado durante el ensayo de tensión se viera reflejado en la medición de dureza.

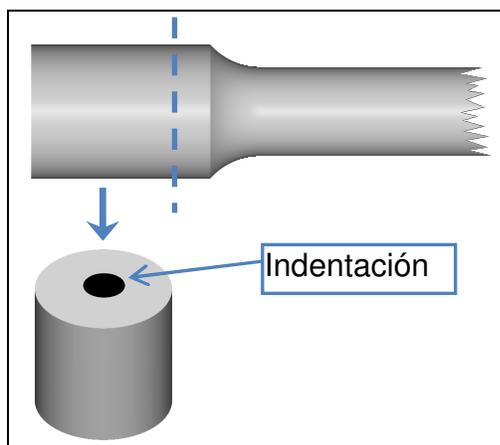


Figura 3.8 Zona de corte para la obtención de las probetas para ensayo de dureza Brinell.

Los ensayos de dureza Brinell fueron realizados de acuerdo a lo especificado en la norma ASTM E10-01 [70] empleando un durómetro de banco marca Wilson modelo AP, se utilizó una carga de 500 kg aplicada durante 10 segundos con un indentador esférico de 10 mm de diámetro. A cada una de las probetas se le hizo una indentación (Figura 3.5) y posteriormente el diámetro de las huellas se midió utilizando un estereoscopio marca Olympus modelo SZH10 y un programa para análisis de imagen (Clemex Vision). Se realizaron dos mediciones a 90° entre sí en cada una de las huellas y se utilizó el promedio de

ambas para calcular el valor de dureza Brinell mediante la ecuación especificada en la norma [70].

3.11 Evaluación microestructural

Después de realizar los ensayos mecánicos se procedió a evaluar los parámetros microestructurales de mayor interés (porosidad, EDS y nivel de modificación). Para la evaluación del EDS, (conociendo su impacto sobre la magnitud de las propiedades mecánicas así como la evaluación de la porosidad y el nivel de modificación), se seleccionaron las probetas de acuerdo al esquema de la figura 3.9. El EDS se midió solamente en las probetas de las zonas identificadas como: 1, 2, 3, 6, 8, 11, 16, 20, 23 y 27 para cada una de las 42 piezas vaciadas.

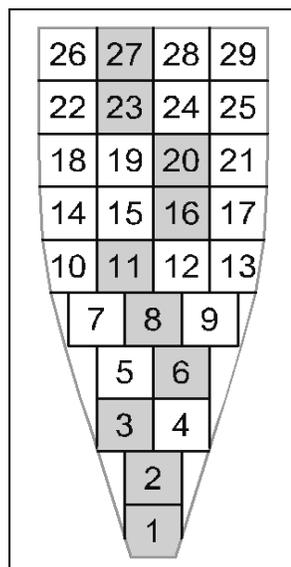


Figura 3.9 Zonas seleccionadas para medición del EDS.

La evaluación de las probetas mencionadas obedece a estudios realizados por Efen C. en su estudio [71] en el que utiliza el mismo modelo y en el cual concluye que el EDS se puede considerar como una variación despreciable o

mínima entre probetas que corresponden a una misma hilera o nivel. A manera de corroborar esta información en el presente estudio se seleccionó una pieza de cada nivel de cobre (2.0, 2.8 y 3.5% en peso) y efectuar el análisis comparativo, dicho análisis demostró que es factible aplicar este criterio y analizar sólo las 10 probetas seleccionadas de cada pieza.

La evaluación metalografica de cada probeta seleccionada se realizo en un cilindro tomado de una zona aledaña a la fractura (Figura 3.10), estos cilindros fueron encapsulados en lucita dejando expuesta la superficie que más cerca se encontraba de la fractura, posteriormente a esta superficie se le dio una preparación metalográfica utilizando lijas de SiC de los números 60, 180, 320, 800, 1200 y 2400 para el desbaste y alúmina de 1 micrometro para el pulido final. Por último se hicieron las evaluaciones y mediciones que correspondía en cada caso mediante el uso de un microscopio marca Olympus modelo PMG3^{MR} y el programa analizador de imágenes Clemex VisionTM.

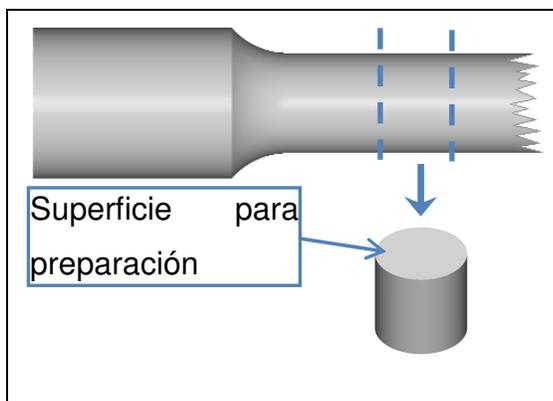


Figura 3.10 Zona de corte para la obtención del cilindro para evaluación microestructural.

La evaluación del EDS se efectuó usando el método de medición de distancias perpendiculares entre brazos, se obtuvo un valor de EDS por cada probeta

como resultado de promediar cuatro mediciones de al menos seis brazos dendríticos cada una.

Las mediciones de porosidad se hicieron analizando 16 campos a 50 aumentos, lo que equivale a $6.67 \times 10^7 \mu\text{m}^2$ de área muestreada, en la Figura 3.10 se muestra el arreglo utilizado de 16 campos.

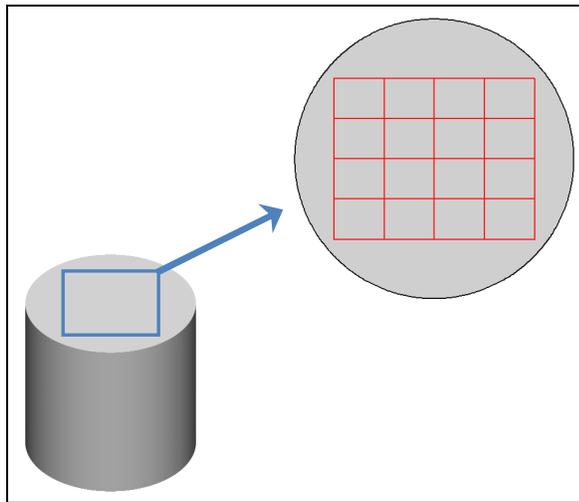


Figura 3.11 Distribución de campos de medición sobre la superficie seleccionada para evaluación microestructural.

Para determinar el nivel de modificación se analizó la microestructura dentro de esta misma área utilizando 200 aumentos y se comparó con las microestructuras mostradas en una ayuda visual elaborada por la AFS [72] en la cual se presentan los seis niveles de modificación que este organismo establece.

Se tomaron imágenes representativas en piezas en su condición de vaciado a modo comparativo contra piezas de sus mismas composiciones químicas y tratadas térmicamente de acuerdo al siguiente criterio. Para este análisis solo se consideran las probetas 2, 6, y 11 estas probetas corresponden a valores de EDS bajo, medio y alto (20, 40 y 60 micrometros respectivamente). De igual

manera estas probetas se utilizaron en la caracterización de fases vía microscopía electrónica de barrido, el equipo utilizado fue un MEB marca JEOL™ JSM-5600 HV.

TABLA X. Selección de probetas para el análisis de imagen de acuerdo a su composición y su valor de EDS.

Contenido de Cu (% en peso)	Contenido de Mg (% en peso)		No de probeta para análisis de imagen		
2.00	Bajo	0.15	2	6	11
	Medio	0.45			
	Alto	1.00			
2.80	Bajo	0.15	2	6	11
	Medio	0.45			
	Alto	1.00			
3.50	Bajo	0.15	2	6	11
	Medio	0.45			
	Alto	1.00			

CAPÍTULO 4

RESULTADOS

4.1 Introducción

Siguiendo con el plan de trabajo establecido en cada una de las etapas del método experimental, en este capítulo se muestran los parámetros de control en la fusión de las aleaciones y fabricación de piezas, así como la identificación de muestras para su evaluación, con el propósito de mostrar un panorama simplificado sobre el comportamiento de cada una de las aleaciones involucradas en el presente estudio los resultados se encuentran desglosados mostrando a manera comparativa las muestras correspondientes a la condición de vaciado la cual denominaremos en este capítulo como CV y la condición de tratamiento térmico T6 la denominaremos como TT.

4.2 Fabricación de aleaciones y vaciado de piezas

En la Tabla XI se muestran las composiciones químicas de cada una de las aleaciones, como se podrá notar la identificación de las aleaciones no se muestra en orden, debido a la composición química de la aleación residual en el horno al vaciar alguna de las combinaciones Cu y Mg que fue utilizada en la fusión y ajuste de otra condición. Por su parte, la Tabla XII muestra Los parámetros de vaciado y la identificación de piezas recordando que CV fue asignado para las piezas en condición de vaciado y TT para las piezas con tratamiento térmico T6, seguido por un número que permite identificar su composición química, ejemplo CV 16 ó TT 16 corresponden a la aleación 16 que contiene 2.0% de Cu y 0.0% de Mg.

TABLA XI Composición química de las aleaciones a evaluar.

Identificación por aleación	Composición química							
	% Si	% Cu	% Fe	% Mn	% Mg	% Zn	% Ti	Sr en PPM
Aleación 16	7.68	2.17	0.60	0.37	0.04	0.59	0.08	105
Aleación19	7.07	2.09	0.59	0.36	0.15	0.55	0.13	123
Aleación 13	7.03	2.24	0.59	0.37	0.30	0.56	0.11	136
Aleación 6	7.22	2.14	0.55	0.46	0.45	0.51	0.15	91
Aleación 8	7.01	2.27	0.59	0.38	0.60	0.44	0.15	103
Aleación 9	7.07	2.29	0.60	0.41	0.82	0.54	0.14	113
Aleación 7	6.96	1.95	0.63	0.47	1.07	0.54	0.13	124
Aleación 17	7.65	2.85	0.62	0.41	0.02	0.57	0.08	125
Aleación 20	6.96	2.91	0.58	0.38	0.16	0.55	0.13	127
Aleación 14	6.99	2.91	0.58	0.37	0.32	0.56	0.11	95
Aleación 15	7.2	2.85	0.60	0.48	0.48	0.55	0.12	147
Aleación 10	7.23	2.83	0.62	0.42	0.60	0.52	0.14	91
Aleación 11	7.23	2.83	0.60	0.41	0.86	0.52	0.14	128
Aleación 12	7.15	2.79	0.62	0.42	1.02	0.53	0.14	121
Aleación 18	7.52	3.63	0.59	0.39	0.02	0.56	0.07	122
Aleación 21	6.95	3.51	0.59	0.39	0.17	0.55	0.13	123
Aleación 1	7.43	3.62	0.63	0.44	0.29	0.52	0.11	94
Aleación 2	7.21	3.46	0.63	0.44	0.40	0.52	0.11	119
Aleación 3	7.22	3.47	0.61	0.42	0.61	0.51	0.11	104
Aleación 5	7.14	3.55	0.63	0.41	0.78	0.49	0.10	125
Aleación 4	7.2	3.7	0.62	0.41	0.94	0.47	0.10	109
Aleación 22	7.16	3.09	0.62	0.40	0.32	0.51	0.10	149

PPM - Partes por millon

TABLA XII Parámetros de control en el vaciado de piezas e identificación de piezas.

No Experimento	% Cu	% Mg	Identificación		Temperatura de Vaciado (°C)	Densidad (g/cm ³)
1	2.17	0.04	CV16	TT16	740	2.70
2	2.09	0.15	CV19	TT19	738	2.70
3	2.24	0.30	CV13	TT13	741	2.70
4	2.14	0.45	CV6	TT6	741	2.71
5	2.27	0.60	CV8	TT8	739	2.69
6	2.29	0.82	CV9	TT9	739	2.70
7	1.95	1.07	CV7	TT7	740	2.70
8	2.85	0.02	CV17	TT17	738	2.69
9	2.91	0.16	CV20	TT20	740	2.70
10	2.91	0.32	CV14	TT14	739	2.71
11	2.85	0.48	CV15	TT15	739	2.71
12	2.83	0.60	CV10	TT10	738	2.70
13	2.83	0.86	CV11	TT11	741	2.70
14	2.79	1.02	CV12	TT12	741	2.69
15	3.63	0.02	CV18	TT18	740	2.70
16	3.51	0.17	CV21	TT21	738	2.69
17	3.62	0.29	CV1	TT1	739	2.69
18	3.46	0.40	CV2	TT2	739	2.70
19	3.47	0.61	CV3	TT3	739	2.70
20	3.55	0.78	CV5	TT5	740	2.70
21	3.70	0.94	CV4	TT4	741	2.69
22	3.09	0.32	CV22	TT22	741	2.70

4.3 Análisis térmico.

Durante la obtención de las curvas de solidificación en cada una de las aleaciones empleadas en este proyecto se aplicó el análisis de la derivada, de acuerdo a los criterios de Bäckerud [73] determinando con exactitud los cambios de fase, tiempos y temperaturas de reacción. A continuación se muestra en la figura 4.1 la curva de solidificación característica de la aleación 319, en la cual se señalan los puntos de interés de acuerdo a los cambios de fase (**T1** corresponde a la formación de la fase Al primario, **T2** corresponde a la

formación del eutéctico Al-Si y la **T3** corresponde a la reacción de formación de fases ricas en Cu), por su parte en la Tabla XIII se resumen las temperaturas correspondientes a estos puntos, En la figura 4.2 se muestra gráficamente el comportamiento de las zonas T3 para cada una de las aleaciones en evaluación, esta zona corresponde a la reacción de cambio de fase final correspondiente a las fases ricas en Cu y de importante influencia en la elección de la temperatura de solución. En los Apéndice A1 a A22 se muestran las curvas de solidificación obtenidas de todas las aleaciones empleadas en este estudio.

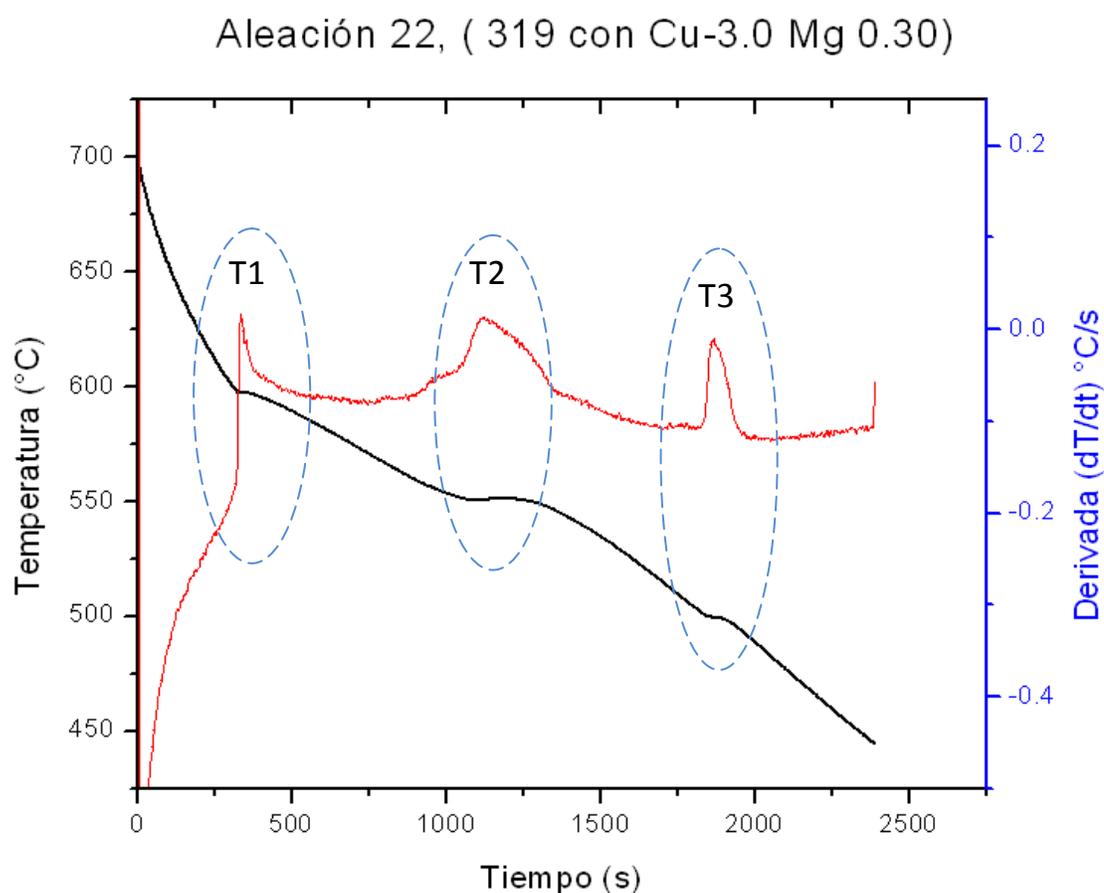
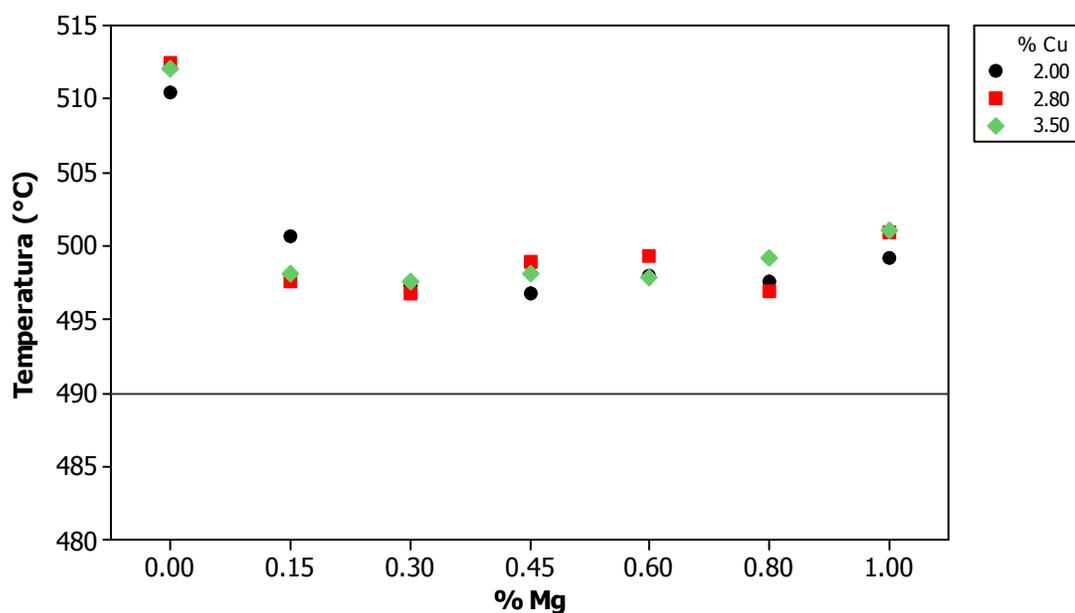


Figura 4.1 Análisis térmico característico de la aleación A319 modificada y sin refinación mostrando las zonas T1, T2 y T3.

TABLA XIII Análisis térmico de las aleaciones y sus temperaturas de reacción.

No Experimento	% Cu	% Mg	Temperatura 1	Temperatura 2	Temperatura 3	
			(°C)	(°C)	(°C)	(°C)
			Al-primario	Al-Si	Al ₂ Cu	Al ₅ Mg ₈ Cu ₂ Al ₆
Aleación 16	2.17	0.044	598.88	563.09	510.42	**
Aleación19	2.09	0.15	604.17	558.07	500.6	**
Aleación 13	2.24	0.303	603.13	557.69	497.29	**
Aleación 6	2.14	0.451	603.95	552.71	496.82	517.70
Aleación 8	2.27	0.602	603.42	550.57	497.96	520.80
Aleación 9	2.29	0.815	603.23	547.67	497.63	525.80
Aleación 7	1.95	1.07	600.56	547.99	499.19	520.32
Aleación 17	2.85	0.016	595.45	560.25	512.42	**
Aleación 20	2.91	0.158	601.36	556.52	497.58	**
Aleación 14	2.91	0.318	600.53	550.65	496.76	**
Aleación 15	2.85	0.478	599.1	550.38	498.93	513.70
Aleación 10	2.83	0.596	600.3	547.93	499.37	516.91
Aleación 11	2.83	0.858	599.72	547.69	496.84	519.42
Aleación 12	2.79	1.02	598.11	542.92	500.90	527.53
Aleación 18	3.63	0.016	591.05	555.77	512.01	**
Aleación 21	3.51	0.17	599.94	551.45	498.11	**
Aleación 1	3.62	0.289	596.39	552.65	497.52	**
Aleación 2	3.46	0.396	594.87	548.03	498.12	**
Aleación 3	3.47	0.611	594.63	545.86	497.88	512.01
Aleación 5	3.55	0.778	595.82	545.37	499.19	517.47
Aleación 4	3.70	0.941	595.64	544.76	501.04	522.90

** No se detecto

Figura 4.2 Representación grafica de la zona T3 (Al₂Cu) para cada una de las combinaciones de Cu y Mg.

4.4 Análisis exploratorio.

El modelo tipo cuña utilizado en el vaciado de piezas, permite obtener una velocidad de solidificación direccional; para simplificar el análisis de datos las muestras se ordenaron por nivel, el cual corresponde a un valor de EDS o velocidad de solidificación, y representa al total de probetas ubicadas en dicho nivel. En la figura 4.3 se muestra la representación de una pieza, la identificación y distribución de probetas y el nivel asignado a cada grupo de probetas.

Se realizaron mediciones a manera exploratoria en tres piezas, representando a los tres contenidos de Cu (2.0, 2.8 y 3.5%), en la figura 5.3 se muestra en forma gráfica el comportamiento de la velocidad de solidificación en las tres piezas. Los resultados de la figura 4.4 corroboran el análisis realizado por Efrén C. [71] en su estudio en el cual muestra que es factible evaluar la pieza por niveles, es decir tomar un valor promedio por cada grupo de muestras localizadas en una misma fila, considerando las diferencias en EDS despreciables entre los valores de cada fila.

Para efecto de análisis y a manera de estandarizar este parámetro y correlacionar con el resto de variables a evaluar se obtuvo el EDS promedio de las tres piezas, Este mismo criterio se empleo para el análisis de propiedades mecánicas. En los Apéndices B1 a B8 se muestran los valores de EDS promedio junto a los resultados individuales de propiedades mecánicas.

Como referencia de valores del esfuerzo máximo, esfuerzo de cedencia y elongación; en la figuras 4.5 se muestran los resultados en propiedades mecánicas de la aleación A319 (Cu-3.0 y Mg 0.3%) graficada contra el EDS estándar en **CV** y comparada contra su condición **TT** T6. De igual forma los resultados de porosidad y dureza Brinell se ilustran en las figuras 4.6 y 4.7

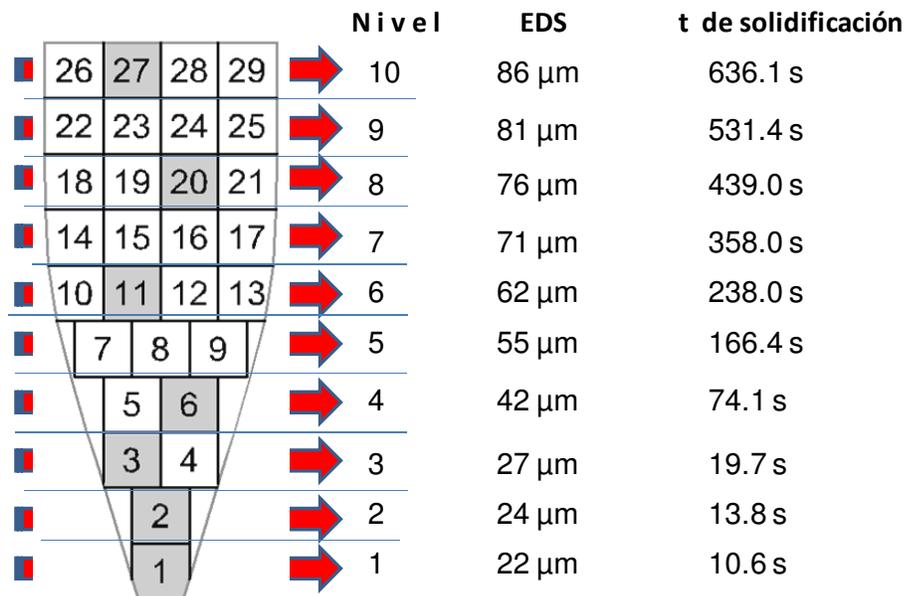


Figura 4.3 Modelo de una pieza tipo cuña y su distribución de probetas, nivel y valores de EDS promedio obtenidos en el análisis exploratorio.

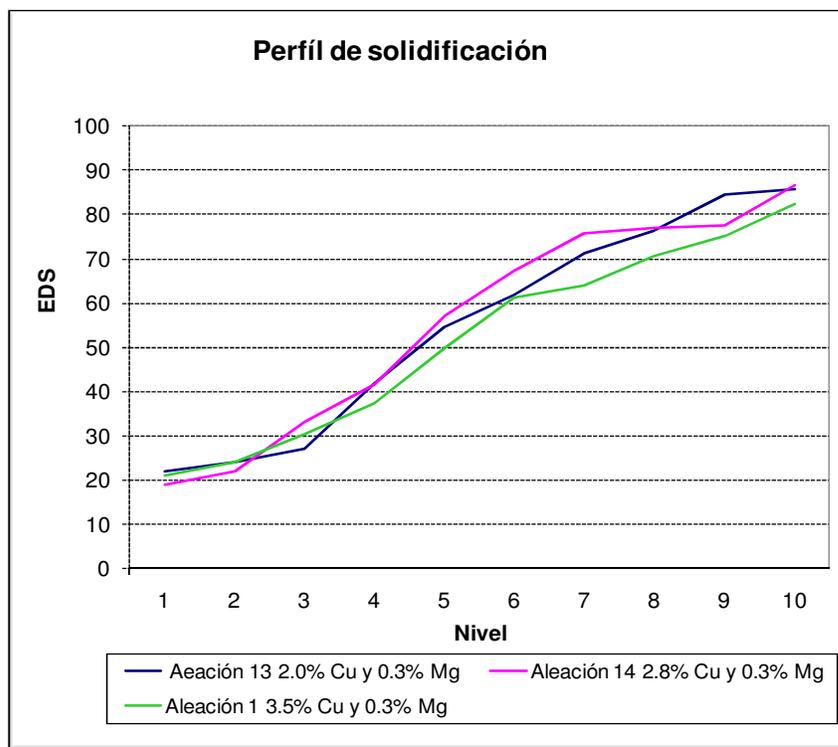


Figura 4.4 Grafica que muestra el perfil de solidificación (EDS promedio) obtenido de tres piezas con diferentes contenidos de Cu y Mg.

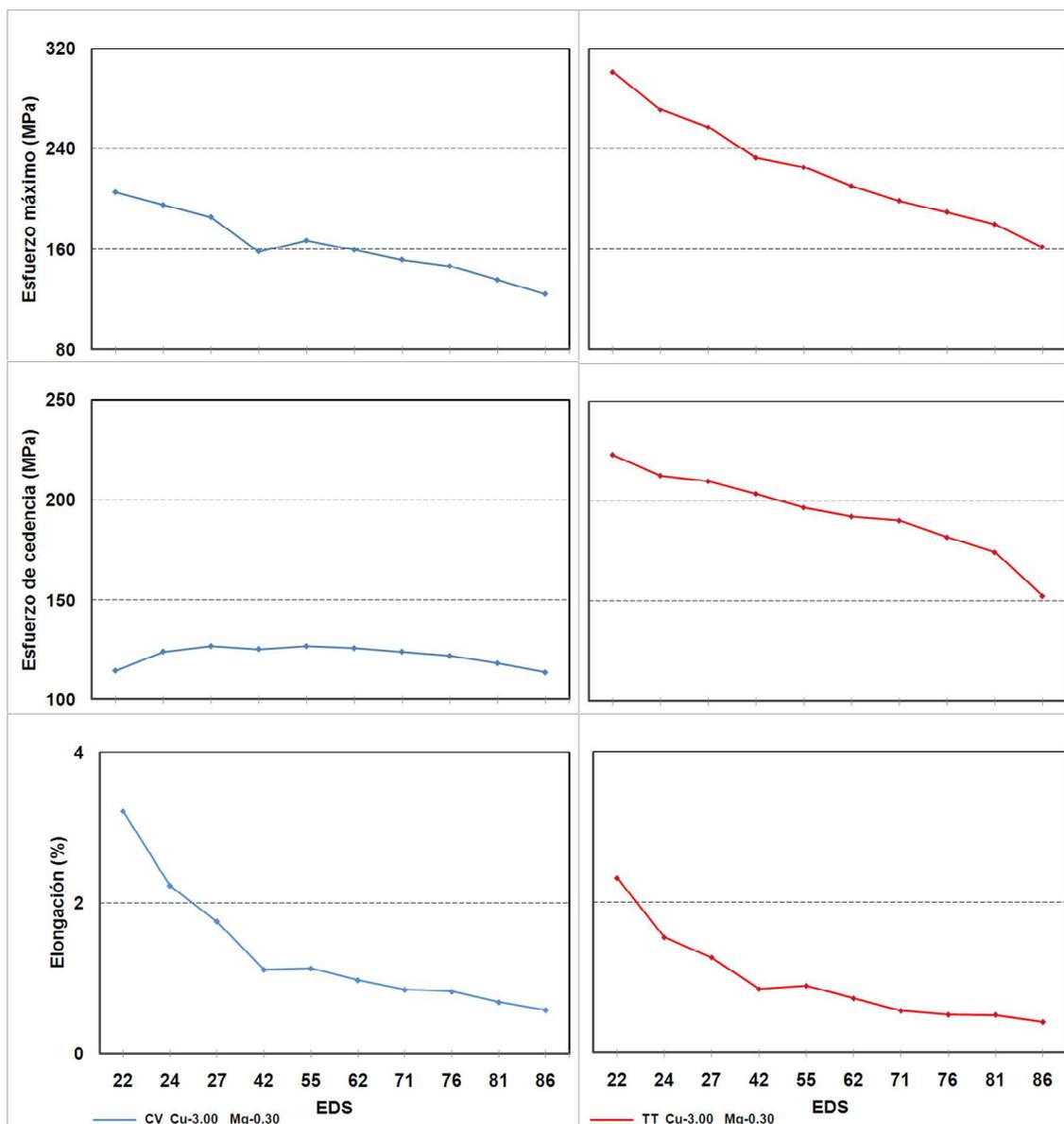


Figura 4.5 Esfuerzo máximo, esfuerzo de cedencia y elongación para una aleación A319 en función del EDS los valores de CV se muestran en la parte izquierda y TT en la parte derecha de la figura.

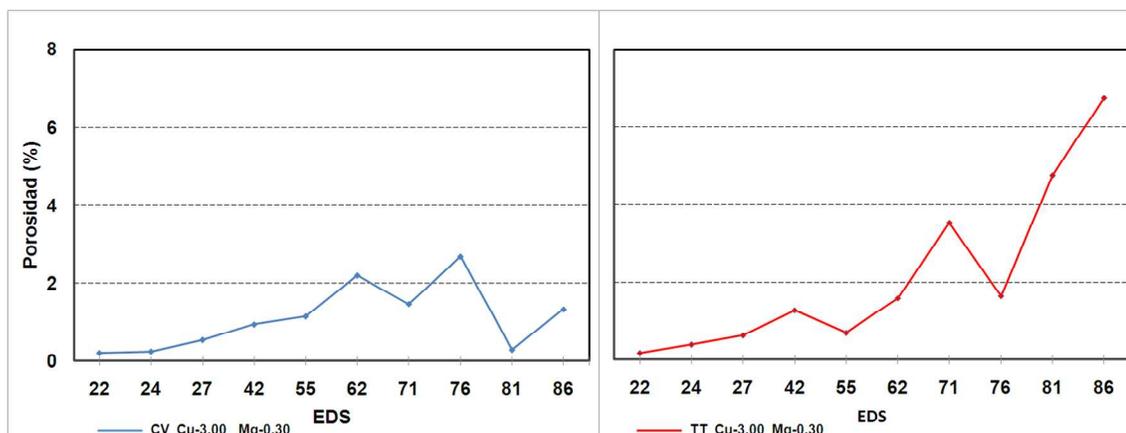


Figura 4.6 Porosidad para una aleación A319 en **CV** y **TT**

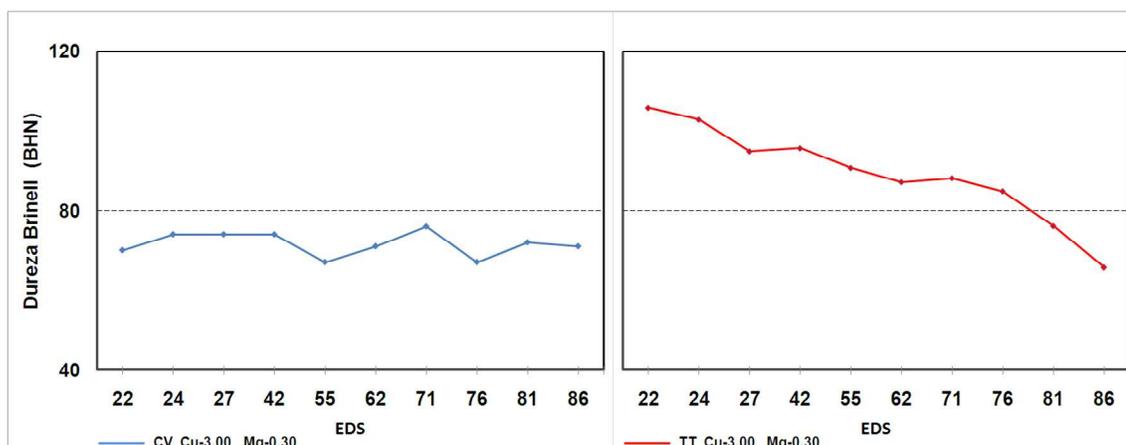


Figura 4.7 Dureza Brinell para una aleación A319 en CV y TT (T6).

4.5 Propiedades mecánicas.

Las propiedades mecánicas fueron evaluadas por grupos, es decir de acuerdo al contenido de Cu y en cada grupo se incluyen todas las variaciones de Mg y se muestran en forma gráfica en las figuras 4.8 a 4.10 las líneas punteadas en las graficas de la parte izquierda corresponden a los resultados en CV y las líneas solidas en las graficas de la parte derecha corresponden a

los resultados después del T6. En los Apéndices B1 a B3 y B5 a B7 se muestran las tablas con los valores registrados para cada muestra.

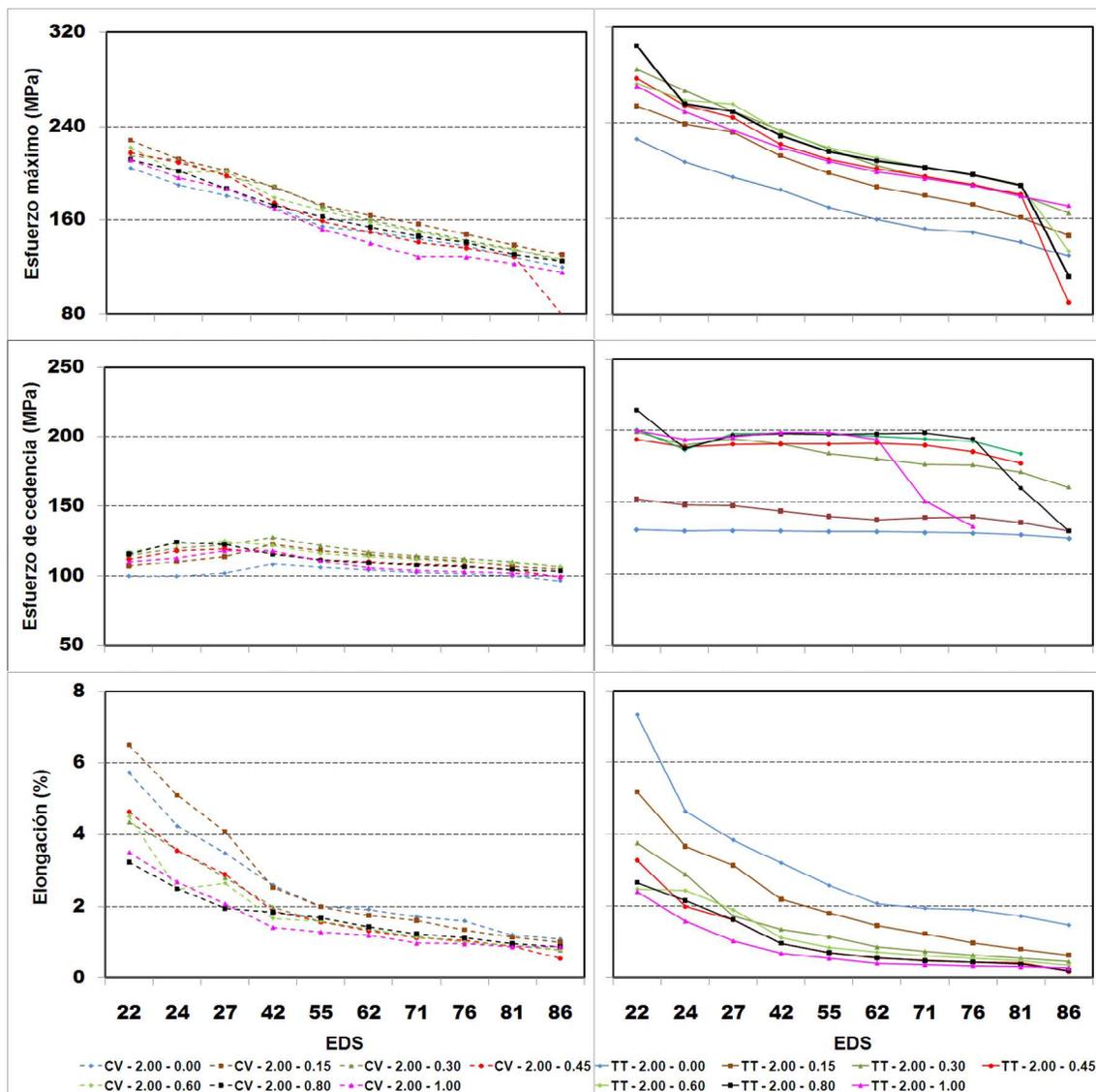


Figura 4.8 Propiedades mecánicas (esfuerzo máximo, esfuerzo de cedencia y elongación) para el grupo de Cu 2.0%.

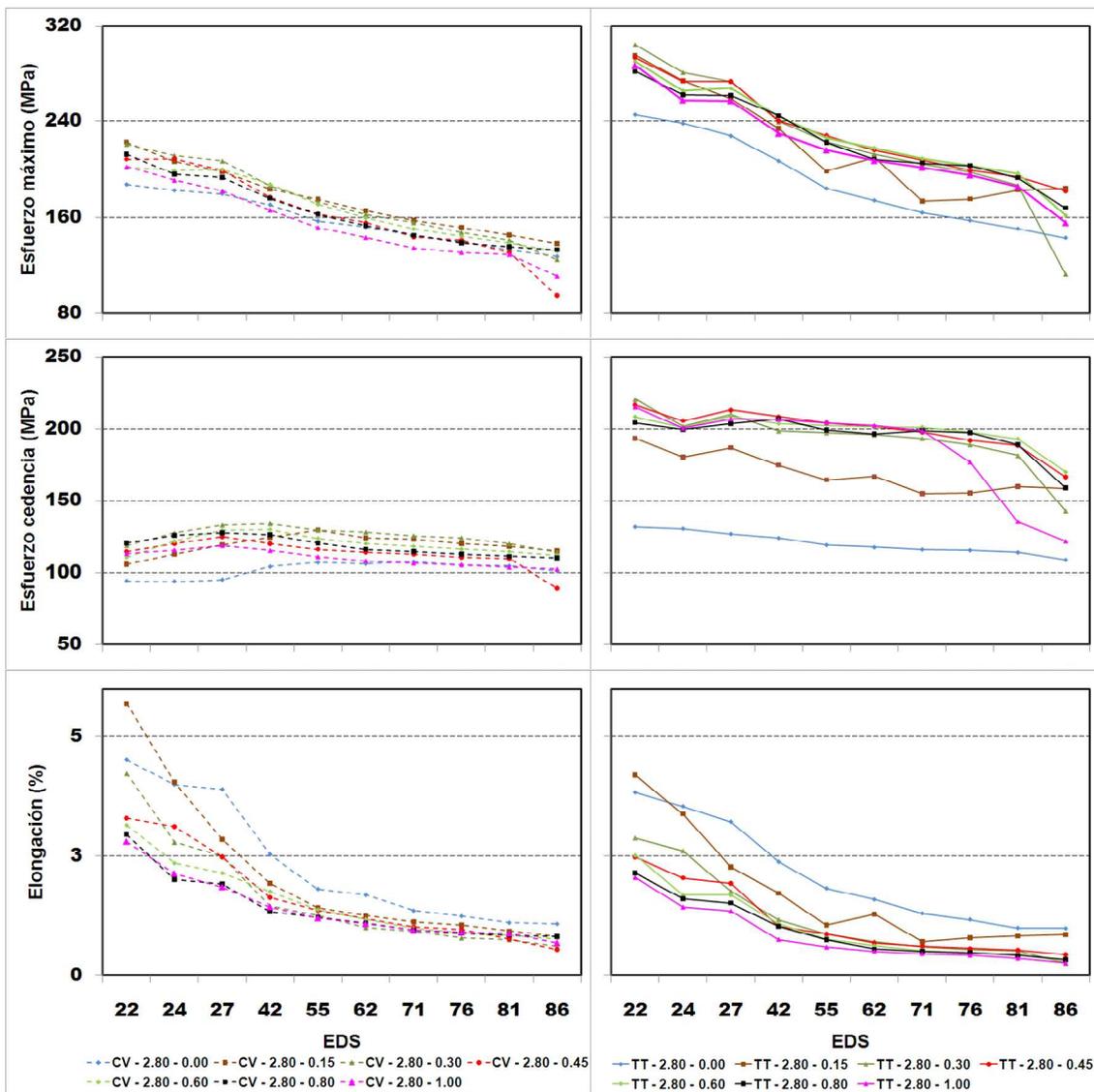


Figura 4.9 Propiedades mecánicas (esfuerzo máximo, esfuerzo de cedencia y elongación) para el grupo de Cu 2.8%.

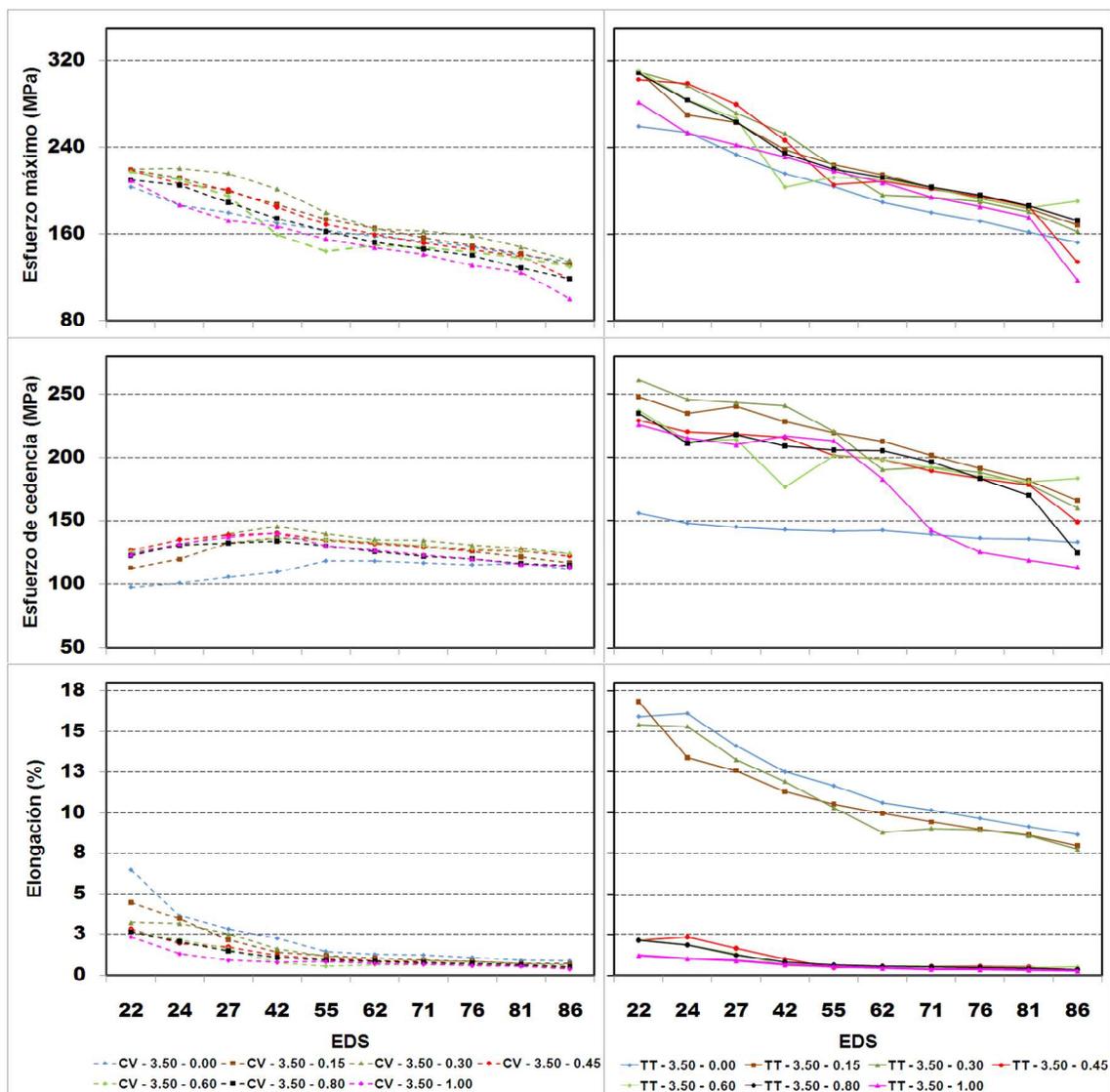


Figura 4.10 Propiedades mecánicas (esfuerzo máximo, esfuerzo de cedencia y elongación) para el grupo de Cu 3.5%.

4.6 Evaluación metalúrgica.

Después de llevarse a cabo los ensayos mecánicos, se tomó una porción de cada sección y se procedió al análisis metalográfico en el cual se incluye la evaluación de la porosidad, EDS, nivel de modificación y medición de dureza. Las tablas completas se muestran en los Apéndices B1 al B8

4.6.1 Porosidad

En las figuras 4.11 a la 4.13 y se muestran los resultados obtenidos en forma gráfica separados por grupos de acuerdo al contenido de Cu-Mg, en la parte izquierda se muestran las graficas correspondientes a la CV y en la parte derecha las graficas correspondientes a las TT-T6.

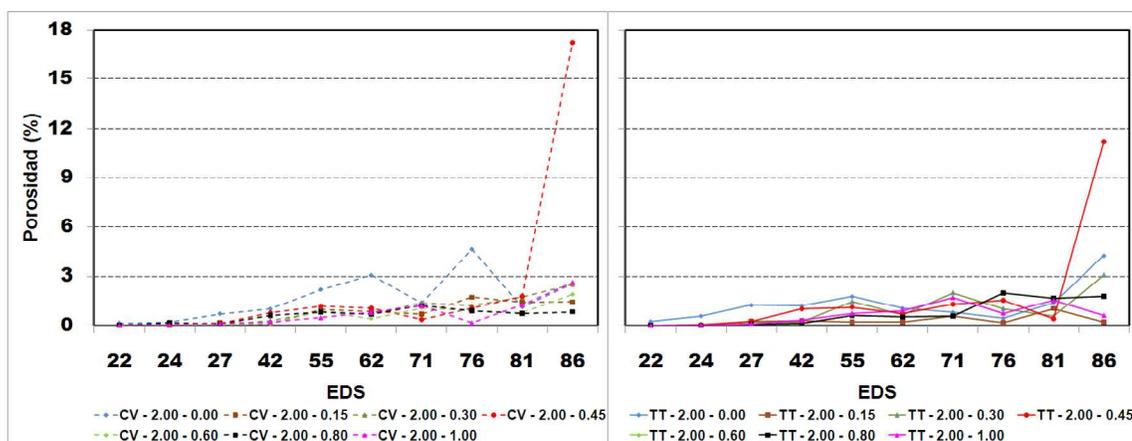


Figura 4.1 Porosidad para el grupo de Cu 2.0%.

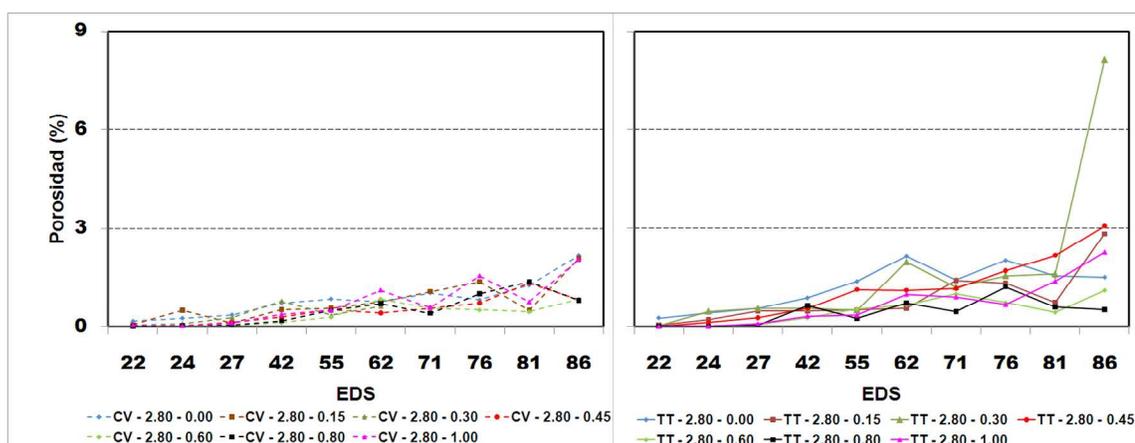


Figura 4.12 Porosidad para el grupo de Cu 2.8%.

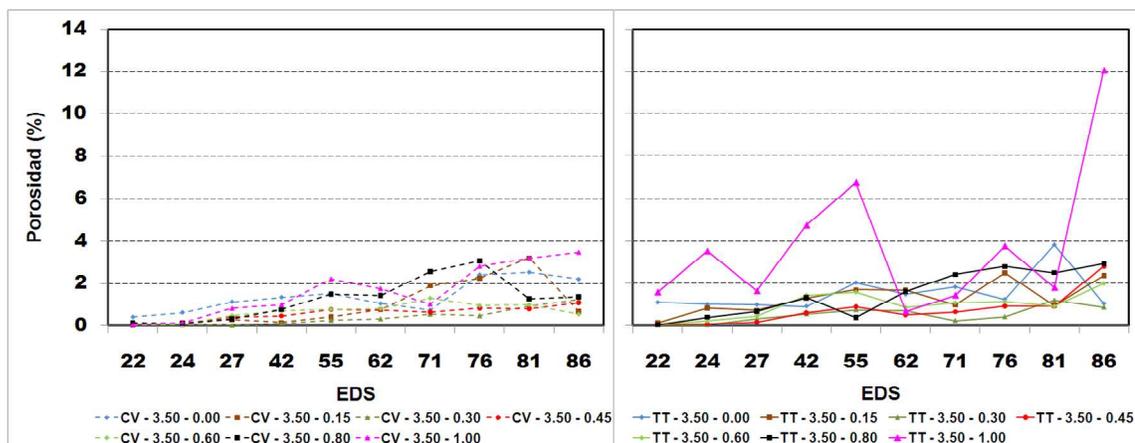


Figura 4.13 Porosidad para el grupo de Cu 3.5%.

4.6.2 EDS y nivel de modificación

Los valores individuales de EDS y nivel de modificación se muestran en los Apéndices B1 a B3 y B5 a B8. Para referencia comparativa a continuación se muestran en las imágenes 4.14 a la 4.22 las metalografías representativas en CV se muestran del lado izquierdo y del lado derecho se muestran las tratadas térmicamente T6, tomando el criterio mostrado en la Tabla XIV.

Tabla XIV Criterio para toma de metalografías.

Contenido de Cu (% en peso)	Contenido de Mg (% en peso)		EDS en μm		
	Bajo	0.15	22	40	62
2.0, 2.8 y 3.5	Medio	0.45			
	Alto	1.00			

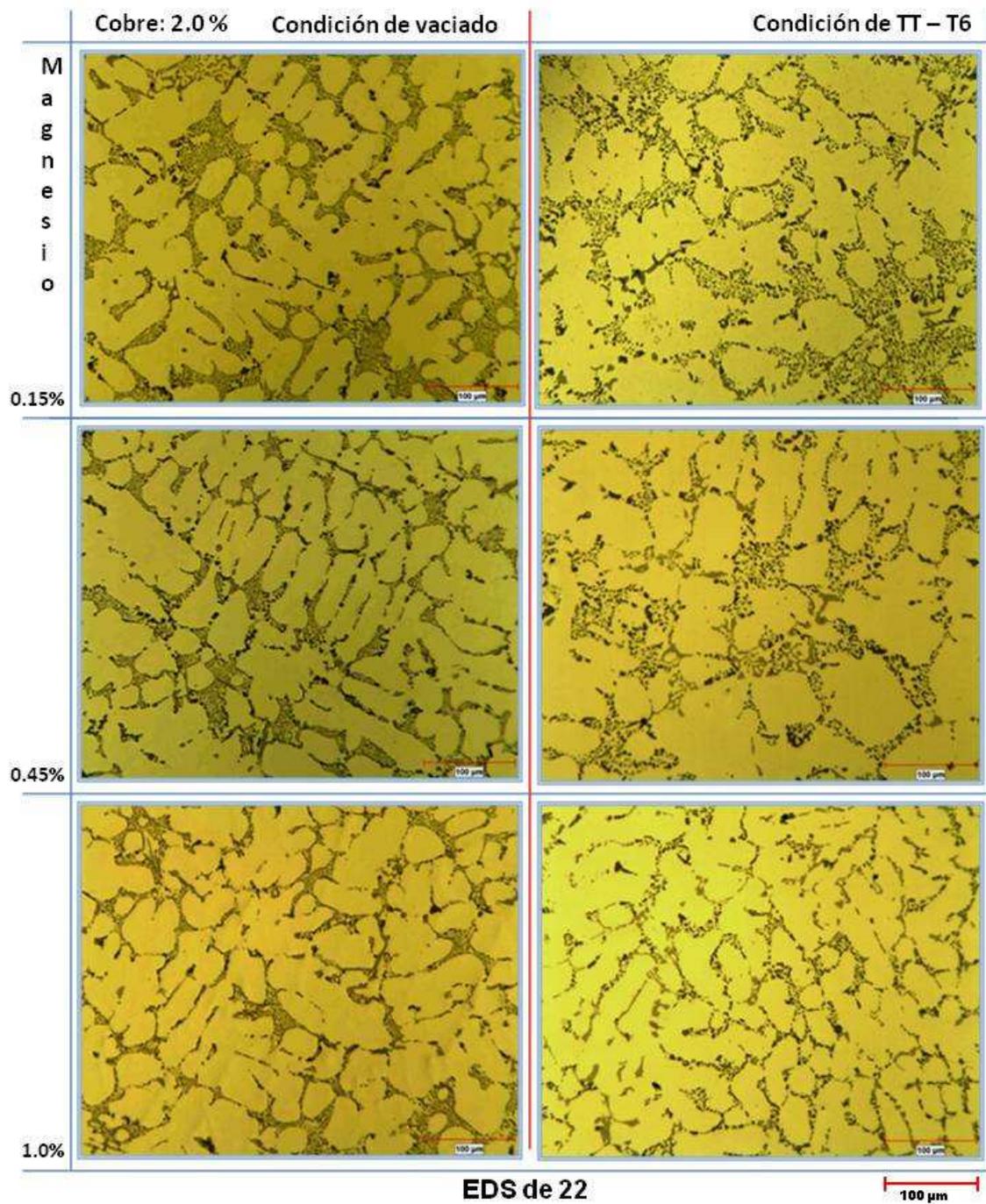


Figura 4.14 Metalografías tomadas a 200X, corresponden al grupo de Cu 2.0% y un EDS de 22.

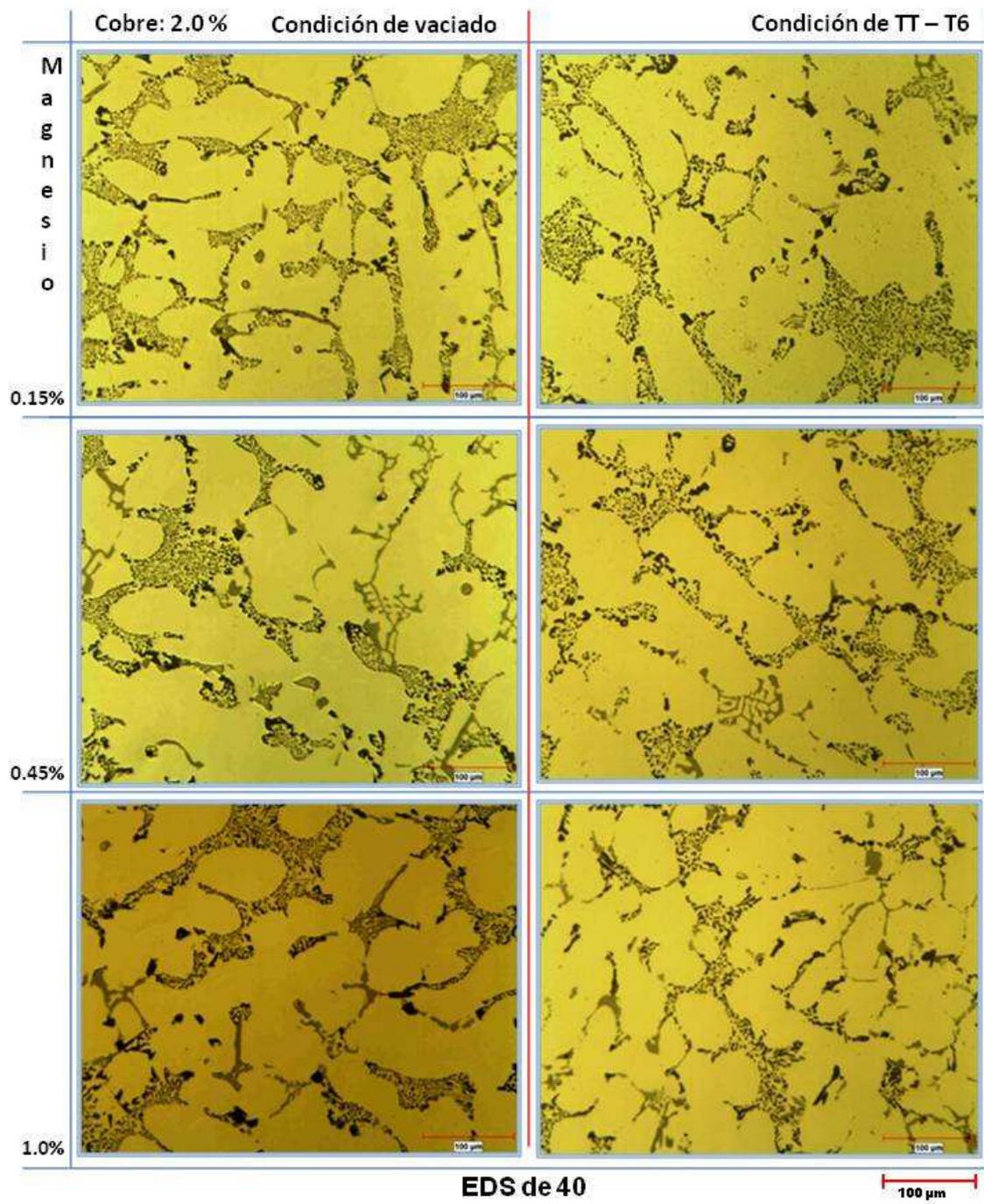


Figura 4.15 Metalografías tomadas a 200X, corresponden al grupo de Cu 2.0% y un EDS de 40.

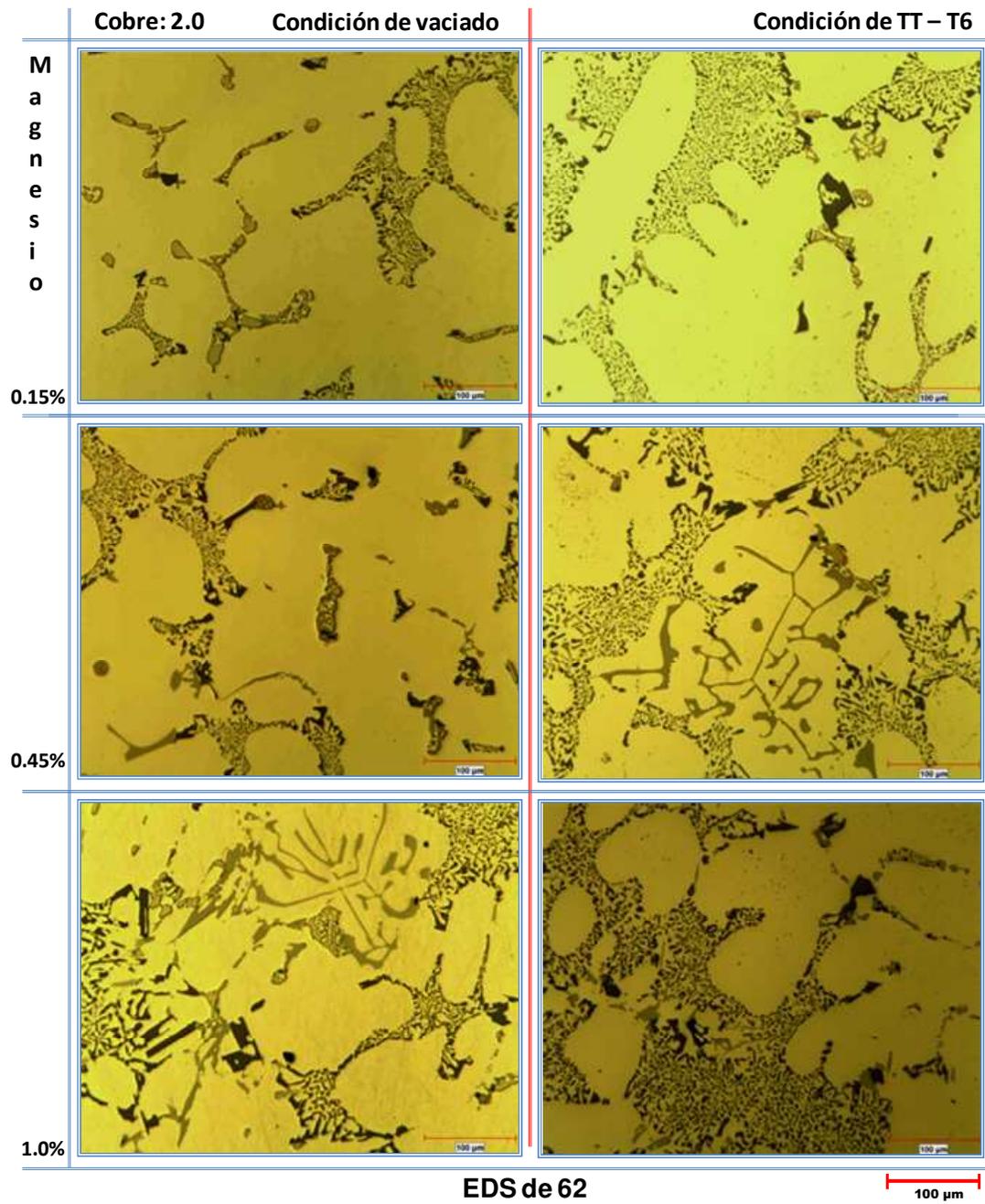


Figura 4.16 Metalografías tomadas a 200X, corresponden al grupo de Cu 2.0% y un EDS de 62.

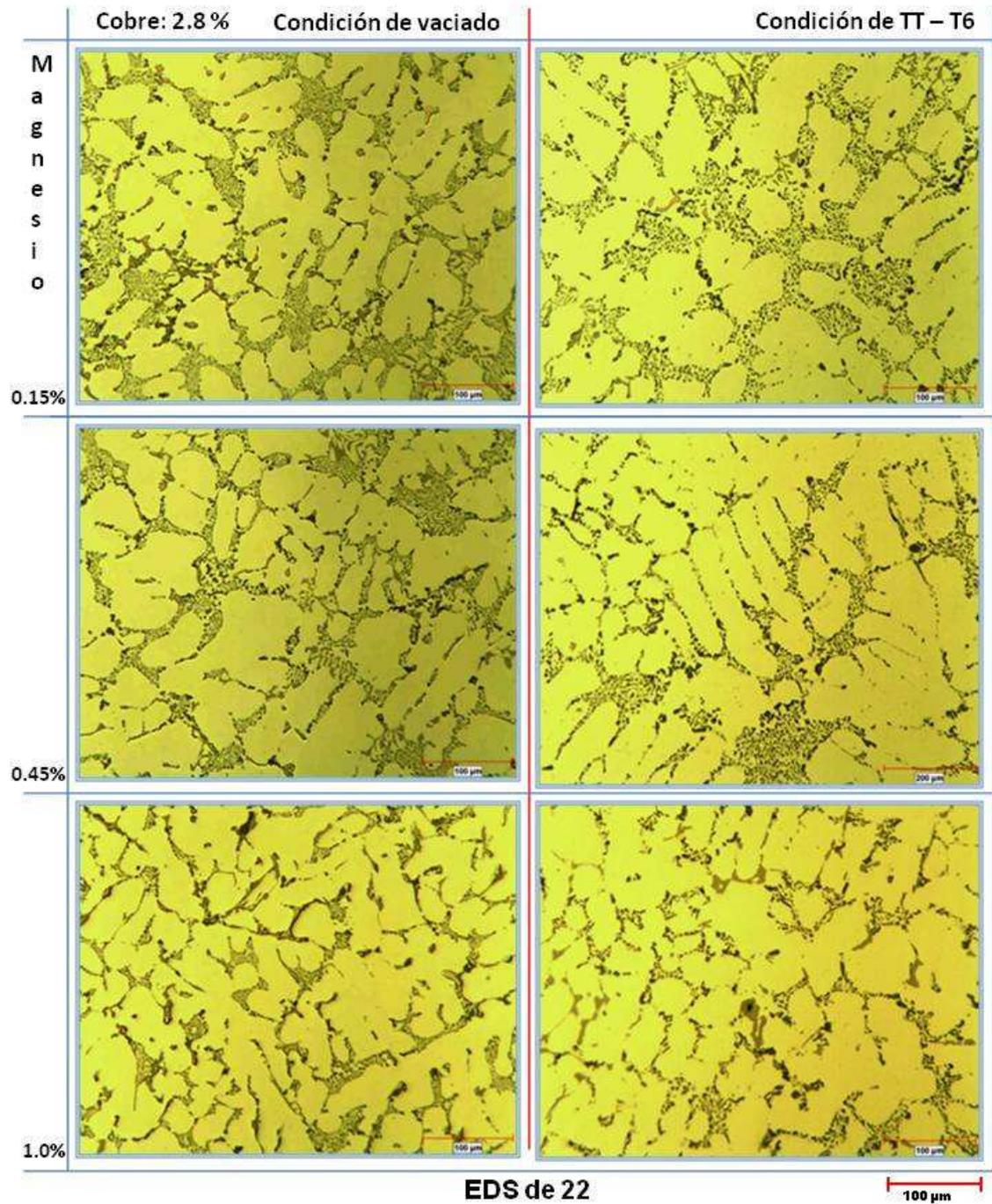


Figura 4.17 Metalografías tomadas a 200X, corresponden al grupo de Cu 2.8% y un EDS de 22.

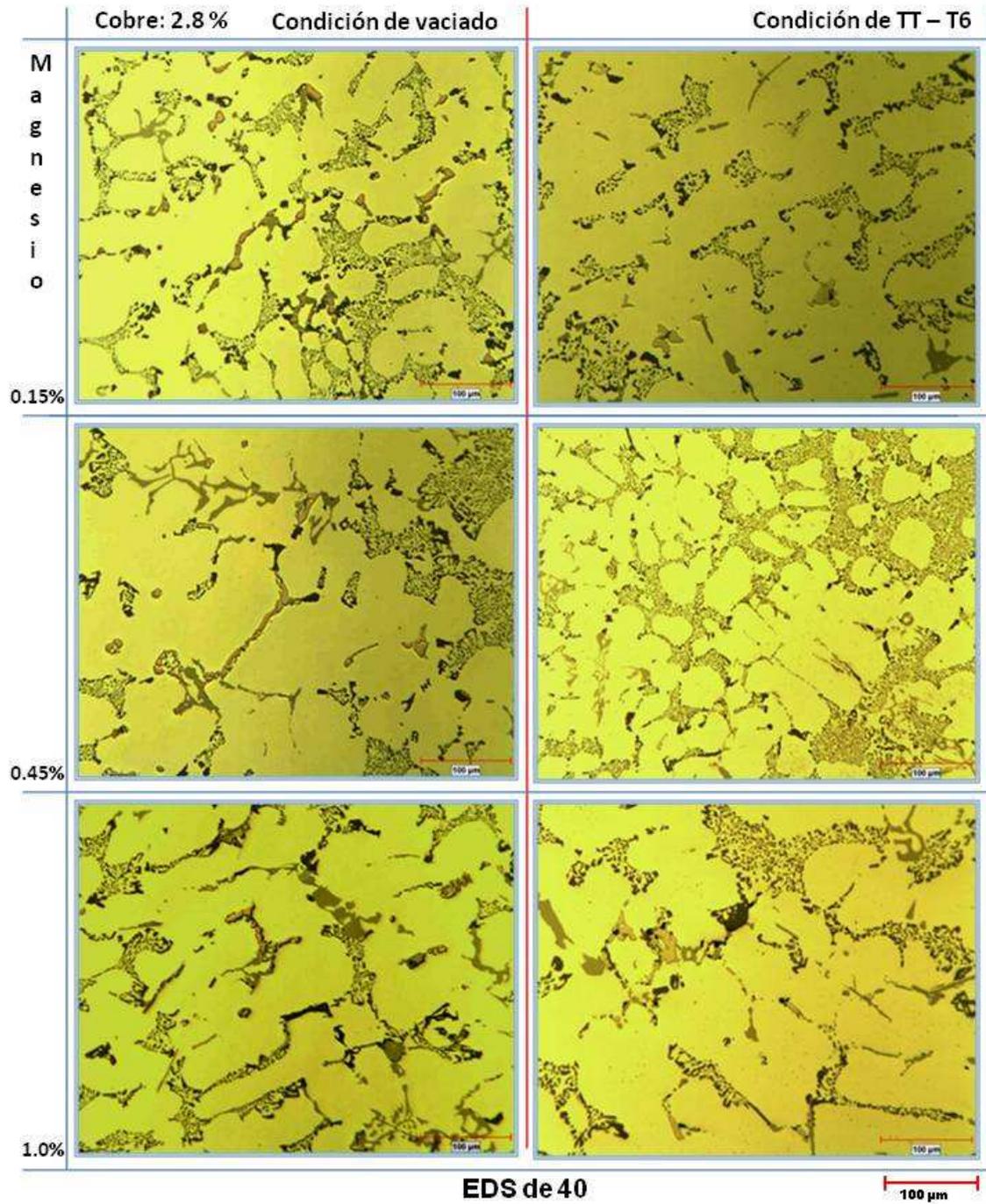


Figura 4.18 Metalografías tomadas a 200X, corresponden al grupo de Cu 2.8% y un EDS de 40.

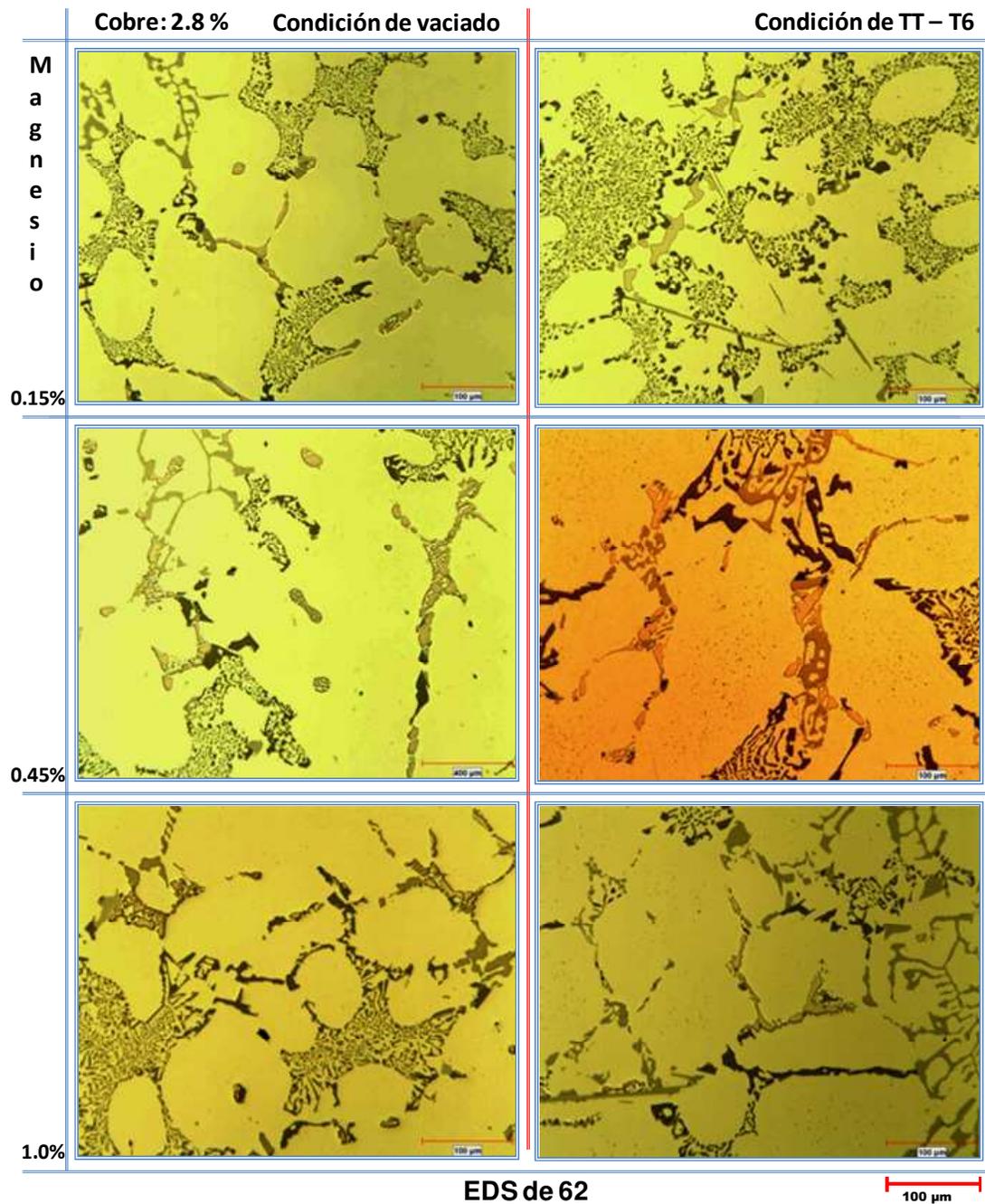


Figura 4.19 Metalografías tomadas a 200X, corresponden al grupo de Cu 2.8% y un EDS de 62.

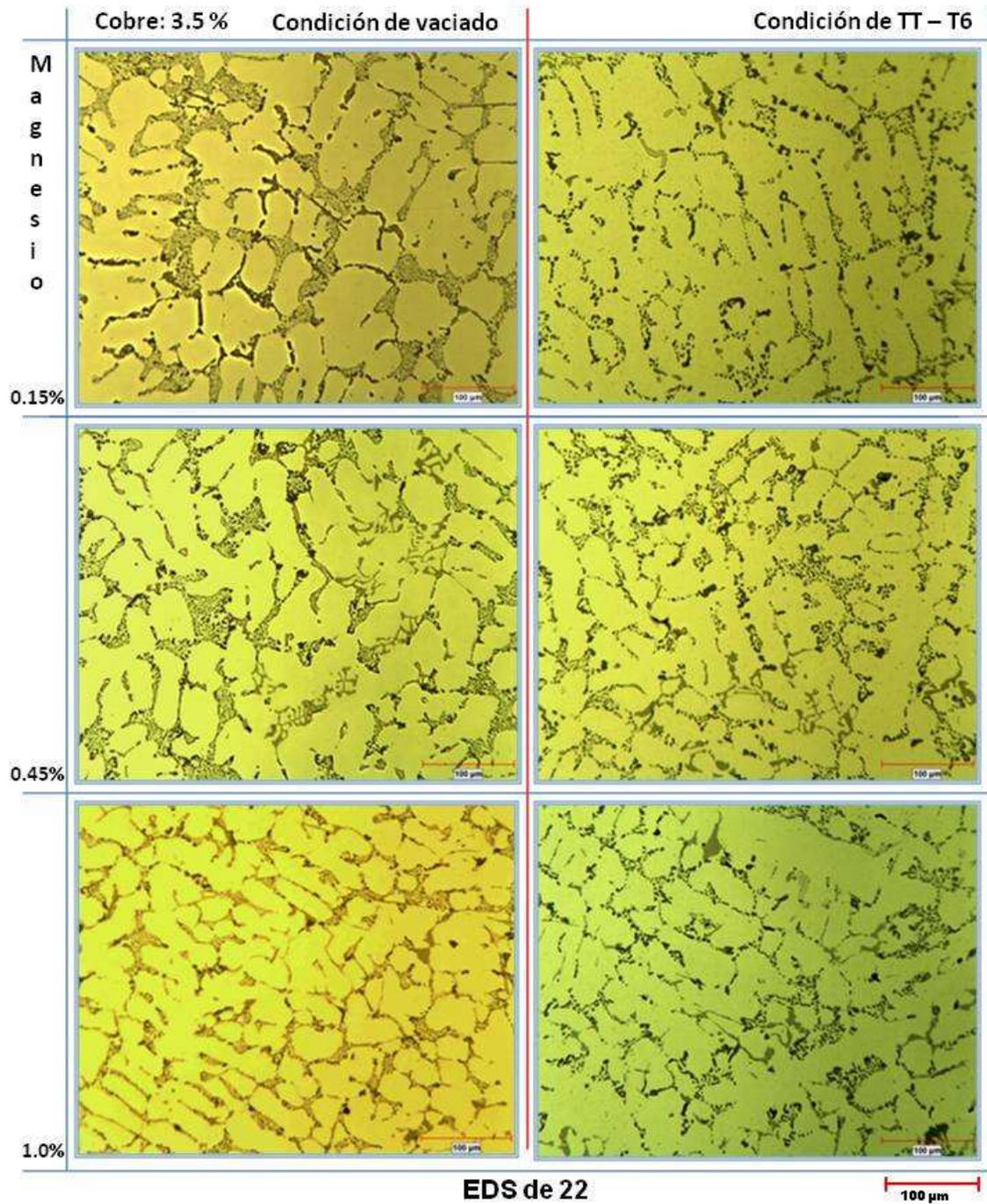


Figura 4.20 Metalografías tomadas a 200X, corresponden al grupo de Cu 3.5% y un EDS de 22.

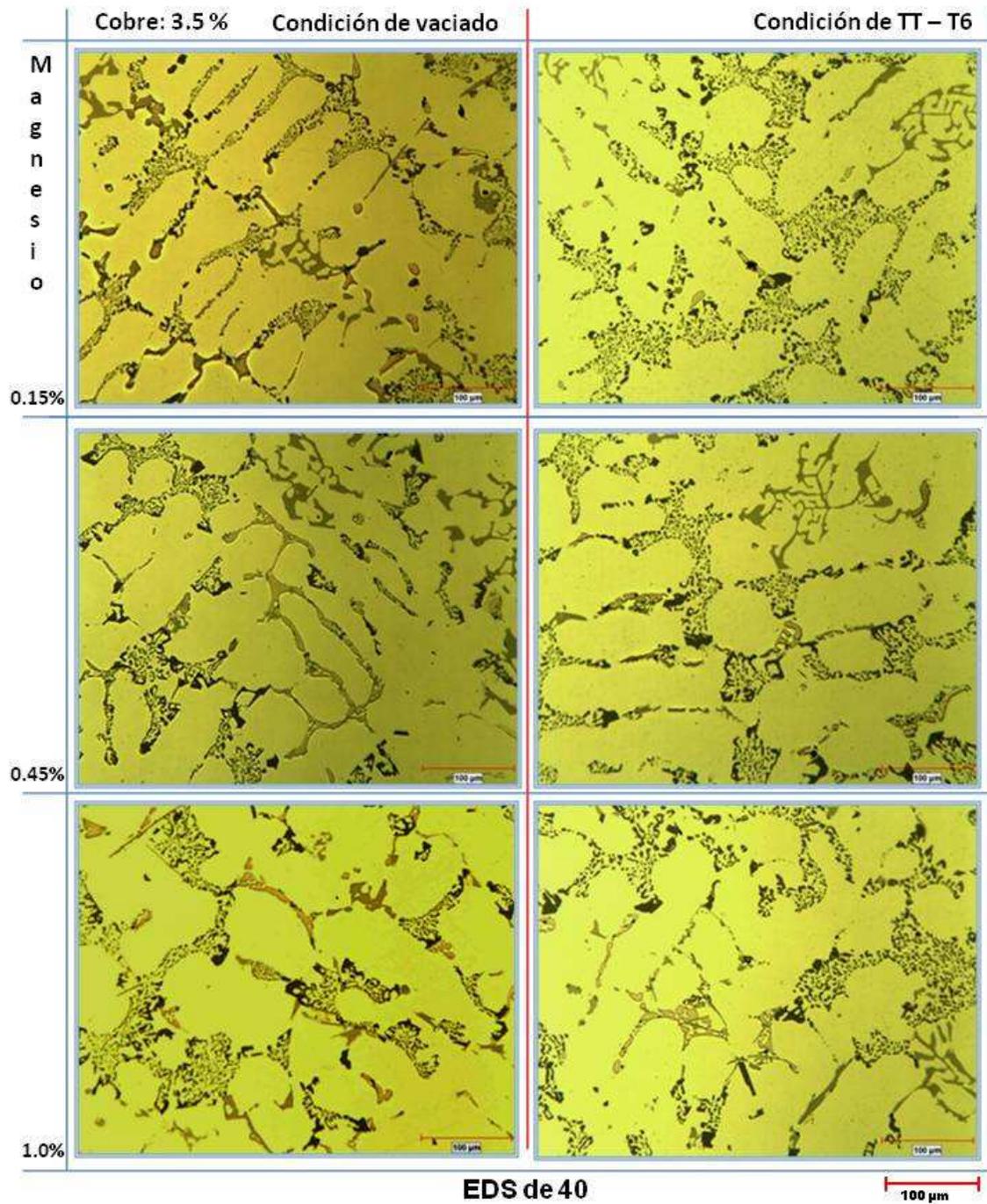


Figura 4.21 Metalografías tomadas a 200X, corresponden al grupo de Cu 3.5% y un EDS de 40.

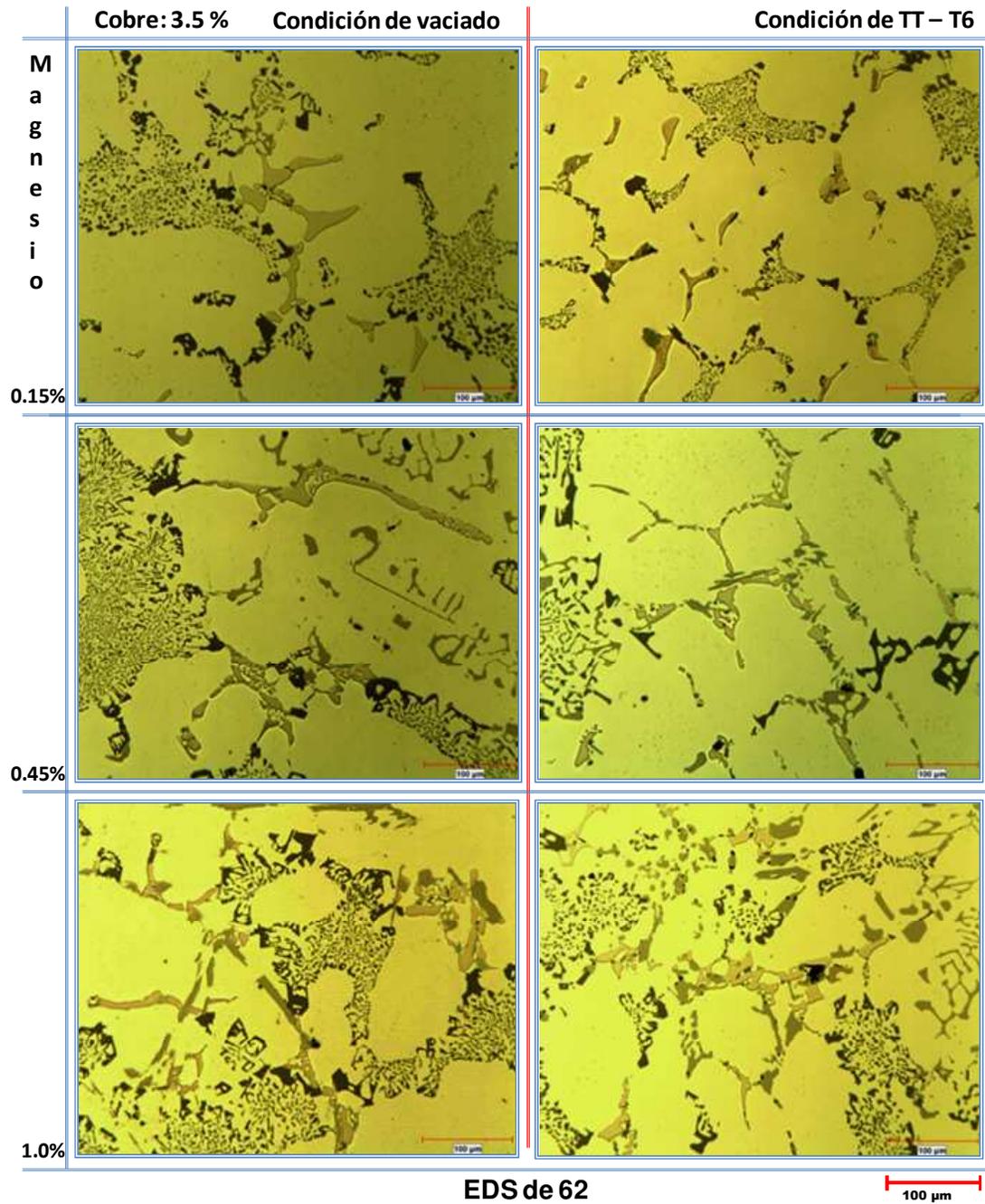


Figura 4.22 Metalografías tomadas a 200X, corresponden al grupo de Cu 3.5% y un EDS de 62.

4.6.3 Dureza

En las figuras 4.23 a 4.25 se muestran las gráficas correspondientes a la medición de dureza Brinell, para contenidos de Cu y su correspondiente variación en el contenido de Mg, en la parte izquierda se muestran los resultados de CV y en la parte derecha los resultados en TT.

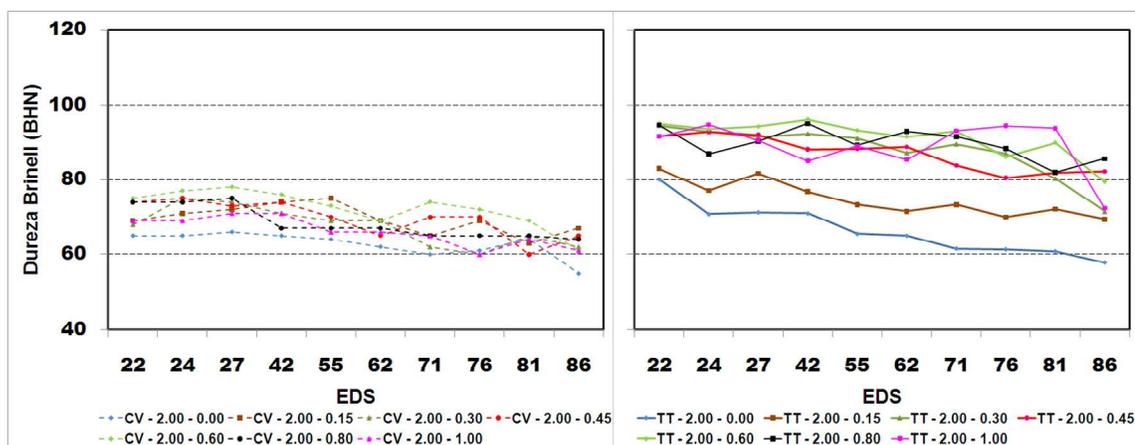


Figura 4.23 Dureza Brinell para el grupo de Cu 2.0%.

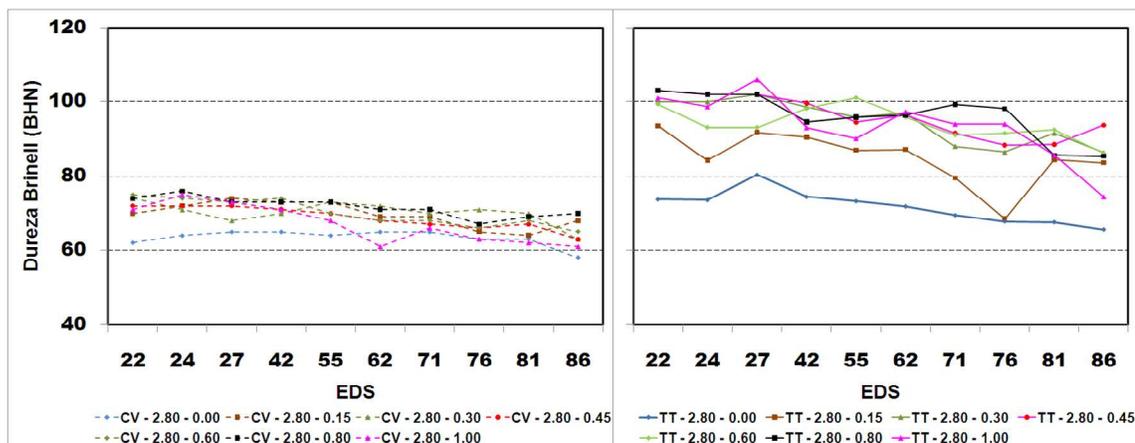


Figura 4.24 Dureza Brinell para el grupo de Cu 2.8%.

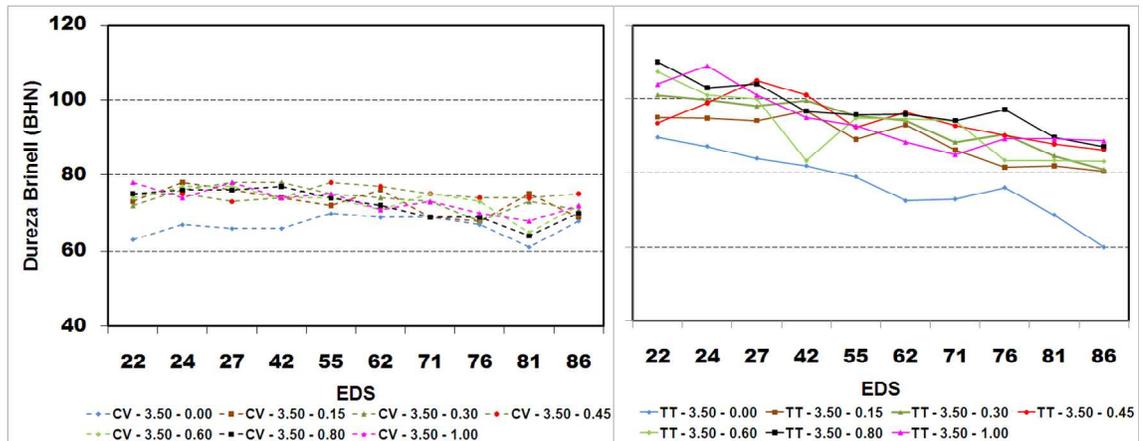


Figura 4.25 Dureza Brinell para el grupo de Cu 3.5%.

4.6.4 EDX en SEM

A continuación en las figuras 4.26 a 4.31 se muestran los análisis en EDX por electrones retrodispersados realizados vía microscopia electrónica de barrido, estos análisis corresponden a muestras con 2.8% de Cu, 0.45% de Mg y EDS de 24, 40 y 60 μm en CV y TT.

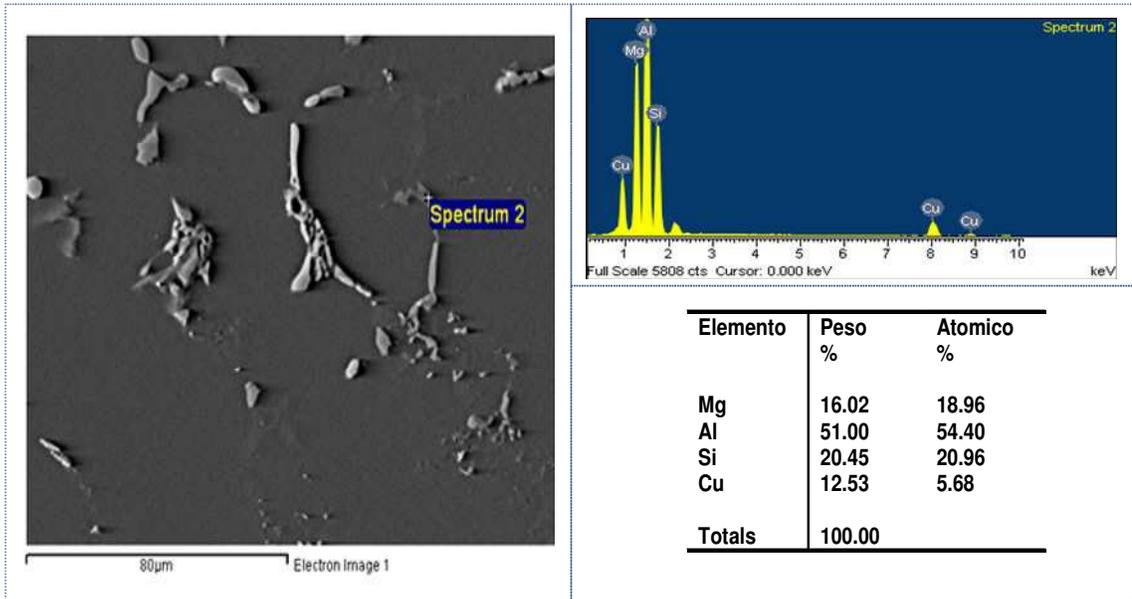


Figura 4.26 EDX muestra con Cu 2.8% y Mg 0.45%, probeta 2 EDS 24 en CV.

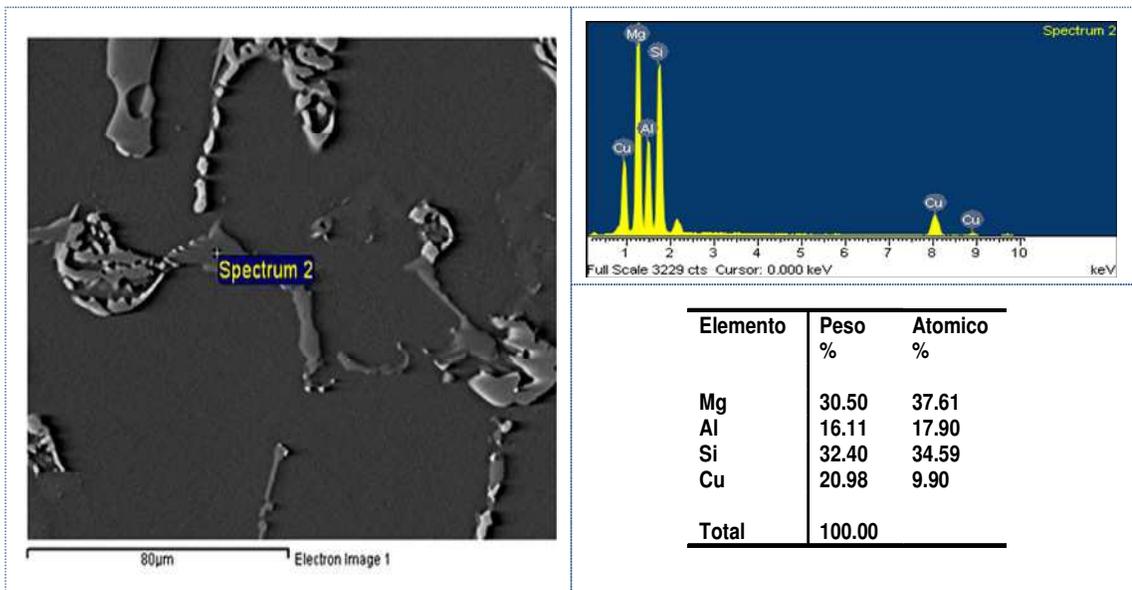


Figura 4.27 EDX muestra con Cu 2.8% y Mg 0.45%, probeta 6 EDS 40 en CV.

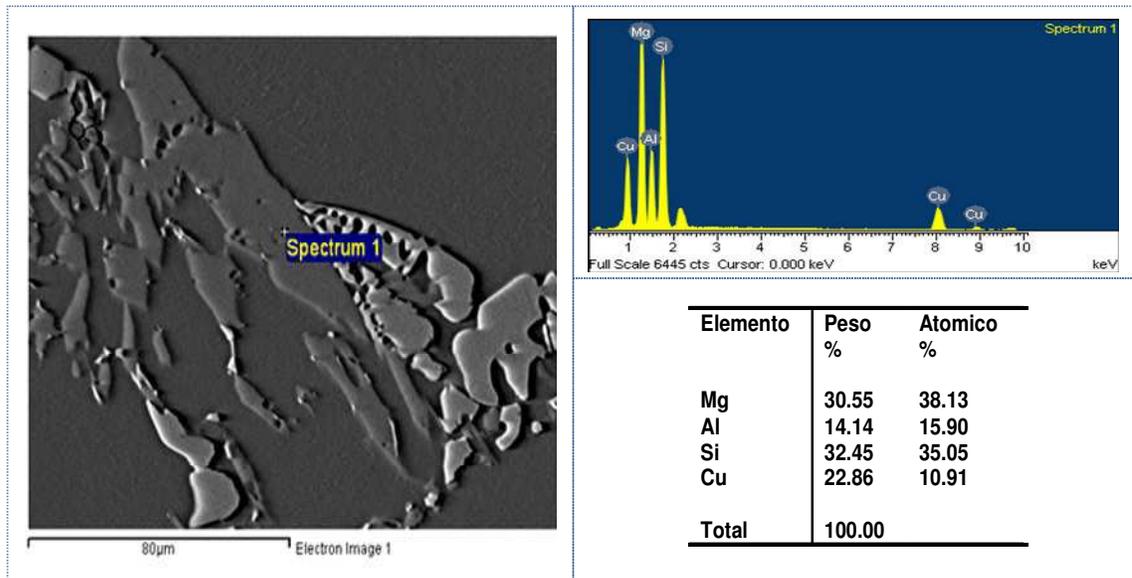


Figura 4.28 EDX muestra con Cu 2.8% y Mg 0.45%, probeta 6 EDS 62 en CV.

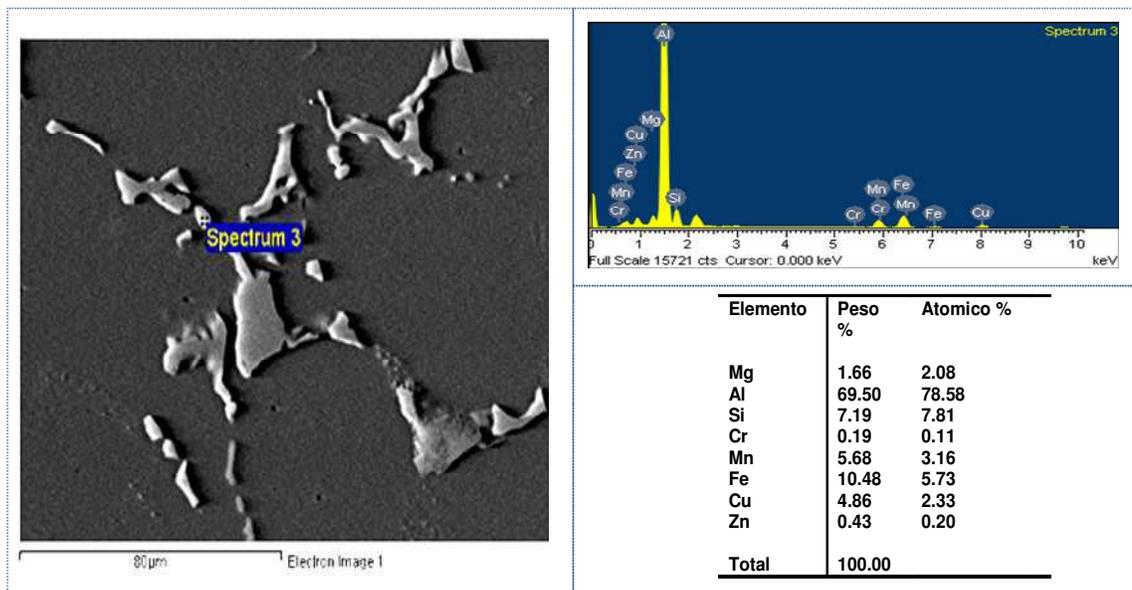


Figura 4.29 EDX muestra con Cu 2.8% y Mg 0.45%, probeta 2 EDS 24 en TT.

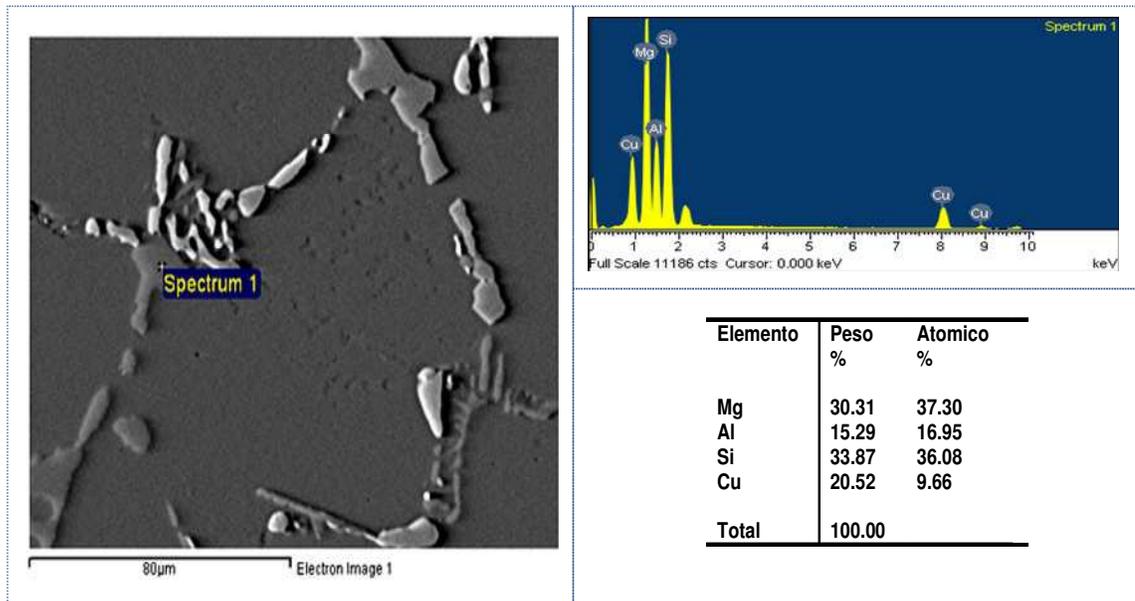


Figura 4.30 EDX muestra con Cu 2.8% y Mg 0.45%, probeta 2 EDS 42 en TT.

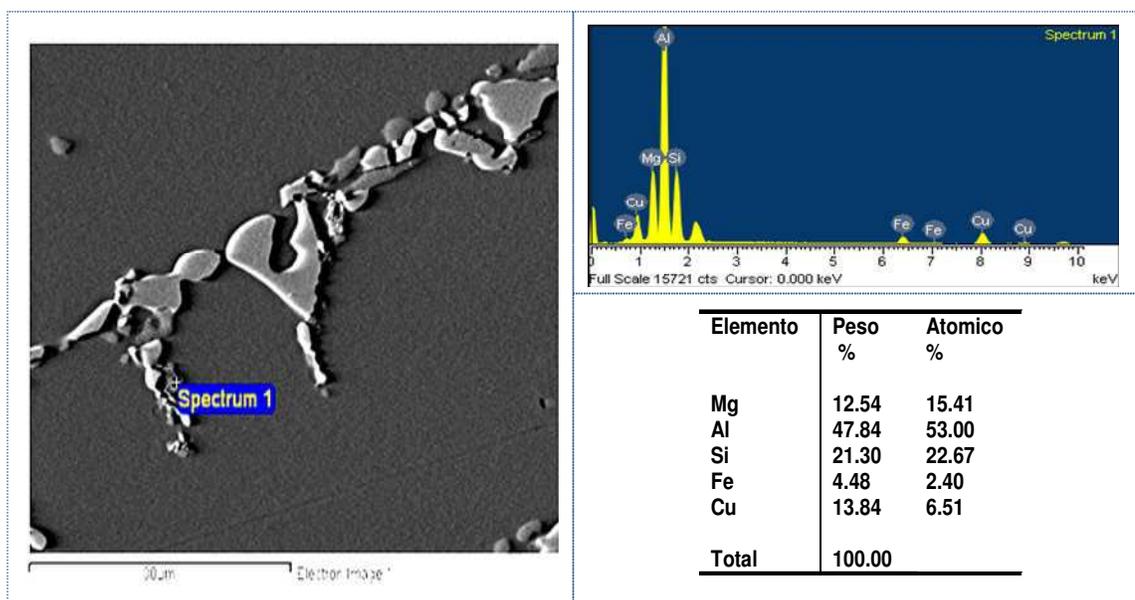


Figura 4.31 EDX muestra con Cu 2.8% y Mg 0.45%, probeta 2 EDS 62 en TT.

CAPÍTULO 5

ANÁLISIS Y DISCUSIÓN DE RESULTADOS

5.1 Introducción

En el presente capítulo se analizan los resultados registrados en propiedades mecánicas de las 21 aleaciones, de acuerdo a las variaciones de Cu y Mg y llevadas a cabo en el método experimental. En el capítulo anterior los resultados se agruparon y fueron presentados en tres grupos principales correspondientes a los contenidos de Cu 2.0, 2.8 y 3.5% a cada grupo le fue variado el contenido en Mg 0.0, 0.15, 0.3, 0.45, 0.6, 0.8 y 1.0%. Los resultados completos se muestran en los Apéndices B1 al B8.

De forma general los resultados muestran un incremento considerable ($\approx 45\%$) en propiedades mecánicas después de ser tratadas térmicamente. El análisis en detalle se muestra a continuación.

5.2 Análisis químico

El control químico de cada una de las aleaciones se llevó de acuerdo a lo planeado, las variaciones registradas son aceptables. Otros factores a considerar y de gran importancia durante la fabricación de las aleaciones son: el tratamiento del metal en cuanto a modificación, desgasificado, limpieza a espejo o desnatado y la temperatura de vaciado. Todos ellos en conjunto juegan un papel importante en la calidad y características de la pieza.

5.3 Análisis térmico

Aunque el enfoque de este estudio no es evaluar los cambios de fase de las aleaciones involucradas en el presente estudio, pero se considera de importancia el documentar los cambios registrados en cada aleación, es de llamar la atención el comportamiento de las aleaciones durante la solidificación T3 correspondiente a la última fase en solidificación Al_2Cu y referencia en la selección de la temperatura ideal para el tratamiento de solución, el dato característico de los tres grupos de Cu 2.0, 2.8 y 3.5 y su comportamiento a las variaciones de Mg durante la solidificación, es que conforme se aumenta el contenido de Mg la temperatura del eutéctico Al-Si disminuye, efecto similar al que se obtiene cuando se modifica la aleación (ver Tabla XII) otro comportamiento es el mostrado por la temperatura T3 retrasa la solidificación de la fase $Al_5Mg_8Cu_2Si_6$. Se aplicó la técnica de la segunda derivada para conocer con exactitud las temperaturas de reacción correspondientes a estas reacciones conforme se aumenta el contenido de Mg la temperatura de fusión de esta fase en contenidos de Mg hasta 0.3% corresponde a temperaturas inferiores a los 500°C y a contenidos de Mg mayores a 0.45% la temperatura varía entre los 514°C y 527°C, este es un comportamiento similar al reportado por Bäckerud [73].

Las graficas de análisis térmico se muestran en los Apéndices A1 al A22.

5.4 Análisis exploratorio

Para simplificar el análisis de resultados se confirmó lo encontrado por Efen [71] en la evaluación del perfil de solidificación de tres piezas representando a los tres contenidos de cobre permitiendo estandarizar los valores de EDS y posteriormente ordenar y agrupar los resultados de una manera simple y que favorece la correlación entre las diferentes variables evaluadas.

5.5 Propiedades mecánicas

A manera de conocer los mejores resultados en propiedades mecánicas los resultados fueron agrupados de acuerdo al contenido de Cu, su respectiva variación en Mg y por condición (CV o TT) las tablas de resultados se muestran en los Apéndices B1 al B8, se generó una base de datos general con todos los factores y resultados, el análisis de resultados estadísticamente es llevado a cabo por el método de interacción de factores y apoyado por un diagrama de Pareto de efectos.

El diseño utilizado fue un modelo completamente al azar, Para el análisis de varianza de los resultados se utilizó un modelo general lineal Tabla XV.

TABLA XV Modelo general lineal para el análisis de varianza.

Factor	Tipo	Niveles									
Condición	Fijo	CV	TT								
Cu (%)	Fijo	2.00	2.80	3.50							
Mg (%)	Fijo	0.00	0.15	0.30	0.45	0.60	0.80	1.00			
EDS	Fijo	22	24	27	40	55	62	71	76	81	86

Análisis por efecto de la interacción de factores. En las figuras 5.1 a 5.3 se muestran gráficamente la interacción de factores y su relación con el comportamiento de las propiedades mecánicas de las aleaciones como variable de respuesta se analizó el esfuerzo máximo a tensión, el esfuerzo de cedencia, la porosidad y la dureza Brinell. A continuación el análisis se desglosa de manera secuencial.

5.5.1 Esfuerzo máximo

En el análisis estadístico por interacción de factores inicia con la relación de la condición de fabricación contra los contenidos de Cu 2.0, 2.8 y 3.5%, la condición y su interacción con el contenido de Mg 0.0, 0.15, 0.3, 0.45, 0.6, 0.8 y 1.0%. Realizando el análisis para el esfuerzo máximo. Los resultados en CV comparados contra los TT se muestra una diferencia significativa es decir, el tratamiento térmico permite incrementar los valores de esfuerzo máximo con respecto a la CV en cualquier contenido Cu, Mg y EDS, siempre y cuando se compare la condición sobre factores iguales, Figura 5.1.

El contenido de Cu, analizado con respecto a las variaciones de Mg y EDS, en los tres contenidos de Cu 2.0, 2.8 y 3.5% se comportan igual, los mejores resultados se obtienen a contenidos de 0.3% de Mg en ambas condiciones CV y TT, esto refuerza lo registrado en bibliografía y del porque en la A319 se sugiere preferentemente este contenido de Mg. En lo que corresponde a la velocidad de solidificación representado por el EDS los resultados más altos corresponden a valores de EDS bajos y decrecen conforme el EDS aumenta.

El Mg analizado contra el EDS, se aprecia que es importante la velocidad de solidificación en el comportamiento del esfuerzo máximo, este es mayor a

valores de EDS bajos y disminuye conforme se incrementa el EDS para todos los porcentajes de Mg empleados 0.0, 0.15, 0.3 0.45 0.6 0.8 y 1.0%.

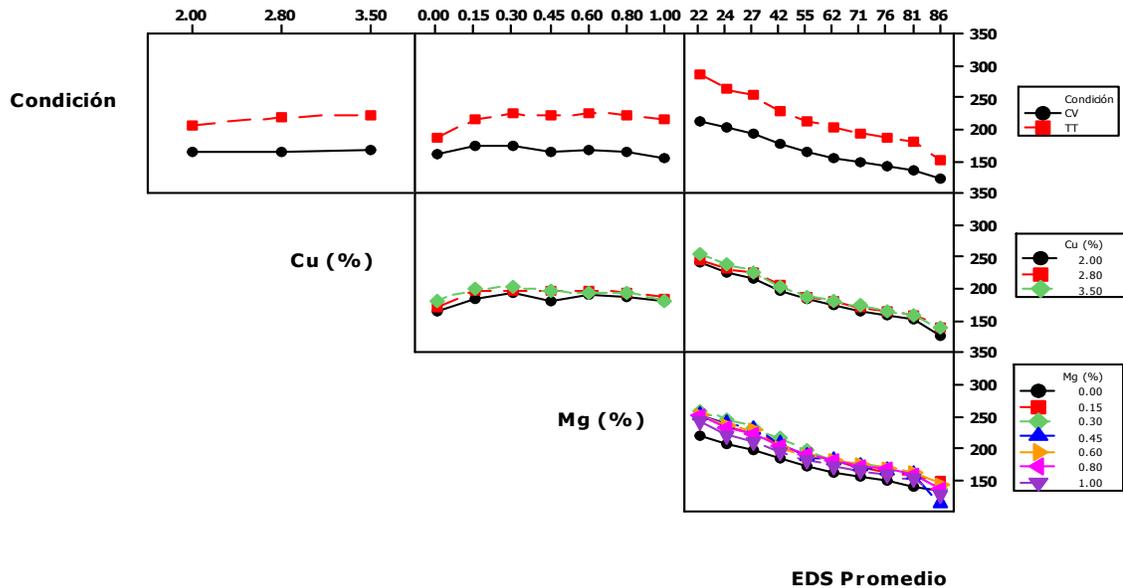


Figura 5.1 Gráfica de interacción para el esfuerzo máximo (MPa) como variable de respuesta.

5.5.2 Esfuerzo de cedencia

Analizando la interacción de factores para el esfuerzo de cedencia, al igual que para el esfuerzo máximo la condición de fabricación hace diferencia (ver figura 5.2), después del TT T6 aplicado el esfuerzo de cedencia en esta condición es mayor que los valores registrados por la CV en cualquier contenido de Cu, Mg y EDS siempre y cuando se compare la condición sobre factores iguales otro dato característico en el esfuerzo de cedencia es que los mejores resultados para ambas condiciones se obtienen con 0.3% de Mg.

Por su parte el contenido de Cu analizado con respecto al contenido de Mg y EDS, el análisis de la interacción de los contenidos de Cu y Mg muestran un

mismo patrón, el contenido de Mg a 0.3% muestra resultados de esfuerzo de cedencia más alto y con estabilidad hasta 0.8% aunque por cuestión de costo por fabricación de aleación el porcentaje ideal es 0.3%. Con respecto a la interacción del Cu y el EDS muestra un comportamiento proporcional a la velocidad de solidificación mientras más rápido solidifique la aleación el esfuerzo de cedencia es mayor y por el contrario si la solidificación es lenta las propiedades caen drásticamente, solamente la aleaciones con 3.5 de Cu muestran un ligero incremento en los valores de esfuerzo para el rango de EDS de 22 a 62.

El Mg analizado contra el EDS, se observan valores estables de esfuerzo de cedencia en el rango 22 – 42 de EDS posteriormente conforme se incrementa el EDS la cedencia decrece. La excepción a este comportamiento lo muestra las aleaciones sin Mg, la cual registra valores bajos y estables a cualquier interacción de Mg y EDS.

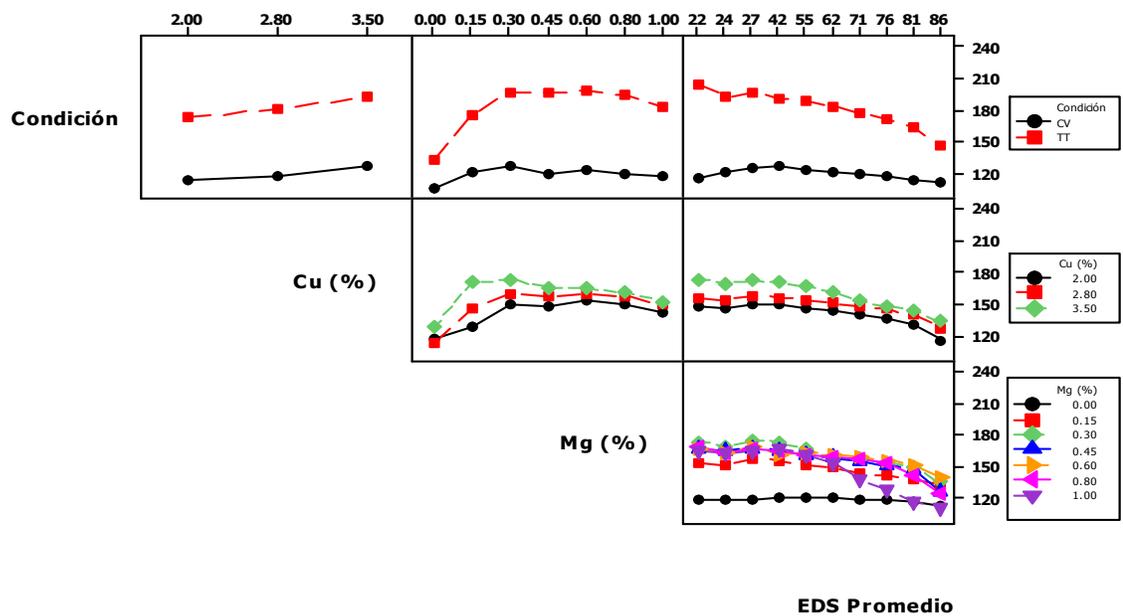


Figura 5.2 Gráfica de interacción para el esfuerzo de cedencia (MPa) como variable de respuesta.

5.5.3 Elongación

En la misma forma en que se analizó el esfuerzo de máximo y de cedencia, se analiza la interacción de factores en los resultados de elongación (ver figura 5.3). Los resultados muestran en la interacción de factores se pueden resumir de la siguiente manera, la condición de las piezas CV y TT para los contenidos de Cu de 2.0 y 2.8% son similares a excepción de las TT con 3.5% de Cu que muestra un incremento significativo, en lo que respecta a la condición evaluada contra las variaciones en el porcentaje Mg en CV disminuyen conforme se incrementa el porcentaje de Mg, para los TT se registra un incremento significativo para los porcentajes de Mg de 0.0, 0.15, y 0.3%; de 0.45 hasta 1.0% la elongación disminuye y se comportan igual que los CV. La interacción de la condición y el EDS las aleaciones muestran el mismo comportamiento, la elongación es mayor cuando se tiene un EDS bajo y disminuye conforme se aumenta el EDS aunque definitivamente las aleaciones en TT presentan mayor elongación que las aleaciones en CV.

El contenido de Cu analizado en relación a los porcentajes de Mg muestran que prácticamente los contenidos de Cu de 2.0 y 2.8 se comportan igual es decir la elongación es mayor cuando el porcentaje de Mg es 0.0 y decrece conforme se incrementa el porcentaje de Mg en la aleación, para las aleaciones con Cu de 3.5% se muestra un incremento significativo para los porcentajes de Mg de 0.0, 0.15, y 0.3% aumentos mayores a 0.45 y hasta 1.0% la elongación disminuye tal y como sucede con las aleaciones de Cu 2.0 y 2.8. En el análisis del contenido de Cu con respecto al EDS los resultados muestran para los tres contenidos de Cu un decremento en la elongación conforme se aumenta el valor de EDS (solidificación más lenta), y prácticamente los contenidos de Cu 2.0 y 2.8 son iguales en cambio los de Cu 3.5% son mayores a estos para todos los valores de EDS evaluados.

Con respecto al contenido de Mg evaluado contra el EDS los resultados muestran dos grupos con valores y comportamiento similar, el primer grupo corresponde a las series con contenidos de Mg de 0.0, 0.15 y 0.3% los de mayor elongación, el segundo grupo lo forman las series de 0.45, 0.6, 0.8 y 1.0% corresponden a los de elongación menor.

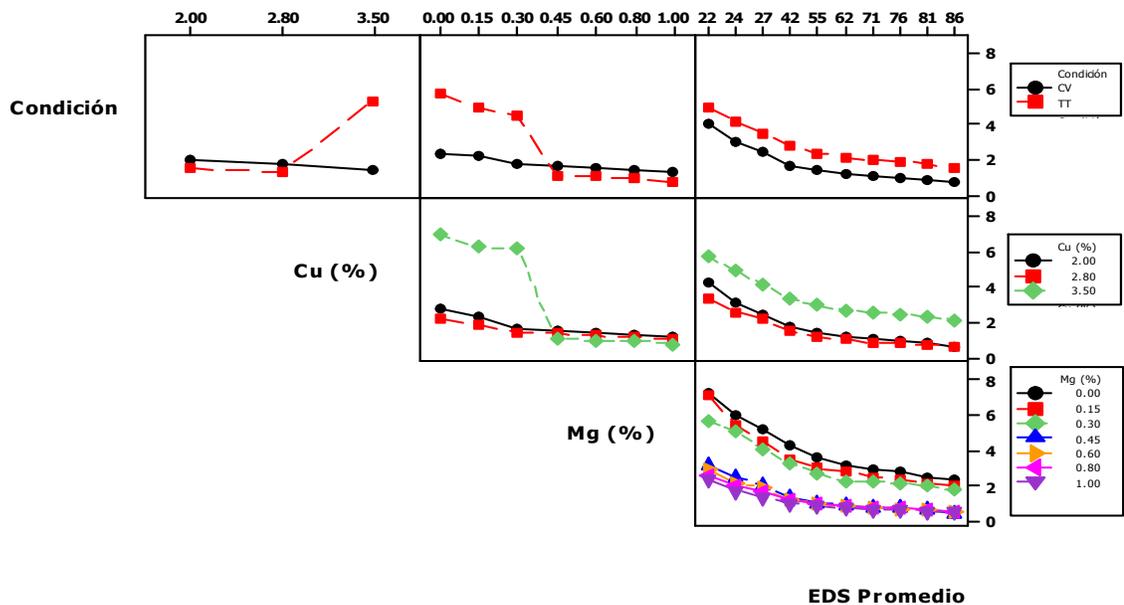


Figura 5.3 Gráfica de interacción para la elongación (en %) como variable de respuesta.

5.5.4 Porosidad

Analizando la porosidad como resultado de la interacción de la condición de fabricación CV o TT y los contenidos de Cu 2.0, 2.8 y 3.5%. El análisis muestra que los TT contienen ligeramente mayor porosidad en los contenidos de Cu de 2.8 y 3.5 (ver figura 5.4).

Analizando la porosidad como resultado de la interacción de la condición de fabricación CV o TT y los contenidos de Mg 0.0, 0.15, 0.3, 0.45 0.6 0.8 y 1.0%

los resultados no muestran una tendencia clara o contundente aunque de forma general los TT son mayores que los CV, esto se debe a la fusión fases de bajo punto de fusión.

Analizando la porosidad como resultado de la interacción de la condición de fabricación CV o TT y el EDS el análisis indica que prácticamente son iguales y con una tendencia normal a incrementar el porcentaje de porosidad conforme la velocidad de solidificación disminuye esto es el EDS aumenta su valor.

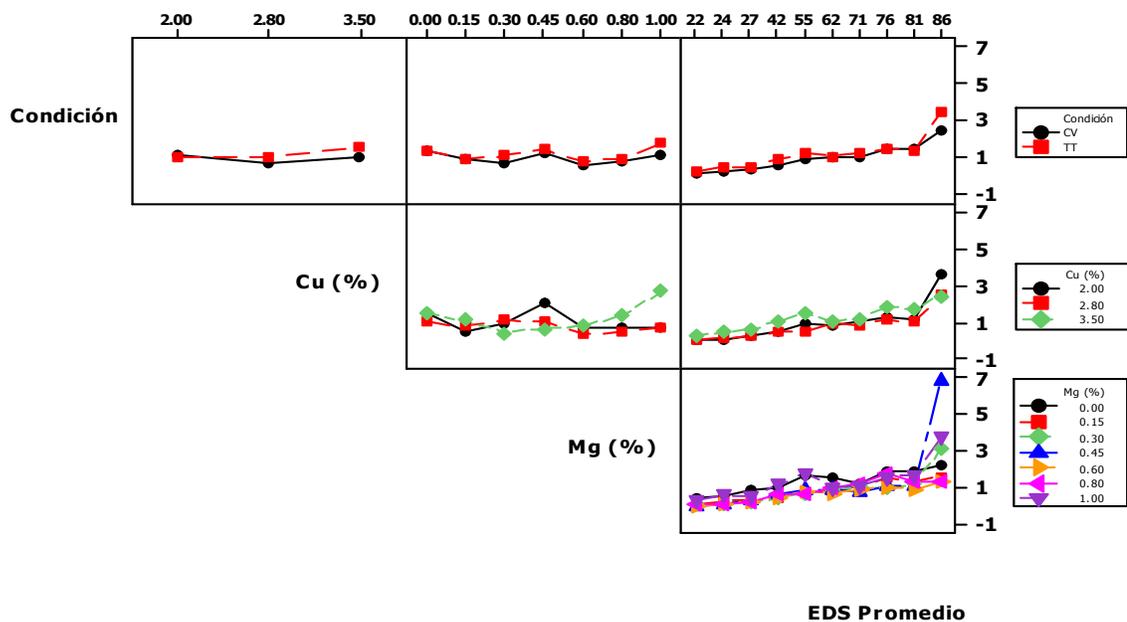


Figura 5.4 Gráfica de interacción para la porosidad (%) como variable de respuesta.

5.5.5 Dureza Brinell

Analizando la dureza como resultado de la interacción de la condición de fabricación CV o TT y los contenidos de Cu 2.0, 2.8 y 3.5% (figura 5.5). El análisis muestra que la dureza aumenta conforme se aumenta el porcentaje de Cu en ambas condiciones los valores en TT adquieren mayor dureza que los de CV.

Analizando la dureza como resultado de la interacción de la condición de fabricación CV o TT y hay una diferencia sustancial en el incremento de dureza en los TT y son estables en el rango de 0.3 a 1.0% de de Mg. Las que menos dureza adquieren son las CV y 0.0% Mg.

Analizando la dureza como resultado de la interacción de la condición de fabricación CV o TT y el EDS el análisis indica que la dureza es mayor en TT y cuando el EDS es bajo.

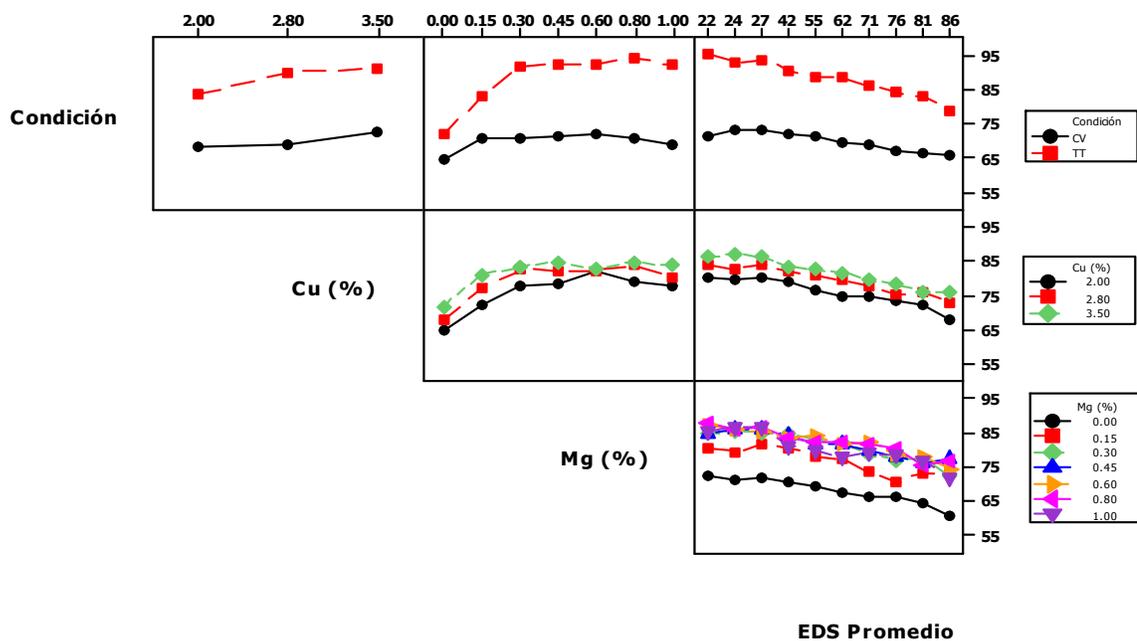


Figura 5.5 Grafica de interacción para la dureza Brinell (BHN)) como variable de respuesta.

5.5.6 Pareto de efectos con respecto al esfuerzo máximo.

En la figura 5.6 se muestra en forma gráfica los factores de mayor importancia, que afectan los valores de esfuerzo máximo como variable de respuesta para efecto del presente estudio sólo se consideran las primeras 3 características correspondientes a las de mayor peso. A continuación la

descripción, en esta figura se muestra como factor de mayor importancia el EDS, esto indica que durante la solidificación las piezas deben solidificar de manera rápida para el logro de propiedades más altas. El segundo factor en orden de importancia se refiere a la condición ya sea CV o TT, este factor dependerá de la especificación en cuanto a propiedades mecánicas. Siguiendo con el orden de importancia para el tercer factor los resultados arrojan dos opciones, la primera: una interacción de la condición y el contenido de magnesio, si lo que se busca son esfuerzos máximos altos el TT es el recomendado complementado con un contenido de Mg de 0.3%. La segunda: es una interacción entre la condición y el EDS, la cual involucra el TT con una velocidad de solidificación rápida.

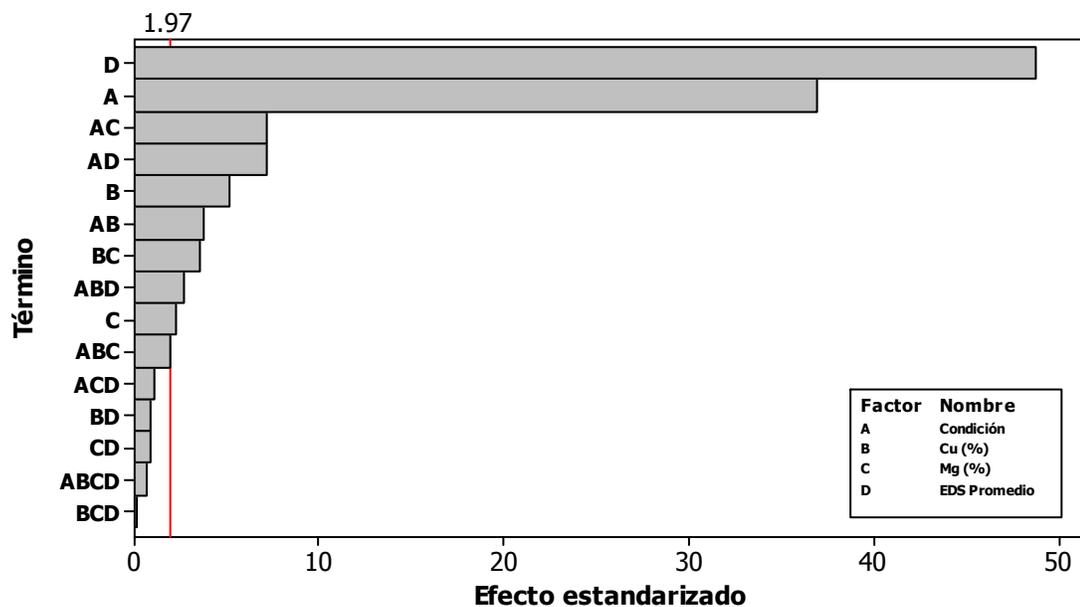


Figura 5.6 Diagrama de Pareto de efectos estandarizados para el esfuerzo máximo (MPa) como variable de respuesta.

5.5.7 Pareto de efectos con respecto al esfuerzo de cedencia

En la figura 5.7 se muestran gráficamente y categorizados en orden de importancia los efectos principales con respecto al esfuerzo de cedencia como variable de respuesta para efecto del presente estudio sólo se consideran las primeras 3 características correspondientes a las de mayor peso. El Pareto se describe a continuación: como efecto principal o de mayor importancia se muestra la condición, en base a los resultados mostrados en el presente estudio se ha encontrado que el tratamiento térmico proporciona un aumento considerable en el esfuerzo de cedencia. El segundo factor en orden de importancia la figura X.X muestra el EDS indicando que la velocidad de solidificación juega un papel determinante en el esfuerzo de cedencia final. El tercer factor es el contenido de magnesio.

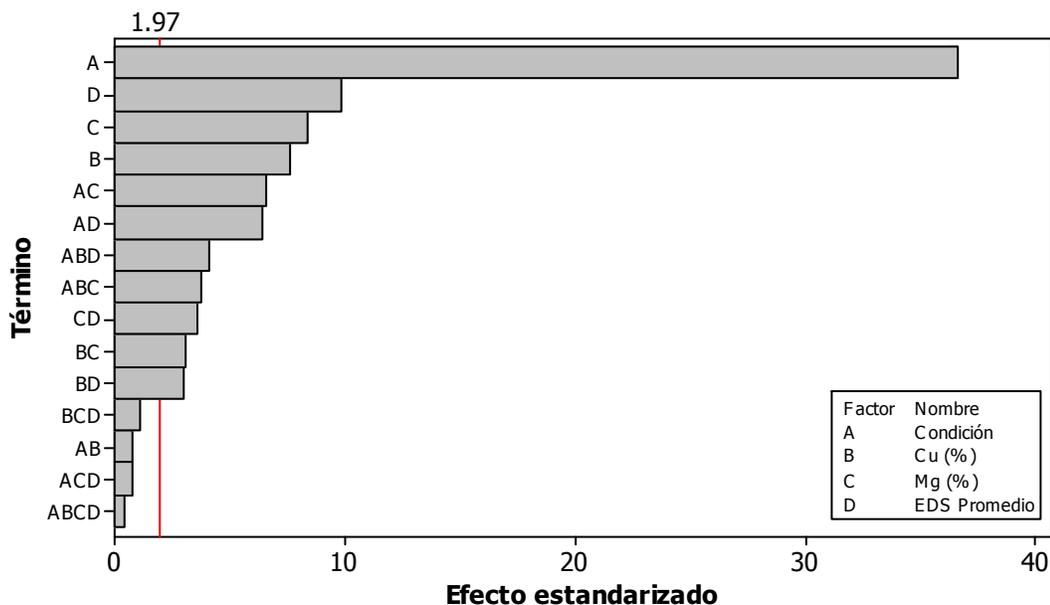


Figura 5.7 Diagrama de Pareto de efectos estandarizados para el esfuerzo de cedencia (MPa.) como variable de respuesta.

5.5.8 Pareto de efectos con respecto a la elongación

En la figura 5.8 se muestran gráficamente y categorizados en orden de importancia los efectos principales que afectan la elongación en piezas como variable de respuesta. La descripción del gráfico se detalla enseguida. Efectos en orden de importancia: el efecto principal se tiene al contenido de magnesio, en segundo término se tiene al EDS y como tercer factor una interacción entre la condición y el contenido de cobre.

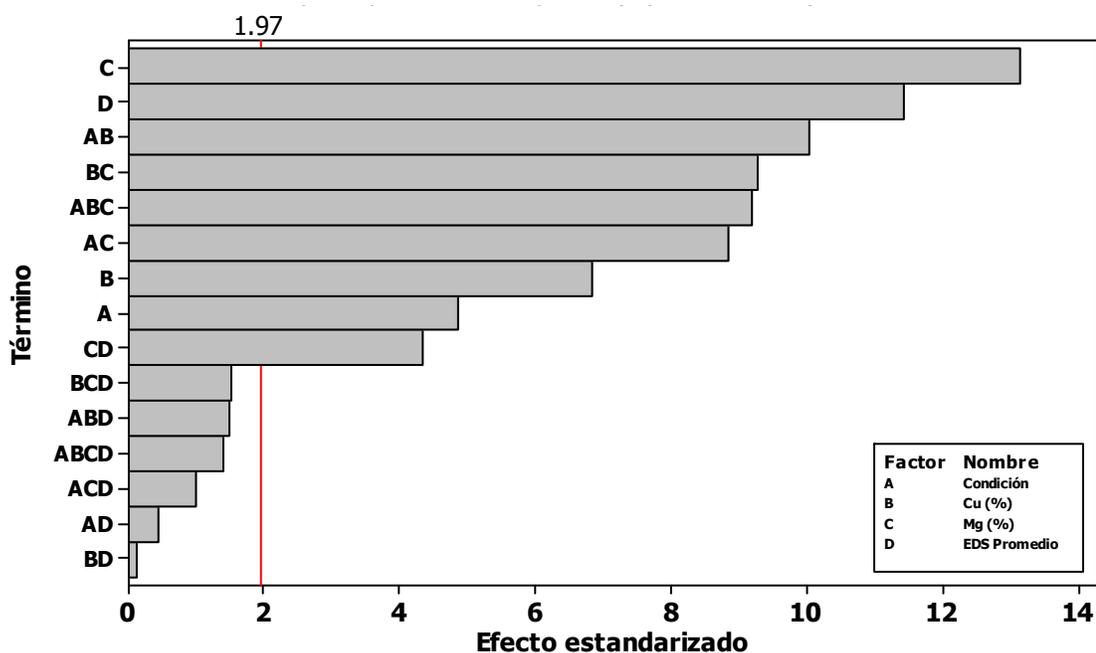


Figura 5.8 Diagrama de Pareto de efectos estandarizados para la elongación (en %) como variable de respuesta.

5.5.9 Pareto de efectos con respecto a la porosidad

En la figura 5.9 se muestran de forma gráfica y categorizados en orden de importancia los efectos principales que afectan la porosidad en piezas. La explicación se muestra a continuación: En orden de importancia la gráfica

muestra al EDS como principal factor, en segundo término se muestra la combinación de cobre y magnesio y como tercer factor una combinación de la condición y el contenido de Cu.

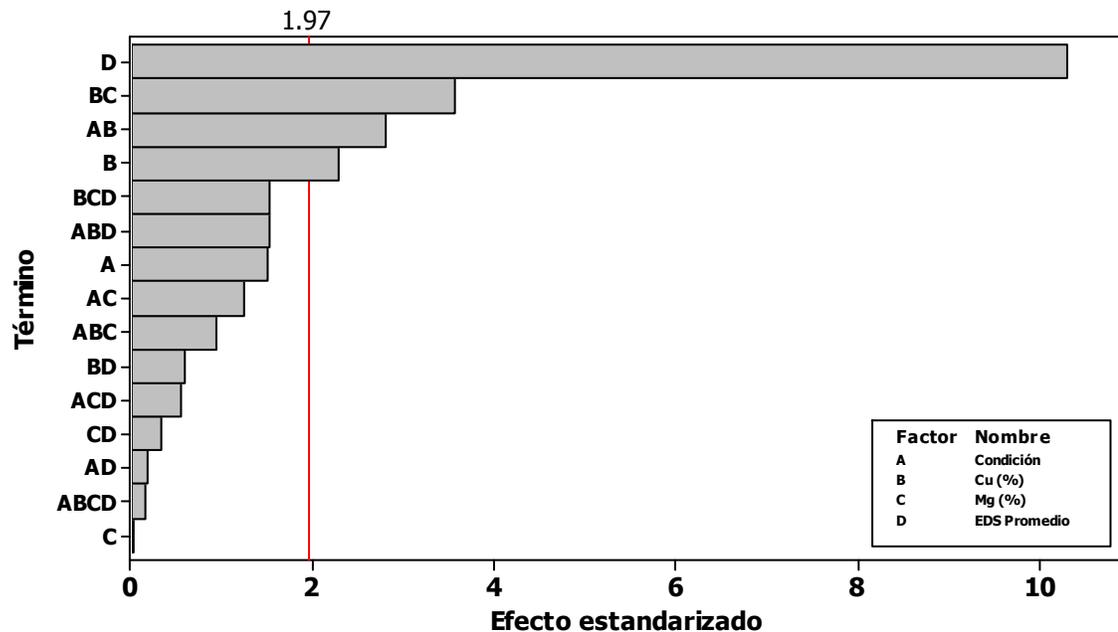


Figura 5.9 Diagrama de Pareto de efectos estandarizados para la porosidad (%) como variable de respuesta.

5.5.10 Pareto de efectos con respecto a la dureza.

En la figura 5.10 se muestran de forma gráfica y categorizados en orden de importancia los efectos principales y que afectan la dureza en piezas. La explicación se muestra a continuación: En orden de importancia la gráfica muestra a la condición como principal factor, en segundo término se muestra al contenido de magnesio y en tercer término al EDS.

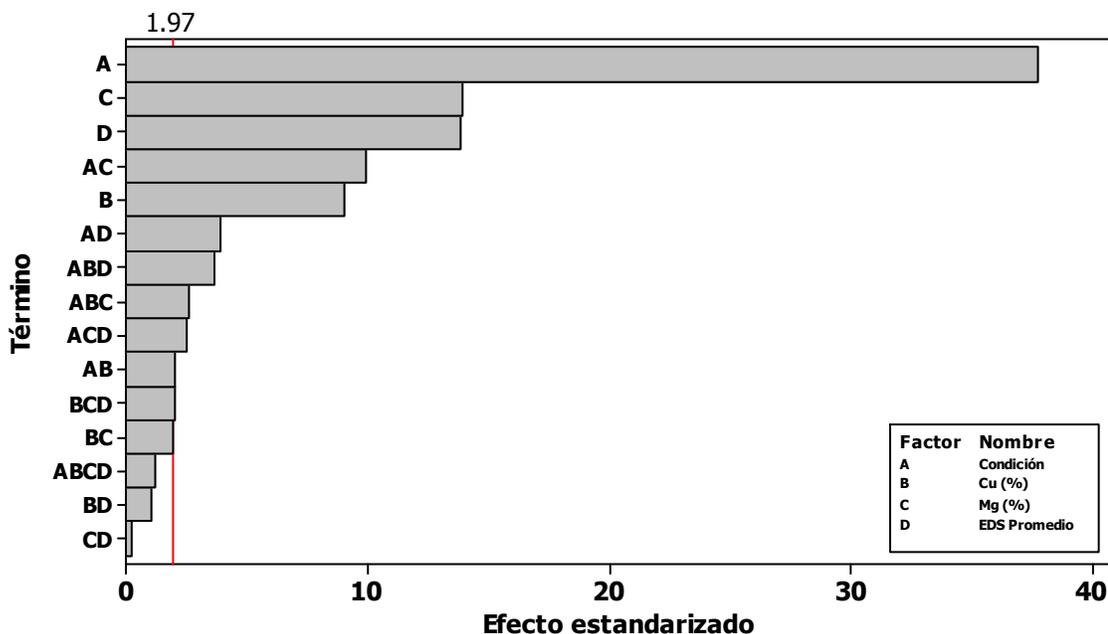


Figura 5.10 Diagrama de Pareto de efectos estandarizados para la dureza Brinell (BHN) como variable de respuesta.

5.6 Metalografía.

Las metalografías muestran una buena modificación del eutéctico Al-Si (figura 5.11) En la figura 5.12a se muestran fases de Fe del tipo estructura china, en la microestructura 5.12b se aprecia el efecto de la solidificación lenta y el cambio morfológico engrosamiento de este tipo de estructura. En la figura 5.13 se muestran las morfologías de Cu, la figura 5.13a corresponde a la fase de Al_2Cu del tipo eutéctico, y la 5.13b corresponde al Al_2Cu interdendrítico. En la figura 5.14 se muestra la fase típica $Al_5Mg_8Cu_2Si_6$ de la cual aparece en forma robusta, y se muestra más evidente conforme se aumenta el porcentaje de Mg en la aleación y el EDS se aumenta.

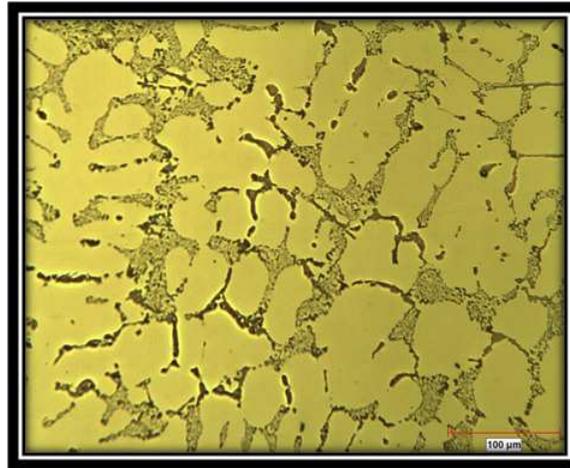


Figura 5.11 Modificación del eutéctico Al-Si

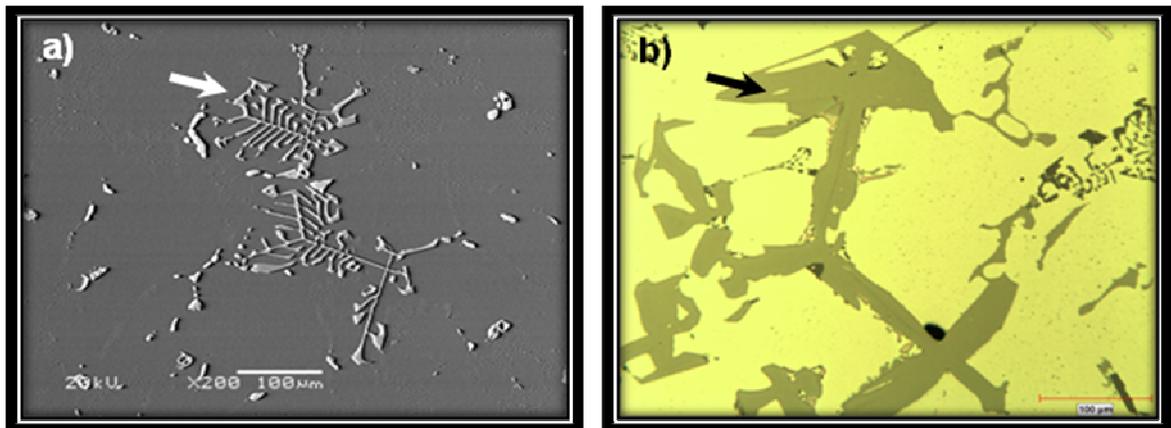


Figura 5.12 Estructuras típicas, ambas corresponden a la aleación con Cu de 2.8%, Mg 0.3. a) corresponde a un EDS de 40, b) corresponde a un EDS de 76.

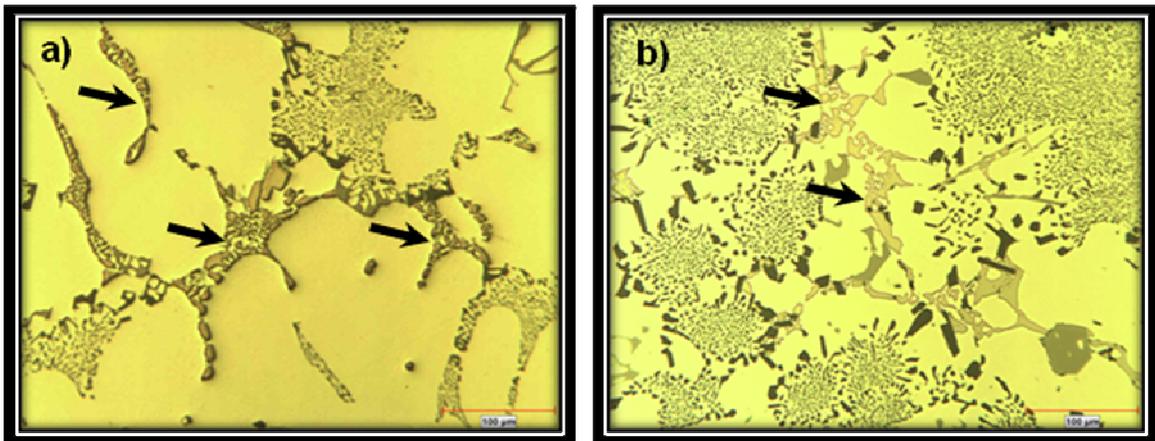


Figura 5.13 Estructuras típicas Al_2Cu a) del tipo eutéctico, y b) corresponde al Al_2Cu interdendrítico.

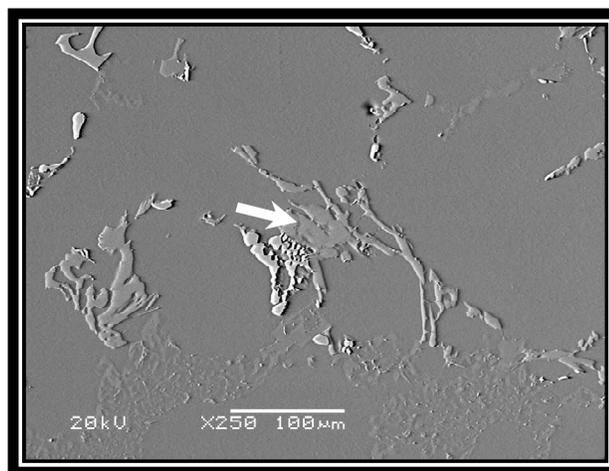


Figura 5.14 Morfología de las fases de $\text{Al}_5\text{Mg}_8\text{Cu}_2\text{Si}_6$

5.7 Discusión

Se ha reportado que la modificación promueve la formación de porosidad en aleaciones Al-Si al cambiar el inicio de la solidificación y la aparición del eutéctico [74,75,76]. Todas las aleaciones evaluadas en el presente estudio se encuentran modificadas, por lo que se deduce que esta condición afecta de la

misma manera a todas las aleaciones evaluadas y su magnitud se debe relacionar más que nada a un pobre control y procesamiento del metal en estado líquido, este parámetro no tiene influencia significativa en el comportamiento de las propiedades mecánicas (siempre y cuando se comparen contra el mismo valor de EDS).

La diferencia en el contenido de porosidad en CV y los valores registrados después de TT, se debe a rastros de fusión localizada (incipiente figura XX) y el aumento en contenido de Cu-Mg, Samuel reporta que la temperatura de fusión estos elementos puede variar entre 505 y 519°C según el contenido de Cu-Mg; un comportamiento similar se encontró en estas aleaciones y fue reportado por Bäckerud [73,77,78,79].

En el presente estudio se encontró que las propiedades mecánicas de las aleaciones son óptimas a velocidades de solidificación rápidas, de igual manera a lo reportado por otros investigadores como Li, Carrera.[71,77,]

Las fases ricas en hierro predominante son básicamente estructuras de hierro α o escritura china lo cual es benéfico en el comportamiento de las propiedades mecánicas considerando que el hierro es una impureza.

La morfología de las fases Al_2Cu y Mg_2Si se ve influenciada por la velocidad de solidificación y para el incremento de propiedades mecánicas se hace referencia al análisis térmico el cual permite identificar la temperatura real de la última reacción, y la selección de parámetros de procesamiento final. En el trabajo de Deyu Yang [78] al igual que en el presente estudio se encontró que el Mg promueve la segregación de fases Al_2Cu también se encontró que a partir de 0.45% de Mg aumenta la temperatura de fusión de la fase $\text{Al}_5\text{Mg}_8\text{Cu}_2\text{Si}_6$ la cual es de apariencia robusta y más difícil de disolver, esto explica el porqué no hay aumentos significativos en propiedades mecánicas a partir de 0.45% de Mg. De acuerdo a los resultados en propiedades mecánicas después de

tratamiento térmico, los resultados son muy parecidos a los registrados por otros investigadores como Carrera, Andrade, Tavitas, [71,80,81,82]. En caso particular de este estudio es que la aleación con 2.8% de Cu y 0.3% de Mg puede ser una opción atractiva para la fabricación de componentes automotrices, al igual a lo reportado por Hinojosa [83].

Evaluación por EDX vía SEM, de acuerdo a la inspección de muestras no se encontró indicios de formación de fases complejas, básicamente predominan las Al_2Cu y $Al_5Mg_8Cu_2Si_6$ Al-Si. En algunos casos se muestra que la temperatura de solución y el tiempo alcanzaron a producir algunas zonas de fusión localizada en los bordes de las fases Al_2Cu , así como la formación de óxidos en muestras de contenidos de Cu de 2.8 y 3.5%, Mg mayor a 0.45% como el que se muestra en la figura 5.15 esto explica el aumento en el contenido de porosidad después del TT.

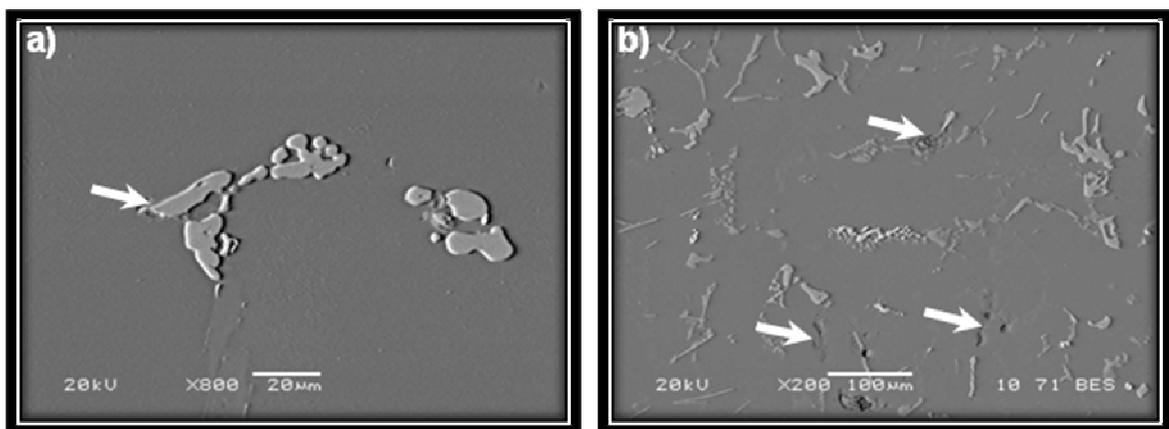


Figura 5.15 Defectos típicos por TT y por alto contenido de Mg a) fusión localizada leve b) óxidos

CAPÍTULO 6

CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES

6.1 Conclusiones

De acuerdo a los resultados que arroja el presente estudio, se proponen las siguientes conclusiones:

- ✓ El modelo tipo cuña empleado en la fabricación de piezas permitió generar en ellas diferentes velocidades de solidificación, lo cual favorece al análisis el evaluar su comportamiento a diferentes valores de EDS.
- ✓ El tratamiento térmico T6 sigue siendo viable si lo que se pretende es buscar el máximo potencial de la aleación en cuanto a propiedades mecánicas.

- ✓ La respuesta de las propiedades mecánicas está en función del EDS, contenido de cobre y del TT T6. Considerar estas características al diseñar un proceso de fabricación en serie.
- ✓ La morfología de las fases es otro factor determinante en las propiedades mecánicas, caso específico de Al_2Cu y $\text{Al}_5\text{Mg}_8\text{Cu}_2\text{Si}_6$ las cuales se robustecen por diferentes factores como su porcentaje en la aleación, y la velocidad de solidificación.
- ✓ La técnica de análisis térmico y su primera derivada mostró el comportamiento de las aleaciones durante la solidificación especialmente la reacción de solidificación de la fase Al_2Cu y su respuesta a las variaciones de Mg. La variación de Mg cambia la temperatura de reacción correspondiente a la fase $\text{Al}_5\text{Mg}_8\text{Cu}_2\text{Si}_6$.
- ✓ De la gama en variaciones de Mg empleados en la fabricación de las aleaciones 0.0, 0.15, 0.3, 0.45, 0.6, 0.8 y 1.0%, el porcentaje ideal es el 0.3% mayores a este, se tiene el riesgo potencial en la generación de óxidos es mayor además de que incrementa el costo de la aleación. Menores a 0.3% las propiedades mecánicas son más bajas.
- ✓ De los tres contenidos de Cu empleados en la fabricación de las aleaciones buscando reducir costos son viables los contenidos de 2.0 y 2.8%, aunque ligeramente mejor el 2.8% con contenido de Mg de 0.3%.

6.2 Recomendaciones

A manera de enriquecer los conocimientos sobre el comportamiento de estas aleaciones se recomienda lo siguiente:

- ✓ Utilizar un transductor fijado en la parte del templadera, a manera de modificar y distribuir las fases durante la solidificación, posteriormente dar un enfriamiento brusco y terminar con un envejecido artificial.
- ✓ Otra opción es reproducir la teoría anterior, dejando solidificar por completo y posteriormente someter a tratamiento térmico T6.
- ✓ Para trabajos futuros se recomienda realizar variaciones en el tratamiento térmico (envejecido) esto de acuerdo al los análisis térmico obtenidos.
- ✓ Incluir en estudio la aleación con 2.5% de Cu.
- ✓ Incluir las variaciones de Mg en 0.23, 0.3 y 0.37%, estos valores corresponden al rango intermedio 0.15 – 0.45% utilizado en el presente estudio y de mejores resultados.
- ✓ De llevarse a cabo una continuación de este proyecto y empleando el modelo tipo cuña se sugiere evaluar sólo las piezas con valores a EDS de 65 μm máx. Valores de EDS mayores a 65 en propiedades mecánicas se ven afectadas por factores como porosidad, EDS, homogeneidad estructural, tipo y forma de los precipitados, segregación etc.

REFERENCIAS

- 1 W. Hufnagel, *"Manual del Aluminio"*, Ed. Reverté, (1992), pp.1-2.
- 2 I.J. Polmear, *"Light Alloys, Metallurgy of the Light Metals"*, Edward Arnold, (1981), pp. 7-9, 15-27, 47, 58-62, 89, 110-125.
- 3 G. E. Dieter, *"Mechanical Metallurgy, SI Metric Edition"* McGraw-Hill, (1988), pp. 217, 275-292.
- 4 M. Tirakioglu, J. T. Staley, *"Physical Metallurgy and the Effect of Alloying Additions in Aluminum Alloys"*. G. E. Totten y D. S. Mackenzie, *"Handbook of Aluminum, Vol. 1, Physical Metallurgy and Processes"* Marcel Dekker, Inc., (2003), pp. 1,91.
- 5 I.J. Palmear, *"Light Alloys, Metallurgy of the Light Metals"*, Edgard Arnold (1981), pp. 7-9, 15-27, 47, 58-62, 89, 110-125.
- 6 J. E. Gruzleski, B. M. Closset, *"The Treatment of Liquid Aluminum-Silicon Alloys"*, Rhe American Foundrymen's Society, Inc., (1990), pp. 1-59, 75-77, 127-140, 149.
- 7 J.G. Kaufman, E. L. Rooy, *"Aluminum Alloy Castings Properties, Processes, and Aplications"*, American Foundry Society and ASM International (2005), pp.09. 2
- 8 A. Sverdin, *"Introduction to Aluminum"*. George E. Totten y D. Scott Mackenzie, *"Handbook of Aluminum, Vol. 1, Physical Metallurgy and Processes"*, Marcel Dekker, Inc., (2003), pp.1
- 9 J.G. Kaufman, E. L. Rooy , *"Aluminum Alloy Castings Properties, Processes, and Aplications"*, American Foundry Society/ASM International (2005), pp.09.
- 10 Prof. D. Altenpohl, *"Aluminum Viewed from Within, an Introduction into the Metallurgy of Aluminum Fabrication"*, 1 st. Edition, Aluminum-Verlag, (1982), pp.1,2,27.
- 11 R. Howard, N. Bogh y D. Scott Mackenzie, *"Handbook of Aluminum, Vol. 1, Physical Metallurgy and Processes"*, Marcel Dekker, Inc., (2003), pp. 881-916, 920.
- 12 J. E. Hatch., *"Aluminum - Properties and Physical Metallurgy"*, 8A Edición,

- EUA, American Society for Metals, (1998), pp. 135-145, 200-201, 224-241, 320-346, 351-352.
- 13 J. E. Gruzleski, B. M. Closset "*Aluminum and Aluminum Alloys*", Des Plaines, American Foundrymen Society, (1990).
 - 14 Andrade Gonzalez N. R., "*Análisis Microestructural y su Relación con el Tratamiento Térmico de una Aleación Tipo A319 con Bajo Estroncio*", Tesis de Ingeniería (Departamento de Metal mecánica del Instituto Tecnológico de Saltillo), Saltillo, México, Enero (2000).
 - 15 R. Colas, E. Velasco y S. Valtierra, "*Castings*". George E. Totten y D. Scout Mackenzie, "*Handbook of Aluminum*", vol. 1, Physical Metallurgy and Processes", Marcel Dekker, Inc., (2003), pp. 591-593, 602
 - 16 J.G. Kaufman, E. L. Rooy , "*Aluminum Alloy Castings*" *Properties, Processes, and Applications*, American Foundry Society / ASM International, Materials Park OH., (2005), pp.14-17.
 - 17 K.G. Budinski, "*Engineering Materials – Properties and Selection*", 5A Ed., EUA, E. Prentice Hall, (1996), pp. 29-37, 517-537.
 - 18 Chandler., "*Heat Treater's Guide – Practices and Procedures for Nonferrous Alloys*", EUA, E. ASM International, (1999), pp-130-145, 257-258.
 - 19 J. E. Gruzleski, B. M. Closset "*Aluminum and Aluminum Alloys*", Des Plaines, American Foundrymen's Society, (1990).
 - 20 N. R. Andrade Gonzalez, "*Variación de las propiedades Mecánicas de una Aleación Al-Si-Mg en Función del Espaciamiento dendrítico Secundario y de los Parametros del Tratamiento Térmico*", Tesis de Maestría (Departamento de Metal Mecánica del Instituto Tecnológico de Saltillo), Saltillo, México, Junio (2001).
 - 21 J.G. Kaufman, E.L. Rooy "*Aluminum Alloy Castings*", *Properties, Processes and Applications*", American Foundry Society / ASM International (2005), Materials Park OH., pp.13.
 - 22 F. King, "El Aluminio y sus Aleaciones", Editorial Limusa-Wiley (1993), pp.120
 - 23 D. R. Askeland, "*Ciencia e Ingeniería de los Materiales*", 3ª Edición, International Thompson Editores, (1998), pp.195-200.

- 24 M. C. Flemings, *"Solidification processing"*, McGraw- Hill, (1974), pp. 73-75, 146-148, 341,
- 25 J. E. Gruzleski, B. M. Closset *"The treatment of Liquid Aluminum-Silicon Alloys"*, American Foundrymen's Society, Inc (1990)
- 26 J.A. Oedegaard, *"Static and Dynamic mechanical Properties in Aluminum Casting Alloys: A Literature Review"*, Selskapet for Industrial og Teknisk Forskning, Trondheim (Noruega) Division de Metalurgia, E. Hydro Aluminum Noruega, (1991) pp. 28-51.
- 27 D. Gragner, R. Elliot, *"Solidification of Eutectic Alloys"*, ASM Handbook Volume 15: Casting Formerly Ninth Edition Metals Handbook, EUA, e. ASM International, (1998), pp.159-168,
- 28 A. Pacz, US Patent 1387900, (1921).
- 29 L.M. Hogan, M. Shamsuzzoha, *"Crystallography of the Flake-Fibre Transition in the Al-Si Eutectic"*, Materials Forum, Vol. 10, (1987), pp. 270-277.
- 30 S.Z. Lu , A. Hellawell, *"The Mechanism of Silicon Modification in Aluminum-Silicon Alloys: Impurity Induced Twinning"*, Metallurgical Transactions, Vol. 18A,(1987), pp. 1721-1733.
- 31 P.D. Hess and E.V. Blackmun, *"Strontium as a Modifying Agent for Hypoeutectic Aluminum Silicon Alloys"*, AFS Transactions, Vol. 83, (1975), pp. 87-90.
- 32 M. Garat and R. Scalliet, *"A Review of Recent French Casting Alloy Development"*, AFS Transactions, Vol. 86, (1978), pp. 549-562.
- 33 M. Garat, G. Laslaz, S. Jacob, P. Meyer, P.H. Guerin and R. Adam, *"The State of the Art of the Use of Antimony, Sodium and Strontium-Modified Aluminum Silicon Casting Alloys"*, AFS Transactions, Vol. 100, (1992), pp. 549-562.
- 34 M.F. Hafiz and T. Kobayashi, *"A Study on the Microstructure-Fracture Behavior Relations in Al-Si Casting Alloys"*, Scripta Metallurgica et Materialia, Vol. 30, 1994,pp. 475-480.
- 35 E.N. Pan, Y.C. Cherng, C.A. Lin and H.S. Chiou, *"Roles of Sr and Sb on Silicon Modification of A356 Aluminum Alloys"*, AFS Transactions, Vol. 102, 1994, pp. 609-629.

- 36 J.G. Kaufman, E.L. Rooy *“Aluminum Alloy Castings”, Properties, Processes and Applications*”, American Foundry Society / ASM International (2005), Materials Park OH., pp.44.
- 37 J. E. Gruzleski, B. M. Closset, *“The Treatment of Liquid Aluminum-Silicon Alloys”*, Rhe American Foundrymen’s Society, Inc., (1990), pp. 127-140, 149.
- 38 R. Colas, E. Velasco y S. Valtierra, *“Castings”. George E. Totten y D. Scout Mackenzie, “Handbook of Aluminum”*, vol. 1, Physical Metallurgy and Processes”, Marcel Dekker, Inc., (2003), pp. 591-593, 602
- 39 H. J. Heine, *“Fundamentals of heat treating”*, Part 2: Nonferrous alloys, American Machinist, March, (1999), 160-168.
- 40 I. J. Polmear, Light alloys, Metallurgy of the light metals, *“Metallurgy and Materials Science Series”*, Ed. Arnold, 3rd edition, (1995), pp. 27-66, 168-195.
- 41 V. Páramo, R. Colás, E. Velasco, S. Vatlerra, *“Spheroidization of the Al-Si Eutectic in a Cast Aluminum Alloy”*, Journal of Materials Engineering and Performance, 9, 6, (2000), pp. 616-622.
- 42 L.A. Narayanan, F. H. Samuel, J. E. Gruzleski, *“Dissolution of iron Intermetallics in Al-Si alloys through nonequilibrium”*, Metallurgical and Material Trans. A, 26A, 8, (1995), pp. 2161-2173,
- 43 A. J. Criado, A. Lopez, J. M. Gómez de Salazar, *“Hierro P, Aleaciones del sistema Al-Si: Moldeo en Coquillas Refrigeradas y Posterior Tratamiento de Recocido de Esferoidización”*, Revista Técnica Metalúrgica, 286, (1988), pp. 4-14.
- 44 J. L. Jorstad, Reynolds Metals Co., Wayne M. Rasmussen *“Aluminum Casting Thecnology”* AFS,. 2nd Edition, Edited By Donna L. Zalensas. . (2001), pp 287-288
- 45 A. J. Criado, A. Lopez, J. M. Gómez de Salazar, Z. Otelo, *“Mejora de las propiedades mecánicas Al-Si por colada en coquilla refrigerada y posterior recocido de esferoidización”*, Revista Fundición, 33, 6, (1987), 27-30.
- 46 F. Paray, J. E. Gruzleski, *“Modification a Parameter to Consider in the Heat Treatment of Al-Si alloys”*, Cast Metals, 5, 4, (1993), pp.187- 198.
- 47 F. A. Calvo, A. J. Criado, J. M. Martinez, J. M. Gómez de Salazar, F. Molleda *“Influencia de los Tratamientos Térmicos de Esferoidización*

- Sobre la Dureza de las Aleaciones del Sistema Al-Si*", Revista de Metalurgia, 21, 6, (1985), pp. 342-345.
- 48 J.E. Hatch, "*Aluminum: Properties and physical Metallurgy*", 1st edited by ASM, Metals Park, OH (1984) pp.
- 49 F. X. Gil, "*Aleaciones ligeras*", Barcelona: Ediciones UPC, (2001), pp. 15.
- 50 <http://aluminium.matter.org.uk/about.htm>
- 51 L. F. Mondolfo. "*Aluminium Alloys: Structure and Properties*", Butterworths, London, (1976), pp.787-805.
- 52 G. W. Lorimer, "*Precipitation in Aluminium Alloys, (Precipitation Process in Solids)*", Rusell K. C. Aaronson M. I. (Eds), Metallurgical Society of Aime, New York (USA), (1978), pp. 3, 87-119.
- 53 J. E. Hatch., "*Aluminium: Properties and Physical Metallurgy*", 1st ed. by ASM, Metals Park, Ohio (USA), (1984), pp. 50-61,64, 83-87.
- 54 D.A. Porter, K.E. Easterling, "*Phase Transformations in Metals and Alloys*", 2nd edition, Ed. Chapman & Hall, London (UK), (1992), pp. 314-318.
- 55 I. J. Polmear, "*Light Alloys, Metallurgy of the light metals*", Metallurgy and Materials Science Series, Ed. Arnold, 3rd edition, (1995), 27-66, 168-195.
- 56 F.H. Samuel A.M. Samuel, "*Factors Controlling the Type and Morphology of Cu-Containing Phases in 319 Al Alloy*", Université du Quevec a Chicoutimi Chicoutimi, Québec, CANADA H.W. Doty General Motors Corporation Warren, Michigan
- 57 L. Bäckerud, G. Chai, J. Tamminen, "*Solidification Charactersitics of Aluminum Alloys*", Vol. 2, Foundry Alloys, AFS/Skanaluminum. Des Planes, IL, USA., (1990), pp. 71-84.
- 58 N.Tenekedjiev, H. Mulazimoglu, B.Closset, J. Gruzleski, "*Microstructures abs Thermal Analysis of Strontium-Treated Aluminum-Silicon Alloys*" AFS Inc. (1995),
- 59 E. Fras, W. Kapturkiewicz, A. Burbielko y H.F. Lopez, "*A New Concept in Thermal Analysis of Castings*", AFS Transactions vol 101, pp 505-511.
- 60 C. Lewis, "*The Use of Thermal Analysis to Determine Grain Size in A356 and its Relationship to Dendritic Cell Size and Mechanical Properties*", International Molten Aluminum Processing. AFS Febrero (1986) City of

- Industry, California, pp. 149-164.
- 61 D. Apelian y J.A. Cheng, *“Effect of processing Variables on the Grain Refinement and Eutectic Modification of Al-Si Foundry Alloys”*, International Molten Aluminum Processing, AFS Febrero (1986), City of Industry, California, pp. 179-217.
 - 62 N.G. Walker, *“Thermal Analysis in the Aluminum Casting Industry”* Thermal Analysis of the molten Aluminum AFS/CMI Rosemont IL (1984), pp 155-167.
 - 63 K.R. Whaler, *“Thermal Analysis and the Aluminum Foundry Practical Applications”* Thermal Analysis of the Molten Aluminum AFS/CMI Rosemont IL (1984), pp 189-206.
 - 64 Marcos I. Z. Cardoso Aguirre, *“Análisis de la solidificación de los precipitados de Cu en la aleación de aluminio A319”*, Tesis de Maestría, Instituto Tecnológico de Saltillo, (2003).
 - 65 J. Charbonier, *“Microprocessor Assisted Thermal Analysis Testing of Aluminum Alloy Structures”*, AFS Transactions vol 92 (1984), pp 907-922.
 - 66 J. E. Gruzleski y B. M. Closset, *“The treatment of Liquid Aluminum-Silicon Alloys”*, The American Foundrymen’s Society, Inc.,
 - 67 L. Bäckerud, G. Chai, J. Tamminen, *“Solidification Characteristics of Aluminum Alloys”*, Vol. 2, Foundry Alloys, AFS/Skanaluminum. Des Plaines, IL, USA., (1990), pp.
 - 68 ASTM, *“E8M-99 Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials [Metric]”*, 1999.
 - 69 ASTM, *“B557M-94 Standard Test Methods for Tension Testing Wrought and Cast Aluminum-and Magnesium-Alloy Products [Metric]”*, 1994.
 - 70 ASTM, *“E10-01 Standard Test Method for Brinell Hardness of Metallic Materials”*, 2001.
 - 71 C.G. Efrén, *“Estudio de la Influencia del Sr y los Parámetros de Envejecimiento sobre las Propiedades Mecánicas de una Aleación Al-Si con 2.5% de Cu”*, Tesis de Maestría UANL, 2006.
 - 72 AFS Thermal Analysis Committee (2-G), *“Microstructure Control in Hypoeutectic Al-Si Alloys”*, American Foundrymen’s Society Inc., 1986.

- 73 L. Bäckerud, G. Chai, J. Tamminen, *“Solidification Characteristics of Aluminum Alloys”*, Vol. 2, Foundry Alloys, AFS/Skanaluminum. Des Plaines, IL, USA., (1990), pp.
- 74 J. E. Gruzleski y B. M. Closset, *“The treatment of Liquid Aluminum-Silicon Alloys”*, The American Foundrymen’s Society, Inc., pp. 57-74
- 75 R. Torres, “Análisis Térmico y Propiedades Mecánicas en una Aleación tipo A319” Tesis de Maestría, Universidad Autónoma de Nuevo León, San Nicolás de los Garza, N. L. (2000).
- 76 E. Velasco, *“Estudios Microestructurales de una aleación Al-Si tipo A319”*, Tesis Doctorado, Universidad Autónoma de Nuevo León, San Nicolás de los Garza N.L. (1997).
- 77 Z. Li, *“Parameters Controlling the Precipitation and Dissolution of CuAl₂ Phase in 319 Alloys and Their Influence on the Alloy Performance”*, M.Eng Thesis, Université du Québec à Chicoutimi, Chicoutimi, Canada, 2003.
- 78 D. Yang *“Role of Magnesium Addition on the Occurrence of Incipient Melting in Experimental and Commercial Al-Si-Cu Alloys and its Influence on the Alloy Microstructure and Tensile Properties”* M.Eng Thesis, Université du Québec à Chicoutimi, Chicoutimi, Canada, (2006).
- 79 P. Ouellet, F. H. Samuel, *“Effect of Mg on the ageing behaviour of Al-Si-Cu 319 type aluminium casting alloys”*, Département des Sciences Appliquées, Université du Québec à Chicoutimi, Chicoutimi, Québec, Canada G7H 2B1.
- 80 N. R. Andrade, R. Varano, A. Elwazri, J. E. Gruzleski, F. H. Samuel, S. Valtierra, and H. W. Doty *“Age-Hardening Precipitates in Cast 319 Aluminum Alloys”* 27 Congreso Internacional de Metalurgia y Materiales, Saltillo, Coahuila (2005), pp. 1-9.
- 81 F. J. Tavitas M., J. E. Gruzleski, F. H. Samuel, H. W. Doty and S. Valtierra, *“Response of a 319 Aluminium Alloy to Non-Conventional Aging Treatments”*, 27 Congreso Internacional de Metalurgia y Materiales, Saltillo, Coahuila (2005), pp. 327-335.
- 82 C.H. Cáceres, L. Svensson, J. A. Taylor, *“Strength-Ductility Behaviour of Al-Si-Cu-Mg Casting Alloys in T6 Temper”*, Internal Journal of Cast Metals No 12 (2003) pp 531-543.
- 83 L. Hinojosa, A. Escudero, C. Esparza, S. Valtierra, *“Mechanical Property*

Prediction in Magmasoft for 319 Alloy with Copper Content Variations
Edited by Q. Wang, M.J.M. Krane, and P.D. Lee TMS (The Minerals,
Metals & Materials Society), 2006.

LISTA DE TABLAS

Tabla	Descripción	Página
I	Constantes físicas y químicas del aluminio.	11
II	Solubilidad en sólido de elementos en el aluminio.	12
III	Sistema de designación para las aleaciones de aluminio.	14
IV	Grado de endurecimiento para las aleaciones de aluminio.	15
V	Secuencia en precipitación endurecimiento por envejecido.	51
VI	Reacciones durante la solidificación de una aleación 319.	68
VII	Batería de experimentos e identificación de piezas.	71
VIII	Composición química nominal de la aleación tipo A319.	72
IX	Materiales empleados en la fabricación y ajuste de las aleaciones.	74
X	Selección de probetas para el análisis de imagen de acuerdo a su composición y su valor de EDS.	85
XI	Composición química de las aleaciones a evaluar.	87
XII	Parámetros de control en el vaciado de piezas e identificación de piezas.	88
XIII	Análisis térmico de las Aleaciones y sus temperaturas de reacción.	90
XIV	Criterio para toma de metalografías	99
XV	Modelo general lineal para el análisis de varianza.	116

LISTA DE FIGURAS

Figura	Descripción	Página
1.1	Componentes automotrices: Monobloque (izquierda) y Cabeza de aluminio (derecha).	4
1.2	Relación entre procesamiento-estructura y propiedades.	6
2.1	Aleaciones comerciales aluminio-silicio.	21
2.2	Formación de una interfase, se forma un sólido a partir del líquido.	24
2.3	La energía libre total de un sistema sólido-líquido cambia según el tamaño del sólido. El sólido se denomina embrión si su radio es menor que el radio crítico. O se le llama núcleo si su radio es mayor que el radio crítico.	25
2.4	Nucleación heterogénea, formación de un sólido sobre una impureza. Ocurre con subenfriamientos relativamente bajos.	26
2.5	Muestra las características de una interfase plana, la temperatura del líquido está por encima de la temperatura de solidificación la protuberancia existente en la interfase sólido-líquido no crecerá y el calor latente se eliminará de la interfase a través del sólido.	27
2.6	Líquido subenfriado, una protuberancia en la interfase sólido líquido puede crecer rápidamente en forma dendrítica. El calor latente de fusión es absorbido por el líquido subenfriado y se eleva su temperatura hasta la temperatura de solidificación.	28
2.7	Representación esquemática del crecimiento de un cristal dendrítico en un líquido. A) Núcleo esférico, b) Inestabilidad de la interfase, c) brazos primarios con crecimiento en las direcciones $\langle 100 \rangle$, d) representación de un cristal dendrítico en 3D, e) desarrollo de brazos secundarios y terciarios.	29
2.8	Representación de los diferentes tipos de porosidad en Aleaciones Al-Si.	34

2.9	Diferentes grados de modificación del eutéctico Al-Si van desde el nivel no modificado (A) hasta la estructura bien modificada (F).	36
2.10	Elementos básicos de la microestructura de una aleación Al-Si.	37
2.11	Secuencia en la esferoidización. a) Estructura en condición de vaciado (sin modificar), b). Subdivisión o escalonamiento. c) Crecimiento. d) Esferoidización.	43
2.12	Efecto del tratamiento térmico sobre la microestructura de la aleación Al-4.0%Cu.	47
2.13	Efecto del tiempo y temperatura en la obtención de características mecánicas para una aleación Al-4 %Cu con envejecimiento natural (A) a 20°C y con envejecimiento artificial (B) a 165°C y (C) a 200°C.	48
2.14	Porción de los diagramas binarios Al-Cu y Al-Mg ₂ Si. Correspondientes a las principales fases participantes en el proceso de envejecido.	49
2.15	Cristalografía y morfología de las fases θ'' , θ' y θ en una aleación Al-Cu. Los círculos blancos corresponden a los átomos de Al, los círculos negros corresponden a los átomos de Cu.	52
2.16	Tipología de los precipitados Mg ₂ Si en la red cristalina; red cúbica centrada en las caras FCC y átomos de soluto en solución (A); precipitado coherente con la matriz (B); precipitado incoherente con la matriz (C).	52
2.17	Representación esquemática de los diferentes tipos de endurecimiento: a) endurecimiento por solución sólida, b) endurecimiento por esfuerzo coherente, c) endurecimiento químico y d) endurecimiento por dispersión.	55
2.18	Representación esquemática del espaciamiento entre partículas en el proceso de envejecido.	56
2.19	Representación esquemática del endurecimiento en sus diferentes etapas durante el envejecido.	57
2.20	Diagrama esquemático mostrando las diferentes etapas de solidificación para una aleación 319 modificada.	59
2.21	Microestructuras representativas de una aleación 319, en	62

	las cuales se muestran las fases típicas de esta aleación.	
2.22	Curvas de enfriamiento ideales.	66
2.23	Curva de solidificación de una aleación 319.	67
2.24	Primera parte de la curva de enfriamiento de la aleación 319 mostrando por análisis diferencial el subenfriamiento y la recalcificación.	68
3.1	Diagrama de flujo o secuencia de operación para la preparación de las aleaciones y moldeo y análisis de piezas en el presente estudio.	72
3.2.	Horno Thermotronic.	73
3.3	Equipo y material utilizado en el análisis térmico. A) Equipo de cómputo e interface para captura de datos. B) Arreglo utilizado para el muestreo de la aleación.	76
3.4	Molde de arena sílica utilizado y su parte inferior mostrando la colocación del filtro y la templadera.	77
3.5	Geometría de las piezas vaciadas mostrando el sistema de alimentación, la mazarota y la colocación de la templadera.	78
3.6	Dimensiones de las piezas y zonas de obtención de las probetas mostrando su identificación.	79
3.7	Dimensiones de las probetas para ensayo de tensión.	80
3.8	Zona de corte para la obtención de las probetas para ensayo de dureza Brinell.	81
3.9	Zonas seleccionadas para medición del EDS.	82
3.10	Zona de corte para la obtención del cilindro para evaluación microestructural.	83
3.11	Distribución de campos de medición sobre la superficie seleccionada para evaluación microestructural.	84
4.1	Análisis térmico característico de la aleación A319 modificada y sin refinación mostrando las zonas T1, T2 y T3.	89
4.2	Representación gráfica de la zona T3 para cada una de las combinaciones de Cu y Mg.	90
4.3	Modelo de una pieza tipo cuña y su distribución de	92

	probetas, nivel y valores de EDS estándar obtenidos en el análisis exploratorio.	
4.4	Grafica que muestra el perfil de solidificación (EDS promedio) obtenido de tres piezas con diferentes contenidos de cobre y magnesio.	92
4.5	Esfuerzo máximo, esfuerzo de cedencia y elongación para una aleación A319 en CV se muestran en la parte izquierda y TT en la parte derecha de la figura.	93
4.6	Porosidad para una aleación A319 en CV y TT.	94
4.7	Dureza Brinell para una aleación A319 en CV y TT (T6).	94
4.8	Propiedades mecánicas (esfuerzo máximo, esfuerzo de cedencia y elongación) para el grupo de Cu 2.0%.	95
4.9	Propiedades mecánicas (esfuerzo máximo, esfuerzo de cedencia y elongación) para el grupo de Cu 2.8%.	96
4.10	Propiedades mecánicas (esfuerzo máximo, esfuerzo de cedencia y elongación) para el grupo de Cu 3.5%.	97
4.11	Porosidad para el grupo de Cu 2.0%.	98
4.12	Porosidad para el grupo de Cu 2.8%.	98
4.13	Porosidad para el grupo de Cu 3.5%.	99
4.14	Metalografías tomadas a 200X, corresponden al grupo de Cu 2.0% y un EDS de 22.	100
4.15	Metalografías tomadas a 200X, corresponden al grupo de Cu 2.0% y un EDS de 40.	101
4.16	Metalografías tomadas a 200X, corresponden al grupo de Cu 2.0% y un EDS de 62.	102
4.17	Metalografías tomadas a 200X, corresponden al grupo de Cu 2.8% y un EDS de 22.	103
4.18	Metalografías tomadas a 200X, corresponden al grupo de Cu 2.8% y un EDS de 40.	104
4.19	Metalografías tomadas a 200X, corresponden al grupo de Cu 2.8% y un EDS de 62.	105
4.20	Metalografías tomadas a 200X, corresponden al grupo de Cu 3.5% y un EDS de 22.	106
4.21	Metalografías tomadas a 200X, corresponden al grupo de	107

	Cu 3.5% y un EDS de 40.	
4.22	Metalografías tomadas a 200X, corresponden al grupo de Cu 3.5% y un EDS de 62.	108
4.23	Dureza Brinell para el grupo de Cu 2.0%.	109
4.24	Dureza Brinell para el grupo de Cu 2.8%.	109
4.25	Dureza Brinell para el grupo de Cu 3.5%.	110
4.26	EDX muestra con Cu 2.8% y Mg 0.45%, probeta 2 EDS 24 en CV.	111
4.27	EDX muestra con Cu 2.8% y Mg 0.45%, probeta 6 EDS 40 en CV.	111
4.28	EDX muestra con Cu 2.8% y Mg 0.45%, probeta 6 EDS 62 en CV.	112
4.29	EDX muestra con Cu 2.8% y Mg 0.45%, probeta 2 EDS 24 en TT.	112
4.30	EDX muestra con Cu 2.8% y Mg 0.45%, probeta 2 EDS 42 en TT.	113
4.31	EDX muestra con Cu 2.8% y Mg 0.45%, probeta 2 EDS 62 en TT.	113
5.1	Grafica de interacción para el esfuerzo máximo (MPa) como variable de respuesta.	118
5.2	Grafica de interacción para el esfuerzo de cedencia (MPa) como variable de respuesta.	119
5.3	Grafica de interacción para la elongación (en %) como variable de respuesta.	121
5.4	Grafica de interacción para la porosidad (%) como variable de respuesta.	122
5.5	Grafica de interacción para la dureza Brinell (BHN) como variable de respuesta.	123
5.6	Diagrama de Pareto de efectos estandarizados para el esfuerzo máximo (MPa) como variable de respuesta.	124
5.7	Diagrama de Pareto de efectos estandarizados para el esfuerzo de cedencia (MPa) como variable de respuesta.	125
5.8	Diagrama de Pareto de efectos estandarizados para la	126

	elongación (en %) como variable de respuesta.	
5.9	Diagrama de Pareto de efectos estandarizados para la porosidad (%) como variable de respuesta.	127
5.10	Diagrama de Pareto de efectos estandarizados para la dureza Brinell (BHN) como variable de respuesta.	128
5.11	Modificación del eutéctico Al-Si.	129
5.12	Estructuras típicas, ambas corresponden a la aleación con Cu de 2.8%, Mg 0.3. a) corresponde a un EDS de 40, b) corresponde a un EDS de 76.	129
5.13	Estructuras típicas Al ₂ Cu a) del tipo eutéctico, y b) corresponde al Al ₂ Cu interdendrítico.	130
5.14	Morfología de las fases de Al ₅ Mg ₈ Cu ₂ Si ₆ .	130
5.15	Defectos típicos por TT y por alto contenido de Mg a) fusión localiza leve b) óxidos.	132

APENDICE A

Análisis térmico

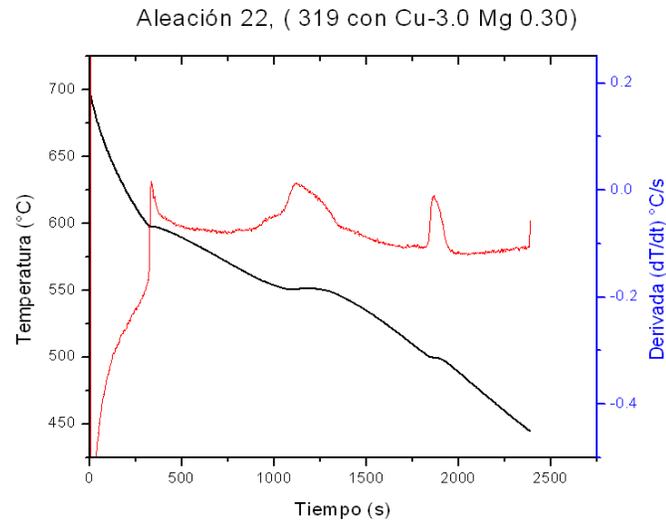


Figura A1. Análisis térmico, aleación 319 con 3.0% de Cu y 0.3% de Mg (testigo).

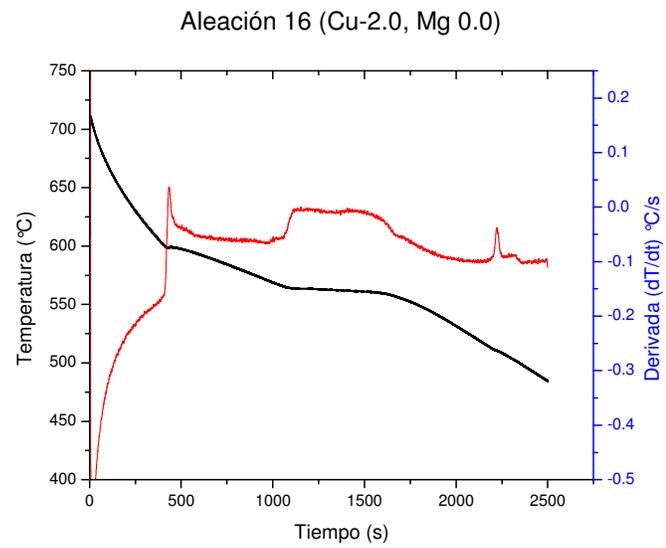


Figura A2. Análisis térmico, aleación 2.0% de Cu sin Mg.

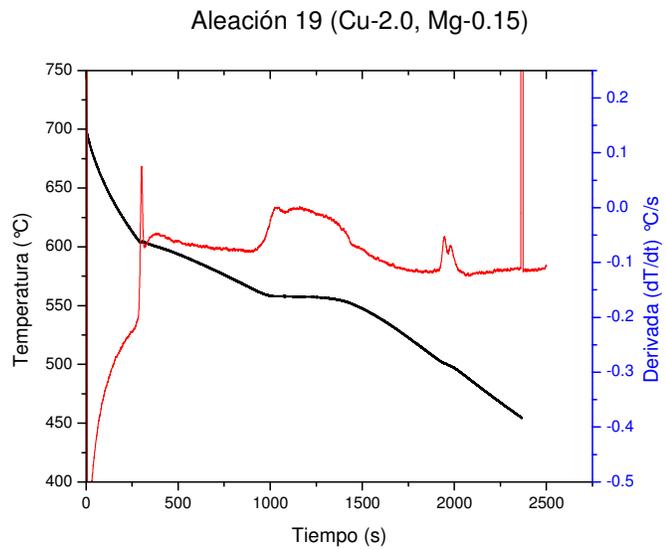


Figura A3. Análisis térmico, aleación 2.0% de Cu y 0.15% de Mg.

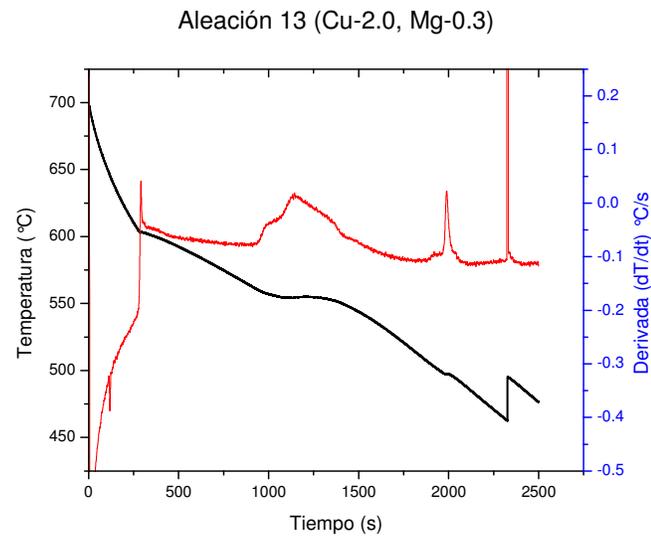


Figura A4. Análisis térmico, aleación 2.0% de Cu y 0.30% de Mg.

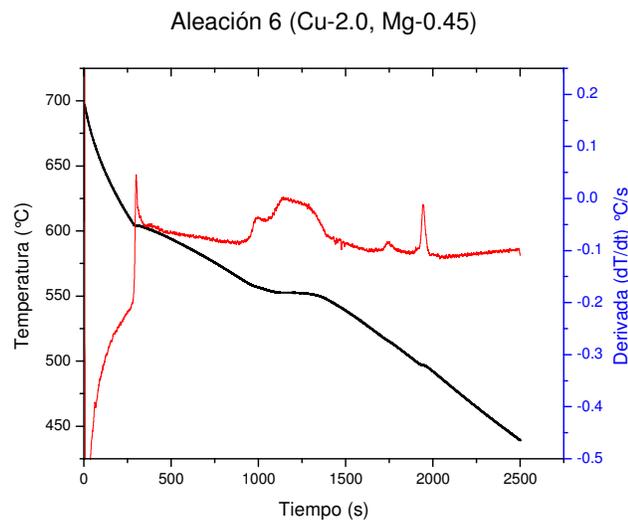


Figura A5. Análisis térmico, aleación 2.0% de Cu y 0.45% de Mg.

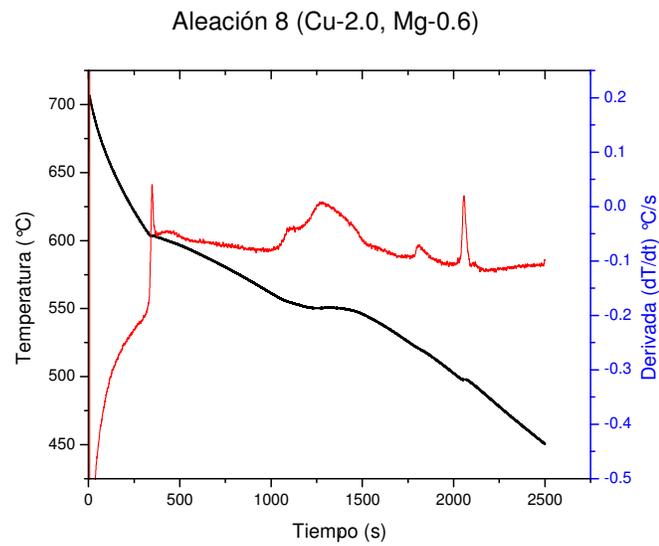


Figura A6. Análisis térmico, aleación 2.0% de Cu y 0.6% de Mg.

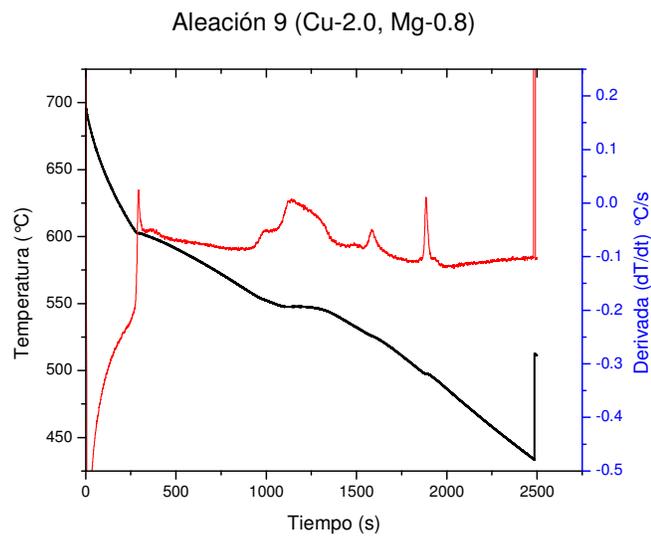


Figura A7. Análisis térmico, aleación 2.0% de Cu y 0.80% de Mg.

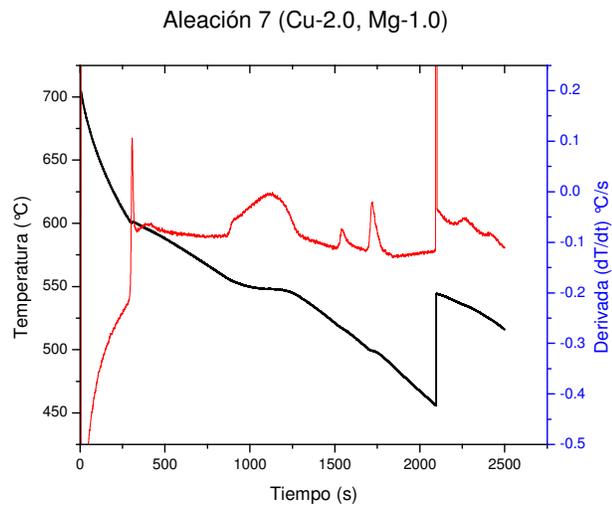


Figura A8. Análisis térmico, aleación 2.0% de Cu y 1.0 % de Mg.

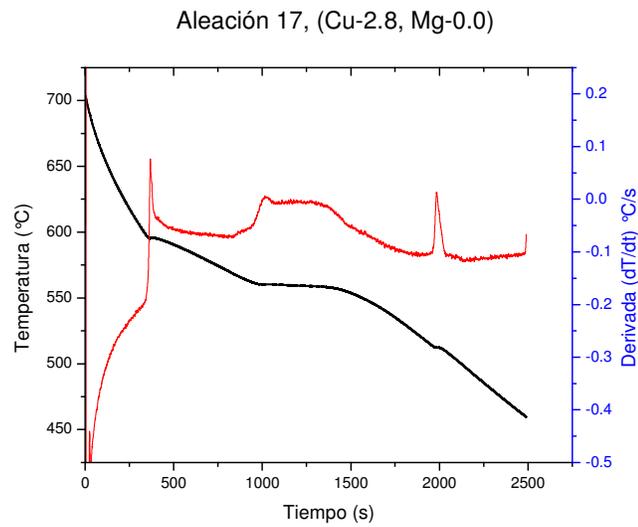


Figura A9. Análisis térmico, aleación 2.8% de Cu sin Mg.

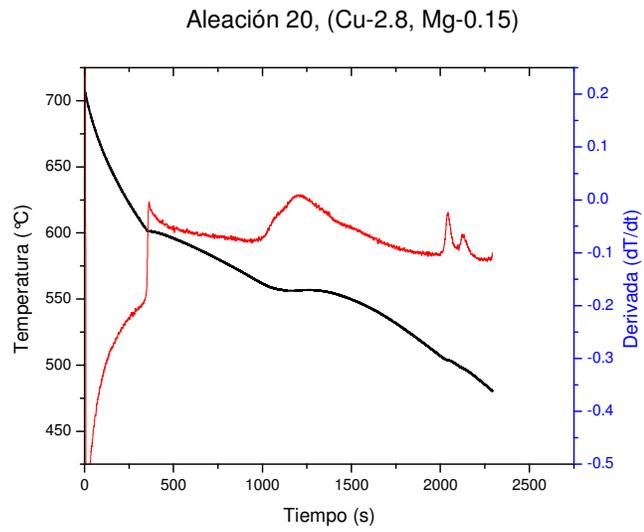


Figura A10. Análisis térmico, aleación 2.8% de Cu y 0.15% de Mg.

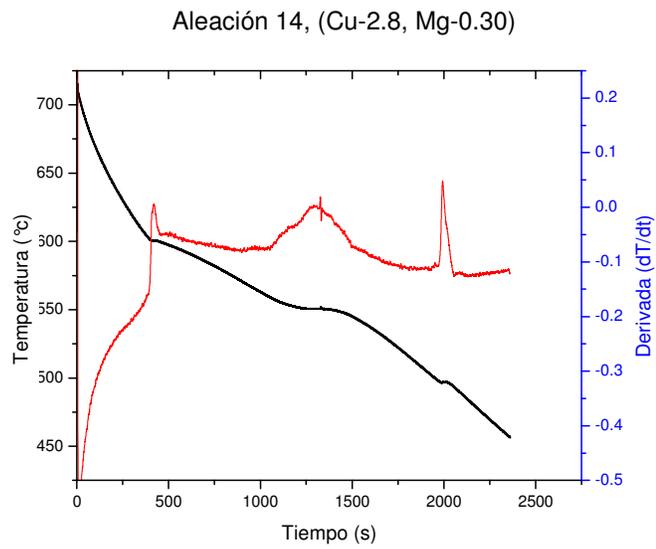


Figura A11. Análisis térmico, aleación 2.8% de Cu y 0.30% de Mg.

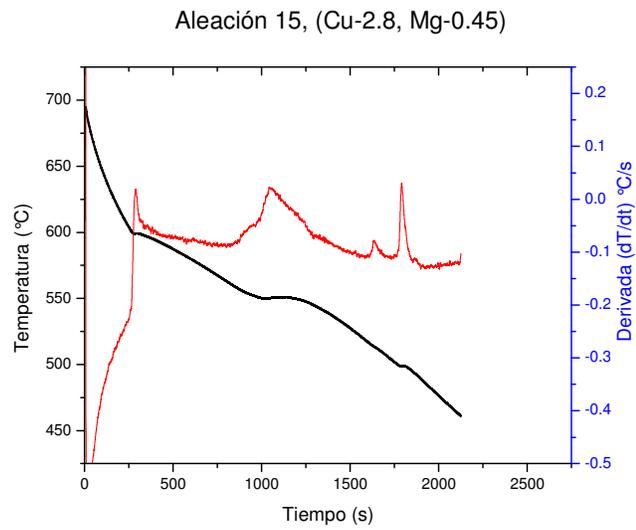


Figura A12. Análisis térmico, aleación 2.8% de Cu y 0.45% de Mg.

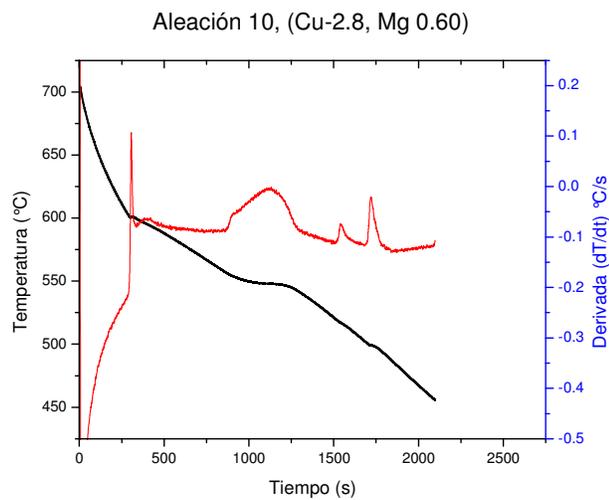


Figura A13. Análisis térmico, aleación 2.8% de Cu y 0.6% de Mg.

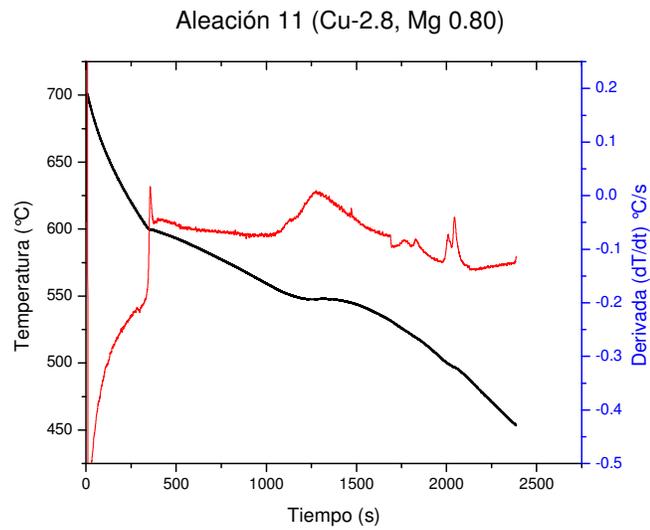


Figura A14. Análisis térmico, aleación 2.8% de Cu y 0.8% de Mg.

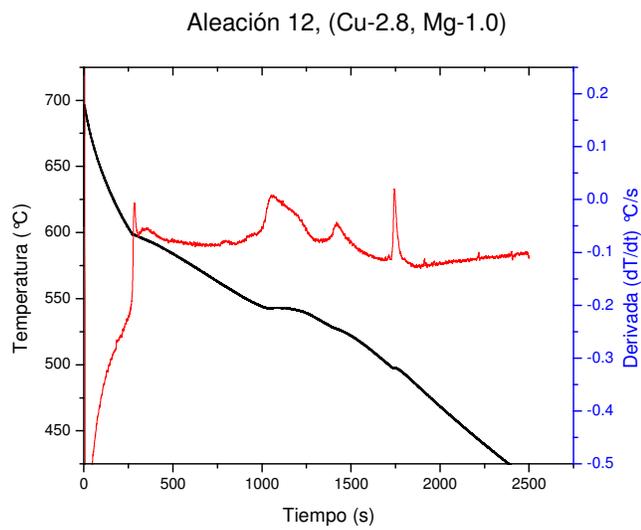


Figura A15. Análisis térmico, aleación 2.8% de Cu y 1.5% de Mg.

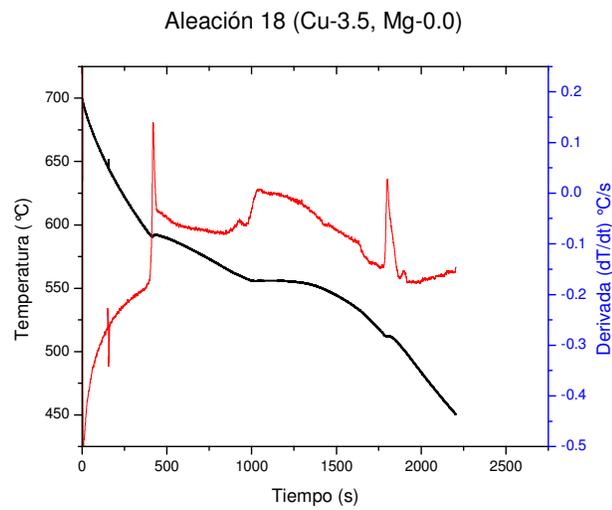


Figura A16. Análisis térmico, aleación 3.5% de Cu y sin Mg.

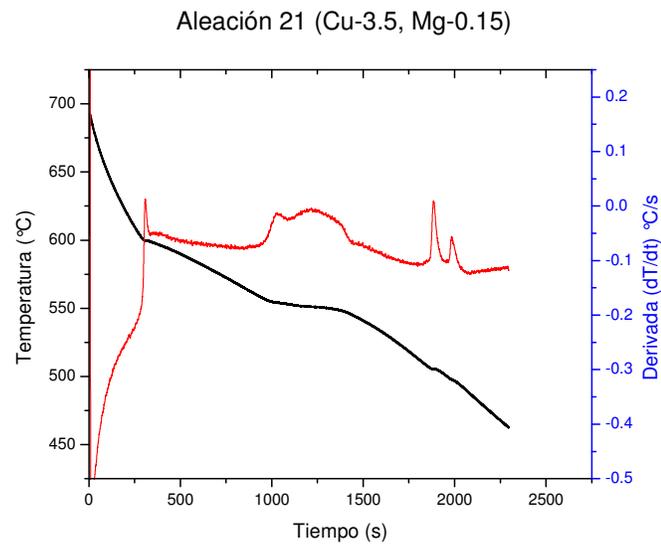


Figura A17 Análisis térmico, aleación 3.5% de Cu y 0.15% de Mg.

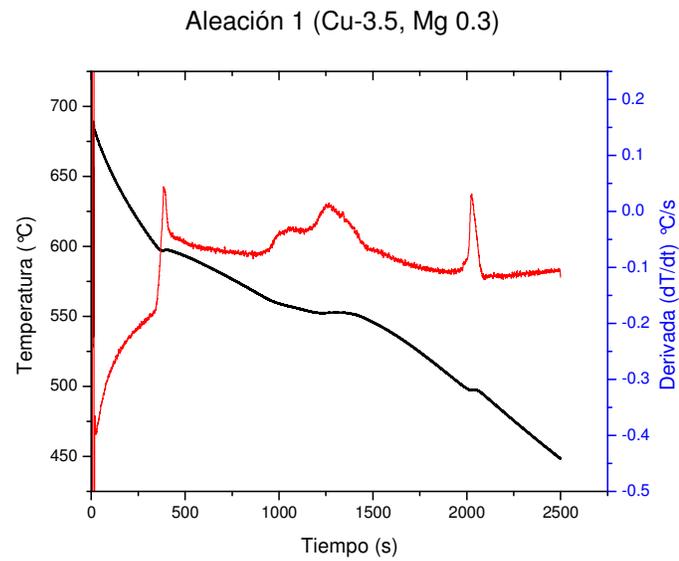


Figura A18 Análisis térmico, aleación 3.5% de Cu y 0.30% de Mg.

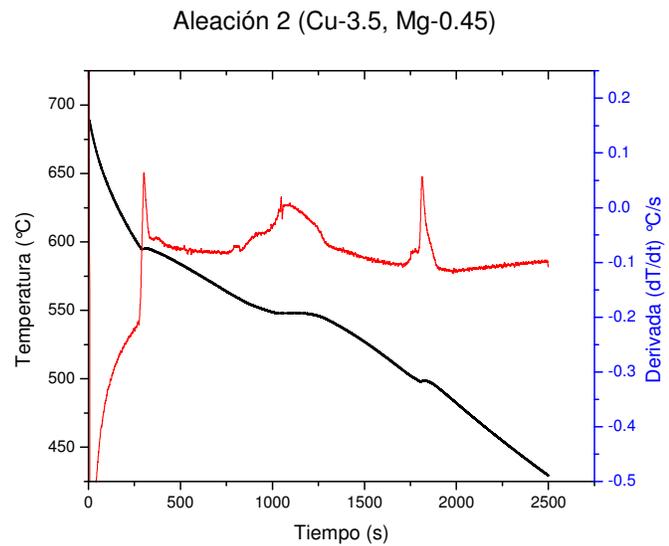


Figura A19. Análisis térmico, aleación 3.5% de Cu y 0.45% de Mg.

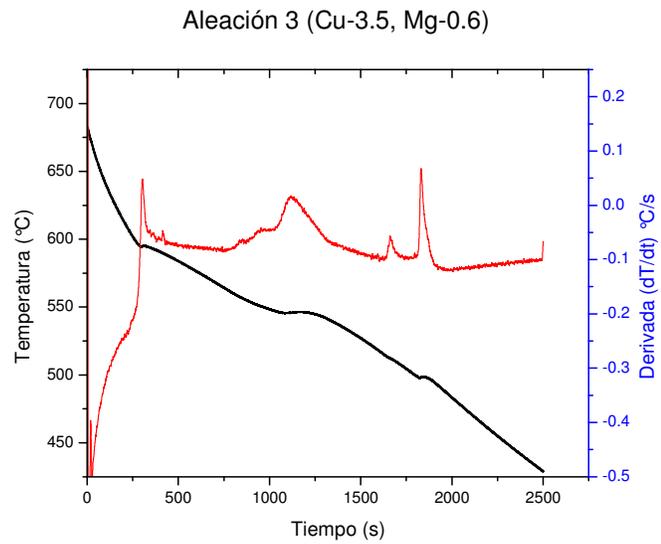


Figura A20. Análisis térmico, aleación 3.5% de Cu y 0.6% de Mg.

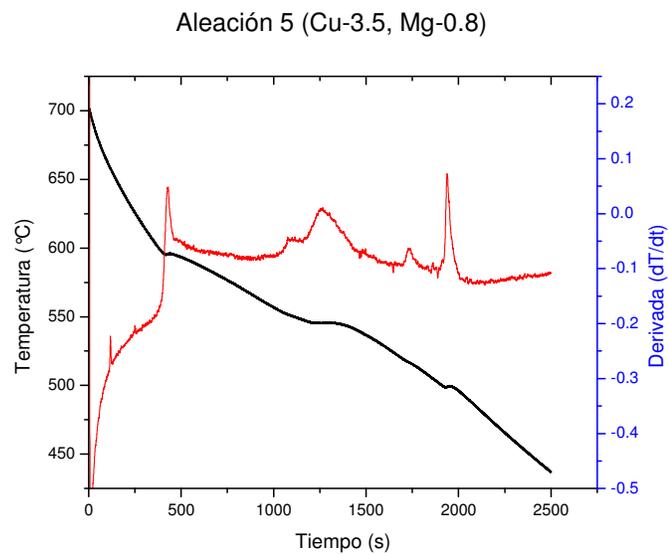


Figura A21. Análisis térmico, aleación 3.5% de Cu y 0.8% de Mg.

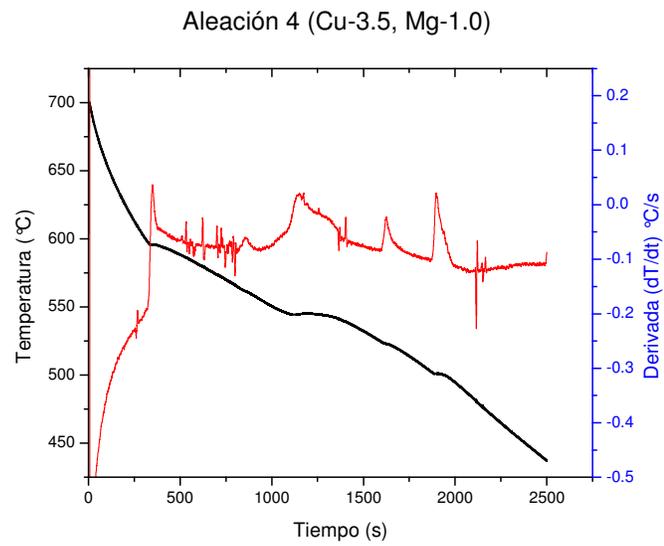


Figura A22. Análisis térmico, aleación 3.5% de Cu y 1.0% de Mg.

APENDICE B

Propiedades mecánicas

TABLA B1. Propiedades mecánicas aleación 2.0% de Cu y variaciones de Mg de 0.0 a 1.0% en CV.

Pieza No	Condición	Cu (%)	Mg (%)	Nivel	YS (Mpa)	UTS (Mpa)	Elongación (%)	EDS promedio	Dureza BHN	Porosidad (%)	Nivel de modificación
16	CV	2.00	0.00	1	100.17	204.63	5.73	22	65	0.17	4
16	CV	2.00	0.00	2	99.97	190.05	4.23	24	65	0.22	4
16	CV	2.00	0.00	3	102.14	180.71	3.49	27	66	0.73	4
16	CV	2.00	0.00	4	108.53	170.74	2.60	42	65	1.02	4
16	CV	2.00	0.00	5	106.37	154.66	2.00	55	64	2.21	4
16	CV	2.00	0.00	6	104.44	149.78	1.92	62	62	3.07	4
16	CV	2.00	0.00	7	102.65	144.21	1.72	71	60	1.40	4
16	CV	2.00	0.00	8	101.80	138.73	1.59	76	61	4.63	4
16	CV	2.00	0.00	9	100.19	128.65	1.20	81	64	1.15	4
16	CV	2.00	0.00	10	96.88	120.07	1.08	86	55	2.56	4
19	CV	2.00	0.15	1	107.19	228.24	6.51	22	69	0.03	4
19	CV	2.00	0.15	2	110.56	212.07	5.10	24	71	0.04	4
19	CV	2.00	0.15	3	114.28	202.06	4.08	27	72	0.19	4
19	CV	2.00	0.15	4	123.15	188.14	2.54	42	74	0.11	4
19	CV	2.00	0.15	5	118.51	172.51	1.99	55	75	1.01	4
19	CV	2.00	0.15	6	115.63	163.67	1.76	62	69	0.86	4
19	CV	2.00	0.15	7	113.32	156.67	1.61	71	65	0.70	4
19	CV	2.00	0.15	8	110.87	147.83	1.35	76	69	1.74	4
19	CV	2.00	0.15	9	106.94	138.96	1.13	81	63	1.45	4
19	CV	2.00	0.15	10	104.92	130.72	1.00	86	67	1.46	4
13	CV	2.00	0.30	1	115.15	214.82	4.35	22	68	0.07	4
13	CV	2.00	0.30	2	120.30	211.69	3.59	24	75	0.05	4
13	CV	2.00	0.30	3	122.50	197.41	2.81	27	74	0.08	4
13	CV	2.00	0.30	4	128.29	189.00	1.98	42	71	0.33	4
13	CV	2.00	0.30	5	122.04	171.70	1.57	55	69	0.86	4
13	CV	2.00	0.30	6	117.65	160.09	1.36	62	69	0.73	4
13	CV	2.00	0.30	7	114.92	150.97	1.16	71	62	1.40	4
13	CV	2.00	0.30	8	112.73	142.91	1.00	76	60	1.22	4
13	CV	2.00	0.30	9	110.53	135.67	0.90	81	65	1.75	4
13	CV	2.00	0.30	10	106.37	125.22	0.78	86	62	2.54	4
6	CV	2.00	0.45	1	112.50	217.65	4.63	22	74	0.00	4
6	CV	2.00	0.45	2	118.35	209.31	3.56	24	75	0.05	4
6	CV	2.00	0.45	3	119.84	198.16	2.91	27	73	0.14	4
6	CV	2.00	0.45	4	116.37	174.57	1.87	42	74	0.80	4
6	CV	2.00	0.45	5	111.92	159.04	1.57	55	70	1.20	4
6	CV	2.00	0.45	6	110.46	149.65	1.32	62	65	1.08	4
6	CV	2.00	0.45	7	108.55	141.46	1.13	71	70	0.38	4
6	CV	2.00	0.45	8	107.46	136.71	1.05	76	70	1.07	4
6	CV	2.00	0.45	9	104.78	128.88	0.90	81	60	1.81	4
6	CV	2.00	0.45	10	79.80	99.39	0.54	86	65	17.22	4

YS Esfuerzo de cedencia al 0.02% de deformación

UTS Esfuerzo máximo a ruptura

Pieza No	Condición	Cu (%)	Mg (%)	Nivel	YS (Mpa)	UTS (Mpa)	Elongación (%)	EDS promedio	Dureza BHN	Porosidad (%)	Nivel de modificación
8	CV	2.00	0.60	1	117.47	222.24	4.50	22	75	0.01	4
8	CV	2.00	0.60	2	123.29	200.79	2.49	24	77	0.02	4
8	CV	2.00	0.60	3	125.49	201.89	2.66	27	78	0.08	4
8	CV	2.00	0.60	4	122.13	179.10	1.67	42	76	0.15	4
8	CV	2.00	0.60	5	116.65	168.41	1.60	55	73	0.87	4
8	CV	2.00	0.60	6	114.36	157.63	1.38	62	69	0.45	4
8	CV	2.00	0.60	7	112.22	149.76	1.14	71	74	1.08	4
8	CV	2.00	0.60	8	110.30	141.15	1.00	76	72	0.90	4
8	CV	2.00	0.60	9	109.20	135.16	0.93	81	69	0.80	4
8	CV	2.00	0.60	10	106.72	126.76	0.79	86	61	1.91	4
9	CV	2.00	0.80	1	116.09	211.52	3.25	22	74	0.02	4
9	CV	2.00	0.80	2	124.63	201.96	2.50	24	74	0.20	4
9	CV	2.00	0.80	3	123.02	186.73	1.95	27	75	0.09	4
9	CV	2.00	0.80	4	116.13	172.31	1.84	42	67	0.63	4
9	CV	2.00	0.80	5	111.76	162.89	1.68	55	67	0.83	4
9	CV	2.00	0.80	6	109.64	153.99	1.43	62	67	0.70	4
9	CV	2.00	0.80	7	107.98	146.02	1.23	71	65	1.22	4
9	CV	2.00	0.80	8	106.67	141.13	1.13	76	65	0.93	4
9	CV	2.00	0.80	9	104.76	131.01	0.96	81	65	0.75	4
9	CV	2.00	0.80	10	103.87	125.52	0.88	86	64	0.85	4
7	CV	2.00	1.00	1	110.43	211.42	3.51	22	69	0.02	4
7	CV	2.00	1.00	2	113.20	196.15	2.69	24	69	0.05	4
7	CV	2.00	1.00	3	118.63	186.58	2.08	27	71	0.14	4
7	CV	2.00	1.00	4	118.41	169.51	1.42	42	71	0.25	4
7	CV	2.00	1.00	5	111.20	152.21	1.29	55	66	0.50	4
7	CV	2.00	1.00	6	106.08	140.77	1.19	62	66	0.82	4
7	CV	2.00	1.00	7	104.22	128.87	0.97	71	65	1.23	4
7	CV	2.00	1.00	8	103.37	128.94	0.95	76	60	0.19	4
7	CV	2.00	1.00	9	102.09	123.35	0.87	81	64	1.26	4
7	CV	2.00	1.00	10	99.90	116.09	0.87	86	61	2.66	4

YS Esfuerzo de cedencia al 0.02% de deformación

UTS Esfuerzo máximo a ruptura

TABLA B2. Propiedades mecánicas aleación 2.8% de Cu y variaciones de Mg de 0.0 a 1.0% en CV.

Pieza No	Condición	Cu (%)	Mg (%)	Nivel	YS (Mpa)	UTS (Mpa)	Elongación (%)	EDS promedio	Dureza BHN	Porosidad (%)	Nivel de modificación
17	CV	2.80	0.00	1	94.44	187.58	4.51	22	62	0.17	4
17	CV	2.80	0.00	2	94.12	182.69	3.99	24	64	0.26	4
17	CV	2.80	0.00	3	95.31	179.78	3.89	27	65	0.36	4
17	CV	2.80	0.00	4	104.07	170.61	2.53	42	65	0.72	4
17	CV	2.80	0.00	5	106.98	156.89	1.82	55	64	0.85	4
17	CV	2.80	0.00	6	106.07	151.97	1.70	62	65	0.77	4
17	CV	2.80	0.00	7	107.59	144.62	1.37	71	65	1.03	4
17	CV	2.80	0.00	8	105.21	139.92	1.25	76	63	0.82	4
17	CV	2.80	0.00	9	104.49	132.62	1.11	81	63	1.26	4
17	CV	2.80	0.00	10	101.17	127.15	1.09	86	58	2.17	4
20	CV	2.80	0.15	1	105.70	222.93	5.69	22	70	0.06	4
20	CV	2.80	0.15	2	112.84	207.03	4.04	24	72	0.49	4
20	CV	2.80	0.15	3	119.22	198.52	2.84	27	74	0.12	4
20	CV	2.80	0.15	4	124.45	183.81	1.94	42	73	0.51	4
20	CV	2.80	0.15	5	129.27	175.32	1.43	55	73	0.56	4
20	CV	2.80	0.15	6	124.10	165.45	1.27	62	69	0.76	4
20	CV	2.80	0.15	7	123.05	157.65	1.13	71	69	1.07	4
20	CV	2.80	0.15	8	119.99	151.52	1.06	76	65	1.37	4
20	CV	2.80	0.15	9	118.06	145.13	0.94	81	64	0.50	4
20	CV	2.80	0.15	10	115.11	137.91	0.82	86	68	2.09	4
14	CV	2.80	0.30	1	118.66	221.27	4.22	22	74	0.04	4
14	CV	2.80	0.30	2	127.41	211.99	2.78	24	71	0.09	4
14	CV	2.80	0.30	3	132.89	207.38	2.50	27	68	0.28	4
14	CV	2.80	0.30	4	133.99	186.63	1.47	42	70	0.79	4
14	CV	2.80	0.30	5	129.39	172.86	1.26	55	73	0.34	4
14	CV	2.80	0.30	6	128.03	162.57	1.01	62	72	0.62	4
14	CV	2.80	0.30	7	125.54	155.65	0.93	71	70	***	4
14	CV	2.80	0.30	8	124.10	147.29	0.79	76	71	***	4
14	CV	2.80	0.30	9	119.76	140.87	0.76	81	70	***	4
14	CV	2.80	0.30	10	113.93	124.56	0.62	86	63	***	4
15	CV	2.80	0.45	1	114.56	208.84	3.28	22	72	0.01	4
15	CV	2.80	0.45	2	120.09	209.45	3.11	24	72	0.04	4
15	CV	2.80	0.45	3	124.67	199.44	2.48	27	72	0.14	4
15	CV	2.80	0.45	4	120.01	177.14	1.64	42	71	0.28	4
15	CV	2.80	0.45	5	116.07	163.05	1.37	55	70	0.53	4
15	CV	2.80	0.45	6	114.11	155.64	1.19	62	68	0.42	4
15	CV	2.80	0.45	7	112.67	143.37	1.03	71	67	0.56	4
15	CV	2.80	0.45	8	110.39	140.61	0.97	76	66	0.72	4
15	CV	2.80	0.45	9	109.55	130.78	0.77	81	67	1.32	4
15	CV	2.80	0.45	10	89.28	94.29	0.55	86	63	0.83	4

YS Esfuerzo de cedencia al 0.02% de deformación *** defectos mayores al 60% del area
 UTS Esfuerzo máximo a ruptura

Pieza No	Condición	Cu (%)	Mg (%)	Nivel	YS (Mpa)	UTS (Mpa)	Elongación (%)	EDS promedio	Dureza BHN	Porosidad (%)	Nivel de modificación
10	CV	2.80	0.60	1	110.40	201.93	3.14	22	75	0.01	4
10	CV	2.80	0.60	2	121.56	199.42	2.35	24	74	0.01	4
10	CV	2.80	0.60	3	129.35	200.25	2.15	27	73	0.02	4
10	CV	2.80	0.60	4	129.85	187.99	1.77	42	74	0.12	4
10	CV	2.80	0.60	5	123.61	171.04	1.38	55	70	0.29	4
10	CV	2.80	0.60	6	119.82	159.66	1.18	62	68	0.85	3 a 4
10	CV	2.80	0.60	7	117.95	150.49	0.99	71	68	0.56	3 a 4
10	CV	2.80	0.60	8	116.14	144.07	0.90	76	66	0.51	3 a 4
10	CV	2.80	0.60	9	114.54	138.55	0.84	81	68	0.45	3 a 4
10	CV	2.80	0.60	10	111.79	131.63	0.77	86	65	0.84	3 a 4
11	CV	2.80	0.80	1	120.41	212.94	2.94	22	74	0.01	4
11	CV	2.80	0.80	2	125.81	196.23	2.02	24	76	0.03	4
11	CV	2.80	0.80	3	127.68	193.74	1.92	27	73	0.05	4
11	CV	2.80	0.80	4	126.39	176.02	1.35	42	73	0.18	4
11	CV	2.80	0.80	5	120.19	162.52	1.23	55	73	0.49	4
11	CV	2.80	0.80	6	116.11	153.03	1.11	62	71	0.70	4
11	CV	2.80	0.80	7	114.42	144.82	0.96	71	71	0.40	4
11	CV	2.80	0.80	8	112.87	138.61	0.89	76	67	1.00	4
11	CV	2.80	0.80	9	111.21	135.32	0.85	81	69	1.36	4
11	CV	2.80	0.80	10	110.18	132.92	0.82	86	70	0.80	4
12	CV	2.80	1.00	1	113.15	202.49	2.79	22	71	0.05	4
12	CV	2.80	1.00	2	115.64	191.32	2.14	24	75	0.02	4
12	CV	2.80	1.00	3	118.78	182.32	1.86	27	73	0.12	4
12	CV	2.80	1.00	4	115.29	166.18	1.45	42	71	0.37	4
12	CV	2.80	1.00	5	110.86	151.36	1.21	55	68	0.49	4
12	CV	2.80	1.00	6	108.05	143.02	1.09	62	61	1.11	3 a 4
12	CV	2.80	1.00	7	106.48	134.30	0.95	71	66	0.58	3 a 4
12	CV	2.80	1.00	8	105.32	130.41	0.91	76	63	1.55	3 a 4
12	CV	2.80	1.00	9	103.63	128.68	0.89	81	62	0.75	3 a 4
12	CV	2.80	1.00	10	102.33	110.34	0.69	86	61	2.05	3 a 4

YS Esfuerzo de cedencia al 0.02% de deformación

UTS Esfuerzo máximo a ruptura

TABLA B3. Propiedades mecánicas aleación 3.5% de Cu y variaciones de Mg de 0.0 a 1.0% en CV.

Pieza No	Condición	Cu (%)	Mg (%)	Nivel	YS (Mpa)	UTS (Mpa)	Elongación (%)	EDS promedio	Dureza BHN	Porosidad (%)	Nivel de modificación
18	CV	3.50	0.00	1	97.61	203.28	6.49	22	63	0.43	4
18	CV	3.50	0.00	2	100.89	186.84	3.63	24	67	0.64	4
18	CV	3.50	0.00	3	105.89	179.93	2.82	27	66	1.14	4
18	CV	3.50	0.00	4	109.89	170.07	2.25	42	66	1.36	4
18	CV	3.50	0.00	5	118.58	163.73	1.45	55	70	1.54	4
18	CV	3.50	0.00	6	118.45	158.12	1.27	62	69	1.06	4
18	CV	3.50	0.00	7	116.90	154.00	1.24	71	69	0.75	4
18	CV	3.50	0.00	8	115.58	148.35	1.09	76	67	2.42	4
18	CV	3.50	0.00	9	116.62	141.19	0.90	81	61	2.54	4
18	CV	3.50	0.00	10	112.42	135.05	0.87	86	68	2.21	4
21	CV	3.50	0.15	1	113.10	219.21	4.47	22	73	0.03	4
21	CV	3.50	0.15	2	119.92	211.21	3.44	24	78	0.16	4
21	CV	3.50	0.15	3	132.62	199.10	2.18	27	76	0.32	4
21	CV	3.50	0.15	4	136.62	187.06	1.39	42	74	0.17	4
21	CV	3.50	0.15	5	134.86	173.57	1.20	55	72	0.43	4
21	CV	3.50	0.15	6	133.19	165.24	1.04	62	76	0.77	4
21	CV	3.50	0.15	7	129.93	156.93	0.91	71	69	1.89	4
21	CV	3.50	0.15	8	126.01	149.32	0.83	76	68	2.25	4
21	CV	3.50	0.15	9	121.70	142.26	0.70	81	75	3.22	4
21	CV	3.50	0.15	10	117.13	132.23	0.70	86	69	0.68	4
1	CV	3.50	0.30	1	124.35	219.64	3.20	22	72	0.02	4
1	CV	3.50	0.30	2	130.75	220.36	3.15	24	76	0.04	4
1	CV	3.50	0.30	3	139.92	215.89	2.52	27	78	0.02	4
1	CV	3.50	0.30	4	145.30	201.15	1.61	42	78	0.13	4
1	CV	3.50	0.30	5	139.73	179.94	1.15	55	75	0.28	4
1	CV	3.50	0.30	6	135.29	164.78	0.87	62	74	0.34	3 a 4
1	CV	3.50	0.30	7	134.54	162.79	0.87	71	73	0.56	3 a 4
1	CV	3.50	0.30	8	130.83	158.88	0.85	76	68	0.49	3 a 4
1	CV	3.50	0.30	9	128.52	148.40	0.73	81	73	0.93	3 a 4
1	CV	3.50	0.30	10	124.44	136.42	0.62	86	71	1.25	3 a 4
2	CV	3.50	0.45	1	126.76	218.89	2.82	22	75	0.02	4
2	CV	3.50	0.45	2	135.34	205.70	1.94	24	75	0.11	4
2	CV	3.50	0.45	3	138.56	200.74	1.74	27	73	0.42	4
2	CV	3.50	0.45	4	140.46	184.80	1.21	42	74	0.48	4
2	CV	3.50	0.45	5	134.79	169.07	1.01	55	78	0.79	4
2	CV	3.50	0.45	6	132.15	159.66	0.87	62	77	0.76	4
2	CV	3.50	0.45	7	129.54	151.89	0.78	71	75	0.65	4
2	CV	3.50	0.45	8	127.07	146.19	0.69	76	74	0.83	4
2	CV	3.50	0.45	9	126.24	140.14	0.61	81	74	0.81	4
2	CV	3.50	0.45	10	118.64	122.42	0.43	86	75	1.10	4

YS Esfuerzo de cedencia al 0.02% de deformación

UTS Esfuerzo máximo a ruptura

Pieza No	Condición	Cu (%)	Mg (%)	Nivel	YS (Mpa)	UTS (Mpa)	Elongación (%)	EDS promedio	Dureza BHN	Porosidad (%)	Nivel de modificación
3	CV	3.50	0.60	1	125.82	217.45	2.69	22	74	0.02	4
3	CV	3.50	0.60	2	131.04	209.87	2.17	24	77	0.08	4
3	CV	3.50	0.60	3	132.69	194.78	1.62	27	77	0.49	4
3	CV	3.50	0.60	4	135.93	159.54	0.76	42	74	0.72	4
3	CV	3.50	0.60	5	135.23	144.70	0.55	55	74	0.78	4
3	CV	3.50	0.60	6	132.83	150.16	0.65	62	71	0.81	4
3	CV	3.50	0.60	7	130.67	148.22	0.64	71	75	1.31	4
3	CV	3.50	0.60	8	127.87	144.13	0.63	76	73	0.96	4
3	CV	3.50	0.60	9	126.06	138.62	0.59	81	65	1.00	4
3	CV	3.50	0.60	10	124.02	130.34	0.50	86	72	0.55	4
5	CV	3.50	0.80	1	122.75	209.35	2.64	22	75	0.15	4
5	CV	3.50	0.80	2	130.78	204.77	2.06	24	76	0.12	4
5	CV	3.50	0.80	3	132.57	188.89	1.49	27	76	0.33	4
5	CV	3.50	0.80	4	134.06	174.48	1.07	42	77	0.77	4
5	CV	3.50	0.80	5	130.26	162.63	0.92	55	74	1.51	4
5	CV	3.50	0.80	6	125.65	152.55	0.83	62	72	1.44	4
5	CV	3.50	0.80	7	122.26	146.55	0.77	71	69	2.57	4
5	CV	3.50	0.80	8	120.01	140.76	0.73	76	69	3.08	4
5	CV	3.50	0.80	9	116.59	129.11	0.62	81	64	1.28	4
5	CV	3.50	0.80	10	114.88	118.84	0.53	86	70	1.37	4
4	CV	3.50	1.00	1	123.48	209.12	2.33	22	78	0.04	4
4	CV	3.50	1.00	2	131.93	186.77	1.31	24	74	0.16	4
4	CV	3.50	1.00	3	137.24	172.44	0.91	27	78	0.83	4
4	CV	3.50	1.00	4	140.31	166.96	0.80	42	74	1.00	4
4	CV	3.50	1.00	5	130.67	155.83	0.83	55	75	2.22	4
4	CV	3.50	1.00	6	126.88	147.87	0.72	62	71	1.76	4
4	CV	3.50	1.00	7	123.44	141.87	0.69	71	73	1.03	4
4	CV	3.50	1.00	8	120.11	131.54	0.59	76	70	2.82	4
4	CV	3.50	1.00	9	115.90	124.54	0.57	81	68	3.21	4
4	CV	3.50	1.00	10	100.31	114.35	0.40	86	72	3.48	4

YS Esfuerzo de cedencia al 0.02% de deformación

UTS Esfuerzo máximo a ruptura

TABLA B4. Propiedades mecánicas aleación 319 (testigo 3.0% de Cu y 0.3% de Mg) en CV.

Pieza No	Condición	Cu (%)	Mg (%)	Nivel	YS (Mpa)	UTS (Mpa)	Elongación (%)	EDS promedio	Dureza BHN	Porosidad (%)	Nivel de modificación
22	CV	3.00	0.30	1	114.63	205.47	3.21	22	70	0.21	4
22	CV	3.00	0.30	2	124.01	195.23	2.23	24	74	0.25	4
22	CV	3.00	0.30	3	126.70	185.61	1.76	27	74	0.54	4
22	CV	3.00	0.30	4	125.19	158.07	1.11	42	74	0.93	4
22	CV	3.00	0.30	5	126.65	166.82	1.13	55	67	1.14	4
22	CV	3.00	0.30	6	125.65	159.31	0.97	62	71	2.20	4
22	CV	3.00	0.30	7	123.94	151.51	0.84	71	76	1.46	4
22	CV	3.00	0.30	8	121.90	146.14	0.82	76	67	2.68	4
22	CV	3.00	0.30	9	118.22	135.12	0.68	81	72	0.29	4
22	CV	3.00	0.30	10	113.75	123.90	0.57	86	71	1.32	4

YS Esfuerzo de cedencia al 0.02% de deformación

UTS Esfuerzo máximo a ruptura

TABLA B5. Propiedades mecánicas aleación 2.0% de Cu y variaciones de Mg de 0.0 a 1.0% en TT.

Pieza No	Condición	Cu (%)	Mg (%)	Nivel	YS (Mpa)	UTS (Mpa)	Elongación (%)	EDS promedio	Dureza BHN	Porosidad (%)	Nivel de modificación
16	TT	2.00	0.00	1	131.40	226.30	7.33	22	80	0.28	4
16	TT	2.00	0.00	2	130.59	207.32	4.63	24	71	0.61	4
16	TT	2.00	0.00	3	130.76	194.60	3.84	27	71	1.27	4
16	TT	2.00	0.00	4	130.64	183.98	3.22	42	71	1.23	4
16	TT	2.00	0.00	5	130.15	169.26	2.59	55	66	1.80	4
16	TT	2.00	0.00	6	130.06	159.20	2.08	62	65	1.07	4
16	TT	2.00	0.00	7	129.37	151.38	1.95	71	62	0.83	4
16	TT	2.00	0.00	8	128.95	148.25	1.91	76	61	0.47	4
16	TT	2.00	0.00	9	127.90	140.62	1.73	81	61	1.41	4
16	TT	2.00	0.00	10	125.29	129.43	1.47	86	58	4.24	4
19	TT	2.00	0.15	1	152.08	254.37	5.17	22	83	0.02	4
19	TT	2.00	0.15	2	148.03	239.17	3.66	24	77	0.01	4
19	TT	2.00	0.15	3	147.39	232.33	3.15	27	82	0.28	4
19	TT	2.00	0.15	4	143.82	212.61	2.20	42	77	0.33	4
19	TT	2.00	0.15	5	140.40	198.07	1.81	55	73	0.22	4
19	TT	2.00	0.15	6	138.27	186.53	1.46	62	72	0.24	4
19	TT	2.00	0.15	7	139.62	179.31	1.24	71	73	0.61	4
19	TT	2.00	0.15	8	140.05	171.85	0.97	76	70	0.20	4
19	TT	2.00	0.15	9	136.17	161.12	0.80	81	72	1.05	4
19	TT	2.00	0.15	10	130.40	145.97	0.63	86	69	0.24	4
13	TT	2.00	0.30	1	198.94	284.81	3.76	22	95	0.03	4
13	TT	2.00	0.30	2	189.57	266.95	2.90	24	93	0.08	4
13	TT	2.00	0.30	3	194.00	249.75	1.72	27	91	0.21	4
13	TT	2.00	0.30	4	190.51	233.87	1.36	42	92	0.23	4
13	TT	2.00	0.30	5	184.01	218.29	1.16	55	91	1.48	4
13	TT	2.00	0.30	6	180.28	204.37	0.86	62	87	0.68	4
13	TT	2.00	0.30	7	176.23	194.62	0.74	71	90	2.02	4
13	TT	2.00	0.30	8	175.82	188.56	0.64	76	87	1.05	4
13	TT	2.00	0.30	9	170.94	179.74	0.54	81	80	0.59	4
13	TT	2.00	0.30	10	160.25	164.46	0.45	86	72	3.08	4
6	TT	2.00	0.45	1	193.79	277.20	3.29	22	92	0.03	4
6	TT	2.00	0.45	2	188.19	254.88	1.99	24	93	0.06	4
6	TT	2.00	0.45	3	190.26	244.42	1.62	27	92	0.26	4
6	TT	2.00	0.45	4	190.43	222.24	0.97	42	88	1.04	4
6	TT	2.00	0.45	5	190.30	209.45	0.71	55	88	1.13	4
6	TT	2.00	0.45	6	191.13	201.80	0.55	62	89	0.75	4
6	TT	2.00	0.45	7	189.57	195.34	0.49	71	84	1.32	4
6	TT	2.00	0.45	8	185.15	188.09	0.44	76	81	1.55	4
6	TT	2.00	0.45	9	176.90	180.18	0.42	81	82	0.43	4
6	TT	2.00	0.45	10	**	90.70	0.18	86	82	11.20	4

YS Esfuerzo de cedencia al 0.02% de deformación

UTS Esfuerzo máximo a ruptura

Pieza No	Condición	Cu (%)	Mg (%)	Nivel	YS (Mpa)	UTS (Mpa)	Elongación (%)	EDS promedio	Dureza BHN	Porosidad (%)	Nivel de modificación
8	TT	2.00	0.60	1	200.61	272.77	2.49	22	95	0.02	4
8	TT	2.00	0.60	2	186.42	258.87	2.45	24	94	0.01	4
8	TT	2.00	0.60	3	197.60	255.95	1.91	27	94	0.10	4
8	TT	2.00	0.60	4	197.98	232.57	1.12	42	96	0.16	4
8	TT	2.00	0.60	5	197.35	219.43	0.85	55	93	0.62	4
8	TT	2.00	0.60	6	195.90	210.79	0.72	62	92	0.54	4
8	TT	2.00	0.60	7	194.29	202.86	0.61	71	93	0.60	4
8	TT	2.00	0.60	8	192.43	196.30	0.54	76	86	2.00	4
8	TT	2.00	0.60	9	183.75	187.38	0.48	81	90	1.68	4
8	TT	2.00	0.60	10	**	133.36	0.35	86	79	1.80	4
9	TT	2.00	0.80	1	214.16	303.59	2.67	22	95	0.02	4
9	TT	2.00	0.80	2	187.40	256.13	2.16	24	87	0.01	4
9	TT	2.00	0.80	3	196.31	249.45	1.63	27	90	0.10	4
9	TT	2.00	0.80	4	197.53	229.08	0.97	42	95	0.16	4
9	TT	2.00	0.80	5	197.21	215.99	0.71	55	89	0.62	4
9	TT	2.00	0.80	6	197.62	208.41	0.57	62	93	0.54	4
9	TT	2.00	0.80	7	198.29	202.85	0.48	71	92	0.60	4
9	TT	2.00	0.80	8	194.14	196.68	0.44	76	88	2.00	4
9	TT	2.00	0.80	9	159.53	187.73	0.38	81	82	1.68	4
9	TT	2.00	0.80	10	112.07	130.47	0.21	86	86	1.80	4
7	TT	2.00	1.00	1	200.09	271.10	2.41	22	92	0.01	4
7	TT	2.00	1.00	2	193.61	249.42	1.58	24	95	0.03	4
7	TT	2.00	1.00	3	195.44	233.72	1.03	27	91	0.12	4
7	TT	2.00	1.00	4	198.52	219.07	0.69	42	85	0.33	4
7	TT	2.00	1.00	5	198.68	207.93	0.54	55	89	0.75	4
7	TT	2.00	1.00	6	193.88	199.04	0.41	62	85	0.93	4
7	TT	2.00	1.00	7	150.52	193.39	0.36	71	93	1.72	4
7	TT	2.00	1.00	8	133.56	187.75	0.34	76	94	0.76	4
7	TT	2.00	1.00	9	**	178.75	0.31	81	94	1.56	4
7	TT	2.00	1.00	10	**	170.77	0.27	86	72	0.62	4

YS Esfuerzo de cedencia al 0.02% de deformación

** No muestra cedencia

UTS Esfuerzo máximo a ruptura

TABLA B6. Resultados completos de propiedades mecánicas aleación 2.8% de Cu y variaciones de Mg de 0.0 a 1.0% en TT.

Pieza No	Condición	Cu (%)	Mg (%)	Nivel	YS (Mpa)	UTS (Mpa)	Elongación (%)	EDS promedio	Dureza BHN	Porosidad (%)	Nivel de modificación
17	TT	2.80	0.00	1	131.70	245.48	3.82	22	74	0.26	4
17	TT	2.80	0.00	2	130.44	238.20	3.53	24	74	0.42	4
17	TT	2.80	0.00	3	126.84	227.86	3.21	27	81	0.55	4
17	TT	2.80	0.00	4	123.99	207.35	2.38	42	75	0.87	4
17	TT	2.80	0.00	5	119.07	184.21	1.83	55	73	1.38	4
17	TT	2.80	0.00	6	117.50	174.23	1.60	62	72	2.16	4
17	TT	2.80	0.00	7	116.02	163.78	1.31	71	70	1.43	4
17	TT	2.80	0.00	8	115.56	157.35	1.18	76	68	2.03	4
17	TT	2.80	0.00	9	114.02	150.31	1.00	81	68	1.54	4
17	TT	2.80	0.00	10	108.81	142.59	0.99	86	66	1.51	4
20	TT	2.80	0.15	1	193.65	295.16	4.19	22	94	0.05	4
20	TT	2.80	0.15	2	180.43	274.03	3.37	24	84	0.22	4
20	TT	2.80	0.15	3	187.03	259.00	2.28	27	92	0.48	4
20	TT	2.80	0.15	4	174.89	234.06	1.73	42	91	0.47	4
20	TT	2.80	0.15	5	164.62	198.73	1.06	55	87	0.51	4
20	TT	2.80	0.15	6	166.87	210.11	1.29	62	87	0.55	4
20	TT	2.80	0.15	7	155.06	173.54	0.71	71	80	1.40	4
20	TT	2.80	0.15	8	155.42	175.52	0.79	76	69	1.33	4
20	TT	2.80	0.15	9	159.81	183.02	0.84	81	85	0.74	4
20	TT	2.80	0.15	10	158.75	184.62	0.86	86	84	2.83	4
14	TT	2.80	0.30	1	220.33	304.28	2.87	22	100	0.02	4
14	TT	2.80	0.30	2	202.08	280.94	2.60	24	100	0.46	4
14	TT	2.80	0.30	3	210.41	273.58	1.77	27	102	0.55	4
14	TT	2.80	0.30	4	198.87	239.70	1.18	42	99	0.56	4
14	TT	2.80	0.30	5	197.65	223.42	0.87	55	96	0.50	4
14	TT	2.80	0.30	6	196.21	212.81	0.71	62	97	1.97	4
14	TT	2.80	0.30	7	193.61	204.90	0.60	71	88	1.20	4
14	TT	2.80	0.30	8	189.21	197.82	0.56	76	87	1.55	4
14	TT	2.80	0.30	9	181.71	187.04	0.52	81	92	1.60	4
14	TT	2.80	0.30	10	112.33	142.95	0.25	86	87	8.13	4
15	TT	2.80	0.45	1	216.55	293.21	2.47	22	103	0.02	4
15	TT	2.80	0.45	2	205.93	273.51	2.05	24	102	0.46	4
15	TT	2.80	0.45	3	213.16	273.20	1.94	27	102	0.55	4
15	TT	2.80	0.45	4	208.70	240.59	1.04	42	100	0.56	4
15	TT	2.80	0.45	5	204.58	228.18	0.87	55	95	0.50	4
15	TT	2.80	0.45	6	201.88	216.41	0.68	62	96	1.97	4
15	TT	2.80	0.45	7	197.90	207.96	0.62	71	92	1.20	4
15	TT	2.80	0.45	8	192.09	199.61	0.57	76	89	1.55	4
15	TT	2.80	0.45	9	188.69	194.33	0.54	81	89	1.60	4
15	TT	2.80	0.45	10	166.55	182.04	0.44	86	94	8.13	4

YS Esfuerzo de cedencia al 0.02% de deformación

UTS Esfuerzo máximo a ruptura

Pieza No	Condición	Cu (%)	Mg (%)	Nivel	YS (Mpa)	UTS (Mpa)	Elongación (%)	EDS promedio	Dureza BHN	Porosidad (%)	Nivel de modificación
10	TT	2.80	0.60	1	208.53	290.07	2.51	22	99	0.00	4
10	TT	2.80	0.60	2	201.15	265.43	1.69	24	93	0.03	4
10	TT	2.80	0.60	3	208.83	267.42	1.69	27	93	0.07	4
10	TT	2.80	0.60	4	203.74	244.13	1.09	42	98	0.27	4
10	TT	2.80	0.60	5	202.69	226.22	0.77	55	101	0.53	4
10	TT	2.80	0.60	6	201.44	218.01	0.63	62	96	0.66	4
10	TT	2.80	0.60	7	201.38	209.22	0.52	71	91	1.00	4
10	TT	2.80	0.60	8	198.21	203.59	0.48	76	92	0.74	4
10	TT	2.80	0.60	9	193.31	196.74	0.45	81	93	0.43	4
10	TT	2.80	0.60	10	170.17	161.43	0.29	86	86	1.11	4
11	TT	2.80	0.80	1	204.56	281.68	2.15	22	103	0.02	4
11	TT	2.80	0.80	2	199.77	262.10	1.61	24	102	0.02	4
11	TT	2.80	0.80	3	203.99	261.40	1.53	27	102	0.04	4
11	TT	2.80	0.80	4	206.93	244.55	1.04	42	95	0.64	4
11	TT	2.80	0.80	5	199.56	222.77	0.75	55	96	0.24	4
11	TT	2.80	0.80	6	196.73	208.90	0.56	62	96	0.71	4
11	TT	2.80	0.80	7	198.90	205.64	0.51	71	99	0.46	4
11	TT	2.80	0.80	8	197.75	203.47	0.49	76	98	1.21	4
11	TT	2.80	0.80	9	189.32	193.24	0.42	81	86	0.60	4
11	TT	2.80	0.80	10	158.97	167.93	0.34	86	86	0.51	4
12	TT	2.80	1.00	1	215.03	286.80	2.06	22	101	0.00	4
12	TT	2.80	1.00	2	200.66	257.58	1.44	24	99	0.00	4
12	TT	2.80	1.00	3	207.01	257.13	1.36	27	106	0.09	4
12	TT	2.80	1.00	4	206.61	229.79	0.76	42	93	0.32	4
12	TT	2.80	1.00	5	204.35	216.43	0.60	55	90	0.34	4
12	TT	2.80	1.00	6	202.36	207.64	0.51	62	97	0.99	4
12	TT	2.80	1.00	7	198.84	201.95	0.46	71	94	0.91	4
12	TT	2.80	1.00	8	176.87	195.43	0.42	76	94	0.67	4
12	TT	2.80	1.00	9	135.34	185.69	0.36	81	86	1.39	4
12	TT	2.80	1.00	10	121.55	155.37	0.26	86	75	2.28	4

YS Esfuerzo de cedencia al 0.02% de deformación

UTS Esfuerzo máximo a ruptura

TABLA B7. Resultados completos de propiedades mecánicas aleación 3.5% de Cu y variaciones de Mg de 0.0 a 1.0% en TT

Pieza No	Condición	Cu (%)	Mg (%)	Nivel	YS (Mpa)	UTS (Mpa)	Elongación (%)	EDS promedio	Dureza BHN	Porosidad (%)	Nivel de modificación
18	TT	3.50	0.00	1	155.76	259.44	15.93	22	90	1.10	4
18	TT	3.50	0.00	2	148.04	253.80	16.12	24	87	1.01	4
18	TT	3.50	0.00	3	145.09	233.59	14.09	27	84	0.98	4
18	TT	3.50	0.00	4	142.89	215.63	12.50	42	82	0.91	4
18	TT	3.50	0.00	5	141.73	203.56	11.66	55	79	2.03	4
18	TT	3.50	0.00	6	142.41	189.18	10.63	62	72	1.48	4
18	TT	3.50	0.00	7	139.46	179.85	10.17	71	73	1.83	4
18	TT	3.50	0.00	8	136.35	171.83	9.66	76	76	1.24	4
18	TT	3.50	0.00	9	135.53	161.98	9.13	81	69	3.82	4
18	TT	3.50	0.00	10	133.21	152.44	8.63	86	60	1.04	4
21	TT	3.50	0.15	1	248.14	309.65	16.83	22	95	0.14	4
21	TT	3.50	0.15	2	234.73	269.76	13.36	24	95	0.83	4
21	TT	3.50	0.15	3	240.37	262.64	12.58	27	94	0.73	4
21	TT	3.50	0.15	4	227.93	238.04	11.31	42	97	1.29	4
21	TT	3.50	0.15	5	219.00	223.93	10.55	55	89	1.70	4
21	TT	3.50	0.15	6	212.67	214.24	9.97	62	93	1.69	4
21	TT	3.50	0.15	7	201.77	202.38	9.43	71	86	0.99	4
21	TT	3.50	0.15	8	191.25	192.76	8.96	76	81	2.50	4
21	TT	3.50	0.15	9	182.23	183.75	8.60	81	82	0.96	4
21	TT	3.50	0.15	10	165.91	168.14	7.95	86	80	2.38	4
1	TT	3.50	0.30	1	261.04	309.79	15.42	22	101	0.03	4
1	TT	3.50	0.30	2	245.92	296.98	15.32	24	100	0.03	4
1	TT	3.50	0.30	3	243.35	271.47	13.23	27	98	0.32	4
1	TT	3.50	0.30	4	241.01	252.89	11.93	42	100	0.56	4
1	TT	3.50	0.30	5	220.24	222.88	10.32	55	95	0.75	4
1	TT	3.50	0.30	6	190.52	195.73	8.77	62	94	0.71	4
1	TT	3.50	0.30	7	192.32	193.93	9.02	71	88	0.25	4
1	TT	3.50	0.30	8	188.43	189.40	8.91	76	90	0.42	4
1	TT	3.50	0.30	9	178.87	180.61	8.56	81	85	1.21	4
1	TT	3.50	0.30	10	159.78	162.57	7.74	86	81	0.87	4
2	TT	3.50	0.45	1	228.82	302.54	2.12	22	93	0.07	4
2	TT	3.50	0.45	2	220.00	298.97	2.34	24	99	0.08	4
2	TT	3.50	0.45	3	217.97	279.25	1.66	27	105	0.18	4
2	TT	3.50	0.45	4	215.78	246.41	0.99	42	101	0.62	4
2	TT	3.50	0.45	5	201.51	205.05	0.47	55	92	0.89	4
2	TT	3.50	0.45	6	198.35	208.34	0.57	62	96	0.50	4
2	TT	3.50	0.45	7	189.53	201.41	0.56	71	93	0.66	4
2	TT	3.50	0.45	8	183.58	194.59	0.57	76	90	0.93	4
2	TT	3.50	0.45	9	178.68	185.32	0.51	81	88	0.92	4
2	TT	3.50	0.45	10	134.65	149.03	0.33	86	86	2.80	4

YS Esfuerzo de cedencia al 0.02% de deformación

UTS Esfuerzo máximo a ruptura

Pieza No	Condición	Cu (%)	Mg (%)	Nivel	YS (Mpa)	UTS (Mpa)	Elongación (%)	EDS promedio	Dureza BHN	Porosidad (%)	Nivel de modificación
3	TT	3.50	0.60	1	237.15	310.84	2.16	22	107	0.08	4
3	TT	3.50	0.60	2	212.62	283.72	1.85	24	101	0.24	4
3	TT	3.50	0.60	3	213.99	266.51	1.31	27	100	0.46	4
3	TT	3.50	0.60	4	176.73	203.12	0.62	42	83	1.44	4
3	TT	3.50	0.60	5	201.42	211.87	0.50	55	95	1.58	4
3	TT	3.50	0.60	6	198.44	209.89	0.56	62	95	0.87	4
3	TT	3.50	0.60	7	192.05	202.49	0.56	71	94	1.09	4
3	TT	3.50	0.60	8	184.93	192.23	0.52	76	83	1.14	4
3	TT	3.50	0.60	9	181.19	184.13	0.47	81	83	0.92	4
3	TT	3.50	0.60	10	183.75	190.16	0.51	86	83	1.99	4
5	TT	3.50	0.80	1	234.90	308.62	2.12	22	110	0.04	4
5	TT	3.50	0.80	2	211.09	283.23	1.86	24	103	0.41	4
5	TT	3.50	0.80	3	217.56	263.33	1.23	27	104	0.68	4
5	TT	3.50	0.80	4	208.89	234.69	0.81	42	97	1.33	4
5	TT	3.50	0.80	5	205.86	219.69	0.63	55	96	0.40	4
5	TT	3.50	0.80	6	205.31	211.77	0.55	62	96	1.62	4
5	TT	3.50	0.80	7	196.38	202.88	0.52	71	94	2.42	4
5	TT	3.50	0.80	8	183.68	195.51	0.47	76	97	2.80	4
5	TT	3.50	0.80	9	170.06	186.00	0.42	81	90	2.51	4
5	TT	3.50	0.80	10	124.81	172.62	0.37	86	87	2.94	4
4	TT	3.50	1.00	1	225.69	281.06	1.21	22	104	1.58	4
4	TT	3.50	1.00	2	215.27	253.23	1.02	24	109	3.52	4
4	TT	3.50	1.00	3	209.75	242.14	0.89	27	101	1.64	4
4	TT	3.50	1.00	4	216.71	231.37	0.66	42	95	4.75	4
4	TT	3.50	1.00	5	213.19	217.81	0.53	55	93	6.74	4
4	TT	3.50	1.00	6	183.02	206.88	0.45	62	88	0.67	4
4	TT	3.50	1.00	7	142.50	193.72	0.39	71	85	1.44	4
4	TT	3.50	1.00	8	125.47	185.05	0.37	76	89	3.76	4
4	TT	3.50	1.00	9	118.94	175.62	0.35	81	89	1.80	4
4	TT	3.50	1.00	10	113.61	117.50	0.28	86	89	12.05	4

YS Esfuerzo de cedencia al 0.02% de deformación

UTS Esfuerzo máximo a ruptura

TABLA B8. Resultados completos de propiedades mecánicas aleación 319 (testigo 3.0% de Cu y 0.3% de Mg) en TT

Pieza No	Condición	Cu (%)	Mg (%)	Nivel	YS (Mpa)	UTS (Mpa)	Elongación (%)	EDS promedio	Dureza BHN	Porosidad (%)	Nivel de modificación
22	TT	3.00	0.30	1	223.07	301.07	2.32	22	106	0.17	4
22	TT	3.00	0.30	2	212.66	271.02	1.53	24	103	0.39	4
22	TT	3.00	0.30	3	209.76	257.00	1.26	27	95	0.62	4
22	TT	3.00	0.30	4	203.51	232.61	0.84	42	96	1.26	4
22	TT	3.00	0.30	5	196.61	224.84	0.88	55	91	0.68	4
22	TT	3.00	0.30	6	192.21	210.43	0.72	62	87	1.58	4
22	TT	3.00	0.30	7	190.22	198.70	0.55	71	88	3.52	4
22	TT	3.00	0.30	8	182.08	189.66	0.50	76	85	1.64	4
22	TT	3.00	0.30	9	174.57	179.84	0.50	81	76	4.75	4
22	TT	3.00	0.30	10	152.60	161.57	0.41	86	66	6.74	4

YS Esfuerzo de cedencia al 0.02% de deformación

UTS Esfuerzo máximo a ruptura

APENDICE C

Modelo lineal general

Factor	Tipo	Niveles	Valores
Condición	fijo	2	CV, TT
Cu (%)	fijo	3	2.0, 2.8, 3.5
Mg (%)	fijo	7	0.00, 0.15, 0.30, 0.45, 0.60, 0.80, 1.00
EDS Promedio	fijo	10	22, 24, 27, 42, 55, 62, 71, 76, 81, 86

Análisis de varianza para Esfuerzo Máximo (Mpa), utilizando SC ajustada para pruebas

Fuente	GL	SC Sec.	SC Ajust.	CM Ajust.	F	P
Condición	1	266252	259307	259307	1667.46	0.000
Cu (%)	2	4035	5603	2801	18.01	0.000
Mg (%)	6	29608	27340	4557	29.30	0.000
EDS Promedio	9	465320	465320	51702	332.47	0.000
Error	393	61115	61115	156		
Total	411	826330				

S = 12.4704 R-cuad. = 92.60% R-cuad.(ajustado) = 92.27%

Análisis de varianza para Esfuerzo de cedencia (Mpa), utilizando SC ajustada para pruebas

Fuente	GL	SC Sec.	SC Ajust.	CM Ajust.	F	P
Condición	1	415038	408405	408405	1489.98	0.000
Cu (%)	2	20623	21608	10804	39.42	0.000
Mg (%)	6	78932	77260	12877	46.98	0.000
EDS Promedio	9	39475	39475	4386	16.00	0.000
Error	393	107721	107721	274		
Total	411	661790				

S = 16.5560 R-cuad. = 83.72% R-cuad.(ajustado) = 82.98%

Análisis de varianza para Elongación (%), utilizando SC ajustada para pruebas

Fuente	GL	SC Sec.	SC Ajust.	CM Ajust.	F	P
Condición	1	104.421	96.826	96.826	19.72	0.000
Cu (%)	2	270.209	276.722	138.361	28.18	0.000
Mg (%)	6	593.036	595.054	99.176	20.20	0.000
EDS Promedio	9	449.861	449.861	49.985	10.18	0.000
Error	393	1929.347	1929.347	4.909		
Total	411	3346.874				

S = 2.21569 R-cuad. = 42.35% R-cuad.(ajustado) = 39.71%

Análisis de varianza para Dureza BHN, utilizando SC ajustada para pruebas