



UNIVERSIDAD NACIONAL AUTÓNOMA DE MÉXICO

FACULTAD DE QUÍMICA

**EFFECTO DEL TIEMPO DE SOLUCIÓN Y
ENVEJECIMIENTO EN UNA ALEACIÓN COMERCIAL DE
ALUMINIO 319 CON Y SIN MODIFICACIÓN**

**QUE PARA OBTENER EL TÍTULO DE
INGENIERO QUÍMICO METALÚRGICO**

PRESENTA

KEVIN LEÓN LAZCANO



CIUDAD DE MÉXICO

AÑO 2022



Universidad Nacional
Autónoma de México

Dirección General de Bibliotecas de la UNAM

Biblioteca Central



UNAM – Dirección General de Bibliotecas
Tesis Digitales
Restricciones de uso

DERECHOS RESERVADOS ©
PROHIBIDA SU REPRODUCCIÓN TOTAL O PARCIAL

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

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

JURADO ASIGNADO:

PRESIDENTE: Profesor: SERGIO GARCIA GALAN

VOCAL: Profesor: BALBINA OJEDA RAMIREZ

SECRETARIO: Profesor: AGUSTIN GERARDO RUIZ TAMAYO

1er. SUPLENTE: Profesor: SANCHEZ SANTIAGO ARTURO ALEJANDRO

2° SUPLENTE: Profesor: EUSEBIO CANDIDO ATLATENCO TLAPANCO

**SITIO DONDE SE DESARROLLÓ EL TEMA: LABORATORIOS 003, 004 Y 008
TALLERES PESADOS, EDIFICIO "D", FACULTAD DE QUÍMICA.**

ASESOR DEL TEMA:

M. en I. AGUSTIN GERARDO RUIZ TAMAYO

SUPERVISOR TÉCNICO:

M. en M. EUSEBIO CANDIDO ATLATENCO TLAPANCO

SUSTENTANTE (S):

LEON LAZCANO KEVIN

AGRADECIMIENTOS

- A mis padres, Arturo y Emilia. Por ser los pilares de mi formación tanto profesional como moral. Por ser las personas que más admiro y mi principal motivación para seguir adelante. Este trabajo es para ustedes.
- A mi hermano, Eric. Por ser mi mejor amigo y siempre ser sincero cuando más lo necesito. Gracias por ser un ejemplo para mí.
- A mi abuelo Albino, que desde su partida siempre estará en mi corazón para nunca rendirme ante cualquier adversidad.
- A mi abuela Chelo y abuelos Oli y Liborio, por siempre estar al pendiente de mi formación y ser un ejemplo de vida.
- A Ana Paola, por amarme incondicionalmente y hacerme feliz durante todos estos años, por confiar siempre en mí aun cuando yo no lo haga, levantarme cuando más lo necesité y por siempre estar ahí. Te amo.
- A mis tíos, Noé, Judith, Manuel y Maricela, así como mi prima Carolina. Por haber ayudado a mi familia en un momento tan grave como lo fue la pandemia, siempre estaré endeudado con ustedes, nunca podré agradecerles lo suficiente.
- A mis primos, por ser tan unidos y siempre poder apoyarnos unos de otros en momento difíciles.
- A mis amigos de la carrera y de la Facultad de Química, por todos los buenos momentos, experiencias y charlas que tuvimos. Que la amistad formada no se acabe nunca.
- A mi alma mater, la UNAM, por brindarme la preparación profesional y todo el apoyo de instalaciones para poder forjarme como IQM.
- A mi asesor de tesis, el M. en I. Agustín G., por su tiempo, enseñanza, compromiso, apoyo académico y por darme la confianza de trabajar con usted.

ÍNDICE GENERAL

1. INTRODUCCIÓN.....	1
2. FUNDAMENTOS TEÓRICOS.....	2
2.1 Clasificación de las aleaciones coladas base aluminio para fundición.....	2
2.2 Efecto de los elementos aleantes en las aleaciones base Aluminio.....	4
2.2.1 Modificación en aleaciones de Aluminio.....	6
2.3 Aleación comercial A319: composición química, aplicaciones e importancia en la industria automotriz.....	10
2.4 Tratamientos térmicos en aleaciones base aluminio y su clasificación.....	14
2.5 Tratamiento T6 para una aleación A319.....	17
2.5.1 Tratamiento de Solución.....	18
2.5.2 Enfriamiento rápido o Temple.....	21
2.5.3 Envejecimiento Artificial.....	25
3. ESTADO DEL ARTE.....	30
3.1 Tratamiento de solución de 2 etapas en una aleación 319 moldeo en verde.....	30
3.2 Tiempo y temperatura óptimos del tratamiento de solución y envejecimiento en una aleación de aluminio 319 moldeo en verde.....	34
4. HIPÓTESIS	40
5. OBJETIVOS	40
6. METODOLOGÍA EXPERIMENTAL	41
7. RESULTADOS Y ANÁLISIS.....	46
7.1 Análisis Químico.....	46
7.2 Análisis Térmico	48
7.3 Análisis Metalográfico.....	54
7.4 Propiedades Mecánicas	61
7.4.1 Tensión	61
7.4.2 Impacto	64
7.4.3 Dureza	67

8. CONCLUSIONES.....	71
9. BIBLIOGRAFÍA	73
ANEXO I. CÁLCULO DEL SISTEMA DE COLADA	76
1. Bajada	78
2. Corredores.....	79
3. Entradas	80
4. Accesorios	81
5. Sistema de Colada Final	81
ANEXO II. PRUEBAS DE ARENA	83
ANEXO III: PATRONES COMPARATIVOS DE NIVELES DE MODIFICACIÓN CON ESTRONCIO PARA ALEACIONES DE Al-Si.	84

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 1. Aleación de Al-Si (A 319) sin modificar y después de la modificación con Sr. ^[1]	7
Figura 2. Morfología del Si eutéctico a) sin modificar, b) estructura poco modificada, c) estructura bien modificada y d) estructura sobre modificada. ^[4]	8
Figura 3. Aleación A356 modificada con estroncio (0.04%) a diferentes tiempos del tratamiento de solución: a) de colada, b) 1hr, c) 2hr, d) 4hr, e) 8hr y f) 12hr. ^[5]	10
Figura 4. Monoblock y cabeza de motor.	12
Figura 5. Microestructura de una aleación A319.	12
Figura 6. Ruta de solidificación de una aleación A319 junto con fases presentes durante las reacciones de solidificación. ^[9]	13
Figura 7. Rangos de Temperatura para diferentes tratamientos térmicos con el diagrama Al-Cu sobre puesto (a) aleación 2025 y (b) aleación 2219 de aluminio correspondientemente. ^[2]	17
Figura 8. Diagrama que representa el proceso del endurecimiento por precipitación.	17
Figura 9. Cambios morfológicos del silicio ante un T6 modificado y sin modificación. ^[1]	20
Figura 10. Metalografía dónde se muestra la “fusión incipiente” de una aleación base aluminio 2XXX. ^[13]	21
Figura 11. Curvas de enfriamiento de distintos medios de temple para una aleación A6082. ^[13]	23
Figura 12. Propiedades de tensión y %elongación a lo largo de una probeta A356 a distintas temperaturas de temple y un envejecimiento a 155 °C con espesor de 0.75 in. ^[13]	24
Figura 13. Diagrama de fases de una aleación Al-Cu que muestra los tres pasos del tratamiento térmico de endurecimiento por envejecimiento y las microestructuras que se producen. ^[15]	25
Figura 14. Comparación de un precipitado no coherente a la matriz (a), y uno coherente con la misma (b). ^[15]	28
Figura 15. Relación entre los distintos precipitados y la dureza en una aleación Al-4Cu. ^[11]	29
Figura 16. Comparación de durezas con las distintas temperaturas del tratamiento de solución a dos etapas, antes y después del envejecido. ^[18]	32
Figura 17. Comparación de propiedades mecánicas en las diferentes condiciones del tratamiento de solución, antes y después del envejecido ^[18]	33
Figura 18. Comparación de dureza Brinell y Vickers en las diferentes condiciones del T6 variando tiempos de tratamiento. ^[19]	35
Figura 19. Comparación de resistencia a la tracción en las diferentes condiciones de T6 variando tiempos de tratamiento. ^[19]	35
Figura 20. Valores de UTS respecto al tiempo del tratamiento de solución para una aleación 319 en molde permanente. ^[20]	37
Figura 21. Metalografía del tratamiento de solución de 24 horas a a)480 b)505 c)515 y d)540 °C. ^[20]	37

Figura 22. Resistencia a la tensión a distintas temperaturas de envejecimiento artificial a una pieza automotriz A319 de molde permanente. ^[21]	38
Figura 23. Placa modelo realizada para la pieza.	41
Figura 24. Molde adaptado para la prueba de análisis térmico de la aleación A319 y placas obtenidas de la aleación A319.	41
Figura 25. Representación de la división de placas para la posterior realización de probetas de tensión y ensayo de impacto. La placa no se coló de manera vertical, esta figura solo es representativa.	42
Figura 26. Mediasdas [mm] de las probetas de a) probetas de tensión y b) probetas ensayo de impacto. ^{[22], [23]}	43
Figura 27. Mufla utilizada para los tratamientos térmicos.	43
Figura 28. Durómetro Brinell.	44
Figura 29. Representación de la placa (en vertical) y los puntos donde se colocaron los termopares para el estudio térmico de la aleación A319.	48
Figura 30. Curva de enfriamiento y su derivada (línea punteada), del centro geométrico de la placa A319 sin modificación.	49
Figura 31. Curva de enfriamiento y su derivada (línea punteada), de la orilla de la placa A319 sin modificación.	50
Figura 32. Curva de enfriamiento y su derivada (línea punteada), del centro geométrico de la placa A319 con modificación (0.0319%Sr).	51
Figura 33. Curva de enfriamiento y su derivada (línea punteada), de la orilla de la placa A319 con modificación (0.0319%Sr).	52
Figura 34. Vista superior de las placas fabricadas y su sistema de colada.	53
Figura 35. Metalografía de la probeta de impacto sin modificación y sin tratamiento térmico (250X).	54
Figura 36. Metalografía de la probeta con un tratamiento de 6 horas de solución y 3 horas de envejecido, sin modificación. a) 250X b) 1000X.	55
Figura 37. Metalografía de la probeta con un tratamiento de 6 horas de solución y 5 horas de envejecido, sin modificación. a) 250X b) 1000X.	55
Figura 38. Metalografía de la probeta con un tratamiento de 10 horas de solución y 3 horas de envejecido, sin modificación. a) 250X b) 1000X.	56
Figura 39. Metalografía de la probeta con un tratamiento de 10 horas de solución y 5 horas de envejecido, sin modificación. a) 250X b) 1000X.	57
Figura 40. Metalografía de la probeta sin tratamiento térmico y con modificación (0.032%Sr). 250X.	57
Figura 41. Metalografía de la probeta con un tratamiento de 6 horas de solución y 3 horas de envejecido, con modificación (0.032%Sr). a) 250X b) 1000X.	58

Figura 42. Metalografía de la probeta con un tratamiento de 6 horas de solución y 5 horas de envejecido, con modificación (0.032%Sr). a) 250X b) 1000X.....	58
Figura 43. Metalografía de la probeta con un tratamiento de 10 horas de solución y 3 horas de envejecido, con modificación (0.032%Sr). a) 250X b) 1000X.....	59
Figura 44. Metalografía de la probeta con un tratamiento de 10 horas de solución y 3 horas de envejecido, con modificación (0.032%Sr). a) 250X b) 1000X.....	60
Figura 45. Comparación de UTS a distintos tiempos de tratamiento (solución-envejecimiento) para una aleación A319 con y sin modificación.	63
Figura 46. Comparación de la energía absorbida de una aleación A319, con y sin modificación a distintos tiempos de tratamiento T6.	67
Figura 47. Comparación de valores de dureza Brinell de la aleación A319 con y sin modificación.	69
Figura 48. Sistema de colada simulado en INVENTOR.	81
Figura 49. Vista frontal del sistema de colada.	82
Figura 50. Vista superior del sistema de colada.	82
Figura 51. Determinación del punto temper de la mezcla de arena.	83
Figura 52. Patrón comparativo de modificación con estroncio para aleaciones Al-Si. (Parte I)	84
Figura 53. Patrón comparativo de modificación con estroncio para aleaciones Al-Si. (Parte II)	85

ÍNDICE DE TABLAS

Tabla 1. Solubilidad máxima en estado sólido de elementos en el Aluminio.	3
Tabla 2. Designación de aleaciones de aluminio para forja y fundición	4
Tabla 3. Composición nominal de una aleación A319.	11
Tabla 4. Propiedades mecánicas de la aleación A319 sin tratamiento.	11
Tabla 5. Reacciones presentes en la solidificación de una aleación de aluminio A319 ^[8]	13
Tabla 6. Nomenclatura de aluminios dependiendo del tratamiento térmico aplicado.	15
Tabla 7. Diferentes tipos de endurecimiento por envejecimiento.	15
Tabla 8. Temperaturas del tratamiento de solución para distintas aleaciones base aluminio de fundición. ^[12]	18
Tabla 9. Tiempos del tratamiento de solución para distintas aleaciones base aluminio de fundición. ^[12]	19
Tabla 10. Efecto de la temperatura del agua en la velocidad de enfriamiento. ^[14]	23
Tabla 11. Condiciones de experimentación en la investigación de Sokolowski ^[18]	31
Tabla 12. Parámetros de experimentación de Jerry H. Sokolowski y col. ^[20]	34
Tabla 13. Nomenclatura de las placas fabricadas de la aleación A319.	42
Tabla 14. Esquematización de los experimentos realizados.	45
Tabla 15. Composición química nominal de una aleación A319.	46
Tabla 16. Composición química de la aleación experimental sin modificación A319.	46
Tabla 17. Composición química de la placa 1 modificada con estroncio.	47
Tabla 18. Composición química de la placa 2 modificada con estroncio.	47
Tabla 19. Temperaturas de nucleación, eutéctico y fase Al ₂ Cu en las placas sin modificación y con modificación.	53
Tabla 20. Pruebas de tensión, aleación A319 sin modificación.	61
Tabla 21. Pruebas de tensión, aleación A319 con modificación.	62
Tabla 22. Resistencia al impacto para probetas no modificadas de una aleación A319.	64
Tabla 23. Resistencia al impacto para probetas modificadas de una aleación A319.	65
Tabla 24. Dureza de pruebas sin modificación de la aleación A319.	68
Tabla 25. Dureza de pruebas con modificación de la aleación A319.	68
Tabla 26. Propiedades mecánicas de la mezcla de arena a distintas humedades.	83

1. INTRODUCCIÓN.

En la actualidad, el gasto de combustibles fósiles es un problema que nos compete a todos. Tomando en cuenta que un cambio total hacia las energías renovables aún está lejos de nuestro alcance; se debe optimizar la utilización de dichos combustibles, disminuyendo su gasto. Razón principal por la cual las aleaciones ligeras no ferrosas están tomando control en la industria automotriz y aeronáutica. Así mismo, piezas fabricadas con dichas aleaciones no cuentan con las propiedades mecánicas que una aleación ferrosa (aceros y hierros colados) pueda ofrecer, pero cuentan con la ventaja de tener baja densidad.

Debido a esto, las propiedades mecánicas de aleaciones ligeras como lo son las de Aluminio-Silicio-Cobre, deben ser incrementadas. Tal como lo es la aleación A319, la cual entra en el sector automotriz por su ductilidad y resistencia al aplicarse un tratamiento térmico. El aumento de sus propiedades mecánicas se logra con el tratamiento al metal líquido denominado “modificación”, al igual que con algún tratamiento térmico. Ambos modifican la morfología de los microconstituyentes, así como provocan la distribución y crecimiento de precipitados. Los cuales aumentan las propiedades mecánicas de la aleación.

En este trabajo de investigación se realizaron ambos tratamientos mencionados en una aleación A319, tanto la modificación como el tratamiento térmico T6 (endurecimiento por precipitación). Así mismo, se estudió la influencia que tiene cada uno por separado o su combinación, modificando el tiempo de cada etapa del tratamiento T6, el cual consta de un tratamiento de solución, temple y un envejecido artificial.

Se analizó la resistencia máxima a la tracción [UTS, por sus siglas en inglés], dureza Brinell [HB] y la resistencia al impacto de la aleación. También se realizó un análisis químico por medio de Espectrometría de Emisión Óptica (también conocido como Espectrometría de Chispa) y análisis metalográfico, para estudiar los microconstituyentes presentes en la aleación y la relación de estos con los tiempos de tratamiento térmico.

2. FUNDAMENTOS TEÓRICOS

2.1 Clasificación de las aleaciones coladas base aluminio para fundición

El aluminio es un metal que forma parte del grupo denominado “metales ligeros”, debido a su baja densidad en comparación con aleaciones ferrosas. El aluminio y sus aleaciones se caracterizan por su ya mencionada baja densidad, su elevada conductividad eléctrica, térmica y su resistencia a la corrosión en algunos medios. Debido a estas propiedades, las aleaciones de aluminio han llegado a desplazar a los hierros colados e incluso a aleaciones especiales de titanio, de ahí su elevado uso en la industria.

Las aleaciones de aluminio-silicio constituyen el 90% del total de las aleaciones de fundición base aluminio. Esto se debe a su excelente capacidad de colada, buena maquinabilidad y soldabilidad, buena resistencia a la corrosión, no son susceptibles al agrietamiento en caliente y son tratables térmicamente. Cuando se combinan dichas aleaciones con elementos aleantes como Cu, Mg, Zn y Mn, entre otros. Las propiedades mecánicas de estas aleaciones aumentan por varios métodos en el proceso de producción, incluyendo:

1. Tratamientos al metal líquido:
 - Reducción del contenido de hidrógeno y la eliminación de inclusiones.
 - La adición de elementos de aleación.
 - Refinamiento del grano mediante la adición de aleaciones maestras como lo son Al-Ti y/o Al-B.
 - Modificación del eutéctico de Al-Si (mediante la adición de aleaciones maestras Al-Sr, sales de Na o Sb).
2. Reducción de la separación del brazo dendrítico secundario (también conocido como DAS por sus siglas en inglés) al aumentar la velocidad de solidificación.
3. Formación de compuestos intermetálicos que precipitan durante el tratamiento térmico. ^[1]

El aluminio en estado puro presenta baja resistencia mecánica, por esta razón es aleado con elementos como el zinc, cobre, magnesio, manganeso y silicio. En el caso de las aleaciones Al-Si, el elemento hierro es considerado como impureza, por los efectos negativos en las propiedades mecánicas. En la **Tabla 1** se puede observar la solubilidad que presentan elementos comunes sobre la matriz del aluminio.

Tabla 1. Solubilidad máxima en estado sólido de elementos en el Aluminio.

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

La designación de las aleaciones de aluminio para fundición cuenta con cuatro dígitos numéricos, con un punto entre el tercero y cuarto dígito, los cuales se explican a continuación:

El primer dígito, indica el principal constituyente de la aleación. En las series 2xx.x hasta la designación 8xx.x, el segundo y tercer dígito no tienen un significado numérico, sólo identifica arbitrariamente las aleaciones en el grupo.

En todas las designaciones de aleaciones de colada, el cuarto dígito ubicado a la derecha del punto decimal, indica el producto de acuerdo con 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. [2]

Cabe mencionar que se debe conocer la diferencia entre un aluminio de colada y otro para forja o algún proceso mecánico, **Tabla 2**, debido a que cada uno tiene distintas composiciones químicas que le otorgan las propiedades propias de la aleación, para lograr ser fabricadas con los distintos procesos existentes de aleaciones base aluminio.

Tabla 2. Designación de aleaciones de aluminio para forja y fundición

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

2.2 Efecto de los elementos aleantes de las aleaciones base Aluminio

Los efectos de los elementos aleantes de las aleaciones base aluminio son los siguientes ^[3]:

- **Cobre:** Aumenta de manera notable la resistencia a la tracción y la dureza, tanto en condiciones de extrusión como tratado térmicamente. Las aleaciones que contienen de 4 a 6% Cu, tienen una respuesta más efectiva al tratamiento térmico. Por lo general, el cobre reduce la resistencia a la corrosión y, en ambientes muy específicos en ciertos tipos de aleaciones, induce a la corrosión bajo tensión. Las adiciones de cobre reducen la resistencia al agrietamiento en caliente y disminuye la colabilidad en piezas fundidas.

- **Hierro:** Es altamente soluble en estado líquido, pero insoluble ($>0.04\%$ Fe) a temperatura ambiente. Por ello aparece como compuestos intermetálicos insolubles, siendo los más comunes Al_3Fe , Al_6FeMn y $\alpha AlFeSi$. Mejora la resistencia al agrietamiento en caliente, la resistencia a la fluencia a altas temperaturas y disminuye la tendencia a la adhesión en fundición a presión. Un incremento en el contenido de hierro aumenta la resistencia mecánica, pero disminuye notablemente la ductilidad, por la presencia de las segundas fases. En presencia de altos contenidos de hierro, dichas fases afectan la colabilidad y las características de alimentación de las piezas fundidas.
- **Magnesio:** Mejora notablemente la resistencia y la dureza en las aleaciones Al-Si tratadas térmicamente o en aquellas más complejas que tienen elementos como Cu, Ni, entre otros. Las aleaciones binarias Al-Mg se utilizan ampliamente cuando se requiere un acabado superficial brillante, buena resistencia a la corrosión y una excelente combinación entre resistencia y ductilidad.
- **Manganeso:** Incrementa la resistencia mecánica sea por solución sólida o por finos precipitados intermetálicos. No altera la resistencia a la corrosión. Se usa en la fundición para corregir la forma acicular de los precipitados ricos en hierro y disminuir su efecto fragilizante, aunque promueve una estructura fibrosa en los lingotes.
- **Níquel:** Se emplea junto con el cobre para mejorar las propiedades a altas temperaturas.
- **Silicio:** El efecto más notable del silicio en el aluminio es mejorar las características de colada, mejorando la fluidez y la resistencia al agrietamiento en caliente. Las aleaciones comerciales Al-Si varían desde composiciones hipoeutécticas hasta cerca del 25% Si. Para procesos de colada con velocidades lentas de solidificación, como lo es el moldeo en verde, se prefieren los rangos de 5 a 7 % Si. Las adiciones de silicio disminuyen la densidad y el coeficiente de expansión térmica.

- **Estaño:** Mejora las características antifricción y la maquinabilidad. El estaño puede influenciar la respuesta al endurecimiento de ciertas aleaciones de aluminio.
- **Titanio:** Refina la estructura del grano del aluminio, usualmente adicionado como boruro de titanio (TiB_2), preferentemente en concentraciones entre 5 o 10% de Ti. Reduce la tendencia al agrietamiento.
- **Zinc:** No se reportan beneficios por la adición del zinc al aluminio. Sin embargo, en aleaciones que contienen Cu y/o Mg, mejora la respuesta al endurecimiento por tratamiento térmico o natural.

2.2.1 Modificación en aleaciones de Aluminio

La modificación se puede definir como la transformación de plaquetas gruesas a fibrosas. Microestructuralmente, un eutéctico modificado (**Figura 1**) aparece como islas redondeadas de Si rodeadas por un mar de aluminio, mientras que en tres dimensiones su morfología se asemeja a la de un coral. Dicha modificación se puede lograr tanto por un proceso térmico como químico.

Estudios acerca del proceso de modificación indican que: ^{[1], [2], [4]}

- 1) Existen una variedad de elementos que causan modificaciones. Estos incluyen algunos elementos de la tabla periódica, de los grupos IA, IIA y elementos de tierras raras. De todos estos, el sodio es el más efectivo para producir una estructura fibrosa fina y uniforme.
- 2) Los modificadores son efectivos a niveles de concentración muy bajos, típicamente de 0.01% a 0.02%.
- 3) Se puede producir una estructura modificada sin ninguna adición, esto por solidificación rápida (modificación de enfriamiento rápido).

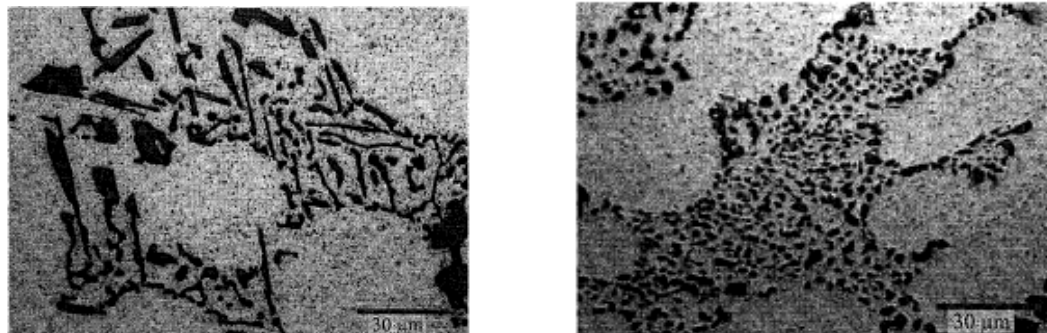


Figura 1. Aleación de Al-Si (A 319) sin modificar y después de la modificación con Sr. ^[1]

Se han encontrado varios elementos para producir la estructura fibrosa modificada. Entre estos se encuentran sodio, potasio, rubidio, calcio, estroncio, bario, lantano e iterbio. Además, algunos elementos actúan para producir una versión más fina de la estructura acicular gruesa.

Existen otros elementos capaces de cambiar la forma del silicio eutéctico en las aleaciones de fundición de aluminio, pero por el momento, solo el sodio, el estroncio y el antimonio encuentran algún uso industrial significativo. La cantidad de cada elemento requerido depende en cierta medida de la composición de la aleación: un mayor contenido de silicio requiere más agente modificador.

Los niveles de sodio retenidos típicos están en el rango de 0.005-0.01%; una cantidad de estroncio de 0.02% es suficiente para modificar una aleación de Si al 7% como la aleación A356, pero se necesita hasta el 0.04% para una aleación eutéctica como la A413. El antimonio es efectivo en cantidades de 0.1% o por encima.

El cambio microestructural de silicio acicular a fibroso total y las piezas fundidas con una cantidad inadecuada de sodio o estroncio, exhibirán una estructura mixta, una que contiene regiones de silicio fibroso, silicio laminar y silicio acicular. La modificación con estroncio es a menudo menos uniforme que con sodio.

El estroncio se usa en mayor medida como un modificador debido a su duración, ya que su pérdida es apreciablemente menor después de varias horas de su adición al líquido en comparación con modificadores base sodio. Se ha visto que a medida que aumenta el contenido de Mg, se necesita menos Sr para lograr la modificación.

La ventaja que tiene el sodio es su bajo punto de fusión (97.8 °C) y como desventajas se encuentran: vaporización casi inmediata, tendencia a producir porosidad y presenta efectos de oxidación contra la pintura del molde. [1]

Desde el punto de vista tecnológico es conveniente describir 3 situaciones según el grado de modificación obtenido:

- 1) Estructura poco modificada: se manifiesta por un efecto reducido. El silicio eutéctico presenta una morfología globular basta y no se alcanzan a eliminar totalmente las placas de Si.
- 2) Estructura bien modificada: el silicio aparece homogéneamente modificado y perfectamente globulizado.
- 3) Estructura sobre-modificada: el silicio que forma parte del eutéctico se encuentra modificado, pero aparecen bandas formadas por cristales de Si de morfología poliédrica que afectan la distribución homogénea de la estructura.

Los grados de modificación se pueden apreciar en la **Figura 2**:

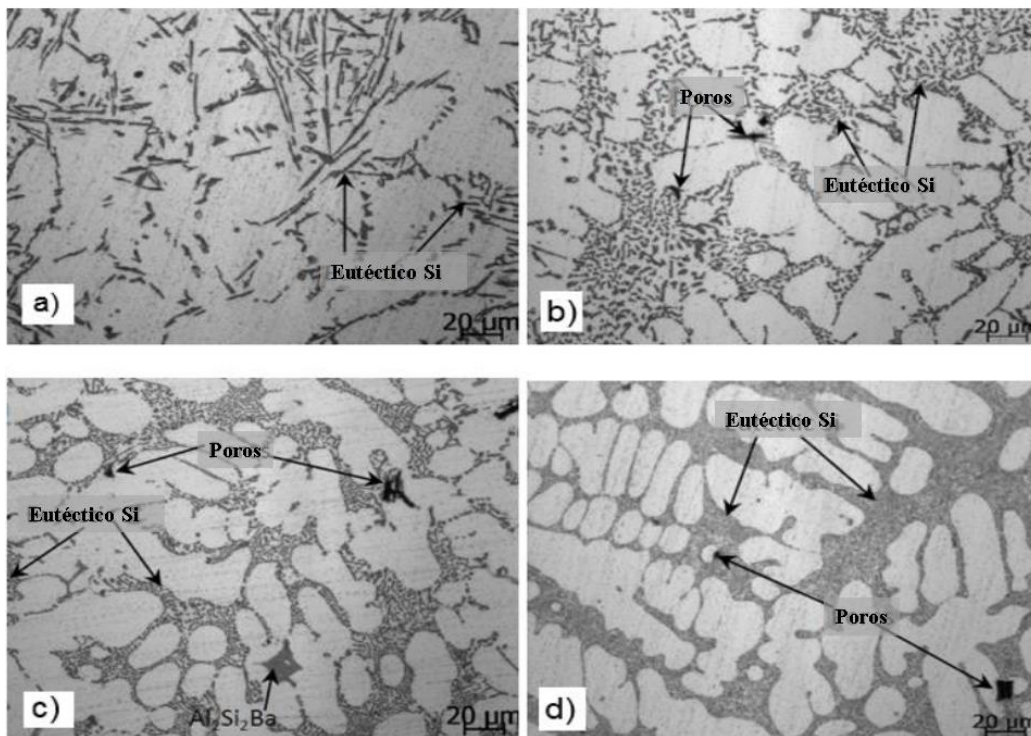


Figura 2. Morfología del Si eutéctico a) sin modificar, b) estructura poco modificada, c) estructura bien modificada y d) estructura sobre modificada.^[4]

El cambio morfológico que se produce en la estructura mejora sustancialmente las características mecánicas de las aleaciones Al-Si en especial la ductilidad. Como se ha mencionado, el efecto principal de la modificación química está en la microestructura, y son estos cambios microestructurales los que influyen directamente en las propiedades mecánicas. Las placas de silicio gruesas de la estructura de silicio acicular no modificada actúan como potenciadores internos de tensión en la microestructura y proporcionan “camino” para una fractura. Con la modificación, la estructura se vuelve más fina y el silicio redondeado, lo que contribuye a valores más altos de resistencia a la tracción (UTS) y valores de ductilidad mucho mayores. [1], [2], [5]

Las mejoras que se observan en las propiedades de tracción dependen de las diferencias estructurales entre la aleación modificada y la aleación no modificada. Por ejemplo, una aleación hipoeutéctica de molde de arena no modificada poseerá silicio acicular grueso; la misma aleación modificada y fundida en un molde permanente contendrá silicio fibroso fino. Las diferencias microestructurales como mecánicas entre ambas aleaciones serán notorias por el tipo de solidificación que presenta cada una. [2]

La mayoría de las piezas fundidas de aleación Al-Si se tratan térmicamente en un proceso estándar de endurecimiento por envejecimiento. Durante el tratamiento de la solución, el silicio no modificado se vuelve esférico y las partículas de silicio modificado se hacen más gruesas, al igual que se nota una distribución de las fases. Todo lo anterior mencionado se muestra en la **Figura 3**.

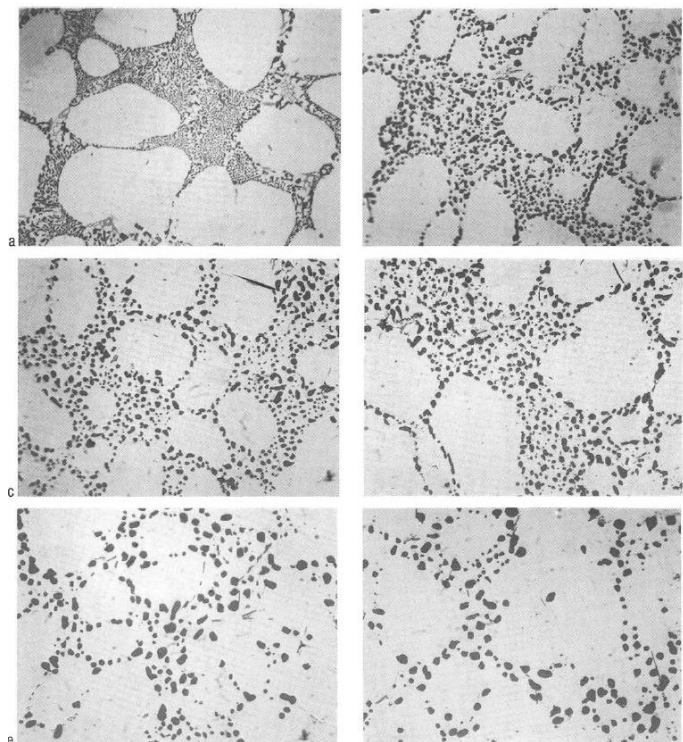


Figura 3. Aleación A356 modificada con estroncio (0.04%) a diferentes tiempos del tratamiento de solución: a) de colada, b) 1hr, c) 2hr, d) 4hr, e) 8hr y f) 12hr. ^[5]

2.3 Aleación comercial A319: composición química, aplicaciones e importancia en la industria automotriz

Entre las aleaciones Al-Si utilizadas en la fabricación de componentes automotrices de alta tecnología, la aleación A319 (**Tabla 3**) es de las más utilizadas. 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 A319 se ha estandarizado en contenidos de cobre de 3.0% y magnesio 0.3%, maximizando sus propiedades mecánicas por medio del tratamiento térmico T6. ^[6]

Tabla 3. Composición nominal de una aleación A319.

Elemento	Al	Si	Cu	Mg	Fe	Mn	Zn	Otros
Porcentaje	85.8-91.5	5.5-6.5	3-4	0-0.1	0-1	0-0.5	0-1	0-0.5

Las propiedades mecánicas en condición de vaciado pueden ser incrementadas mediante la aplicación de tratamientos térmicos, esto gracias 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 sólida 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 del incremento sustancial en las propiedades mecánicas tales como resistencia a tracción, esfuerzo de cedencia, elongación y dureza, dichas propiedades se pueden observar en la **Tabla 4.**

Tabla 4. Propiedades mecánicas de la aleación A319 sin tratamiento.

Propiedad	Sistema Métrico	Sistema Inglés
Dureza Brinell	70 HB min	70 HB min
Módulo de Elasticidad	74GPa	10700 ksi
Módulo de Corte	28 GPa	4000 ksi
Esfuerzo de Tensión	185 MPa min	27 ksi min
Esfuerzo de Fluencia	125 MPa	18 ksi
Elongación	2% min	2% min

La aleación de aluminio A319 es una de las aleaciones ampliamente utilizadas en la fabricación de componentes automotrices mediante procesos de vaciado, específicamente monoblocks y cabeza de motor (**Figura 4**).

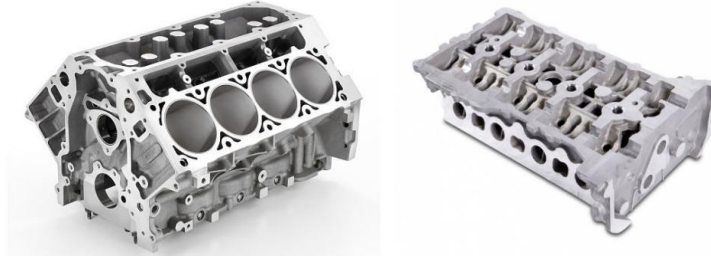


Figura 4. Monoblock y cabeza de motor.

Las aplicaciones típicas para las fundiciones coladas en arena de estas aleaciones son los cárteres de combustión interna y de motores diésel, los tanques de gasolina y aceite, y los cárteres de aceite. Siendo un cárter el elemento que cierra el bloque, por la parte inferior, protegiéndolo, y que cumple adicionalmente con la función de actuar como depósito para el aceite del motor.

En general esta aleación presenta buenas propiedades mecánicas que se debe en gran medida al control morfológico del silicio eutéctico logrado por diferentes métodos: por modificación química (adición de aleación maestra Al-Sr) durante el tratamiento del metal líquido antes del vaciado a 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 óptimas en las piezas. ^{[1], [2]}

La microestructura de una aleación A319 de colada sin modificación se puede observar en la **Figura 5**, en donde las fases presentes son: silicio en forma de plaqueta, intermetálico Al_2Cu y la impureza alfa de hierro.

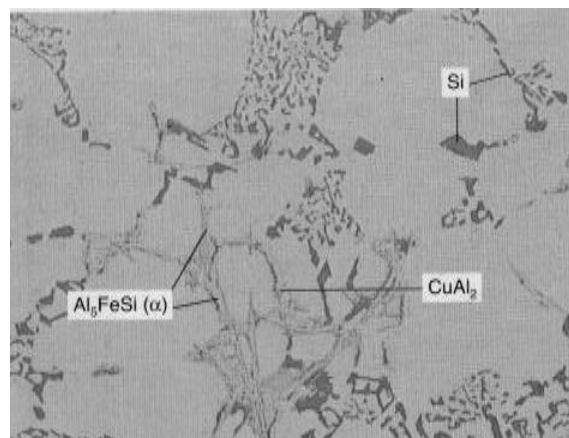


Figura 5. Microestructura de una aleación A319.

Las fases que se forman durante la solidificación de la aleación conllevan diversas reacciones [7], las cuales se describen en la **Tabla 5**, al igual que se puede observar la ruta de solidificación en la **Figura 6**.

Tabla 5. Reacciones presentes en la solidificación de una aleación de aluminio A319 [8].

No.	Reacción	T [°C]
1	Formación de red dendrítica	609
2a	$L \rightarrow Al + Al_{15}Mn_3Si_2$	590
2b	$L \rightarrow Al + Al_5FeSi + Al_{15}Mn_3Si_2$	590
3	$L \rightarrow Al + Si + Al_5FeSi$	575
4	$L \rightarrow Al + Al_2Cu + Si + Al_5FeSi$	525
5	$L \rightarrow Al + Al_2Cu + Si + Al_5Mg_8Cu_2Si_6$	507

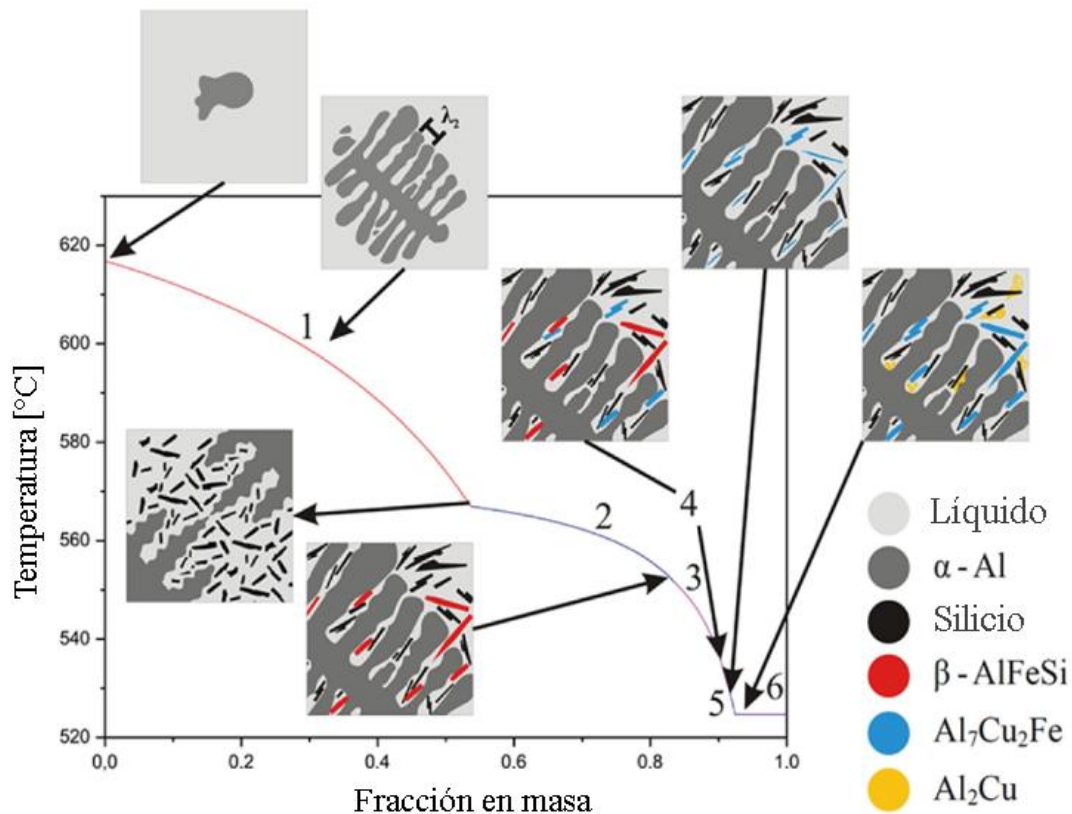


Figura 6. Ruta de solidificación de una aleación A319 junto con fases presentes durante las reacciones de solidificación. [9]

2.4 Tratamientos térmicos en aleaciones base aluminio y su clasificación

El término tratamiento térmico es a menudo usado para describir el proceso por medio del cual se alcanza la máxima resistencia de una aleación, controlando la temperatura, tiempo y medio de enfriamiento. En algunas aleaciones de aluminio esto se logra a través de tres operaciones básicas: solubilización, enfriamiento rápido (temple) y envejecimiento (endurecimiento por precipitación). Sin embargo, en el aluminio, el tratamiento térmico comprende toda práctica térmica intencional que modifique la microestructura, de tal manera que se alteren las características físicas y mecánicas con el fin de obtener las condiciones específicas requeridas.

En todos estos casos uno o más de los siguientes objetivos son tomados en cuenta para la selección del tratamiento:

- Homogeneización de la microestructura.
- Incremento de la dureza para mejorar la maquinabilidad.
- Optimización de la resistencia, ductilidad, tenacidad y resistencia a la corrosión.
- Estabilización de las propiedades mecánicas y físicas.
- Mejora de la estabilidad dimensional como una función del tiempo bajo las condiciones de servicio.

Las aleaciones de aluminio tratables térmicamente están experimentando un aumento significativo en su demanda debido a la creciente aplicación en sectores aeroespaciales y automotrices.

Otra de las clasificaciones de los aluminios, proviene de la forma de su post-fabricación, como se puede observar en la **Tabla 6**, dicha clasificación se debe a las distintas formas de tratar las piezas de aluminio y así mejorar sus propiedades dependiendo del uso que se les vaya a dar.

Tabla 6. Nomenclatura de aluminios dependiendo del tratamiento térmico aplicado.

Simbología	Significado
F	De fabrica (Trabajo en caliente, forja, fundición, etc)
O	Recocida
H	Endurecida por deformación
W	Tratada por solución
T	Endurecida por envejecimiento

En la **Tabla 7** se muestran las diferentes maneras de clasificar los tratamientos de envejecimiento.

Tabla 7. Diferentes tipos de endurecimiento por envejecimiento.

Simbología	Significado
T1	Enfriada desde la temperatura de fabricación y envejecida naturalmente.
T2	Enfriada desde la temperatura de fabricación, trabajada en frío y envejecida naturalmente.
T3	Tratada por solución, trabajada en frío y envejecida naturalmente
T4	Tratada por solución y envejecida naturalmente
T5	Enfriada desde la temperatura de fabricación, trabajada en frío 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 frío y envejecida artificialmente.
T9	Tratada por solución, envejecida artificialmente y trabajada en frío.
T10	Enfriada desde la temperatura de fabricación, trabajada en frío y envejecida artificialmente.

Aunque los tratamientos térmicos mejoran las propiedades de las aleaciones de aluminio, algunas aleaciones no son tratables térmicamente. Dependiendo de la aleación y del proceso de colada usado, las fundiciones de aluminio en condición de colada son susceptibles a crecimiento dimensional, baja resistencia a la corrosión, baja resistencia mecánica y tenacidad. Para resolver este problema y aumentar la resistencia mecánica y ductilidad, las fundiciones son tratadas térmicamente, mediante uno o más ciclos de calentamiento y enfriamiento.

Las consideraciones de rendimiento combinadas con la necesidad de calidad requieren que el tratamiento térmico sea muy preciso. Los tratamientos térmicos incluyen:

- Homogeneización.
- Recocido.
- Tratamiento térmico de solución.
- Enfriamiento rápido (Temple).
- Envejecimiento natural o artificial (Endurecimiento por precipitación)

La respuesta al endurecimiento por envejecimiento depende del tamaño, la distribución y la coherencia de los precipitados formados. Las aleaciones de Al-Si-Cu-Mg y las aleaciones de Al-Si-Mg generalmente tienen una respuesta al endurecimiento por envejecimiento alta, mientras que las aleaciones de Al-Si-Cu tienen una respuesta al endurecimiento por envejecimiento lenta y baja ^[10]. Los rangos de temperatura para los tratamientos térmicos para aleaciones Al-Si-Cu, se pueden observar en la **Figura 7**.

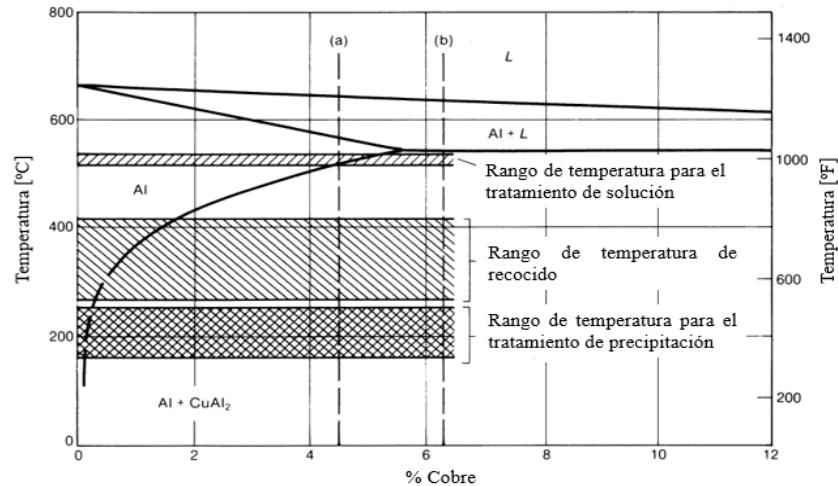


Figura 7. Rangos de Temperatura para diferentes tratamientos térmicos con el diagrama Al-Cu sobre puesto (a) aleación 2025 y (b) aleación 2219 de aluminio correspondientemente. [2]

2.5 Tratamiento T6 para una aleación A319

El tratamiento T6 se compone de las siguientes etapas:

1. Solución.
2. Temple.
3. Envejecimiento.

En la **Figura 8** se presentan las fases anteriormente mencionadas, siendo así la ruta de tratamiento para una aleación endurecida por precipitación. En las fundiciones de aluminio, el tratamiento T6 tiene como objetivos una resistencia y ductilidad óptimas.

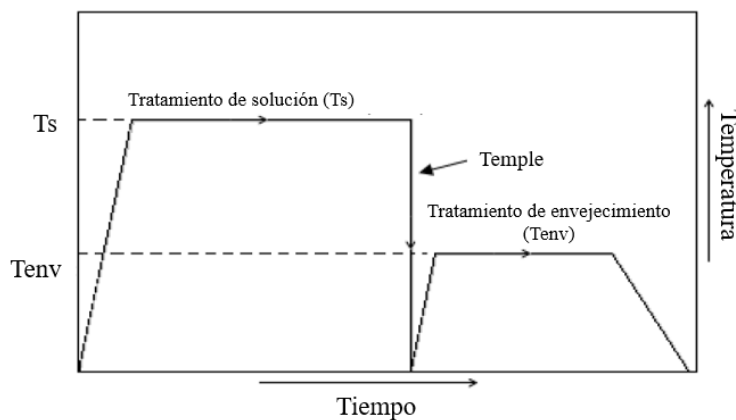


Figura 8. Diagrama que representa el proceso del endurecimiento por precipitación.

2.5.1 Tratamiento de Solución

El propósito del tratamiento de solución o solubilización es obtener la mayor cantidad de solutos de endurecimiento como son los de Cu, Mg, Si o Zn en la solución sólida de la matriz de aluminio. ^[11]

El tratamiento de solución en las aleaciones base aluminio se debe realizar cerca de la temperatura eutéctica y manteniendo ésta durante tiempos largos, lo suficiente para que se homogenice la solución sólida, provocando así la mayor cantidad de soluto. Es por lo que, el control de la temperatura es crítico para el tratamiento de solución. Las temperaturas recomendadas por aleación y por tipo de moldeo se encuentran en la **Tabla 8**.

Tabla 8. Temperaturas del tratamiento de solución para distintas aleaciones base aluminio de fundición. ^[12]

Aleación	Tipo de moldeo	Temperatura de Solución [°C]
222.0	Moldeo en verde y molde permanente	500-515
242.0	Moldeo en verde y molde permanente	510-525
295.0	Moldeo en verde	505-520
296.0	Molde permanente	500-515
319.0	Moldeo en verde	495-510
A336.0	Molde permanente	505-520
355.0	Moldeo en verde y molde permanente	515-530
C355.0	Molde Permanente	515-530
356.0	Moldeo en verde y molde permanente	525-540
A356.0	Moldeo en verde y molde permanente	525-540
520.0	Moldeo en verde	425-435

Esta etapa de tratamiento térmico debe aplicarse durante un período de tiempo suficiente para obtener una solución sólida sobresaturada homogénea, seguida de la aplicación de un enfriamiento rápido con el objetivo de mantener dicha solución sólida sobresaturada a temperatura ambiente. En las aleaciones de Al-Si-Cu, el tratamiento de solución cumple tres funciones:

- 1) Homogenización de la estructura en colada.
- 2) Disolución de ciertas fases intermetálicas como Al₂Cu.
- 3) Cambio de la morfología del silicio eutéctico.

El tiempo requerido para la homogenización (**Tabla 9**) está determinado por la temperatura del tratamiento de solución y por el espacio interdendrítico (o DAS por sus siglas en inglés). La solubilidad de los elementos de endurecimiento, como el Cu, disminuye notablemente a medida que la temperatura disminuye. ^[10]

Tabla 9. *Tiempos del tratamiento de solución para distintas aleaciones base aluminio de fundición.* ^[12]

Aleación	Tipo de moldeo	Tiempo [h]
222.0	Moldeo en verde y molde permanente	6-18
242.0	Moldeo en verde y molde permanente	2-10
295.0	Moldeo en verde	6-18
296.0	Molde permanente	4-12
319.0	Moldeo en verde	6-18
336.0	Molde permanente	6-18
355.0	Moldeo en verde y molde permanente	6-18
C355.0	Moldeo Permanente	6-18
356.0	Moldeo en verde y molde permanente	6-18
A356.0	Moldeo en verde y molde permanente	6-18
520.0	Moldeo en verde	12-24

El tiempo requerido para el tratamiento térmico de solución, depende del tipo de producto, aleación, proceso de fundición o fabricación utilizado y el espesor de la pieza en la medida que influye en la microestructura preexistente. Estos factores establecen las proporciones de los solutos que están dentro o fuera de la solución, así como el tamaño y distribución de las fases precipitadas. Algunas piezas delgadas como son láminas de aluminio se pueden solubilizar en minutos. ^[10]

Los cambios en el tamaño y la morfología del silicio presente en aleaciones de aluminio tienen una influencia significativa en las propiedades mecánicas de la aleación. Se ha propuesto que el proceso de esferoidización de las partículas de silicio a través del tratamiento térmico tiene lugar en dos etapas (ver **Figura 9**):

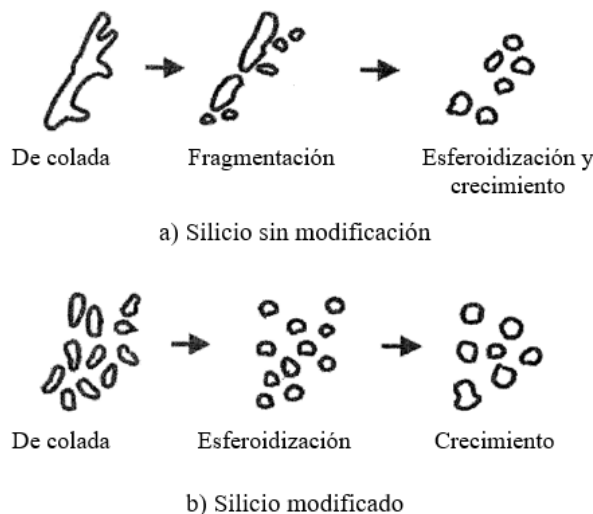


Figura 9. Cambios morfológicos del silicio ante un T6 modificado y sin modificación. ^[1]

1. Fragmentación o disolución de las ramas de silicio eutéctico.
2. Esferoidización de las ramas separadas.

Durante el tratamiento de solución, las partículas experimentan cambios en tamaño y forma. En las etapas iniciales, las partículas de silicio no modificadas se someten al estrechamiento y se separan en segmentos, que conservan su morfología original. Como resultado de la separación, el tamaño de partícula promedio disminuye y los segmentos fragmentados finalmente se esferoidizan. La esferoidización y el engrosamiento del Si eutéctico pueden ocurrir simultáneamente durante la segunda etapa. ^[10]

El tratamiento de solución debe optimizarse debido a que un tiempo demasiado corto significa que no todos los elementos de aleación agregados se disolverán y no presentarán endurecimiento por precipitación, mientras que un tratamiento de solución demasiado largo significa usar más energía de la necesaria. Con el aumento de la concentración de soluto, la temperatura eutéctica podría disminuir, causando una “fusión incipiente”, la cual es una fusión localizada en los límites de grano, que tienen como consecuencia un aumento de porosidades en la aleación, dicho defecto se muestra en la **Figura 10**. Cuando esto ocurre, hay reducciones significativas en las propiedades mecánicas como es la tenacidad y ductilidad. ^[13]

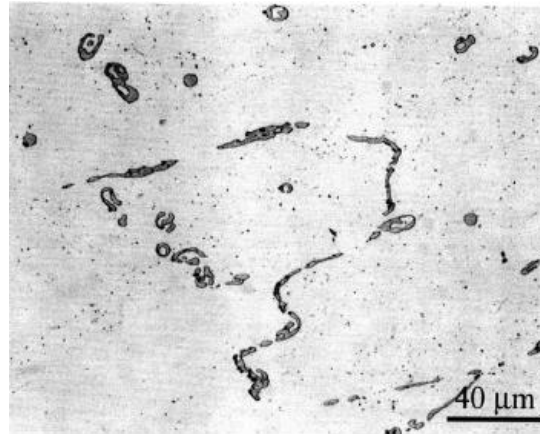


Figura 10. Metalografía dónde se muestra la “fusión incipiente” de una aleación base aluminio 2XXX. ^[13]

2.5.2 Enfriamiento rápido o Temple

El temple es, en muchos sentidos, el paso más crítico del tratamiento térmico T6. El objetivo que tiene es preservar la solución sólida sobresaturada formada a la temperatura del tratamiento de solución, esto se logra disminuyendo la temperatura drásticamente, normalmente a temperatura ambiente. ^[11]

El objetivo del temple es obtener el mayor grado de retención de solución con el nivel más bajo de esfuerzos residuales y la menor deformación, aun conservando los requerimientos comerciales específicos. El enfriamiento rápido del tratamiento de solución hasta la temperatura ambiente es una etapa crítica, difícil, y a menudo, la menos controlada del proceso térmico. ^[6]

La cinética de la precipitación heterogénea que ocurre durante el temple depende del grado de sobresaturación del soluto y de la velocidad de difusión, en función de la temperatura. Por lo que, a medida que una aleación se temple, la sobresaturación aumenta (esto suponiendo que no existan precipitados de soluto). Cuando la velocidad de sobresaturación o de difusión es baja, la velocidad de precipitación es baja.

La cantidad de precipitado que ocurre durante el temple reduce la cantidad de endurecimiento que después se busca, esto debido al soluto precipitado de la solución durante el temple; ya que no puede ocurrir ninguna otra reacción de precipitación. Todo esto da como resultado, una menor resistencia a la tracción, límite elástico, ductilidad y resistencia a la fractura. ^[13]

Para evitar dicha precipitación excesiva, se deben cumplir tres requisitos:

1. Minimizar el tiempo de transferencia de las piezas desde el horno de tratamiento al tanque de enfriamiento.
2. Las propiedades del medio de temple (severidad) deben ser las adecuadas para lograr la sobresaturación deseada.
3. El tanque de enfriamiento debe tener una temperatura homogénea y agitación constante, para así evitar un enfriamiento interrumpido.

El tiempo de transferencia en el temple, se define como el momento en que la puerta del horno de tratamiento comienza a abrirse, hasta que la última parte de la pieza se encuentre en el medio de temple. En general, es independiente de la aleación, pero depende de la temperatura del tratamiento térmico de solución, la velocidad y emisividad de la pieza para ser templada.

Existen dos tipos de temple en las aleaciones comerciales de aluminio: inmersión directa y por aspersion. El primero requiere que la pieza se encuentre totalmente sumergida en el medio de temple. El temple por aspersion es un temple especial en donde una corriente de enfriamiento se dirige a la pieza. ^[13]

El medio de temple más común para aleaciones de aluminio es el agua, generalmente a temperaturas cerca de ebullición (80°C), aunque igual es común que se realice a temperatura ambiente. En la **Figura 11**, se puede denotar la diferencia entre los distintos medios de temple para aleaciones de aluminio y su curva de enfriamiento, en la cual el medio de agua tiene una velocidad de enfriamiento superior comparada con los otros medios.

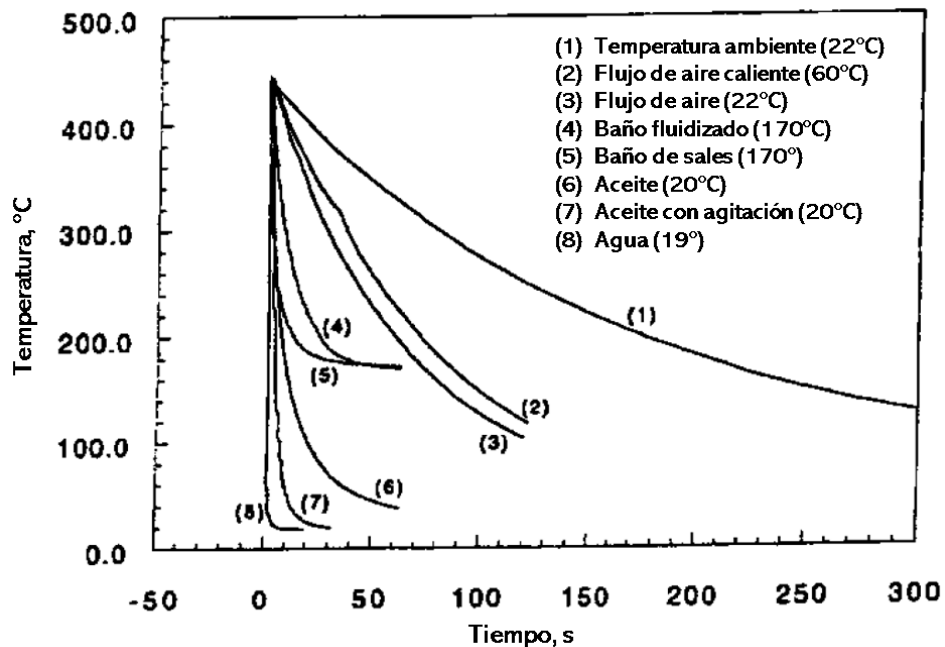


Figura 11. Curvas de enfriamiento de distintos medios de temple para una aleación A6082. ^[13]

La temperatura del agua es la variable principal que controla la velocidad de enfriamiento junto con la agitación de esta. A una mayor temperatura, la velocidad de enfriamiento disminuye. Lo anterior mencionado se muestra en la **Tabla 10**, donde a una mayor temperatura de agua, tanto la velocidad de enfriamiento máxima como la temperatura máxima de enfriamiento disminuyen.

Tabla 10. Efecto de la temperatura del agua en la velocidad de enfriamiento. ^[14]

Temperatura del agua [°C]	Velocidad de enfriamiento máxima [°C/s]	Temperatura máxima de enfriamiento [°C]	Velocidad de enfriamiento [°C/s] a Temperatura:		
			704 °C	343 °C	232 °C
40	153	535	60	97	51
50	137	542	32	94	51
60	115	482	20	87	46
70	99	448	17	84	47
80	79	369	15	77	47
90	48	270	12	26	42

En la **Figura 12**, se muestra que a medida que aumenta la distancia de enfriamiento, las propiedades mecánicas disminuyen. Para un temple en agua de 60°C existe una mayor variación de las propiedades en comparación a un temple cerca del punto de ebullición del agua. [13]

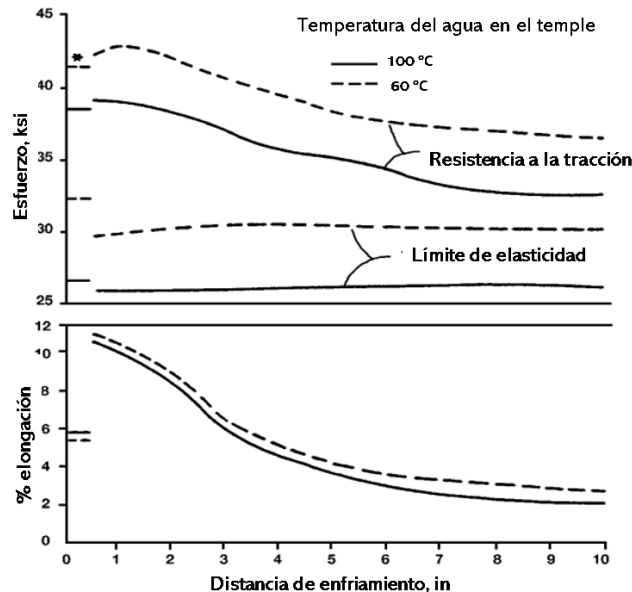


Figura 12. Propiedades de tensión y %elongación a lo largo de una probeta A356 a distintas temperaturas de temple y un envejecimiento a 155 °C con espesor de 0.75 in. [13]

Se ha estudiado que aleaciones con superficies oxidadas, manchadas y rugosas, tienden a tener una velocidad de enfriamiento mayor. Así como aleaciones con superficies limpias recién maquinadas, grabadas con brillo, o aleaciones que han sido recubiertas, tienden a disminuir su transferencia de calor al contacto con el medio de enfriamiento. Lo anterior es causado por la estabilidad de la película de vapor al momento de templarlas con agua. También cabe destacar que la manera en que la aleación entre al medio de enfriamiento, afecta a la velocidad de enfriamiento, esto provoca variación en las propiedades mecánicas al final del tratamiento térmico. [6], [8], [11]

2.5.3 Envejecimiento Artificial

También llamado “Endurecimiento por precipitación”, es realizado normalmente de 95 a 260°C. En este intervalo de temperatura, la solución sólida sobresaturada proveniente del temple y del tratamiento de solución comienza a descomponerse.

Después del tratamiento del temple, la matriz tiene una alta sobresaturación de átomos de soluto. La mayoría de las aleaciones de aluminio envejecen hasta cierto punto naturalmente después del enfriamiento; es decir, las propiedades cambian en función del tiempo a temperatura ambiente, únicamente como resultado de la formación de zonas Guinier-Preston (zonas GP). Los precipitados metaestables coherentes o semi-coherentes se forman a partir de las zonas GP o de la matriz sobresaturada cuando las zonas GP se han disueltas. [10], [11], [14]

La seriación de pasos que ocurren durante el tratamiento de envejecido artificial para aleaciones Al-Cu se presenta en la **Figura 13**.

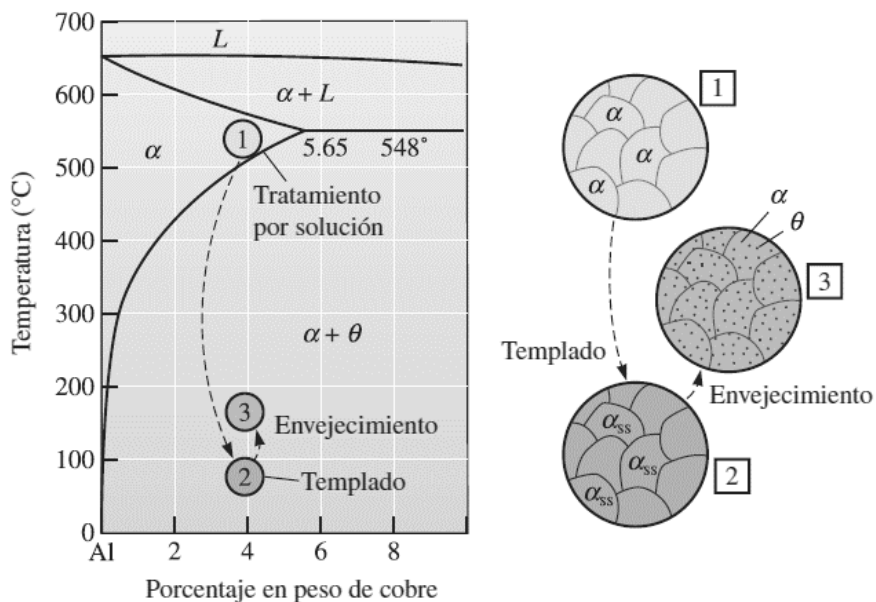


Figura 13. Diagrama de fases de una aleación Al-Cu que muestra los tres pasos del tratamiento térmico de endurecimiento por envejecimiento y las microestructuras que se producen. [15]

El envejecimiento ya sea natural o artificial, junto con el tratamiento de solución y temple; es el que define la mayoría de las propiedades en las piezas de aluminio. Cabe mencionar que los cambios microestructurales que ocurren a temperatura ambiente (envejecimiento natural) difieren a los ocurridos a elevadas temperaturas (envejecido artificial), esto se ve reflejado en las propiedades mecánicas y algunas propiedades físicas.

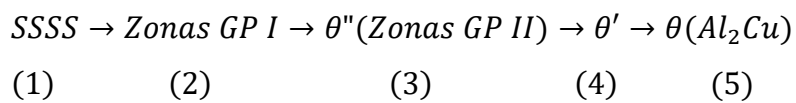
El envejecimiento es el mecanismo mediante el cual la dureza, el límite elástico y la resistencia máxima a la tensión (UTS), aumentan de forma considerable debido a un tiempo transcurrido a una temperatura constante (temperatura de envejecimiento).^{[11]. [14]}

El proceso de precipitación comienza al aumentar la temperatura de la aleación por debajo de la temperatura solvus. Al comenzar el tratamiento se define al tratamiento como un “sub-envejecimiento”, incrementando el tiempo de tratamiento o temperatura, se obtiene una condición de máxima dureza. Si se sigue envejeciendo se llega a un “sobre-envejecimiento”, en donde las propiedades disminuirán considerablemente, pero aumentará la ductilidad de la aleación.

Dicho endurecimiento es causado por la fina dispersión de precipitados; los límites de granos y fases son sitios favorables de nucleación de estos. La descomposición controlada de la solución sólida sobresaturada de los elementos en la aleación ocurre en tres etapas principales:

1. Formación de zonas GP, los cuales son grupos de átomos ricos en soluto (ya sea Cu o Mg, dependiendo el tipo de aleación).
2. Transformación de dichas zonas GP en una fase de precipitados intermetálicos, los cuales se encuentra fuera de equilibrio.
3. Formación de una fase terminal estable, es decir, precipitados al equilibrio.

La secuencia de precipitación para aleaciones Al-Cu es la siguiente:



Donde SSSS hace referencia a una solución sólida sobresaturada, proveniente de los anteriores tratamientos, siguiendo con las zonas GP I, posteriormente la fase θ'' (también llamada zona GP2), la fase θ' y por último la fase Al_2Cu (o también representada por θ). Las características principales de los precipitados son las siguientes [1],[10], [11], [13], [16], [17]:

1. Las zonas GP I se forman a partir de los átomos de cobre que se segregan en la SSSS de la matriz " α " de aluminio, en rangos de temperatura de 100 a 130°C. Estos precipitados se aglomeran en un solo plano en forma de discos o placas, en el plano $\{100\}$. Además, son coherentes con la matriz, compartiendo la misma estructura cristalina. Las zonas GP I no pueden observarse mediante Microscopía Óptica, solo pueden ser observadas mediante Microscopía Electrónica de Transmisión (MET).
2. El siguiente precipitado, denominado θ'' también se conoce como zonas GP II, también tienen forma de disco con un grosor entre 1 a 4 nm y un diámetro de 10 a 100 nm. Se forman a temperaturas de 130 a 190°C, su precipitación se debe a la inestabilidad de las zonas GP I. Estas zonas también son observadas solamente mediante MET.
3. El precipitado θ' tienen un comportamiento semi-coherente con la matriz α , nuclea de forma heterogénea, sobre todo en las dislocaciones. Tiene una estructura cristalina tetragonal con un grosor de 10 a 100nm, por lo que estos precipitados pueden observarse mediante microscopía óptica.
4. Por último, se forma el precipitado θ (Al_2Cu), el cual es incoherente a la matriz, siendo una fase estable. Tiene una estructura tetragonal centrada en el cuerpo (TCC). Se puede formar por descomposición de la solución sólida α al ser calentada a elevadas temperaturas. Este precipitado es ocasionado por un sobre-envejecido en aleaciones sometidas a endurecimiento por precipitación. También puede observarse mediante microscopía óptica.

Una fase coherente es aquella que al precipitar no interrumpe la continuidad de la red cristalina de la matriz ^[15], los planos de átomos de la estructura cristalina del sufren una deformación en torno a dichos precipitados, tal como se puede ver en la **Figura 14**.

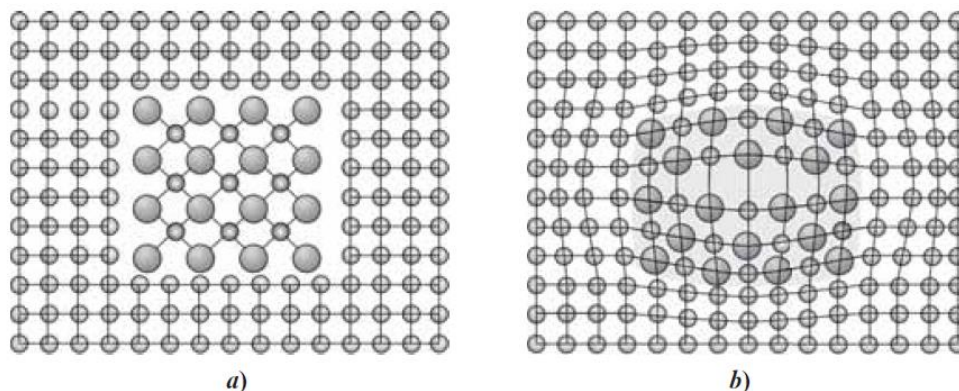


Figura 14. Comparación de un precipitado no coherente a la matriz (a), y uno coherente con la misma (b). ^[15] Dicha coherencia tiene un efecto positivo sobre las propiedades mecánicas. Ya que los precipitados coherentes bloquean el deslizamiento de las dislocaciones, por lo tanto, las zonas GP aumentan la dureza de la aleación, debido al esfuerzo extra requerido para forzar a las dislocaciones desplazarse a través de las zonas coherentes. Mientras más precipitados coherentes existan al final del tratamiento, la aleación aumentará considerablemente sus propiedades mecánicas: UTS y HB.

Los precipitados no coherentes tienen un efecto negativo en las propiedades mecánicas de la aleación. Cuando una aleación es sometida a un envejecimiento artificial con una temperatura elevada y tiempos largos, la formación del precipitado no coherente de las aleaciones Al-Cu aumenta, el precipitado no coherente es Al_2Cu o también denominado θ . Al formarse estos precipitados no coherentes se denomina un tratamiento de “sobre-envejecimiento”, en el cual la dureza disminuye conforme aumenta el tiempo de tratamiento o aún después del tratamiento por envejecimiento natural, la aleación pierde valores significativos de dureza.

El efecto de la dureza con relación a la coherencia de los precipitados se puede observar en la **Figura 15**.

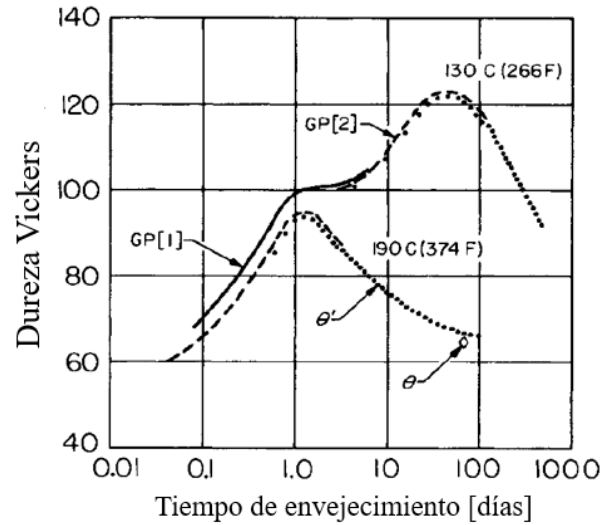


Figura 15. Relación entre los distintos precipitados y la dureza en una aleación Al-4Cu. [11]

Se puede observar que se alcanza un máximo de dureza cuando en la aleación predominan los precipitados coherentes, es decir, la formación de las zonas GPI y GPII (θ'') a una temperatura de envejecido de 130°C. Al aumentar la temperatura del tratamiento (190°C) se llega a un máximo de dureza en menor tiempo, aunque menor al máximo de dureza el tratamiento anterior, esta disminución de valores de dureza está asociada a la formación de los precipitados semi coherentes (θ') e incoherentes (θ). El mencionado sobre-envejecimiento promueve la formación de precipitados incoherentes, provocado por altas temperaturas. El sobre-envejecimiento también ocurre en el tratamiento de “envejecimiento natural”, pero debido que no existe un aumento de temperatura, el sobre-envejecido es provocado por tiempos extensos.

3. ESTADO DEL ARTE

3.1 Tratamiento de solución de 2 etapas en una aleación 319 moldeo en verde

Durante un tratamiento térmico T6, como ya se ha mencionado, uno de los pasos más importantes es el tratamiento de solución, pues se encarga de homogenizar y distribuir las fases en una solución sobresaturada, la cual en los posteriores tratamientos es la fuente de las fases precipitadas en el envejecimiento.

El tratamiento de solución utilizado en las aleaciones comerciales Al-Si-Cu busca una optimización en las propiedades mecánicas, la cual no siempre se logra, en vista de que el endurecimiento por precipitación es provocado. Esto ocurre cuando la fase Al_2Cu no precipita de manera deseada, ya que las fases ricas en Cobre no se disuelven por completo durante el tratamiento de solución. El tratamiento de solución es comúnmente realizado por debajo de $495^{\circ}C$ (temperatura cerca del eutéctico). Para optimizar aún más el tratamiento de solución, se busca una temperatura mayor para obtener la mayor cantidad de solutos de endurecimiento en la matriz de la aleación.

La propuesta que presenta J. H. Sokolowski ^[18], trata de dos etapas de solución. La segunda solución con menor tiempo en comparación a la primera, pero con una mayor temperatura. La temperatura de la primera solución se mantiene constante en sus experimentaciones a $495^{\circ}C$, para la segunda solución varía de 505 a $540^{\circ}C$.

Los tratamientos siguientes que son el temple y envejecido son a 70 y $250^{\circ}C$ correspondientemente. El objetivo del estudio es conocer el efecto de un segundo tratamiento de solución sobre la distribución de los precipitados reflejado en el aumento de las propiedades mecánicas como dureza Brinell y la resistencia a la tensión.

Las condiciones en las que se realizó el trabajo mencionado se muestran en la **Tabla 11:**

Tabla 11. Condiciones de experimentación en la investigación de Sokolowski ^[18].

Prueba	T. 1ra Sol [°C]	T. 2da Sol [°C]	T. temple [°C]	T. envejecimiento [°C]
1	495	-	70	250
2	495	505	70	250
3	495	515	70	250
4	495	520	70	250
5	495	525	70	250
6	495	540	70	250

**La prueba número 1 es un tratamiento T6 convencional, es decir, una sola etapa de solución.

Tomando como constantes los tiempos de los tratamientos:

- Solución 1: 8 hrs.
- Solución 2: 2hr.
- Envejecimiento: 5 hrs.

En la **Figura 16**, se observa un aumento considerable cuando se realiza una segunda etapa de solución, tanto en la microdureza (Vickers) como en la macrodureza (Brinell). El aumento en la dureza después del tratamiento de solución se atribuye a una mayor cantidad de elementos en solución (solutos) a causa de las altas temperaturas del tratamiento. Una vez realizado el envejecido, en cuestión de dureza, no se nota una mejoría después de los 520 °C.

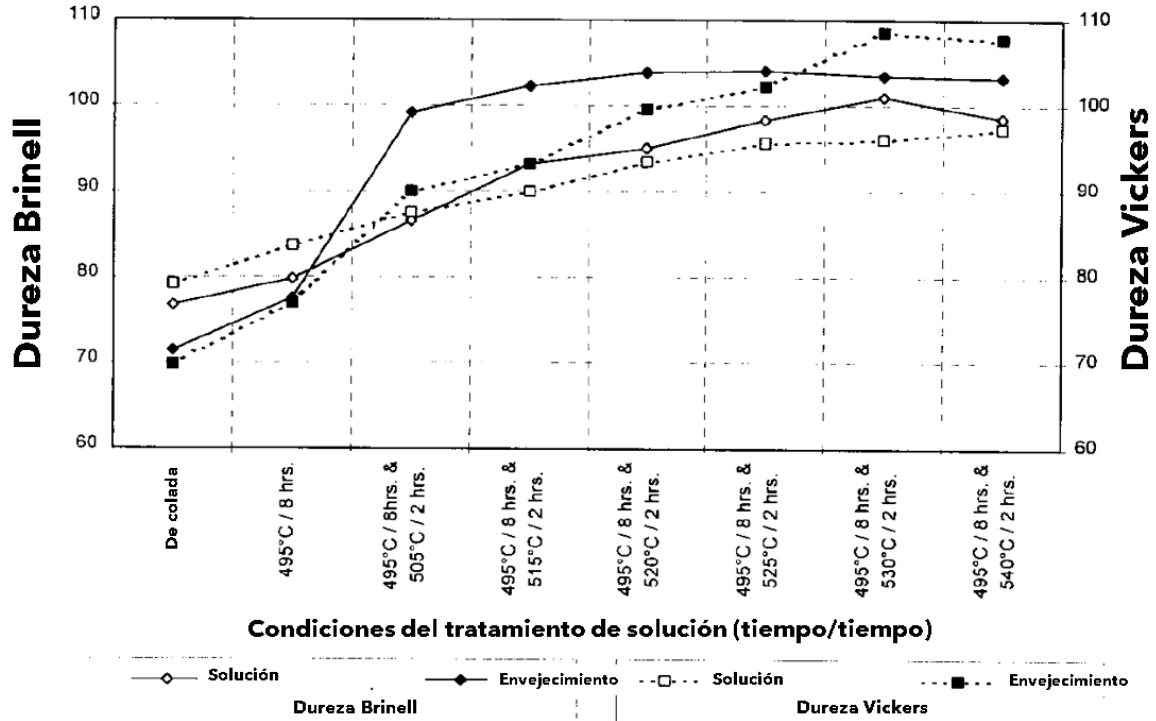


Figura 16. Comparación de durezas con las distintas temperaturas del tratamiento de solución a dos etapas, antes y después del envejecimiento. [18].

En la **Figura 17** se puede observar que esta segunda etapa de solución también aumenta las propiedades mecánicas conforme aumenta la temperatura, hasta la temperatura de 520°C. Esta mejora en las propiedades mecánicas se debe a una mejor disolución de la fase rica en Cu y a la posterior precipitación de las fases de endurecimiento en el envejecimiento artificial. Cualquier segregación de fase rica en Cu más grande que quede después del tratamiento con solución debilita la aleación y reduce la ductilidad debido a su naturaleza frágil. La reducción en la resistencia y la ductilidad observadas a temperaturas superiores a 525 °C se atribuye a la fusión incipiente de la fase eutéctica de cobre.

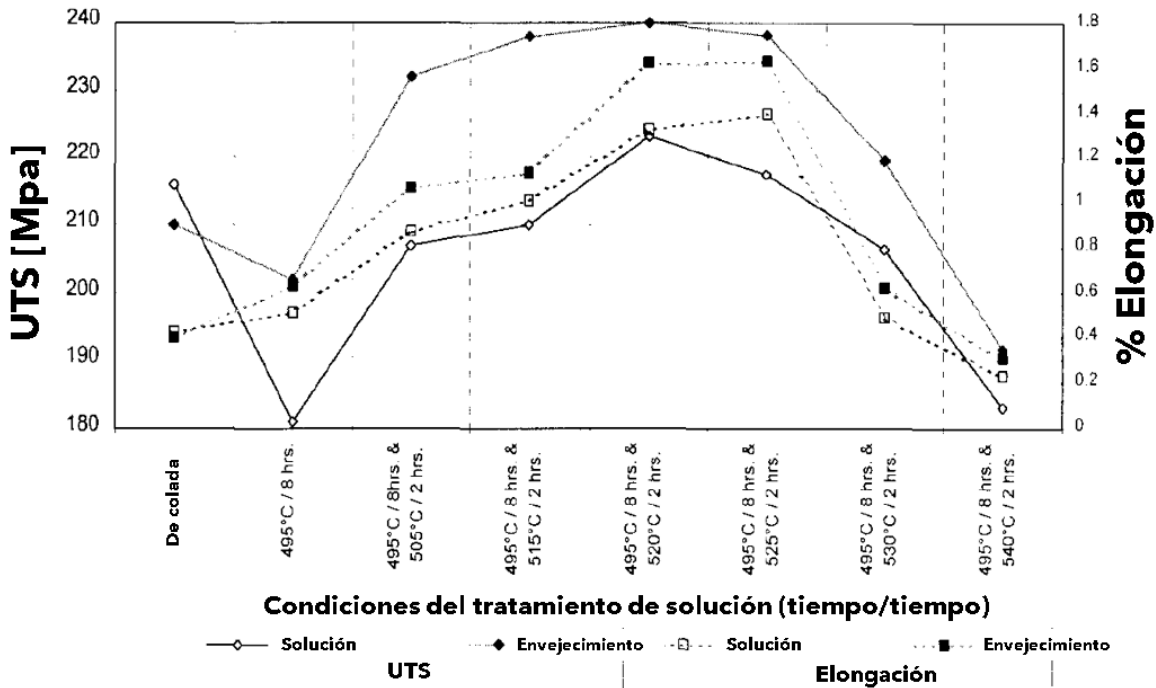


Figura 17. Comparación de propiedades mecánicas en las diferentes condiciones del tratamiento de solución, antes y después del envejecido ^[18].

De esta investigación realizada por J. H. Sokolowski, podemos destacar:

1. Al agregar una segunda etapa de solución al tratamiento térmico de la aleación, se logra una mejor homogenización de los solutos de la aleación A319 antes del envejecimiento.
2. La homogenización lograda con la segunda etapa de solución agregada conduce a un aumento de las propiedades mecánicas como resistencia a la tensión, dureza y ductilidad, antes y después del envejecimiento artificial.
3. Una segunda etapa de solución superior a 520°C provoca fusión incipiente de la fase eutéctica Al-Cu en la aleación, lo cual reduce las propiedades mecánicas que se buscan aumentar.

3.2 Tiempo y temperatura óptimos del tratamiento de solución y envejecimiento en una aleación de aluminio 319 moldeo en verde

Un tratamiento térmico se define tanto por la temperatura de trabajo, cómo por el tiempo que durará dicho tratamiento. El tiempo de solución debe ser el necesario para obtener una homogenización de la matriz y distribución de los solutos a precipitar durante el envejecimiento, y no debe excederse debido a que sólo lograría una disminución en las propiedades. Lo mismo sucede con el tratamiento de envejecimiento, el cual debe tener las condiciones adecuadas para precipitar las fases que aumentan la dureza de la pieza y no llegar a un sobre-envejecimiento.

Por lo tanto, hablaremos dos trabajos de investigación, que estudiaron los tiempos de solución y envejecimiento, así como la diferencia de la temperatura de tratamiento.

Jerry H. Sokolowski y col. ^[19] evaluaron diferentes combinaciones de tiempos con temperaturas fijas para un tratamiento de endurecimiento por precipitación (T6) en un aluminio 319 en moldeo en verde modificada con estroncio (Sr). Al igual que agregaron la segunda etapa de solución. La combinación de los tiempos se puede observar en la **Tabla 12**.

Tabla 12. Parámetros de experimentación de Jerry H. Sokolowski y col. ^[20]

Número de experimento	Parámetros de los tratamientos térmicos			
	Solución 1	Solución 2	Temple	Envejecido
1	495°C / 2h	515°C / 3h	Agua a 74°C	250°C / 4h
2	495°C / 2h	515°C / 4h	Sin temple	265°C / 3h
3	495°C / 2h	515°C / 4h	Agua a 74°C	250°C / 3h
4	495°C / 2h	515°C / 4h	Sin temple	265°C / 4h
5	495°C / 4h	515°C / 4h	Agua a 74°C	265°C / 3h
6	495°C / 4h	515°C / 4h	Sin temple	250°C / 4h
7	495°C / 4h	515°C / 3h	Agua a 74°C	265°C / 4h
8	495°C / 4h	515°C / 3h	Sin temple	250°C / 3h
Solución en 1 paso	495°C / 8h	-	Agua a 74°C	250°C / 4h

Dicha combinación de tiempos demostró diferentes cambios en las propiedades mecánicas. Cabe mencionar que el temple que se realiza también se comparó de dos formas, en agua a 74°C y a temperatura del tratamiento de envejecimiento, es decir, no hubo un enfriamiento súbito.

Observando las propiedades mecánicas de la investigación de J. H. Sokolowski (ver **Figura 18 y 19**) se puede resumir el trabajo en los siguientes puntos:

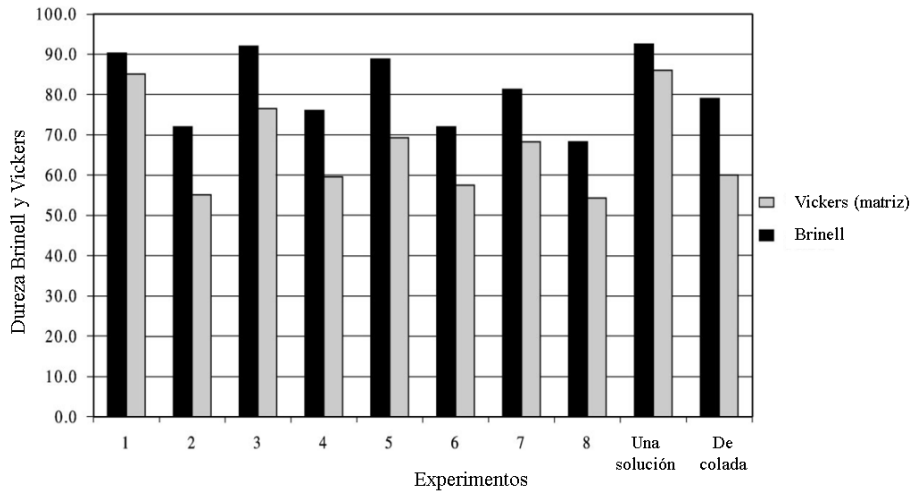


Figura 18. Comparación de dureza Brinell y Vickers en las diferentes condiciones del T6 variando tiempos de tratamiento. [19]

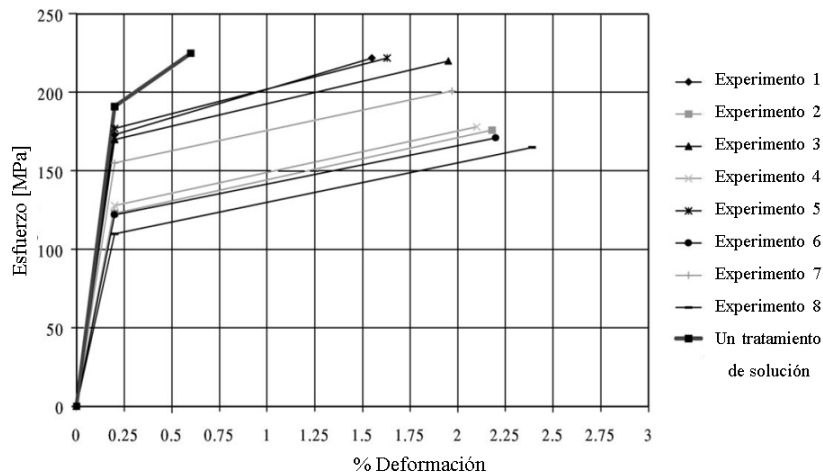


Figura 19. Comparación de resistencia a la tracción en las diferentes condiciones de T6 variando tiempos de tratamiento. [19]

1. Una segunda etapa de solución beneficia a las propiedades mecánicas para una aleación 319 fabricada en moldeo en verde, aunque una aleación con altos contenidos de estroncio (Sr) quizá se requiera de mayores temperaturas de tratamiento de solución, ya que el estroncio adicional eleva la temperatura eutéctica.
2. La mejor combinación de temperaturas de las dos etapas de solución fueron 495 y 515°C, respectivamente. Con tiempos de 2 horas para la primera solución y 4 horas para la segunda.
3. Los valores de dureza y resistencia máxima a la tensión con una sola etapa de solución fueron inferiores en comparación con las pruebas con dos etapas del tratamiento de solución.
4. Lo mismo pasa con el temple, existe un aumento de propiedades en los experimentos con un temple en agua a 74°C en comparación con las que no contaban un medio de enfriamiento súbito (una vez acabada la etapa de solución se metían las piezas al horno de envejecido).
5. Para el tratamiento de envejecimiento artificial, se puede observar que, a mayor temperatura, se requiere menor tiempo de tratamiento de envejecimiento para un aumento en las propiedades mecánicas, siendo un tiempo de 3 horas con una temperatura de 250°C la mejor combinación.

En cuestión del tiempo óptimo, **J. Gauthier y col.** [20], [21], estudiaron el tiempo y temperatura adecuada para una pieza de aluminio 319 en molde permanente. Variando la temperatura de solución de 465 a 525°C, con tiempos de, 4, 8, 12, 16, 20 y 24 horas. En donde lograron ver que existe un aumento en la resistencia a la tensión, tal como lo muestra la **Figura 20**.

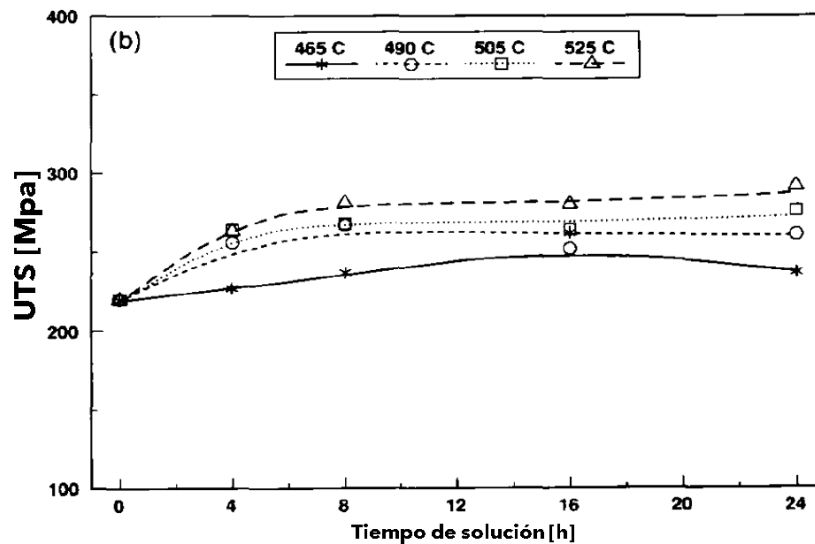


Figura 20. Valores de UTS respecto al tiempo del tratamiento de solución para una aleación 319 en molde permanente. [20]

Al igual se muestra el cambio morfológico que ocurre con el tratamiento de solución, mostrando la tendencia de esferoidizar el silicio (**Figura 21**) presente en la aleación, durante un día de tratamiento a diferentes temperaturas. Dicha esferoidización, provoca un efecto positivo en las propiedades mecánicas ya que aumenta valores como lo son el UTS, la resistencia al impacto, etc.

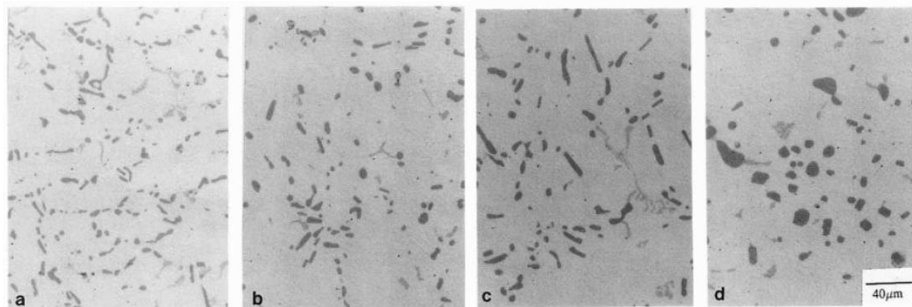


Figura 21. Metalografía del tratamiento de solución de 24 horas a a)480 b)505 c)515 y d)540 °C. [20]

Dicho trabajo se compone de 2 partes. La segunda parte habla del envejecimiento artificial de la pieza 319. Los tiempos de tratamiento fueron los mismos que en el tratamiento de solución (4, 8, 12, 16, 20 y 24 horas) con temperaturas de 155, 180, 200 y 220 °C, respectivamente.

En la **Figura 22**, se observa un aumento de las propiedades en las primeras temperaturas (155 y 180°C), en comparación a altas temperaturas (200 y 220°C), las cuales disminuyen la resistencia a la tensión con respecto al tiempo.

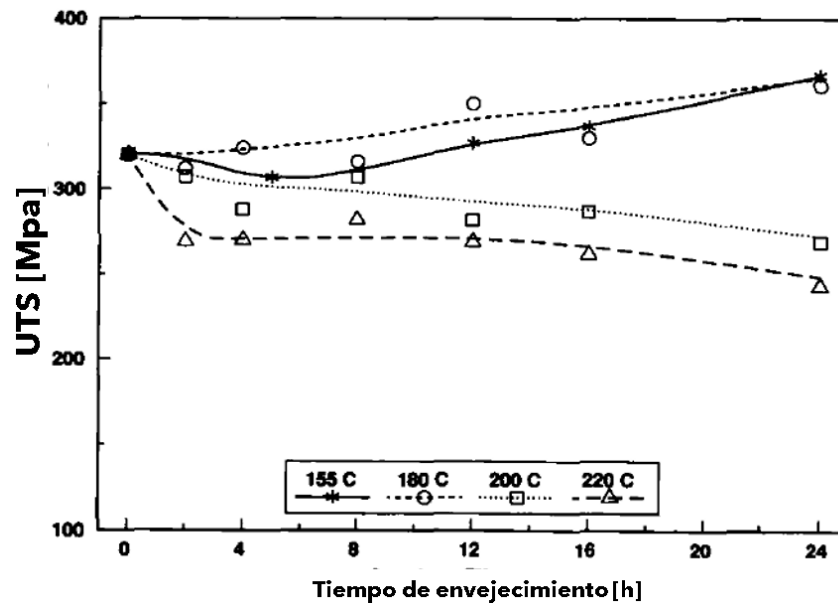


Figura 22. Resistencia a la tensión a distintas temperaturas de envejecimiento artificial a una pieza automotriz A319 de molde permanente. ^[21]

El descenso de las propiedades se debe al sobre envejecimiento que sufrieron las piezas. Al aumentar el tiempo de tratamiento comenzaron a formarse fases que perjudican, como lo son las fases incoherentes (Al_2Cu). Cabe destacar que los tiempos utilizados en este trabajo son tiempos muy extensos para el tratamiento, al igual que fueron fabricadas en molde permanente, lo que significa un cambio en la morfología de la microestructura, teniendo una solidificación más rápida en comparación de los otros trabajos realizados en moldeo en verde.

El trabajo de J. Gauthier y col. ^[20], ^[21], dividido en dos partes se resume en los siguientes puntos:

1. En la parte del tratamiento de solución se toma la temperatura idónea de 525°C en un tiempo de 8 horas, ya que a mayores temperaturas ocurre una fusión parcial de la fase Al₂Cu, al igual que provoca porosidad por contracción, provocando un deterioro en las propiedades mecánicas.
2. J. Gauthier y col. recomiendan que un tratamiento de solución de 540°C en un tiempo corto es óptimo para esferoidizar el Si en su mayoría y disolver en gran parte los solutos que precipitan en el envejecimiento.
3. En la parte de envejecimiento, existieron dos condiciones que aumentaron la resistencia a la tensión: un envejecido de 24 horas de tratamiento a 155°C, y un envejecimiento de 8 horas, pero con una temperatura de 180°C. Por lo tanto si se usa una temperatura baja se requerirá mucho más tiempo para que el envejecimiento provoque el aumento de las propiedades mecánicas.
4. Las inclusiones y óxidos que se formaron ya sean por la fabricación de la pieza o por el sobre-envejecimiento, disminuyeron las propiedades como lo son el límite elástico, el UTS y el porcentaje de elongación aún por debajo de los valores correspondientes sin tratamiento.

4. HIPÓTESIS

El tiempo de solución y el tiempo de envejecimiento durante el tratamiento térmico aplicado a una aleación A319 colada por moldeo en verde, modificará el tamaño y distribución de los precipitados metaestables (como Al_2Cu) y la morfología del silicio eutéctico, teniendo como consecuencia un incremento en las propiedades mecánicas.

5. OBJETIVOS

- I. Analizar parámetros de solidificación que presenta la aleación A319 para conocer las fases presentes a partir de la adquisición de la historia térmica de la solidificación y enfriamiento del producto colado, al igual que con un análisis metalográfico. Comparando dichos parámetros entre la aleación con y sin modificación.
- II. Caracterizar y evaluar el efecto que aporta el tratamiento al metal líquido de modificación, los tiempos de solubilización y de envejecimiento sobre la microestructura.
- III. Caracterizar y evaluar el efecto que tiene la modificación, tiempo de solubilización y envejecimiento sobre las propiedades mecánicas de la aleación.
- IV. Analizar el efecto de los precipitados metaestables con respecto al tratamiento térmico, como es la propagación de fases precipitadas y la relación que tienen con las propiedades mecánicas.

6. METODOLOGÍA EXPERIMENTAL

1. Se diseñó el sistema de colada para la fabricación de las placas (aleación A319). Los cálculos y medidas del sistema de colada se presentan en el **Anexo I**. Posteriormente, se fabricó la placa modelo correspondiente, **Figura 23**.

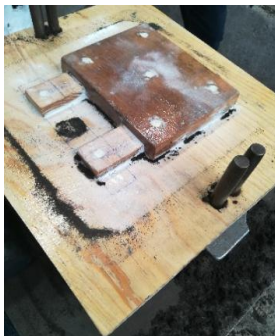


Figura 23. Placa modelo realizada para la pieza.

2. Se realizaron pruebas mecánicas y físicas a la mezcla de moldeo, siendo arena sílice (No. AFS: 90-100), con un %Bentonita activa: 8.0 % (80 B. Ca - 20 B. Na) y 3.0 % de humedad real (punto temper, **Anexo II**).
3. La aleación A319 estudiada, se obtuvo en forma de lingotes por medio de un proveedor. Se refundieron los lingotes de la aleación A319 en un horno de gas con crisol removible.
4. La temperatura de trabajo del metal líquido fue de 760 a 780°C, y la adquisición de la historia térmica se llevó a cabo con un termopar tipo "k".
(**Figura 24**):



Figura 24. Molde adaptado para la prueba de análisis térmico de la aleación A319 y placas obtenidas de la aleación A319.

5. Se realizó el tratamiento al metal líquido de modificación con estroncio, con un nivel teórico de 0.04% Para todas las placas se realizó desgasificación con gas argón por 5 minutos.
6. Las cuatro placas fundidas fueron clasificadas según su tratamiento al metal líquido, como lo muestra la **Tabla 13**.

Tabla 13. Nomenclatura de las placas fabricadas de la aleación A319.

Letra	Significado
B	Blanco (sin modificación)
M	Modificada

7. Se verificó la composición química que el proveedor reportaba, mediante un Espectrómetro de Medición Óptica (prueba de chispa), al igual que se comprobó si la aleación se encontraba dentro de la composición nominal.
8. Las placas obtenidas por fundición se segmentaron para la obtención de las probetas de tensión e impacto, tal como se muestra en la **Figura 25**.

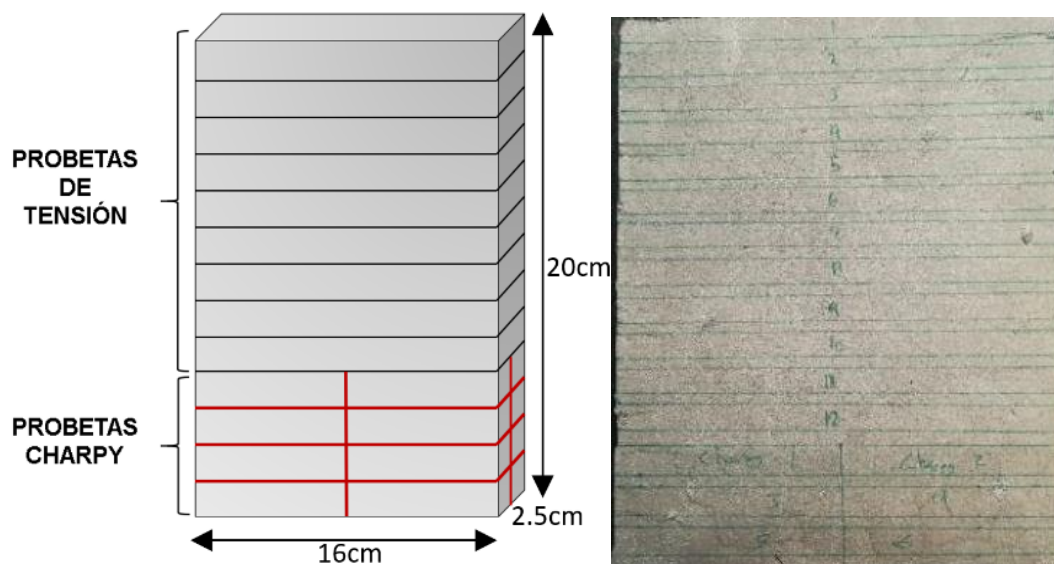


Figura 25. Representación de la división de placas para la posterior realización de probetas de tensión y ensayo de impacto. La placa no se coló de manera vertical, esta figura solo es representativa.

9. Los segmentos cortados a partir de las placas se maquinaron para la obtención de las probetas de tensión e impacto con las siguientes medidas [mm], **Figura 26**:

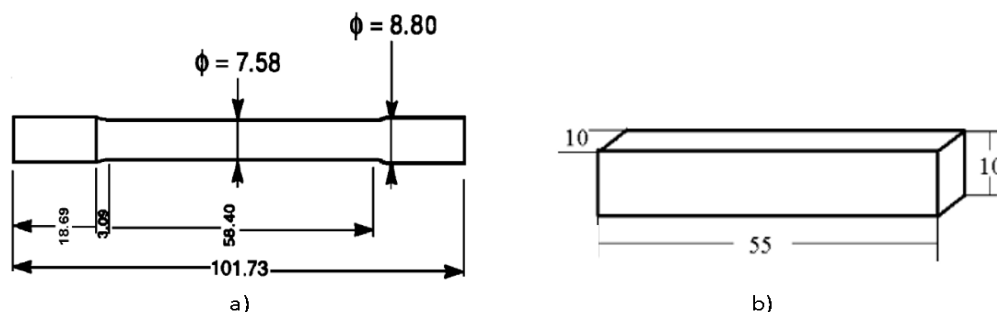


Figura 26. Mediadadas [mm] de las probetas de a) probetas de tensión y b) probetas ensayo de impacto. [22], [23]

El tamaño de las piezas fue elegido en relación con el mínimo gasto de aleación para aprovechar la mayor cantidad de probetas por placa para experimentación.

10. Se aplicó el tratamiento térmico T6 en todas las probetas de tensión e impacto, colocando las probetas en la mufla de tratamiento (**Figura 27**), con las siguientes condiciones:

- Temperatura de primera solución: 495°C.
- Tiempos de la primera solución: 4 y 8 horas.
- Temperatura de segunda solución: 520°C.
- Tiempo de segunda solución: 2 horas.
- Medio de temple y temperatura: Agua a 60-70°C.
- Temperatura de envejecimiento artificial: 250°C.
- Tiempos de envejecimiento artificial: 3 y 5 horas.



Figura 27. Mufla utilizada para los tratamientos térmicos.

11. Se realizó el ensayo de tensión en una máquina universal de ensayos. Debido al tamaño de las probetas no se colocó un extensómetro, por lo que se obtuvo resistencia máxima a la tensión (UTS por sus siglas en inglés).
12. Se realizó el ensayo de impacto Charpy a temperatura ambiente.
13. Posteriormente se realizó el ensayo de dureza Brinell con un indentador de 5mm y una carga de 250Kg, **Figura 28**.



Figura 28. Durómetro Brinell.

14. Se caracterizó la microestructura de las piezas después de los ensayos mecánicos, siendo evaluadas por su tiempo de tratamiento al metal líquido y tratamiento térmico. Identificando precipitados y su respectiva morfología.
15. Se evaluó el nivel de modificación para las piezas con y sin tratamiento térmico de forma comparativa con los patrones que se encuentran en el **Anexo III**.

16. Por lo tanto, los experimentos se realizaron de acuerdo con lo establecido en la **Tabla 14**. Dónde “B” se refiere a las probetas no modificadas y “M” a las probetas modificadas con estroncio.

Tabla 14. Esquematización de los experimentos realizados.

Tratamiento	Experimento	Modificación (0.32%Sr)	tiempo	tiempo	Temple	tiempo
			1ra Solución [h] T: 495°C	2da Solución [h] T: 520°C		Envejecimiento [h] T: 250°C
1	1	B	-	-	-	-
	2	M	-	-	-	-
2	3	B	4	2	Agua 60-70°C	3
	4	M	4	2	Agua 60-70°C	3
3	5	B	8	2	Agua 60-70°C	3
	6	M	8	2	Agua 60-70°C	3
4	7	B	4	2	Agua 60-70°C	5
	8	M	4	2	Agua 60-70°C	5
5	9	B	8	2	Agua 60-70°C	5
	10	M	8	2	Agua 60-70°C	5

7. RESULTADOS Y ANÁLISIS

7.1 Análisis Químico

El análisis químico se realizó con un Espectrómetro de Medición Óptica, para comprobar si la composición de la aleación se encontraba dentro de la norma ASTM B-16 (aleaciones de aluminio moldeo en verde). La composición química nominal para una aleación A319 puede observarse en la **Tabla 15**.

Tabla 15. Composición química nominal de una aleación A319.

Elemento	Al	Si	Cu	Mg	Fe	Mn	Zn	Otros
Porcentaje	Balance	5.5-6.5	3-4	0-0.1	0-1	0-0.5	0-1	0-0.5

Se optó por realizar un solo estudio de análisis químico para las placas no modificadas, por lo que la composición química fue la siguiente (**Tabla 16**):

Tabla 16. Composición química de la aleación experimental sin modificación A319.

B 1	Al	Si	Cu	Mg	Fe	Mn	Zn	Sr	Cr
Balance	5.58	3.589	0.0236	0.295	0.012	0.022	0.0002	0.0011	

Comparando esta composición química con la nominal podemos asegurar que los lingotes refundidos se encontraban dentro de los porcentajes de elementos aleantes que son necesarios para la denominación de la aleación.

En las placas modificadas fue necesario la medición del porcentaje de los elementos aleantes en ambas placas, debido al nivel de estroncio real que presenta cada una de ellas, ya que las propiedades mecánicas de aleaciones de serie 3xx.x de aluminio dependen principalmente del silicio total en la aleación.

La modificación teórica esperada era 0.04% de estroncio, la primera placa presentó un aumento de estroncio de 0.077% como se puede ver en la **Tabla 17**, dicho aumento se debió a una mala homogenización en el metal líquido de la aleación

maestra Al-Sr, lo que pudo provocar una concentración alta de estroncio en la superficie del metal líquido.

Tabla 17. Composición química de la placa 1 modificada con estroncio.

M1	Al	Si	Cu	Mg	Fe	Mn	Zn	Sr	Cr
	90.3	5.62	3.567	0.0212	0.3054	0.0122	0.0212	0.077	0.0017

La segunda placa tiene un contenido de estroncio dentro de lo estimado (0.032%) como se puede ver en la **Tabla 18**. Cuando el porcentaje de hierro (Echavarría^[3]), es cercano a 0.04%, el hierro dentro del aluminio es insoluble a temperatura ambiente por lo que se presenta la fase Al₅FeSi en forma de agujas, la cual es una fase que afecta a las propiedades mecánicas de la aleación debido a su morfología, actuando como concentradores de esfuerzos.

Tabla 18. Composición química de la placa 2 modificada con estroncio.

M2	Al	Si	Cu	Mg	Fe	Mn	Zn	Sr	Cr
	90.4	5.61	3.565	0.0193	0.314	0.0126	0.0213	0.0320	0.0055

Debido al porcentaje de cobre de todas las placas, se espera la formación de los precipitados provenientes del cobre, durante el tratamiento de envejecimiento, aumentando la resistencia a la tensión (UTS), dureza (HB) y resistencia al impacto. Al ser una aleación hipoeutéctica (%Si debajo de 12.6) se espera la fase eutéctica y silicio en forma de plaqueta o morfología laminar para las placas sin modificación.

7.2 Análisis Térmico

Para cada placa, durante la colada, se registró el historial térmico implementando 2 termopares, uno colocado en el centro geométrico de la pieza y el otro en la orilla, tal como lo muestra la **Figura 29**. Así se estudiaron las curvas de enfriamiento y su primera derivada.

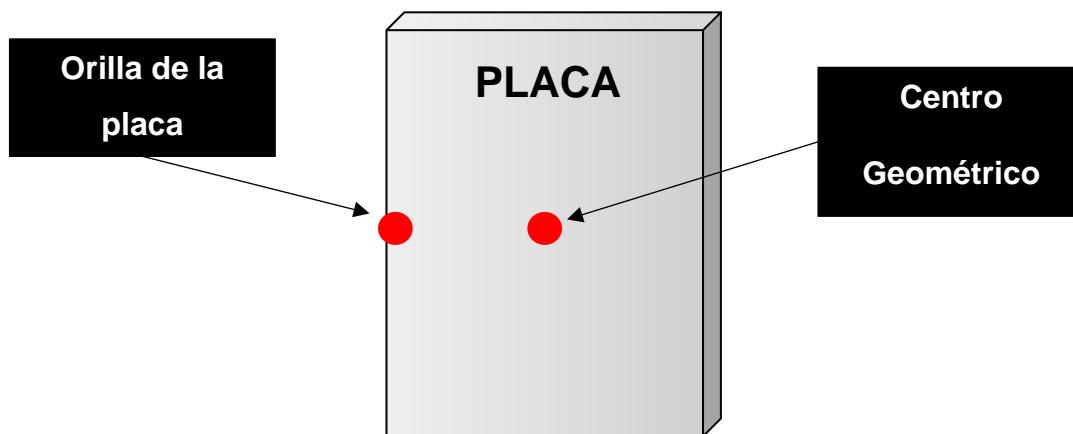


Figura 29. Representación de la placa (en vertical) y los puntos donde se colocaron los termopares para el estudio térmico de la aleación A319.

En las curvas de enfriamiento de la aleación A319, se observan 3 cambios de pendiente, los cuales representan las etapas de solidificación de la aleación. Comparando la curva que está en el centro de cada placa, con la de la orilla se puede notar que en la orilla hay una velocidad de enfriamiento mayor, ya que la solidificación de la pieza comienza en la interfase metal líquido-arena, por lo que la zona del centro será la última en solidificar. Debido a la posición horizontal en que las placas fueron coladas.

Para determinar a mayor detalle las etapas de solidificación de las placas, se calculó la primera derivada, la cual representa la velocidad de enfriamiento de la aleación al solidificar, en dónde el aumento de dicha derivada representa la formación de una nueva fase la cual libera calor latente de formación.

En la **Figura 30** se puede observar la curva de enfriamiento del centro geométrico de la pieza sin modificación (blanco), al igual que su primera derivada. En la curva de enfriamiento se pueden observar 3 cambios: la formación de la fase primaria, temperatura eutéctica y la formación del compuesto Al_2Cu .

Con la primera derivada podemos conocer mejor como ocurrió el enfriamiento en el centro de la placa no modificada, ya que podemos observar los distintos cambios en la misma y así, determinar las fases presentes al final de la solidificación. La temperatura de nucleación de los granos de la fase α , se encuentra aproximadamente a 590°C , la temperatura de transformación eutéctica se encuentra a 556°C y la formación del compuesto Al_2Cu (fase θ) está a 515°C .

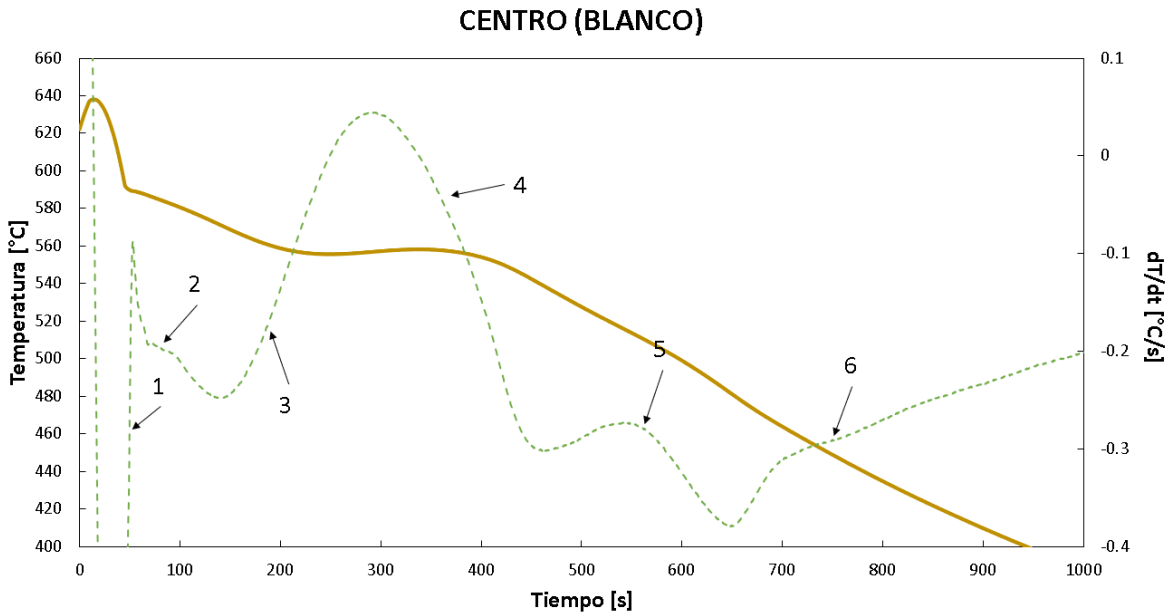


Figura 30. Curva de enfriamiento y su derivada (línea punteada), del centro geométrico de la placa A319 sin modificación.

Siguiendo con la placa sin modificación en la aleación, en la **Figura 31** se encuentra la curva de enfriamiento de la misma placa, pero con los datos medidos en la orilla de esta. En dónde se puede notar como principal diferencia la velocidad de enfriamiento, la cuál es mayor a la presentada en el centro de la placa. Ya que en la formación de la fase α no hay un aumento de la derivada tan marcado como lo es en el centro.

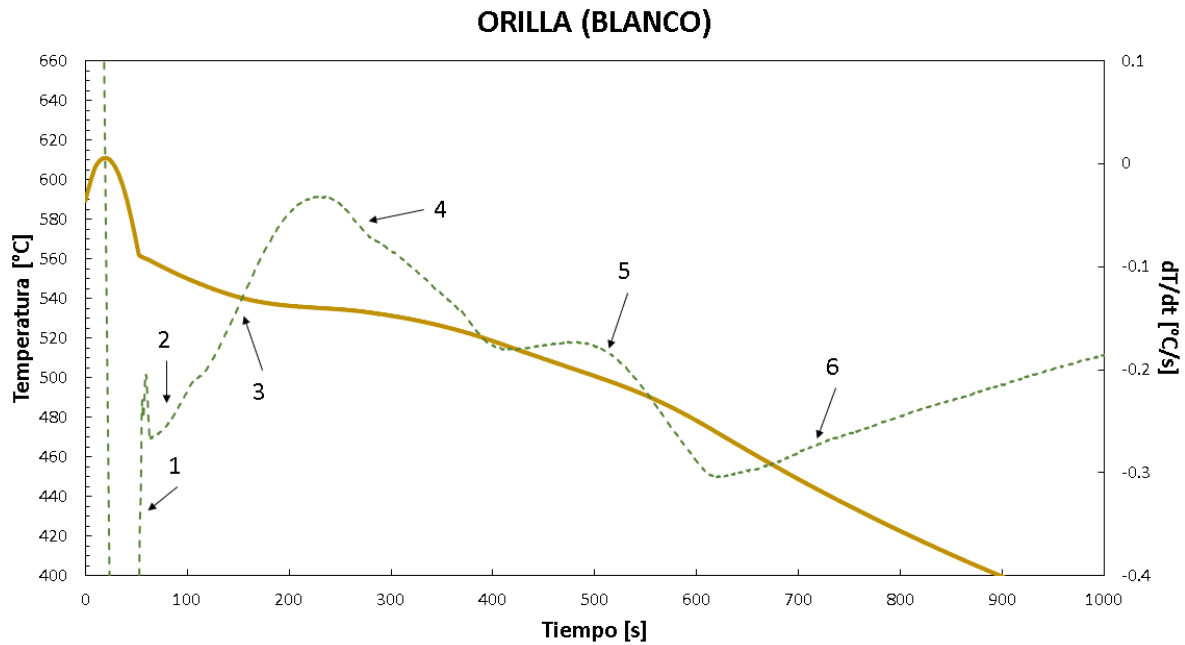


Figura 31. Curva de enfriamiento y su derivada (línea punteada), de la orilla de la placa A319 sin modificación.

Lo anterior mencionado es consecuencia de una velocidad de enfriamiento superior, ya que la solidificación de la placa comienza en la interfase metal líquido-molde, es decir, en la orilla de la pieza tiene una velocidad de enfriamiento superior que en el centro. En la orilla de la pieza no modificada se tiene una temperatura de nucleación de 560°C, temperatura eutéctica de 535°C y una temperatura de formación de la fase θ de 505°C.

Para la placa con modificación (0.0319%Sr) se tomó lectura en las mismas zonas que en la placa no modificada. En la **Figura 32**, se encuentra la curva de enfriamiento en el centro de la placa con modificación. Con una temperatura de nucleación de 595°C aproximadamente, una temperatura eutéctica de 555°C y una temperatura de 517°C para la formación de la fase θ .

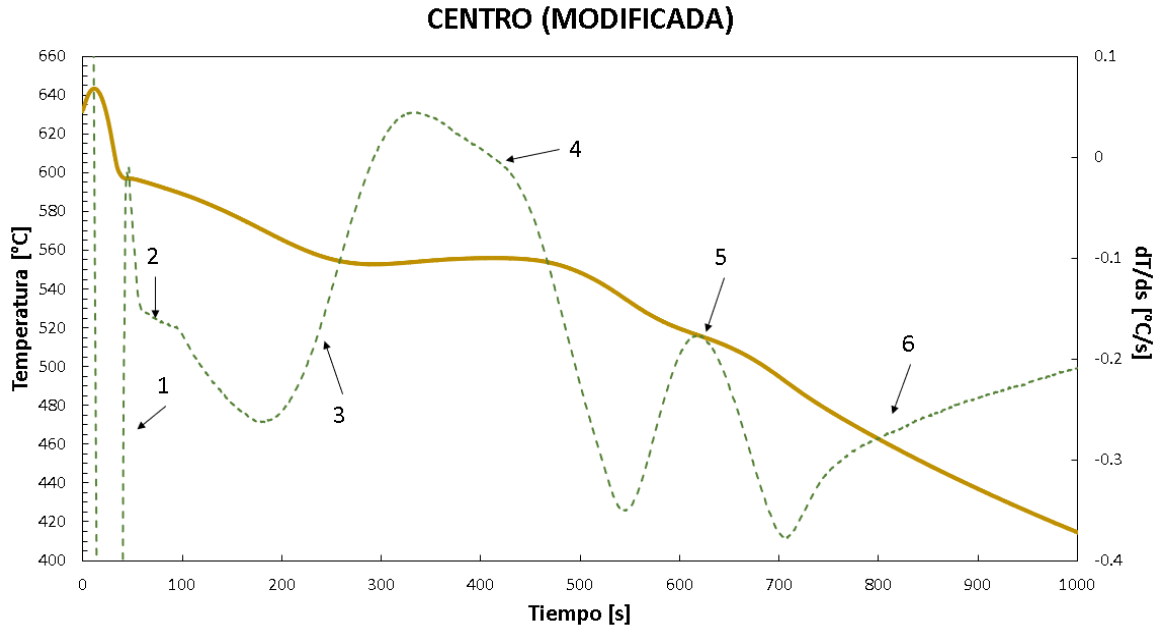


Figura 32. Curva de enfriamiento y su derivada (línea punteada), del centro geométrico de la placa A319 con modificación (0.0319%Sr).

Igual que en las placas que en la placa sin modificación, la velocidad de enfriamiento se ve afectada en la orilla de la placa. En la **Figura 33**, se muestra la curva de enfriamiento en la zona de la orilla de la placa modificada. Donde existe una temperatura de nucleación de 575°C aproximadamente, una temperatura eutéctica de 545°C y una temperatura de la fase θ de 510°C.

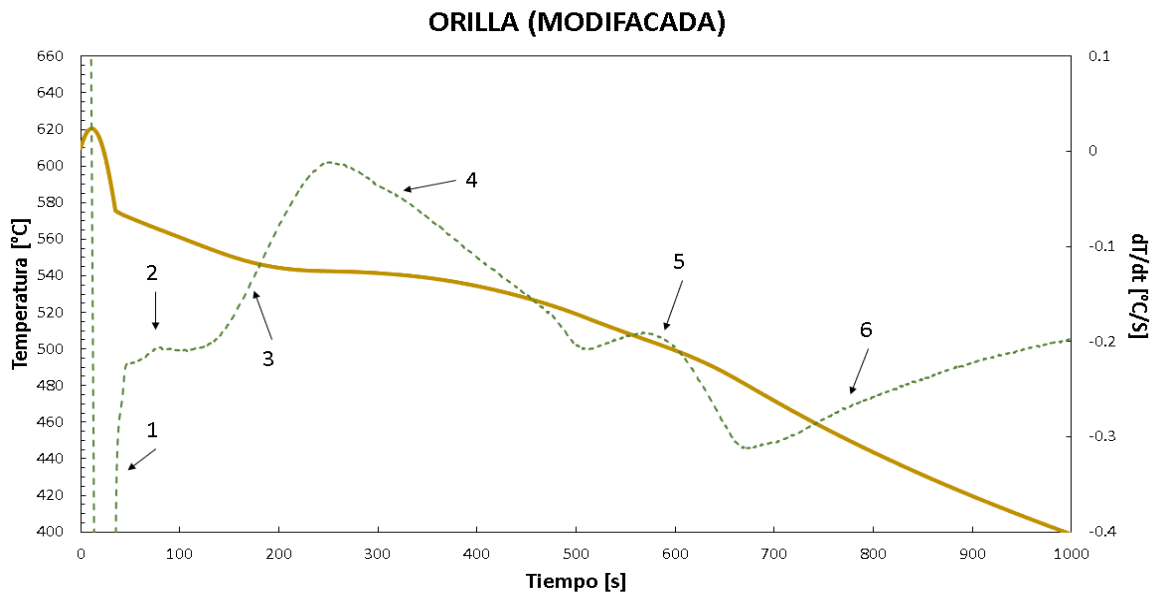


Figura 33. Curva de enfriamiento y su derivada (línea punteada), de la orilla de la placa A319 con modificación (0.0319%Sr).

De acuerdo con la ruta de solidificación que se presentó en el **Capítulo 2.3** de este trabajo, podemos basarnos en el criterio de Chai, G. ^[8], para determinar mediante la derivada, las fases que solidificaron en la aleación de estudio. La numeración marcada en cada derivada de su respectiva curva de enfriamiento, indican las etapas durante la solidificación de la aleación. Por lo tanto, tenemos:

- 1) Formación de la fase primaria.
- 2) Formación del intermetálico Al_5FeSi
- 3) y 4) Formación y crecimiento del microconstituyente eutéctico.
- 5) Formación de la fase Al_2Cu (θ).
- 6) Final de la formación de fases.

Cabe mencionar que las temperaturas de cada una de las reacciones difieren debido al tratamiento al metal líquido (modificación), al igual que la posición de estudio de las placas. Las diferencias entre las temperaturas de ambas placas se presentan en la **Tabla 19**.

Tabla 19. Temperaturas de nucleación, eutéctico y fase Al_2Cu en las placas sin modificación y con modificación.

Colada	Posición	T Nucleación [°C]	T Eutéctico [°C]	T Al_2Cu [°C]
Sin Modificación	Centro	590	556	515
	Orilla	560	535	505
Modificada	Centro	595	555	517
	Orilla	575	545	510

La diferencia que existe entre las temperaturas de formación de fases del centro y la orilla para la misma placa se debe al efecto de gradientes de temperatura, causados por el diseño del sistema de colada. Recordemos que el sistema de colada (**Anexo I**) tiene dos corredores y dos entradas laterales a la pieza, dicho diseño de dos entradas disminuye turbulencia y mejora el llenado uniforme del sistema de colada, pero provoca gradientes de temperatura altos. Tal como se puede ver en la **Figura 34**, la toma de datos de temperatura de la orilla está del lado opuesto al sistema de colada. En los sistemas de colada, existen pérdidas de energía del metal líquido a lo largo del sistema de colada por cambio de sección, dirección y longitud, provocando así los gradientes de temperatura en las secciones de la pieza. Al igual que se toma en cuenta el volumen y geometría de la pieza, pues de las últimas secciones en la que el metal líquido llega, es la orilla opuesta al sistema de colada. Además de que las orillas son las primeras secciones en solidificarse.

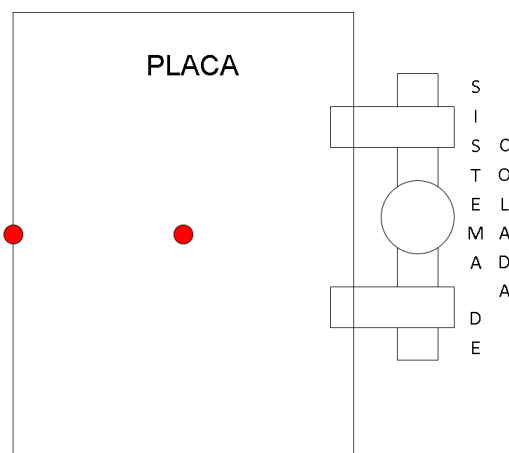


Figura 34. Vista superior de las placas fabricadas y su sistema de colada.

7.3 Análisis Metalográfico

El estudio metalográfico se llevó a cabo en las probetas de impacto, seleccionando una muestra por tratamiento térmico, a las cuales se les hizo la preparación metalográfica. Las metalografías mostradas tienen aumentos de 250X y 1000X para un mejor análisis microestructural.

Comenzando con la muestra sin tratamiento ni modificación, podemos observar en la **Figura 35**, las fases presentes como lo son: la fase θ (Al_2Cu) en forma de bloque o “Blocky” por su denominación en inglés ^[24]. Al igual que la fase de hierro en forma de aguja (Al_5FeSi) que, como ya se había mencionado, su morfología presenta una disminución en las propiedades mecánicas debido que actúa como un concentrador de esfuerzos.

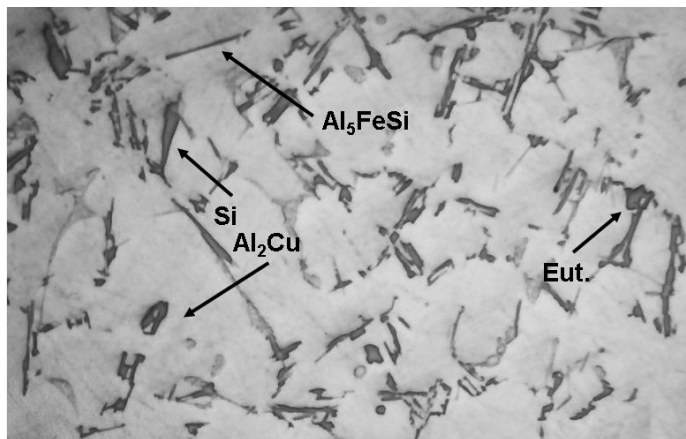


Figura 35. Metalografía de la probeta de impacto sin modificación y sin tratamiento térmico (250X).

Después de un tratamiento de solución de 6 horas y un tiempo de envejecido de 3 horas, se puede observar en la **Figura 36** la probeta sin modificación. Presentando una morfología del cobre en forma de bloque, el silicio fragmentado (**Figura 36 b**) y el comienzo de la esferoidización del mismo.

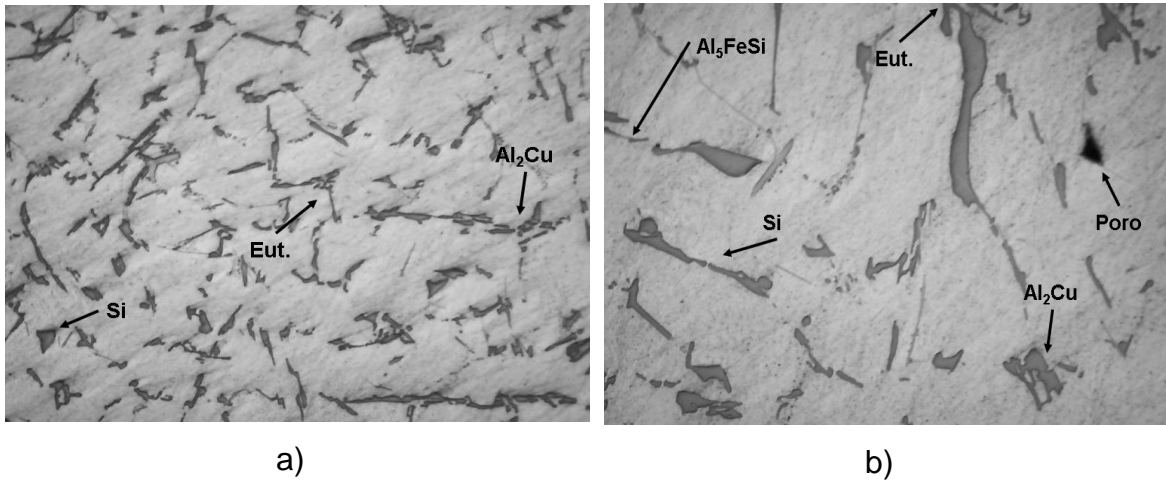


Figura 36. Metalografía de la probeta con un tratamiento de 6 horas de solución y 3 horas de envejecido, sin modificación. a) 250X b) 1000X.

Para el tratamiento de 6 horas de solución y 5 horas de envejecido comienza una distribución más notoria de los precipitados (**Figura 37 a**), así como la esferodización casi total del silicio presente, tal como lo muestra la **Figura 37 b**, el silicio se fragmenta para luego esferoidizar. Dicha morfología aumenta las propiedades mecánicas de la aleación.

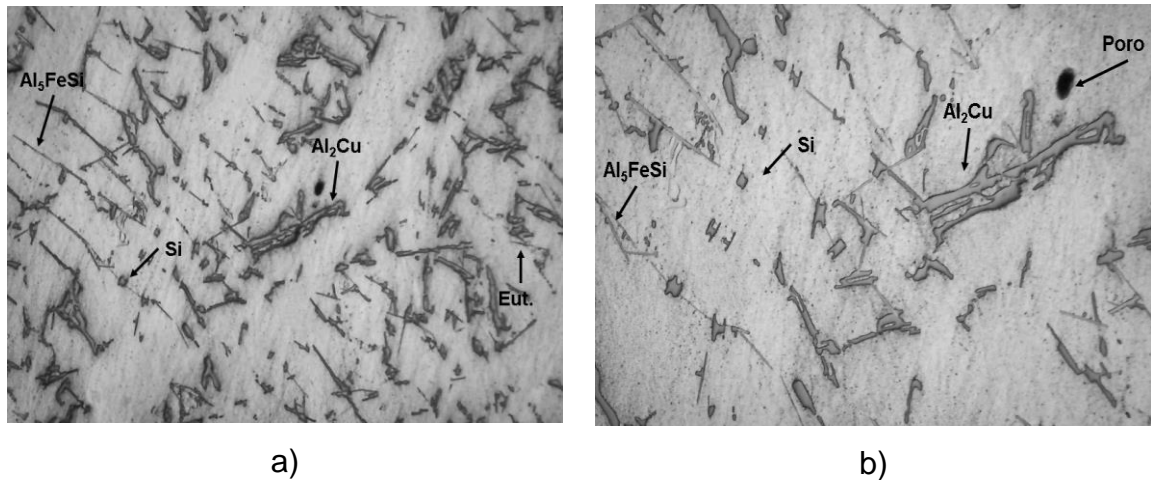


Figura 37. Metalografía de la probeta con un tratamiento de 6 horas de solución y 5 horas de envejecido, sin modificación. a) 250X b) 1000X.

Cuando se aumenta el tiempo de solución, se puede observar que las fases están mejor distribuidas, al igual que el silicio se encuentra en forma de partículas semi redondas. Tal como se puede observar en la **Figura 38**. Por lo tanto, una solución de 10 horas logra una mejor distribución y una mayor tendencia de silicio esferoidizado en piezas no modificadas. En la **Figura 38 a**, se observan fases disueltas y la desfragmentación de las estas. Al igual que en la **Figura 38 b**, se encuentra la forma de bloque del precipitado de cobre.

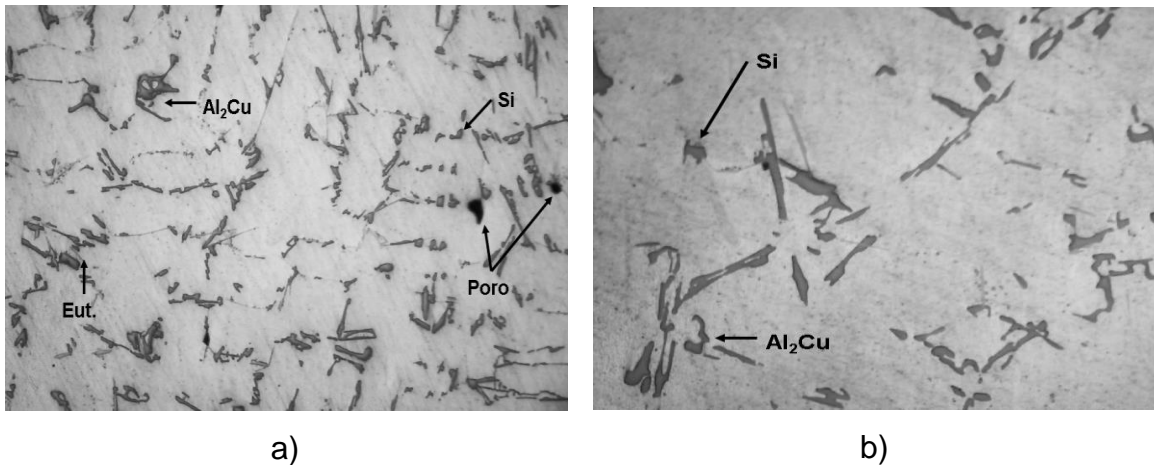


Figura 38. Metalografía de la probeta con un tratamiento de 10 horas de solución y 3 horas de envejecido, sin modificación. a) 250X b) 1000X

El último tratamiento de las probetas no modificadas constó de 10 horas de solución y 5 horas de envejecido, se presenta en la **Figura 39**, donde se puede observar una distribución de fases notoria comparada con la probeta sin tratamiento, al igual que la fragmentación del silicio en la **Figura 39 b**. Al igual que la fase de cobre Al_2Cu de forma blocky, de mayor tamaño.

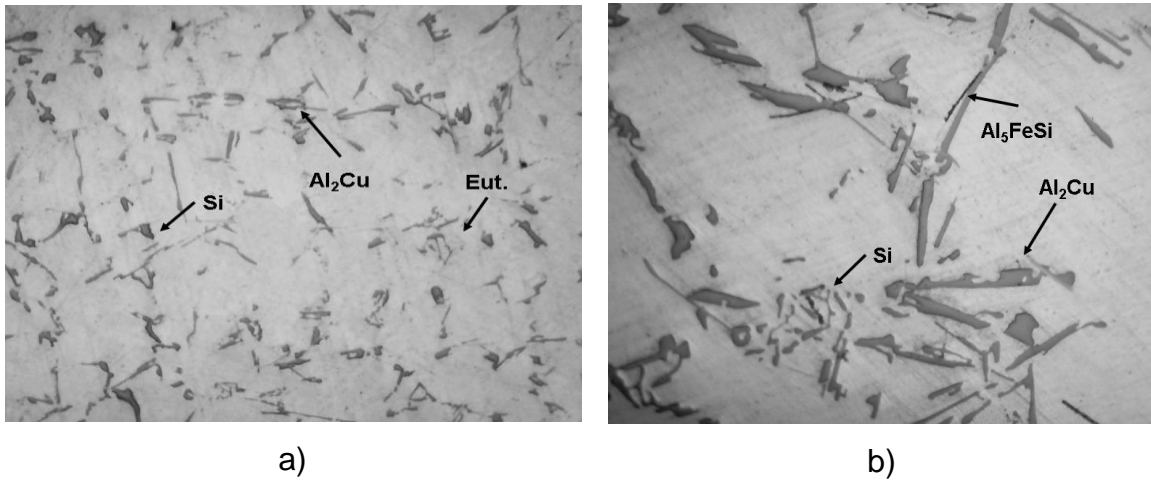


Figura 39. Metalografía de la probeta con un tratamiento de 10 horas de solución y 5 horas de envejecido, sin modificación. a) 250X b) 1000X

En la probeta modificada sin tratamiento térmico (**Figura 40**), el grado de modificación según la escala del **Anexo III**, se encuentra entre un grado 5-6, por lo tanto, el silicio eutéctico se encuentra de forma de partículas fibrosas redondeadas finas. El precipitado de cobre se encuentra en forma de bloque rodeado del eutéctico modificado con estroncio y la fase de hierro se encuentra en forma de aguja.

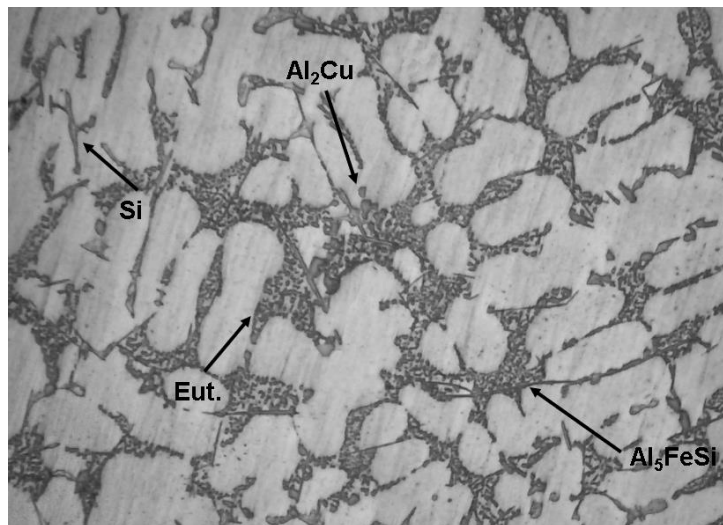


Figura 40. Metalografía de la probeta sin tratamiento térmico y con modificación (0.032% Sr). 250X

En la **Figura 41**, se muestra un tratamiento térmico de 6 horas de solución y 3 horas de envejecido, comparando estas metalografías con la probeta sin tratamiento se puede observar una distribución de precipitados notoria, al igual que las partículas de silicio comienzan a esferodizar con mayor facilidad en comparación a las muestras no modificadas ^[1]. El precipitado de cobre precipitó en forma de bloque alrededor del eutéctico modificado.

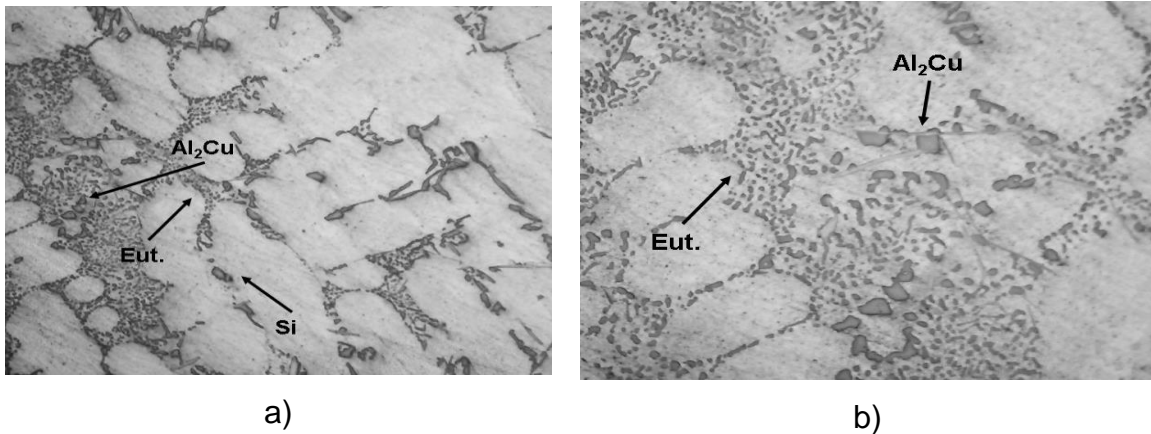


Figura 41. Metalografía de la probeta con un tratamiento de 6 horas de solución y 3 horas de envejecido, con modificación (0.032%Sr). a) 250X b) 1000X

En la **Figura 42 b** (6 horas de solución y 3 horas de envejecido), se puede observar un poro en la muestra, los cuales se forman principalmente por el efecto del hidrogeno en forma de burbuja (gas) durante la solidificación del aluminio.

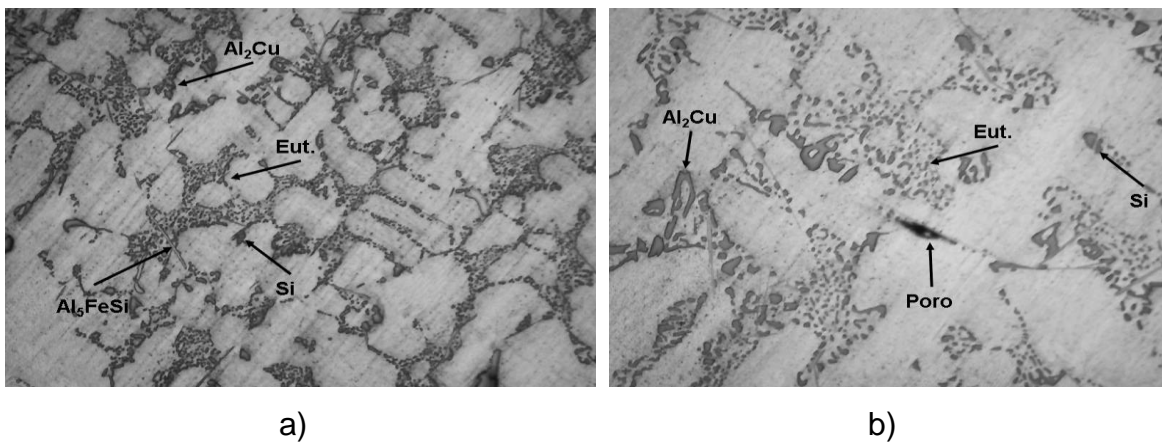


Figura 42. Metalografía de la probeta con un tratamiento de 6 horas de solución y 5 horas de envejecido, con modificación (0.032%Sr). a) 250X b) 1000X.

En la **Figura 43**, se encuentra la probeta con un tratamiento de 10 horas de solución y 3 horas de envejecido, de la cual podemos destacar la distribución de los precipitados, aumentando la distancia que existe entre las mismas, debido al aumento del tiempo del tratamiento de solución. En la **Figura 43 a**, se observa que la fase de cobre precipita en forma de bloque rodeada del eutéctico y en la **Figura 43 b**, se resalta remarcado con un círculo, que las fases se disuelven gradualmente en la matriz de aluminio (α) con un tratamiento de solución de 10 horas.

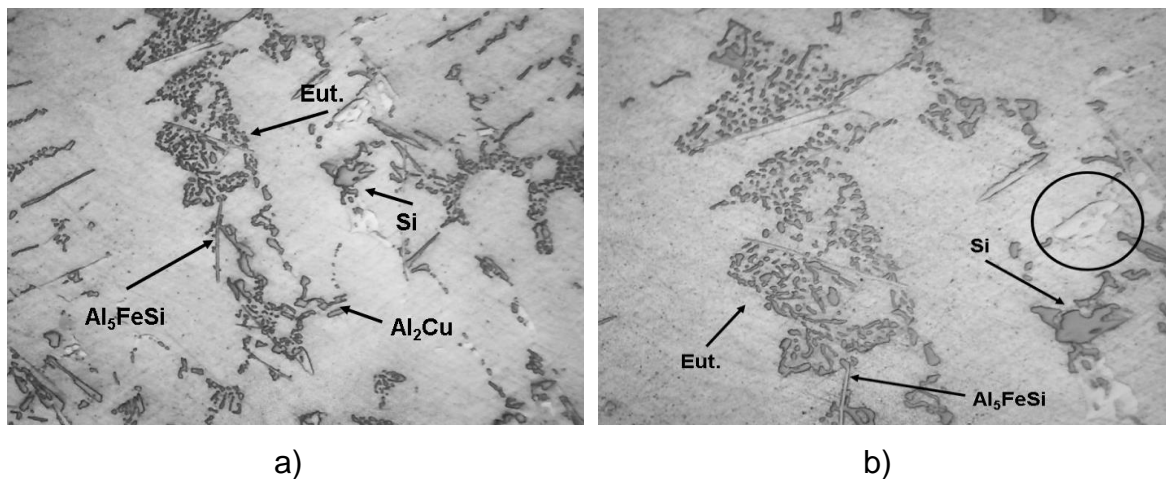


Figura 43. Metalografía de la probeta con un tratamiento de 10 horas de solución y 3 horas de envejecido, con modificación (0.032%Sr). a) 250X b) 1000X

En un tratamiento de 10 horas de solución y 5 de envejecido, las fases se encuentran con una mayor distribución en la matriz α , las partículas de silicio eutéctico tienen una tendencia de esferoidización mayor comparada con 6 horas de solución. Por último, existen poros en la muestra, uno de mayor tamaño, lo cual ocasiona una disminución en las propiedades mecánicas al ser un defecto superficial.

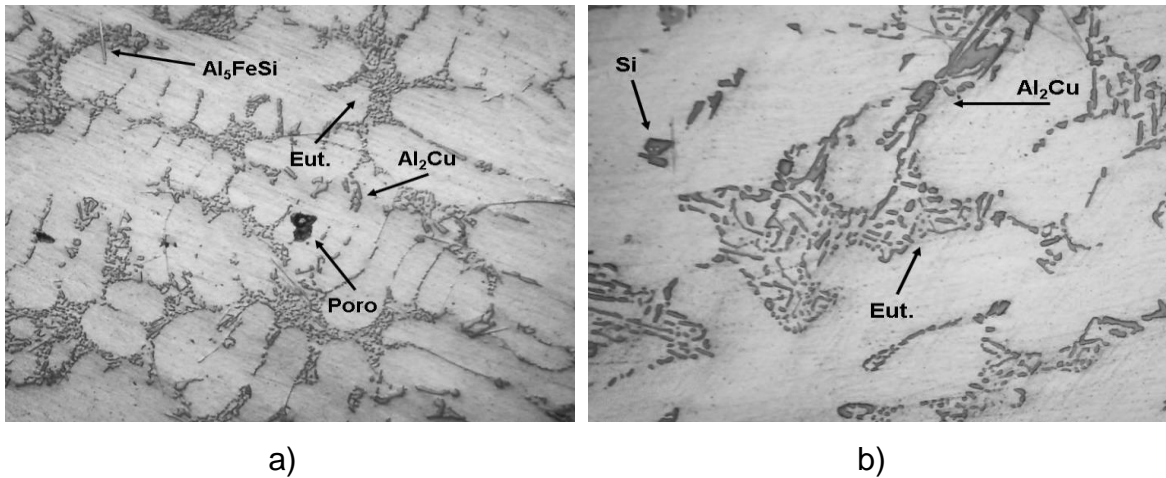


Figura 44. Metalografía de la probeta con un tratamiento de 10 horas de solución y 3 horas de envejecido, con modificación (0.032%Sr). a) 250X b) 1000X

Tanto en las probetas con modificación y sin esta, para tiempos de 5 horas de envejecimiento, precipita Al_2Cu de mayor tamaño comparado con las probetas con un tratamiento de 3 horas, por lo tanto, esto puede indicar un sobre-envejecido, debido a una mayor precipitación de fases incoherentes (θ). Al añadir esto con la presencia de poros en las probetas, se puede especular una disminución notable en las propiedades mecánicas para tiempos largos de envejecido.

7.4 Propiedades Mecánicas

El tratamiento T6 para aleaciones de aluminio, busca una dureza máxima de la aleación, la cual se encuentra antes del sobre-envejecimiento, al igual que una resistencia máxima a la tensión (UTS) elevada. Esto gracias a la precipitación de fases coherentes o semi coherentes en la matriz de la aleación.

Comparando las propiedades mecánicas a distintos tiempos de tratamiento, podemos obtener las mejores condiciones de tiempo para el tratamiento térmico en una aleación A319 moldeo en verde, con y sin modificación.

7.4.1 Tensión

En la **Tabla 20**, se encuentran los valores de UTS reportados para cada tratamiento de las probetas sin modificación. En la probeta sin tratamiento térmico se obtuvo un valor de 125MPa, para el primer tratamiento térmico de 6 horas totales de solución y 3 de envejecido aumentó el valor de UTS a 193MPa. En los siguientes tratamientos ocurrió una disminución de valores de UTS siendo todos incluso inferiores a los valores reportados de la probeta sin tratamiento térmico. Por lo tanto, los tiempos de solución de 10 horas perjudican la resistencia a la tensión para las probetas sin modificación, así como un tiempo de envejecido de 5 horas.

Dicha disminución de valores se puede atribuir a la presencia de poros en las probetas, causados por tiempos extensos del tratamiento de solución, al igual que el efecto de sobre-envejecido.

Tabla 20. Pruebas de tensión, aleación A319 sin modificación.

SIN MODIFICACIÓN		
TRATAMIENTO	TIEMPOS	UTS [MPa]
1	Sin tratamiento	125
2	Solución 6 hrs - Envejecimiento 3hrs	193
3	Solución 6 hrs - Envejecimiento 5hrs	39
4	Solución 10 hrs - Envejecimiento 3hrs	53
5	Solución 10 hrs - Envejecimiento 5hrs	56

En la **Tabla 21**, se encuentran los tratamientos térmicos en las probetas con modificación de estroncio (0.032%Sr), la probeta sin tratamiento térmico obtuvo un valor de 93MPa. Al igual que con las probetas sin modificación, el tratamiento de 6 horas de solución total y 3 horas de envejecido es el reportado con un mayor UTS (171MPa). Existe una disminución con el mismo tiempo de solución, pero con 5 horas de envejecido (146MPa), siendo este el tratamiento 3. Aumentando a 10 horas de tiempo total de solución, con un tratamiento de 3 horas de envejecido el valor (92MPa) es similar a la probeta sin tratamiento, por lo que indica que no existe alguna mejora con estos tiempos de tratamiento térmico (tratamiento 4), en cambio con 5 horas de envejecido, aumenta el UTS a 123MPa (tratamiento 5).

Tabla 21. Pruebas de tensión, aleación A319 con modificación.

CON MODIFICACIÓN		
TRATAMIENTO	TIEMPOS	UTS [Mpa]
1	Sin Tratamiento	93
2	Solución 6 hrs - Envejecimiento 3hrs	171
3	Solución 6 hrs - Envejecimiento 5hrs	146
4	Solución 10 hrs - Envejecimiento 3hrs	92
5	Solución 10 hrs - Envejecimiento 5hrs	123

Según *S. Shivkumar y col.* [25], en aleaciones de aluminio-silicio, el tiempo óptimo para aleaciones modificadas con estroncio a una temperatura de 540°C debe ser de 3 a 6 horas, lo cual concuerda con el tratamiento 2 realizado (6 horas de solución y 3 de envejecido), teniendo el valor máximo de UTS. Las siguientes pruebas tienen valores inferiores de UTS, exceptuando el tratamiento 5 (10 horas de solución y 5 de envejecido). Tal como reporta también *S. Shivkumar*, existe un máximo en UTS sobre la temperatura de solución, ya que, para piezas modificadas, tiempos superiores a 6 horas reducen los valores de resistencia a la tensión. Estudios reportan [1], [25], [26], que las aleaciones modificadas pueden obtener propiedades deseables con tiempos cortos de solución.

En la **Figura 45**, se muestra el análisis de todos los tratamientos y su variación con respecto al UTS, tanto para probetas modificadas como las no modificadas. En ambas curvas existe un máximo de UTS para el mismo tratamiento, el cual es de 6 horas de solución y 3 de envejecido. Para los siguientes tratamientos, existe una disminución de UTS.

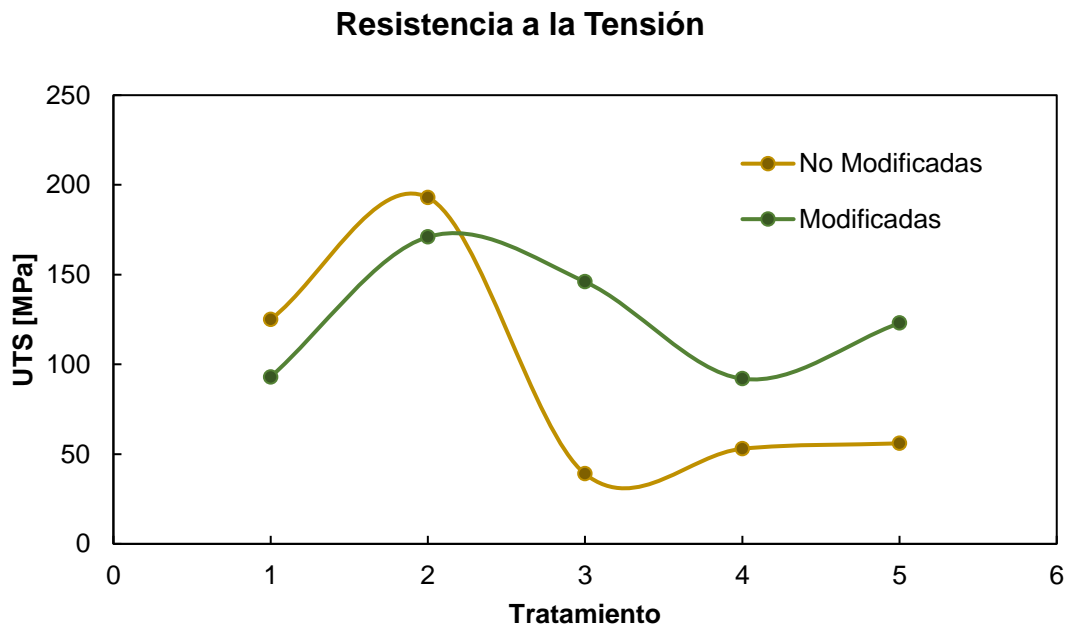


Figura 45. Comparación de UTS a distintos tiempos de tratamiento (solución-envejecimiento) para una aleación A319 con y sin modificación.

La resistencia máxima a la tensión, también se puede ver afectada cuando los precipitados exceden un tamaño crítico, pero en este caso está relacionado con la cantidad y distribución de estos. Con menos precipitados presentes, la distancia promedio o el espaciamiento entre precipitados vecinos aumenta, y por lo tanto es más fácil que ocurra el movimiento del plano de deslizamiento. Una vez que se alcanza este tamaño crítico y el espaciamiento entre precipitados, la resistencia a la tracción comenzará a disminuir. ^[1]

Junto con el análisis metalográfico se puede decir que el comportamiento de resistencia a la tensión con un tratamiento T6 en una aleación A319 indica que, cuanto mayor es la cantidad de precipitados (a mayor tiempo y temperatura de envejecimiento), menor es el espacio entre partículas y mayor es la fuerza requerida para romperlos.

7.4.2 Impacto

En la **Tabla 22**, se muestran los resultados obtenidos del ensayo de impacto Charpy, donde se reporta la energía absorbida para cada condición de tratamiento térmico de las probetas no modificadas. La probeta sin tratamiento térmico obtuvo un valor de 2.45J de energía absorbida, el primer tratamiento (Solución 6 horas totales y 3 horas de envejecido) tuvo resultados parecidos, por lo tanto, el tiempo de tratamiento no fue suficiente para que existiera algún cambio en los valores de energía absorbida. En cambio, existe un máximo de energía absorbida en el tercer tratamiento (6 horas totales de solución y 5 horas de envejecimiento) con 4.41J, para el cuarto tratamiento (10 horas totales de solución totales y 3 horas de envejecido) disminuye el valor de energía absorbida a 2.7J, pero en el 5 tratamiento (10 horas totales de solución y 5 de envejecido) aumenta la energía absorbida a 3.31J.

Esto nos ayuda a comprender que 5 horas de envejecido favorece a las probetas sin modificación para aumentar la cantidad de energía absorbida que puede soportar la aleación antes de la fractura. Así como tiempos largos de solución provoca una disminución de esta.

Tabla 22. Resistencia al impacto para probetas no modificadas de una aleación A319.

SIN MODIFICACIÓN		
TRATAMIENTO	TIEMPOS	E. ABS. [J]
1	Sin Tratamiento	2.45
2	Solución 6 hrs - Envejecimiento 3hrs	2.45
3	Solución 6 hrs - Envejecimiento 5hrs	4.41
4	Solución 10 hrs - Envejecimiento 3hrs	2.7
5	Solución 10 hrs - Envejecimiento 5hrs	3.31

Otro punto por destacar es la presencia del compuesto FeAl_3 , el cual se señaló en el análisis metalográfico de las probetas sin modificación. Dicho compuesto se considera una impureza, ya que precipita en forma de aguja, la cual actúa como concentrador de esfuerzos por su morfología, afectando así a las propiedades mecánicas de la aleación. *Z. Li y col.* [23] demuestra que dicha impureza afecta la resistencia al impacto en aleaciones 319, ya que el compuesto de hierro (FeAl_3) no se ve afectado por un tratamiento térmico de solución por encima de los 500°C .

En la **Tabla 23**, se encuentran los valores de energía absorbida de las probetas modificadas, las cuales reflejan un comportamiento similar a las probetas sin modificación. Siendo la mayoría de los valores superiores a los reportados para las probetas sin modificación. Debido que la modificación con estroncio provoca un cambio morfológico de silicio de fibroso a acicular y elimina concentradores de esfuerzo (excluyendo el precipitado FeAl_3).

Tabla 23. Resistencia al impacto para probetas modificadas de una aleación A319.

MODIFICADAS		
TRATAMIENTO	TIEMPOS	E. ABS. [J]
1	Sin Tratamiento	2.45
2	Solución 6 hrs - Envejecimiento 3hrs	3.33
3	Solución 6 hrs - Envejecimiento 5hrs	4.9
4	Solución 10 hrs - Envejecimiento 3hrs	3.92
5	Solución 10 hrs - Envejecimiento 5hrs	3.31

En la probeta sin tratamiento térmico pero modificada, al igual que la probeta sin modificación ni tratamiento, obtuvo un valor de 2.45J de energía absorbida. Para el tratamiento de 6 horas totales de solución y 3 horas de envejecido (tratamiento 2), aumento la energía absorbida a 3.33J. Al igual que en las probetas sin modificación, existe un máximo de energía absorbida en las probetas modificadas, en el tercer tratamiento (6 horas totales de solución y 5 horas de envejecido) con un valor de 4.9J, para el cuarto tratamiento (10 horas totales de solución y 3 de envejecido) la energía absorbida tiene un valor de 3.92J y disminuye a 3.31J para un tratamiento de 10 horas totales de solución y 5 horas de envejecido (tratamiento 5).

Z. Li y col. ^[23], explican en su investigación que un T6 (con sus condiciones: 8 horas de solución a 490°C y envejecido de 5 horas a 155°C) beneficia a la aleación 319 para aumentar la energía absorbida antes de la fractura. Debido que, ayuda a la distribución uniforme de los microconstituyentes y su disolución en la matriz de aluminio, reduciendo así la cantidad de partículas aciculares (Si y Al₅FeSi) presentes en la matriz. Como la mayoría de las partículas de Al₂Cu en forma de bloque se disuelven y redistribuyen dentro de la matriz de aluminio, hay más cobre disponible para potenciar las propiedades mecánicas.

Tavitas-Medrano y col. ^[26], concluyen que una aleación A319 modificada con estroncio, alcanza un máximo de energía absorbida en un tratamiento térmico de 8 horas de solución a 495°C y 5 horas de envejecido a 180°C. En el caso de temperaturas superiores a 180°C de envejecido, comienza a disminuir la cantidad de energía absorbida de la aleación, aun teniendo el mismo tiempo de tratamiento. En la misma investigación añaden que para un mejor rendimiento de propiedades se recomienda usar refinadores de grano como lo son aleaciones maestras de Ti. Esto para que el tamaño de grano disminuya y en consecuencia exista un aumento de propiedades mecánicas aún después de un tratamiento térmico.

En la **Figura 46**, se muestra la comparativa entre las probetas con y sin modificación en los distintos tratamientos térmicos. En ambos casos tienen la misma tendencia, siendo el tratamiento 3 (6 horas totales de solución y 5 horas de envejecido) el mejor tratamiento para ambos casos con valores máximos de energía absorbida. Por lo tanto, tiempos largos de envejecido a 250°C, disminuye el valor de energía absorbida de la aleación, al igual que tiempos largos del tratamiento de solución.

Energía Absorbida de Impacto

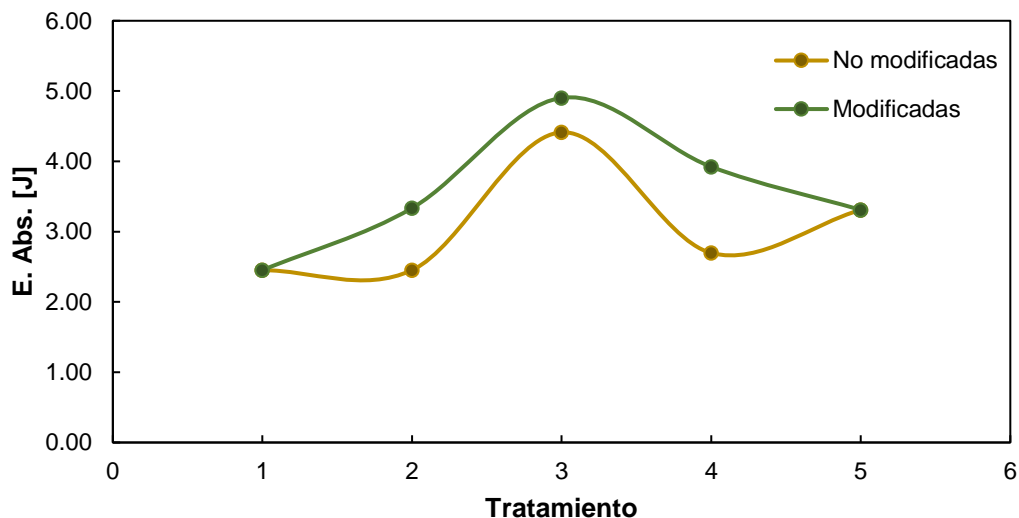


Figura 46. Comparación de la energía absorbida de una aleación A319, con y sin modificación a distintos tiempos de tratamiento T6.

7.4.3 Dureza

El objetivo principal de un T6, como su nombre lo indica es el endurecimiento por precipitación. La aleación A319 es una perfecta candidata para dicho tratamiento debido a su porcentaje de cobre (alrededor de 3.5% Cu), con dicho porcentaje se forma el precipitado Al_2Cu . Este precipitado se disuelve en el tratamiento de solución, al momento del temple se queda en forma de una solución sobresaturada, una vez que se envejece la solución pasa por etapas de coherencia e incoherencia en la matriz de aluminio, dependiendo del tiempo y temperatura de envejecimiento.

Los valores de dureza Brinell sin modificación se presentan en la **Tabla 24**. Alcanzando un máximo de dureza el tratamiento 2 (6 horas totales de solución y 3 de envejecido) con una dureza Brinell de 91.23. Se puede observar que los tratamientos con 5 horas de envejecido (tratamiento 3 y 5) resultaron en los picos negativos de la prueba de dureza, pues en estos casos los valores de HB disminuyeron con respecto a los tratamientos con 3 horas de envejecido, como es

el caso del tratamiento 4 que, con 10 horas totales de solución y 3 horas de envejecido (tratamiento 5), obtuvo un valor de 88.54 HB.

Tabla 24. Dureza de pruebas sin modificación de la aleación A319.

SIN MODIFICACIÓN		
TRATAMIENTO	TIEMPOS	HB
1	Sin Tratamiento	60.84
2	Solución 6 hrs - Envejecimiento 3hrs	91.23
3	Solución 6 hrs - Envejecimiento 5hrs	79.47
4	Solución 10 hrs - Envejecimiento 3hrs	88.54
5	Solución 10 hrs - Envejecimiento 5hrs	69.74

En los tratamientos con mayor dureza (tratamiento 2 y 4) se estima que, existe una buena distribución de los precipitados gracias al tiempo de 3 horas de envejecido, provocando también la precipitación de fases que aumentaron la dureza de la aleación. Varios estudios ^{[1], [9], [17], [27]}, han demostrado que, a temperaturas altas de envejecimiento, la aleación 319 alcanza un máximo de dureza en menor tiempo. Por lo tanto, el tiempo de 5 horas provocó el efecto de sobre-envejecimiento en la aleación, disminuyendo así los valores de dureza, como lo fue en el tratamiento 3 y 5.

En la **Tabla 25**, se muestra los valores de dureza de las probetas modificadas, teniendo como un máximo 85.91HB en el tratamiento 4 (10 horas de solución total y 3 horas de envejecimiento). Con una mínima diferencia, el tratamiento 3 (solución total de 6 horas y 5 horas de envejecido), fue la segunda probeta con mayor dureza reportada, teniendo un valor de 84.4 HB. El tratamiento 2 y 5 tienen los valores más bajos reportados de dureza, para las probetas con tratamiento.

Tabla 25. Dureza de pruebas con modificación de la aleación A319.

MODIFICADAS		
TRATAMIENTO	TIEMPOS	HB
1	Sin Tratamiento	57.77
2	Solución 6 hrs - Envejecimiento 3hrs	75.54
3	Solución 6 hrs - Envejecimiento 5hrs	84.4
4	Solución 10 hrs - Envejecimiento 3hrs	85.91
5	Solución 10 hrs - Envejecimiento 5hrs	71.68

Neivi Rocío Andrade ^[1], explica la relación de la modificación en una aleación 319 con respecto al tiempo y temperatura del tratamiento de solución y envejecimiento. En su investigación, concluye que, cuanto más corto sea el tiempo de tratamiento de solución, menor será la diferencia existente entre la aleación 319 no modificadas y las modificadas respecto a su dureza.

En la **Figura 47**, se muestra la comparación de las durezas para las probetas modificadas y no modificadas, siendo el tratamiento 2 la mejor combinación de tiempos para las probetas no modificadas y el tratamiento 4 para las probetas modificadas. Por lo tanto, en la aleación 319 se necesitan tiempos cortos de envejecimiento (3 horas a 250°C), pues con 5 horas de tratamiento se produce un sobre-envejecimiento, causante de la disminución de dureza en la aleación

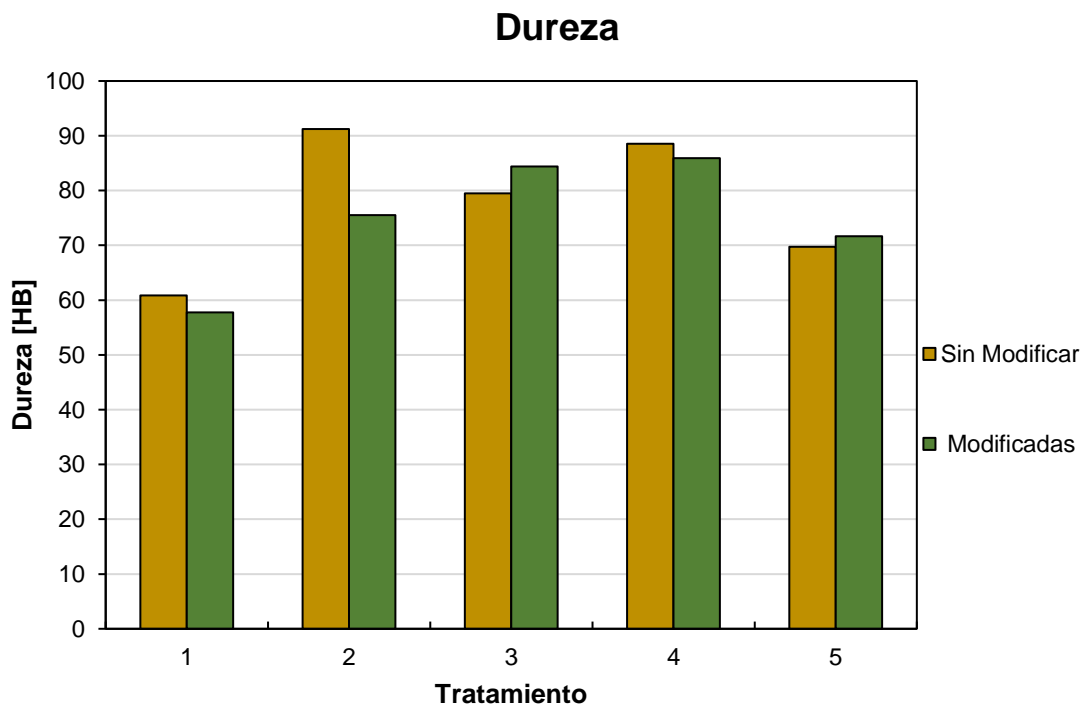


Figura 47. Comparación de valores de dureza Brinell de la aleación A319 con y sin modificación.

La dureza máxima durante el envejecimiento se obtiene por precipitados parcialmente coherentes (o fases intermedias). Las partículas más grandes tienden a separarse de la red de aluminio, formando pequeños cristales con átomos de aluminio, como Al_2Cu [1]. Siendo este último, un precipitado incoherente, el cual es formado durante el sobre-envejecimiento.

Como se había mencionado, cuando la temperatura de envejecimiento se encuentra por encima de 200°C [1], [9], [16], [27], se requiere un menor tiempo de tratamiento para alcanzar un máximo de dureza, debido al incremento en la cinética de crecimiento de los precipitados, ya que la velocidad de difusión es función de la temperatura. Sin embargo, los efectos de ablandamiento también se aceleran, resultando en una dureza menor debido al rápido crecimiento de los precipitados y a la pérdida de coherencia. Por lo tanto, se puede observar que los tratamientos con 3 horas de envejecimiento fueron los que obtuvieron mayores valores de dureza reportados, para una solución total de 6 horas en probetas no modificadas, y 10 horas de solución total para probetas modificadas.

8. CONCLUSIONES

De acuerdo con los resultados y análisis de estos, para este trabajo se concluye:

- La aleación A319 es ideal para un tratamiento térmico T6 debido al nivel de cobre contenido en su composición química y el aumento de las propiedades después de dicho tratamiento.
- Para las probetas sin modificación las mejores condiciones del tratamiento fueron 6 horas de solución total y 3 de envejecido. Debido a sus valores de UTS (193 MPa), resistencia al impacto (2.45 J) y HB (91).
- Para las probetas modificadas con estroncio, las mejores condiciones del tratamiento fueron un tiempo de 10 horas de solución y 3 horas de envejecido. Debido a los valores de UTS (171 MPa), resistencia al impacto (3.33J) y HB (76).
- Una morfología esferoidizada del eutéctico en las probetas modificadas y sin modificación, tiene un efecto positivo en las propiedades mecánicas, ya que éstas aumentan respecto a los valores reportados en las probetas sin tratamiento térmico y, por ende, sin un cambio morfológico del eutéctico presente.
- La existencia de porosidad en la aleación provoca una disminución de propiedades mecánicas.

- Tiempos largos de solución provocan fusión parcial de las fases, mientras que tiempos cortos de solución no son capaces de disolver los precipitados en una solución sobresaturada.
- Para una temperatura de 250°C de envejecido, tiempos cortos son los ideales (3 horas), ya que provoca precipitación de fases como Al_2Cu , la cual aumenta la dureza de la aleación.
- Tiempos largos de envejecido a altas temperaturas provoca un “sobre envejecido” lo cual disminuye las propiedades mecánicas como lo es el UTS y HB.

9. BIBLIOGRAFÍA

- [1] González, A. N. R. (2006). *Aging Effects in 319-Type Alloys*. Montreal University.
- [2] Gruzleski, J. E., Closset, B. M. (1990). *The Treatment of Liquid Aluminum-silicon Alloys* (1.^a ed.). American Foundrymen's Society, Incorporated. pp. 26-42.
- [3] Echavarría V, A., & Orrego P., G. A. (2012). Metalurgia básica de algunas aleaciones de aluminio. *Revista Colombiana De Materiales*, (2).
<https://revistas.udea.edu.co/index.php/materiales/article/view/11281>
- [4] Hurtado Ezquivel, D. (2019). *Estudio de la refinación de grano de las aleaciones 355 y 356 coladas en molde permanente*. UNAM.
- [5] Li, H. J., Shivkumar, S., Luo, X. J., & Apelian, D. (1988). Influence of Modification on the Solution Heat-treatment Response of Cast Al-Si-Mg Alloys. *Cast Metals*, 1(4), 227–234.
- [6] K Kaufman, G. J., & Rooy, E. L. (2004). *Aluminum Alloy Castings: Properties, Processes And Applications*. Asm Intl.
<https://doi.org/10.1080/09534962.1988.11818973>
- [7] Li, H. J., Shivkumar, S., Luo, X. J., & Apelian, D. (1988). Influence of Modification on the Solution Heat-treatment Response of Cast Al-Si-Mg Alloys. *Cast Metals*, 1(4), 227–234.
<https://doi.org/10.1080/09534962.1988.11818973>
- [8] Chai, G., Tamminen, J., & Bäckerud, L. (1990). *Solidification Characteristics of Aluminum Alloys* (Vol. 2). Skanaluminium. pp. 86-90
- [9] Magno, I. A. B., De Souza, F. V. A., Dos Santos Barros, A., Costa, M. O., Nascimento, J. M., De Sousa Costa, T. A. P., & Da Rocha, O. F. L. (2017). Effect of the T6 heat treatment on microhardness of a directionally solidified aluminum-based 319 alloy. *Materials Research*, 20, 667–675.
<https://doi.org/10.1590/1980-5373-mr-2016-0961>
- [10] Mohamed, A. M. A., & Samuel, F. H. (2012). A Review on the Heat Treatment of Al-Si-Cu/Mg Casting Alloys. *Heat Treatment - Conventional and Novel Applications*.
<https://doi.org/10.5772/50282>
- [11] Hatch, J. E. (1984). *Aluminum: Properties and Physical Metallurgy* (Subsequent ed.). Asm Intl.
- [12] Totten, G. E. (Ed.). (2016). Heat Treating of Aluminum and Its Alloys. In *Heat Treating of Nonferrous Alloys* (Vol. 4E, p. 0). ASM International. pp 823-840.
- [13] Totten, G. E., & MacKenzie, D. S. (2003). *Handbook of Aluminum* (1.^a ed., Vol. 1). Amsterdam University Press.
- [14] Mondolfo, L. F. (2013). *Aluminum Alloys* (1.^a ed.). Elsevier Gezonheidszorg.
- [15] Askeland; Wright, R. W. D. J. (2016). *Ciencia e ingeniería de materiales* (7.^a ed.). Cengage Learning. pp 421.
- [16] García Celis, A. I. (1998). *Estudio de los tratamientos térmicos en una aleación vaciada de aluminio*. UNAM.

- [17] Tobanche, R. M. A. (2011). *Respuesta del tratamiento térmico T6 de una aleación 319 con variaciones en el contenido de cobre y magnesio: Tesis de Maestría*. UANL.
- [18] Sokolowski, J. H., Sun, X. C., Byczynski, G., Northwood, D. O., Penrod, D. E., Thomas, R., & Esseltine, A. (1995). The removal of copper-phase segregation and the subsequent improvement in mechanical properties of cast 319 aluminium alloys by a two-stage solution heat treatment. *Journal of Materials Processing Tech.*, 53(1–2), 385–392.
[https://doi.org/10.1016/0924-0136\(95\)01995-Q](https://doi.org/10.1016/0924-0136(95)01995-Q)
- [19] Sokolowski, J. H., Djurdjevic, M. B., Kierkus, C. A., & Northwood, D. O. (2001). Improvement of 319 aluminum alloy casting durability by high temperature solution treatment. *Journal of Materials Processing Technology*, 109(1–2), 174–180.
[https://doi.org/10.1016/S0924-0136\(00\)00793-7](https://doi.org/10.1016/S0924-0136(00)00793-7)
- [20] Gauthier, J., Louchez, P. R., & Samuel, F. H. (1995). Heat treatment of 319.2 aluminium automotive alloy Part 1, Solution heat treatment. *Cast Metals*, 8(2), 91–106.
<https://doi.org/10.1080/09534962.1995.11819197>
- [21] Gauthier, J., Louchez, P. R., & Samuel, F. H. (1995). Heat treatment of 319.2 aluminium automotive alloy Part 2, Ageing behaviour. *Cast Metals*, 8(2), 107–114.
<https://doi.org/10.1080/09534962.1995.11819198>
- [22] Li, Z., Samuel, A. M., Samuel, F. H., Ravindran, C., Valtierra, S., & Doty, H. W. (2004). Parameters controlling the performance of AA319-type alloys Part I. Tensile properties. *Materials Science and Engineering A*, 367(1–2), 96–110.
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2003.09.090>
- [23] Li, Z., Samuel, A. M., Samuel, F. H., Ravindran, C., Doty, H. W., & Valtierra, S. (2004). Parameters controlling the performance of AA319-type alloys Part II. Impact properties and fractography. *Materials Science and Engineering A*, 367(1–2), 111–122.
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2003.09.096>
- [24] Martínez, E, Lacaze, J, Cisneros, M, & Valtierra, S. (2004). Efecto del estroncio en las temperaturas de reacción eutécticas y microestructuras de solidificación de una aleación Al-Si tipo A319. *Revista Facultad de Ingeniería - Universidad de Tarapacá*, 12(2), 21-26.
<https://dx.doi.org/10.4067/S0718-13372004000200004>
- [25] S. Shivkumar, S. Ricci, Jr., C. Keller, and D. Apelian. “Effect of Solution Treatment Parameters on Tensile Properties of Cast Aluminum Alloys”. *J. Heat Treat.* Vol.8, No. 1 publicado en 1990. Pp.63-70.
- [26] Tavitas-Medrano, F. J., Samuel, F. H., Doty, H., & Valtierra, S. (2017). On the enhancement of the impact toughness of A319 alloys: Role of Mg content and melt treatment. *International Journal of Metalcasting*, 11(3), 536–551.
<https://doi.org/10.1007/s40962-016-0098-3>
- [27] P. Jurgen, E. E. Hans. (1990). Microestructure and Mechanical Properties of the Age-Hardening Eutectic Aluminum-Silicon-Alloy. *Metallde, Bb81 H* (11),816–825.

- [28] H. Beumler, A. Hammerstad, B. Wietting, R. DasGupta. (1985). Analysis of Modified 319 Aluminum Alloy, *AFS Transactions*, 96, 609-614.
- [29] Ouellet, P., & Samuel, F. H. (1999). Effect of Mg on the ageing behaviour of Al-Si-Cu 319 type aluminium casting alloys. *Journal of Materials Science*, 34(19), 4671–4697.
<https://doi.org/10.1023/A:1004645928886>
- [30] Flemings, M. C., Abbaschian, R., Brody, H. D., Mortensen, A., Minerals, M. M. S. M. P. M. D., & Massachusetts Institute of Technology. (2001). *Proceedings of the Merton C. Flemings Symposium on Solidification and Materials Processing* (1.^a ed.). TMS. pp. 73- 75, 146-148, 341.
- [31] Verhoeven, J. D., & Luna, O. S. (1987). *Fundamentos de metalurgia física* (1.^a ed.). Limusa. pp. 439.

ANEXO I. CÁLCULO DEL SISTEMA DE COLADA

De la siguiente ecuación se obtiene el área de control:

$$A = \frac{Q}{\rho C \sqrt{2Hg}} \quad (1)$$

Donde:

- A: área de control [cm]
- Q: Gasto másico [g/s]
- C: Coeficiente de descarga, el cuál se le dio un valor de **0.6** debido a la distribución de alimentación a la pieza que se le dio por su geometría.
- H: Altura calculada [cm]
- g: gravedad [cm/s²]
- ρ: densidad [g/cm³]

$$Q = P\sqrt{w} \quad (2)$$

P	B [plg]
1.48	< ¼
1.25	¼ - 9/16
0.698	0.698 - 9/16

Donde:

- Q: Gasto másico
- P: Factor
- w: Peso total del metal a utilizar
- B: Espesor crítico [plg]

De la ecuación (2) se calcula “P”, debido que el espesor de la placa es mayor a 9/16plg (siendo el espesor de 1.02plg), se obtiene:

$$Q = 0.698\sqrt{8.024}$$

$$Q = 2 \frac{lb}{s} \rightarrow \mathbf{0.907 \frac{kg}{s}}$$

Ahora, se calcula la H a partir de:

$$H = \frac{2hc-p^2}{2c} \quad (3)$$

Donde:

- h: Altura máxima (cope).
- c: Altura de la pieza (depende la posición en que se encuentre para moldeo).
- p: Altura de la pieza desde la línea de partición

Por lo que de la ecuación (3) se obtiene una **H=8.7cm**, y sustituyendo los valores obtenidos en (2) y (3), se obtiene:

$$A = \frac{0.907 \frac{kg}{s}}{\left(2.79 \frac{g}{cm^3}\right) (0.6) \sqrt{(2)(8.7cm) \left(981 \frac{cm}{s^2}\right)}} = \mathbf{4.15cm^2}$$

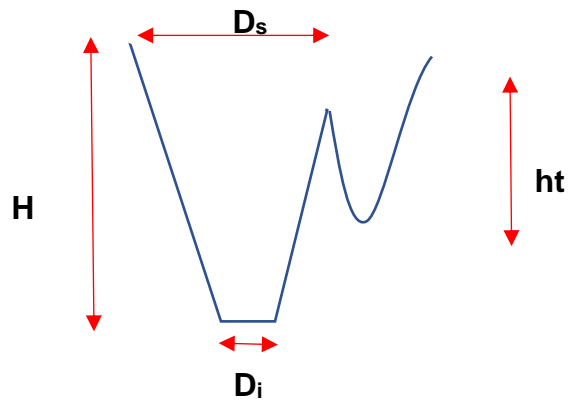
Al tratarse de una aleación de Aluminio, se recomienda usar sistema no presurizados, ya que el Hidrogeno tiene una alta solubilidad con el Aluminio, es preferible adoptar dichas relaciones para el sistema de colada. Se optó por la relación 1:2:3, común entre las aleaciones de aluminio para fundición. Dónde en orden consecutivo, se indica el área total que deben tener: las bajadas, corredores y entradas.

1. Bajada

$$A_B = 4.15\text{cm}^2$$

$$D_{iB} = \sqrt{\frac{4A_B}{\pi}} = \sqrt{\frac{4(4.15)}{\pi}} = 2.3\text{cm} \quad (4)$$

$$D_{sB} = D_{iB} \sqrt[4]{\frac{H}{ht}} = (2.3\text{cm}) \sqrt[4]{\frac{10\text{cm}}{3\text{cm}}} = 3.1\text{cm} \quad (5)$$



2. Corredores

Debido a la relación del sistema de colada de 1:2:3, se obtiene:

$$A_c = 8.3cm^2$$

$$A_{ic} = \frac{8.3cm^2}{2} = 4.15cm^2$$

Para los corredores se usa una relación 1:3, queriendo decir que la base es más pequeña que la altura.

$$b = 3a \quad (6)$$

$$A_{ic} = a * b = 4.15cm^2 \quad (7)$$

Sustituyendo **b** en (7):

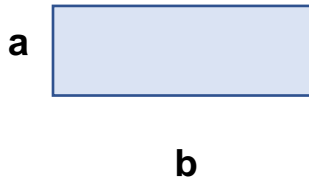
$$4.15cm^2 = (a)(3a) = 3a^2 \quad (8)$$

De (7) se despeja **a** y se obtiene:

$$a = \sqrt{\frac{4.15cm^2}{3}} = 1.17cm$$

Retomando (6) se obtiene para **b**, sustituyendo **a**:

$$b = 5.53cm$$



3. Entradas

Debido a la relación del sistema de colada de 1:2:3, se obtiene:

$$A_E = 12.45\text{cm}^2$$

$$A_{iE} = \frac{12.45\text{cm}^2}{2} = \mathbf{6.225\text{cm}^2}$$

Se eligió un diseño de entradas de 1:3 por lo que las medidas corresponden a:

$$t = 3x \quad (9)$$

$$A_{iE} = t * x = 6.225\text{cm}^2 \quad (10)$$

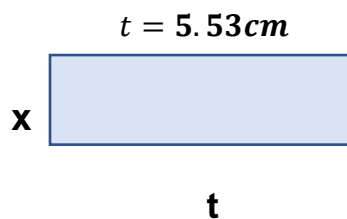
Sustituyendo t en (10):

$$6.225\text{cm}^2 = (x)(3x) = 3x^2 \quad (11)$$

De (11) se despeja x y se obtiene:

$$x = \sqrt{\frac{6.225\text{cm}^2}{3}} = \mathbf{1.44\text{cm}}$$

Retomando (9) se obtiene para t , sustituyendo x :



4. Accesorios

Extensión de bajada (colchón): Se considera que D_c debe ser 1.5 veces mayor que el ancho del canal b (véase en la parte de *Corredor*).

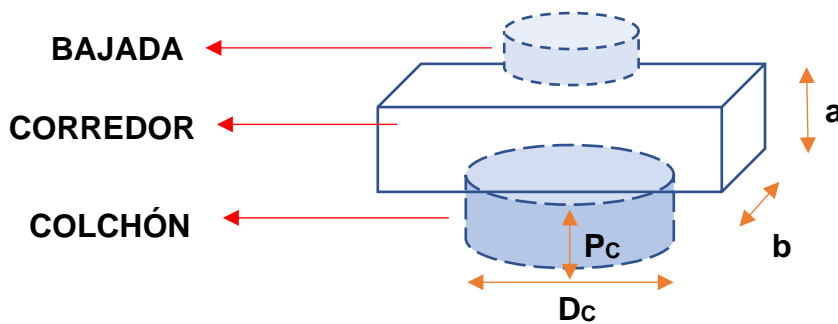
$$D_c = 1.5b \quad (12)$$

$$D_c = 1.5 * 3.53\text{cm} = 5.3\text{cm}$$

La profundidad de dicho colchón debe ser 1-1.5 veces mayor a la altura del corredor a :

$$P_c = 1a \quad (13)$$

$$P_c = 1 * 1.17 = 1.2\text{cm}$$



5. Sistema de Colada Final

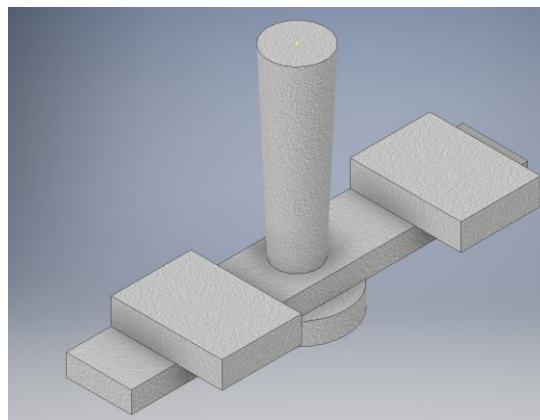


Figura 48. Sistema de colada simulado en INVENTOR.

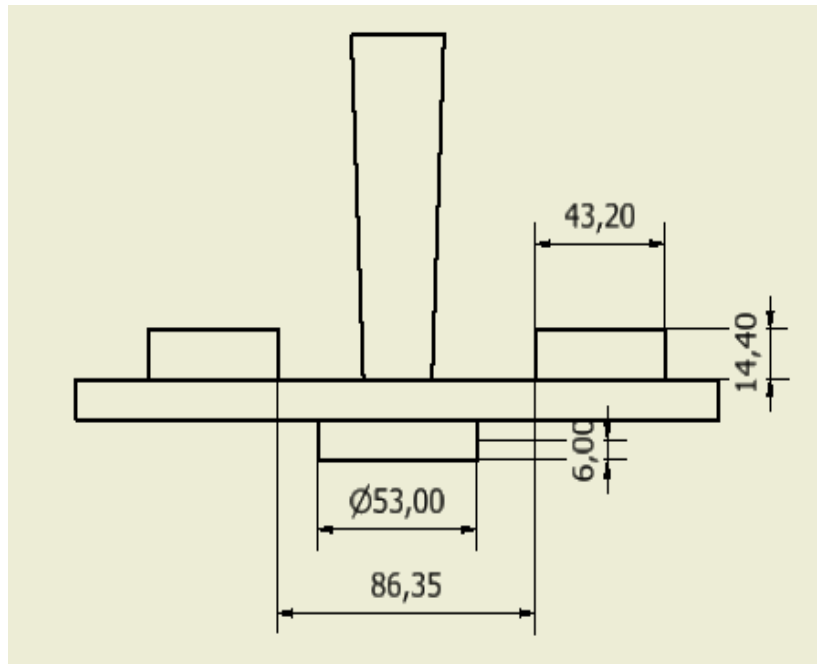


Figura 49. Vista frontal del sistema de colada. Cotas en milímetros.

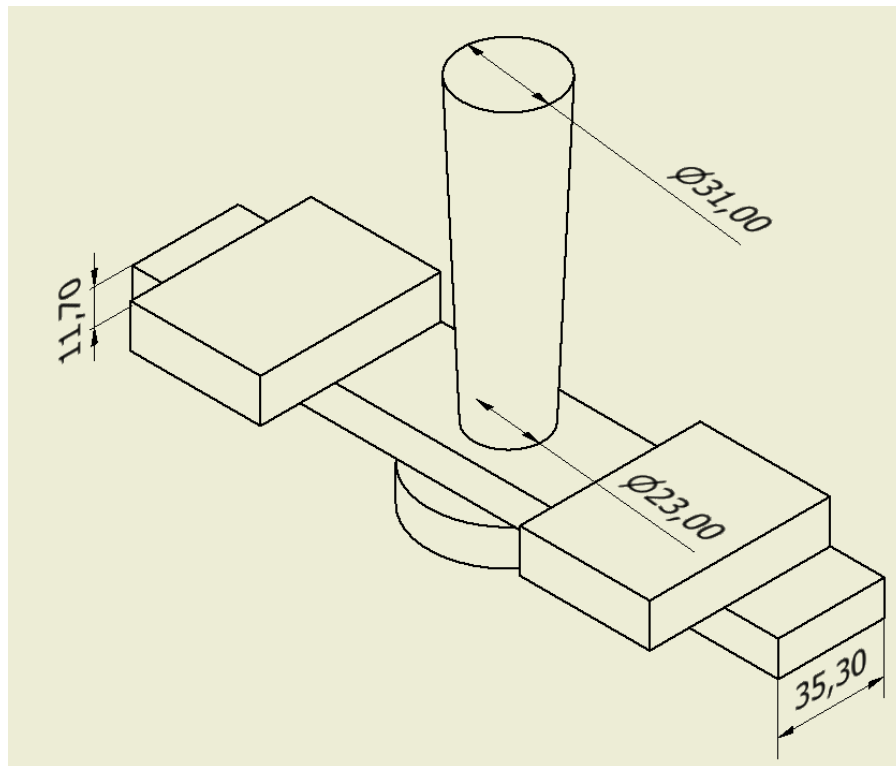


Figura 50. Vista superior del sistema de colada. Cotas en milímetros

ANEXO II. PRUEBAS DE ARENA

Tabla 26. Propiedades mecánicas de la mezcla de arena a distintas humedades.

Humedad		Densidad [lb/ft ³]	Corte	Compresión Transversal	Compresión	Tensión	Dureza	Compactibilidad	Compresión en seco	
Teo	Real								Con carga	Sin carga
2.50	2.66	94.50	3.00	5.25	15.30	2.50	77.67	59.00	102.00	99.00
3.00	2.94	95.40	1.65	3.35	8.33	14.75	59.00	56.50	-	-
3.50	3.49	97.25	1.62	2.92	6.46	12.00	72.00	60.16	-	-
4.00	4.18	99.50	2.50	3.25	9.20	1.60	74.67	64.00	84.00	103.00
4.50	4.70	96.50	1.85	2.55	8.40	1.20	70.67	62.00	149.00	88.00

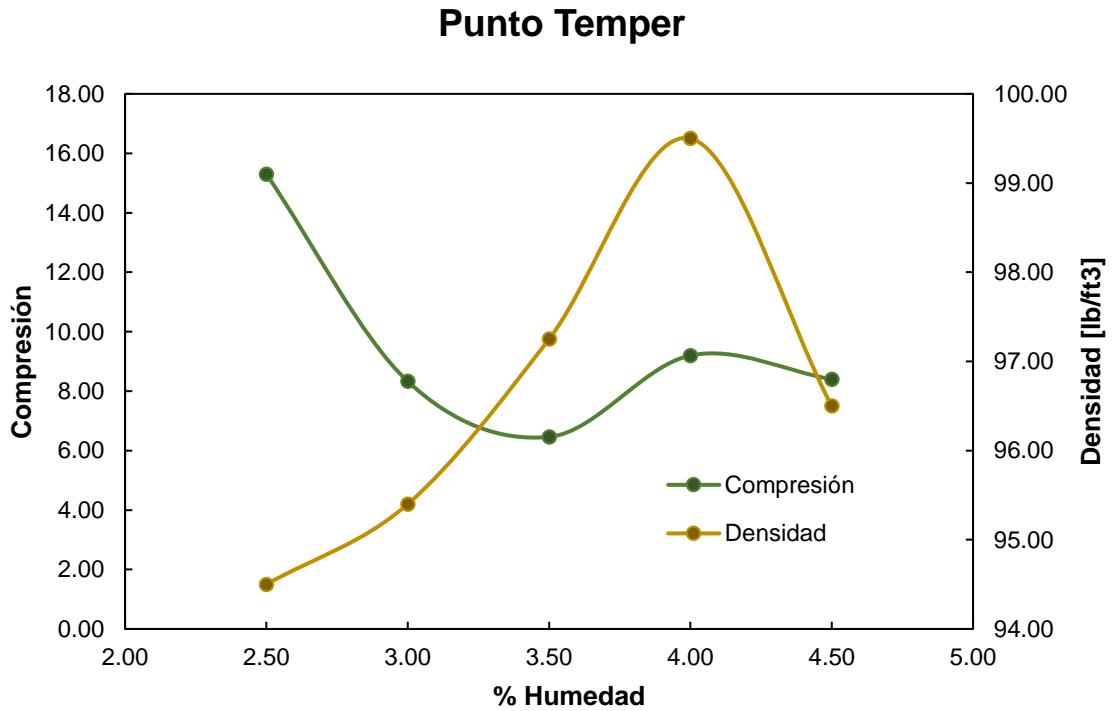


Figura 51. Determinación del punto temper de la mezcla de arena.

ANEXO III: PATRONES COMPARATIVOS DE NIVELES DE MODIFICACIÓN CON ESTRONCIO PARA ALEACIONES DE Al-Si




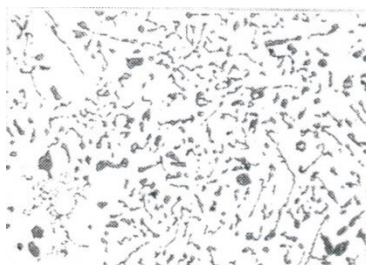
<p>1</p> <p>Estructura <u>sin</u> modificar</p> <p>El Silicio está presente como láminas largas, gruesas y de forma acicular</p>	
<p>2</p> <p>Estructura <u>mal</u> modificada</p> <p>El Silicio está presente en su mayoría en forma de láminas finas y también en forma acicular</p>	
<p>3</p> <p>Estructura <u>ligeramente</u> modificada</p> <p>La estructura laminar empieza a fragmentarse en pequeñas partes, aunque todavía existen algunas</p>	
<p>4</p> <p>Estructura <u>modificada</u></p> <p>La estructura laminar se ha fracturado completamente, pero pequeñas cantidades de fase acicular permanecen.</p>	

Figura 52. Patrón comparativo de modificación con estroncio para aleaciones Al-Si. (Parte I)

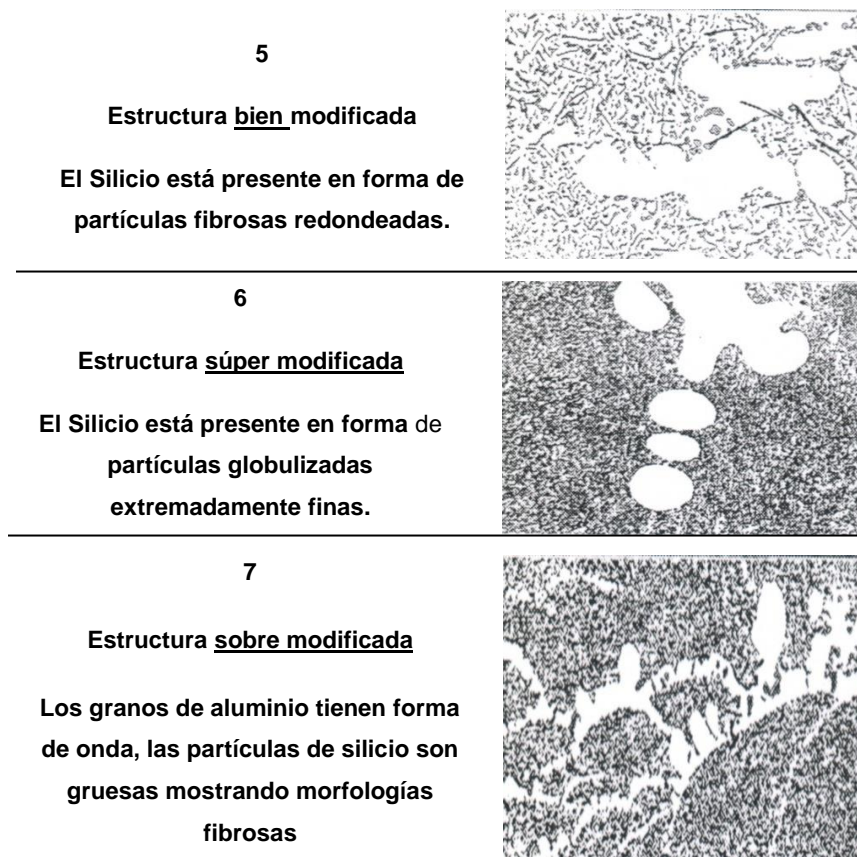


Figura 53. Patrón comparativo de modificación con estroncio para aleaciones Al-Si. (Parte II)