



**UNIVERSIDAD NACIONAL AUTÓNOMA
DE MÉXICO**

FACULTAD DE QUÍMICA

**ESTUDIO DEL EFECTO DEL NIVEL DE MODIFICACIÓN,
TIEMPO DE TRATAMIENTO Y VELOCIDAD DE
ENFRIAMIENTO EN UNA ALEACIÓN Al-Si SOBRE LA
MORFOLOGÍA DEL SILICIO EUTÉCTICO EMPLEANDO LA
TÉCNICA DE ANÁLISIS TÉRMICO**

T E S I S

QUE PARA OBTENER EL TÍTULO DE:

INGENIERO QUÍMICO METALÚRGICO

P R E S E N T A:

JOSÉ ALEJANDRO SOLANO DE YTA

DIRECTOR DE TESIS :

M EN I AGUSTÍN GERARDO RUIZ TAMAYO



Ciudad Universitaria, Cd. Mx. 2019



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.



**UNIVERSIDAD NACIONAL AUTÓNOMA
DE MÉXICO**

FACULTAD DE QUÍMICA

**ESTUDIO DEL EFECTO DEL NIVEL DE MODIFICACIÓN,
TIEMPO DE TRATAMIENTO Y VELOCIDAD DE
ENFRIAMIENTO EN UNA ALEACIÓN Al-Si SOBRE LA
MORFOLOGÍA DEL SILICIO EUTÉCTICO EMPLEANDO LA
TÉCNICA DE ANÁLISIS TÉRMICO**

T E S I S

QUE PARA OBTENER EL TÍTULO DE:

INGENIERO QUÍMICO METALÚRGICO

P R E S E N T A:

JOSÉ ALEJANDRO SOLANO DE YTA

DIRECTOR DE TESIS :

M EN I AGUSTÍN GERARDO RUIZ TAMAYO



Ciudad Universitaria, Cd. Mx. 2019

JURADO ASIGNADO

PRESIDENTE: DR. JOSÉ ALEJANDRO GARCÍA HINOJOSA

VOCAL: M. EN I. AGUSTÍN GERARDO RUIZ TAMAYO

SECRETARIO: M. EN C. VÍCTOR ANTONIO ARANDA VILLADA

1er. SUPLENTE: M. EN M. MANUEL MARIANO HERRERO TERÁN

2° SUPLENTE: I.Q.M. HÉCTOR ISRAEL QUIROGA HERRERA

**SITIO DONDE SE DESARROLLÓ EL TEMA: LABORATORIO 003 ARENAS DE
MOLDEO. EDIFICIO D, FACULTAD DE QUÍMICA, CIUDAD UNIVERSITARIA.**

ASESOR DEL TEMA:

M. EN I. AGUSTÍN GERARDO RUIZ TAMAYO

SUSTENTANTE:

JOSÉ ALEJANDRO SOLANO DE YTA

Índice

Índice de figuras.....	v
Índice de tablas.....	ix
1. Introducción.....	1
1.1 Designación de Aleaciones coladas base aluminio.....	2
1.2 Mecanismo de modificación.....	3
1.3 Planos gemelados.....	5
1.4 Efecto de la presencia de intermetálicos sobre la modificación.....	7
1.5 Modificación con Sr.....	8
1.6 Pseudomodificación (Modificación térmica).....	11
1.7 Refinación de Grano (Refinación térmica).....	12
1.8 Efecto de la Modificación sobre las Propiedades Tensiles.....	13
1.9 Espaciamiento Dendrítico Secundario.....	15
1.10 Análisis Térmico y su Importancia en la Modificación de Aleaciones Al-Si.....	17
1.11 Diseño de Experimentos Factorial.....	20
2. Hipótesis.....	23
3. Objetivos.....	23
4. Metodología Experimental.....	24
4.1 Moldeo y Acondicionamiento de Carga.....	24
4.2 Instrumentación.....	25
4.3 Pre calentamiento de cargas y fusión.....	26
4.4 Tratamientos al metal líquido.....	27
4.5 Colada.....	28
4.6 Adquisición de Datos.....	28
4.7 Preparación metalográfica.....	28
5. Resultados.....	29
5.1 Composiciones químicas.....	29
5.2 Curvas de Enfriamiento.....	29
5.3 Microestructuras.....	34

5.4 Espaciamiento Dendrítico Secundario.....	41
5.5 Durezas.....	42
6. Discusión de resultados.....	44
7. Conclusiones.....	52
8. Referencias.....	53
Anexo A.....	55
Anexo B.....	58
Anexo C.....	66

Índice de Figuras

Figura 1. Cristal con presencia de planos gemelados.....	5
Figura 2. Microestructura de una aleación Al-Si modificada (seaweed).....	6
Figura 3. Representación del crecimiento de fases a partir de intermetálicos β (Al,Si,Fe).....	8
Figura 4. Morfología de Si eutéctico en aleación A356. 3a) Morfología acicular, aleación no modificada 100x. 3b) Morfología fibrosa, aleación modificada 100x. Imágenes obtenidas mediante SEM.....	9
Figura 5. Modos de nucleación de fases eutécticas. a) Nucleación y crecimiento sobre las dendritas de aluminio primario. B) Nucleación heterogénea independiente en el líquido interdendrítico.....	10
Figura 6. Efecto del nivel de modificación en Quality Index de una aleación A356. Sr empleado como modificador.....	15
Figura 7. Espaciamiento dendrítico primario (λ_1) y espaciamiento dendrítico secundario (λ_2).....	16
Figura 8. Curva de enfriamiento para un sistema puro. Las transformaciones de fase se presentan a una temperatura constante.....	18
Figura 9. Curva de enfriamiento para una aleación. Las transformaciones de fase se presentan en rangos de temperatura.....	18
Figura 10. Curvas de enfriamiento de una aleación Al-Si. En rojo se muestra la curva de una aleación modificada; en azul la curva de una aleación no modificada.....	19
Figura 11. Placa modelo empleada en cada prueba. Imagen de la izquierda corresponde al cope y la de la derecha al drag.....	24
Figura 12. Molde instrumentado.....	26
Figura 13. Horno de resistencias.....	27
Figura 14. Curvas de enfriamiento de todos los niveles trabajados para los cilindros con diámetro 2.40 cm.....	30

Figura 15. Curvas de enfriamiento de todos los niveles trabajados para los cilindros con diámetro 1.50 cm.....	30
Figura 16. Curvas de enfriamiento de todos los niveles trabajados para los cilindros con diámetro 0.73 cm.....	31
Figura 17. Temperaturas eutécticas para cada condición experimental.....	33
Figura 18. Muestra sin tratamiento, diámetro 2.40 cm. (a)100x, (b)200x, (c)400x. Ataque realizado con HF al 0.5%.....	34
Figura 19. Muestra sin tratamiento, diámetro 1.50 cm. (a)100x, (b)200x, (c)400x. Ataque realizado con HF al 0.5%.....	34
Figura 20. Muestra sin tratamiento, diámetro 0.73 cm. (a)100x, (b)200x, (c)400x. Ataque realizado con HF al 0.5%.....	35
Figura 21. Muestra con 0.008%Sr. 5 minutos de tratamiento, diámetro 2.40 cm. (a)100x, (b)200x, (c)400x. Ataque realizado con HF al 0.5%.....	35
Figura 22. Muestra con 0.008%Sr. 5 minutos de tratamiento, diámetro 1.50 cm. (a)100x, (b)200x, (c)400x. Ataque realizado con HF al 0.5%.....	36
Figura 23. Muestra con 0.008%Sr. 5 minutos de tratamiento, diámetro 0.73 cm. (a)100x, (b)200x, (c)400x. Ataque realizado con HF al 0.5%.....	36
Figura 24. Muestra con 0.008%Sr. 10 minutos de tratamiento, diámetro 2.40 cm. (a)100x, (b)200x, (c)400x. Ataque realizado con HF al 0.5%.....	37
Figura 25. Muestra con 0.008%Sr. 10 minutos de tratamiento, diámetro 1.50 cm. (a)100x, (b)200x, (c)400x. Ataque realizado con HF al 0.5%.....	37
Figura 26. Muestra con 0.008%Sr. 10 minutos de tratamiento, diámetro 0.73 cm. (a)100x, (b)200x, (c)400x. Ataque realizado con HF al 0.5%.....	38
Figura 27. Muestra con 0.02%Sr. 5 minutos de tratamiento, diámetro 2.40 cm. (a)100x, (b)200x, (c)400x. Ataque realizado con HF al 0.5%.....	38
Figura 28. Muestra con 0.02%Sr. 5 minutos de tratamiento, diámetro 1.50 cm. (a)100x, (b)200x, (c)400x. Ataque realizado con HF al 0.5%.....	39
Figura 29. Muestra con 0.02%Sr. 5 minutos de tratamiento, diámetro 0.73 cm. (a)100x, (b)200x, (c)400x. Ataque realizado con HF al 0.5%.....	39
Figura 30. Muestra con 0.02%Sr. 10 minutos de tratamiento, diámetro 2.40 cm. (a)100x, (b)200x, (c)400x. Ataque realizado con HF al 0.5%.....	40

Figura 31. Muestra con 0.02%Sr. 10 minutos de tratamiento, diámetro 1.50 cm. (a)100x, (b)200x, (c)400x. Ataque realizado con HF al 0.5%.....	40
Figura 32. Muestra con 0.02%Sr. 10 minutos de tratamiento, diámetro 0.73 cm. (a)100x, (b)200x, (c)400x. Ataque realizado con HF al 0.5%.....	41
Figura 33. Patrón comparativo AFS para modificación de aleaciones Al-Si hipoeutécticas.....	47
Figura 34. Análisis de varianza para las variables estudiadas y sus interacciones.....	49
Figura 35. Análisis de coeficientes estudiados y sus interacciones.....	50
Figura 36. Diagrama de Pareto de efecto estandarizado.....	50
Figura 37. Curvas de enfriamiento para blanco.....	55
Figura 38. Curvas de enfriamiento para condición 0.008%Sr con 5 minutos de tratamiento.....	55
Figura 39. Curvas de enfriamiento para condición 0.008%Sr con 10 minutos de tratamiento.....	56
Figura 40. Curvas de enfriamiento para condición 0.02%Sr con 5 minutos de tratamiento.....	56
Figura 41. Curvas de enfriamiento para condición 0.02%Sr con 10 minutos de tratamiento.....	57
Figura 42. Derivada blanco diámetro 2.4 cm.....	58
Figura 43. Derivada blanco diámetro 1.5 cm.....	58
Figura 44. Derivada blanco diámetro 0.73 cm.....	59
Figura 45. Derivada nivel bajo/tiempo bajo diámetro 2.4 cm.....	59
Figura 46. Derivada nivel bajo/tiempo bajo diámetro 1.5 cm.....	60
Figura 47. Derivada nivel bajo/tiempo bajo diámetro 0.73 cm.....	60
Figura 48. Derivada nivel bajo/tiempo alto diámetro 2.4 cm.....	61
Figura 49. Derivada nivel bajo/tiempo alto diámetro 1.5 cm.....	61
Figura 50. Derivada nivel bajo/tiempo alto diámetro 0.73 cm.....	62
Figura 51. Derivada nivel alto/tiempo bajo diámetro 2.4 cm.....	62
Figura 52. Derivada nivel alto/tiempo bajo diámetro 1.5 cm.....	63
Figura 53. Derivada nivel alto/tiempo bajo diámetro 0.73 cm.....	63

Figura 54. Derivada nivel alto/tiempo alto diámetro 2.4 cm.....	64
Figura 55. Derivada nivel alto/tiempo alto diámetro 1.5 cm.....	64
Figura 56. Derivada nivel alto/tiempo alto diámetro 0.73 cm.....	65
Figura 57. Curva esfuerzo-deformación para condición 0.02%Sr con 10 minutos de tratamiento para cilindro de diámetro 1.27 cm.....	66
Figura 58. Curva esfuerzo-deformación para condición 0.02%Sr con 10 minutos de tratamiento para cilindro de diámetro 2.13 cm.....	67
Figura 59. Curva esfuerzo-deformación para condición 0.008%Sr con 10 minutos de tratamiento para cilindro de diámetro 1.27 cm.....	67
Figura 60. Curva esfuerzo-deformación para condición 0.008%Sr con 10 minutos de tratamiento para cilindro de diámetro 2.13 cm.....	68
Figura 61. Curva esfuerzo-deformación para material sin tratamiento para cilindro de diámetro 2.13 cm.....	68
Figura 62. Curva esfuerzo-deformación para material sin tratamiento para cilindro de diámetro 1.27 cm.....	69
Figura 63. Estructuras para la aleación sin tratamiento.....	70
Figura 64. Estructuras para condición 0.008%Sr con 5 minutos de tratamiento.....	71
Figura 65. Estructuras para condición 0.008%Sr con 10 minutos de tratamiento...	71
Figura 66. Estructuras para condición 0.02%Sr con 5 minutos de tratamiento.....	72
Figura 67. Estructuras para condición 0.02%Sr con 10 minutos de tratamiento.....	72

Índice de Tablas.

Tabla 1. Nomenclatura de aleaciones coladas base Al.....	2
Tabla 2. Propiedades mecánicas de una aleación Al-7Si-0.3Mg.....	14
Tabla 3. Factores y niveles trabajados.....	20
Tabla 4. Matriz experimental.....	21
Tabla 5. Dimensiones de caja de moldeo y demanda de mezcla para el molde.....	25
Tabla 6. Composiciones químicas.....	29
Tabla 7. Temperaturas eutécticas para cada una de las condiciones trabajadas...	32
Tabla 8. SDAS de las muestras evaluadas.....	41
Tabla 9. Durezas.....	42
Tabla 10. Durezas para la réplica.....	43
Tabla 11. Porcentajes de elongación.....	69
Tabla 12. Esfuerzo de fractura.....	69

1. Introducción.

Las aleaciones Al-Si hoy en día son de gran importancia en diferentes áreas de los sectores productivos, tales como el sector automotriz y el aeronáutico, siendo la aleación A356 (Al-7Si-0.4Mg) una de las más usadas y la empleada para los experimentos del presente proyecto. Las aleaciones Al-Si constituyen alrededor del 80% de las fundiciones de Al. La importancia de estas aleaciones radica, principalmente, en su baja densidad y alta fluidez respecto a otros materiales, así como a las altas propiedades que presenta en diferentes condiciones de servicio. Estas aleaciones poseen propiedades tales como alta resistencia a la corrosión, buena soldabilidad y bajo coeficiente de expansión térmica [1].

Las aleaciones Al-Si contienen elementos aleantes como el Fe y el P, los cuales en ciertas cantidades favorecen la formación de compuestos tales como el AlP, así como intermetálicos ternarios de Al, Si y Fe. La presencia de estos compuestos e intermetálicos influyen directamente sobre la nucleación y crecimiento de fases primarias y eutécticas. De acuerdo con la composición química de la aleación A356, la cantidad de P presente debe ser menor al 0.05% y menor a 0.6% de Fe [5].

Estas aleaciones presentan altas propiedades debido, en gran medida, a la realización de tratamientos al metal cuando este se encuentra fundido; entre ellas la refinación de grano, la desgasificación y la modificación, siendo esta última un tratamiento exclusivo de las aleaciones Al-Si.

La modificación es un tratamiento realizado a las aleaciones Al-Si durante la etapa de fusión, el cual tiene como objetivo mejorar las propiedades mecánicas de una pieza a través del cambio en la morfología del Si eutéctico, partiendo de Si con estructura acicular para obtener Si con morfología fibrosa para así, disminuir la cantidad de zonas concentradoras de esfuerzos que pudieran fragilizar el material. La modificación es realizada principalmente mediante la adición de ciertos elementos químicos a la aleación (modificación química) o con altas velocidades de solidificación y enfriamiento (pseudomodificación o modificación térmica).

A lo largo de los años, la modificación de las aleaciones Al-Si se ha estudiado y realizado con elementos como Na, Sb y Sr, siendo este último el de mayor uso a nivel industrial en la actualidad debido a que presenta una tasa de oxidación menor

que el sodio, así como menor generación de gases y mayor control sobre la cantidad de modificador agregado con respecto al sodio [2]. La adición de Sr se realiza con aleaciones madre, siendo las aleaciones Al-3.5Sr, Al-5Sr, Al-10Sr y Al-15Sr las de mayor comercialización [3].

1.1 Designación de Aleaciones Coladas Base Aluminio.

Las especificaciones de las aleaciones coladas están claramente establecidas para distinguir a estas aleaciones de las aleaciones metalmecánicas o de conformado mecánico. A su vez, las composiciones químicas de las aleaciones están establecidas para cada designación.

En los últimos años, no se ha logrado establecer una nomenclatura internacional para las aleaciones coladas base aluminio. Sin embargo, la asociación americana del aluminio ha propuesto una designación basada en 4 dígitos, en la cual, el primer número indica el elemento de aleación que está presente en mayor cantidad. En la **Tabla 1**, se muestra la designación establecida por la asociación americana del aluminio (AA).

Tabla 1. Nomenclatura de Aleaciones Coladas Base Al [9].

Designación	Elemento de Aleación más Importante
1XX.X	Aluminio puro (99% de pureza o mayor)
2XX.X	Cu
3XX.X	Si con Mg
4XX.X	Si
5XX.X	Mg
6XX.X	Fuera de Uso
7XX.X	Zn
8XX.X	Sn
9XX.X	Nuevos desarrollos (Be, Li, Sc, etc.)

En el grupo 1XX.X, los dos dígitos colocados inmediatamente a la izquierda del punto denotan el contenido mínimo de Al. Por ejemplo, una aleación 190.X

corresponde a un aluminio con 99.9% de pureza. El dígito colocado a la derecha del punto indica la forma del producto, 0 y 1 corresponden respectivamente a pieza o lingote.

En los grupos del 2XX.X a la 9XX.X, los dos dígitos a la izquierda del punto no tienen un significado específico y sólo permiten distinguir a una aleación de otra. El dígito colocado a la derecha del punto indica la forma del producto.

1.2 Mecanismo de Modificación.

El mecanismo de modificación comprende diversas etapas, las cuales parten de la formación del Si eutéctico durante la solidificación, así como del crecimiento de dendritas primarias. Una vez que las dendritas chocan entre ellas durante el crecimiento, su movilidad se restringe y permite el transporte de masa a través de los espacios interdendríticos. Este transporte se ve favorecido principalmente por el movimiento de líquido eutéctico, el cual está íntimamente relacionado con la velocidad del flujo de metal líquido, así como con la eficiencia de alimentación. La importancia de estos factores puede influir en la aparición de porosidades, rechupes, así como en la microsegregación [1]. Sin embargo, el mecanismo exacto de modificación no se conoce completamente, no obstante, se sabe que uno de los factores principales en el cambio de la morfología del Silicio eutéctico radica en la variación de la tensión y energía interfacial de este y por ende en el equilibrio que se establece entre las fases presentes [4].

Para realizar la modificación química, se ha reportado que los porcentajes en peso óptimos de modificador deben ser relativamente pequeños (aproximadamente 0.01%wt Na o 0.1%wt Sr). Se ha investigado el efecto modificador de otros metales alcalinos, alcalinotérreos y tierras raras, no obstante, su aplicación se ha limitado a investigaciones a nivel laboratorio y no a nivel industrial.

A lo largo de los años se han sugerido posibles mecanismos que expliquen detalladamente la modificación. Estos se basan en tres puntos, los cuales han sido obtenidos mediante diversas experimentaciones [4]:

- a) El análisis térmico realizado en aleaciones modificadas muestra un abatimiento de la temperatura eutéctica, así como de la temperatura de

formación de Si primario (5-10 K). Mediante la técnica de análisis térmico se ha observado que el abatimiento de estas temperaturas es mayor a altos niveles de modificación.

- b) Las impurezas o modificadores generan que en el Si se presenten planos gemelados, lo cual no se observa en la misma proporción en la pseudomodificación, en la cual los cristales contienen menor o nula densidad de planos gemelados que en la modificación química. A la aparición de planos gemelados se le conoce como *twinning*.
- c) Se ha encontrado que la actividad del sodio como modificador disminuye ante la presencia del silicio. Mediante espectroscopía se ha encontrado que el modificador se encuentra asociado preferencialmente al Si y no a la matriz de Al.

Considerando los puntos anteriores, se ha observado que la nucleación y crecimiento de Al y Si se llevan a la par y en competencia. El cambio en la morfología del Si puede resultar de factores que afectan la nucleación o el crecimiento del Si eutéctico. Es por ello que la modificación se ha investigado siguiendo dos teorías principales: Teoría de restricción de crecimiento y teoría de restricción de nucleación; ambas teorías toman al Na como principal elemento modificador.

La teoría de restricción de nucleación plantea que el sodio neutraliza la nucleación heterogénea o que reduce el coeficiente de difusión del Si en el metal líquido. Así, el subenfriamiento previo a la solidificación aumenta y produce, colateralmente, refinamiento de las estructuras eutécticas.

Por otro lado, la teoría de restricción de crecimiento plantea que el modificador se adsorbe principalmente en la superficie del Si, inhibiendo así el crecimiento del Si y provocando la formación de la estructura modificada.

En diversos estudios se ha demostrado que la modificación no afecta parámetros termodinámicos como el calor latente de fusión, llevando a catalogar a la modificación como un fenómeno cinético y no uno termodinámico (Qiyang L, Qingchun L, 1991).

1.3 Planos Gemelados (*Twinning*).

Durante la nucleación y crecimiento del Si eutéctico en aleaciones modificadas, existe la presencia de un fenómeno llamado *twinning*, el cual se relaciona con la generación de planos gemelados.

Un plano gemelado es la combinación de dos o más cristales, los cuales se alinean simétricamente generando un plano gemelado o también llamado plano especular. En general, este fenómeno se produce cuando un cristal se encuentra sometido a esfuerzos o condiciones de temperatura y presión distintas a aquellas en las cuales se generó originalmente el cristal [7]. En la **Figura 1** se presenta la esquematización de un cristal con planos gemelados.

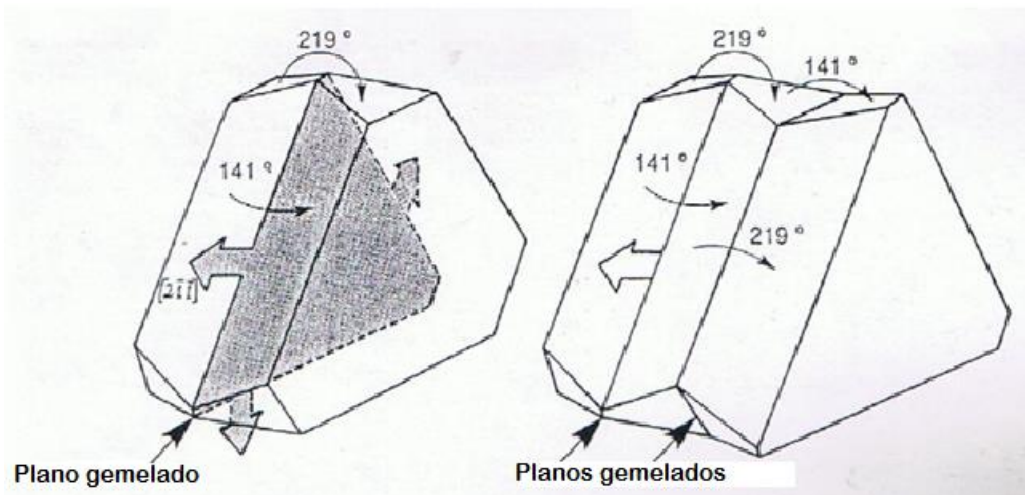


Figura 1. Cristal con presencia de planos gemelados. [6]

En las aleaciones Al-Si, los planos gemelados aparecen como consecuencia de la adsorción de átomos de modificador (Na, Sr, Sb) sobre los cristales de silicio, así como contiguos a estos durante la solidificación. La adsorción de los átomos de modificador genera un cambio en la energía y tensión interfaciales de los cristales. Microestructuralmente se observa el cambio en la morfología del Si, la cual presenta la apariencia de algas marinas (*seaweed*) relacionadas a una estructura modificada [6]. En la **Figura 2** se presenta la microestructura una vez modificada con la apariencia de algas marinas.

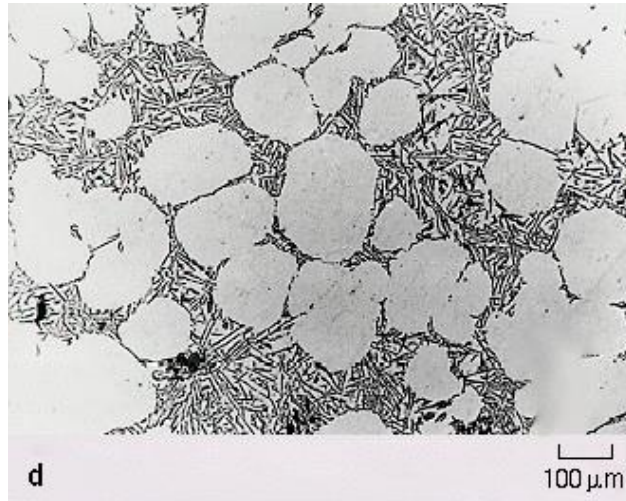


Figura 2. Microestructura de una aleación Al-Si modificada (seaweed) [2].

Se ha observado que el agente modificador debe tener afinidad con el silicio y, preferiblemente, formar compuestos con este elemento para facilitar la adsorción sobre la superficie de los cristales de Si.

A su vez, se ha determinado que debe existir una relación de tamaño específico entre el elemento modificador y el silicio para generar los planos gemelados; esta relación es de 1.65 aproximadamente. El sodio es el modificador que presenta la relación más cercana a este valor, no obstante, el estroncio también cumple con este criterio de manera cercana.

Los elementos modificadores de los cristales de Si (además del Na) como Sr, Ca, Sb y Ce deben poseer naturaleza similar a la del sodio. Esto se refiere a que deben inactivar o reducir el efecto del fosforo de aluminio (AIP), el cual tiene la función de ser centros de nucleación para el Si en aleaciones no modificadas favoreciendo la morfología acicular, así como inhibir el crecimiento de planos gemelados con bordes entrantes (TPRE, Twin Plane Re-entrant Edge), los cuales crecen en ciertas direcciones cristalográficas de aleaciones no modificadas y favorecen la morfología acicular [6]. En la **Figura 1**, se representa el crecimiento de estos planos en ciertas direcciones cristalográficas. Considerando el efecto de los planos gemelados con bordes entrantes (TPRE), se ha observado que, en solidificación direccional, los cristales de Si nuclean y se desarrollan previo a la fase de Al primario. A su vez, el silicio adopta morfología de placas; estas placas poseen la apariencia de crecer

hacia el exterior desde los centros de nucleación. Las características anteriormente mencionadas provocan la disminución de propiedades de la aleación y su consecuente fragilización [6].

1.4 Efecto de la presencia de intermetálicos sobre la modificación.

La formación de intermetálicos ha sido estudiada con el propósito de identificar su posible influencia en la modificación de las aleaciones Al-Si. Se ha encontrado que en aleaciones coladas comerciales Al-Si existe presencia de cantidades significativas de hierro, la cual tiene un papel muy importante en la nucleación de fases eutécticas en estas aleaciones (Shankar, et al. 2004). Contenidos relativamente altos de hierro promueven la formación de un intermetálico β (Al, Si, Fe).

En aleaciones hipoeutécticas no modificadas, el Si eutéctico nuclea sobre estas partículas previo a la nucleación del Al eutéctico, lo cual lleva a un crecimiento libre de silicio en el seno del líquido, favoreciendo la morfología típica de placas [1]. Por otro lado, en las aleaciones Al-Si hipoeutécticas modificadas químicamente, el crecimiento de β es detenido, dando como resultado una gran cantidad de aluminio eutéctico, el cual nuclea previo a la nucleación del Si eutéctico. Este cambio provoca que el silicio crezca entre los granos de Al eutéctico adquiriendo la morfología fibrosa propia de la modificación. Este crecimiento se ve favorecido por la formación de planos gemelados en los cristales de Si.

Ma Khlouf (2004) sugiere que la nucleación de fases eutécticas en aleaciones Al-Si hipoeutécticas no modificadas con presencia de intermetálicos β sigue un mecanismo general, el cual se presenta esquemáticamente en la **Figura 3**. Durante la solidificación, la fase de Al primario (α) forma dendritas a partir de la temperatura liquidus de la aleación. Consecuentemente se presenta la formación de intermetálico β ($\text{Al}_9\text{Fe}_2\text{Si}_2$ monoclinico [17]) en una temperatura intermedia a la temperatura liquidus y la temperatura eutéctica (Esta temperatura depende directamente de la concentración de Fe presente en la aleación). En la temperatura eutéctica, considerando subenfriamientos de 0.4-0.8°C, el Si eutéctico nuclea sobre

la fase β en el campo de soluto a la par del crecimiento de las dendritas de α . Una vez finalizada la nucleación, el Si crece tomando morfología de placa en el seno de metal líquido restante. El líquido circundante a las placas de Si se enriquece con Al debido a la carencia de silicio. En consecuencia, se produce la nucleación y crecimiento de Al eutéctico; estos fenómenos ocurren sobre los bordes de las placas de Si eutéctico. Finalmente, el crecimiento de las dendritas de α se detiene debido al encuentro entre estas y los granos de Al eutéctico.

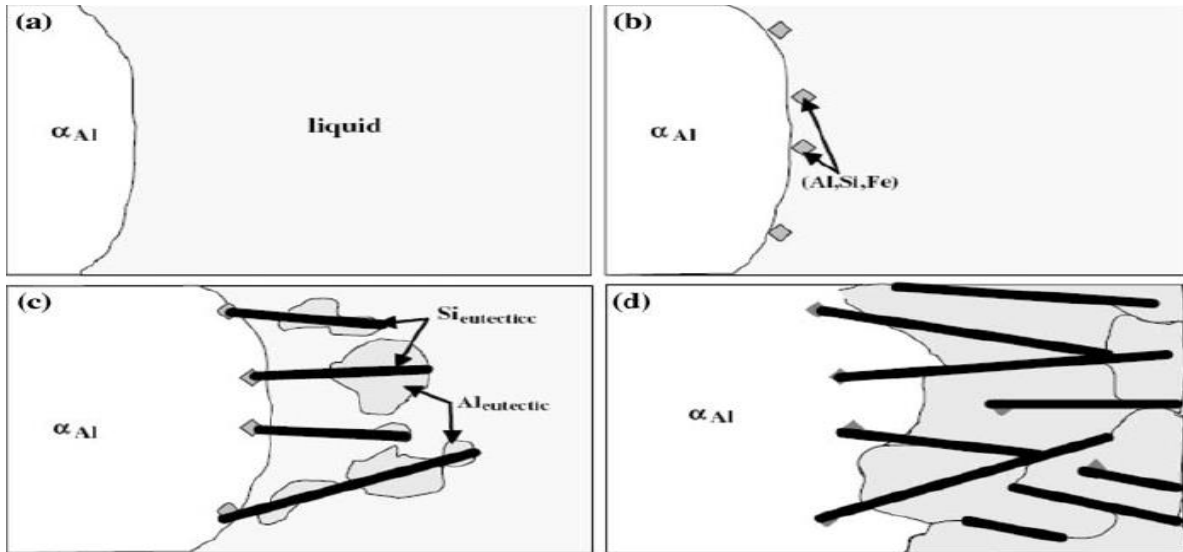
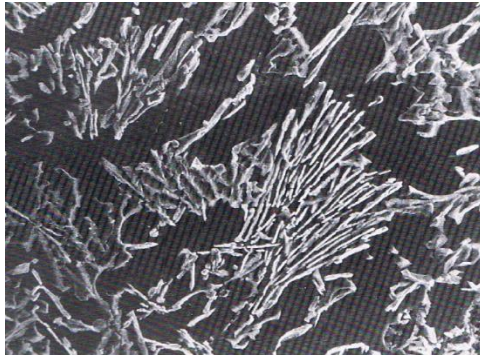


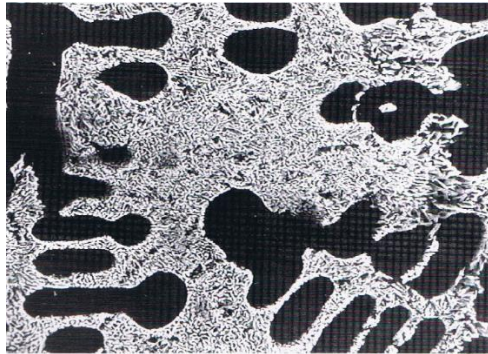
Figura 3. Representación del crecimiento de fases a partir de intermetálicos β (Al,Si,Fe)
a) crecimiento de dendritas de Al, b) Nucleación de partículas β , c) Nucleación y crecimiento de Si eutéctico con morfología acicular sobre las partículas de intermetálico a la par de la nucleación de granos de Al eutéctico, d) Contacto entre dendritas y granos de Al eutéctico generando la detención en el crecimiento de dendritas así como la nucleación y crecimiento de fases eutécticas [1].

1.5 Modificación con Sr.

El Sr es un modificador que es ampliamente utilizado a nivel industrial y de investigación. Así como el Na, el Sr genera la transición de morfología acicular a fibrosa del Si con el propósito de disminuir las zonas concentradoras de esfuerzos propias de la morfología acicular y así, aumentar las propiedades mecánicas de la aleación. En la **Figura 4**, se muestra la estructura de una aleación A356 sin modificación y una estructura modificada con Sr.



3^a



3^B

Figura 4. Morfología de Si eutéctico en aleación A356. 3a) Morfología acicular, aleación no modificada 100x. 3b) Morfología fibrosa, aleación modificada 100x. Imágenes obtenidas mediante SEM [6].

Con lo observado en la **Figura 4**, se torna evidente el cambio en la morfología, especialmente la reducción o eliminación de puntas en el Si eutéctico, las cuales constituyen concentradores de esfuerzos que disminuyen las propiedades mecánicas de la aleación.

Diversos estudios se han llevado a cabo para conocer el mecanismo de modificación con Sr. Nogita y Dahle (2004) estudiaron el comportamiento de las fases eutécticas en aleaciones Al-Si modificadas con Sr basándose en las diferencias percibidas en la nucleación del eutéctico; a estas diferencias se les dio

el nombre de modos de nucleación. En la **Figura 5** se encuentran representados dos de los modos propuestos.

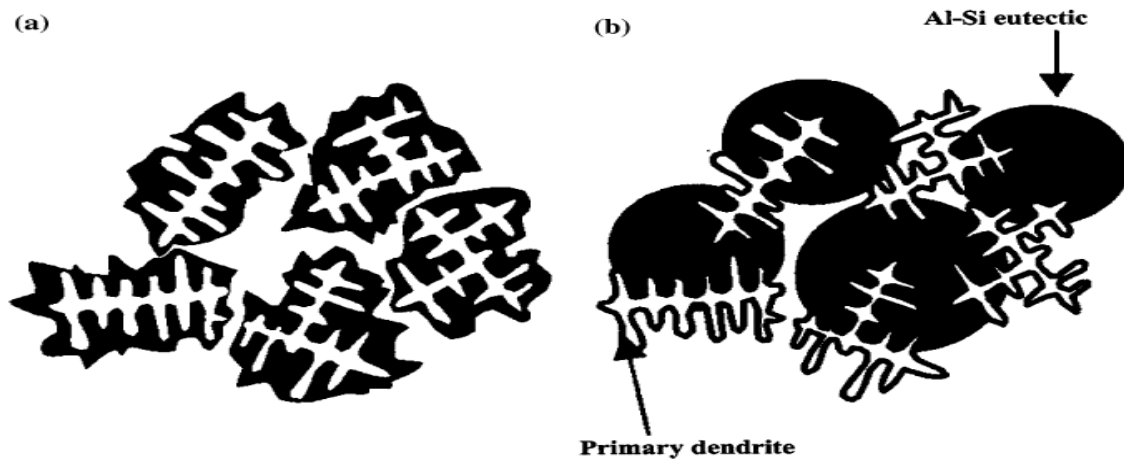


Figura 5. Modos de nucleación de fases eutécticas. a) Nucleación y crecimiento sobre las dendritas de aluminio primario. B) Nucleación heterogénea independiente en el líquido interdendrítico [1].

Considerando el inciso “a” de la **Figura 5**, el eutéctico nuclea en la dendrita o adyacente a la intercara dendrita-líquido, ante esto se espera que la fase eutéctica adopte la misma orientación que las dendritas. Este es un fenómeno observado en las aleaciones Al-Si hipoeutécticas no modificadas. Por el contrario, al observar la representación del inciso “b”, se puede asumir la presencia de nucleación heterogénea sobre las impurezas presentes en el líquido interdendrítico, lo cual genera que sea altamente improbable que el eutéctico tome la orientación de las dendritas adyacentes. Esto es característico de aleaciones Al-Si modificadas con Sr.

La solidificación de fases eutécticas ha sido clasificada en dos diferentes tipos o modos:

- Modo 1: Nucleación adyacente a las crestas de las dendritas de Al primario.
- Modo 2: Nucleación independiente de fases eutécticas en los espacios interdendríticos.

La adición de modificadores a las aleaciones comerciales produce que la solidificación eutéctica cambie del modo 1 al modo 2. El modo de solidificación

eutéctica y la distribución espacial de granos eutécticos resultante son factores que impactan directamente sobre la permeabilidad del líquido remanente en las etapas finales de la solidificación, ocasionando la formación de porosidades en la aleación. Una característica notable de las aleaciones modificadas con Sr es la formación de granos más grandes que en las aleaciones no modificadas. Este fenómeno es consecuencia del envenenamiento o desactivación de las partículas de AIP por efecto de la presencia de Sr (se ha observado que la mayoría de las aleaciones Al-Si contienen fósforo de aluminio) [6] y de la velocidad que existe en las interfaces de los granos durante la solidificación. Esta velocidad está dada por la **Ecuación 1**.

$$V_G = \mu(\Delta T)^n \quad (\text{Ec. 1})$$

Donde V_G es la velocidad de crecimiento, μ es la constante de crecimiento dependiente de cada aleación (0.041 para aleaciones no modificadas y 0.33 para aleaciones modificadas), n es el exponente (4 para aleaciones no modificadas y 2 para las modificadas), ΔT es el subenfriamiento registrado con respecto a la temperatura de equilibrio (Kumar G, Hedge S, Prabhu KN, 2007) [1].

Recientemente se ha descubierto que el Sr segrega exclusivamente en el Si eutéctico y que la distribución del modificador sobre este es relativamente homogénea (Nogita K, Yasuda H, Yoshida K, Uesugui K, Takeuchi A, Suzukic Y, Dahle AK, 2006) [1].

1.6 Pseudomodificación (Modificación térmica).

La modificación química ha sido estudiada extensamente durante las últimas décadas. Sin embargo, se ha descubierto que ciertas *velocidades de enfriamiento* en las aleaciones Al-Si producen un cambio en la morfología del Si eutéctico, pasando de morfología acicular a fibrosa. Este tratamiento es conocido como pseudomodificación o modificación térmica.

Diversos estudios han confirmado que la transición de morfología acicular a fibrosa está directamente relacionada con el incremento masivo en la densidad de planos

gemelados de Si eutéctico. Sin embargo, otros estudios han demostrado que este no es el caso cuando se realiza la pseudomodificación. Estos hallazgos se han obtenido mediante el análisis vía microscopía electrónica de transmisión, demostrando que la densidad de planos gemelados es menor con respecto a la obtenida vía modificación química y que, incluso, se observan zonas libres de estos planos. En consecuencia, se ha determinado que las estructuras obtenidas mediante pseudomodificación son estructuras refinadas por la velocidad de enfriamiento.

Las condiciones para realizar la pseudomodificación han sido presentadas extensivamente como velocidades de crecimiento de las fases presentes en la aleación. Se ha reportado que la pseudomodificación del Si eutéctico se puede realizar con velocidades de crecimiento mayores a $400 \mu\text{m s}^{-1}$ [8], aunque otros estudios han reportado que la velocidad de crecimiento óptima es de, cuando menos, 1 mm s^{-1} [4].

A nivel industrial, la pseudomodificación no es un método de aplicación convencional. Sin embargo, la microestructura de piezas coladas vía colada a presión podría suponer un caso similar, no obstante, las velocidades de solidificación de este proceso no son lo suficientemente altas para producir estructuras características de la pseudomodificación [9].

1.7 Refinación de Grano (Refinación térmica).

Diversos procesos son diseñados con el propósito de extraer calor de manera rápida desde el metal líquido, ejemplos de ello son el proceso de die casting y molde permanente (principalmente en secciones pequeñas). El *chilling* del metal líquido promueve la nucleación heterogénea, generando piezas con granos pequeños. Los metales líquidos, en general, contienen una amplia variedad de partículas que pueden actuar como sitios de nucleación que se activan con el subenfriamiento del metal líquido.

En presencia de enfriamientos lentos, el subenfriamiento es menor que en el caso de enfriamientos rápidos, debido a que la cantidad de sitios potenciales de nucleación que se generan es menor y se promueve la nucleación y crecimiento de granos gruesos. En el caso contrario, con extracción de calor rápida, el subenfriamiento será mayor, dando como resultado una mayor cantidad de zonas activas para nuclear, lo cual propiciará granos refinados. Este fenómeno se presenta debido a que la extracción de calor puede exceder en gran proporción a la cantidad de calor generada por el sistema como calor latente de solidificación.

Las altas velocidades de enfriamiento que generan la refinación de grano por chilling sólo son factibles en ciertos procesos. Las piezas de fundición medianas o grandes, así como los lingotes no presentan refinación de grano significativa debida a la velocidad de enfriamiento. En estos casos se recomienda la adición de aleaciones maestras con Ti y/o B para realizar la refinación; a este proceso se le conoce como refinación química.

1.8 Efecto de la Modificación sobre las Propiedades Tensiles.

La modificación es un tratamiento que cambia la microestructura de una aleación Al-Si de acicular a globular fibrosa, esta transición influye directamente en las propiedades mecánicas del material. Las placas gruesas presentes en una aleación no modificada actúan como concentradores de esfuerzos, siendo estos los posibles generadores de grietas o fracturas cuando el componente fabricado se encuentre en condiciones de servicio. Con la aplicación de la modificación, la microestructura pasa a ser fina (considerando también condiciones de velocidad de enfriamiento) y el silicio tiende a redondearse; ambos fenómenos contribuyen a que la aleación presente valores más altos en su esfuerzo máximo de tensión (UTS), así como en su ductilidad.

La optimización de las propiedades mecánicas de la aleación depende directamente de las diferencias entre una aleación no modificada y una modificada. A su vez, el

proceso de manufactura (Sand Casting, Die Casting, Permanent Mold Casting) influye en la refinación de las estructuras de colada y, en consecuencia, en el valor de las propiedades de la aleación. Es importante señalar que para aleaciones no modificadas y modificadas en las que la velocidad de enfriamiento es muy alta y se presenta chilling y/o pseudomodificación, el efecto del Sr se ve minimizado. En la **Tabla 2** se presentan valores típicos de resistencia a la tensión (UTS) y porcentaje de elongación para una aleación Al-7Si-0.3Mg fabricada en molde permanente.

Tabla 2. Propiedades mecánicas de una aleación Al-7Si-0.3Mg [9].

Morfología de Si eutéctico	UTS (Mpa)	Elongación (%)
Acicular	180	7
Laminar	200	12-16
Globular Fibrosa	200	16

Cabe señalar que la morfología del Si eutéctico en una aleación Al-Si hipoeutéctica es producto de la cantidad de modificador empleado, sin importar si la aleación es as cast o tratada térmicamente.

En las aleaciones Al-Si existe una cantidad óptima de modificador para velocidades de enfriamiento fijas; adiciones de Sr mayores a esta cantidad generarán estructuras sobremodificadas y cantidades menores producirán estructuras parcialmente modificadas. La cantidad de Sr influirá directamente en las propiedades tensiles de la aleación ya que la microestructura se ve afectada con la cantidad de Sr adicionada. Esto se puede apreciar en la **Figura 6** para una aleación A356 con tres velocidades de enfriamiento distintas.

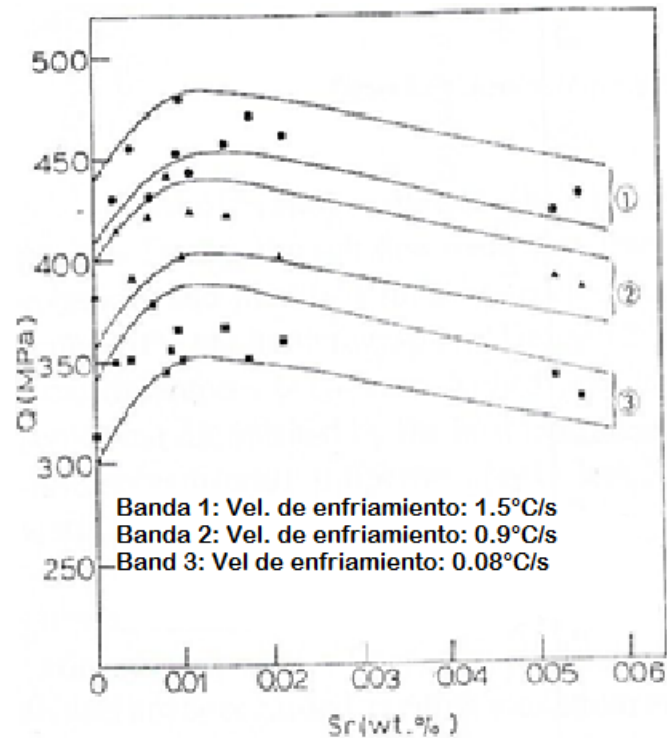


Figura 6. Efecto del Nivel de modificación y velocidad de enfriamiento en el Quality Index de una aleación A356. Sr empleado como modificador [9].

Como se puede apreciar, las propiedades tensiles de la aleación cambian lentamente con altas cantidades de Sr y presentan mayor variación con niveles bajos de modificación. En consecuencia, se puede determinar que el efecto de la sobremodificación sobre las propiedades no es tan grande como en el caso de aleaciones parcialmente modificadas. A su vez, las propiedades tensiles de una aleación decrecen a velocidades de enfriamiento menores.

Es importante aclarar que el Quality Index (índice de calidad) es una relación entre el UTS, el esfuerzo de cedencia y el porcentaje de elongación de una aleación (específicamente Al-Si-Mg para este caso).

1.9 Espaciamiento Dendrítico Secundario.

Los brazos dendríticos secundarios son aquellos que crecen a partir de los brazos primarios de una dendrita. El espaciado entre los brazos dendríticos secundarios depende fuertemente de la velocidad de enfriamiento de una aleación sin importar

si esta es de rango corto o rango largo de solidificación; consecuentemente es independiente del tipo de grano que presente una aleación (columnar o equiaxial). En la **Figura 7** se esquematiza el espaciamiento dendrítico primario y secundario.

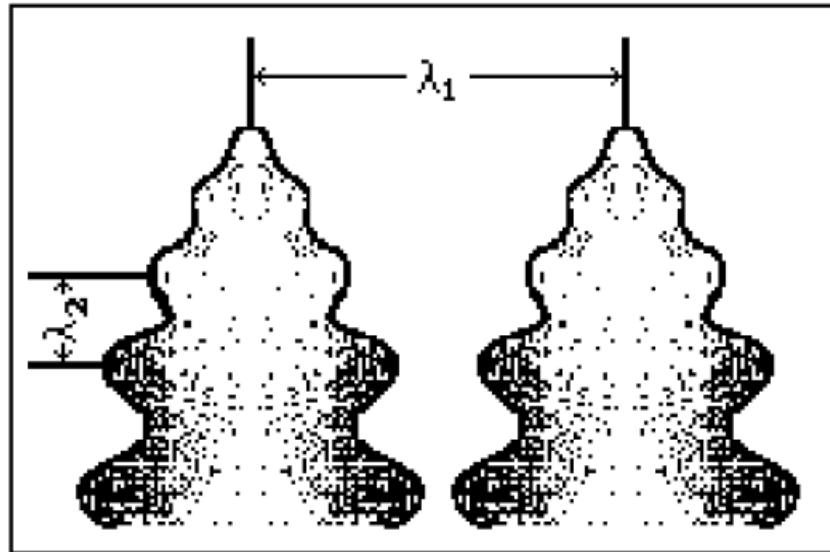


Figura 7. Espaciamiento dendrítico primario (λ_1) y espaciamiento dendrítico secundario (λ_2) [15].

Durante la solidificación, los brazos dendríticos secundarios empiezan a formarse muy cerca de la punta de la dendrita y aparecen inicialmente como una perturbación de morfología sinusoidal. Con el progreso de la solidificación, dichos brazos secundarios crecen y se eliminan entre sí a medida que su longitud sea menor. Un mecanismo que puede explicar esta eliminación de brazos dendríticos secundarios es la fusión de los más delgados y el incremento en diámetro de las ramas más gruesas. Cada vez que un brazo secundario pequeño se funde, se duplica el espaciado local.

Como se mencionó, las dimensiones del espaciamiento dendrítico secundario dependen principalmente de la velocidad de enfriamiento. El control en estas dimensiones, y por ende de la velocidad de enfriamiento, es de suma importancia debido a que estas coadyuvan al incremento o decremento de las propiedades mecánicas de una aleación. Se ha demostrado que las propiedades tensiles de una

aleación aumentan en presencia de dimensiones pequeñas de SDAS, mientras que se observa decremento en estas propiedades con el aumento en el tamaño del SDAS.

En este mismo sentido, se ha generado cierta confusión para determinar cuál es el factor más importante en el aumento de propiedades mecánicas en presencia de altas velocidades de enfriamiento. Es sabido que, con extracciones de calor rápidas, el tamaño del grano de una aleación es menor que en rangos de extracción menores debido al fenómeno conocido como chilling. Sin embargo, Gruzlesky [9] estipula que el tamaño y morfología de grano no es un factor determinante en el aumento de propiedades, sino las dimensiones del SDAS tal y como se mencionó al inicio de esta sección.

1.10 Análisis Térmico y su Importancia en la Modificación de Aleaciones Al-Si.

El análisis térmico es una técnica mediante la cual se evalúan las propiedades de un material en función del tiempo y/o temperatura. Para llevar a cabo el análisis térmico es necesaria la adquisición de datos, siendo la temperatura en función del tiempo la adquisición más común en sistemas metalúrgicos. No obstante, existen diversas técnicas de análisis térmicos que evalúan otros cambios, tales como pérdida de masa en función de la temperatura. Sin embargo, para la presente tesis, el análisis térmico se centra en la evaluación del cambio en la temperatura de la aleación como función del tiempo.

Esta técnica se apoya en la generación de curvas de enfriamiento o calentamiento, las cuales son diagramas de la evolución de la temperatura de un sistema en el tiempo. Estas curvas pueden aportar una gran cantidad de datos de interés como las temperaturas de transformación de fase de un metal puro o una aleación.

Cabe señalar que el comportamiento térmico de un metal puro y el de una aleación es distinto y esto se puede observar en las curvas de enfriamiento. Un metal puro suele presentar sus transformaciones de fase como líneas horizontales en una curva de enfriamiento siendo así la temperatura constante en un periodo de tiempo. Este fenómeno se esquematiza en la **Figura 8**. Por otro lado, una aleación presenta estas transformaciones como líneas diagonales que se interpretan como una transformación en un rango de temperatura en un periodo de tiempo. Esto se puede apreciar en la **Figura 9**.

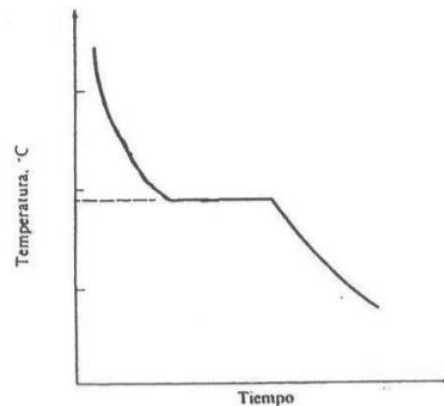


Figura 8. Curva de enfriamiento para un sistema puro. Las transformaciones de fase se presentan a una temperatura constante [12].

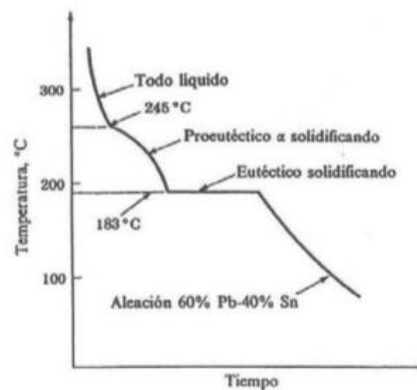


Figura 9. Curva de enfriamiento para una aleación Pb60-Sn40. Las transformaciones se presentan en rangos de temperatura [12].

En diversas plantas fundidoras de aleaciones Al-Si la técnica de análisis térmico ha sido utilizada para predecir la morfología del Si eutéctico antes y después de la adición de modificadores. El efecto de los modificadores sobre la curva de enfriamiento de una aleación Al-Si se observa en la disminución de las temperaturas de nucleación y crecimiento de la reacción eutéctica. En la **Figura 10**, se presenta gráficamente el efecto de los modificadores sobre la curva de enfriamiento.

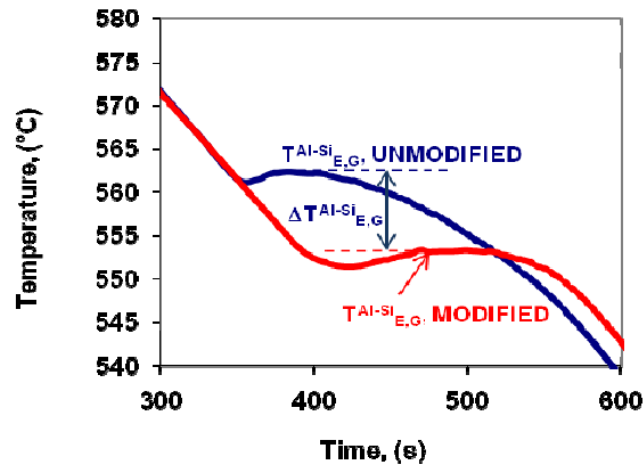


Figura 10. Curvas de enfriamiento de una aleación Al-Si. En rojo se muestra la curva de una aleación modificada; en azul la curva de una aleación no modificada [10].

La depresión del $\Delta T^{\text{Al-Si}}$ observada en la **Figura 10** es el efecto más representativo sobre la curva con la adición de modificadores. A mayores niveles de modificación, mayor será la diferencia de temperatura con respecto a la aleación no modificada. Hoy en día, el análisis térmico es ampliamente aplicado a nivel industrial con el propósito de evaluar parámetros tales como el tamaño de grano y el nivel de modificación en las aleaciones Al-Si. El uso de equipos modernos de adquisición de datos y el procesamiento del análisis térmico se han convertido en una poderosa herramienta para controlar de manera eficaz el proceso de manufactura [16].

1.11 Diseño de Experimentos Factorial.

Muchos experimentos se llevan a cabo para estudiar los efectos producidos por dos o más factores. Puede decirse que en general los diseños factoriales son los más eficientes para este tipo de experimentos. Por diseño factorial se entiende aquel en el que se investigan todas las posibles combinaciones de los niveles de los factores en cada ensayo realizado o la réplica de este. Se puede ejemplificar esta definición considerando la existencia de “a” niveles de un factor “A” y “b” niveles para un factor “B”. En consecuencia, cada réplica del experimento contiene todas las “ab” combinaciones de tratamientos.

El efecto de un factor se define como el cambio en la respuesta producida por un cambio en el nivel del factor. Con frecuencia, este se conoce como efecto principal ya que se refiere a los factores de interés primordial de un experimento.

Para el caso de estudio presentado se maneja un diseño de experimentos factorial 2^k , siendo el caso 2^2 el aplicado. Los factores manejados son el nivel de modificación y el tiempo de tratamiento con la existencia de dos niveles para cada uno de los factores. En la **Tabla 3** se presenta el diseño de experimentos propuesto.

Tabla 3. Factores y niveles trabajados.

Factor/Nivel	Alto	Bajo
Nivel de modificación	0.02%Sr	0.008%Sr
Tiempo de tratamiento	10 minutos	5 minutos

Tomando la definición de diseño factorial, se evalúan todas las posibles combinaciones de factores y niveles, generando así una matriz de 4 experimentos. En la **Tabla 4** se presente la matriz experimental que rige la experimentación de la presente tesis.

Tabla 4. Matriz experimental.

Prueba	Factor	Nivel
1	0.008%Sr	5 minutos
2	0.008%Sr	10 minutos
3	0.02%Sr	5 minutos
4	0.02%Sr	10 minutos

El diseño de experimentos factorial permite estudiar conjuntamente varios factores y su efecto según los niveles propuestos, esto se puede entender como el estudio de la interacción entre factores.

El uso de arreglos factoriales permite también la optimización de la respuesta o variable dependiente, esto se puede entender como el hallazgo de la combinación de niveles de los factores que producen un valor óptimo de la variable dependiente. Si se investiga un factor por separado, el resultado puede ser diferentes al estudio conjunto y es mucho más difícil describir el comportamiento general de un sistema o proceso estudiado, así como la optimización de estos.

El diseño de experimentos factorial presenta ciertas ventajas que permiten estudiar de manera más certera el comportamiento de un sistema. Las más importantes son las siguientes:

- Se economiza en el uso de material al obtener información sobre varios factores sin aumentar el tamaño de la muestra a estudiar durante el experimento.
- Se amplía el rango de efecto en relación a un factor ya que se estudia en diferentes condiciones representadas por los niveles de otros factores y, en consecuencia, se amplía el rango de validez del experimento.
- Permite el estudio de la interacción, esto es, estudiar el grado y forma en la cual se modifica el efecto de un factor por los niveles de los otros factores.

No obstante, los diseños de experimentos factoriales presentan una desventaja importante, la cual radica en la gran cantidad de muestras a evaluar que se pueden requerir cuando se prueban muchos factores o muchos niveles de algunos de los factores a evaluar.

La interacción en un diseño de experimentos factorial es uno de los puntos más importantes a evaluar ya que el conocimiento de esta es de mayor utilidad que conocer los efectos individuales. Una interacción significativa, frecuentemente, minimiza la significancia de los efectos individuales.

2 Hipótesis.

La velocidad de solidificación de una pieza fabricada en una aleación Al-Si, junto con el nivel de modificación y el tiempo de tratamiento influirán directamente en la morfología del silicio eutéctico

3 Objetivos.

- a) Estudiar y evaluar el efecto que presenta la velocidad de enfriamiento de una aleación Al-Si modificada con Sr para diferentes espesores de pieza mediante la técnica de análisis térmico sobre la morfología presentada del Si eutéctico.
- b) Estudiar el efecto del tiempo de tratamiento de modificación sobre la morfología del silicio eutéctico.
- c) Evaluar microestructuralmente el efecto que tiene el nivel de modificación, el tiempo del tratamiento y la velocidad de enfriamiento en la formación del silicio eutéctico.
- d) Evaluar la dureza de las piezas obtenidas para cada condición del tratamiento de modificación.
- e) En base al diseño de experimento factorial, determinar la variable que tiene el mayor efecto sobre las propiedades mecánicas de una aleación Al-Si.

4 Metodología Experimental.

4.1 Moldeo y Acondicionamiento de Carga.

Considerando que el presente proyecto tiene como objetivo el análisis del efecto de la modificación en piezas con espesores distintos, se selecciona una placa modelo que permita evaluar este efecto de manera sencilla y reproducible. En la **Figura 11** se observa la placa modelo empleada durante todas las fusiones realizadas.



Figura 11. Placa modelo empleada en cada prueba. Imagen de la izquierda corresponde al cope y la de la derecha al drag.

La técnica de moldeo empleada para cada una de las pruebas del proyecto es la de moldeo en verde, utilizando arena sílice con No. AFS 90-100, 6% de bentonita cálcica y 3% de humedad; estas condiciones se seleccionan debido a que corresponden al punto temper de la mezcla.

Como paso inicial se procedió a tomar las dimensiones de la caja de moldeo; se midieron largo, ancho y altura tanto del cope como del drag para obtener el volumen de mezcla demandado. Tomando la densidad de la mezcla con un valor de 1.85 g/cm^3 se determina la masa de mezcla que demandará la caja (sin considerar el espacio que resta la presencia de la placa modelo). En la **Tabla 5**, se presentan las dimensiones de la caja de moldeo, así como el volumen y masa de mezcla demandados.

Tabla 5. Dimensiones de caja de moldeo y demanda de mezcla para el molde.

	Largo (cm)	Ancho (cm)	Altura (cm)
Cope	46.2	36.82	13
Drag	46.38	36.88	10.5
Volumen de mezcla = 40074.28 cm ³		Masa de mezcla demandada = 74.137 Kg	

A la par del cálculo de mezcla demandada se realizó el cálculo de metal demandado. Para obtener los datos necesarios se tomaron medidas al sistema de colada (bajada, colchón, corredores y entradas) y al juego de cilindros de los que se compone la placa modelo. Con los datos mencionados anteriormente se calculó el volumen total y considerando la densidad de la aleación reportada en hojas técnicas de 2.685 g/cm³ se calcula la masa. La pieza con el respectivo sistema de colada demanda 417.1 cm³ de aleación o 1.119 Kg.

Una vez obtenidos los datos anteriores se procedió a realizar una fusión de homogenización de la cual se obtuvieron lingotes de la aleación A356. Estos lingotes son los que se emplearon en todas las pruebas realizadas para el desarrollo del presente proyecto. Para esta fusión se empleó un horno de crisol a gas. Posteriormente se realizó un análisis químico con un espectrómetro de emisión de masas para determinar la composición química final de partida.

4.2 Instrumentación.

Para obtener las curvas de enfriamiento presentadas más adelante, se construyeron termopares tipo K, los cuales se conectaron al adquisidor de datos con el programa DaqView. Estos termopares se elaboraron con un alambre de cromo (polo negativo) y uno de aluminio (polo positivo), los cuales fueron recubiertos por bifilares de material cerámico pintados con pintura refractaria de zirconio base alcohol para proteger al termopar. Fueron trenzados en su punta e insertados en el molde con el objetivo de registrar la temperatura en el cilindro de diámetro mayor, intermedio y

pequeño. En la **Figura 12** se puede apreciar la instrumentación del molde previo a la colada.



Figura 12. Molde instrumentado.

Los cilindros instrumentados tienen las siguientes dimensiones:

- **Cilindro grande:** 2.40 cm de diámetro.
- **Cilindro intermedio:** 1.50 cm de diámetro.
- **Cilindro pequeño:** 0.73 cm de diámetro.

4.3 Pre calentamiento de cargas y fusión.

Para cada una de las pruebas se realizó el pre calentamiento de la carga en una mufla a 500°C con los objetivos de disminuir el consumo energético del horno de resistencias, acelerar la velocidad de fusión, así como eliminar las posibles fuentes de humedad al metal líquido. La carga empleada para cada prueba debía pesar aproximadamente 1.119 Kg (se pesaba una cantidad ligeramente mayor para compensar las posibles pérdidas por derrames al momento de la colada). El pre calentamiento se realizó a la par del moldeo, siendo el tiempo promedio de pre calentamiento de carga de aproximadamente 30-40 minutos. En la **Figura 13**, se muestra el horno de resistencias empleado para las fusiones del presente proyecto de tesis.



Figura 13. Horno de resistencias.

Durante la etapa de fusión, se estableció una temperatura de trabajo de 800°C para garantizar la fusión de la carga, así como el sobrecalentamiento necesario para realizar los tratamientos al metal líquido (modificación y desgasificación).

4.4 Tratamientos al metal líquido.

Los tratamientos aplicados a la aleación durante la etapa de fusión fueron modificación y desgasificación. La modificación se realizó con base en lo establecido en la matriz experimental, la desgasificación se realizó manteniendo un tiempo fijo de 5 minutos de tratamiento para todas las pruebas a un flujo aproximado de 5 L/min y como gas se empleó Argón.

La modificación fue el primer tratamiento que se realizó mediante la adición de la aleación maestra en una campana con agitación manual durante 5 o 10 minutos (según cada prueba). Posterior a este tratamiento se dejó reposar el baño durante 3 minutos para proseguir con la desgasificación.

En la **Ecuación 2** se presenta un ejemplo de cálculo para obtener la cantidad de modificador a adicionar para un nivel de 0.008% de Sr.

$$\text{cantidad de modificador} = \frac{1287.04 \left(\frac{0.0078}{100} \right)}{\left(\frac{10}{100} \right) \left(\frac{80}{100} \right)} = 1.25 \text{ g} \quad (\text{Ec. 2})$$

Donde:

1287.04 es la carga a fundir.

(0.0078/100) es el nivel de modificación deseado (Considerando el Sr que contiene de origen la aleación).

(10/100) es la cantidad de Sr presente en la aleación maestra.

(80/100) es la eficiencia teórica del Sr.

4.5 Colada.

Una vez realizados los tratamientos, la temperatura del baño disminuía hasta aproximadamente 730- 740°C. En consecuencia, se permitía que el metal líquido alcanzara 790°C para sacar el crisol del horno y retirar la escoria. Mediante un cuarto termopar conectado al adquisidor de datos, se registraba la temperatura del metal líquido. La temperatura de colada fue de 780°C.

4.6 Adquisición de datos.

Una vez realizada la colada se iniciaba la adquisición de datos en el programa DaqView, para obtener las curvas de enfriamiento de los cilindros instrumentados. La adquisición se realizaba hasta que el cilindro de mayor diámetro alcanzaba los 400°C. Una vez alcanzada esta temperatura se detenía la adquisición y se procedía al desmoldeo.

4.7 Preparación metalográfica.

Se realizó la preparación metalográfica a las probetas fabricadas en cada una de las pruebas presentadas en esta tesis. Dicha preparación consistió en desbaste grueso y fino con lijas de SiC y pulido con paño y alúmina. El ataque químico se realizó con HF al 0.5% para posteriormente realizar la observación en microscopio óptico de platina invertida.

5 Resultados.

5.1 Composiciones Químicas

En la **Tabla 6** se presentan las composiciones químicas de la aleación original y de las aleaciones modificadas. Resultados dados en porcentaje en peso.

Tabla 6. Composiciones Químicas.

Condición/Elemento	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ni	Cr	Pb	Ti	V	Co	Sr
Blanco	7.26	0.3658	0.011	0.0133	0.3029	0.0224	0.0058	0.002	<0.002	0.0134	0.0096	<0.002	0.0002
Prueba 1 0.008% Sr 5 minutos	7.14	0.3564	0.0106	0.0132	0.2730	0.0217	0.0058	0.0022	<0.002	0.0130	0.0094	<0.002	0.0039
Prueba 2 0.008% Sr 5 minutos	7.00	0.3448	0.0104	0.0135	0.2374	0.0212	0.006	0.0026	<0.002	0.0128	0.0100	<0.002	0.0013
Prueba 1 0.008% Sr 10 minutos	6.96	0.3404	0.0106	0.0134	0.2550	0.0219	0.006	0.0028	<0.002	0.0128	0.0099	<0.002	0.0026
Prueba 2 0.008% Sr 10 minutos	7.02	0.3460	0.0107	0.036	0.2535	0.0221	0.0079	0.0022	<0.002	0.0128	0.0093	<0.002	0.0034
Prueba 1 0.02% Sr 5 minutos	7.08	0.3494	0.0105	0.0134	0.2569	0.0214	0.0061	0.0027	<0.002	0.0133	0.0099	<0.002	0.0145
Prueba 2 0.02% Sr 5 minutos	7.07	0.3496	0.0105	0.0134	0.2496	0.0214	0.0063	0.0029	<0.002	0.0130	0.0101	<0.002	0.0100
Prueba 1 0.02% Sr 10 minutos	7.16	0.3415	0.0106	0.0132	0.2488	0.0213	0.0056	0.0020	<0.002	0.0128	0.009	<0.002	0.0117
Prueba 2 0.02% Sr 10 minutos	7.11	0.3442	0.0108	0.0132	0.2625	0.0214	0.0056	0.0020	<0.002	0.0130	0.0090	<0.002	0.0148

5.2 Curvas de Enfriamiento.

A continuación, se presentan en las **Figuras 14, 15 y 16**, las curvas de enfriamiento obtenidas para los niveles de modificación descritos en la matriz experimental, así como para el blanco.

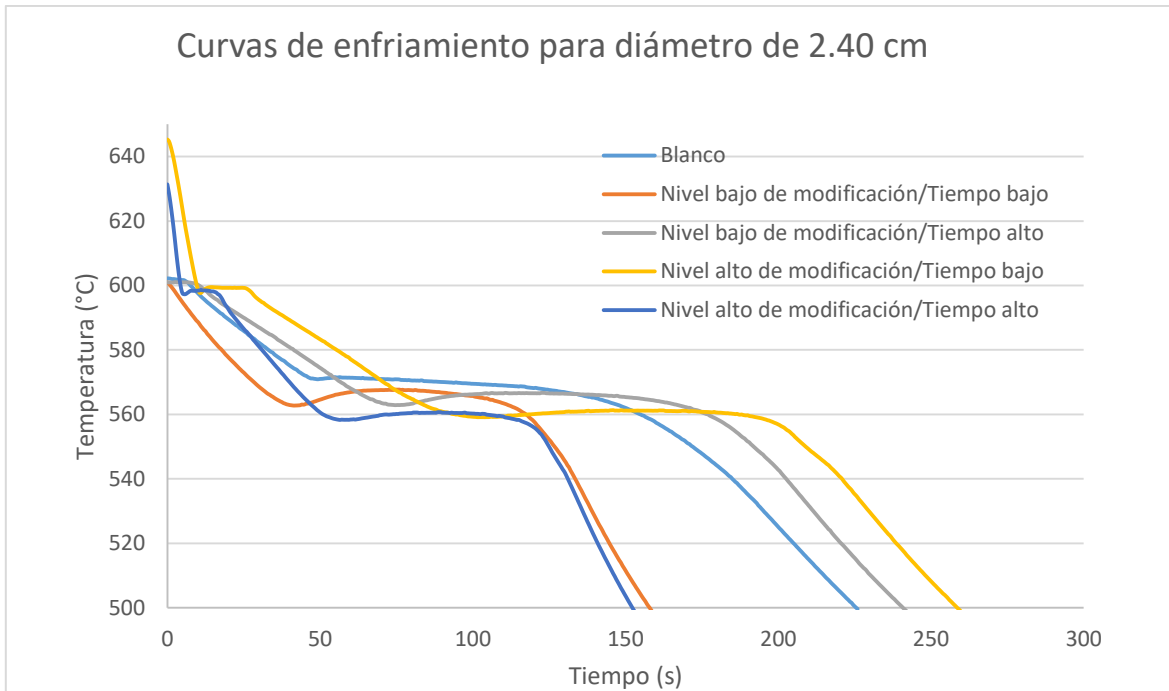


Figura 14. Curvas de enfriamiento de todos los niveles trabajados para los cilindros con diámetro de 2.40 cm.

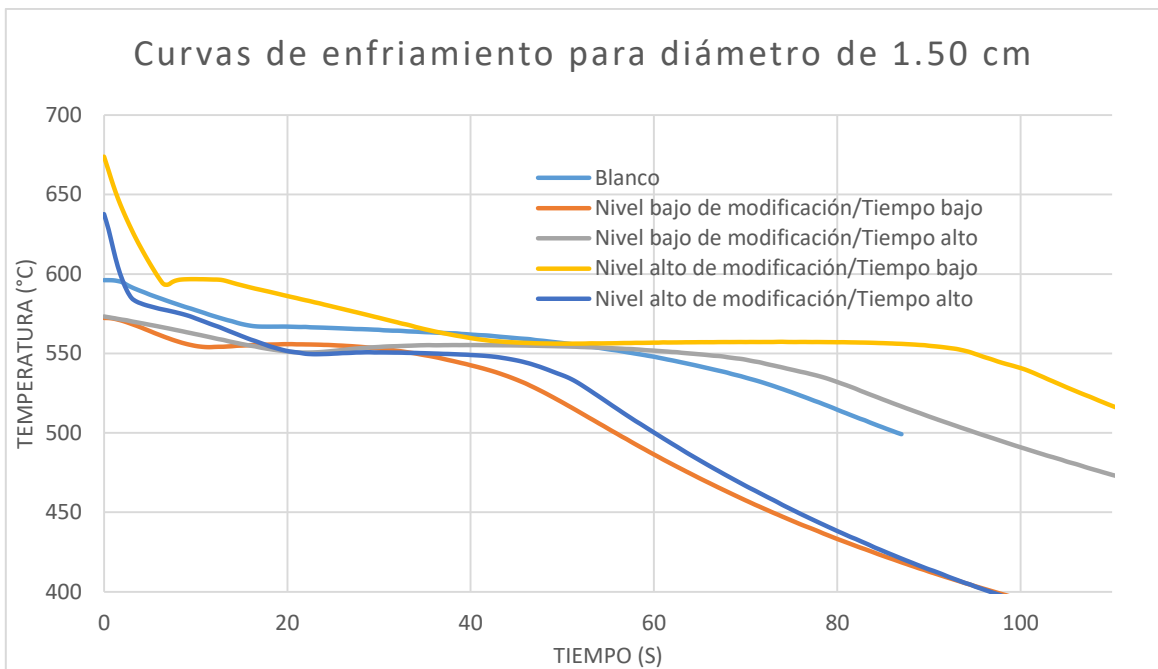


Figura 15. Curvas de enfriamiento de todos los niveles trabajados para los cilindros con diámetro de 1.50 cm.

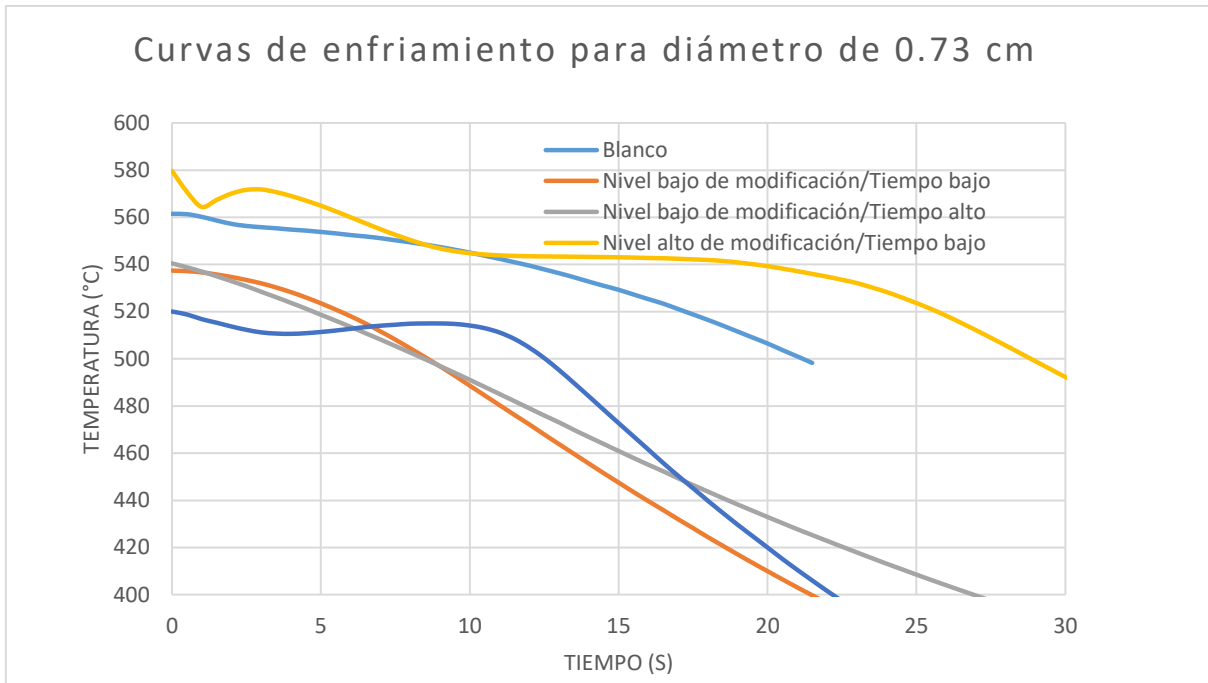


Figura 16. Curvas de enfriamiento de todos los niveles trabajados para los cilindros con diámetro de 0.73 cm.

Empleando la técnica de la primera derivada se obtienen las temperaturas eutécticas de las curvas de enfriamiento. A continuación, en la **Tabla 7**, se presentan dichas temperaturas para el blanco y los niveles de modificación trabajados.

Tabla 7. Temperaturas eutécticas para cada una de las condiciones trabajadas. N/R=no registrado por el adquisidor de datos.

Condición	Diámetro de Cilindro (cm)	Temperatura Eutéctica (°C)
Blanco	0.73	N/R
	1.50	565±1
	2.40	570±1
0.008% Sr 5 minutos	0.73	N/R
	1.50	555±1
	2.40	565±1
0.008% Sr 10 minutos	0.73	N/R
	1.50	551±1
	2.40	566±1
0.02% Sr 5 minutos	0.73	543±1
	1.50	556±2
	2.40	560±1
0.02% Sr 10 minutos	0.73	514±1
	1.50	550±1
	2.40	560±1

En la **Figura 17** se puede apreciar con mayor claridad el efecto del modificador sobre la temperatura eutéctica de la aleación para cada una de las condiciones y diámetros evaluados.

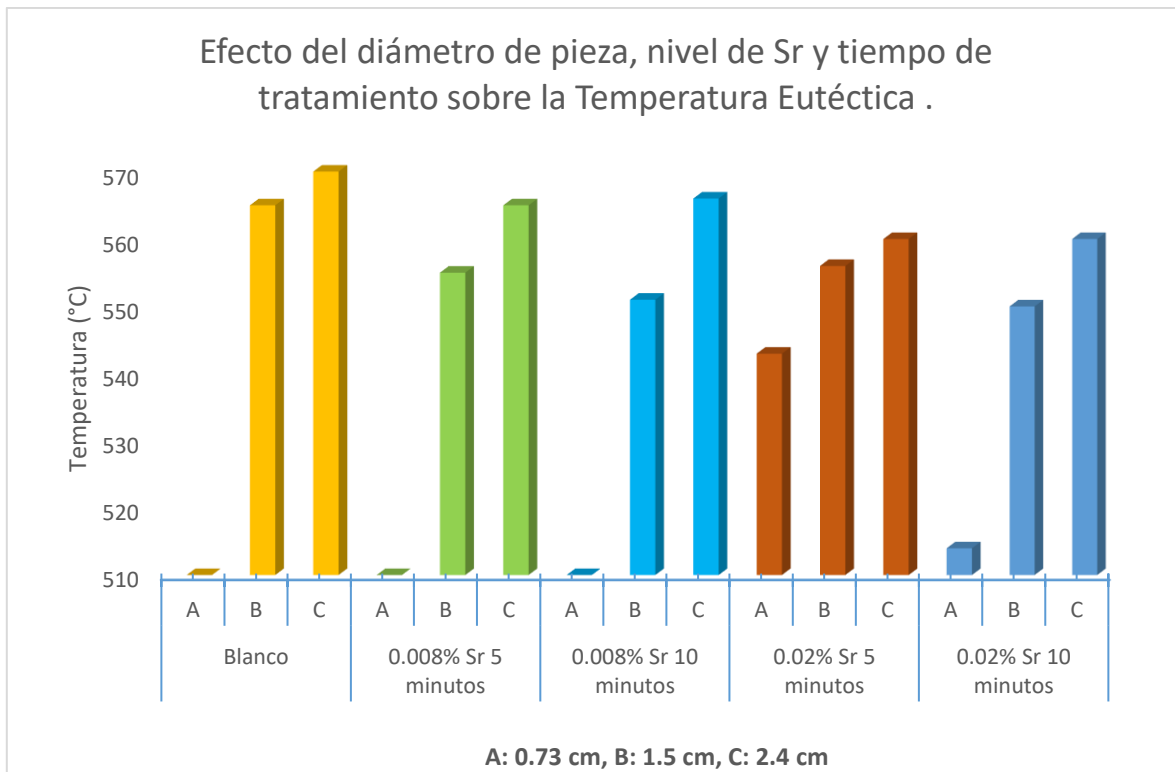


Figura 17. Temperaturas eutécticas para cada condición experimental.

5.3. Evaluación Microestructural.

En la presente sección se reportan las microestructuras obtenidas para cada una de las condiciones de trabajo. En el pie de figura se especifica el nivel de modificación alcanzado de acuerdo con el patrón de modificación AFS presentado en la figura x.

- Condición: Blanco (aleación sin tratamiento de modificación): Corresponde a las **Figuras 18 – 20.**

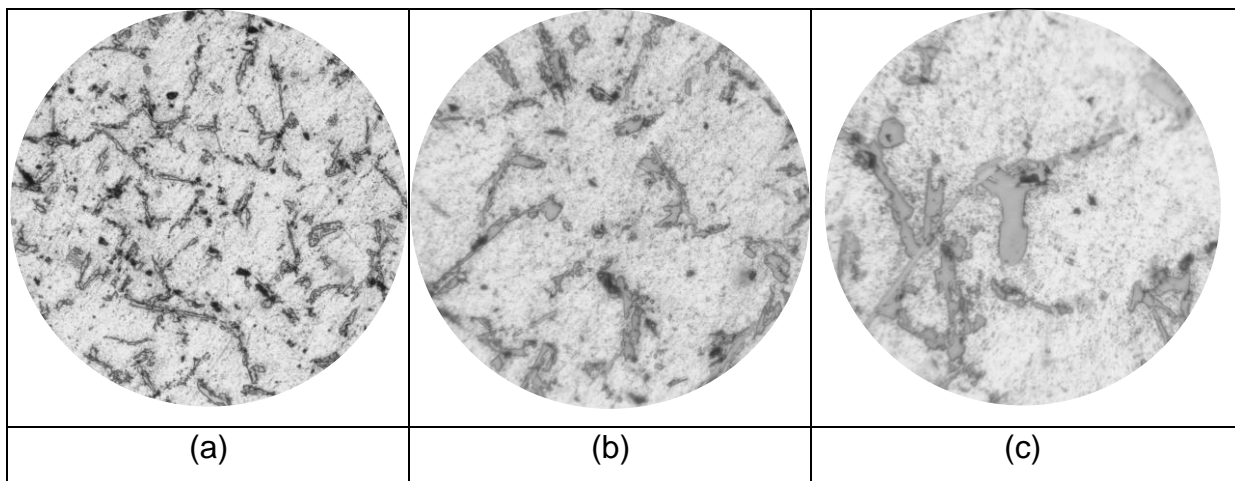


Figura 18. Muestra sin tratamiento, diámetro 2.40 cm. (a) 100x, (b) 200x y (c) 400x.

Ataque realizado con HF al 0.5%. NM=1

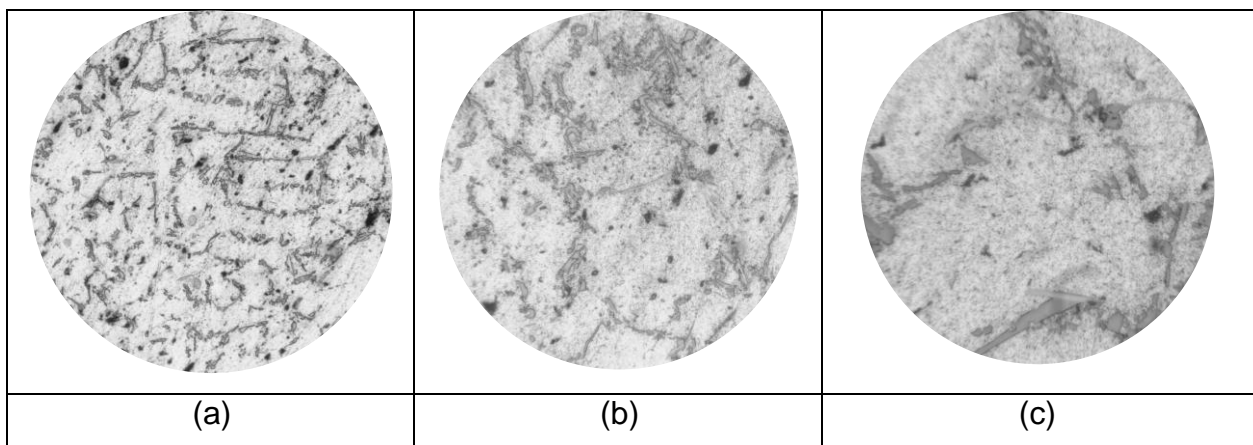


Figura 19. Muestra sin tratamiento, diámetro 1.50 cm. (a) 100x, (b) 200x y (c) 400x.

Ataque realizado con HF al 0.5%. NM=1

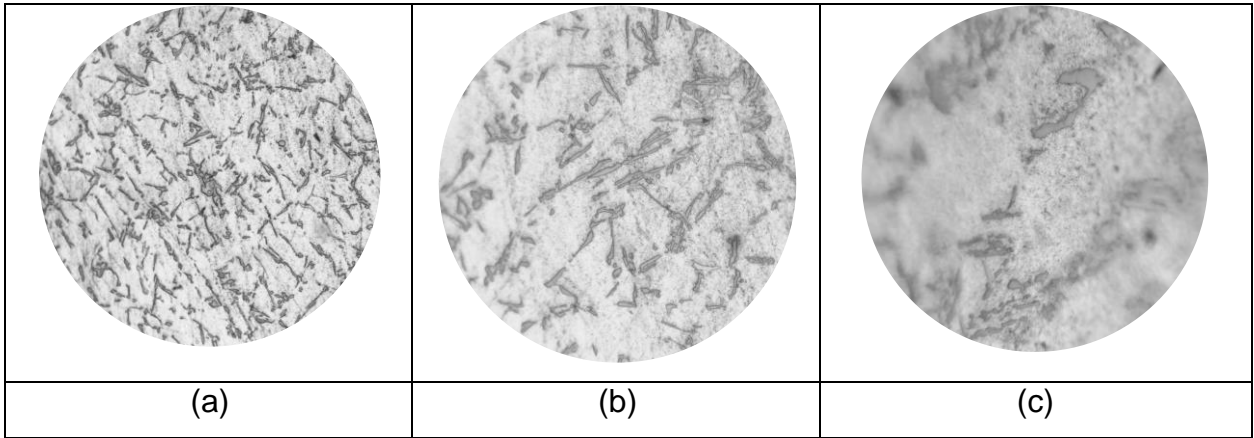


Figura 20. Muestra sin tratamiento, diámetro 0.73 cm. (a) 100x, (b) 200x y (c) 400x.

Ataque realizado con HF al 0.5% NM=1

- Condición: 0.008% Sr, 5 minutos de tratamiento. Corresponde a las **Figuras 21 – 23.**

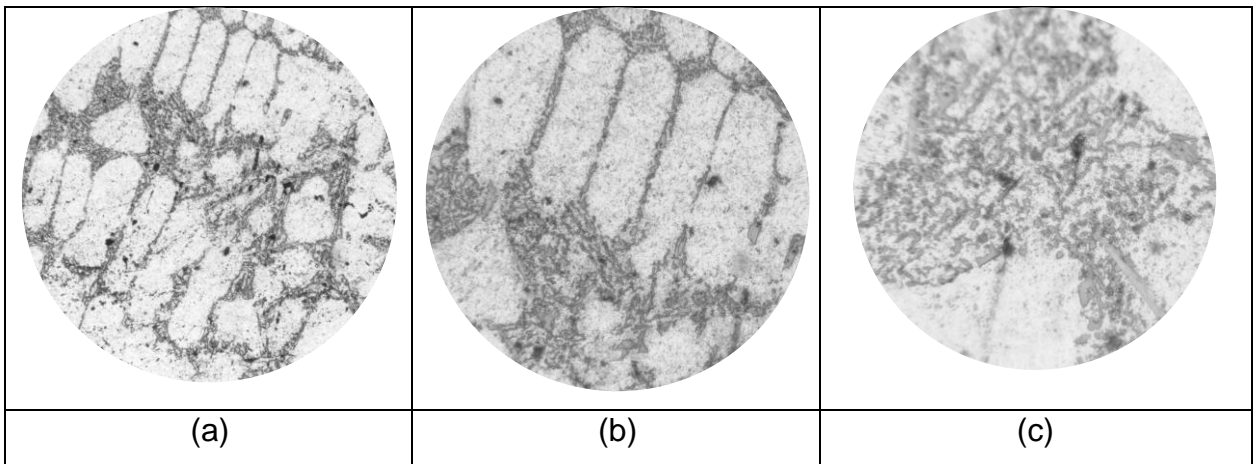


Figura 21. Muestra con 0.008%Sr. 5 minutos de tratamiento, diámetro 2.40 cm. (a) 100x,

(b) 200x y (c) 400x. Ataque realizado con HF al 0.5%. NM=3

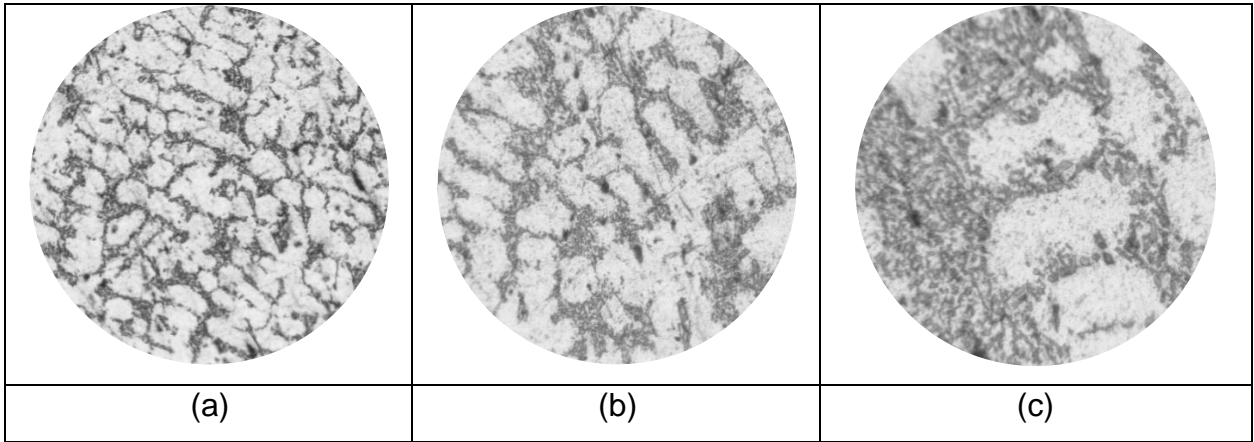


Figura 22. Muestra con 0.008%Sr. 5 minutos de tratamiento, diámetro 1.5 cm. (a) 100x, (b) 200x y (c) 400x. Ataque realizado con HF al 0.5%. NM=4

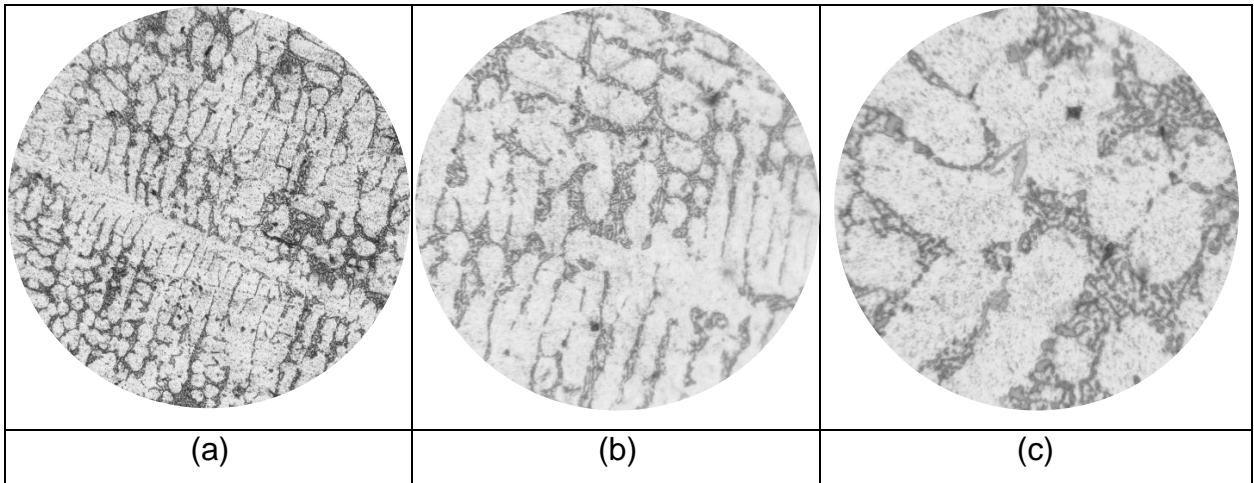


Figura 23. Muestra con 0.008%Sr. 5 minutos de tratamiento, diámetro 0.73 cm. (a) 100x, (b) 200x y (c) 400x. Ataque realizado con HF al 0.5%. NM=5

- Condición: 0.008% Sr, 10 minutos de tratamiento. Corresponde a las **Figuras 24 - 26.**

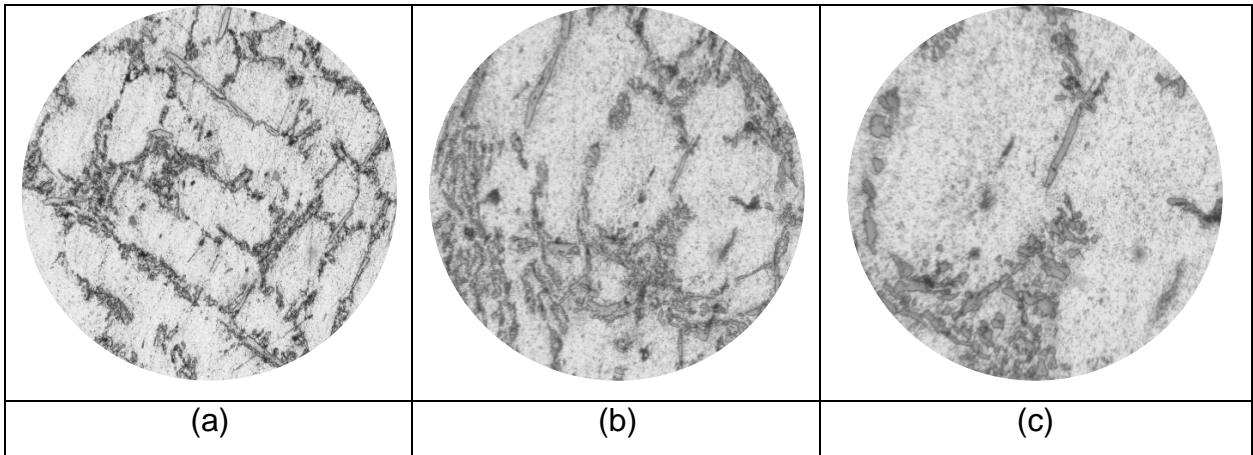


Figura 24. Muestra con 0.008%Sr. 10 minutos de tratamiento, diámetro 2.40 cm. (a) 100x, (b) 200x y (c) 400x. Ataque realizado con HF al 0.5%. NM=2

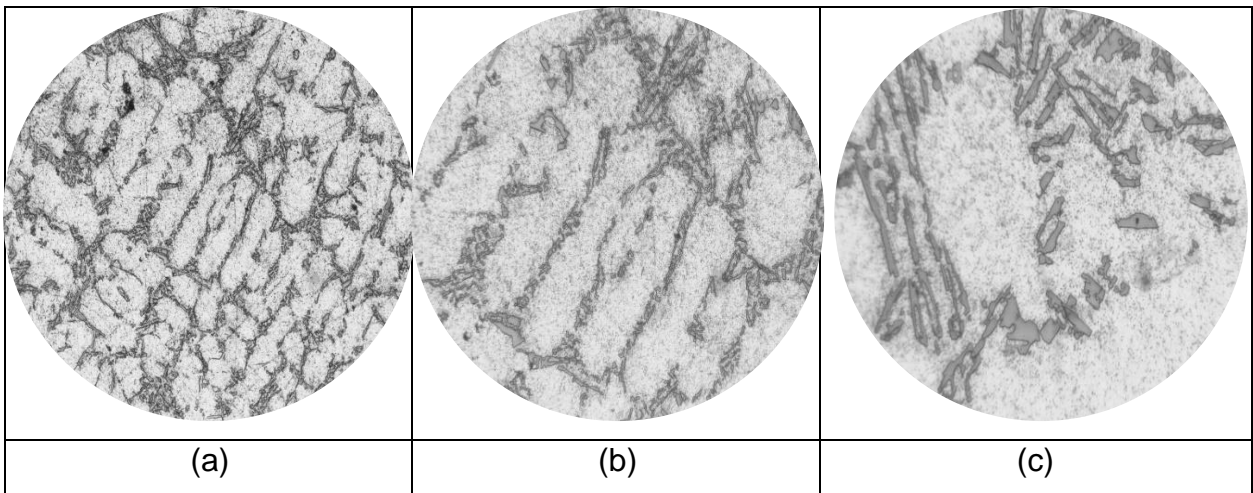


Figura 25. Muestra con 0.008%Sr. 10 minutos de tratamiento, diámetro 1.50 cm. (a) 100x, (b) 200x y (c) 400x. Ataque realizado con HF al 0.5%. NM=3.

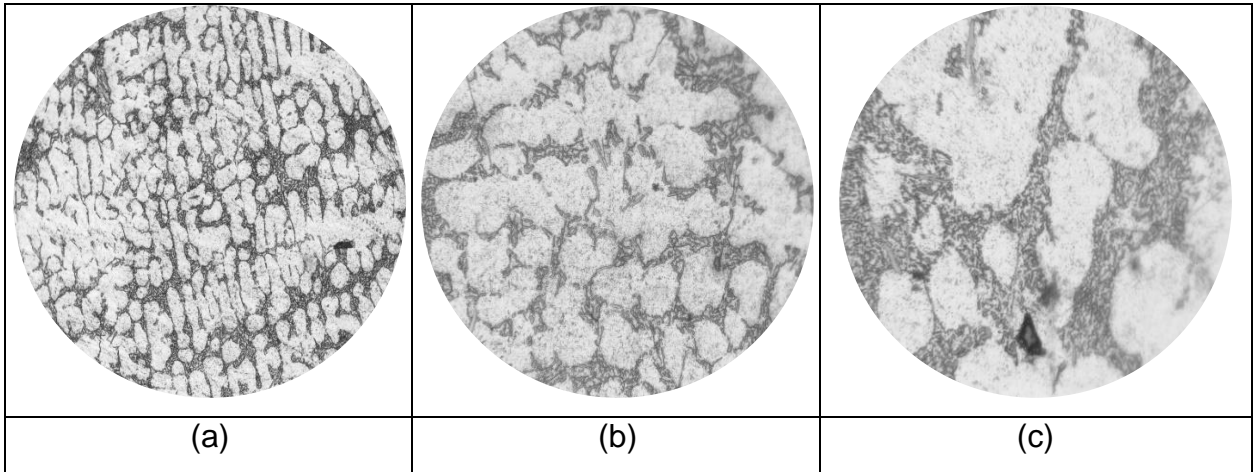


Figura 26. Muestra con 0.008%Sr. 10 minutos de tratamiento, diámetro 0.73 cm. (a) 100x, (b) 200x y (c) 400x. Ataque realizado con HF al 0.5%. NM=5

➤ Condición: 0.02% Sr, 5 minutos de tratamiento. Corresponde a las **Figuras 27 - 29.**

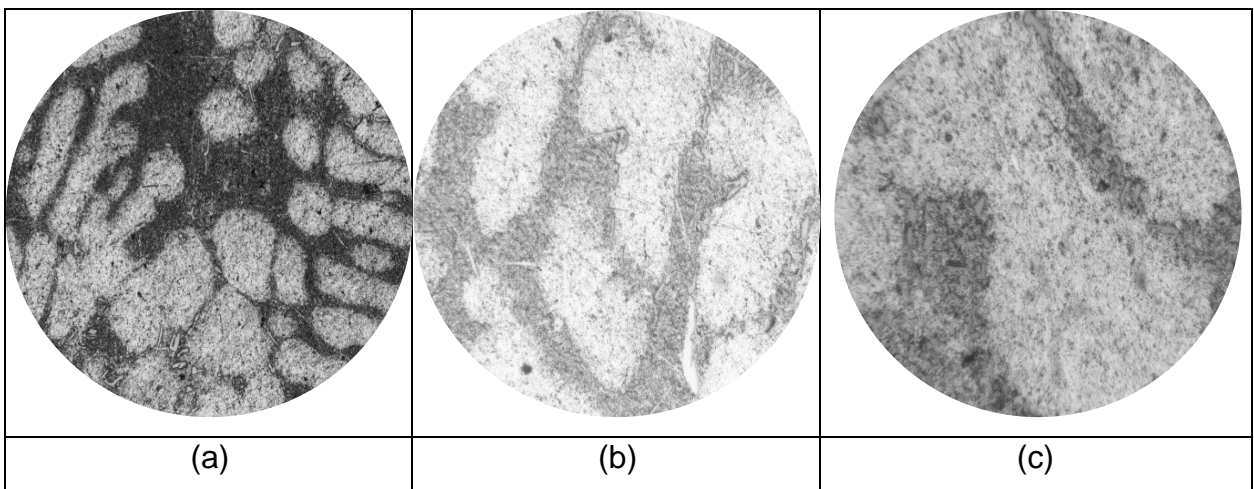


Figura 27. Muestra con 0.02%Sr. 5 minutos de tratamiento, diámetro 2.40 cm. (a) 100x, (b) 200x y (c) 400x. Ataque realizado con HF al 0.5%. NM=5

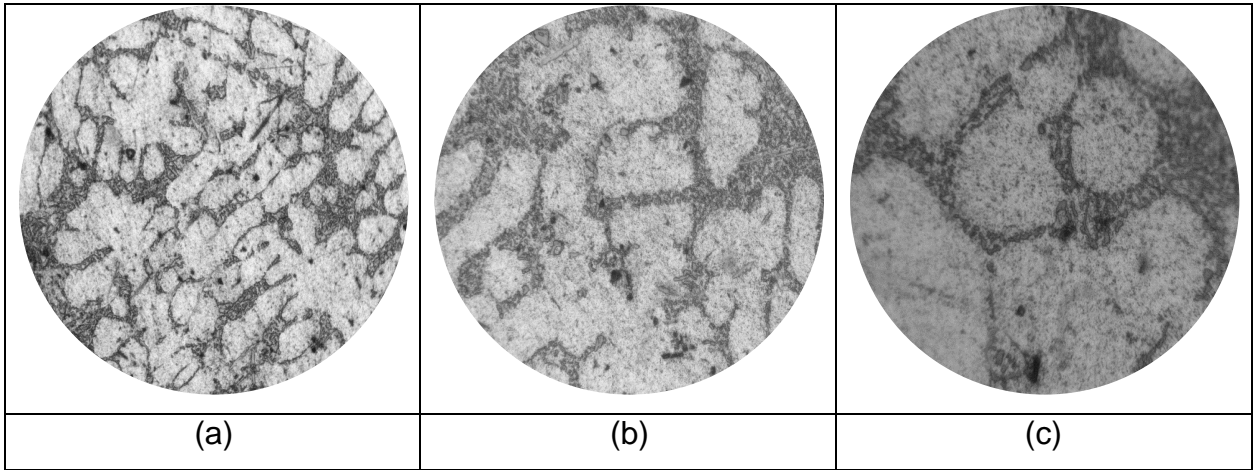


Figura 28. Muestra con 0.02%Sr. 5 minutos de tratamiento, diámetro 1.50 cm. (a) 100x, (b) 200x y (c) 400x. Ataque realizado con HF al 0.5%. NM=5

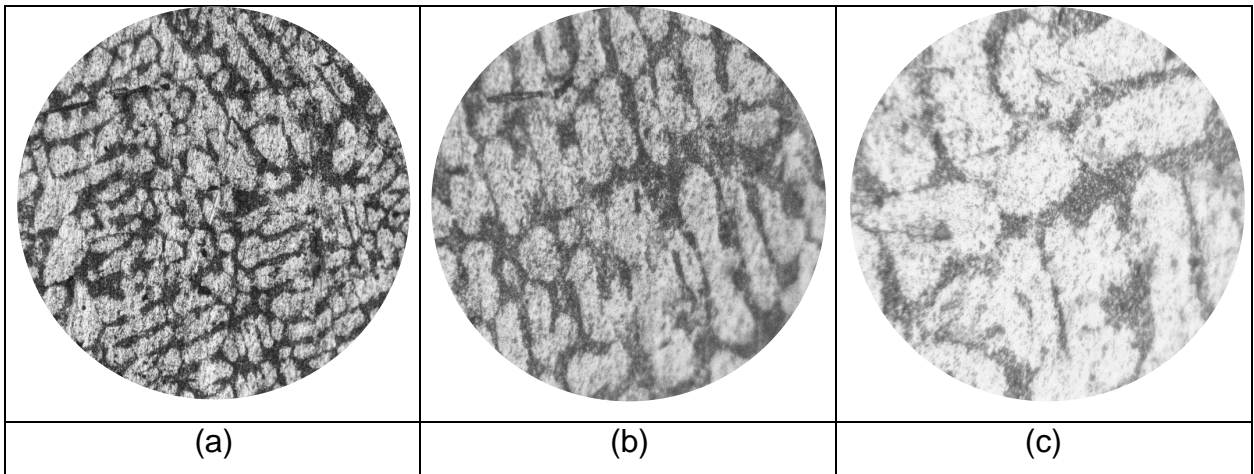


Figura 29. Muestra con 0.02%Sr. 5 minutos de tratamiento, diámetro 0.73 cm. (a) 100x, (b) 200x y (c) 400x. Ataque realizado con HF al 0.5%. NM=5

➤ Condición: 0.02% Sr, 10 minutos de tratamiento. Corresponde a las **Figuras 30**
- 32.

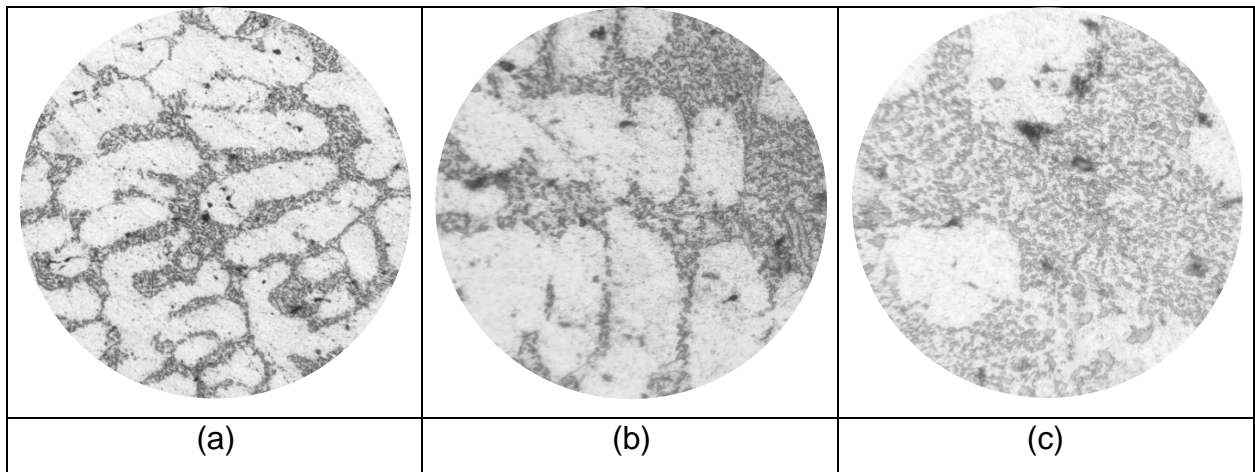


Figura 30. Muestra con 0.02%Sr. 10 minutos de tratamiento, diámetro 2.40 cm. (a) 100x, (b) 200x y (c) 400x. Ataque realizado con HF al 0.5%. NM=5

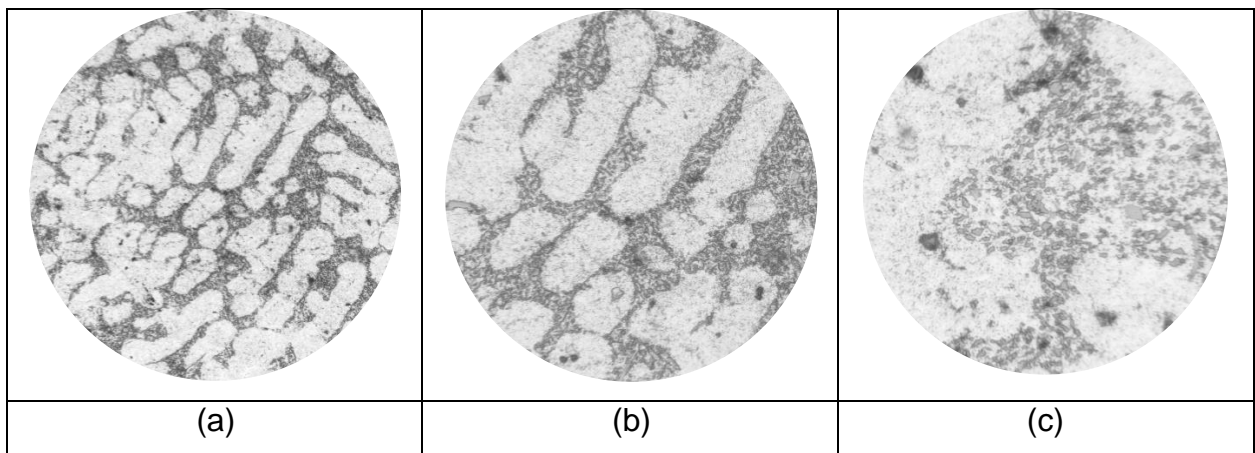


Figura 31. Muestra con 0.02%Sr. 10 minutos de tratamiento, diámetro 1.50 cm. (a) 100x, (b) 200x y (c) 400x. Ataque realizado con HF al 0.5%. NM=5.

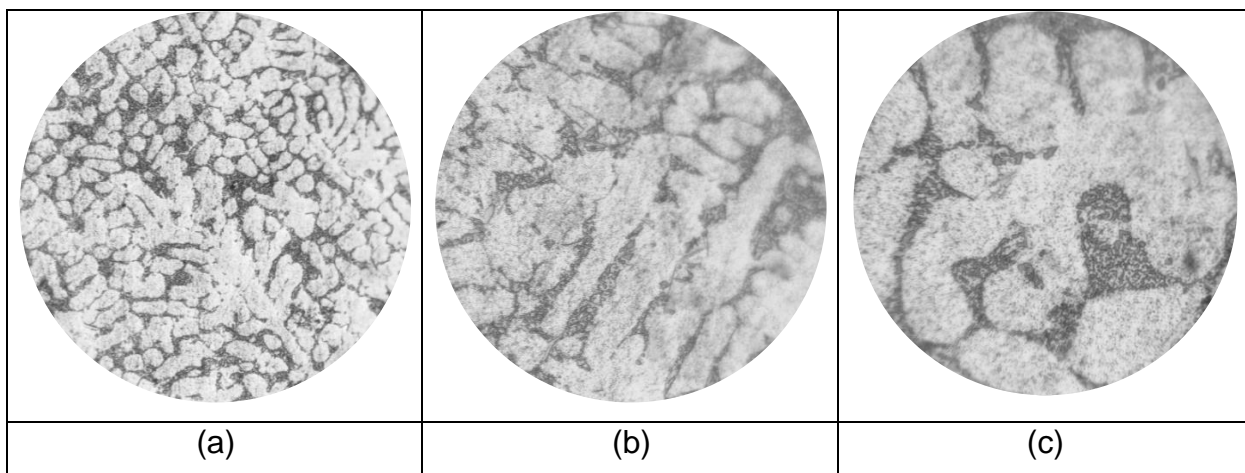


Figura 32. Muestra con 0.02%Sr. 10 minutos de tratamiento, diámetro 0.73 cm. (a) 100x, (b) 200x y (c) 400x. Ataque realizado con HF al 0.5%. NM=5

5.4 Espaciamiento Dendrítico Secundario (SDAS).

Mediante el uso del programa Image Pro Plus se midieron los espaciamientos interdendríticos secundarios de cada una de las muestras evaluadas en la presente tesis. Para la medición se emplearon las microestructuras a 100 aumentos.

En el analizador de imágenes se midieron los espaciamientos en diversas zonas de la microestructura. En la **Tabla 8** se presentan los valores promedios con su desviación estándar.

Tabla 8. SDAS de las muestras evaluadas. Datos en μm .

Diámetro/Condición	Blanco	0.008%Sr 5 min	0.008%Sr 10 min	0.02%Sr 5 min	0.02%Sr 10 min
2.40 cm	20.41±2.10	21.99±2.54	22.97±3.92	21.63±3.57	18.99±2.39
1.50 cm	13.37±2.95	9.41±1.94	11.39±3.32	13.20±2.35	13.46±2.13
0.73 cm	9.06±1.05	6.62±1.57	5.96±0.90	4.33±1.40	6.29±1.27

5.5 Durezas.

Se midió dureza Brinell a las probetas de cada una de las condiciones siguiendo los estándares de la norma ASTM E10-18. Debido a las dimensiones de las piezas se empleó un indentador de 2.5 mm. Con base en el diámetro del indentador seleccionado se calculó la carga a emplear con la ecuación 3.

$$P = 10(D)^2 \quad (3)$$

Donde:

P=Carga a aplicar (N)

D= Diámetro del indentador (mm)

Al realizar el cálculo empleando la ecuación 3, se aplica una carga de 62.5 N por 30 segundos. Posteriormente se midieron las huellas y se calculó la dureza con la ecuación 4.

$$HB = \frac{2P}{\pi[D(D - \sqrt{D^2 - d^2})]} \quad (4)$$

Donde:

P=Carga aplicada(N)

D=Diámetro del indentador (mm)

d=Diámetro de la huella (mm)

En la **Tabla 9 y 10** se presentan los valores de dureza obtenidos.

Tabla 9. Durezas. Valores en HBN.

Condición/Probeta (diámetro)	0.73 cm	1.50 cm	2.40 cm
Blanco	65.57	68.06	62.19
0.008 % Sr 5 min	69.96	70.73	58.04
0.008% Sr 10 min	70.50	68.40	82.93
0.02% Sr 5 min	68.71	67.77	69.54
0.02% Sr 10 min	71.21	77.22	70.49

Tabla 10. Durezas para la réplica. Valores en HBN.

Condición/Probeta (diámetro)	0.73 cm	1.50 cm	2.40 cm
Blanco	72.13	69.26	58.99
0.008 % Sr 5 min	73.24	60.96	57.3
0.008% Sr 10 min	59.29	58.94	56.42
0.02% Sr 5 min	68.34	61.92	59.93
0.02% Sr 10 min	67.32	63.02	54.52

6. Discusión de Resultados.

➤ Composiciones Químicas.

Tomando los valores reportados en la **Tabla 6** se puede observar que las recuperaciones de Sr quedaron por debajo de los niveles deseados. Esto se debe principalmente a la eficiencia del Sr; la cual se consideró en un 80%. Para obtener una mayor recuperación de Sr se sugiere considerar una eficiencia menor al 80%. Sin embargo, el tiempo de tratamiento también influye en la recuperación del modificador.

Los porcentajes de Sr recuperado en cada una de las pruebas permite inferir si la morfología del Si eutéctico cambiará con el tratamiento. Tomando como referencia la sección de microestructuras se puede observar que los porcentajes de Sr recuperados son, en algunos casos, suficientes para modificar la estructura a un nivel 5 (especialmente las condiciones de 0.02% Sr para ambos tiempos), el cual es aceptable al generar una estructura globular fibrosa fina. A su vez, para garantizar la homogeneidad en la microestructura se debe llevar a cabo una técnica adecuada de homogenización, siendo la agitación con campana la técnica aplicada en la presente tesis.

➤ Curvas de enfriamiento.

La modificación es un tratamiento que tiene un impacto observable en las curvas de enfriamiento de aleaciones Al-Si hipoeutécticas; este efecto es la disminución en la temperatura de recalcencia y de la temperatura eutéctica. En las pruebas reportadas se llevó a cabo el análisis térmico para determinar cómo se veía afectada la curva de enfriamiento de la aleación con las diferentes condiciones de trabajo establecidas.

Partiendo de los datos reportados en la **Tabla 7** y en la **Figura 17** se puede observar que la temperatura eutéctica disminuye en la mayoría de los casos con respecto a las temperaturas eutécticas del blanco. En algunas de las condiciones se observa que el efecto del tiempo de tratamiento no disminuye la temperatura eutéctica, pero la mantiene constante o con variaciones pequeñas. En general, el modificador provocó una disminución en la temperatura eutéctica de todas las condiciones de trabajo con respecto al blanco.

➤ **Microestructuras.**

Las pruebas reportadas permiten observar diferentes características de la aleación una vez que se aplican las condiciones de tratamiento propuestas.

Microestructuralmente, con el apoyo de las **Figuras 18 a 20** se puede apreciar con claridad que la morfología acicular o de placas del Si eutéctico corresponde al de una estructura no modificada. En estas imágenes también es apreciable que el grosor de las placas de silicio eutéctico disminuye conforme el diámetro de las muestras es menor. Este fenómeno es fácilmente distinguible al observar las **Figuras 18 y 20** principalmente, en las cuales la figura 16 corresponde a muestras de 2.40 cm de diámetro y la 18 a muestras de 0.73 cm de diámetro. Este fenómeno se debe a la refinación de la estructura causada por la alta velocidad de enfriamiento propia de secciones pequeñas.

Para el primer nivel de modificación se presentan las **Figuras 21, 22 y 23**. En las microestructuras de esta condición de trabajo (0.008% Sr, 5 minutos de tratamiento) se puede observar el cambio en la morfología del Si eutéctico alrededor de las dendritas de fase primaria. En el **inciso C** de la **Figura 22** se puede apreciar que el Si eutéctico presenta tendencia a la morfología globular. Esta morfología se aprecia para todos y cada uno de los niveles y tiempo de modificación trabajados; el tamaño de los glóbulos de Si eutéctico y la cantidad de zonas concentradoras de esfuerzos se espera que disminuyan con el aumento en cantidad de Sr y tiempo de tratamiento.

Las **Figuras 24 a 26** corresponden al nivel de 0.008% Sr con 10 minutos de tratamiento. En estas figuras se puede apreciar que la morfología globular fibrosa prevalece con partículas de Si eutéctico globular apreciables fácilmente en el **inciso C** de las **Figuras 24 y 26**. Sin embargo, al comparar estas figuras con las **Figuras 27, 28 y 29**, se aprecia que para este nivel aún existen ciertas partículas de Si con morfología acicular, **ver inciso C** de la **Figura 25**. Esto se puede presentar principalmente como consecuencia de una mala homogenización del modificador en el metal líquido.

A su vez, la velocidad de enfriamiento genera que la microestructura de las muestras para este nivel de modificación se refine, como fue el caso de las muestras sin modificación y del primer nivel de tratamiento. Este efecto se puede apreciar en el **inciso A** de las **Figuras 24, 25 y 26**. Cabe señalar que la velocidad de enfriamiento influye siempre sobre ambas fases; las dendritas de fase primaria son más pequeñas en secciones de diámetro menor y el Si eutéctico presenta un menor grosor.

Para los últimos dos niveles de modificación (0.02% Sr con 5 minutos de tratamiento y 0.02% Sr con 10 minutos de tratamiento) se presentan estructuras globulares fibrosas en su totalidad. Tomando como base las imágenes a mayores aumentos (**incisos C** de las **Figuras 27 a 32**), se logra apreciar que el Si eutéctico es más pequeño con el aumento en el nivel de Sr. Con respecto al tiempo de tratamiento no se observan diferencias entre las figuras para 5 minutos y 10 minutos. La disminución en el diámetro de las muestras para estas condiciones de trabajo (0.02%Sr con ambos tiempos), sigue la tendencia a presentar estructuras más finas en diámetros pequeños debido a la rápida extracción de calor.

Con apoyo del patrón comparativo de la AFS para modificación de aleaciones Al-Si hipoeutécticas mostrado en la **Figura 33**, se asignan los siguientes niveles a cada uno de los niveles trabajados. La designación se realiza observando las imágenes tomadas a 100x.

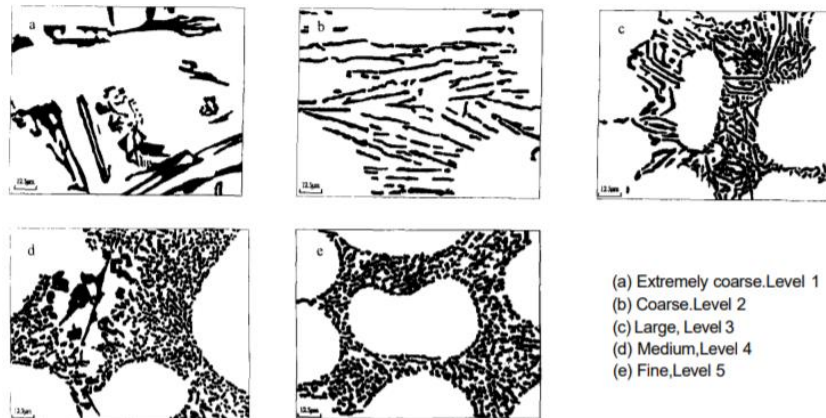


Figura 33. Patrón comparativo AFS para modificación de aleaciones Al-Si hipoeutécticas [11].

➤ Espaciamiento interdendrítico Secundario (SDAS).

El espaciamiento interdendrítico secundario evaluado y reportado en la **Tabla 8** presenta valores menores en las muestras de diámetro 0.73 cm. El espaciamiento sigue tendencia creciente para las muestras de 1.50 cm de diámetro y para las de 2.40 cm. Esta tendencia se debe a que la velocidad de enfriamiento es menor con el aumento en el diámetro. Las velocidades de enfriamiento lentas permiten que el crecimiento de las fases en la aleación tenga un mayor desarrollo que en aquellas en las que la velocidad de enfriamiento es alta.

Cabe señalar que, de acuerdo con la literatura, el SDAS es únicamente función de la velocidad de enfriamiento, por ello no se asocia efecto sobre el espaciamiento interdendrítico al nivel de Sr ni al tiempo de tratamiento.

Las dimensiones del SDAS tienen un efecto directo sobre las propiedades mecánicas de una aleación, principalmente en las propiedades tensiles. En las secciones consecuentes se relacionarán los valores de dureza evaluados con el SDAS.

➤ Durezas.

Para el análisis de las durezas obtenidas se emplea la **Tabla 9** correspondiente a la réplica debido a que presenta mayor fiabilidad de datos, lo cual se reporta en la presente sección mediante un análisis estadístico realizado en el programa MiniTab.

Al analizar el comportamiento de la dureza para una misma condición en función del diámetro de la muestra se obtiene que el valor de dureza disminuye con el aumento en el diámetro en todas las condiciones evaluadas. Esta tendencia concuerda con lo reportado en la literatura debido a que la velocidad de enfriamiento es uno de los factores más importantes para generar estructuras refinadas como se ha mencionado en la sección de microestructuras de este apartado. Las estructuras refinadas tienen la característica de ser más duras y de poseer mejores propiedades mecánicas que aquellas que son gruesas; esto se debe en gran medida al SDAS de la aleación. Con los datos reportados en la **Tabla 9**, se aprecia que los valores de dureza más altos se presentan en las muestras de 0.73 cm de diámetro, las cuales presentan los valores de SDAS más pequeños (**Ver Tabla 8**).

Al analizar los valores de dureza, tomando en consideración el nivel de Sr y el tiempo de tratamiento, se observa que la dureza tiende a ser menor con el aumento en la cantidad de Sr y en el tiempo de tratamiento. No obstante, la condición de 0.02% Sr presenta valores de dureza similares para ambos tiempos de tratamiento (apreciable principalmente para muestras de 0.73 cm y 1.50 cm). Esta proximidad entre valores puede deberse a la interacción entre la velocidad de enfriamiento y el nivel de modificación.

A su vez, al relacionar las microestructuras y durezas reportadas, se puede inferir que las estructuras que presentan una mayor cantidad de Si eutéctico con morfología globular fibrosa tendrán dureza más baja debido a que esta morfología no es factible de concentrar esfuerzos en la misma medida que la acicular, lo cual

supone un menor impedimento a la deformación cuando se hace incidir el indentador sobre la muestra.

Para respaldar la importancia de estos factores en la dureza de las muestras se realiza un análisis de diseño de experimentos factorial en MiniTab con el objetivo de determinar cuál o cuáles variables son significativas para el valor de dureza; se evalúan el efecto de la cantidad de Sr, tiempo de tratamiento y diámetro de las muestras. El análisis se realizó con un 95% de confianza. A continuación, se presentan las tablas generadas para el análisis estadístico, así como el diagrama de Pareto correspondiente.

Source	DF	Adj SS	Adj MS	F-Value	P-Value
Model	7	217.616	31.088	1.19	0.361
Linear	3	169.650	56.550	2.17	0.132
Sr	1	24.908	24.908	0.96	0.343
t	1	8.748	8.748	0.34	0.571
D	1	135.993	135.993	5.21	0.036
2-Way Interactions	3	10.191	3.397	0.13	0.941
Sr*t	1	5.387	5.387	0.21	0.656
Sr*D	1	1.407	1.407	0.05	0.819
t*D	1	3.398	3.398	0.13	0.723
3-Way Interactions	1	37.776	37.776	1.45	0.246
Sr*t*D	1	37.776	37.776	1.45	0.246
Error	16	417.270	26.079		
Total	23	634.886			

Figura 34. Análisis de varianza para las variables estudiadas y sus interacciones. Filas sombreadas en amarillo no se consideran para el análisis. Valor P indica la significancia de cada variable e interacción.

Coded Coefficients

Term	Effect	Coef	SE	Coef	T-Value	P-Value	VIF
Constant		58.83	1.04	1.04	56.44	0.000	
Sr	2.04	1.02	1.04	1.04	0.98	0.343	1.00
t	-1.21	-0.60	1.04	1.04	-0.58	0.571	1.00
D	-4.76	-2.38	1.04	1.04	-2.28	0.036	1.00
Sr*t	-0.95	-0.47	1.04	1.04	-0.45	0.656	1.00
Sr*D	-0.48	-0.24	1.04	1.04	-0.23	0.819	1.00
t*D	-0.75	-0.38	1.04	1.04	-0.36	0.723	1.00
Sr*t*D	-2.51	-1.25	1.04	1.04	-1.20	0.246	1.00

Figura 35 Análisis de coeficientes estudiados y sus interacciones. Columnas sombreadas en amarillo no se consideran para el análisis. Columnas sombreadas en verde indican la variación que presentará el valor base de dureza (58.83) por el efecto de cada variable e interacción.

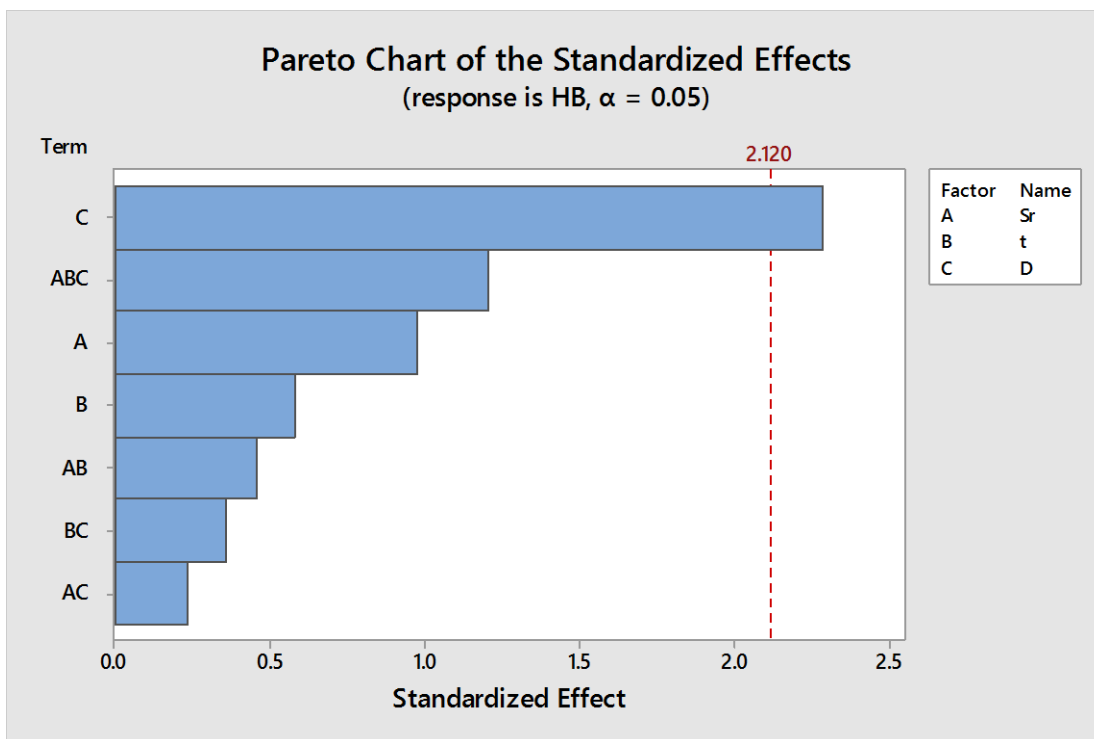


Figura 36 Diagrama de Pareto de efecto estandarizado. Línea punteada indica valor de significatividad mínimo.

La **Figura 36**, muestra que la variable de mayor significancia para la dureza es el diámetro de la muestra. Este análisis, realizado con el modelo de diseño factorial

permite, en consecuencia, determinar que la velocidad de enfriamiento de cada muestra es la variable más importante con respecto a la dureza. La interacción triple de cantidad de Sr, tiempo de modificación y diámetro, la interacción doble de variables, así como el efecto individual del nivel de modificación y tiempo de tratamiento no son variables significativas para la dureza en los casos reportados.

A su vez, tomando el valor base de dureza generado por el programa (58.83) en la **Figura 35** y analizando los valores que esta puede tomar (-4.76 con aumento de diámetro) por efecto de la variable significativa (diámetro), se observa que la tendencia predicha es coherente con los datos generados experimentalmente. En la **Figura 34** se observa que el diámetro es variable significativa debido a que su valor P (significancia) equivale a un 3.6% y cae dentro del rango de 5% generado por el 95% de confianza con que se realizó el análisis.

Cabe aclarar que el análisis estadístico se realiza sobre las muestras modificadas. El efecto de la modificación con respecto al material de referencia se puede apreciar fácilmente en las microestructuras.

7. Conclusiones.

- De acuerdo con los resultados del Diagrama de Pareto, la variable más importante a controlar es la velocidad de enfriamiento debido a que es esta la que resulta significativa para la dureza y en consecuencia es significativa para la microestructura.
- La cantidad de modificador, así como el tiempo de tratamiento tienen un impacto directo en el cambio de la morfología del Si eutéctico pasando de estructuras aciculares a globulares fibrosas.
- El aumento en la cantidad de Sr y, en menor medida, el tiempo de tratamiento llevan a estructuras con menor presencia de placas de Si y partículas de Si más pequeñas, siendo la morfología globular fibrosa la que aporta mejores propiedades a la aleación.
- Al incrementarse el nivel de modificador se tiene un mayor efecto sobre la disminución de las temperaturas de recalcancia y eutéctica.
- El nivel de Sr y el tiempo de tratamiento son críticos para que esta disminución sea mayor o menor.
- La recuperación de Sr en las pruebas realizadas fue menor a la teórica debido a que el rendimiento de este elemento no fue el estipulado en los cálculos de ajuste de carga para cada modificación.
- Con altas velocidades de enfriamiento (dadas por diámetro pequeños) se obtuvieron estructuras refinadas (SDAS menores a piezas de mayor diámetro y Si eutéctico).

8. Referencias.

- [1] Sathyapal Hedge, K. Narayan Prabhu (2008). Modification of eutectic silicon in Al-Si alloys. *Springer Science*, 3009-3027.
- [2] Haque M.M (1995) Effects of strontium on the structure and properties of Al-Si alloys, *Journal of Materials Processing Technology*, 55, 193-198.
- [3] <https://www.azom.com/article.aspx?ArticleID=8746>. Consultado el 11 de Enero de 2018.
- [4] Shu Zu Lu, Hellawell A. (1987) The Mechanism of silicon modification in Al-Si alloys: Impurity induced twinning. *Metallurgical Transactions A*, 18A. 1721-1733.
- [5] The American Foundry Society Technical Dept. (2006) Aluminum Alloys. *Engineered Casting Solutions*. 2006 Casting Source Directory. 30-34
- [6] Skan Aluminium. Solidification Characteristics of Aluminum Alloys. Volume 2: Foundry Alloys. Pp 25
- [7] <https://www.tulane.edu/~sanelson/eens211/twinning.htm> consultada el 18 de enero de 2018.
- [8] Khan S, Elliot R. (1996) Quench Modification of Aluminium-Silicon Eutectic Alloys. *Journal of Materials Science*, 31, 3731-3737
- [9] Gruzleski J, Closset B. (1990) The Treatment of Liquid Aluminum-Silicon Alloys. Des Plaines, Illinois EE.UU. American Foundrymen's Society.
- [10] Djurdevic M, Odanovic Z, Pavlovic-Krstic J (2010) Melt Quality Control At Aluminum Casting Plants. *Association of Metallurgical Engineers of Serbia. Scientific Paper*.
- [11] Chen X, Geng H, Li, Y. (2005). Assessment of modification lever of hypoeutectic Al-Si alloys by pattern recognition of cooling curves. *China Foundry Vol 2. N. 4*.
- [12] <http://ocw.upm.es/fisicaaplicada/tecnicasexperimentales/contenidos/PLQui/4diagrama-Sn-Pb.pdf> consultada el 17 de julio de 2018
- [13] <http://www.dpye.iimas.unam.mx/patricia/indexer/factoriales.pdf> consultada el 18 de julio de 2018
- [14] www.icicm.com/files/EXPERIMENTOS_FACTORIALES_2K.doc consultada el 17 de julio de 2018

[15] Quintero Sayago O. *Solidificación*. Universidad Simón Bolívar. Departamento de Ciencia de Materiales

[16]<https://sites.google.com/site/thomaschludzinskiportfolio/fextural-testing-of-composites> consultada el 21 de julio de 2018.

[17] Maffia Ernesto G. (2003) *Aluminio y sus aleaciones*. Facultad de Ingeniería UDLP. La plata, Argentina.

Anexo A. Curvas de enfriamiento por prueba.

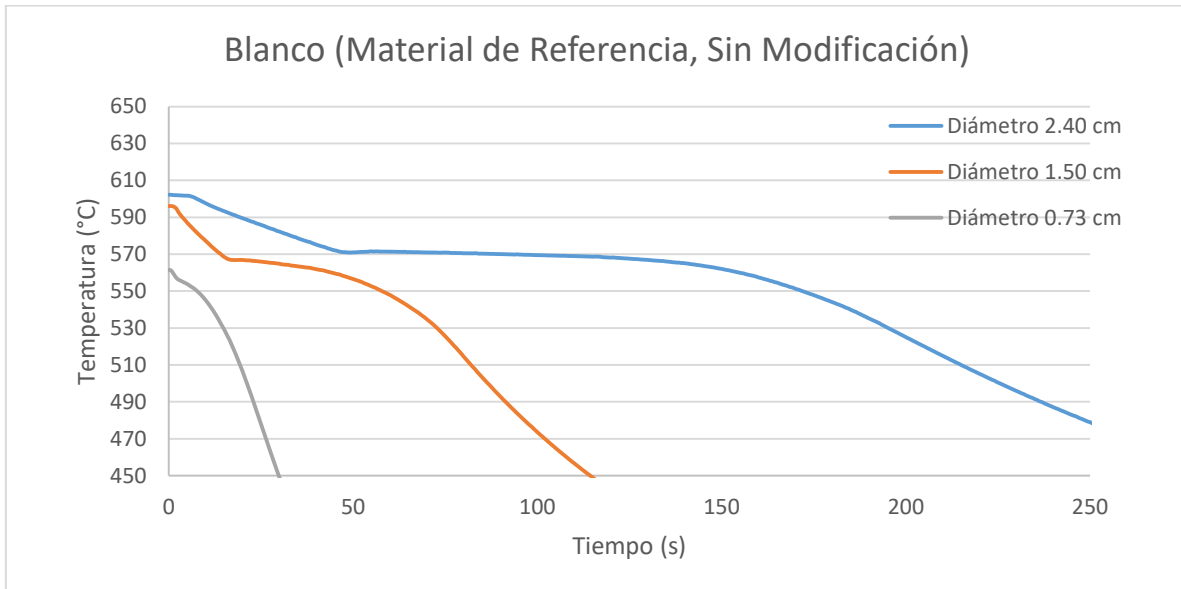


Figura 37. Blanco.

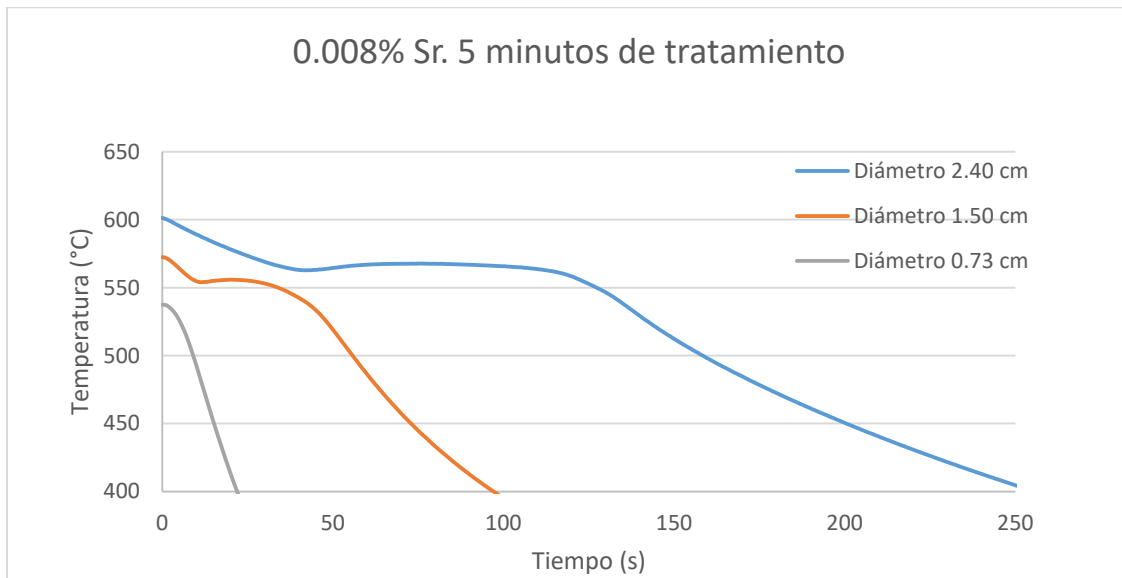


Figura 38. 0.008% Sr 5 minutos de tratamiento.

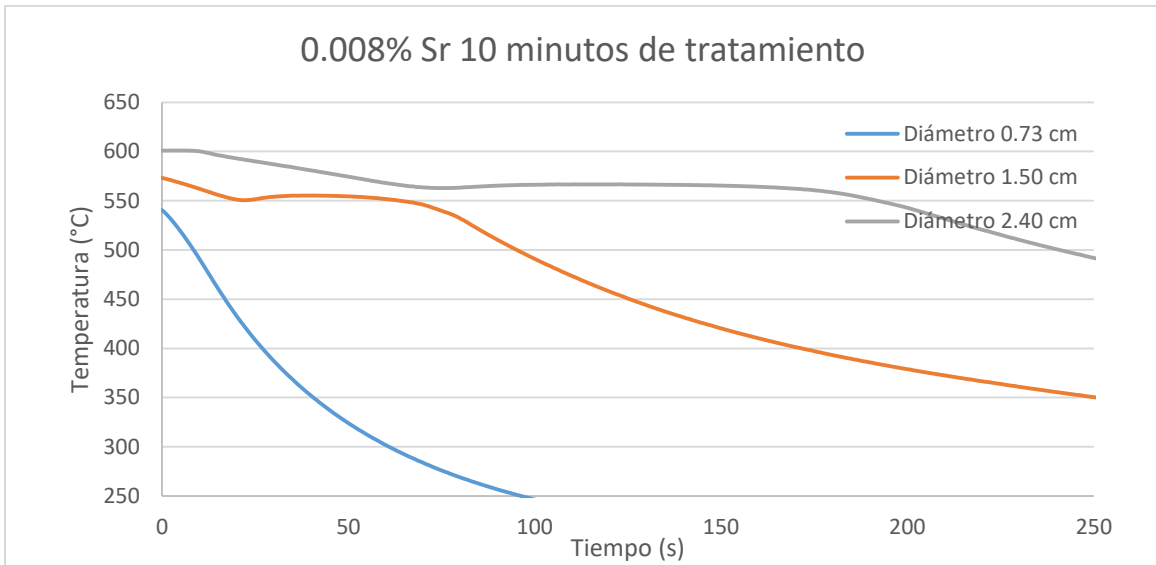


Figura 39. 0.008% Sr 10 minutos de tratamiento.

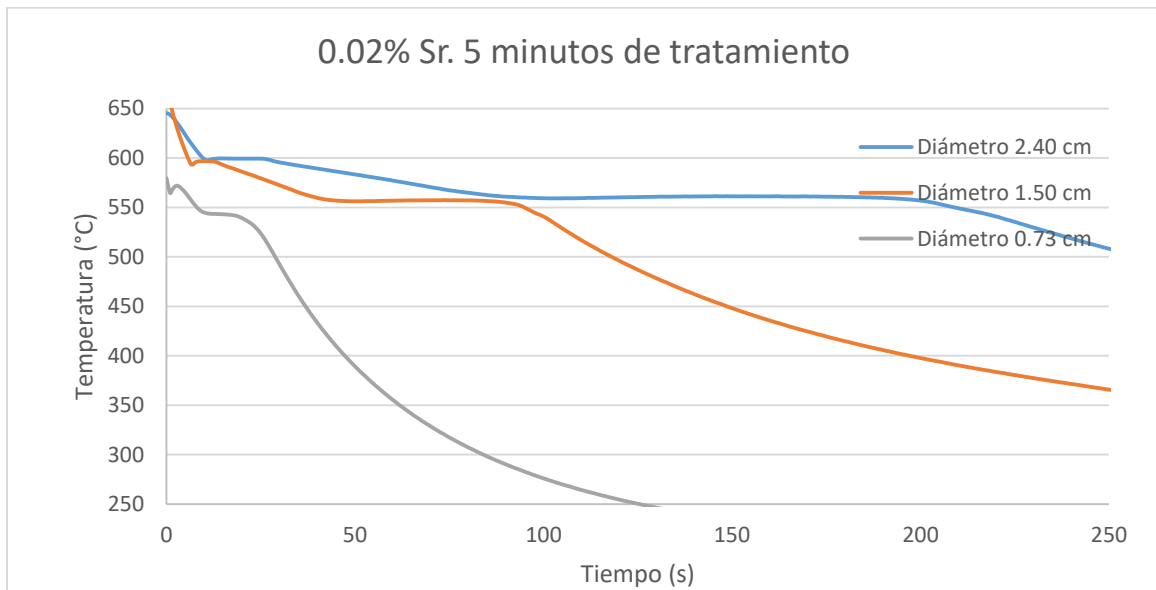


Figura 40. 0.02% Sr 5 minutos de tratamiento.

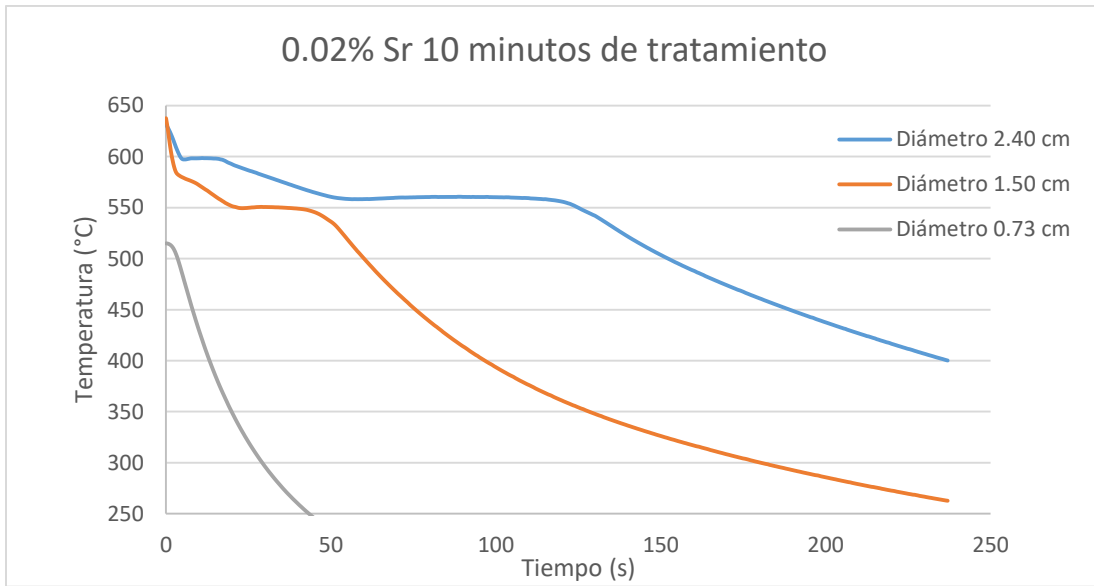


Figura 41. 0.02% Sr 10 minutos de tratamiento.

Anexo B. Derivadas

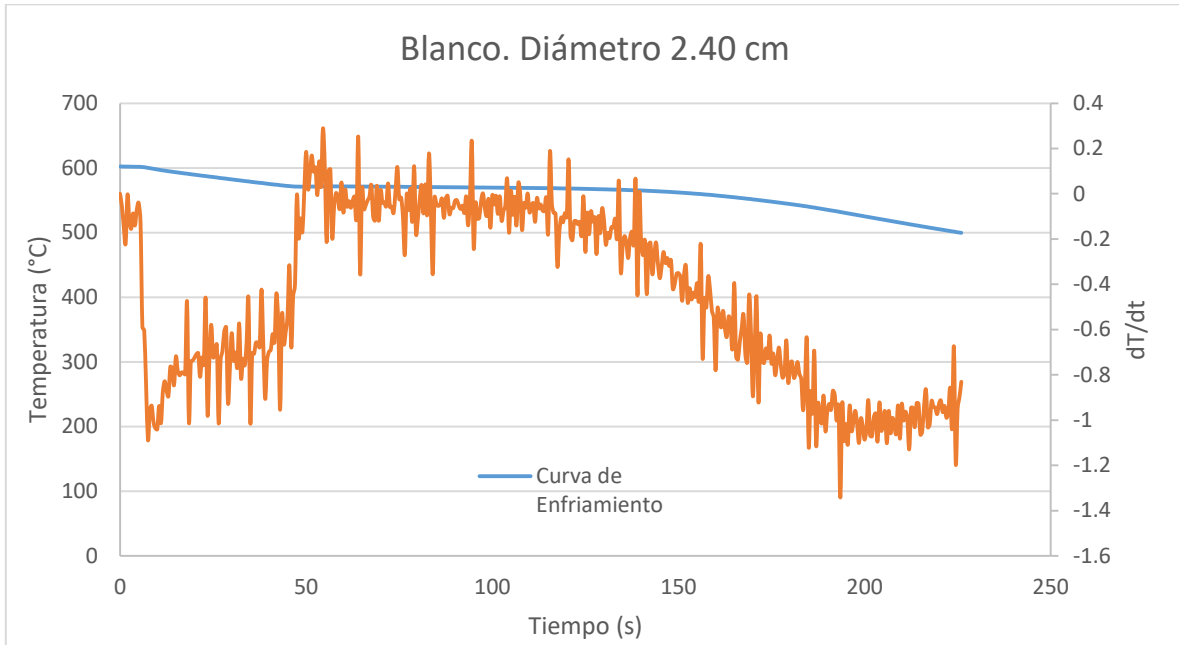


Figura 42. Derivada blanco diámetro 2.4 cm

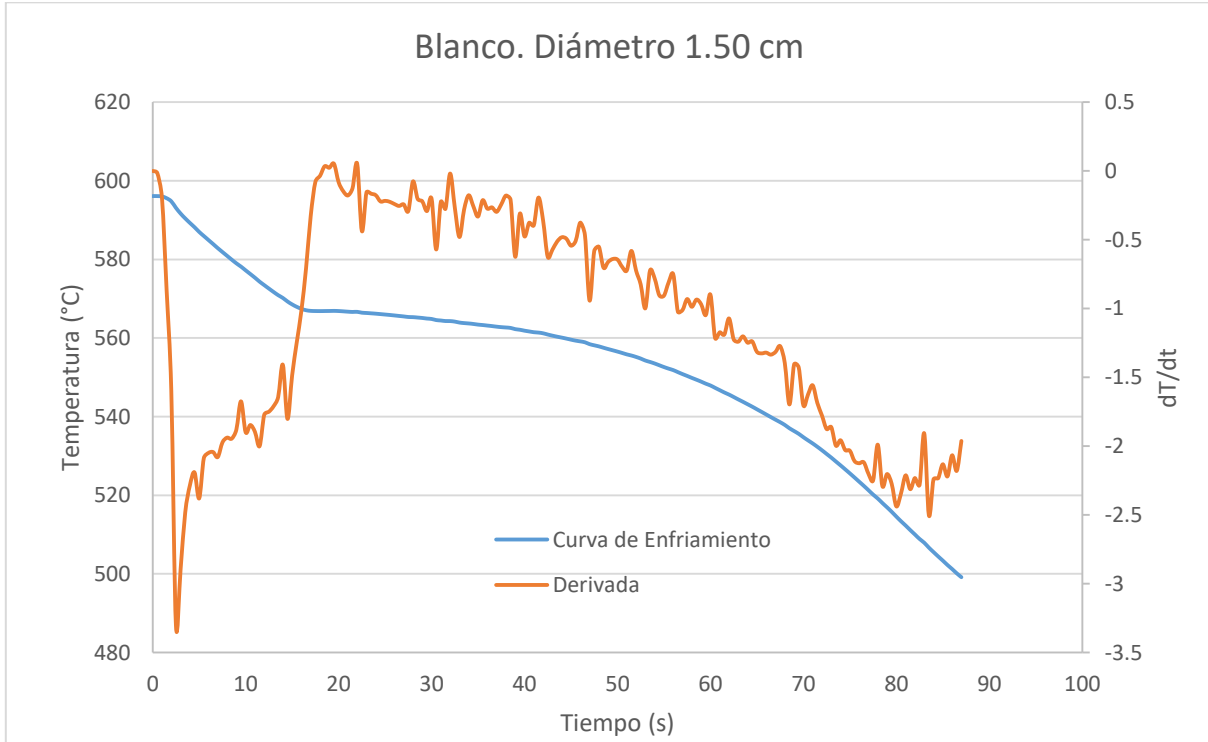


Figura 43. Derivada blanco diámetro 1.5 cm

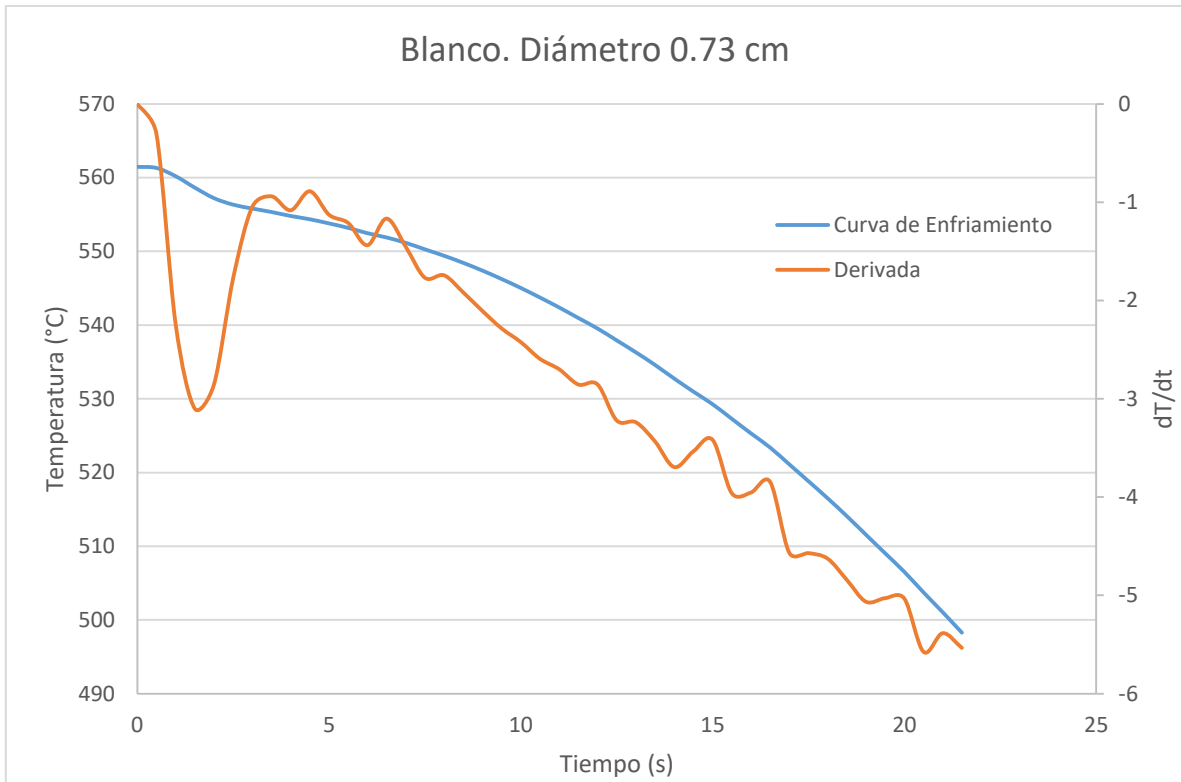


Figura 44. Derivada blanco diámetro 0.73 cm

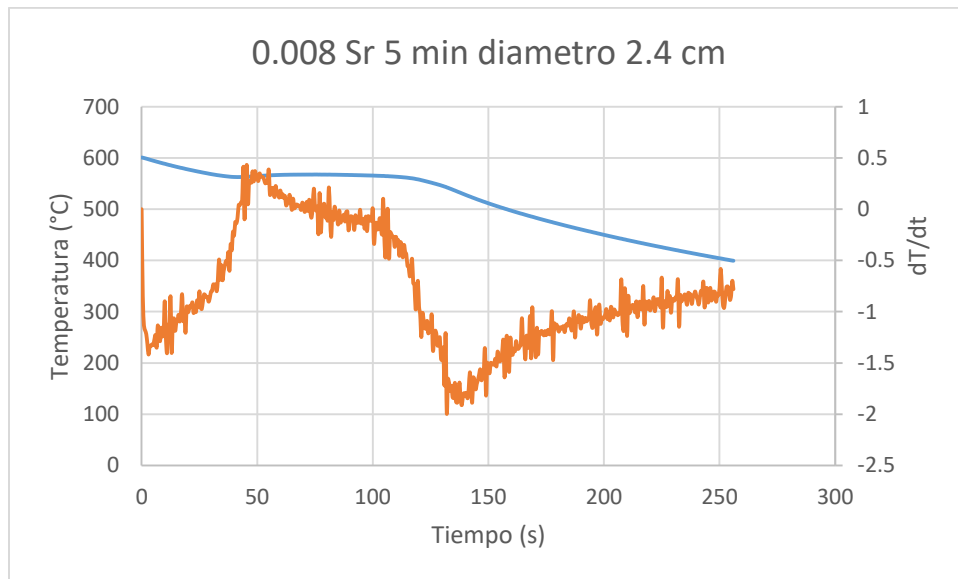


Figura 45. Derivada Nivel bajo/Tiempo bajo diámetro 2.4 cm

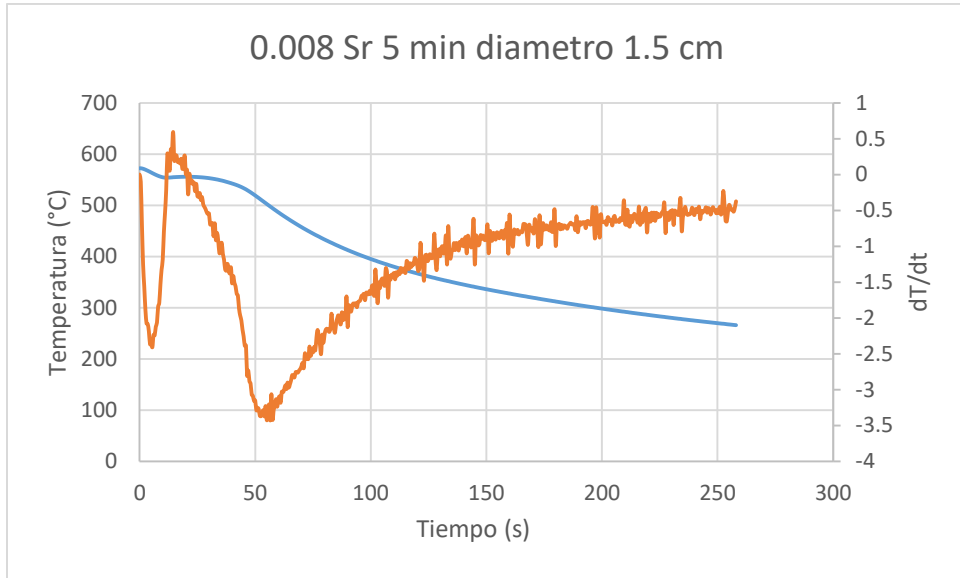


Figura 46. Derivada Nivel bajo/Tiempo bajo diámetro 1.5 cm

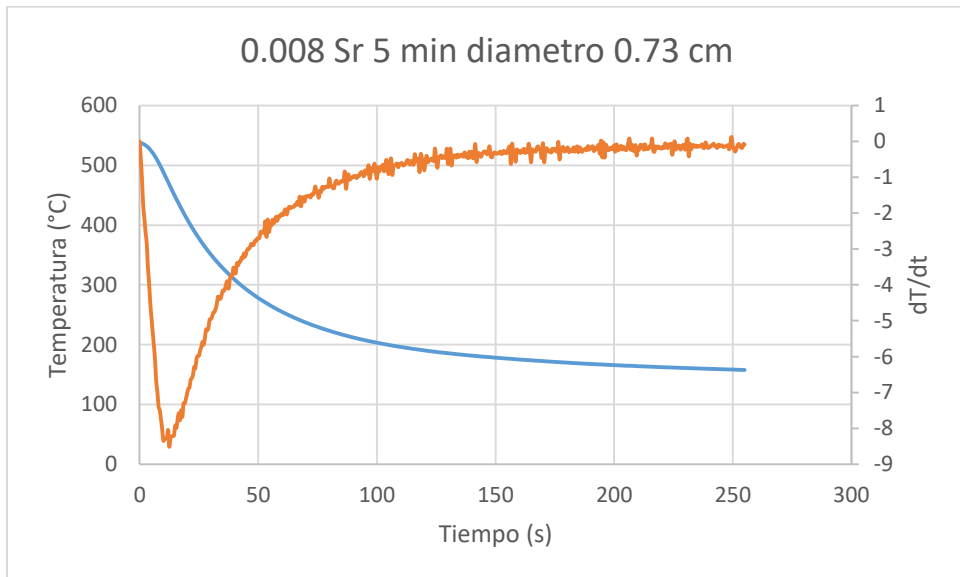


Figura 47. Derivada Nivel bajo/Tiempo bajo diámetro 0.73 cm

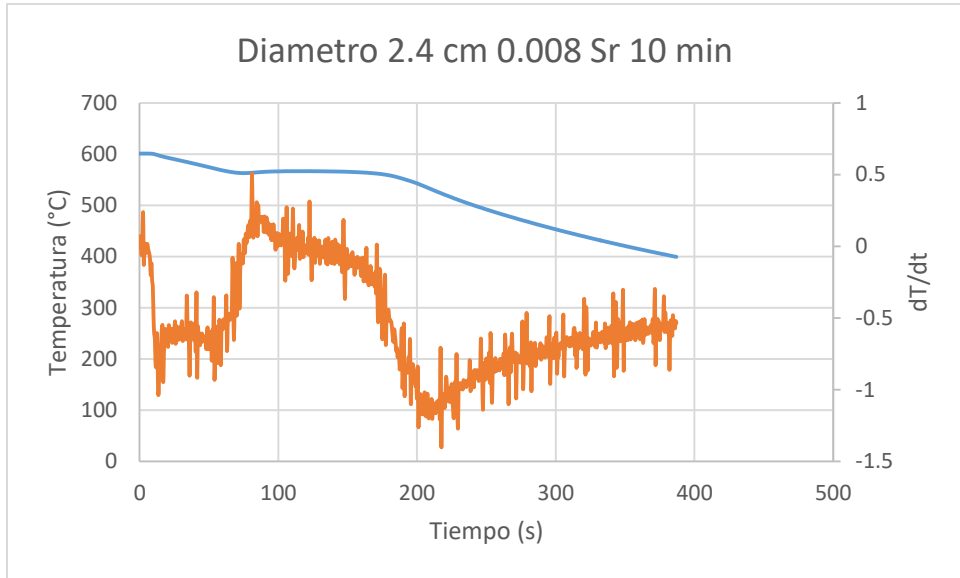


Figura 48. Derivada Nivel bajo/Tiempo alto diámetro 2.4 cm

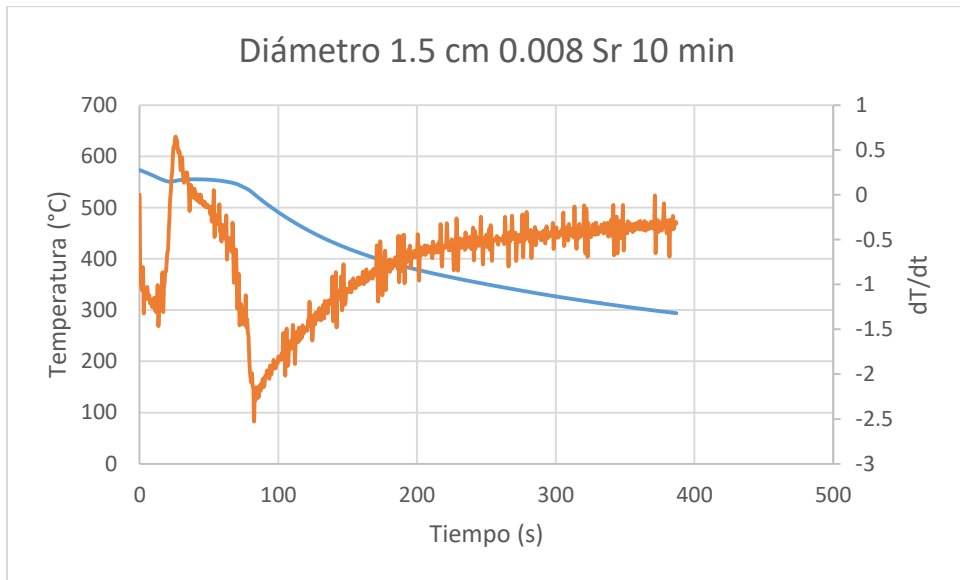


Figura 49. Derivada Nivel bajo/Tiempo alto diámetro 1.5 cm

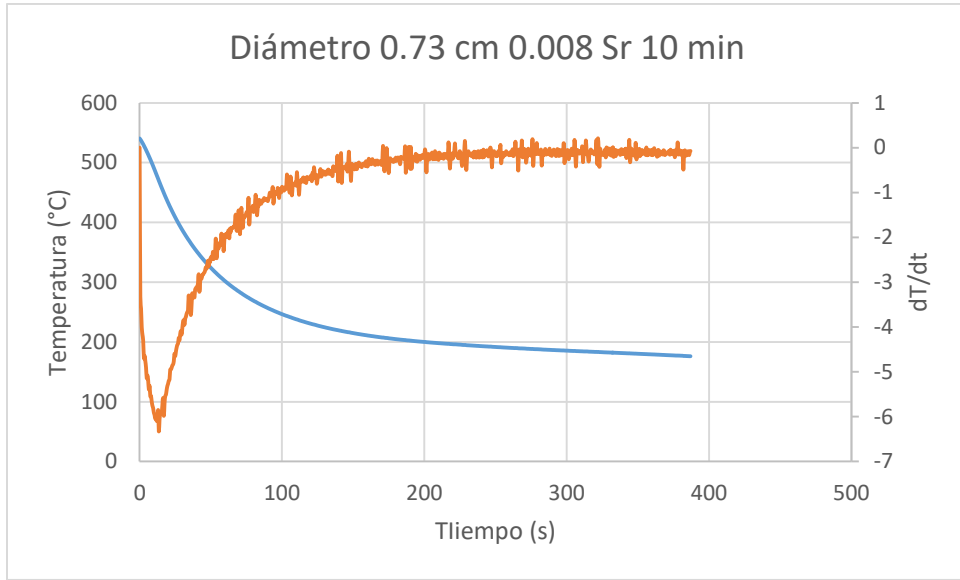


Figura 50. Derivada Nivel bajo/Tiempo alto diámetro 0.73 cm

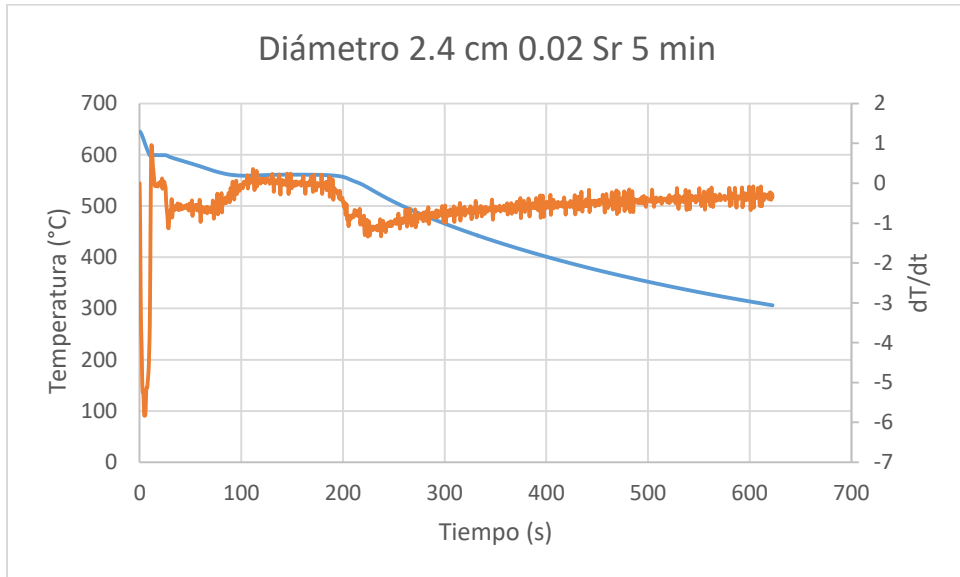


Figura 51. Derivada Nivel alto/Tiempo bajo diámetro 2.4 cm

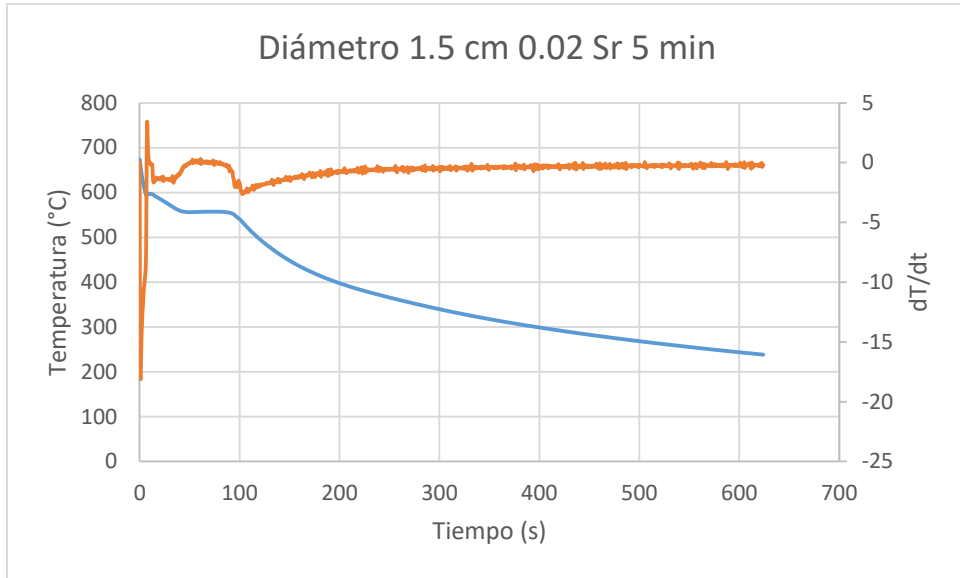


Figura 52. Derivada Nivel alto/Tiempo bajo diámetro 1.5 cm

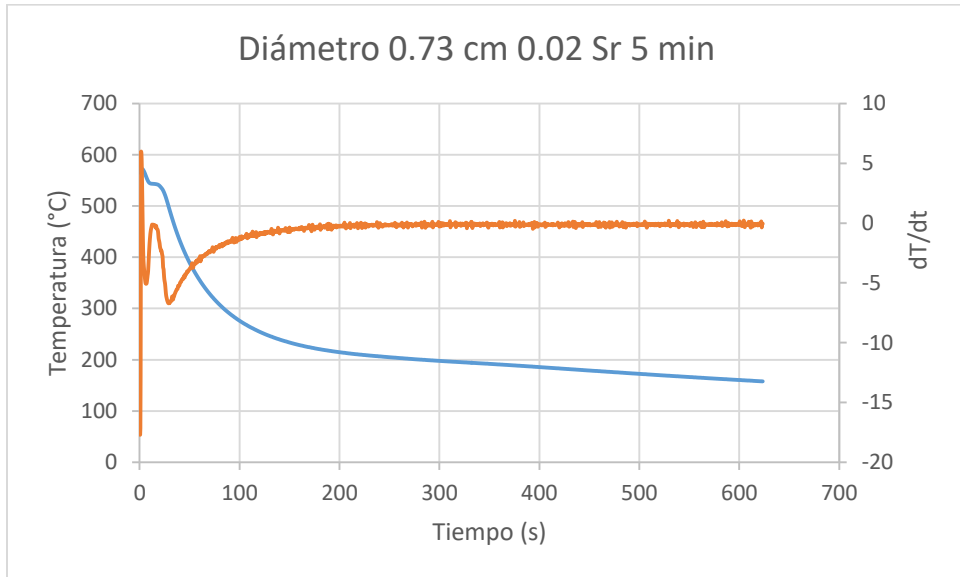


Figura 53. Derivada Nivel alto/Tiempo bajo diámetro 0.73 cm

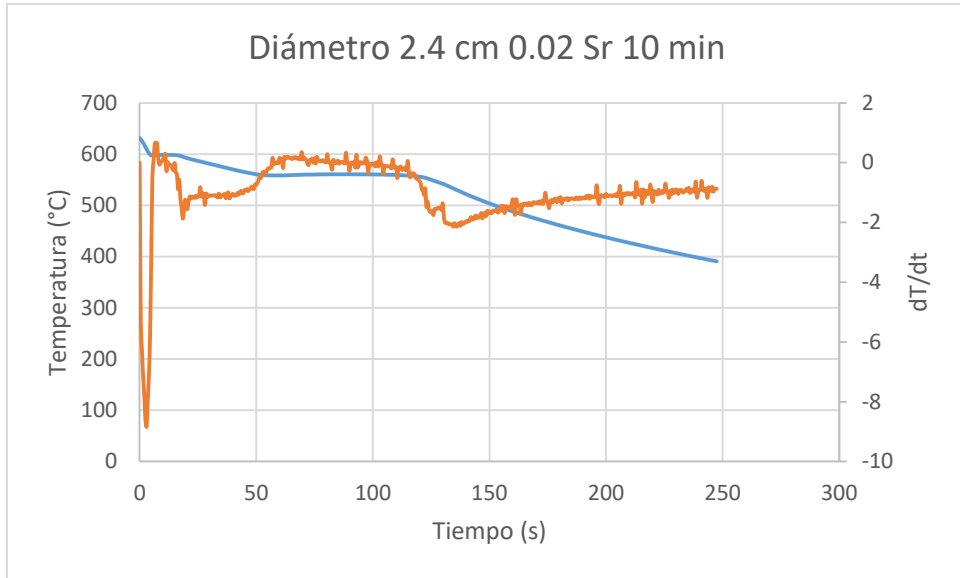


Figura 54. Derivada Nivel alto/Tiempo alto diámetro 2.4 cm

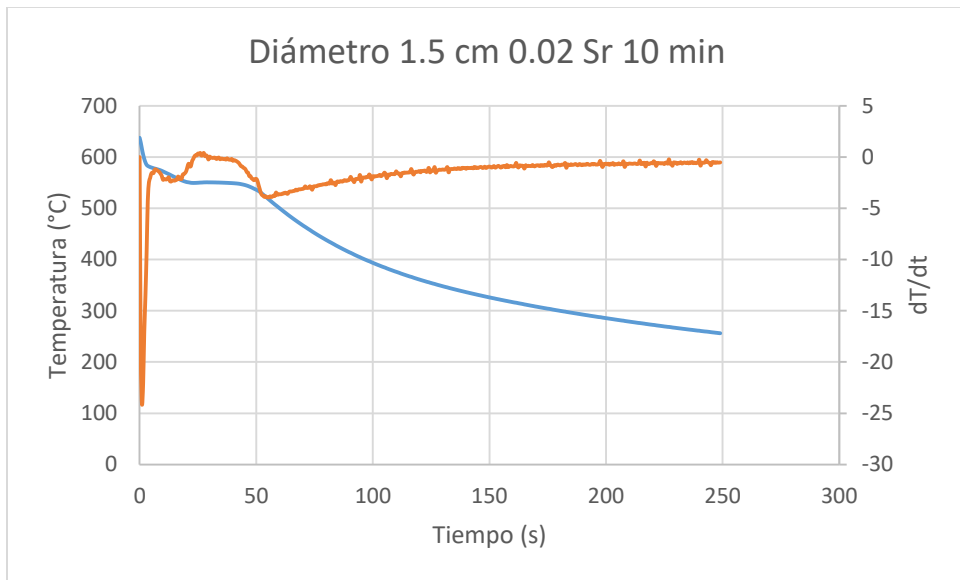


Figura 55. Derivada Nivel alto/Tiempo alto diámetro 1.5 cm

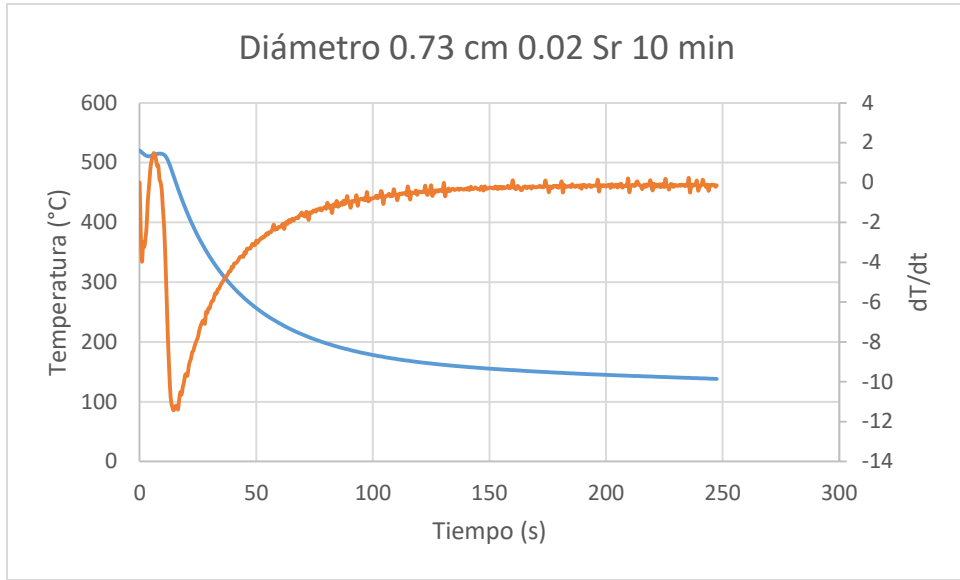


Figura 56. Derivada Nivel alto/Tiempo alto diámetro 0.73 cm

Anexo C. Curvas esfuerzo-deformación.

Se realizaron ensayos de tensión a algunas de las barras fabricadas. Estas barras cilíndricas fueron ensayadas sin arrojar datos representativos para las necesidades de la presente tesis ya que no fueron maquinados con el objetivo de obtener probetas de tensión; para esta geometría de probetas no aplica la norma ASTM E8.

A continuación se presentan las curvas esfuerzo-deformación y los porcentajes de elongación obtenidos.



Figura 57 Curva Esfuerzo-Deformación para condición 0.02%Sr con 10 minutos de tratamiento para cilindro de diámetro 1.27 cm

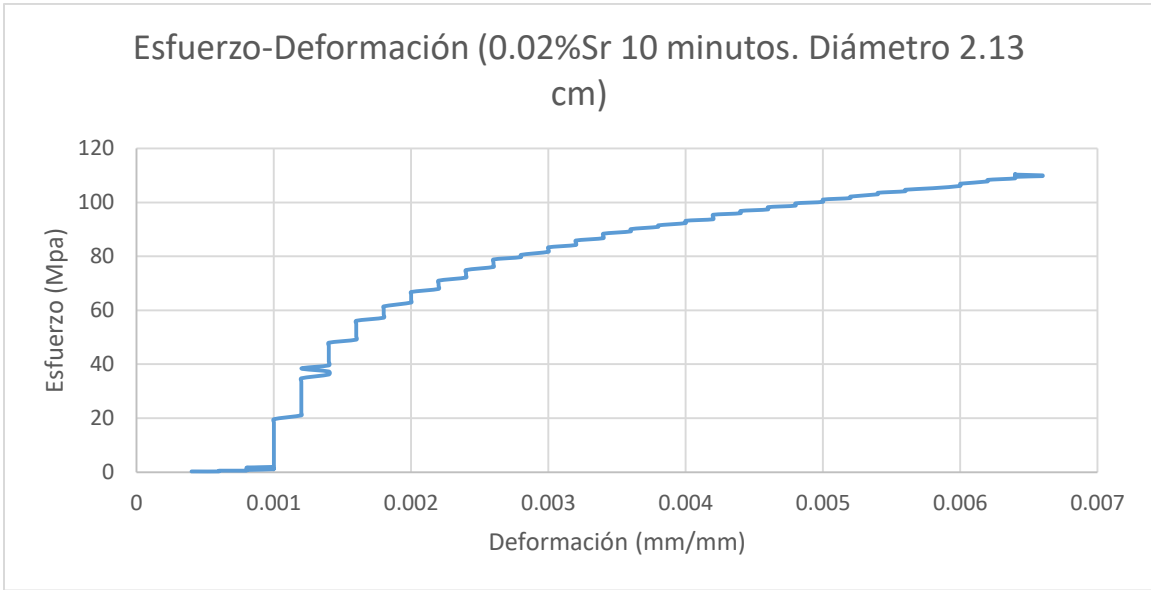


Figura 58. Curva Esfuerzo-Deformación para condición 0.02%Sr con 10 minutos de tratamiento para cilindro de diámetro 2.13 cm

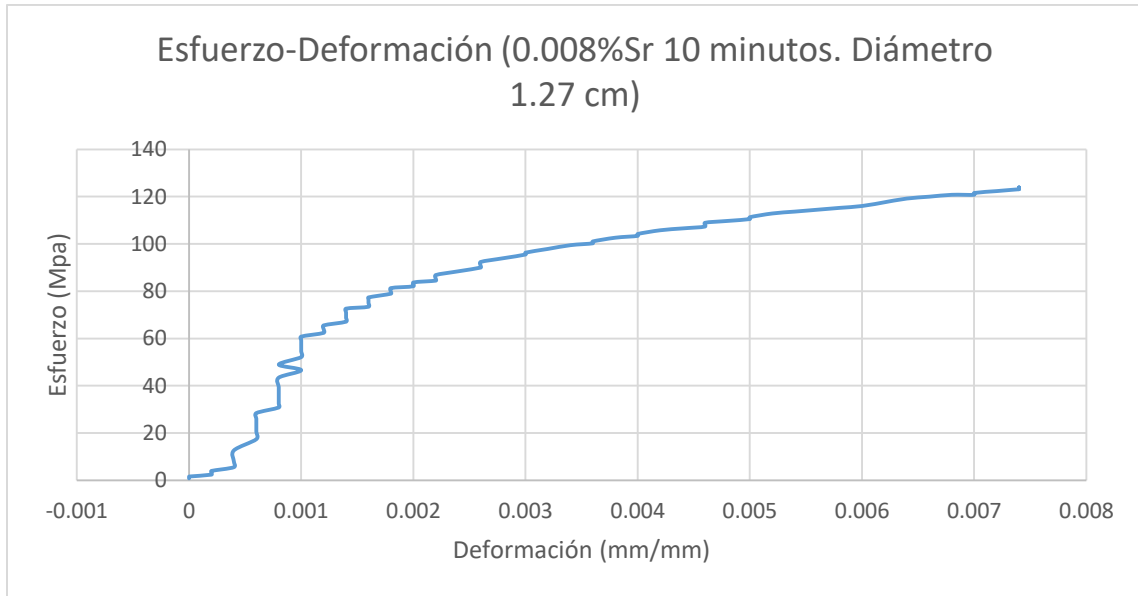


Figura 59. Curva Esfuerzo-Deformación para condición 0.008%Sr con 10 minutos de tratamiento para cilindro de diámetro 1.27 cm

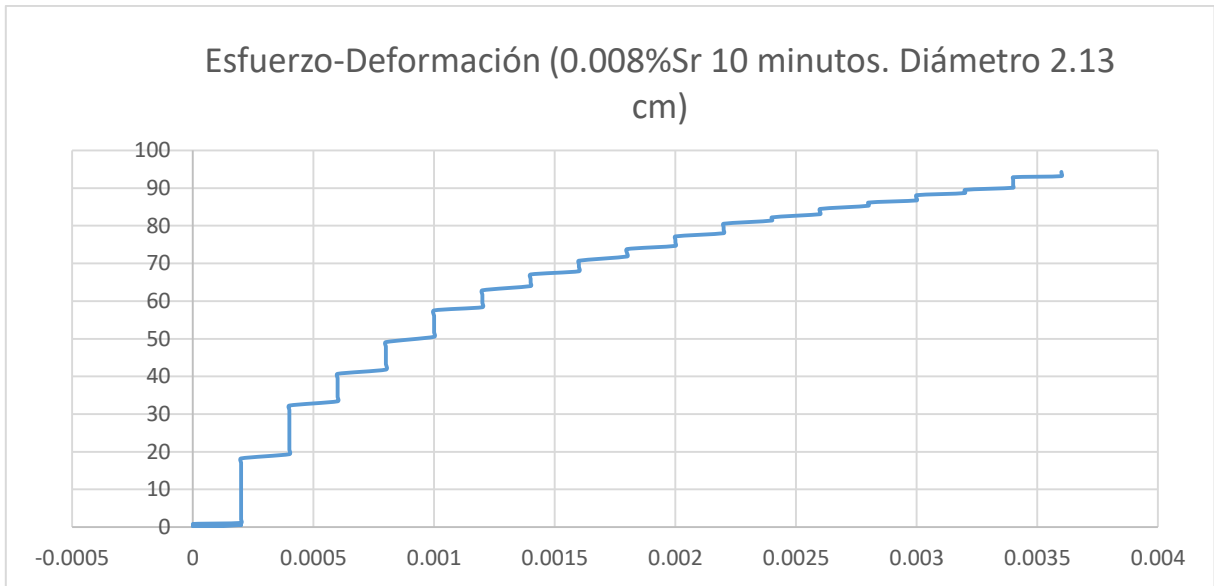


Figura 60. Curva Esfuerzo-Deformación para condición 0.008%Sr con 10 minutos de tratamiento para cilindro de diámetro 2.13 cm

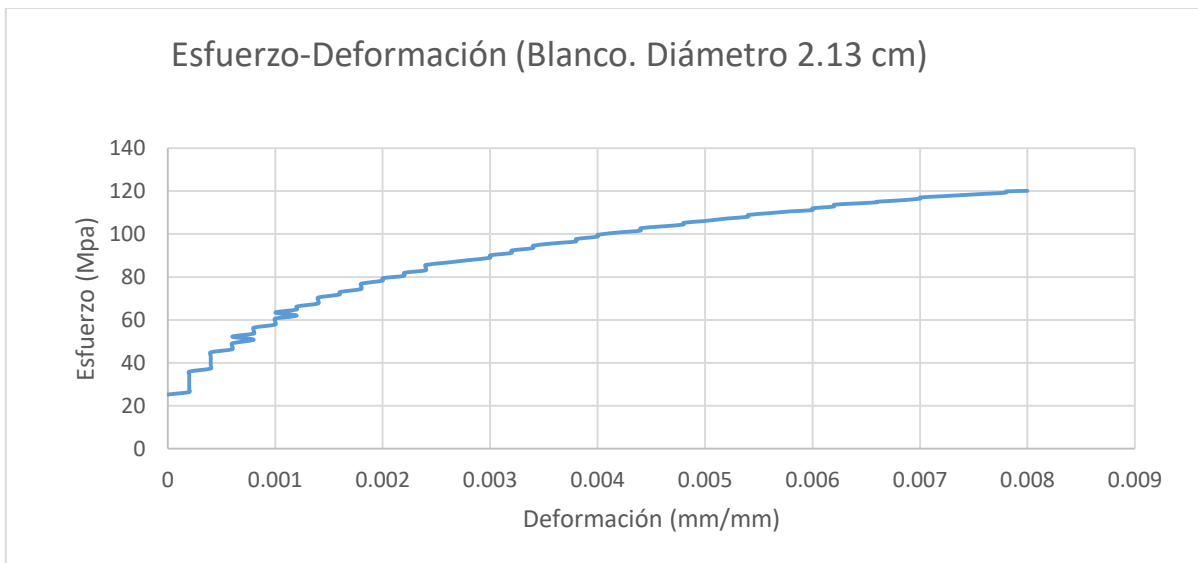


Figura 61. Curva Esfuerzo-Deformación para material sin tratamiento para cilindro de diámetro 2.13 cm

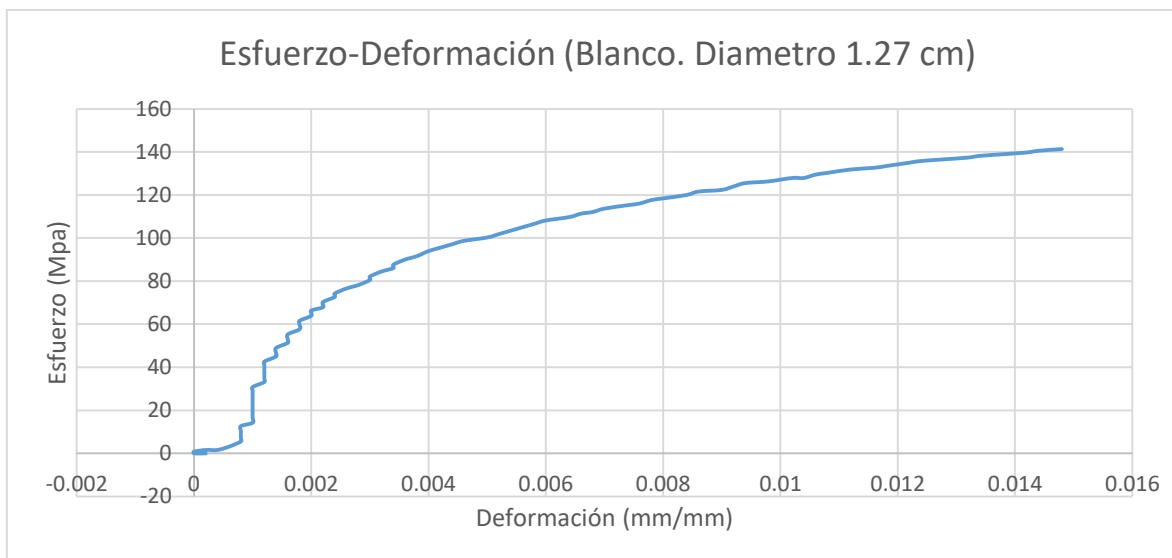


Figura 62 Curva Esfuerzo-Deformación para material sin tratamiento para cilindro de diámetro 1.27 cm

Tabla 11. Porcentajes de elongación.

Condición	Diámetro de probeta (cm)	Elongación (%)
Sin modificación	1.27	1.52
	2.13	7.48
0.008%Sr 10 minutos	1.27	1.00
	2.13	0.34
0.02%Sr 10 minutos	1.27	2.28
	2.13	4.24

Tabla 12. Esfuerzo de fractura. Valores en MPa.

Condición	Diámetro 2.13 cm	Diámetro 1.27 cm
Sin modificación	120.114	141.304
0.008%Sr 10 minutos	94.295	123.147
0.02%Sr 10 minutos	110.572	149.198

9. Anexo C. Tamaño de Grano.

El objetivo de esta etapa es complementar el análisis del efecto de la modificación sobre la aleación A356.

La preparación de las muestras empleadas se llevó a cabo mediante el desbaste grueso (hasta lija 400), subsecuentemente se atacaron las muestras por inmersión en CuCl_2 con su posterior enjuague en una solución de mezcla de ácidos (HNO_3 y HCl).

A continuación (**Figuras 34-38**) se presentan las estructuras obtenidas para cada una de las condiciones evaluadas en la presente tesis.

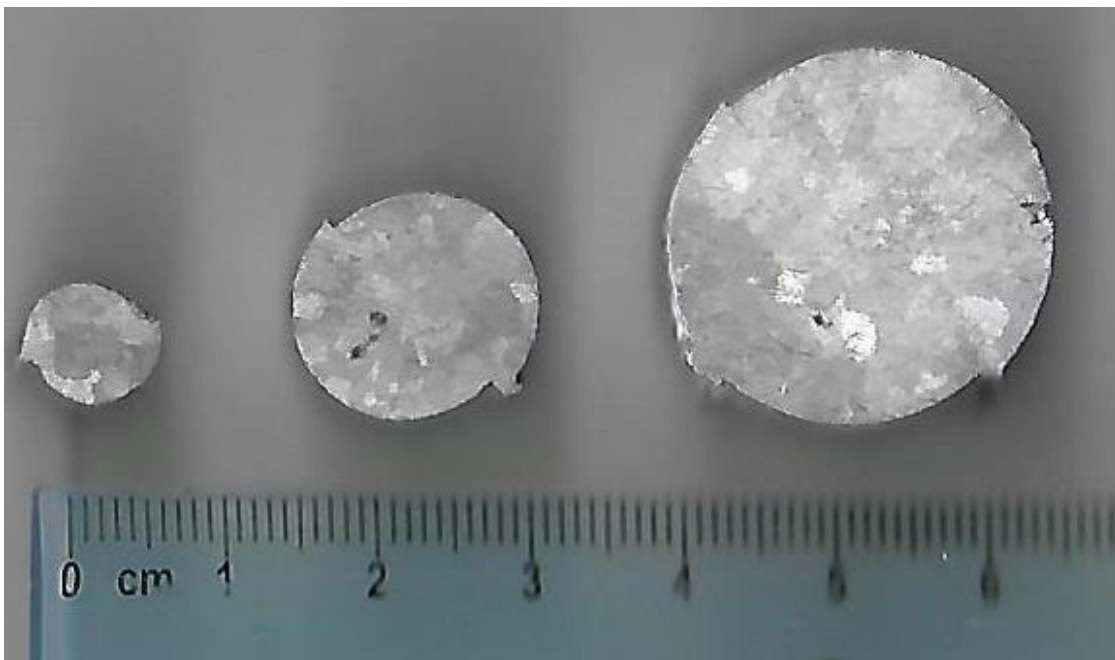


Figura 63. Estructuras para la aleación sin tratamiento (blanco).

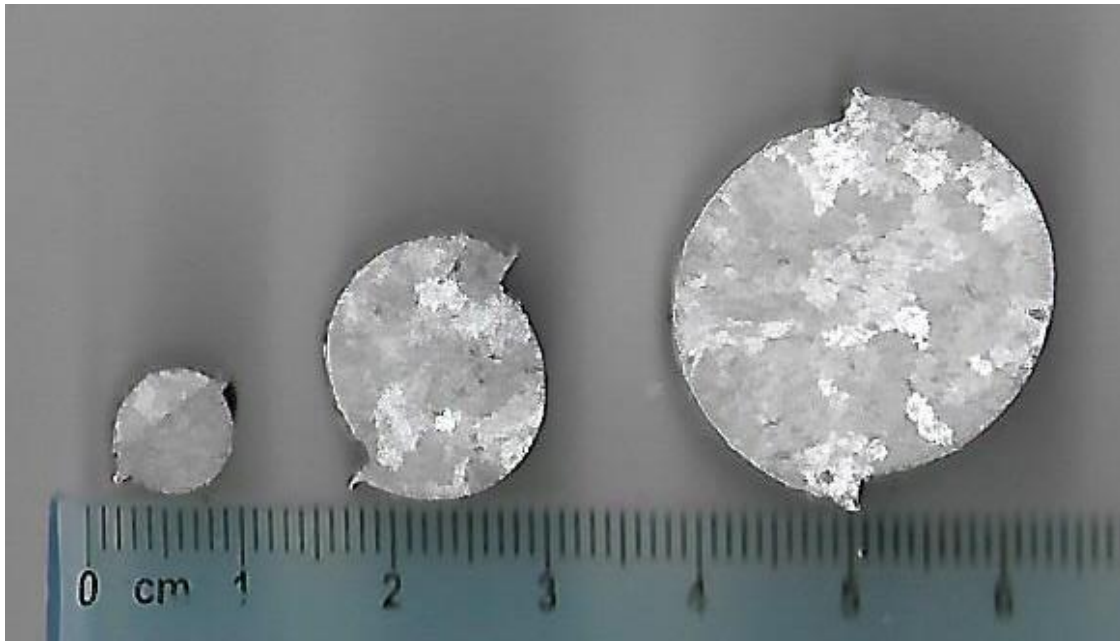


Figura 64. Estructuras para condición 0.008%Sr con 5 minutos de tratamiento.

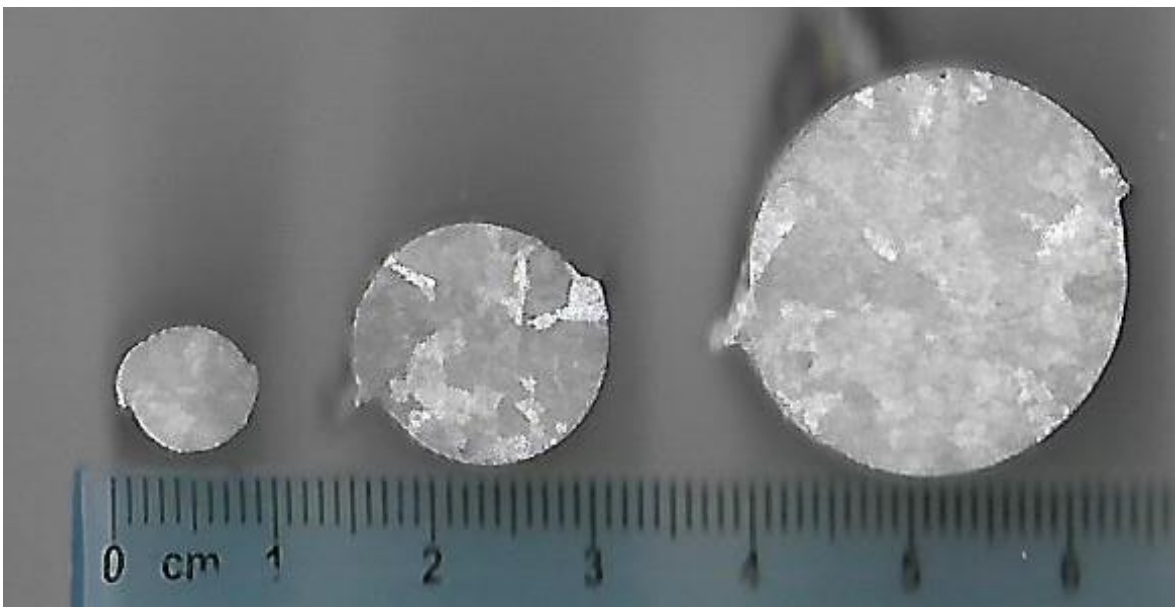


Figura 65. Estructuras para condición 0.008%Sr con 10 minutos de tratamiento.



Figura 66. Estructuras para condición 0.02%Sr con 5 minutos de tratamiento.

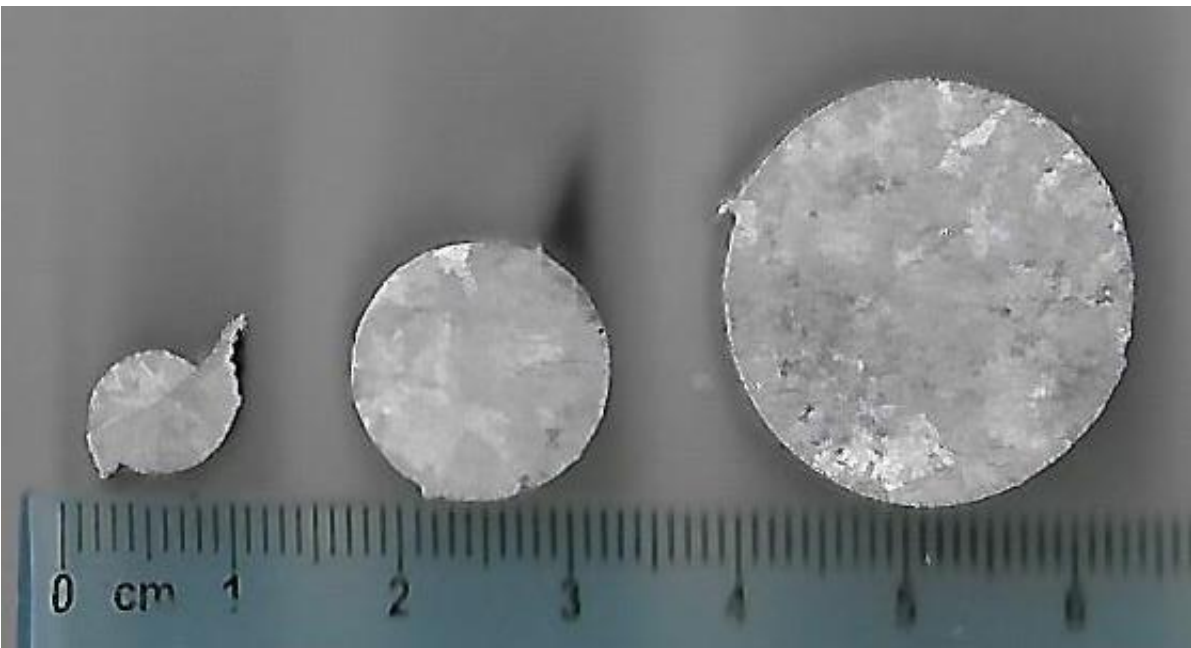


Figura 67. Estructuras para condición 0.02%Sr con 10 minutos de tratamiento.

El tamaño de grano de las muestras presentadas de la **Figura 33 a 37** es mayor al tamaño 6 del patrón de AFS. Consecuentemente, en equivalencia con tamaño de grano ASTM, se considera que los granos son muy gruesos y con dimensiones superiores a los 2.2 mm. Esto implica que el tamaño de grano ASTM es 7.5 o menor (Número de tamaño de grano ASTM decrece con el aumento en las dimensiones del grano).

La modificación no tiene efecto apreciable sobre el tamaño de grano de la aleación.