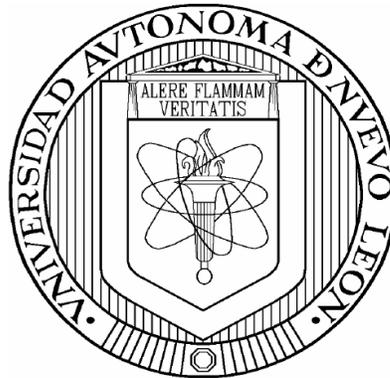


UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA

DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSGRADO



**ESTUDIO DEL EFECTO DE LA INTERACCIÓN ENTRE Fe Y Si EN
UNA ALEACIÓN HIPOEUTÉCTICA DE ALUMINIO A
DIFERENTES CONDICIONES DE SOLIDIFICACIÓN Y SU
INFLUENCIA EN LAS PROPIEDADES MECÁNICAS**

POR

ADRIÁN ANTONIO CANALES NÁÑEZ

TESIS

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

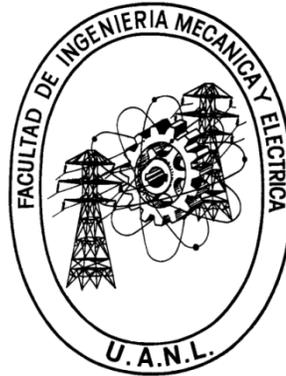
CIUDAD UNIVERSITARIA

NOVIEMBRE DE 2010

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA

DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSGRADO



**ESTUDIO DEL EFECTO DE LA INTERACCIÓN ENTRE Fe Y Si EN
UNA ALEACIÓN HIPOEUTÉCTICA DE ALUMINIO A
DIFERENTES CONDICIONES DE SOLIDIFICACIÓN Y SU
INFLUENCIA EN LAS PROPIEDADES MECÁNICAS**

POR

ADRIÁN ANTONIO CANALES NÁÑEZ

TESIS

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

CIUDAD UNIVERSITARIA

NOVIEMBRE DE 2010

Universidad Autónoma de Nuevo León

Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica

División de Estudios de Postgrado

Los miembros del Comité de Tesis recomendamos que la Tesis “**Estudio del efecto de la interacción entre Fe Y Si en una aleación hipoeutéctica de aluminio a diferentes condiciones de solidificación y su influencia en las propiedades mecánicas**”, realizada por el Ing. Adrián Antonio Canales Náñez con número de matrícula 1007260 , sea aceptada para su defensa como opción al grado de Maestro en Ciencias de la Ingeniería Mecánica con Especialidad en Materiales.

El Comité de Tesis

Dr. Rafael Colás Ortiz
Asesor

Dr. Salvador Valtierra Gallardo
Coasesor

Dr. José Talamantes Silva
Coasesor

Vo. Bo.

Dr. Moisés Hinojosa Rivera
Subdirector de Posgrado

San Nicolás de los Garza, Nuevo León, Noviembre de 2010

DEDICATORIA

A Dios que me permite llegar hasta aquí.

A mis padres, por todo lo que me han dado y enseñado en la vida y porque siempre fueron parte de este esfuerzo, los amo.

A mis hermanas Marce, Cualla y Sofi porque las amo con todo el poder de mi corazón.

A mi novia Ana Laura por haberme dejado entrar en su vida, te amo.

AGRADECIMIENTOS

A la Universidad Autónoma de Nuevo León (UANL) y a su Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica (FIME) donde he pasado la mejor etapa de mi vida y he hecho grandes amigos. Al Consejo Nacional de Ciencia y Tecnología (CONACYT) por el apoyo económico brindado para realizar los estudios de maestría en el Programa Doctoral en Ingeniería de Materiales (PDIM) de la FIME. A todos los doctores del PDIM por haberme admitido en el programa.

Al Ing. Francisco Manrique Montalvo Puente por su amistad y por todo el apoyo brindado desde que era estudiante de licenciatura hasta al día de hoy, por todo lo que me ha enseñado y por haberme llevado a NEMAK, hecho que marcó un rumbo a seguir en mi vida, y por el cual este trabajo existe.

Al Dr. Eulogio Velasco Santes por su amistad y por haberme aceptado en su equipo de trabajo cuando apenas empezaba a conocer el proceso de fundición de aluminio y por todo lo que me enseñó.

Al Ing. Vicente Niño por su amistad y por haberme enseñado a caminar en la fundición.

Al Dr. Rafael Colás Ortiz, gracias por su asesoría durante la realización de esta tesis y por su tiempo invertido en la revisión de la misma.

Al Dr. Salvador Valtierra Gallardo por brindarme su confianza y haberme permitido llegar a formar parte de su equipo en el departamento de Investigación y Desarrollo de Nematik. Gracias por su asesoría y consejos para la realización de este trabajo.

Al Dr. José Talamantes Silva por la disposición e interés mostrados durante la realización de este trabajo. Gracias por su asesoría.

A todo el personal del departamento de Investigación y Desarrollo, practicantes y compañeros tesisistas con los que me ha tocado convivir durante mi estancia en NEMAK, gracias por su amistad, colaboración y por crear un muy buen ambiente en el trabajo. Gracias a Marcos Cardoso, Rodrigo González, Moisés Talamantes, Andrés Rodríguez, Miguel Ramírez, Alejandro Martínez, Alex Gonzalez, Fernando Morales, Efrén Carrera, especialmente muchas gracias a Jacobo Hernandez, Ruben Chavez y Angelica Ramos por su ayuda en la preparación de las condiciones de estudio de este trabajo de investigación.

A la empresa NEMAK por facilitar sus instalaciones y recursos para poder realizar esta tesis de maestría.

A mis hermanos metalúrgicos de la generación 99-03 especialmente a Pablo Guajardo, Hugo Cruz, Hector Gallegos, Oswaldo Najar, Claudia Guerra e Ismael Marin, con ellos compartí la mejor etapa de estudiante en mi vida.

A mis compañeros de R&D Cuprum Raul Rossainz y Jaime Gamez, sin ellos este departamento no tendría razón de ser.

A mis compañeros de Cuprum especialmente a Luis Peralta, Claudia Valdez, Emma Esquivias, Guillermo Campos, Rafael Briones, Ventura Lozano y Jorge Juarez.

TABLA DE CONTENIDO

Dedicatoria	ii
Agradecimientos	iii
Resumen	1
Capítulo 1 Introducción	3
Capítulo 2 El aluminio y sus aleaciones	
2.1 Introducción	6
2.2 Propiedades y aplicaciones del aluminio	8
2.3 Aleaciones de aluminio	9
2.3.1 Clasificación de las aleaciones de aluminio	10
2.3.1.1 Aleaciones de aluminio para trabajo mecánico	11
2.3.1.2 Aleaciones de aluminio para vaciado	12
2.3.2 Sistema de designación para tratamientos	14
2.3.3 Efecto de los elementos de aleación	15
2.4 Aleaciones Al–Si para vaciado	18
2.4.1 Espaciamiento dendrítico secundario (EDS)	19
2.4.2 Nivel de modificación	21
2.4.3 Tamaño de grano	24
2.4.4 Porosidad	26
Capítulo 3 Tratamiento térmico de las aleaciones de aluminio	
3.1 Introducción	28
3.2 Endurecimiento por tratamiento térmico	29
3.2.1 Tratamiento de solución	29
3.2.2 Enfriamiento brusco	30
3.2.3 Envejecimiento	33

3.3 Mecanismos de endurecimiento durante el envejecimiento	36
3.4 Tratamiento térmico de la aleación A319	39

Capítulo 4

Efecto del Fe en aleaciones hipoeutécticas de aluminio

4.1 Secuencia de reacciones en aleaciones Al-Si	43
4.2 Efecto del hierro en aleaciones base Al-Si durante la solidificación	45
4.3 Efecto del hierro en las propiedades mecánicas de las aleaciones Al-Si	48
4.4 Efecto del contenido de hierro en el vaciado	53

Capítulo 5

Procedimiento experimental

5.1 Introducción	54
5.2 Moldeo	55
5.3 Vaciado	57
5.4 Análisis térmico	60
5.4.1 Crisol de grafito	61
5.5 Corte	63
5.6 Tratamiento térmico	64
5.7 Pruebas mecánicas	64
5.8 Caracterización microestructural	65

Capítulo 6

Resultados

6.1 Introducción	67
6.2 Composición química de la aleaciones de estudio	68
6.3 Microestructura	69
6.3.1 Espaciamiento dendrítico secundario y análisis microestructural	69
6.4 Pruebas mecánicas	106
6.4.1 Propiedades mecánicas de tensión en función del espacio dendrítico secundario y del tratamiento térmico de envejecido	106
6.5 Dureza	131

6.6 Análisis Térmico	135
Capítulo 7 Análisis y discusión de resultados	
7.1 Introducción	143
7.2 Análisis químico	143
7.3 Identificación de fases intermetálicas	144
7.4 Espaciamiento dendritico secundario	144
7.5 Porosidad	144
7.6 Ensayos de tensión	145
7.7 Ensayos de microdureza Vickers	147
7.8 Análisis térmico y curvas de enfriamiento	147
Capítulo 8 Conclusiones y recomendaciones	
8.1 Conclusiones	150
8.2 Recomendaciones	151
Referencias	152
Lista de tablas	155
Lista de figuras	157
Apéndice A Micrografías de la condición 1 (Si 5%-Fe 0.3%)	175
Apéndice B Micrografías de la condición 2 (Si 5%-Fe 0.6%)	180
Apéndice C Micrografías de la condición 3 (Si 5%-Fe 0.8%)	185
Apéndice D Micrografías de la condición 4 (Si 7%-Fe 0.3%)	190
Apéndice E Micrografías de la condición 5 (Si 7%-Fe 0.6%)	195

Apéndice F Micrografías de la condición 6 (Si 7%-Fe 0.8%)	200
Apéndice G Micrografías de la condición 7 (Si 9%-Fe 0.3%)	205
Apéndice H Micrografías de la condición 8 (Si 9%-Fe 0.6%)	210
Apéndice I Micrografías de la condición 9 (Si 9%-Fe 0.8%)	215
Apéndice J Micrografías de la condición 10 (Si 11%-Fe 0.3%)	220
Apéndice K Micrografías de la condición 11 (Si 11%-Fe 0.6%)	225
Apéndice L Micrografías de la condición 12 (Si 11%-Fe 0.8%)	230
Apéndice M Análisis térmico para todas las condiciones de estudio	235
RESUMEN AUTOBIOGRÁFICO	241

RESUMEN

Entre las aleaciones Al-Si para vaciado la aleación A319 tiene una gran aplicación en la fabricación de componentes automotrices. Un problema común es que el contenido de hierro repercute de forma negativa sobre las propiedades mecánicas. Hay evidencia de que esto puede llegar a causar la formación de fases dañinas como β -AlFeSi.

La presente investigación busca entender este problema fomentando el desarrollo de la fase α -Al(Fe,Mn)Si, en aleaciones preparadas con diversos contenidos de Fe y Si, ya que existe evidencia que es más compacta y menos dañina. Para este fin se estudiaron la solidificación por medio de análisis térmicos y las propiedades mecánicas en muestras de aluminio vaciadas en lingotes en los que se generó un gradiente de temperatura para obtener una amplia gama de estructuras. Las muestras se vaciaron con niveles de silicio de 5 a 11%, hierro de 0.3 a 0.8%, manteniendo constante el manganeso 0.45 +/- 0.017 % ; se dejaron fijos los contenidos de otros aleantes. Se maquinaron probetas de tensión con las diferentes microestructuras y se ensayaron en la condición de colada y de tratamiento de estabilidad.

Los resultados indican una fuerte dependencia de las propiedades mecánicas con el grado de refinación microestructural; se encuentra que el tratamiento térmico incrementa las resistencias al límite elástico y de tensión, pero reduce la ductilidad del material. No se encontró un efecto significativo de la adición de

hierro. El resultado de los análisis térmicos determina las temperaturas donde comienza la formación de la red dendrítica de aluminio (pre- eutéctico), el Al-Si eutéctico y el complejo Al-Si-Cu-Mg eutéctico, encontrando que el Si ejerce una fuerte influencia en las dos primeras temperaturas mencionadas, mientras que la tercera es independiente del contenido de Si o Fe.

La observación de la microestructura de las probetas muestra que las microestructuras encontradas en el experimento fueron típicas de aleaciones hipoeutécticas Al-Si en las cuales el eutéctico total se incrementa conforme aumenta el contenido de silicio, los componentes intermetálicos de Fe fueron tipo α debido al efecto modificador del manganeso presente en las aleaciones.

CAPÍTULO 1

INTRODUCCIÓN

Las aleaciones Al-Si son extensamente usadas en la actualidad para la fabricación de algunos componentes automotrices, se emplean en una gran gama de aplicaciones que van desde la industria aeronáutica y aeroespacial hasta las industrias más populares como son la de la construcción y empaque de alimentos y bebidas. El primer gran mercado para el aluminio fue el de las piezas vaciadas, en sus inicios se usó en artefactos decorativos y utensilios de cocina por mencionar algunos, hasta después de varios años, gracias a la necesidad de obtener productos que combinaran baja densidad, con buenas propiedades tanto mecánicas como térmicas y que además fueran fáciles de fabricar y de bajo costo, se llegaron a implementar en la ingeniería para sustituir los materiales ferrosos.

Estas aleaciones se usan en la fabricación de cabezas de motores de combustión interna debido a que poseen características como su elevada resistencia mecánica, ductilidad y baja densidad en comparación con aleaciones ferrosas, su resistencia a la corrosión, su bajo punto de fusión, etc.

Las aleaciones Al-Si de uso comercial garantizan buenas propiedades de resistencia y ductilidad. Sus propiedades mecánicas dependen de varios

factores como la composición química, tratamiento térmico y características microestructurales.

Las aleaciones Al-Si son sometidas a tratamientos térmicos para mejorar las propiedades mecánicas debido a que generan cambios importantes en la microestructura de la aleación. El tratamiento que da mejores resultados para estas aleaciones consiste de 3 etapas: solubilizado, temple y envejecido.

Existen factores que afectan las propiedades mecánicas como son el espaciado dendrítico secundario (EDS), el tiempo de tratamiento térmico de solución, el tiempo y la temperatura de envejecido, composición química, la porosidad y formación de fases intermetálicas en la aleación.

El hierro es una impureza común en el aluminio y sus aleaciones que no puede disolverse fácilmente y ocasiona un decremento significativo en las propiedades mecánicas del aluminio y sus aleaciones.

La opción de usar aluminio primario o chatarra para fabricar piezas, con bajos y altos niveles de hierro es una decisión muy importante. Esta decisión a menudo significa un compromiso entre la necesidad de reducir el costo del metal producido y la necesidad de minimizar el efecto negativo del hierro que ocasiona un decremento en las propiedades mecánicas de las piezas fabricadas, al menos para aleaciones base Al-Si.

Debe mencionarse que el hierro no siempre ejerce una influencia negativa; en cierto modo, puede ser utilizado como elemento aleante para mejorar la resistencia del producto final en aleaciones para forja y extrusión, sin embargo estas aleaciones no son de interés para la industria automotriz.

Debido a la necesidad de las empresas que fabrican cabezas de mejorar la calidad de los productos y reducir costos de operación, se busca la manera de

contrarestar los efectos negativos del hierro, ya que el costo de la materia prima aumenta o disminuye en función del contenido de hierro, siendo menos costosa a mayores contenidos de este elemento.

El presente trabajo tiene como objetivo evaluar el efecto de la interacción entre el hierro y el silicio y la influencia del espaciamiento dendrítico secundario (EDS) y tratamiento térmico sobre las propiedades mecánicas de tensión con la finalidad de obtener valores máximos de resistencia última a la tensión, esfuerzo de cedencia y elongación.

CAPITULO 2

EL ALUMINIO Y SUS ALEACIONES

2.1 Introducción

El aluminio es el metal no ferroso de mayor consumo en el mundo, un 75% de este consumo es primario (aluminio extraído de mineral) y el otro 25% es secundario (aluminio derivado del procesamiento de chatarra). Los antiguos griegos y romanos usaban el alumbre (sulfato de aluminio), en medicina como astringente y en procesos de teñido, ellos suponían que este compuesto estaba formado por un elemento metálico desconocido. En 1807, Davy propuso el nombre de aluminio para este metal [1].

El aluminio es el tercer elemento químico más abundante en la Tierra (se ha estimado que un 8% en peso de la corteza terrestre está compuesta de aluminio), sólo detrás del oxígeno y el silicio (45.2% y 27.2% respectivamente) y, por lo tanto, el metal estructural de mayor abundancia [2]. Sin embargo, el aluminio no existe en la naturaleza como metal, está presente principalmente formando óxidos de pureza e hidratación variables debido a su alta afinidad química por el oxígeno [1].

La primera producción de aluminio a escala de laboratorio fue realizada por Orsted en Dinamarca en 1825 y por Woehler en Alemania poco tiempo

después. En 1855 Sainte–Claire Deville, en Francia, produjo aluminio de manera comercial utilizando una técnica química que fue abandonada más tarde por ser poco económica. Fue precisamente la falta de un proceso de obtención económico lo que originó que el desarrollo comercial del aluminio fuera limitado hasta la segunda mitad del siglo XIX [3].

En 1886 Charles Martin Hall, en Estados Unidos, y Paul L. T. Héroult, en Francia, trabajando independientemente descubrieron un proceso económico para la obtención del aluminio a partir de la alúmina (Al_2O_3) por medio de electrólisis [3]. La fuente mineral más económica para producir la alúmina es la bauxita, la cual está compuesta de alúmina hidratada en un 40–60% junto con algunas impurezas como óxidos de hierro, de silicio y de titanio. El nombre de bauxita se origina de la población de Les Baux al sur de Francia, lugar donde se extrajo por primera vez este mineral [1,2].

El método principal para obtener la alúmina a partir de la bauxita es el proceso Bayer, patentado por Karl Bayer en 1888 en Alemania [1]. Este proceso consiste en disolver bauxita triturada en una solución de sosa cáustica a temperaturas de hasta 240°C , la mayoría de la alúmina se extrae y se disuelve dejando un residuo insoluble formado de óxido de hierro y sílice, el cual se separa por filtración. A la solución resultante se le deja enfriar y se le agregan cristales de trihidrato de alúmina ($\text{Al}(\text{OH})_3$) para revertir la reacción, el trihidrato precipita y la sosa cáustica se recicla. Por último el trihidrato de alúmina es calcinado en un horno rotatorio a $1,200^\circ\text{C}$ para remover el agua y obtener alúmina en forma de un polvo fino [2].

Se han estado investigando métodos alternativos para la producción del aluminio, un ejemplo es el proceso ALCOA desarrollado en 1973. Este proceso consiste en combinar alúmina con cloro para producir cloruro de aluminio (AlCl_3), el cual es tratado por métodos electrolíticos para producir aluminio y

cloro, el cual se recicla para ser usado de nuevo en el proceso. La principal ventaja de este método es un ahorro de aproximadamente 30% de energía [2].

2.2 Propiedades y aplicaciones del aluminio

La combinación de las propiedades que tiene el aluminio, como son su baja densidad, su alta resistencia a la corrosión atmosférica, su alta reflectividad y su alta conductividad térmica y eléctrica, lo hacen un material ideal para ser usado tanto en aplicaciones convencionales como de reciente desarrollo [4]. En la Tabla 2.1 se resumen las propiedades del aluminio.

Tabla 2.1 Algunas propiedades del aluminio [2–5].

Simbolo químico	Al
Número atómico	13
Peso atómico	26.9815
Radio atómico	0.143 nm
Estructura cristalina	Cúbica centrada en las caras
Parámetro de red	0.404 nm
Densidad	2.7g/cm ³
Punto de fusión	660 °C
Punto de ebullición	2,480 °C
Modulo de elasticidad	72.4 Gpa
Módulo de corte	27.5 Gpa
Coefficiente de Poisson	0.31
Calor específico promedio (0-100 °C)	917 J kg ⁻¹ K ⁻¹
Conductividad térmica (20-100 °C)	238 W m ⁻¹ K ⁻¹
Coefficiente de expansión térmica (0-100 °C)	23.5x10 ⁻⁶ K ⁻¹
Resistividad eléctrica (20 °C)	2.67x10 ⁸ Ω-m

El aluminio ha llegado a ser un material de gran importancia en diversas industrias, por ejemplo, en la producción de automóviles, para el empaque de comidas y bebidas, en la construcción de edificios, transmisión de energía eléctrica, para el desarrollo de nuevos medios de transporte, en la producción de equipo aeroespacial y de defensa, manufactura de maquinaria y herramientas, así como muchas otras aplicaciones. Conforme avance la tecnología y se incremente la demanda de productos que repercutan en menor medida en un daño ecológico, las oportunidades de aluminio continuarán expandiéndose [4].

2.3 Aleaciones de aluminio

El aluminio, como todos los metales en estado puro, tiene una baja resistencia mecánica y no puede ser usado en esta condición en aplicaciones donde la resistencia a la deformación y a la fractura es esencial. Por lo tanto es necesario agregar otros elementos para mejorar su resistencia mecánica [6].

Las propiedades de una aleación de aluminio dependen de una compleja interacción entre su composición química y las características microestructurales desarrolladas durante su solidificación, los tratamientos térmicos y los procesos de deformación a los que se someta [6].

Aunque la mayoría de los metales pueden alearse con el aluminio, pocos tienen la suficiente solubilidad en sólido para servir como principales elementos de aleación; de los elementos comúnmente utilizados sólo el cinc, el magnesio, el cobre y el silicio tienen una solubilidad significativa [2], esto puede verse en la Tabla 2.2.

Muchos otros elementos con baja solubilidad aportan importantes mejoras a las propiedades de aleación, como por ejemplo el cromo, el manganeso y el circonio, los cuales son usados principalmente para formar compuestos que

controlan la estructura de grano. Con excepción del hidrógeno, los gases no tienen una solubilidad apreciable en el aluminio, ya sea en estado líquido o sólido [2].

Tabla 2.2 Solubilidad en sólido de elementos en el aluminio [7].

Elemento	Temperatura (°C)	Solubilidad (%peso)
Cadmio	649	0.4
Cinc	443	70
Circonio	660.5	0.28
Cobalto	657	<0.02
Cobre	548	5.65
Cromo	661	0.77
Germanio	424	7.2
Hierro	655	0.05
Litio	600	4.2
Magnesio	450	17.4
Manganeso	658	1.82
Níquel	640	0.04
Silicio	577	1.65
Plata	566	55.6
Estaño	228	~0.06
Titanio	665	~1.3
Vanadio	661	~0.4

2.3.1 Clasificación de las aleaciones de aluminio

Ya que hay una gran variedad de aleaciones de aluminio, la Asociación del Aluminio (Aluminum Association) en Estados Unidos desarrolló un sistema de designación para distinguir las aleaciones, así como para indicar que

tratamiento (término o mecánico) se les ha aplicado. Las aleaciones de aluminio se dividen primeramente en dos clases de acuerdo a la forma en que son procesadas para obtener un producto, estas son [8]:

- Aleaciones de aluminio para trabajo mecánico.
- Aleaciones de aluminio para vaciado.

2.3.1.1 Aleaciones de aluminio para trabajo mecánico

Estas aleaciones son utilizadas para fabricar productos mediante distintos procesos de formado partiendo de lingotes previamente vaciados [2]. La clasificación de estas aleaciones de acuerdo con la Asociación del Aluminio se muestra en la Tabla 2.3.

Tabla 2.3 Sistema de designación para las aleaciones de aluminio para trabajo mecánico (Asociación del Aluminio) [8].

Serie	Principal elemento de aleación
1xxx	99.00% mínimo de aluminio
2xxx	Cobre
3xxx	Manganeso
4xxx	Silicio
5xxx	Magnesio
6xxx	Magnesio y silicio
7xxx	Cinc
8xxx	Otros elementos
9xxx	Sin uso

El primer dígito indica la serie a la que pertenece la aleación, el segundo dígito (si es diferente de 0) indica una modificación a la aleación original o un cambio en los límites de las impurezas y los últimos dos dígitos son arbitrarios e

identifican una aleación en específico o, en el caso de la serie 1xxx, indican el porcentaje mínimo de aluminio. Para aleaciones en etapa experimental se agrega el prefijo X [2,3,8].

Estas aleaciones se dividen en las siguientes dos categorías de acuerdo a la manera en que pueden incrementar su resistencia mecánica [2,8]:

- Tratables térmicamente. Series: 2xxx, 4xxx (algunas), 6xxx y 7xxx.
- No tratables térmicamente. Series: 1xxx, 3xxx, 4xxx, 5xxx y 8xxx.

Las aleaciones tratables térmicamente son aquellas que responden al endurecimiento por precipitación, por el contrario, las aleaciones no tratables térmicamente no responden a este mecanismo de endurecimiento, por lo que el incremento en resistencia mecánica sólo lo obtienen mediante solución sólida, endurecimiento por dispersión o trabajo mecánico [2,8].

2.3.1.2 Aleaciones de aluminio para vaciado

Estas aleaciones están especialmente diseñadas para fluir con cierta facilidad dentro de un molde para obtener productos cuya forma final será prácticamente la obtenida del vaciado [8]. Su clasificación de acuerdo a la Asociación del Aluminio se presenta en la Tabla 2.4.

Tabla 2.4 Sistema de designación para las aleaciones de aluminio para vaciado (Asociación del Aluminio) [8].

Serie	Principal elemento de aleación
1xx.x	99.00 % mínimo de aluminio
2xx.x	Cobre
3xx.x	Silicio con cobre y/o magnesio
4xx.x	Silicio
5xx.x	Magnesio
6xx.x	Sin uso
7xx.x	Cinc
8xx.x	Estaño
9xx.x	Otros elementos

El primer dígito indica la serie a la que pertenece la aleación, los siguientes dos dígitos sirven para identificar a aleaciones de la misma serie o, en el caso de la serie 1xx.x, indican el porcentaje mínimo de aluminio. El dígito a la derecha del punto decimal indica el tipo de producto, siendo 0 cuando la pieza vaciada es el producto final y 1 ó 2 cuando es lingote. 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 [2,8].

El vaciado de estas aleaciones puede hacerse de varias maneras, pero los dos principales procesos de vaciado son los siguientes [9]:

- Vaciado en molde de arena.
- Vaciado en molde permanente (metálico).

El vaciado en molde de arena es uno de los procesos más versátiles ya que permite una gran libertad de diseños, en este proceso la alimentación del metal fundido se hace por gravedad o baja presión. En el vaciado en molde permanente la alimentación se hace por gravedad, por baja presión o por alta presión. La alimentación por baja presión se logra aplicando una baja presión de aire u otro gas para forzar al metal líquido a pasar de un contenedor mantenedor a la cavidad del molde. En la alimentación por alta presión el metal fundido es forzado a entrar en la cavidad del molde por medio de un pistón hidráulico [2,9].

Además de su baja densidad las aleaciones de aluminio para vaciado tienen otras ventajas, ya que tienen relativamente bajas temperaturas de fusión, no presentan solubilidad apreciable para los gases (con excepción del hidrógeno), son relativamente fáciles de vaciar, tienen un buen acabado superficial, presentan buena resistencia a la corrosión y buena conductividad tanto térmica

como eléctrica. Una de las mayores desventajas que presentan es su relativamente alta contracción volumétrica de entre 3.5% y 8.5% durante la solidificación, la cual debe ser considerada en el diseño del molde para tener una precisión dimensional y para evitar generar esfuerzos residuales y porosidad causados por la contracción [2,7].

2.3.2 Sistema de designación para tratamientos

La especificación de una aleación de aluminio no está completa si no se menciona su condición metalúrgica, es decir, los tratamientos térmicos o mecánicos que le han sido aplicados a la aleación. Este sistema de designación fue establecido por la Asociación del Aluminio y se usa tanto en las aleaciones para trabajo mecánico como en las aleaciones para vaciado [8].

La designación del tratamiento se coloca después de la designación de la aleación, separando ambas por un guión. La designación de los tratamientos básicos (Tabla 2.5) consiste de letras y sus subdivisiones (Tablas 2.6 y 2.7), cuando se requiere, se indican por uno o más dígitos a continuación de la letra correspondiente [8].

Tabla 2.5 Sistema de designación para tratamientos básicos en aleaciones de aluminio [8].

F	Condición de fabricación
O	Recodido
H	Endurecimiento por deformación
W	Tratamiento de solución
T	Tratamiento térmico

Tabla 2.6 Subdivisiones del tratamiento básico H [8].

El primer dígito indica la operación básica:	
H1	Únicamente endurecimiento por deformación
H2	Endurecimiento por deformación y recocido parcial
H3	Endurecimiento por deformación y estabilizado
El segundo dígito indica el grado de endurecimiento por deformación.	
Un tercer dígito indica variación en el tratamiento.	

Tabla 2.7 Subdivisiones del tratamiento básico T [8].

El primer dígito indica la secuencia de los tratamientos:	
T1	Envejecimiento natural
T2	Trabajo en frío y envejecimiento natural
T3	Solución, trabajo en frío y envejecimiento natural
T4	Solución y envejecimiento natural
T5	Envejecimiento artificial
T6	Solución y envejecimiento artificial
T7	Solución y estabilización
T8	Solución, trabajo en frío y envejecimiento artificial
T9	Solución, envejecimiento artificial y trabajo en frío
T10	Trabajo en frío y envejecimiento artificial
El segundo dígito indica variación en el tratamiento básico.	
Dígitos adicionales indican relevo de esfuerzos.	

2.3.3 Efecto de los elementos de aleación

El aluminio y sus aleaciones pueden ser afectados por varios elementos, algunos de los cuales mejoran sus propiedades, sin embargo, también hay otros elementos que pueden perjudicarlas. A continuación se presenta un breve resumen del efecto que tienen algunos elementos sobre el aluminio y sus aleaciones [9].

Antimonio (Sb).- Este elemento contribuye a la modificación del eutéctico en las aleaciones Al-Si, el grado de modificación depende de la ausencia de fósforo y de la velocidad de enfriamiento. Puede reaccionar con el estroncio o

con el calcio para formar compuestos intermetálicos burdos que afectan la fluidez y la estructura del eutéctico, otro efecto perjudicial es su potencial toxicidad.

Berilio (Be).- Adición de unas pocas partes por millón (ppm) es efectiva para reducir las pérdidas por oxidación, afecta la morfología de las fases de hierro provocando una mejoría en la resistencia a la tensión o en la ductilidad.

Boro (B).- Se combina con otros metales para formar boruros, tales como AlB_2 y TiB_2 . El boruro de titanio forma sitios de nucleación estables para partículas refinadoras de grano.

Calcio (Ca).- Es un débil modificador del eutéctico Al-Si, pero casi no se usa debido a que provoca un incremento en la solubilidad del hidrógeno, el cual es frecuentemente responsable de la porosidad.

Cinc (Zn).- Es adicionado en algunas aleaciones debido a que presenta una excelente respuesta al tratamiento térmico de envejecimiento.

Cobre (Cu).- Es empleado para incrementar la resistencia a la tensión y la dureza mediante el proceso de tratamiento térmico, reduce la resistencia a la corrosión, la resistencia al agrietamiento en caliente (hot tearing) y la facilidad de vaciado.

Cromo (Cr).- En bajas concentraciones ayuda a reprimir el crecimiento de grano en aleaciones que son susceptibles a este fenómeno, mejora la resistencia a la corrosión en algunas aleaciones.

Estroncio (Sr).- Se adiciona normalmente en cantidades muy pequeñas (0.008–0.04%) para modificar la fase del eutéctico Al-Si en aleaciones hipoeutécticas.

Estaño (Sn).- Es efectivo para reducir la fricción, por lo que es usado en aplicaciones donde se requiere de apoyo.

Fósforo (P).- Es considerado como una impureza debido a que causa una reducción en la efectividad de los modificadores comúnmente empleados (sodio y estroncio), aunque contribuye a la disminución de las partículas de silicio primario en las aleaciones Al-Si hipoeutécticas, lo cual aumenta la resistencia al desgaste.

Hierro (Fe).- Mejora la resistencia al agrietamiento en caliente y reduce la tendencia a la adhesión (die sticking) en moldes permanentes. Al incrementarse su contenido se reduce la ductilidad. Tiende a formar varios compuestos insolubles que afectan las propiedades de la aleación.

Magnesio (Mg).- Contribuye al incremento de resistencia a la tensión y dureza mediante el proceso de tratamiento térmico en las aleaciones de los sistemas Al-Si y Al-Si-Cu. En aleaciones binarias Al-Mg se emplean contenidos arriba del 7% de Mg para lograr que presenten respuesta al proceso de tratamiento térmico.

Manganeso (Mn).- Se considera como una impureza y por lo tanto es controlado a un nivel mínimo, al combinarse con el hierro forman fases insolubles que reducen el efecto perjudicial del hierro sobre la ductilidad de la aleación.

Níquel (Ni).- Es usado en combinación con el cobre para aumentar las propiedades en altas temperaturas.

Silicio (Si).- Incrementa las características de vaciado del aluminio, mejora su fluidez y aumenta la resistencia al agrietamiento en caliente. La cantidad óptima de silicio depende del proceso de vaciado. En procesos que presentan bajas

velocidades de enfriamiento (molde de arena) es de 5–7% y para procesos donde se tienen altas velocidades de enfriamiento (molde permanente) es del 8–12%.

Sodio (Na).- Actúa como modificador del eutéctico Al–Si, reacciona fácilmente con el fósforo, provocando una disminución en la efectividad de la modificación y en el tamaño de las fases de silicio primario.

Titanio (Ti).- Es usado para refinar el tamaño de grano, comúnmente es empleado en combinación con el boro.

2.4 Aleaciones Al–Si para vaciado

Las aleaciones con silicio como principal elemento de aleación son las más importantes para vaciado, esto debido principalmente a la alta fluidez que presentan. Otras de sus ventajas son su alta resistencia a la corrosión y su buena soldabilidad [2]. Incrementan su resistencia mecánica con adiciones de cobre, magnesio o níquel, estas aleaciones constituyen un 85–90% del total de piezas vaciadas de aluminio producidas [7].

Las aleaciones comerciales de este tipo presentan composiciones hipoeutécticas, eutécticas y en algunos casos hipereutécticas [2]. La composición eutéctica contiene aproximadamente un 12% de silicio [7], tal y como se muestra en la Figura 2.1.

En este tipo de aleaciones es necesario controlar una serie de parámetros que repercuten directamente en sus propiedades, están relacionados con las características microestructurales y dependen tanto de la composición de la aleación como del proceso de vaciado, algunos de los parámetros a controlar en este tipo de aleaciones son:

- Espaciamiento dendrítico secundario (EDS).
- Nivel de modificación del silicio eutéctico.
- Tamaño de grano.
- Porosidad (por hidrógeno disuelto en el metal líquido y por contracción).

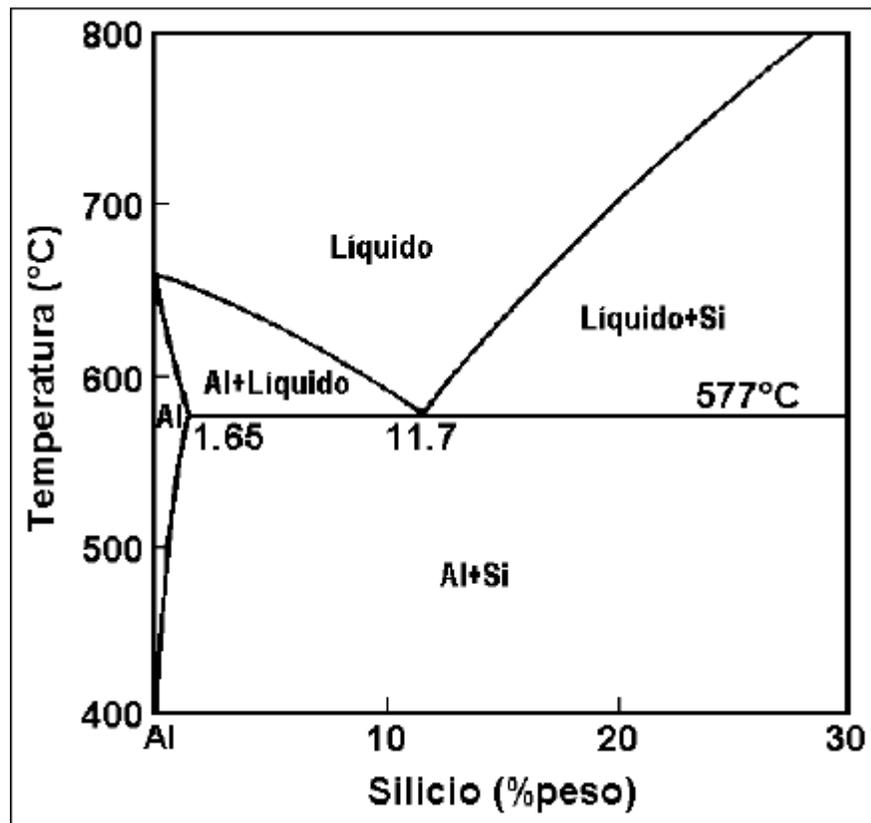


Figura 2.1 Diagrama de fases en equilibrio de Al-Si [7].

2.4.1 Espaciamiento dendrítico secundario (EDS)

La solidificación en estas aleaciones se lleva a cabo generalmente mediante un crecimiento dendrítico, dando origen a una estructura del tipo como la que se muestra en la Figura 2.2.

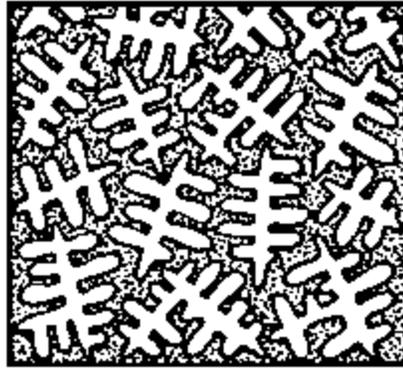


Figura 2.2 Esquema de solidificación dendrítica [10].

A la porción central de cada una de las dendritas se le conoce como brazo dendrítico primario, éste crece aproximadamente en la dirección del flujo de calor, pero en sentido contrario (Figura 2.3). Las protuberancias que crecen perpendicularmente del brazo dendrítico primario reciben el nombre de brazos dendríticos secundarios, a la distancia de separación entre estos últimos se le conoce como espaciamiento dendrítico secundario (EDS) o DAS (Dendritic Arm Spacing) [10].

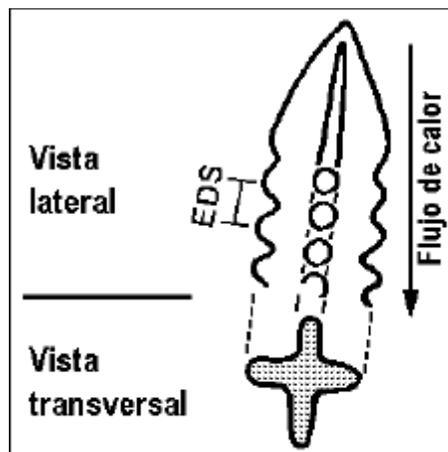


Figura 2.3 Representación esquemática del crecimiento dendrítico [10].

Una forma conveniente y ampliamente usada de medir los efectos de las condiciones de solidificación sobre la microestructura es el EDS. Para

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

2.4.2 Nivel de modificación

Normalmente la fase de silicio en el eutéctico Al–Si solidifica en forma acicular, sin embargo, si las impurezas de fósforo se logran reducir a menos de 1 ppm se obtiene un silicio eutéctico de forma laminar, por lo tanto se puede considerar que la estructura eutéctica natural (sin la presencia de agentes modificadores) en estas aleaciones es de tipo laminar [7].

El término modificación en la industria de la fundición se refiere a los cambios morfológicos que se presentan en el eutéctico Al–Si, los cuales consisten en la transformación del silicio eutéctico de un aspecto acicular a uno fibroso [9]. Estos cambios morfológicos contribuyen con un incremento en las propiedades mecánicas de estas aleaciones [7]. El proceso de modificación puede lograrse de dos maneras diferentes, una es mediante la adición de agentes modificadores al aluminio líquido (modificación química) y la otra es por medio de una alta velocidad de solidificación (modificación por enfriamiento rápido) [9].

Existen distintos elementos que pueden ser usados como agentes modificadores, entre ellos están algunos elementos de los grupos IA y IIA de la tabla periódica y algunas tierras raras, de éstos, el sodio y el estroncio tienen

preferencia debido a que presentan un buen efecto modificador con bajos niveles de adición [9]. La manera en que un agente modificador trabaja es provocando que el silicio eutéctico (el cual durante la solidificación normalmente sólo es capaz de crecer en direcciones cristalográficas muy específicas) crezca en varias direcciones facilitando de esta manera la formación de ramificaciones. La característica que debe cumplir un elemento para funcionar como agente modificador es tener un radio atómico que presente una relación con el radio atómico del silicio de aproximadamente 1.646, es decir, $r_{\text{modificador}}:r_{\text{Si}} = 1.646$. Ya que el sodio presenta una relación de 1.641, éste es el agente modificador más efectivo [7].

Los agentes modificadores que tienen una aplicación industrial son únicamente el sodio, el estroncio y el antimonio. El sodio, a pesar de ser el más efectivo de los tres, tiene como mayor desventaja sus grandes pérdidas por vaporización. Al utilizar estroncio las pérdidas son considerablemente menores y se presentan principalmente por oxidación. El antimonio por su parte es muy estable, sus pérdidas son prácticamente nulas, su principal desventaja es su toxicidad ya que puede reaccionar con el hidrógeno disuelto en el aluminio líquido produciendo gases mortíferos [7].

El cambio morfológico del silicio eutéctico de forma acicular a forma de fibras no ocurre siempre en su totalidad, al no utilizar la cantidad adecuada de agente modificador pueden obtenerse estructuras intermedias o mixtas. La AFS (American Foundrymen's Society) divide esta gama de estructuras en seis clases o niveles de modificación, correspondiendo el nivel 1 a una estructura sin modificar (Figura 2.4a), del nivel 2 al 4 a estructuras parcialmente modificadas, el nivel 5 a una estructura completamente modificada (Figura 2.4b) y el nivel 6 a una estructura sobremodificada.

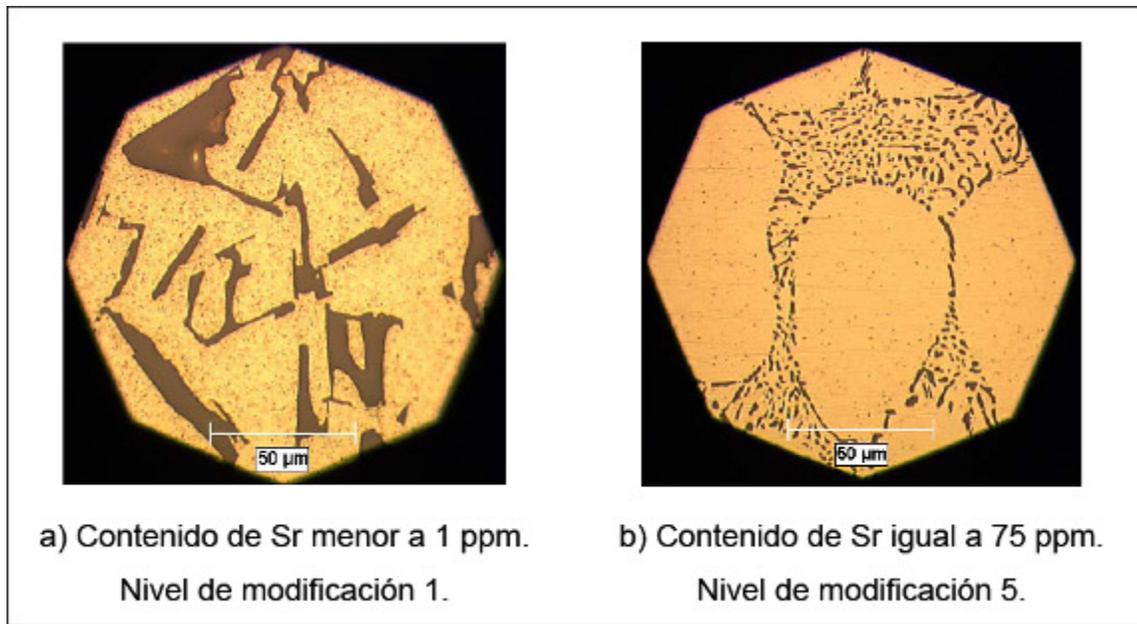


Figura 2.4 Modificación con estroncio en una aleación Al-Si para vaciado.

Existen cinco variables que interactúan para determinar el nivel de modificación obtenido [7]:

- Tipo de modificador.
- Presencia de impurezas.
- Cantidad utilizada de modificador.
- Velocidad de solidificación.
- Contenido de silicio en la aleación.

El tipo de modificador influye ya que mediante la utilización de sodio o estroncio pueden obtenerse los diferentes niveles de modificación, pero si se usa antimonio sólo puede obtenerse una estructura laminar correspondiente al nivel 2, las impurezas de fósforo dificultan la modificación. La presencia de antimonio cuando el agente modificador es sodio o estroncio, dificulta la obtención de niveles de modificación mayores al 2, respecto a la cantidad de modificador y a la velocidad de solidificación, ambas al incrementarse ayudan a obtener un nivel de modificación mayor. Por último, conforme el contenido de

silicio en la aleación aumenta, se requiere una mayor cantidad de modificador para llegar a obtener una modificación completa [7].

En cuanto a la modificación por enfriamiento rápido, se ha encontrado por medio de microscopía electrónica que aunque las estructuras obtenidas por este método parecen idénticas a las obtenidas por modificación química, en realidad la morfología que presentan es similar a la de una estructura sin modificar, pero extremadamente fina [7].

2.4.3 Tamaño de grano

Cada grano de las aleaciones Al-Si contiene una familia de dendritas de aluminio que se originaron del mismo núcleo; entre los brazos de estas dendritas se encuentra la mezcla eutéctica (Figura 2.5) [7].

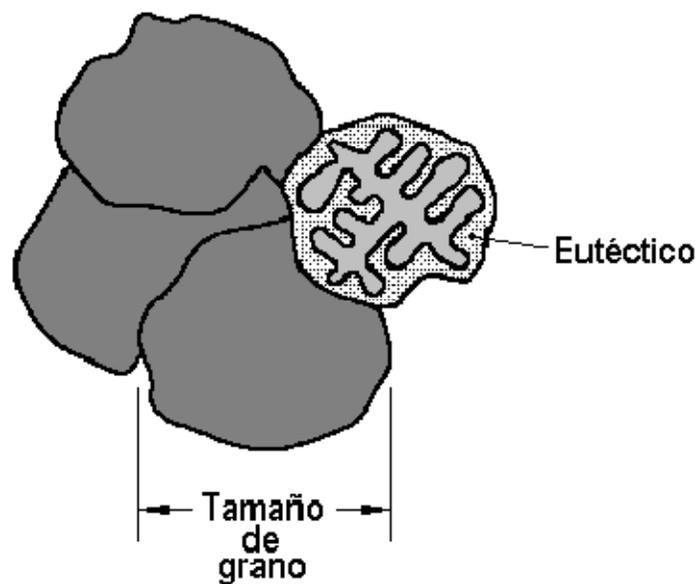


Figura 2.5 Tamaño de grano (esquema) [7].

Regularmente se tiene la idea de que un tamaño de grano fino es preferible en la mayoría de las aplicaciones, pero esta regla sólo se cumple para

aleaciones formadas principalmente de una sola fase. Para las aleaciones que se componen de grandes contenidos de fase eutéctica, como es el caso de las aleaciones Al-Si, las propiedades mecánicas son mucho menos dependientes del tamaño de grano [7].

En las aleaciones Al-Si lo que determina directamente las propiedades mecánicas es principalmente la morfología del silicio eutéctico y el EDS, por lo tanto el proceso de modificación y el control de la velocidad de solidificación son mucho más importantes que el proceso de refinamiento de grano. Es importante saber que estas tres características microestructurales son independientes entre sí, es decir, puede existir ya sea un tamaño de grano grande o fino en una aleación modificada o sin modificar con un EDS grande o pequeño [7].

Debido a que un EDS pequeño se consigue con una velocidad de solidificación alta, la cual se asocia con un tamaño de grano fino, frecuentemente se cree que el refinamiento de grano tiene un efecto directo en las propiedades mecánicas, sin embargo, como se dijo anteriormente, es el EDS, y no el tamaño de grano, el factor determinante en las propiedades mecánicas y no existe ninguna relación directa entre el tamaño de grano y el EDS. [7].

La razón por la cual algunas propiedades mecánicas, como la resistencia a la tensión y la elongación, llegan a incrementarse cuando existe un tamaño de grano fino es debido a que con el refinamiento de grano puede obtenerse una mejor distribución de la porosidad producida por contracción y reducirse la porosidad causada por hidrógeno [7,9].

El refinamiento de grano se logra al incrementar la tasa de nucleación [9]. Lo anterior puede lograrse ya sea utilizando una alta velocidad de enfriamiento (refinamiento de grano por enfriamiento rápido) o adicionando agentes de nucleación (refinamiento de grano por métodos químicos) [7].

El refinamiento de grano por enfriamiento rápido ocurre debido a que se logra que muchos de los posibles núcleos presentes en el líquido se activen durante la solidificación. Este método tiene poca utilidad práctica ya que algunas veces no es posible tener la velocidad de solidificación requerida para obtener el tamaño de grano deseado, esto debido a que la velocidad de enfriamiento depende del diseño del molde, el cual está basado principalmente en otras consideraciones y no en el tamaño de grano [7].

El refinamiento de grano por métodos químicos consiste en adicionar a la aleación en estado líquido agentes de nucleación, los cuales deben de contar con la característica de servir como núcleos activos incluso cuando se utiliza una baja velocidad de enfriamiento. Este método de refinamiento de grano es el más ampliamente usado en la práctica, comúnmente se usan como agentes de nucleación el titanio en adiciones de 0.02–0.15% o mezclas de 0.01–0.03% de titanio y 0.01% de boro [7].

2.4.4 Porosidad

La porosidad es el defecto más comúnmente encontrado en productos vaciados así como su principal causa de rechazo, frecuentemente se clasifica a la porosidad de acuerdo a su origen en dos tipos, la porosidad por hidrógeno y la porosidad por contracción, pero la realidad es que la mayoría de los poros se forman por una combinación de ambas causas [7].

La porosidad por hidrógeno se genera cuando el hidrógeno disuelto en el aluminio líquido sale de solución durante la solidificación debido a la disminución en su solubilidad [9], este hidrógeno queda atrapado en forma de burbujas en el aluminio sólido [7].

La porosidad por contracción es provocada por la falta de una alimentación suficiente de metal para poder contrarrestar la contracción volumétrica

experimentada durante la solidificación. De esta manera pueden llegar a generarse grandes poros que abarcan muchas dendritas e incluso granos [7].

La presencia de porosidad regularmente se considera una característica indeseable debido a que degrada ciertas propiedades importantes, principalmente la resistencia a la tensión y la elongación se ven seriamente disminuidas, sin embargo, algunas veces la porosidad puede ser benéfica ya que reduce la tendencia al agrietamiento en caliente [7].

Al utilizar altas velocidades de enfriamiento y usar métodos de refinamiento de grano se puede lograr que la cantidad total de porosidad disminuya, además se consigue que la porosidad presente se distribuya más uniformemente y en poros más pequeños [7].

CAPÍTULO 3

TRATAMIENTO TÉRMICO DE ALEACIONES DE ALUMINIO

3.1 Introduccion

Existen dos formas de aumentar la resistencia mecánica de las aleaciones de aluminio una vez que se encuentran en estado sólido, éstas son:

- Trabajo mecánico.
- Tratamiento térmico.

En las aleaciones para vaciado la única alternativa es el tratamiento térmico, ya que como se dijo anteriormente, la forma final del producto es prácticamente la que se obtiene del proceso de vaciado. En las aleaciones para trabajo mecánico pueden ser usados ambos métodos, aunque la respuesta al endurecimiento por tratamiento térmico dependerá de los elementos de aleación presentes en cada aleación.

El término de tratamiento térmico en sentido general se refiere a cualquiera de las operaciones de calentamiento y enfriamiento que son ejecutadas con el propósito de cambiar las propiedades mecánicas, la estructura metalúrgica o el

estado de esfuerzos residuales de un producto metálico. En las aleaciones de aluminio el uso de este término es más restringido, ya que frecuentemente se destina a operaciones empleadas con el fin de incrementar la resistencia a la tensión y la dureza de las aleaciones que responden al endurecimiento por precipitación [11].

Uno de los atributos esenciales que posee un sistema de aleación que responde al endurecimiento por precipitación es la dependencia de la solubilidad en sólido en el equilibrio (de uno o más elementos de aleación) con la temperatura, caracterizándose por un incremento en la solubilidad al incrementarse la temperatura [11].

3.2 Endurecimiento por tratamiento térmico

El proceso para incrementar la resistencia mecánica de las aleaciones de aluminio por medio del tratamiento térmico consta de tres etapas [12]:

- Tratamiento de solución.
- Enfriamiento brusco (temple).
- Envejecimiento.

3.2.1 Tratamiento de solución

El tratamiento de solución consiste en calentar la aleación hasta una temperatura ligeramente por debajo de la temperatura de fusión del eutéctico (Figura 3.1) y mantenerla así durante un tiempo suficiente para obtener la máxima cantidad de soluto en solución sólida.

El control de la temperatura durante esta etapa es crítico, ya que si se alcanzan temperaturas por encima de la temperatura de fusión del eutéctico, la cual se reduce en zonas que presentan alta concentración de soluto, se puede

causar fusión localizada (fusión incipiente), la cual también puede ocurrir cuando la velocidad de calentamiento es demasiado rápida. Es importante evitar la fusión incipiente ya que es una de las causas por las cuales las propiedades mecánicas pueden ser menores a las esperadas después del tratamiento térmico [8].

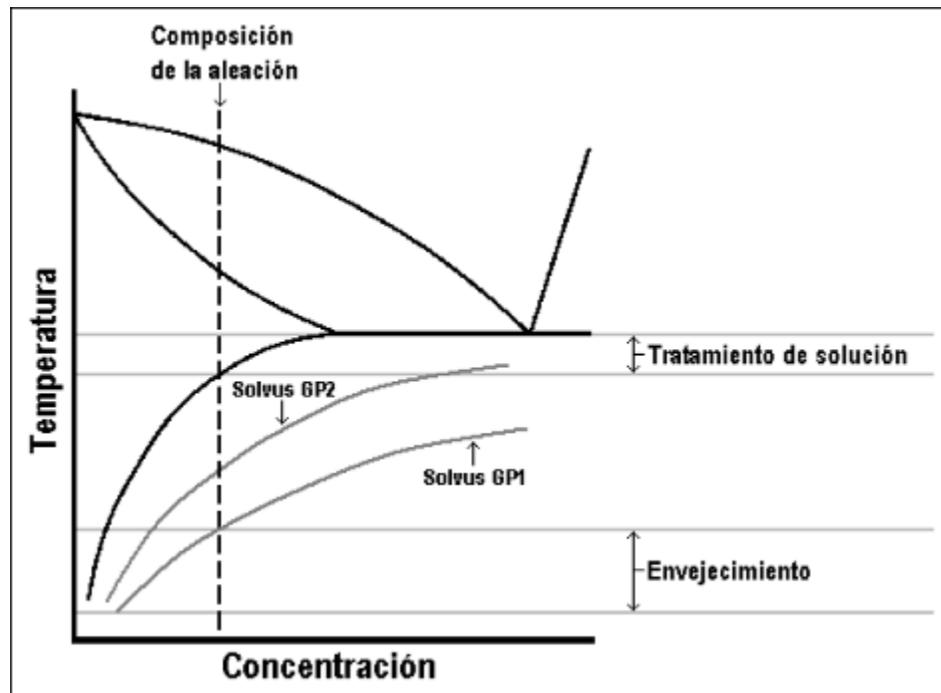


Figura 3.1 Intervalos de temperatura para tratamiento térmico y líneas de solvus importantes en aleaciones binarias de aluminio [12].

3.2.2 Enfriamiento brusco

El enfriamiento brusco es la etapa más crítica del proceso de endurecimiento por tratamiento térmico, su objetivo principal es retener los átomos de soluto en solución sólida (formada durante el tratamiento de solución) mediante un enfriamiento rápido hasta una temperatura que frecuentemente está cercana a la temperatura ambiente. Sin embargo, con lo anterior no sólo se busca obtener una solución sólida sobresaturada, sino que también se pretende conservar una

cierta densidad de vacancias que favorezca la difusión a bajas temperaturas, la cual se requerirá durante la etapa de envejecimiento [11].

Durante la etapa de enfriamiento brusco puede presentarse precipitación de una cierta cantidad de soluto, lo cual ocasiona que la cantidad de endurecimiento posible de alcanzar disminuya. Esta precipitación dependerá del grado de sobresaturación y de la velocidad de difusión, ambos función de la temperatura (Figura 3.2) [8].

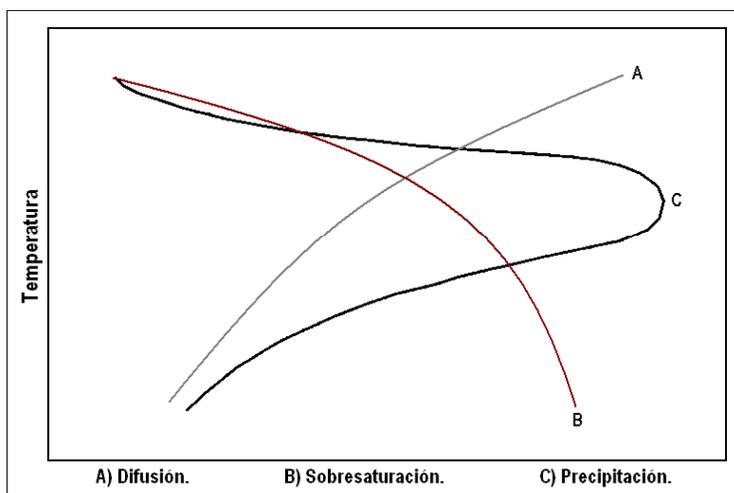


Figura 3.2 Representación esquemática del efecto de la temperatura sobre los factores que determinan la rapidez de precipitación durante el enfriamiento brusco [8].

En la Figura 3.2 se muestra como varía la rapidez de precipitación durante el enfriamiento brusco, puede verse como al ir disminuyendo la temperatura el grado de sobresaturación aumenta, tendiendo así a incrementar la rapidez de precipitación, sin embargo la velocidad de difusión actúa de manera opuesta ya que ésta baja al disminuir la temperatura, provocando que la rapidez de precipitación se reduzca. De lo anterior se concluye que existe un intervalo crítico de temperatura donde tanto el grado de sobresaturación como la

velocidad de difusión favorecen de manera conjunta la precipitación, este intervalo crítico abarca temperaturas intermedias (Figura 3.2) [8].

Para evitar que ocurra la precipitación durante el enfriamiento brusco se deben cumplir dos requerimientos, el primero es controlar el retardo de tiempo existente cuando la pieza a ser tratada térmicamente pasa de la etapa de tratamiento de solución a la etapa de enfriamiento brusco, este tiempo debe ser lo suficientemente corto como para evitar que la temperatura alcance a estar dentro del intervalo crítico donde la precipitación es rápida. El segundo requerimiento es utilizar una velocidad de extracción de calor lo suficientemente alta para lograr que el tiempo en que la temperatura atraviesa el intervalo crítico sea tan corto que la precipitación presentada sea prácticamente despreciable o incluso nula [11].

Para cumplir con el último requerimiento se puede usar agua fría como agente de extracción de calor ya que ésta es uno de los medios de enfriamiento más severos comúnmente utilizados, sin embargo un enfriamiento tan violento en algunos casos puede generar esfuerzos residuales, problemas de distorsión y grietas [8]. Debido a lo anterior en productos de forma compleja, que combinan secciones delgadas y gruesas (como la mayoría de los productos vaciados), se usa como agente de extracción de calor agua caliente (desde 65°C hasta cerca de su punto de ebullición) o aire a presión, logrando así un enfriamiento menos severo (aunque aumenta la posibilidad de que los elementos en solución precipiten durante el enfriamiento) [11].

Por lo tanto es importante utilizar un medio que proporcione velocidades de enfriamiento que permitan un balance entre los esfuerzos residuales generados, la distorsión y la precipitación presentada, con el cual sea posible alcanzar una estabilidad dimensional aceptable y las propiedades mecánicas que se requieren al final del tratamiento térmico [8].

En los procesos comerciales de tratamiento térmico en aleaciones de aluminio hay dos formas comúnmente usadas de poner en contacto el agente de extracción de calor con el producto, una es mediante la inmersión del producto en éste y la otra es atomizándolo sobre el producto [8]. Es importante que durante los primeros segundos de contacto exista agitación ya sea del producto o del agente, esto es para evitar que se produzcan incrementos localizados de temperatura debido a la formación de bolsas de vapor, ayudando así a que la transferencia de calor sea más rápida [11].

3.2.3 Envejecimiento

El envejecimiento es la última etapa del proceso de endurecimiento por tratamiento térmico. Consiste en mantener la aleación a una cierta temperatura (Figura 3.1) durante un tiempo suficiente para que ocurra la precipitación de átomos de soluto en forma de fases metaestables finamente dispersas. En algunas aleaciones la temperatura ambiente es suficiente para provocar esta precipitación en el transcurso de unos pocos días, fenómeno conocido como envejecimiento natural, sin embargo en otras aleaciones donde esto llevaría mucho tiempo, es necesario utilizar temperaturas más elevadas para favorecer la precipitación requerida, lo cual se conoce como envejecimiento artificial o tratamiento de precipitación [11].

La precipitación presentada durante esta etapa consiste en la aparición secuencial de fases metaestables que difieren entre otras cosas en tamaño y en coherencia (correspondencia entre las redes cristalinas) con respecto a la matriz. El punto de partida de esta secuencia de precipitación es la solución sólida sobresaturada (formada en la etapa de enfriamiento brusco), la cual comienza a descomponerse conforme avanza el tiempo de envejecimiento dando lugar a la formación de fases metaestables, primero con la aparición de precipitados coherentes y después de precipitados semicoherentes, para

posteriormente dar paso a la formación de la fase estable o de equilibrio cuyos precipitados son incoherentes.

Los embriones de los precipitados coherentes se conocen también con el nombre de zonas GP en honor a los científicos Guinier y Preston quienes fueron los primeros en descubrir su existencia. El descubrimiento fue hecho independientemente por Preston en los Estados Unidos y Guinier en Francia, ambos empleando técnicas de difracción de rayos X. Más tarde se confirmó su existencia con la ayuda de la microscopía electrónica de transmisión [13].

Las zonas GP pueden clasificarse de acuerdo con el orden en que precipitan en zonas GP1 y zonas GP2, aunque a estas últimas en algunos sistemas de precipitación se les asigna otro nombre. Ambas son coherentes con la matriz, lo que las hace diferentes es que las zonas GP2 son de mayor tamaño. Las zonas GP no son en realidad una fase diferente a la matriz, más bien son regiones que presentan una rica concentración en átomos de soluto [2,12].

Las temperaturas que deben ser utilizadas para realizar el envejecimiento varían para cada aleación ya que están determinadas por las líneas de solvus de las fases metaestables (Figura 3.1). Cada una de las fases metaestables formadas durante el envejecimiento tiene su propia línea de solvus por debajo de la cual la fase puede ser formada y por arriba de la cual se disuelve [12]. Es necesario que la temperatura de envejecimiento esté por debajo de la línea de solvus de las zonas GP1 [11], sin embargo en algunos casos se utilizan temperaturas mayores (sin sobrepasar la línea de solvus de las zonas GP2) con el fin de mejorar ciertas propiedades (resistencia al agrietamiento por corrosión), aunque se sacrifica en cierta medida la resistencia a la tensión [2].

A medida que avanza el tiempo durante el envejecimiento, además de la secuencia de precipitación previamente mencionada, se presenta un incremento en el tamaño de los precipitados, ambos sucesos originan cambios

en las propiedades de la aleación. Uno de estos cambios es el aumento en la resistencia a la tensión y la dureza hasta llegar a un valor máximo (T6), el cual se presenta debido a una óptima distribución y tamaño de los precipitados, características asociadas con la presencia combinada de los precipitados coherentes y semicoherentes. Después de alcanzar el valor máximo la resistencia a la tensión y la dureza comienzan a disminuir, este fenómeno se conoce como sobre-envejecimiento o estabilización (T7) y se presenta debido a la formación de los precipitados incoherentes o de equilibrio (Figura 3.3) [12,14].

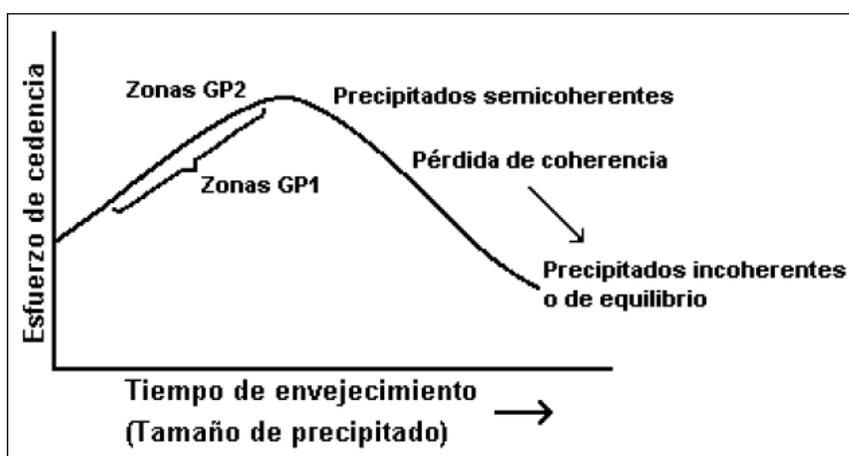


Figura 3.3 Variación del esfuerzo de cedencia con respecto al tiempo de envejecimiento (esquema) [5].

Uno de los factores determinantes de la magnitud del valor máximo de resistencia a la tensión y de dureza que podrá alcanzar la aleación durante el envejecimiento es la temperatura, ya que para cada temperatura de envejecimiento existen sus correspondientes valores máximos de estas propiedades mecánicas. Entre más alta sea la temperatura de envejecimiento estos valores máximos serán de menor magnitud y se alcanzarán en un menor tiempo de envejecimiento [15]. De lo anterior podría concluirse que conforme disminuye la temperatura de envejecimiento los valores máximos de ambas propiedades se incrementan, sin embargo, esto sólo se cumple para temperaturas lo suficientemente altas para favorecer la precipitación necesaria,

ya que a temperaturas muy bajas el endurecimiento es minimizado o incluso suprimido [12]. En la Figura 3.4 se muestra un ejemplo de las curvas de envejecimiento de una aleación de aluminio donde puede verse claramente el comportamiento previamente descrito.

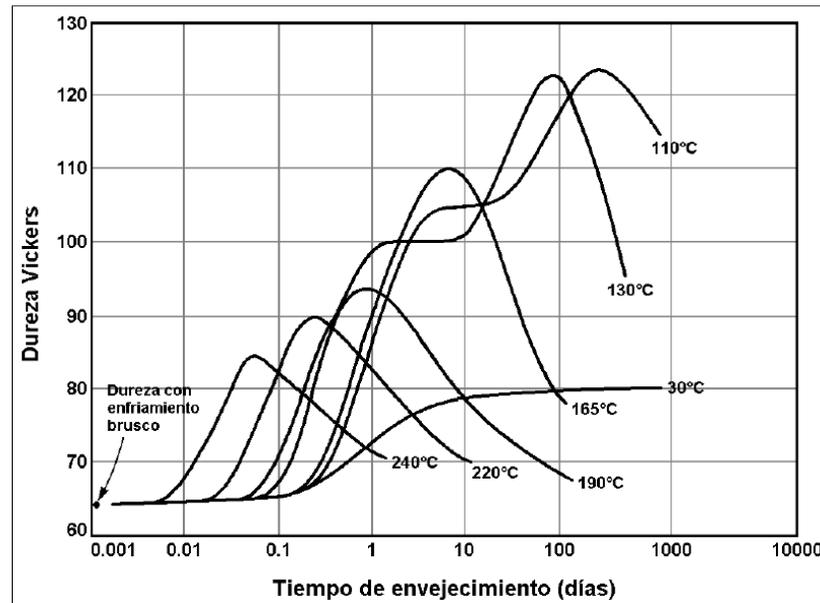


Figura 3.4 Dureza en función del tiempo de envejecimiento para una aleación Al-4%Cu. La aleación recibió un tratamiento de solución de 48 horas a 520 °C y después fue enfriada bruscamente en agua a 25 °C [15].

3.3 Mecanismos de endurecimiento durante el envejecimiento

El fenómeno del endurecimiento debido a la precipitación que ocurre durante el envejecimiento fue descubierto por Alfred Wilm, quien en 1906 encontró que la dureza de las aleaciones de aluminio con pequeñas cantidades de cobre, magnesio, silicio y hierro se incrementaba con el tiempo después de haber sido enfriadas bruscamente desde una temperatura justo por debajo de su punto de fusión. La primera explicación razonable de este efecto fue dada en 1920 por Merica, quien propuso que el endurecimiento ocurría gracias a la precipitación de una nueva fase a partir de la solución sólida inicial, la cual podía ser

obtenida aprovechando el incremento de la solubilidad en sólido a altas temperaturas [8,16].

Este concepto de endurecimiento por precipitación fue muy difícil de validar debido a que los precipitados durante las etapas iniciales e intermedias del envejecimiento eran muy pequeños para poder ser observados con los instrumentos de aquella época [8].

El primer intento por explicar el endurecimiento por precipitación considerando las dislocaciones fue hecho por Mott y Nabarro, quienes sugirieron que el incremento en la dureza era causado por la interacción de las dislocaciones con los esfuerzos internos creados por la precipitación de partículas coherentes de una nueva fase [8,14].

Una carencia importante de la teoría de Mott y Nabarro es que no toma en cuenta las interacciones directas de las dislocaciones con los precipitados, las cuales, dependiendo de la naturaleza del precipitado y de las relaciones cristalográficas entre el precipitado y la matriz, pueden presentarse de dos formas. La primera se presenta cuando las dislocaciones son capaces de cortar las partículas de precipitado que obstruyen su movimiento (Figura 3.5), para lo cual se requiere que los precipitados sean coherentes. La segunda forma de interacción es cuando las partículas de precipitado son impenetrables para las dislocaciones, obstruyendo así el movimiento de estas últimas y ocasionando que tengan que doblarse para pasar entre las partículas, esto genera la formación de lazos de dislocaciones a su alrededor (Figura 3.6), lo cual es en esencia el modelo creado por Orowan para describir el endurecimiento por dispersión o por precipitados incoherentes. Para ambas formas de interacción se requiere de un esfuerzo adicional al que sería necesario para mover las dislocaciones en ausencia de los precipitados, lo cual explica la causa del endurecimiento que ocurre [14].

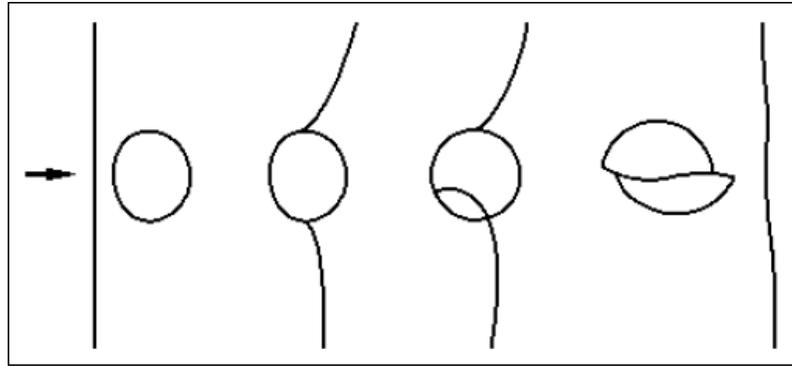


Figura 3.5 Representación esquemática del corte de una partícula debido al movimiento de una dislocación [5].

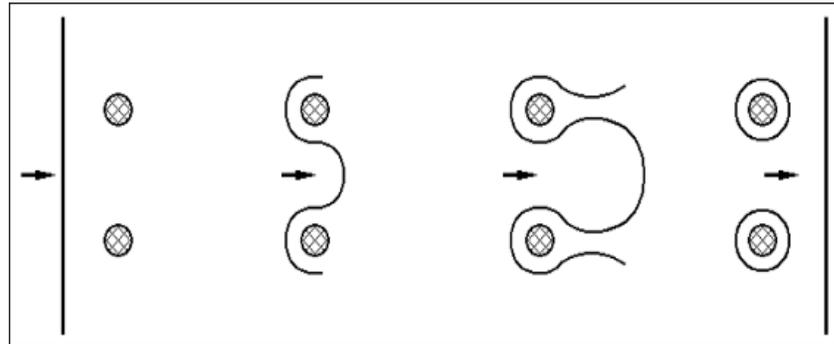


Figura 3.6 Modelo de Orowan del endurecimiento por dispersión [14].

Además de la coherencia, un parámetro muy importante que determina el tipo de interacción y por lo tanto el mecanismo de endurecimiento, es el espaciamiento entre las partículas de precipitado, el cual aumenta conforme se incrementa el tamaño de partícula (para una determinada fracción volumétrica de precipitado). En las primeras etapas del envejecimiento los precipitados son muy pequeños y el espacio entre ellos también, lo cual dificulta que el mecanismo de Orowan pueda ocurrir ya que el esfuerzo requerido para que una dislocación corte los precipitados es menor que el requerido para que pase entre ellos (Figura 3.7). Al transcurrir el tiempo de envejecimiento los precipitados comienzan a crecer y el espacio entre ellos aumenta, ocasionando así que debido a su mayor tamaño sean más difíciles de cortar y que al haber

un espaciamiento más grande se facilite el paso de las dislocaciones entre ellos. Es esta transición entre mecanismos de endurecimiento lo que origina la existencia del valor máximo en la resistencia a la tensión mostrado anteriormente en la Figura 3.3, el cual se ve representado nuevamente por la línea discontinua en la Figura 3.7 [14].

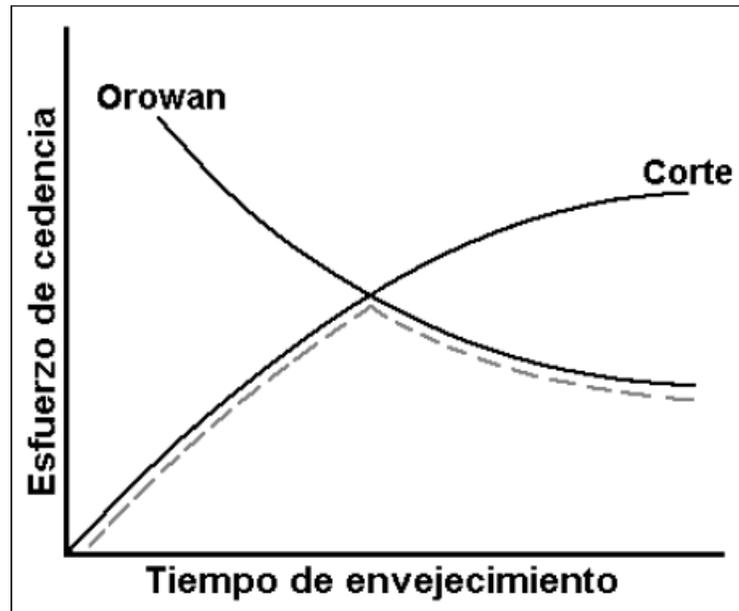


Figura 3.7 Mecanismos de endurecimiento que determinan el valor del esfuerzo de cedencia [14].

3.4 Tratamiento térmico de la aleación A319

Entre las aleaciones de aluminio que pertenecen al sistema Al–Si, la tipo 319 es una de las aleaciones para vaciado popularmente usada en la producción de componentes críticos para aplicaciones automotrices. Basada en el sistema Al–Si, esta aleación contiene cobre y magnesio como principales elementos de endurecimiento [17].

Además de las fases de Al primario y el eutéctico Al–Si, durante la solidificación de esta aleación se presentan otras fases como Al_5FeSi ,

$\text{Al}_{15}(\text{MnFe})_3\text{Si}_2$ (dependiendo del contenido de Mn), $\text{Al}_5\text{Mg}_8\text{Cu}_2\text{Si}_6$, Mg_2Si (dependiendo del contenido de Mg) y Al_2Cu [18].

Cuando esta aleación es tratada térmicamente, durante la etapa de envejecimiento precipitan partículas de las fases Al_2Cu y Mg_2Si (Tabla 3.1) que cooperan para que ocurra el endurecimiento, siendo el cobre el elemento principal para incrementar la respuesta a este fenómeno [19,21]. Debido a esto es muy importante lograr disolver en su mayoría estas dos fases en la etapa de tratamiento de solución, lo cual dependerá en gran medida de la correcta selección de los parámetros de temperatura y tiempo para el tratamiento.

Tabla 3.1 Secuencias de precipitación de las fases Al_2Cu y Mg_2Si [2,19,20].

Fase	Precipitado	Características
Al_2Cu	Zonas GP1	Coherente, metaestable
	Zonas GP2 o θ''	Coherente, metaestable
	$\theta' - \text{Al}_2\text{Cu}$	Semicoherente, metaestable, estructura tetragonal
	$\theta - \text{Al}_2\text{Cu}$	Incoherente, estable, estructura tetragonal centrada en el cuerpo
Mg_2Si	Zonas GP	Coherente, metaestable
	$\beta' - \text{Mg}_2\text{Si}$	Semicoherente, metaestable, estructura hexagonal
	$\beta - \text{Mg}_2\text{Si}$	Incoherente, estable, estructura cúbica centrada en las caras

En la aleación A319 el tiempo y la temperatura del tratamiento de solución están determinados por las fases que contienen cobre (Al_2Cu y $\text{Al}_5\text{Mg}_8\text{Cu}_2\text{Si}_6$), ya que la disolución de la fase Mg_2Si es relativamente rápida [22].

La fase Al_2Cu se presenta en dos distintas morfologías, una en forma de bloques (precipitados burdos) que al parecer es la primera en formarse y otra que forma un eutéctico de finas partículas de la fase Al_2Cu entremezcladas con Al, ambas compuestas por aproximadamente 50% de Cu [17,46]. La morfología tipo bloque es mucho más difícil de disolver y aumenta su proporción al disminuir la velocidad de solidificación y al modificar la aleación con estroncio, ya que éste causa segregación de las fases ricas en cobre [19,23].

El uso de las técnicas de análisis térmico y calorimetría diferencial de barrido ha permitido encontrar que en la aleación A319 lo último en solidificar son las fases ricas en cobre, además se ha observado que dependiendo la composición precisa de la aleación las temperaturas de fusión de estas fases pueden oscilar entre 490 y 510°C [17,21]. De estas fases la última en solidificar es la fase $\text{Al}_5\text{Mg}_8\text{Cu}_2\text{Si}_6$ y su formación se favorece cuando el contenido de cobre en la aleación es superior al 2%, en estos casos es importante evitar que la temperatura del tratamiento de solución sobrepase su temperatura de fusión o de lo contrario podría presentarse fusión incipiente de esta fase [19,21]. Convencionalmente en aleaciones Al–Si–Cu–Mg, como la A319, se utiliza como regla general que la temperatura del tratamiento de solución esté restringida por encima de 495°C [21].

Como se dijo anteriormente el otro parámetro importante a considerar en el tratamiento de solución, además de la temperatura, es el tiempo que dura el tratamiento. El tiempo ideal sería el necesario para disolver totalmente la fase Al_2Cu , ya que como se mencionó es la que requiere de mayor tiempo. Sin embargo esto es muy difícil de conseguir, incluso se ha visto en aleaciones tipo

A319 (3.32% de Cu) que aún después de 64 horas de tratamiento de solución a 500 °C existe algo de esta fase sin disolverse [21].

Por otra parte, se ha encontrado que utilizando una temperatura de 490 °C en el tratamiento de solución, propiedades como la resistencia a la tensión y la ductilidad mejoran conforme se incrementa el tiempo de tratamiento hasta llegar a 4 horas, pero a partir de ese momento e incluso prolongando el tratamiento por 24 horas, no se observan cambios significativos en estas propiedades (aunque sí favorece la esferoidización de la fase de silicio eutéctico) [24]. Con el fin de alcanzar aún mejores propiedades se han desarrollado tratamientos de solución de dos pasos, en el primer paso se utilizan las temperaturas convencionales de 490–495 °C durante un tiempo suficiente para disolver las fases de menor punto de fusión, después se prosigue con un segundo paso donde la temperatura se incrementa hasta 520 °C, de esta manera es posible disolver más rápido una mayor cantidad de la fase Al_2Cu [21].

Para la etapa de enfriamiento brusco, cuyo objetivo previamente descrito es retener en solución la mayor cantidad posible de las fases disueltas sin que los esfuerzos residuales y la distorsión lleguen a ser de consideración, se recomienda generalmente el uso de agua caliente (65–100 °C) como medio de extracción de calor [24,25].

Por último, para la etapa de envejecimiento se ha encontrado que empleando temperaturas en el intervalo de 180–200 °C es posible alcanzar el valor máximo de resistencia a la tensión en 6 horas o menos y elevando la temperatura al intervalo de 220–270 °C se puede llegar al sobre-envejecimiento o estabilización en ese mismo tiempo. Para temperaturas un poco más bajas (150–160 °C) el valor máximo de resistencia a la tensión, aunque es mayor, requiere de 24 horas o más para alcanzarse [20,25].

CAPÍTULO 4

EFECTO DEL Fe EN ALEACIONES HIPOEUTÉCTICAS DE ALUMINIO

4.1 Secuencia de reacciones en aleaciones Al-Si

La característica principal de estas aleaciones es que la fase eutectica es formada entre aluminio y silicio para contenidos de silicio de 11.5 -12%. Dependiendo de la cantidad de silicio estas aleaciones se dividen en tres grupos:

- Aleaciones hipoeutéticas con contenidos de silicio de 5-10%
- Aleaciones eutéticas con contenidos de silicio de 11-13%
- Aleaciones hiperéutecticas con contenidos de silicio de 14-20%

Dependiendo de la pureza del material base, las aleaciones aluminio silicio contienen impurezas como el hierro, manganeso, cobre y cinc. Aunque el cobre y el magnesio se adicionan como elementos aleantes para incrementar la resistencia del material después de vaciado, estas impurezas y elementos aleantes se pueden encontrar en solución sólida con la matriz de aluminio o como partículas intermetálicas durante el proceso de solidificación.

En aleaciones hipoeutécticas la secuencia de precipitación de fases ocurrirá de la siguiente manera [18]:

- 1.- Formación de la red dendrítica de aluminio α .
- 2.- Reacción eutéctica aluminio silicio.
- 3.- Precipitación de fases eutécticas secundarias como Mg_2Si y Al_2Cu .

En aleaciones eutécticas e hipereutécticas, la reacción principal envuelve la precipitación de las partículas de silicio hasta que se alcanza la composición eutéctica.

Además de las reacciones principales, precipitarán fases que contienen hierro y manganeso, las más comunes en las aleaciones de aluminio son Al_5FeSi y $Al_{15}(Mn,Fe)_3Si_2$. Hacia el final del proceso de solidificación precipitarán fases como Mg_2Si , Al_2Si y otras fases más complejas. La Tabla 4.1 resume la secuencia de formación de fases en aleaciones hipoeutécticas.

Tabla 4.1 Secuencia de la precipitación de fases en aleaciones Al-Si Hipoeutécticas [18].

Temperatura aproximada °C	Fases precipitadas	Nombre de la reacción
650	$Al_{15}(Mn,Fe)_3Si_2$ Primario	Pre-dendrítico
600	Dendritas de aluminio y $Al_{15}(Mn,Fe)_3Si_2$ y/o Al_5FeSi	Dendrítico Pos-dendrítico Pre-eutéctico
550	Al+Si eutéctico Al_5FeSi Mg_2Si	Eutéctico Co-eutéctico
500	Al_2Cu y fases mas complejas	Pos-eutéctico

4.2 Efecto del hierro en aleaciones base Al-Si durante la solidificación.

Aunque el hierro es altamente soluble en el aluminio y sus aleaciones en estado líquido, tiene una pobre solubilidad en estado sólido y tiende a combinarse con otros elementos para formar fases intermetálicas de varios tipos. En ausencia del silicio, la fase que predomina es Al_3Fe y Al_6Fe , pero cuando el silicio está presente en la aleación la fase intermetálica que predomina es $\text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$ (conocida como alfa o fase α) y Al_5FeSi (conocida como beta o fase β). Si el magnesio se encuentra presente con el silicio, se puede formar una fase que puede ser llamada pi o fase π , $\text{Al}_8\text{FeMg}_3\text{Si}_6$, otra fase que puede formarse cuando el manganeso y el silicio están presentes es $\text{Al}_{15}(\text{Fe},\text{Mn})_3\text{Si}_2$, confusamente conocida como fase α , esta fase tiende a formarse siempre que el manganeso esté presente [28].

Las fases intermetálicas de hierro listadas anteriormente se encuentran en las microestructuras de las aleaciones base Al-Si y pueden ser distinguidas con la ayuda de un microscopio por su morfología y color. Ambas fases α tienen una morfología tipo escritura china (Figura 4.1b) pero la fase $\text{Al}_{15}(\text{Fe},\text{Mn})_3\text{Si}_2$ puede ser encontrada más compacta. La fase π , también formada con una morfología tipo, escritura china (Figura 4.1 d) la cual se ve a menudo, pero no siempre, la fase β tiene una morfología tipo plaqueta (Figura 4.1 a,c), dichas plaquetas aparecen en forma de agujas. Las diferentes morfologías de estos componentes intermetálicos tienen un impacto significativo en las propiedades mecánicas de las aleaciones para fundición base Al-Si [28].

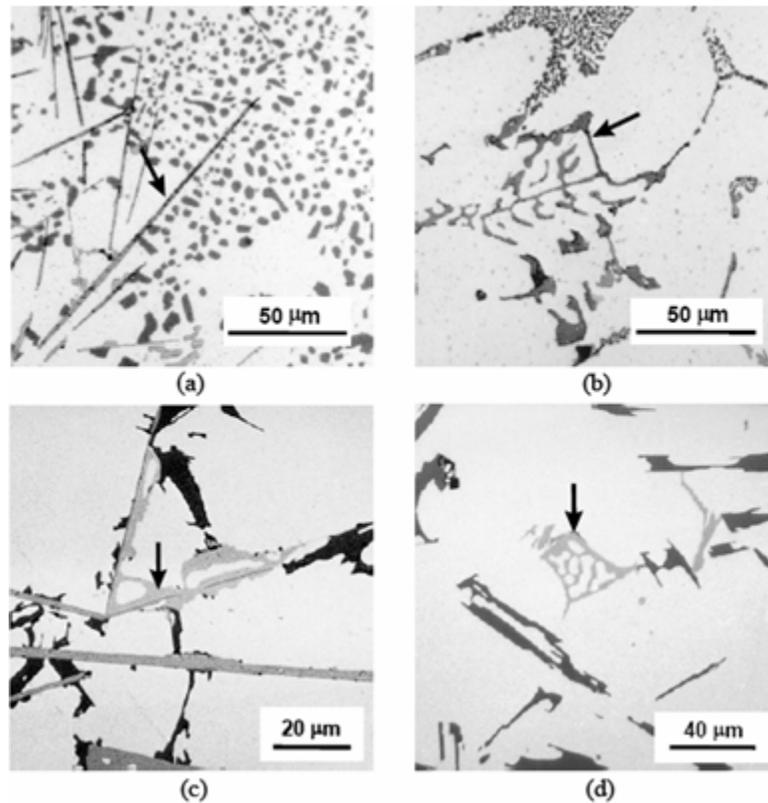


Figura 4.1 Micrografías de los componentes intermetálicos de hierro más comunes mostrando sus morfologías típicas en una aleación Al-5%Si-1%Cu-0.5%Mg-(Fe) (a) β -Al₅FeSi plaquetas; (b) α -Al₈Fe₂Si “escritura china”; (c) Fase π creciendo de β ; (d) Fase π . [28].

Un factor crítico de los componentes intermetálicos de hierro es la secuencia a la cual las diferentes fases se forman durante la solidificación, esto es influenciado por las concentraciones de los elementos aleantes y la velocidad de solidificación. La figura 4.2 muestra una curva típica de enfriamiento de una aleación Al-Si-Cu-Mg-Fe indicando la formación de las fases intermetálicas durante la solidificación. Las partículas intermetálicas que se forman previo a la red dendrítica de aluminio (predendríticamente) o al mismo tiempo que la red dendrítica de aluminio tienden a ser más grandes que aquellas que se forman durante o después de la solidificación del eutéctico Al-Si, debido a la menor cantidad de líquido disponible para que ocurra el crecimiento durante estas

etapas posteriores, entre más largas sean las partículas intermetálicas de hierro más perjudiciales serán. El incremento en las concentraciones de hierro (y también manganeso) promueve la formación temprana de estas partículas intermetálicas y de ahí su libre crecimiento. A bajas velocidades de solidificación aumenta el riesgo de que se formen partículas más largas ya que se incrementa el tiempo de crecimiento. Las partículas intermetálicas de hierro especialmente β -Al₅FeSi (plaquetas) y α -Al₁₅(Fe,Mn)₃Si₂ (escritura china) pueden crecer más de 2mm a bajas velocidades de enfriamiento con altas concentraciones de hierro o manganeso. Sin embargo, bajo condiciones normales de vaciado y con bajas concentraciones de hierro, estos intermetálicos crecerán en un rango de 50-500 μ m. En piezas vaciadas con altas velocidades de solidificación y bajas concentraciones de hierro el largo de las partículas se encuentre entre 10-50 μ m. Los efectos de los contenidos de hierro y velocidades de solidificación (indicado como EDS) se observan en la figura 4.3.

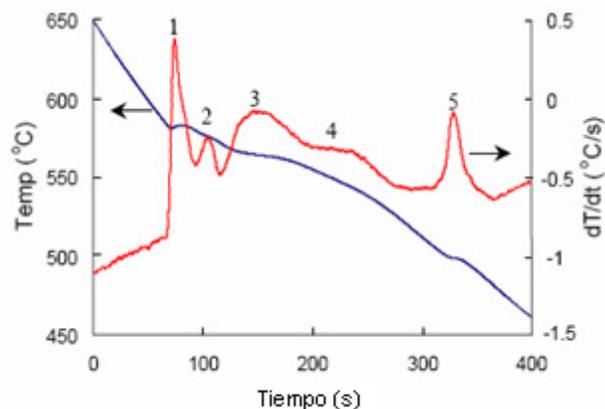


Figura 4.2 Curva de enfriamiento de una aleación Al-9Si-3Cu-0.5Mg-1Fe. Los picos representan la secuencia de las reacciones; (1) Dendritas de Al, (2) β -Al₅FeSi, (3) Al-Si eutéctico, (4) Mg₂Si eutéctico, (5) Al₂Cu eutéctico [28].



Figura 4.3 Máxima longitud observada de plaquetas de Fe β en función del espaciamiento dendrítico secundario a diferentes concentraciones de Fe [28].

4.3 Efecto del hierro en las propiedades mecánicas de las aleaciones Al-Si

Es reportado constantemente que altas concentraciones de hierro, disminuyen la ductilidad de las aleaciones Al-Si. Esto es acompañado de un decremento del esfuerzo de tensión, sin embargo, el esfuerzo de cedencia no es afectado por el hierro, a menos que la ductilidad sea afectada tanto que la aleación no pueda alcanzar la cedencia antes de que ocurra una fractura frágil [28].

El efecto negativo del hierro en las propiedades mecánicas comienza con bajas concentraciones de hierro, pero este efecto se vuelve más serio (depende de la composición química de la aleación) una vez que estas concentraciones son excedidas. El efecto negativo de hierro en la ductilidad es debido a las siguientes razones [28]:

- 1) El tamaño y número de intermetálicos de hierro (particularmente fase β) se incrementa con el contenido de hierro, por lo tanto, ya que estos participan directamente en el mecanismo de fractura, entre más intermetálicos existan, menor será la ductilidad [28].

- 2) Para alto contenido de hierro, mayor será el nivel de porosidad y este defecto tiene un impacto en la ductilidad de las aleaciones Al-Si [28].

Niveles críticos de hierro están directamente relacionados con las concentraciones de silicio. En la figura 4.4 se muestra una sección del diagrama de fases ternario Al-Si-Fe, en el se muestra la razón por la cual las elevadas concentraciones de hierro son críticas. Conforme se aumenta el contenido de silicio en las aleaciones, la cantidad de hierro que puede ser tolerada antes de que la fase β empiece a formarse previo al punto eutéctico Al-Si se incrementa. Para 5% de silicio, el contenido crítico de hierro es 0.35%, para contenidos de 7% de silicio, el contenido crítico de hierro se incrementa a 0.5%, para 9% de silicio, el contenido crítico de hierro sube a 0.6% y para contenidos de 11% de silicio los niveles de hierro son de 0.75%. También para contenidos dados de hierro, la temperatura (y por lo tanto tiempo) a la cual β puede formarse previo al punto eutéctico Al-Si decrece con el incremento del contenido de silicio. La línea AB entre el campo de la fase β y el campo de la fase Al es el período durante el cual las partículas más perjudiciales se pueden formar [28].

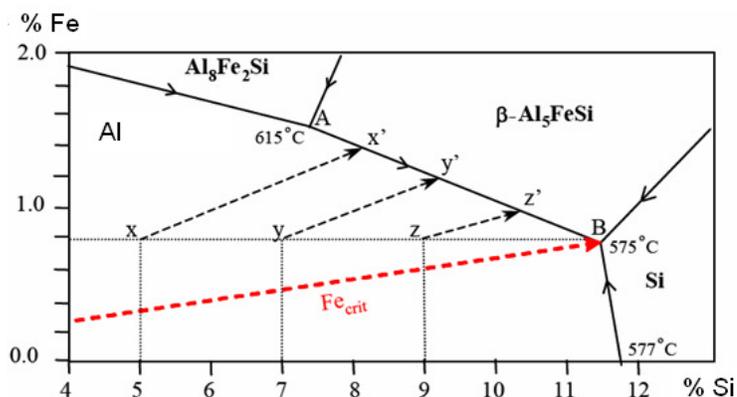


Figura 4.4 Diagrama de fases ternario Al-Si-Fe mostrando los caminos de la solidificación del Al con niveles críticos de Fe, para 5% Si ($x-x'$), 7% Si ($y-y'$) y 9% Si ($z-z'$) con 0.8% Fe. Los puntos que intersectan con la línea AB es donde la formación de plaquetas fase β puede ocurrir antes de la formación del eutéctico en B [28].

Cuando una aleación de aluminio (con un cierto tratamiento térmico) es sometida a un ensayo de tensión y elongada hasta el punto de falla y, si se grafican los puntos de fractura de cada prueba, se ve que caen a lo largo de una línea como la de la figura 4.5. Estos puntos de fractura ocurren debido a que los efectos combinados de defectos de fundición (óxidos y porosidad) rapidez de enfriamiento (espaciamiento dendrítico secundario) y contenido de hierro. Cuando una aleación contiene pocos defectos, alta rapidez de enfriamiento y bajos contenidos de hierro el punto de fractura de la probeta de tensión se mueve a los límites altos de ductilidad y resistencia tensil. Si se toman sólo los mejores resultados de muestras con el mismo EDS y contenido de hierro (eliminando el papel de los otros defectos) y graficando la elongación a la fractura, como en la figura 4.6, se puede apreciar el efecto del hierro en una ductilidad controlada. El ejemplo mostrado en las figura 4.5 y 4.6, es el de una aleación Al-7%Si-0.4%Mg fabricada con bajos contenidos de hierro bajo un tratamiento térmico de envejecido T6 muestra una fuerte influencia para bajas concentraciones de hierro, aún cuando las velocidades de enfriamiento son elevadas (EDS Bajos). Desafortunadamente los intermetálicos de hierro no son alterados significativamente durante el tratamiento térmico [28].

En muchos casos sin embargo, el efecto del hierro en la ductilidad de las aleaciones no está marcado claramente, porque conforme el nivel de Fe se incrementa por encima de concentraciones críticas, el enfriamiento se hace lento y se encuentran defectos en las piezas vaciadas, la ductilidad tiende a bajar extremadamente, < 1% y algunas veces los especímenes para ensayos de tensión se fracturan antes del punto de cedencia [28].

La razón por la cual el contenido de intermetálicos de hierro es perjudicial para las propiedades mecánicas de las aleaciones de aluminio es que estos intermetálicos se fracturan más fácilmente bajo cargas de tensión que la matriz de aluminio o las pequeñas partículas de silicio (modificada). Microgrietas tienden a nuclear en estas partículas y propagarse. En la figura 4.7 se muestran

ejemplos de β Al_5FeSi y α - $\text{Al}_{15}(\text{Fe},\text{Mn})_3\text{Si}_2$ que fueron fracturadas bajo esfuerzos de tensión. Se observa que la fase Fe β es más propensa a fracturarse y agrietarse que la fase Fe α [28].

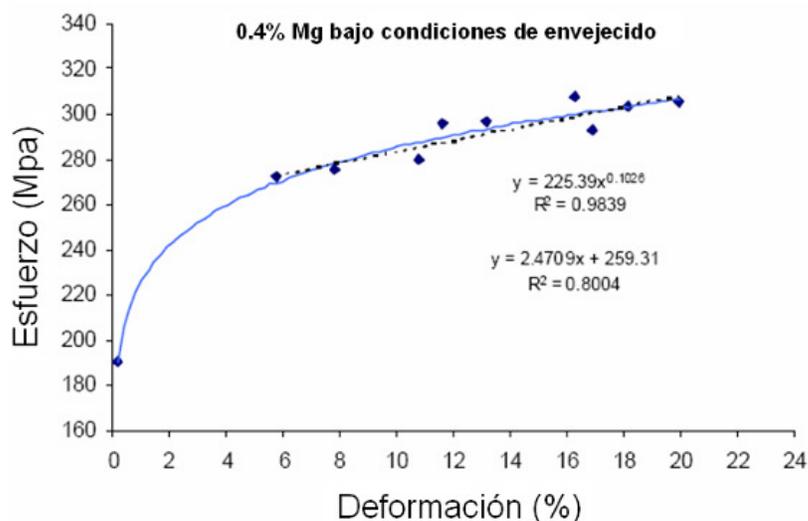


Figura 4.5 Muestra promedios de puntos de fractura bajo condiciones de envejecido, Aleación Al-7%Si-0.4% Mg (variando contenidos de Fe y valores de EDS) [28].

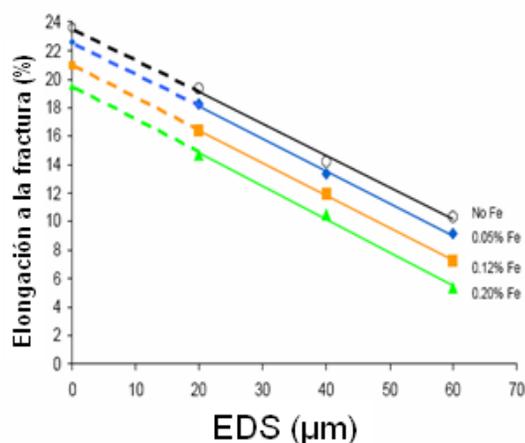


Figura 4.6 Ductilidad máxima (elongación a la fractura) en función del EDS para diferentes contenidos de Fe para diferentes especímenes para tensión bajo condiciones de envejecido, Aleación Al-7%Si-0.4% Mg. [28].

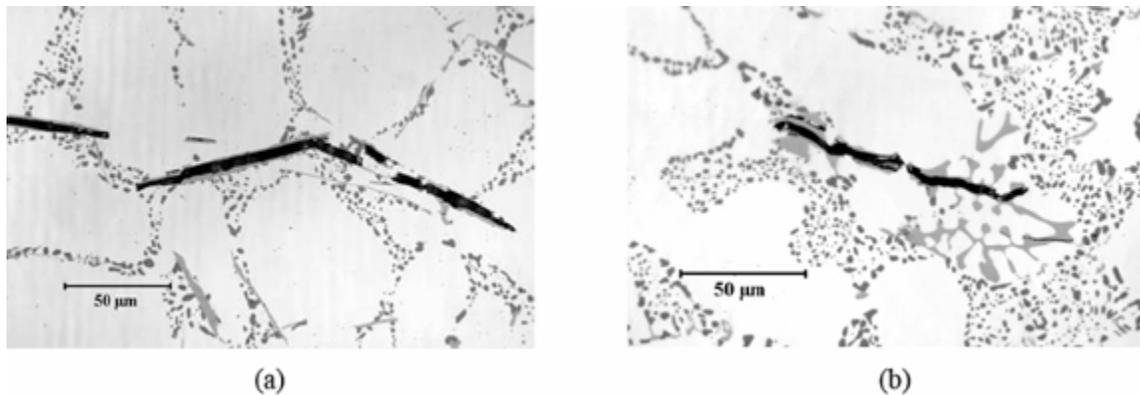


Figura 4.7 Micrografías de la fractura de (a) β - Al_5FeSi y (b) α - $\text{Al}_{15}(\text{Fe},\text{Mn})_3\text{Si}_2$ obtenidas de las probetas de un ensayo de tensión para una aleación Al-5%Si-1%Cu [28].

Esta observación ha conducido a la práctica de adicionar manganeso en aleaciones Al-Si con altos contenidos de hierro para promover la formación de intermetálicos α en lugar de β que son más perjudiciales para las propiedades mecánicas. Este proceso es llamado neutralización de hierro o corrección del hierro. El manganeso es adicionado a una proporción de Mn:Fe de 0.5, sin embargo, observaciones detalladas en la microestructura de las aleaciones Al-Si-Cu-Mg han mostrado que aún cuando se adiciona Mn no es posible eliminar por completo las plaquetas de Fe β . Además, la adición de Mn resulta en el incremento en el volumen de las partículas intermetálicas de hierro, esto puede ocasionar dificultad durante el maquinado cuando las partículas intermetálicas de Fe α son muy largas. [28]

Otros elementos neutralizadores de hierro han sido identificados y propuestos, tales como Co, Mo, Cr, Ni y Be, [28] los cuales cambian la morfología de las fases intermetálicas de hierro, pero no se ha encontrado un uso extendido, particularmente por costo.

4.4 Efecto del contenido de hierro en el vaciado

Se sabe que el hierro tiene el potencial para degradar las piezas vaciadas de Al-Si, ya que a elevados contenidos de hierro aumenta la tendencia de formar porosidad. Hay dos teorías [28]:

- 1) Con altos contenidos de hierro se promueve la formación de Fe- β , las cuales actúan como sitios para nuclear porosidad.
- 2) El Fe β actúa como obstáculo para el líquido remante durante la solidificación en los espacios interdendríticos [28].

CAPÍTULO 5

PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

5.1 Introducción

El diseño experimental se elaboró tomando en cuenta los parámetros de evaluación (variables) que se describen a continuación:

- Espaciamiento dendrítico secundario
- Contenido de silicio
- Contenido de hierro

Las constantes de este estudio fueron la temperatura de solución de 540°C, temperatura y medio de temple (H_2O a 90°C), temperatura de vaciado de 750°C, contenido de manganeso 0.45%, contenido de magnesio 0.3%, contenido de cobre 3.2% y contenido de estroncio como modificador en promedio a 120 ppm. El esquema general de pruebas se muestra en la Fig. 5.1

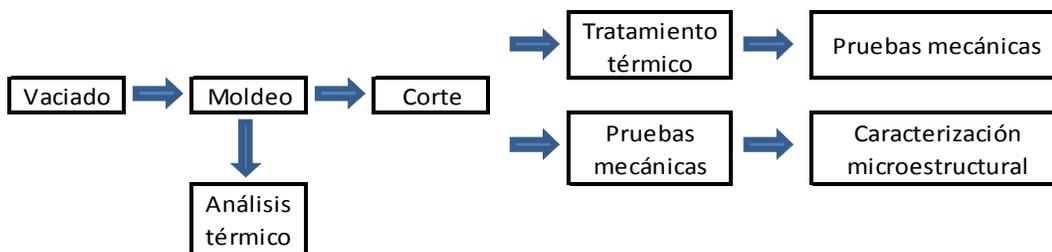


Figura 5.1 Esquema general del proceso experimental realizado.

5.2 Moldeo

Para iniciar el proceso experimental se fabricaron aproximadamente 40 moldes de arena en forma de cuña. Cada molde de arena consiste en dos partes, una base y una cubierta. La base contiene las cavidades del canal de alimentación y contiene un enfriador de hierro gris Fig. 5.2 para lograr una alta velocidad de enfriamiento en la parte inferior de la pieza, además la base tiene una cavidad para colocar un filtro cerámico y así evitar el paso de impurezas hacia el interior de la pieza.

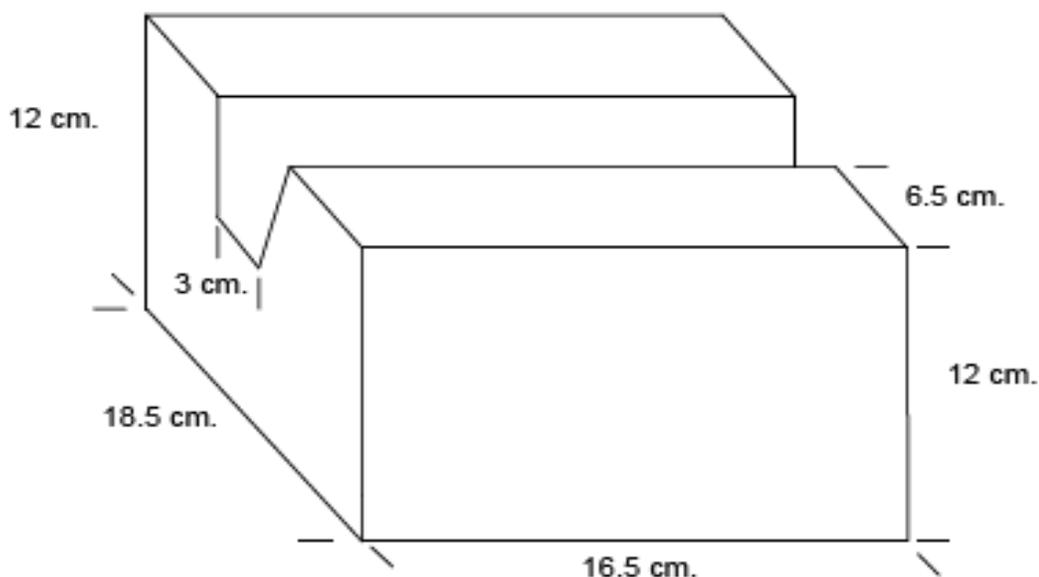


Figura 5.2 Dimensiones del enfriador de hierro gris.

En la parte de la cubierta se encuentran las cavidades de la copa de vaciado, el área mayor de la pieza y la mazarota. En la Figura 5.3 se muestra la fotografía de la base del molde de arena con sus partes. En la Figura 5.4 se muestra la fotografía de la cubierta de arena y sus respectivas partes. En la Figura 5.5 se muestra la fotografía de la cubierta montada sobre la base del molde de arena.

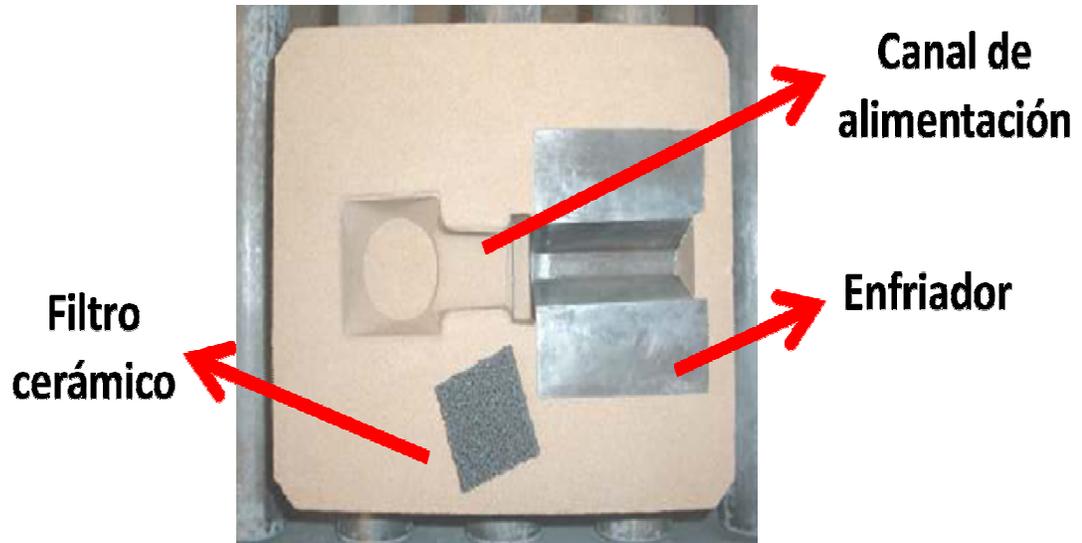


Figura 5.3 Fotografía de la base del molde de arena donde se muestra el enfriador, filtro y canal de alimentación.

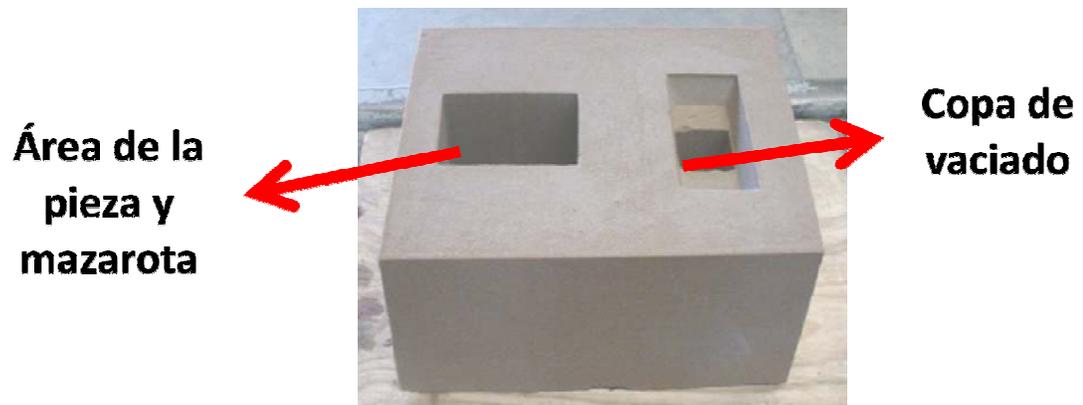


Figura 5.4 Fotografía de la cubierta del molde de arena donde se muestra el área de la pieza y la copa de vaciado.

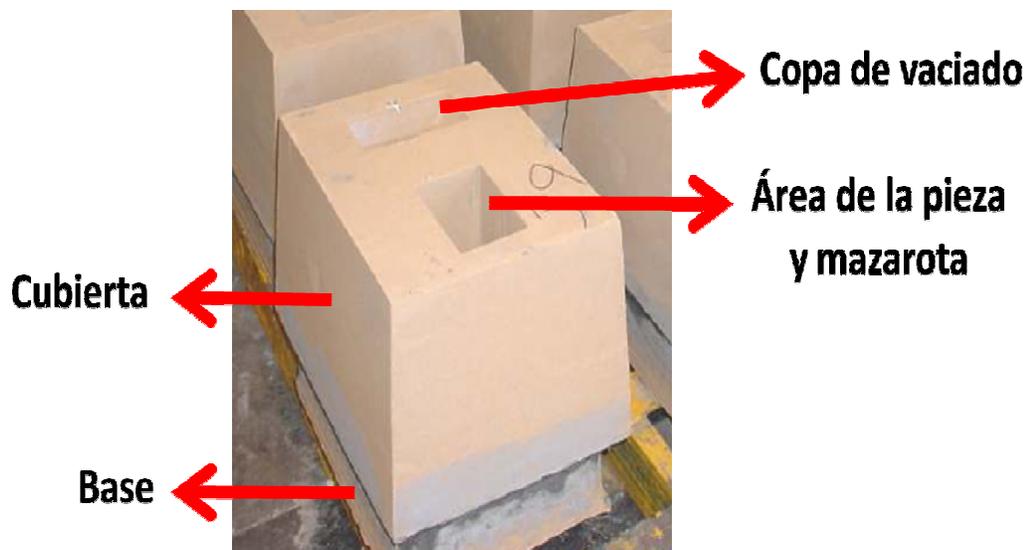


Figura 5.5 Fotografía de la cubiarta del molde de arena montada en la base.

5.3 Vaciado

Se utilizaron aleaciones con diferentes contenidos de hierro y silicio, obtenidas de una línea de producción que posteriormente fueron transferidas a un horno de gas de 250 kg (Figura 5.6) para realizar ajustes en la composición, desgasificado y posteriormente vaciado.

Se fabricaron 12 condiciones, de las cuales se obtienen dos piezas, las composiciones químicas se muestran en la Tabla 5.1 La temperatura de vaciado se mantuvo a 750 °C. Se utilizó una aleación maestra de estroncio (Al-10%Sr) para la modificación química de la aleación. Se realizó la desgasificación de la aleación con N_2 por medio de un equipo que posee una lanza de grafito y que se coloca sobre el horno. En la Figura 5.7 se muestra la fotografía del equipo de desgasificación. La composición química se determinó mediante un espectrómetro de chispa.

Tabla 5.1 Composición de las aleaciones en este estudio.

Aleación	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Ti	Sr
5Si0.3Fe	5.303	0.286	3.148	0.446	0.296	0.110	130.9
5Si0.6Fe	4.980	0.601	3.356	0.439	0.277	0.071	100.2
5Si0.8Fe	5.070	0.805	3.261	0.467	0.289	0.071	113.6
7Si0.3Fe	6.950	0.325	3.150	0.452	0.292	0.166	127.4
7Si0.6Fe	6.813	0.592	3.166	0.450	0.280	0.155	119.7
7Si0.8Fe	6.776	0.764	3.133	0.450	0.319	0.163	136.7
9Si0.3Fe	9.064	0.307	3.320	0.441	0.301	0.149	132.4
9Si0.6Fe	9.068	0.609	3.192	0.462	0.299	0.143	143.0
9Si0.8Fe	8.726	0.811	3.132	0.450	0.286	0.130	115.1
11Si0.3Fe	10.816	0.321	3.425	0.436	0.270	0.143	142.5
11Si0.6Fe	10.807	0.588	3.499	0.436	0.278	0.139	111.0
11Si0.8Fe	10.736	0.782	3.461	0.437	0.259	0.141	69.3

Valores en % en peso excepto para Sr que está en ppm.



Figura 5.6 Horno de fusión utilizado.

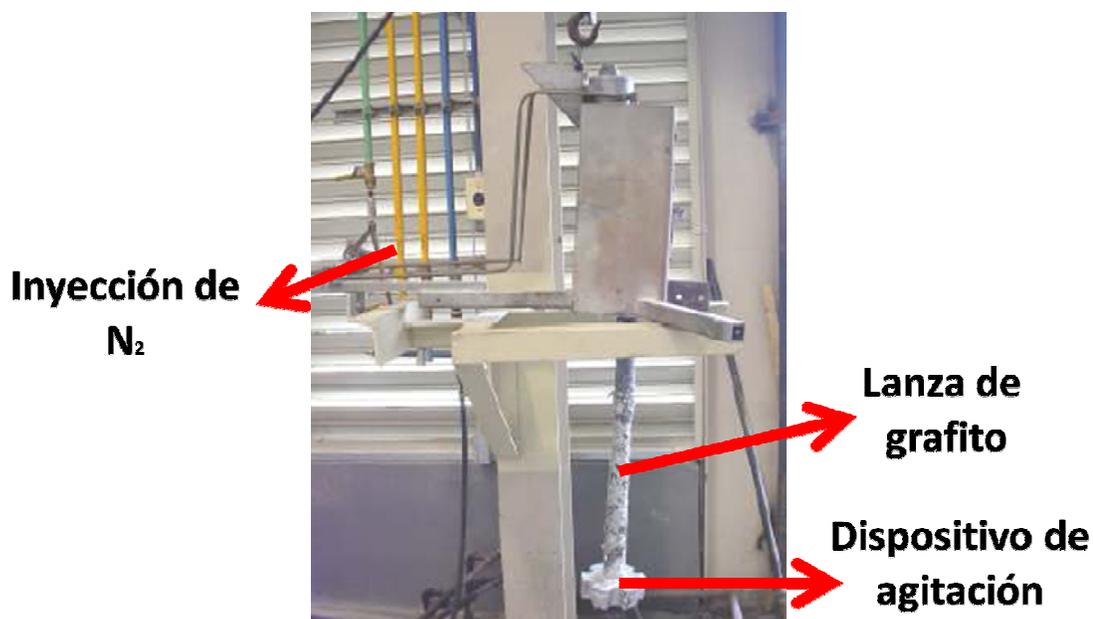


Figura 5.7 Equipo de desgasificación con N_2 .

Una vez vaciados los moldes, se desarenaron las piezas y se dejaron enfriar hasta que alcanzaron la temperatura ambiente. La fotografía de la pieza vaciada se muestra en la Figura 5.8 donde se indican los componentes de la misma.

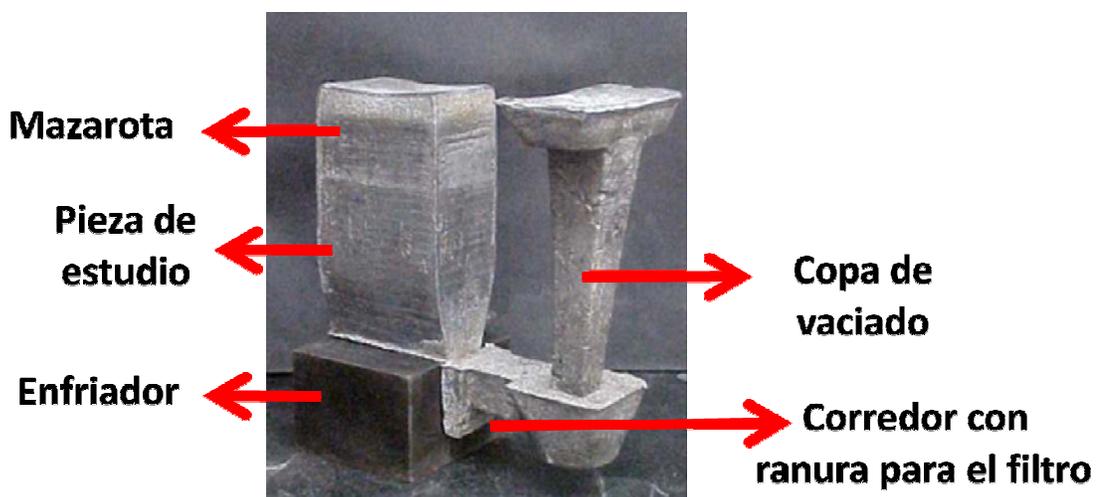


Figura 5.8 Fotografía de la pieza vaciada con sus partes.

5.4 Análisis térmico

La caracterización del proceso de solidificación se realizó empleando la técnica de análisis térmico utilizando la curva de enfriamiento y sus derivadas para cada una de las muestras obtenidas con la finalidad de identificar las diferentes reacciones producidas y poder cuantificar los parámetros de temperatura, tiempo y velocidad de reacción.

Para la captura de los datos de enfriamiento se utilizó un equipo de adquisición de datos National Instruments (Figura 5.9). Se utilizaron copas de grafito aislado con colcha cerámica, para obtener información de la aleación a dos velocidades de enfriamiento distintas (7°C/s y 0.5°C/s , respectivamente).

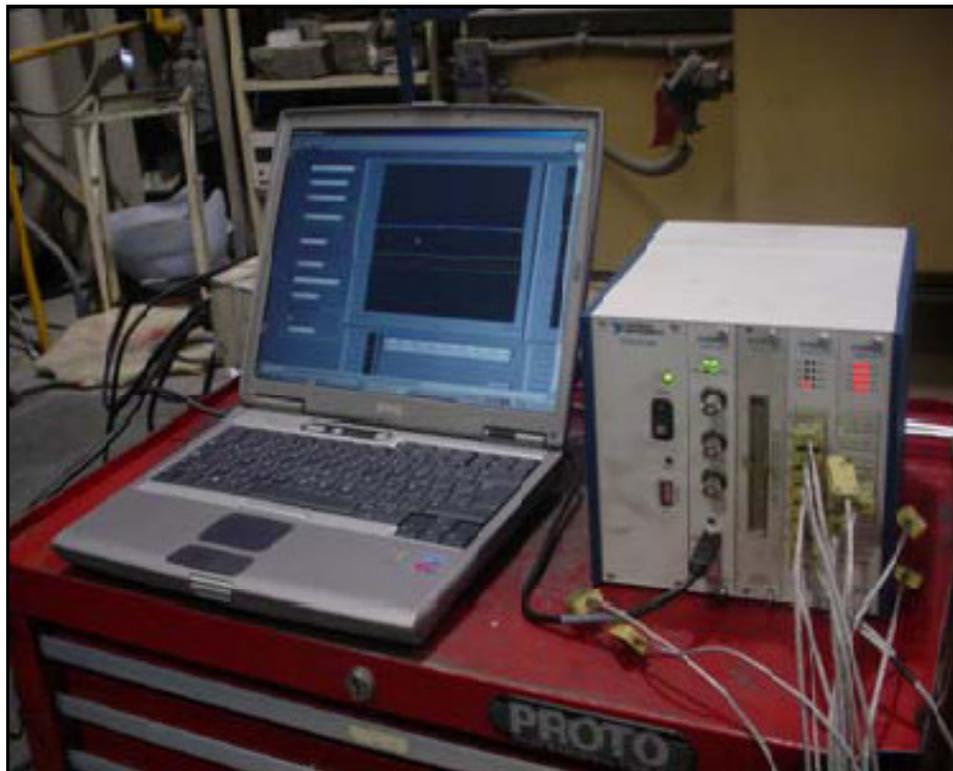


Figura 5.9 Equipo utilizado para el análisis térmico.

5.4.1 Crisol de grafito

En el caso del análisis térmico en copa de grafito aislada completamente con colcha cerámica para lograr un enfriamiento más lento, de aproximadamente $0.5\text{ }^{\circ}\text{C/s}$. Las dimensiones de la copa de grafito se muestran en la Figura 5.10. Previo al llenado de las copas de grafito, éstas fueron sumergidas en el aluminio líquido para su precalentamiento y dejadas ahí durante algunos segundos hasta que se pusieran al rojo vivo, en ese momento fueron llenadas con aluminio líquido (Figura 5.11) e introducidas en una caja de colcha cerámica como la mostrada en la Figura 5.12, a la cual se le colocó encima una tapa también de colcha cerámica, y a través de ésta, se introdujo un termopar tipo K al centro de la copa de grafito para el registro de la temperatura.

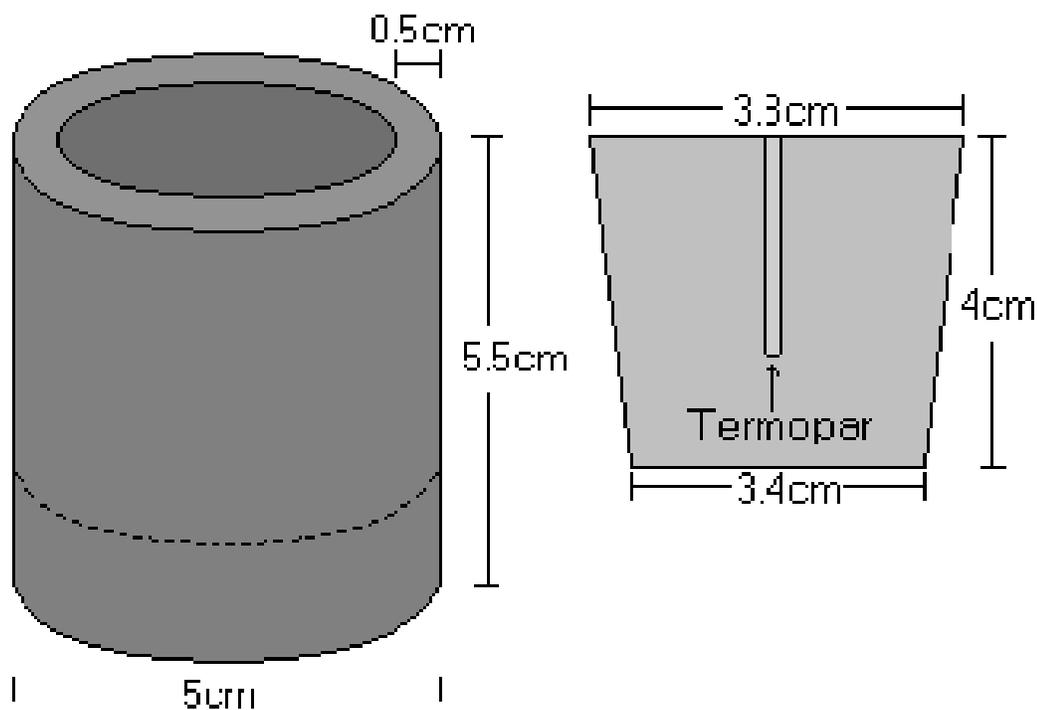


Figura 5.10 Dimensiones del crisol de grafito utilizado para el análisis térmico, a la derecha se observa la posición del termopar en la pieza.



Figura 5.11 Pre calentamiento y llenado de crisol de grafito para el registro de datos de enfriamiento.



Figura 5.12 Caja de colcha cerámica y tapa con termopar (derecha) utilizadas para aislar térmicamente la copa de grafito durante la solidificación de la aleación.

Los datos de temperatura registrados durante el enfriamiento de las piezas vaciadas en ambos tipos de copa fueron graficados para la comparación de las curvas de enfriamiento correspondientes, con el fin de observar los cambios ocasionados en la región eutéctica de dichas curvas debido a la variación en los contenidos de Si y Fe en las aleaciones utilizadas.

5.5 Corte

En la Figura 5.13 se muestra un diagrama de la pieza con todas las secciones. Se realizaron los cortes para cada sección obteniendo probetas rectangulares de 1.5x1.5x15 cm.

Para realizar la medición de porosidad y caracterización microestructural las secciones seleccionadas corresponden a la 1,2,4,6,8,12,16,19,24 y 27 que poseen diferente espaciamiento dendrítico secundario (EDS) debido a la diferencia en la velocidad de solidificación del metal, para el estudio de propiedades mecánicas se utilizaron todas las secciones de las piezas vaciadas.

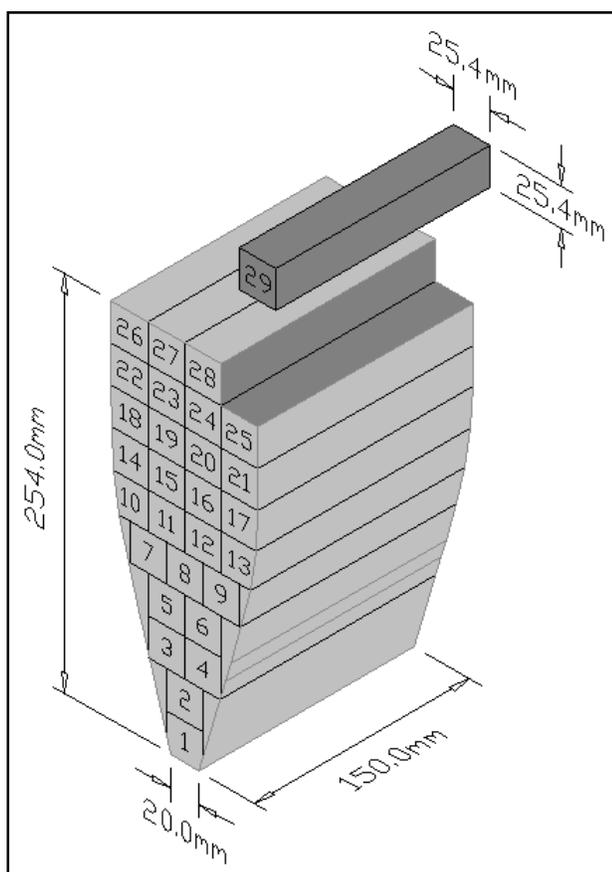


Figura 5.13 Diagrama de la pieza vaciada con todas las secciones.

5.6 Tratamiento térmico

El ciclo de tratamiento térmico que se utilizó en este estudio se determinó de acuerdo a la revisión bibliográfica en relación a los tratamientos térmicos.

5.7 Pruebas mecánicas

Se realizaron ensayos de tensión de acuerdo a la norma ASTM B-557 [26,27]. En la Figura 5.14 se muestra un esquema de la probeta de tensión y sus dimensiones. Se utilizaron 29 probetas por cada condición, con y sin tratamiento termico para los ensayos de tensión. En total se realizaron pruebas para 696 probetas. Los ensayos mecánicos fueron realizados en una máquina de tensión marca Zwick/Roell modelo Z100 con de una capacidad de 100 KN y una velocidad de deformación de 5 mm/min. Las curvas de esfuerzo contra deformación fueron analizadas mediante el programa Testxpert V10.11.

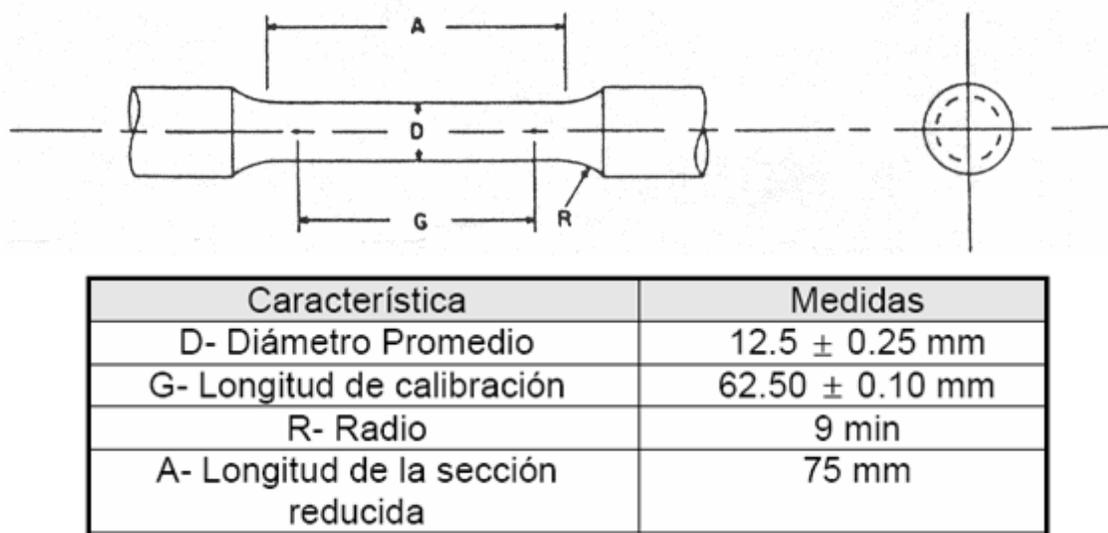


Figura 5.14 Probeta de tensión según la norma B-557.

Al terminar los ensayos de tensión se seccionó de cada una de las probetas un cilindro para ser utilizado como probeta para ensayo de microdureza Vickers, se decidió obtener este cilindro de uno de los extremos de sujeción de las

probetas (Figura 5.15) para evitar que el endurecimiento por deformación provocado durante el ensayo de tensión se viera reflejado en la medición de dureza.

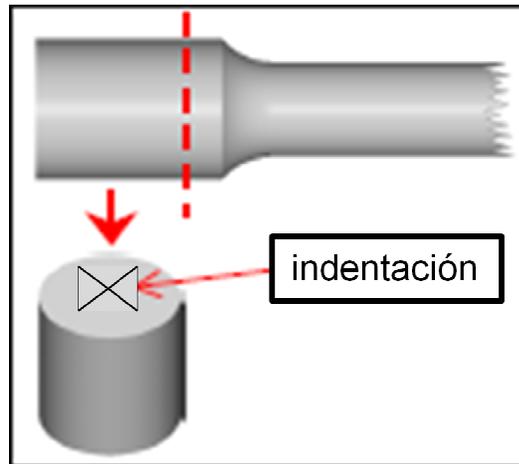


Figura 5.15 Zona de corte para la obtención de las probetas para ensayo de microdureza Vickers.

Los ensayos de microdureza Vickers se hicieron con un microindentador piramidal de diamante estándar y una carga de 100 gramos fuerza durante 16 segundos. A cada una de las probetas se le hizo una indentación (Figura 5.15) y posteriormente las huellas se midieron utilizando un programa analizador de imágenes (Clemex Vision). Se hicieron dos mediciones a 90° entre sí en cada una de las huellas y se utilizó el promedio de ambas para calcular el valor de microdureza Vickers.

5.8 Caracterización microestructural

Después de que se obtuvieron los resultados en las propiedades mecánicas para condición de vaciado, se procedió a la evaluación metalográfica con la finalidad de relacionar los aspectos microestructurales con el comportamiento mecánico de las aleaciones. Para la caracterización microestructural se utilizó

un microscopio óptico con un analizador de imágenes, los parámetros que se analizaron en esta etapa son los siguientes:

- Espacio dendrítico secundario
- Porosidad promedio
- Identificación de fases intermetálicas en la microestructura

La preparación de muestras metalográficas se realizó de acuerdo a la norma ASTM E-3. Se utilizó un microscopio óptico Olympus modelo PMG3 y un programa de análisis de imágenes Clemex Vision versión 4.

Se realizó la medición de la porosidad promedio de las piezas. El análisis se efectuó sobre campos a aumentos abarcando un área de 1 cm^2 .

CAPÍTULO 6

RESULTADOS

6.1 Introducción

En este capítulo se presentan las mediciones hechas durante el vaciado de las piezas, las evaluaciones microestructurales y los resultados de los ensayos mecánicos descritos en el capítulo anterior. Para este fin se trató de usar principalmente tablas y gráficas que contuvieran sólo la información esencial para mostrar y entender el comportamiento entre las variables y parámetros de mayor interés para esta investigación. La información completa y de manera más detallada se presenta en los apéndices.

Primeramente se decidió mostrar los resultados del análisis de la composición química, del análisis térmico, las curvas de enfriamiento y la evaluación microestructural, esto es para tener conocimiento del material de estudio así como de la condición en que se encuentra en lo referente a su estructura y sanidad, lo cual está relacionado directamente con el proceso de vaciado de las piezas. Posteriormente se presentan los resultados obtenidos de los ensayos mecánicos tanto de tensión como de dureza Vickers, principalmente tratando de mostrar su respuesta a los tratamientos térmicos de estudio y la variación de esta respuesta dependiendo del EDS y del nivel de estroncio.

6.2 Composición química de la aleaciones de estudio.

Los resultados en las composiciones químicas de las diferentes aleaciones utilizadas muestran una mínima variación en los valores de cada elemento con respecto a las aleaciones propuestas, las cuales cumplen con las características de las aleaciones de estudio. En la Tabla 6.1 se indica la composición química promedio de las aleaciones utilizadas en este estudio.

CONDICION 1 (5Si0.3Fe)		CONDICION 2 (5Si0.6Fe)		CONDICION 3 (5Si0.8Fe)	
ELEMENTO	CONTENIDO	ELEMENTO	CONTENIDO	ELEMENTO	CONTENIDO
Si %	5.303	Si %	4.98	Si %	5.07
Cu %	3.148	Cu %	3.356	Cu %	3.261
Fe %	0.2858	Fe %	0.6005	Fe %	0.8047
Mn %	0.446	Mn %	0.439	Mn %	0.467
Mg %	0.296	Mg %	0.277	Mg %	0.289
Ti %	0.11	Ti %	0.071	Ti %	0.071
Sr ppm	130.943	Sr ppm	100.156	Sr ppm	113.55
Al %	90.31	Al %	90.2	Al %	89.9
Fe/Mn	0.64	Fe/Mn	1.37	Fe/Mn	1.72
CONDICION 4 (7Si0.3Fe)		CONDICION 5 (7Si0.6Fe)		CONDICION 6 (7Si0.8Fe)	
ELEMENTO	CONTENIDO	ELEMENTO	CONTENIDO	ELEMENTO	CONTENIDO
Si %	6.95	Si %	6.813	Si %	6.776
Cu %	3.15	Cu %	3.166	Cu %	3.133
Fe %	0.325	Fe %	0.5922	Fe %	0.7638
Mn %	0.452	Mn %	0.45	Mn %	0.45
Mg %	0.292	Mg %	0.28	Mg %	0.319
Ti %	0.156	Ti %	0.155	Ti %	0.153
Sr ppm	127.35	Sr ppm	119.716	Sr ppm	136.66
Al %	88.56	Al %	88.43	Al %	88.29
Fe/Mn	0.72	Fe/Mn	1.32	Fe/Mn	1.70
CONDICION 7 (9Si0.3Fe)		CONDICION 8 (9Si0.6Fe)		CONDICION 9 (9Si0.8Fe)	
ELEMENTO	CONTENIDO	ELEMENTO	CONTENIDO	ELEMENTO	CONTENIDO
Si %	9.064	Si %	9.068	Si %	8.726
Cu %	3.32	Cu %	3.192	Cu %	3.132
Fe %	0.3073	Fe %	0.6069	Fe %	0.811
Mn %	0.441	Mn %	0.462	Mn %	0.45
Mg %	0.301	Mg %	0.299	Mg %	0.286
Ti %	0.149	Ti %	0.143	Ti %	0.13
Sr ppm	132.388	Sr ppm	143.048	Sr ppm	115.108
Al %	86.3	Al %	86.11	Al %	86.36
Fe/Mn	0.70	Fe/Mn	1.31	Fe/Mn	1.80
CONDICION 10 (11Si0.3Fe)		CONDICION 11 (11Si0.6Fe)		CONDICION 12 (11Si0.8Fe)	
ELEMENTO	CONTENIDO	ELEMENTO	CONTENIDO	ELEMENTO	CONTENIDO
Si %	10.816	Si %	10.807	Si %	10.736
Cu %	3.425	Cu %	3.499	Cu %	3.461
Fe %	0.3208	Fe %	0.5877	Fe %	0.7823
Mn %	0.436	Mn %	0.436	Mn %	0.437
Mg %	0.27	Mg %	0.277	Mg %	0.259
Ti %	0.143	Ti %	0.139	Ti %	0.141
Sr ppm	142.507	Sr ppm	111.024	Sr ppm	69.306
Al %	84.48	Al %	84.14	Al %	84.08
Fe/Mn	0.74	Fe/Mn	1.35	Fe/Mn	1.79

Tabla 6.1 Composición química promedio de las condiciones de estudio.

6.3 Microestructura

En el análisis microestructural se obtuvieron los resultados de la evaluación del espaciamiento dendrítico secundario, porosidad e identificación de fases intermetálicas.

6.3.1 Espaciamiento dendrítico secundario y análisis microestructural

Se realizaron cuatro mediciones del espaciamiento dendrítico secundario (EDS) para cada una de las secciones de las diferentes aleaciones y se determinó el promedio. En la Figura 6.1 se muestra la medición del EDS utilizando el microscopio óptico y el analizador de imágenes. En la Tabla 6.2 se presentan los resultados de las mediciones del EDS.

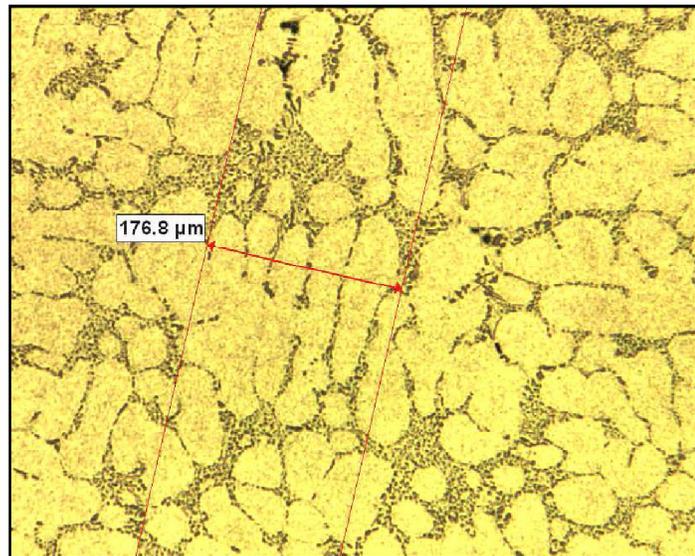


Figura 6.1 Medición del EDS de una aleación de estudio utilizando un microscopio óptico y un analizador de imágenes.

De acuerdo a estos resultados se realizó una clasificación del EDS en cada sección para las 12 condiciones en condiciones de vaciado.

Para la **condición 1 (Si 5%- Fe 0.3%)**, la sección 1 corresponde un EDS de 17.5 μm , para la sección 2 corresponde un EDS de 19.2 μm , para la sección 4 corresponde un EDS de 28.9 μm , para la sección 6 corresponde un EDS de 36.4 μm , para la sección 8 corresponde un EDS de 55 μm , para la sección 12 corresponde un EDS de 71.5 μm , para la sección 16 corresponde un EDS de 71.6 μm , para la sección 19 corresponde un EDS de 81.8 μm , para la sección 24 corresponde un EDS de 82 μm y finalmente para la sección 27 corresponde un EDS de 104.5 μm .

Tabla 6.2 Medición del EDS para la condición 1 (Si 5%-Fe0.3%).

Medición de porosidad y EDS para la condición 1						
Sección	% Min	% Max	Prom	Desv Std ..	poro > μm	EDS
1	0	0.28	0.046	0.078	192	17.5
2	0	0.52	0.14	0.164	220	19.2
4	0.03	2.98	0.709	0.711	503	28.9
6	2.5	4.9	1.19	1.5	555	36.4
8	0	6.22	1.59	1.79	704	55
12	1.46e-0.3	4.81	1.71	1.99	163.2	71.5
16	0	12.42	1.96	3.06	792	71.6
19	0	8.41	0.581	1.83	924	81.8
24	0	11.15	1.8	3	1083	82
27	0	46.53	7.13	10.2	1704	104.5

Figura 6.2 Muestra de la sección 1 de la condición 1 (Si 5%-Fe 0.3%), en condición de colada, con un EDS de 17.5 μm .

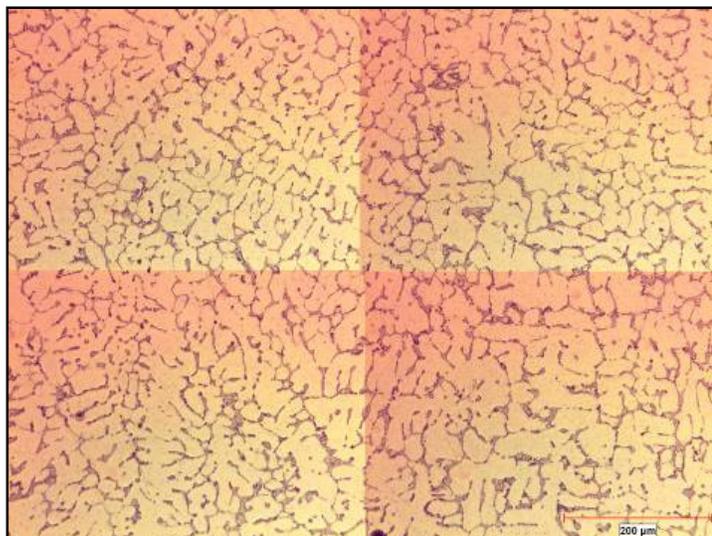


Figura 6.3 Muestra de la sección 6 de la condición 1 (Si5%-Fe 0.3%), en condición de colada, con un EDS de 36.4 μm .

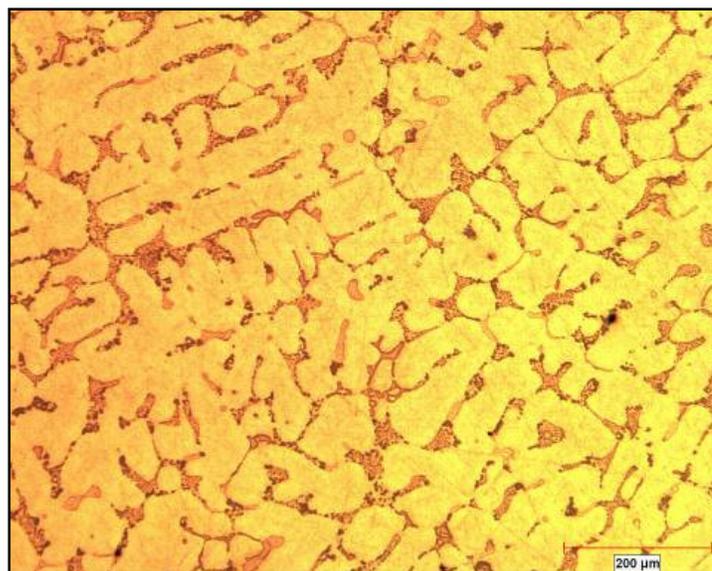


Figura 6.4 Muestra de la sección 16 de la condición 1 (Si5%-Fe 0.3%), en condición de colada, con un EDS de 71.6 μm .

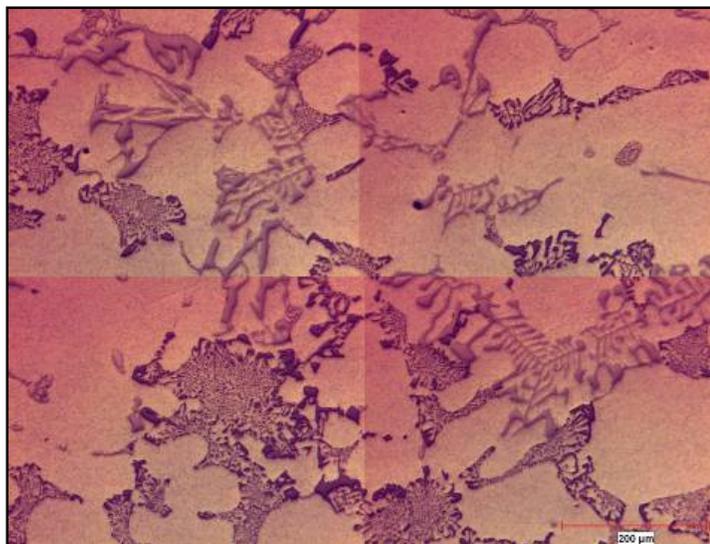
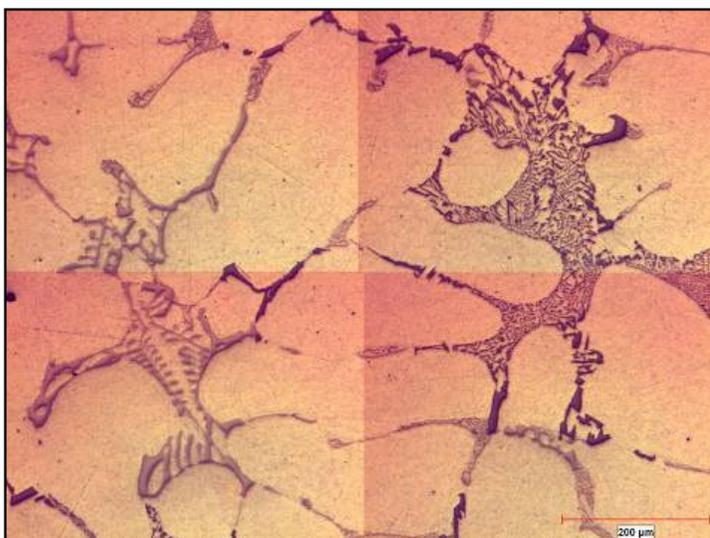


Figura 6.5 Muestra de la sección 27 de la condición 1 (Si5%-Fe 0.3%), en condición de colada, con un EDS de 104.5 μm .



Para la **condición 2 (Si 5%- Fe 0.6%)**, la sección 1 corresponde un EDS de 19.8 μm , para la sección 2 corresponde un EDS de 28.8 μm , para la sección 4 corresponde un EDS de 32.4 μm , para la sección 6 corresponde un EDS de 42.9 μm , para la sección 8 corresponde un EDS de 53.7 μm , para la sección 12 corresponde un EDS de 69 μm , para la sección 16 corresponde un EDS de 80.9 μm , para la sección 19 corresponde un EDS de 84.2 μm , para la sección 24 corresponde un EDS de 86.6 μm y finalmente para la sección 27 corresponde un EDS de 100.1 μm .

Tabla 6.3 Medición del EDS para la condición 2 (Si 5%-Fe0.6%).

Medición de porosidad y EDS para la condición 2						
Zona	% Min	% Max	Prom	Desv Std ..	poro > μm	EDS
1	0.01	0.87	0.294	0.276	381	19.8
2	0.02	2.18	0.681	0.591	451	28.8
4	7.34e-03	4.54	1.75	1.31	932	32.4
6	0	8.84	1.32	2.05	743	42.9
8	0	8.08	1.7	1.99	729	53.7
12	0	12.57	1.97	3.22	921	69
16	0	12.1	1.66	3.14	983	80.9
19	0	9.17	1.06	2.55	840	84.2
24	2.60E-04	22.09	2.55	5.55	1181	86.6
27	3.13E-04	10.53	2.22	2.9	810	100.1

Figura 6.6 Muestra de la sección 1 de la condición 2 (Si5%-Fe 0.6%), en condición de colada, con un EDS de 19.8 μm .

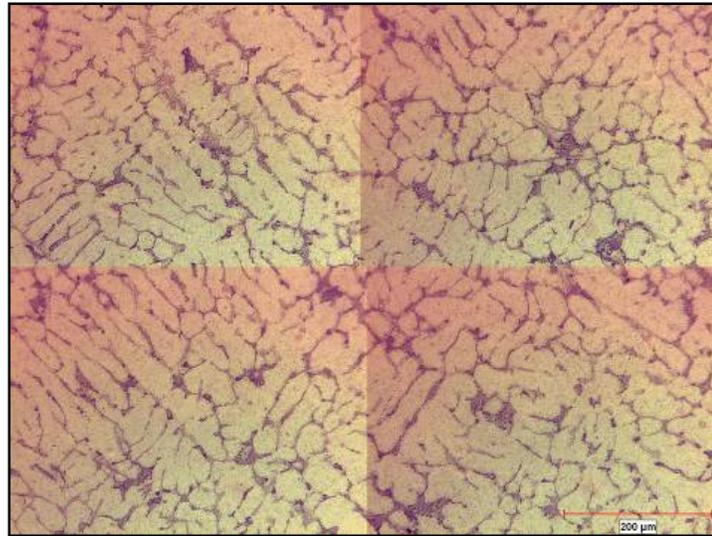


Figura 6.7 Muestra de la sección 6 de la condición 2 (Si5%-Fe 0.6%), en condición de colada, con un EDS de 42.9 μm .

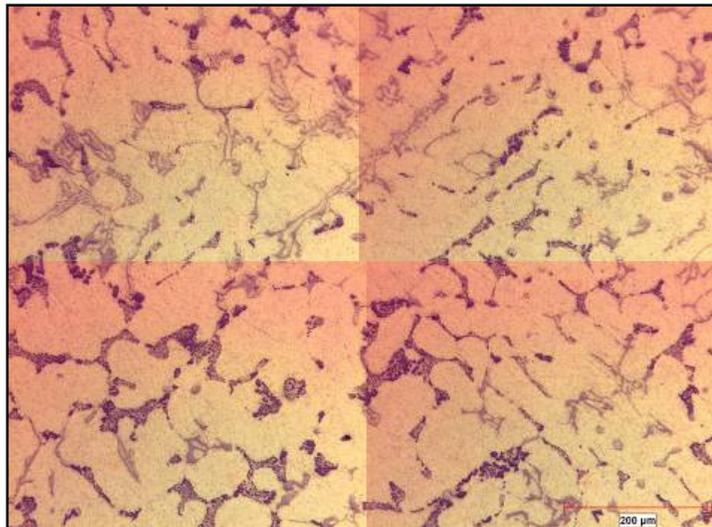


Figura 6.8 Muestra de la sección 16 de la condición 2 (Si5%-Fe 0.6%), en condición de colada, con un EDS de 80.9 μm .

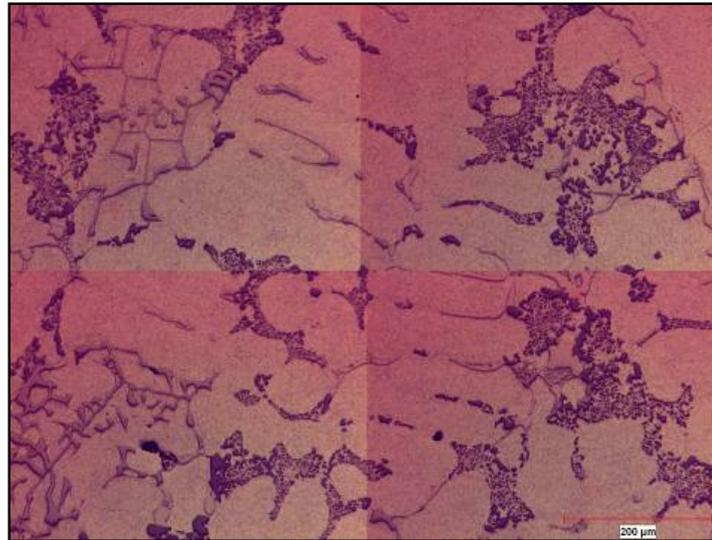
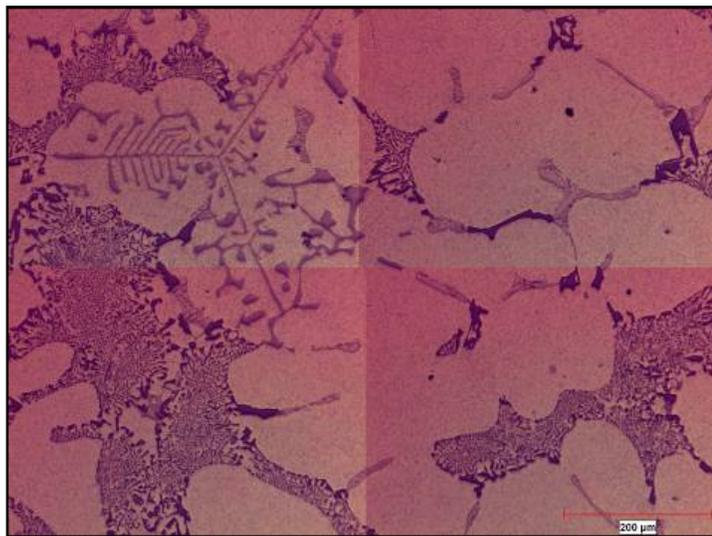


Figura 6.9 Muestra de la sección 27 de la condición 2 (Si5%-Fe 0.6%), en condición de colada, con un EDS de 100.1 μm .



Para la **condición 3 (Si 5%- Fe 0.8%)**, la sección 1 corresponde un EDS de 19.6 μm , para la sección 2 corresponde un EDS de 27.7 μm , para la sección 4 corresponde un EDS de 30.2 μm , para la sección 6 corresponde un EDS de 41.7 μm , para la sección 8 corresponde un EDS de 46.5 μm , para la sección 12 corresponde un EDS de 58.1 μm , para la sección 16 corresponde un EDS de 73.2 μm , para la sección 19 corresponde un EDS de 80 μm , para la sección 24 corresponde un EDS de 86.6 μm y finalmente para la sección 27 corresponde un EDS de 96.7 μm .

Tabla 6.4 Medición del EDS para la condición 3 (Si 5%-Fe0.8%).

Medición de porosidad y EDS para la condición 3						
Zona	% Min	% Max	Prom	Desv Std	.. poro > μm	EDS
1	0	0.46	0.037	0.095	213	19.6
2	0	0.91	0.055	0.178	347	27.7
4	0	0.73	0.111	0.178	269	30.2
6	0	3.7	1.02	1.25	528	41.7
8	0	7.16	1.84	2.26	893	46.5
12	0	6.16	1.18	1.7	707	58.1
16	0	16.36	2.34	4.05	1261	73.2
19	0	19.25	2.15	4.31	969	80
24	0.00E+00	19.39	4.13	5.76	1089	86.6
27	1.87E-03	40.86	3.8	8.27	1761	96.7

Figura 6.10 Muestra de la sección 1 de la condición 3 (Si5%-Fe 0.8%), en condición de colada, con un EDS de 19.6 μm .

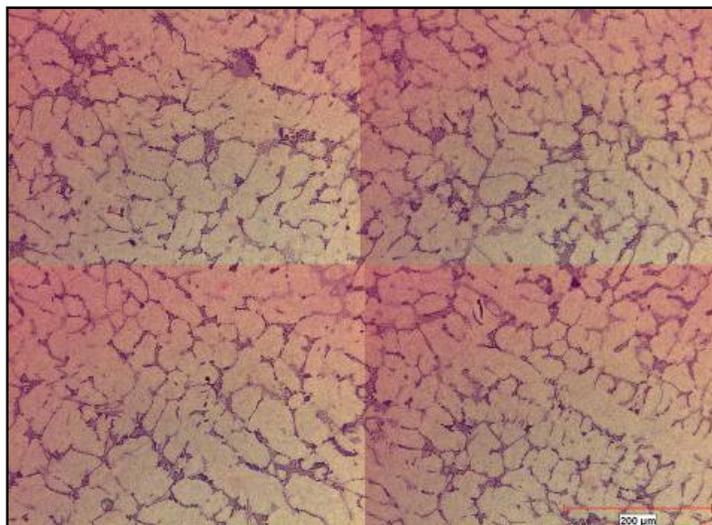


Figura 6.11 Muestra de la sección 6 de la condición 3 (Si5%-Fe 0.8%), en condición de colada, con un EDS de 41.7 μm .

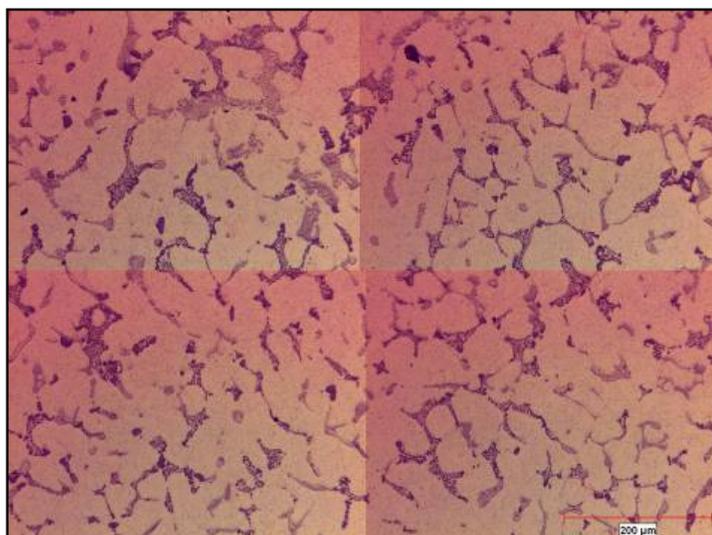


Figura 6.12 Muestra de la sección 16 de la condición 3 (Si5%-Fe 0.8%), en condición de colada, con un EDS de 73.2 μm .

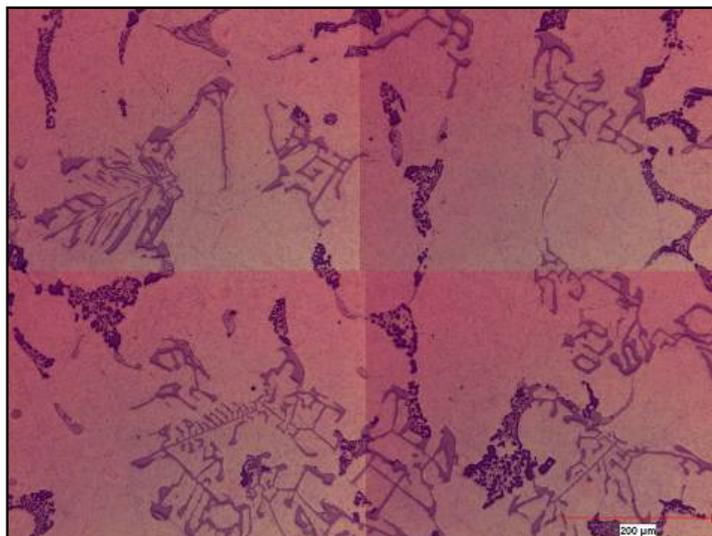
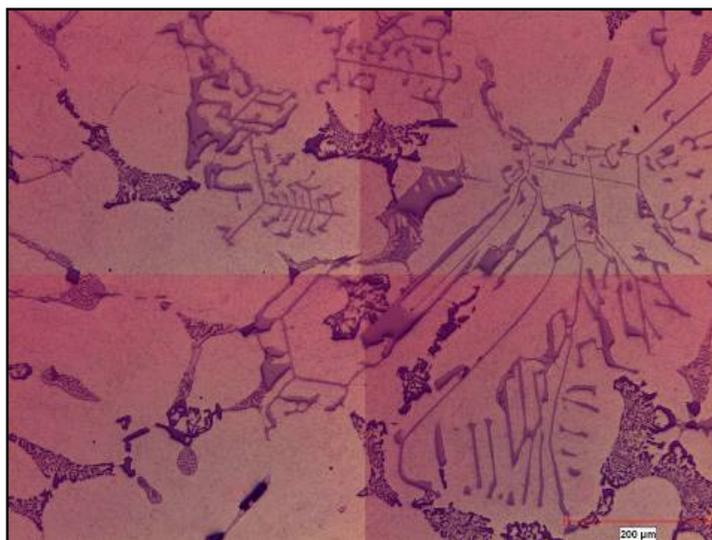


Figura 6.13 Muestra de la sección 27 de la condición 3 (Si5%-Fe 0.8%), en condición de colada, con un EDS de 96.7 μm .



Para la **condición 4 (Si 7%- Fe 0.3%)**, la sección 1 corresponde un EDS de 15.9 μm , para la sección 2 corresponde un EDS de 25.1 μm , para la sección 4 corresponde un EDS de 30.1 μm , para la sección 6 corresponde un EDS de 44 μm , para la sección 8 corresponde un EDS de 53.4 μm , para la sección 12 corresponde un EDS de 69.9 μm , para la sección 16 corresponde un EDS de 79.6 μm , para la sección 19 corresponde un EDS de 85.2 μm , para la sección 24 corresponde un EDS de 92.4 μm y finalmente para la sección 27 corresponde un EDS de 103.7 μm .

Tabla 6.5 Medición del EDS para la condición 4 (Si 7%-Fe0.3%).

Medición de porosidad y EDS para la condición 4						
ID	% Min	% Max	Prom	Desv Std ..	poro > μm	EDS
1	0	0.24	0.053	0.069	159	15.9
2	0.05	1.6	0.402	0.386	296	25.1
4	4.69E-04	1.69	0.392	0.47	346	30.1
6	0	3.67	0.718	1.02	531	44
8	0	5.38	0.653	1.25	754	53.4
12	0	6.75	1.02	1.72	529	69.9
16	8.33E-04	5.99	1.2	1.59	620	79.6
19	0.03	10.73	1.47	2.9	744	85.2
24	9.64E-03	12.04	2.1	2.92	746	92.4
27	8.70E-03	21.34	2.26	4.78	1578	103.7

Figura 6.14 Muestra de la sección 1 de la condición 4 (Si7%-Fe 0.3%), en condición de colada, con un EDS de 15.9 μm .

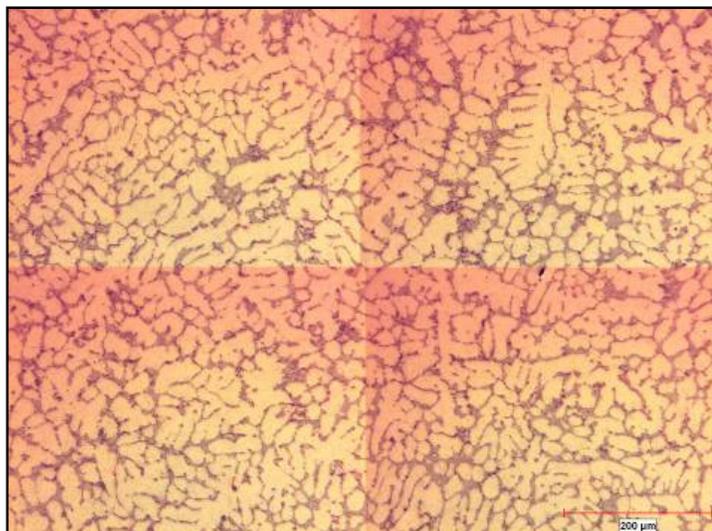


Figura 6.15 Muestra de la sección 6 de la condición 4 (Si7%-Fe 0.3%), en condición de colada, con un EDS de 44 μm .

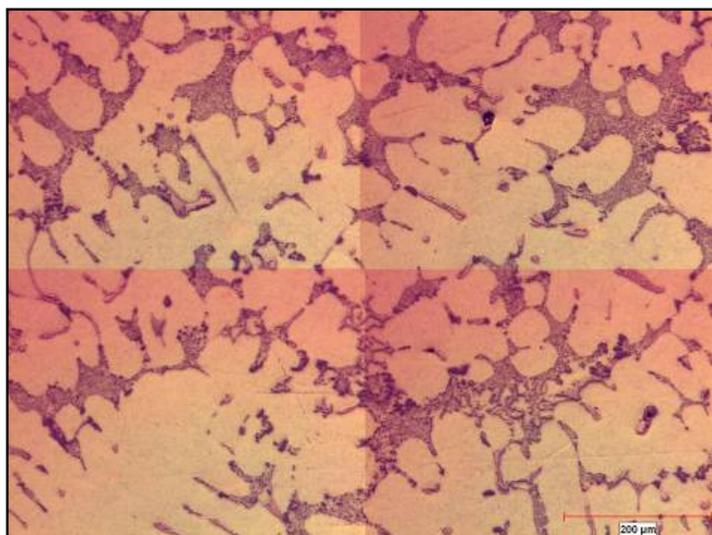


Figura 6.16 Muestra de la sección 16 de la condición 4 (Si7%-Fe 0.3%), en condición de colada, con un EDS de 79.6 μm .

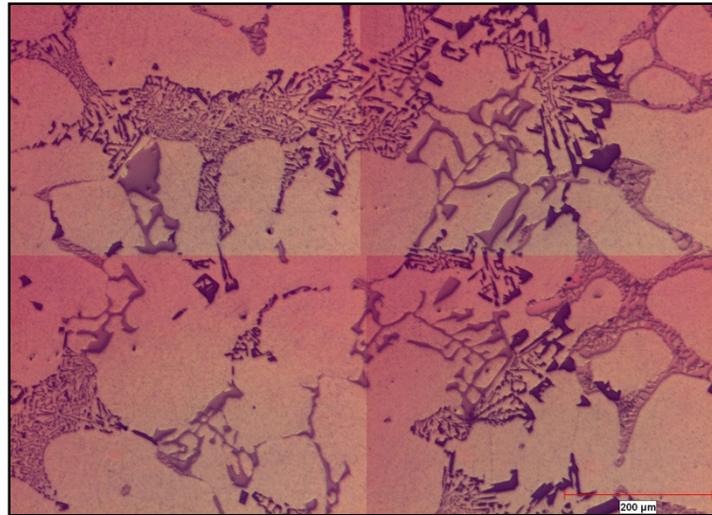
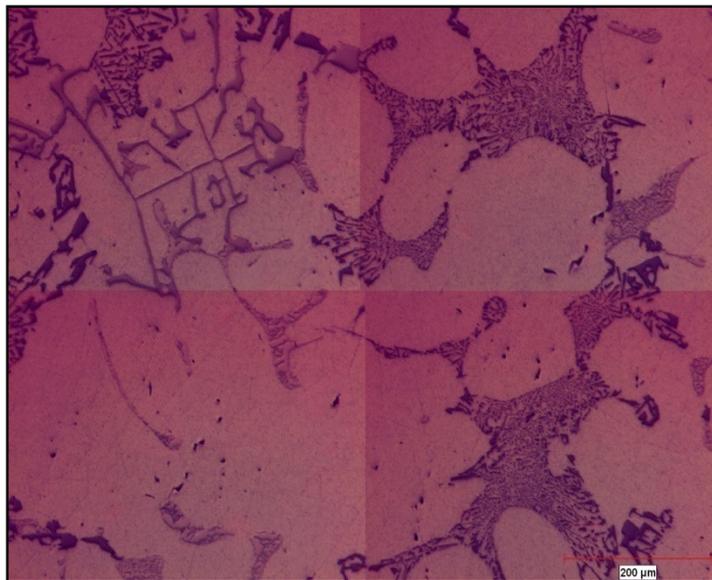


Figura 6.17 Muestra de la sección 27 de la aleación 4 (Si7%-Fe 0.3%), en condición de colada, con un EDS de 103.7 μm .



Para la **condición 5 (Si 7%- Fe 0.6%)**, la sección 1 corresponde un EDS de 15.4 μm , para la sección 2 corresponde un EDS de 24.5 μm , para la sección 4 corresponde un EDS de 29.6 μm , para la sección 6 corresponde un EDS de 35 μm , para la sección 8 corresponde un EDS de 54.1 μm , para la sección 12 corresponde un EDS de 64.1 μm , para la sección 16 corresponde un EDS de 81.4 μm , para la sección 19 corresponde un EDS de 85.8 μm , para la sección 24 corresponde un EDS de 90.7 μm y finalmente para la sección 27 corresponde un EDS de 104 μm .

Tabla 6.6 Medición del EDS para la condición 5 (Si 7%-Fe0.6%).

Medición de porosidad y EDS para la condición 5						
Zona	% Min	% Max	Prom	Desv Std ..	poro > μm	EDS
1	2.67E-03	0.16	0.032	0.037	134	15.4
2	2.67E-03	0.46	0.069	0.109	217	24.5
4	1.00E-02	1.88	0.395	0.404	271	29.6
6	0	2.44	0.438	0.556	459	35
8	0	4.05	0.798	1.24	482	64.1
12	0	3.66	1.07	1.31	665	54.1
16	0.00E+00	8.06	0.904	1.89	721	81.4
19	0	8.7	0.736	2.07	663	85.8
24	0.00E+00	7.56	0.835	1.76	786	90.7
27	9.16E-04	8.92	1.22	2.23	675	104

Figura 6.18 Muestra de la sección 1 de la condición 5 (Si7%-Fe 0.6%), en condición de colada, con un EDS de 15.4 μm .

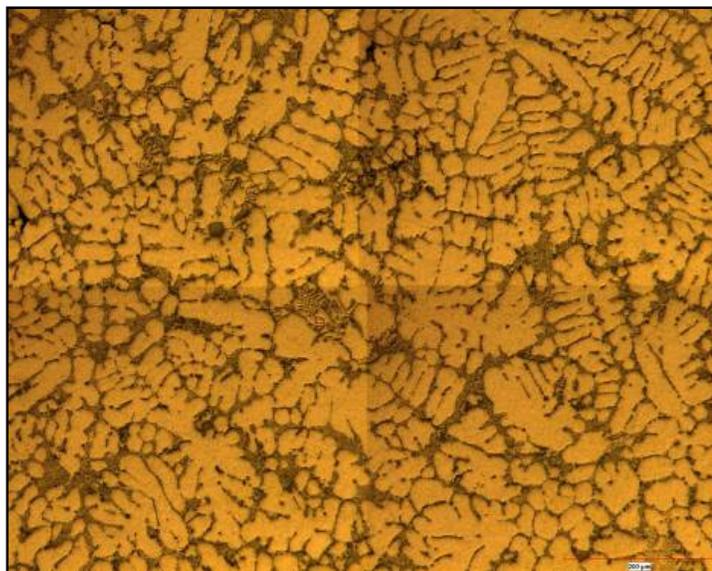


Figura 6.19 Muestra de la sección 6 de la condición 5 (Si7%-Fe 0.6%), en condición de colada, con un EDS de 35 μm .

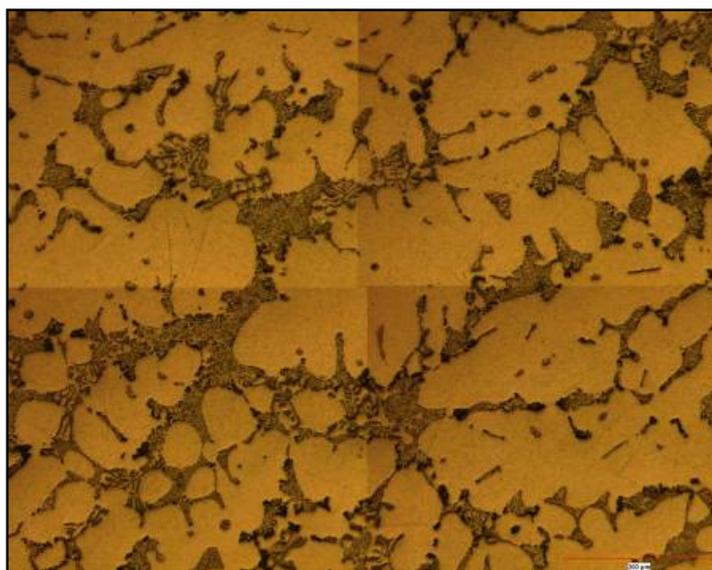


Figura 6.20 Muestra de la sección 16 de la condición 5 (Si7%-Fe 0.6%), en condición de colada, con un EDS de 81.4 μm .

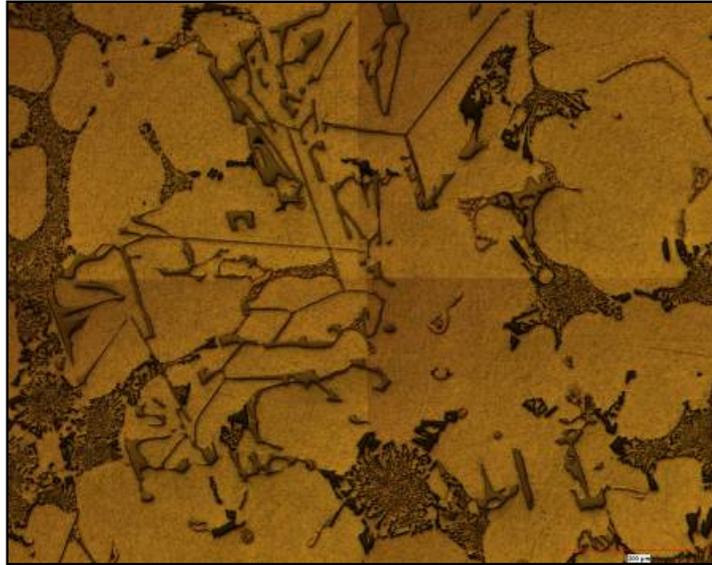
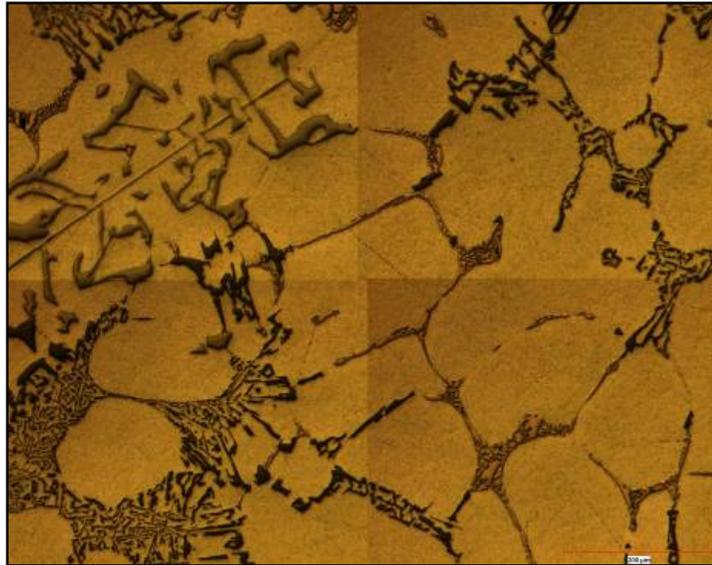


Figura 6.21 Muestra de la sección 27 de la condición 5 (Si7%-Fe 0.6%), en condición de colada, con un EDS de 104 μm .



Para la **condición 6 (Si 7%- Fe 0.8%)**, la sección 1 corresponde un EDS de 16.5 μm , para la sección 2 corresponde un EDS de 20.3 μm , para la sección 4 corresponde un EDS de 26.1 μm , para la sección 6 corresponde un EDS de 34.2 μm , para la sección 8 corresponde un EDS de 50.1 μm , para la sección 12 corresponde un EDS de 58.4 μm , para la sección 16 corresponde un EDS de 60 μm , para la sección 19 corresponde un EDS de 70 μm , para la sección 24 corresponde un EDS de 79.1 μm y finalmente para la sección 27 corresponde un EDS de 87.8 μm .

Tabla 6.7 Medición del EDS para la condición 6 (Si 7%-Fe0.8%).

Medición de porosidad y EDS para la condición 6						
Zona	% Min	% Max	Prom	Desv Std ..	poro > μm	EDS
1	3.66E-03	0.2	0.036	0.049	127	16.5
2	0.00E+00	0.33	0.066	0.08	156	20.3
4	3.00E-02	2.03	0.493	0.465	413	26.1
6	3.81E-04	3.05	0.603	0.733	362	34.2
8	0	3.75	1.02	1.13	704	50.1
12	0	6.03	1.01	1.55	665	58.4
16	0.00E+00	7.68	1.21	1.99	685	60
19	0	11.15	1.48	2.91	951	70
24	0.00E+00	7.13	1.21	1.99	831	79.1
27	2.75E-03	60.39	14.81	17.21	2249	87.8

Figura 6.22 Muestra de la sección 1 de la condición 6 (Si7%-Fe 0.8%), en condición de colada, con un EDS de 16.5 μm .



Figura 6.23 Muestra de la sección 6 de la condición 6 (Si7%-Fe 0.8%), en condición de colada, con un EDS de 34.2 μm .

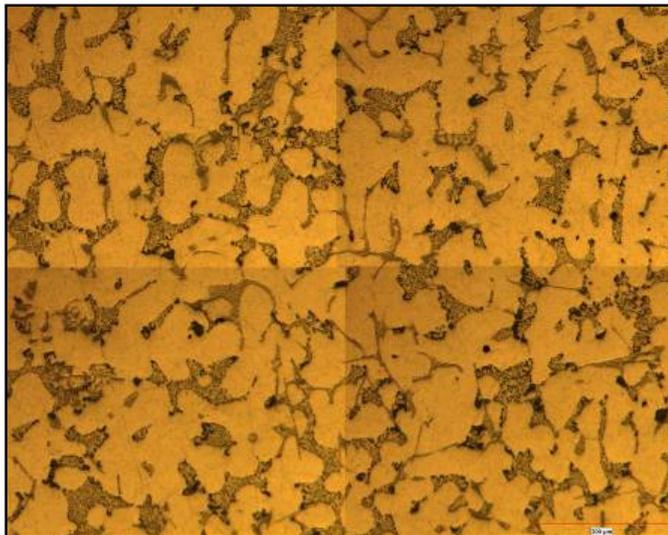


Figura 6.24 Muestra de la sección 16 de la condición 6 (Si7%-Fe 0.8%), en condición de colada, con un EDS de 60 μm .

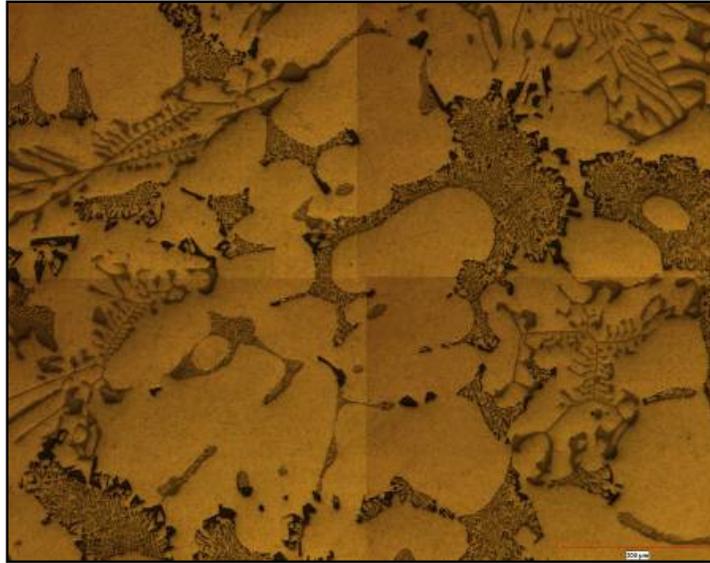
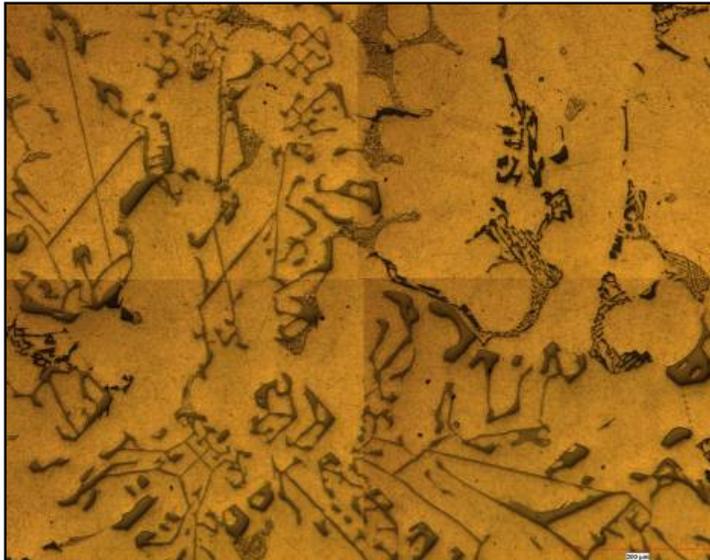


Figura 6.25 Muestra de la sección 27 de la condición 6 (Si7%-Fe 0.8%), en condición de colada, con un EDS de 87.8 μm .



Para la **condición 7 (Si 9%- Fe 0.3%)**, la sección 1 corresponde un EDS de 16.7 μm , para la sección 2 corresponde un EDS de 21.4 μm , para la sección 4 corresponde un EDS de 29.5 μm , para la sección 6 corresponde un EDS de 35 μm , para la sección 8 corresponde un EDS de 45.1 μm , para la sección 12 corresponde un EDS de 51 μm , para la sección 16 corresponde un EDS de 62 μm , para la sección 19 corresponde un EDS de 73.9 μm , para la sección 24 corresponde un EDS de 84.9 μm y finalmente para la sección 27 corresponde un EDS de 92.3 μm .

Tabla 6.8 Medición del EDS para la condición 7 (Si 9%-Fe0.3%).

Medición de porosidad y EDS para la condición 7						
Zona	% Min	% Max	Prom	Desv Std ..	poro > μm	EDS
1	0.00E+00	1.19	0.13	0.267	301	16.7
2	2.00E-02	1.94	0.296	0.452	361	21.4
4	1.00E-02	2.62	0.272	0.565	524	29.5
6	5.11E-03	4.82	1.16	1.44	614	35
8	0	9.26	0.633	1.8	676	45.1
12	0	13.03	2.34	4.2	915	51
16	0.00E+00	8.7	0.779	2.11	801	62
19	0	28.09	4.44	7.51	1254	73.9
24	0.00E+00	35.71	4.69	8.79	1425	84.9
27	0.00E+00	17.91	3.18	5.8	1024	92.3

Figura 6.26 Muestra de la sección 1 de la condición 7 (Si9%-Fe 0.3%), en condición de colada, con un EDS de 16.7 μm .

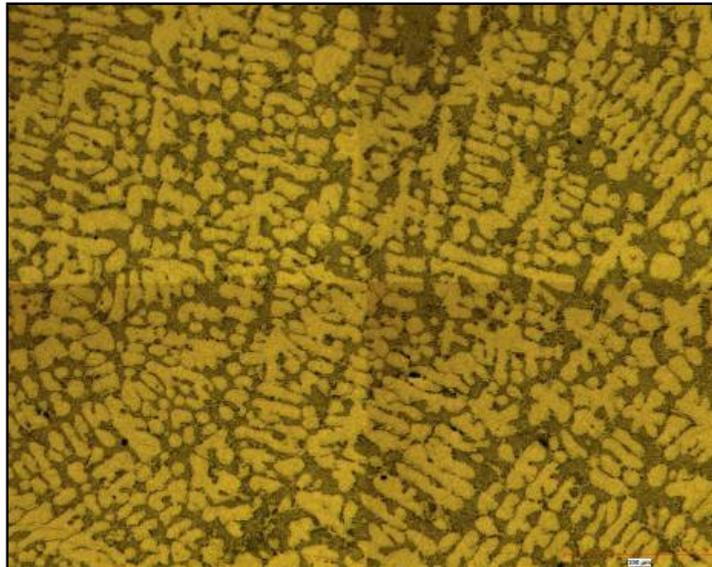


Figura 6.27 Muestra de la sección 6 de la condición 7 (Si9%-Fe 0.3%), en condición de colada, con un EDS de 35 μm .

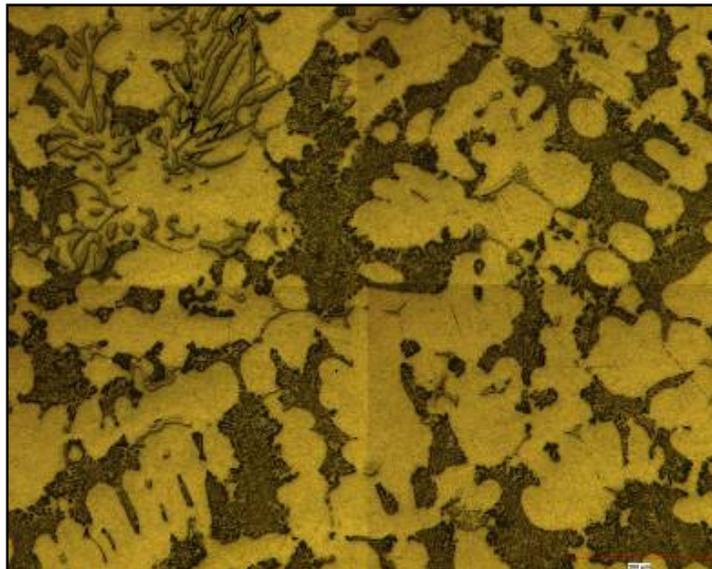


Figura 6.28 Muestra de la sección 16 de la condición 7 (Si9%-Fe 0.3%), en condición de colada, con un EDS de 62 μm .

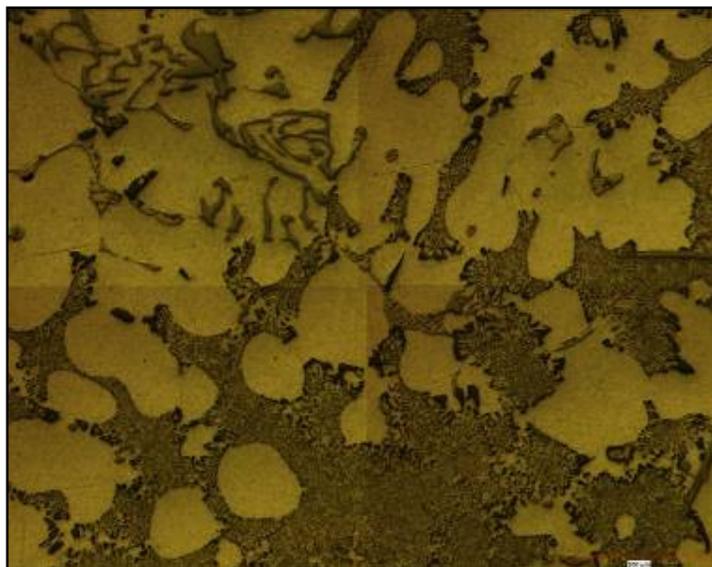
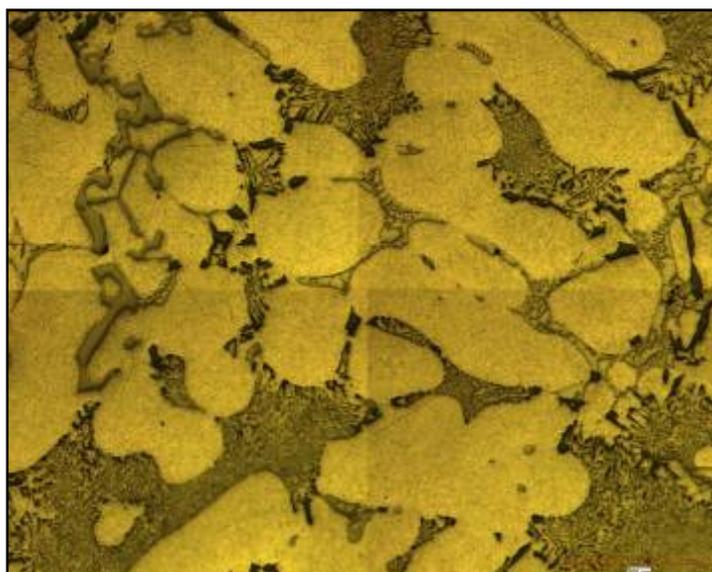


Figura 6.29 Muestra de la sección 27 de la condición 7 (Si9%-Fe 0.3%), en condición de colada, con un EDS de 92.3 μm .



Para la **condición 8 (Si 9%- Fe 0.6%)**, la sección 1 corresponde un EDS de 16.6 μm , para la sección 2 corresponde un EDS de 22 μm , para la sección 4 corresponde un EDS de 28 μm , para la sección 6 corresponde un EDS de 35.4 μm , para la sección 8 corresponde un EDS de 44 μm , para la sección 12 corresponde un EDS de 54.2 μm , para la sección 16 corresponde un EDS de 66.6 μm , para la sección 19 corresponde un EDS de 75.1 μm , para la sección 24 corresponde un EDS de 83 μm y finalmente para la sección 27 corresponde un EDS de 96.7 μm .

Tabla 6.9 Medición del EDS para la condición 8 (Si 9%-Fe0.6%).

Medición de porosidad y EDS para la condición 8						
Zona	% Min	% Max	Prom	Desv Std ..	poro > μm	EDS
1	0.00E+00	1.27	0.167	0.33	260	16.6
2	2.00E-02	1.91	0.487	0.596	382	22
4	7.10E-03	1.24	0.177	0.229	408	28
6	0.00E+00	4.58	0.898	1.01	639	35.4
8	0	8.3	1.12	1.73	615	44
12	0	27.1	2.42	5.77	1468	54.2
16	1.53E-03	14.67	1.85	3.42	871	66.6
19	1.45E-03	39.19	3.15	9.36	1575	75.1
24	3.81E-03	8.35	1.16	1.88	725	83
27	0.00E+00	27.8	2.82	7.1	1513	96.7

Figura 6.30 Muestra de la sección 1 de la condición 8 (Si9%-Fe 0.6%), en condición de colada, con un EDS de 16.6 μm .

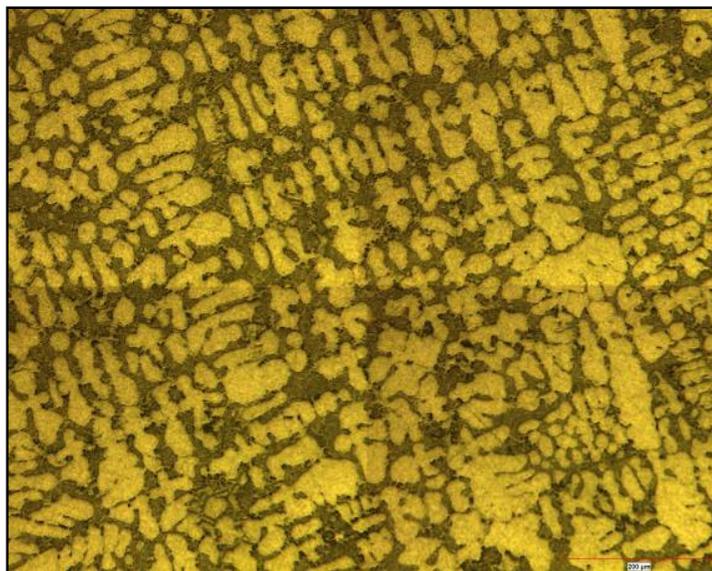


Figura 6.31 Muestra de la sección 6 de la condición 8 (Si9%-Fe 0.6%), en condición de colada, con un EDS de 35.4 μm .

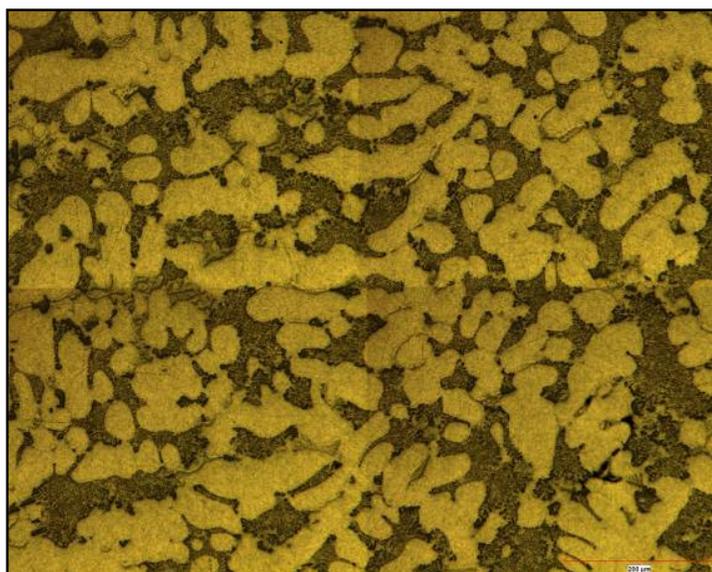


Figura 6.32 Muestra de la sección 16 de la condición 8 (Si9%-Fe 0.6%), en condición de colada, con un EDS de 66.6 μm .

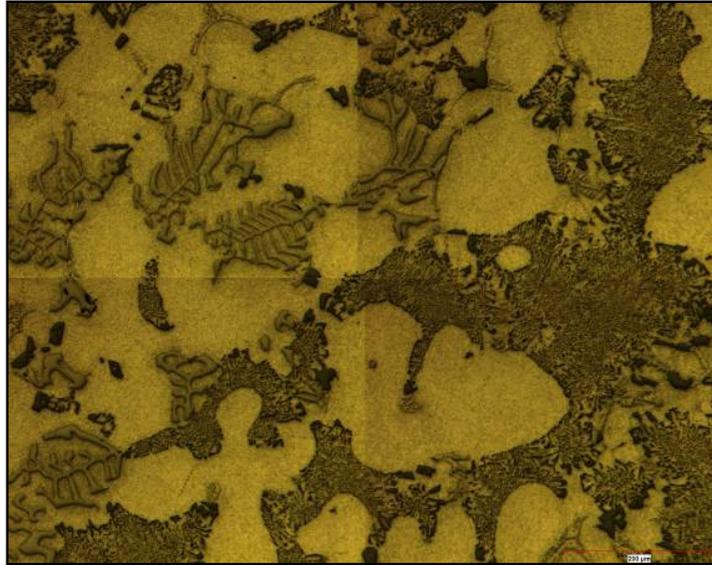


Figura 6.33 Muestra de la sección 27 de la condición 8 (Si9%-Fe 0.6%), en condición de colada, con un EDS de 96.7 μm .



Para la **condición 9 (Si 9%- Fe 0.8%)**, la sección 1 corresponde un EDS de 16.6 μm , para la sección 2 corresponde un EDS de 22 μm , para la sección 4 corresponde un EDS de 28 μm , para la sección 6 corresponde un EDS de 35.4 μm , para la sección 8 corresponde un EDS de 44 μm , para la sección 12 corresponde un EDS de 54.2 μm , para la sección 16 corresponde un EDS de 66.6 μm , para la sección 19 corresponde un EDS de 75.1 μm , para la sección 24 corresponde un EDS de 83 μm y finalmente para la sección 27 corresponde un EDS de 96.7 μm .

Tabla 6.10 Medición del EDS para la condición 9 (Si 9%-Fe0.8%).

Medición de porosidad y EDS para la condición 9						
Zona	% Min	% Max	Prom	Desv Std ..	poro > μm	EDS
1	2.00E-02	0.89	0.153	0.207	278	15.5
2	3.00E-02	2.06	0.394	0.549	493	21
4	9.00E-02	1.41	0.341	0.305	525	27
6	1.00E-01	3.75	0.91	0.729	546	33
8	0.01	16.69	2.31	4.08	1020	46.1
12	2.29E-04	8.79	1.03	2.35	927	55
16	4.20E-03	17.49	2.23	4.97	1145	66
19	7.48E-03	11.4	1.25	2.86	880	74.2
24	0.00E+00	48.27	3.5	10.24	1775	80.8
27	1.07E-03	8.52	2.68	2.89	900	86

Figura 6.34 Muestra la sección 1 de la condición 9 (Si9%-Fe 0.8%), en condición de colada, con un EDS de 15.5 μm .

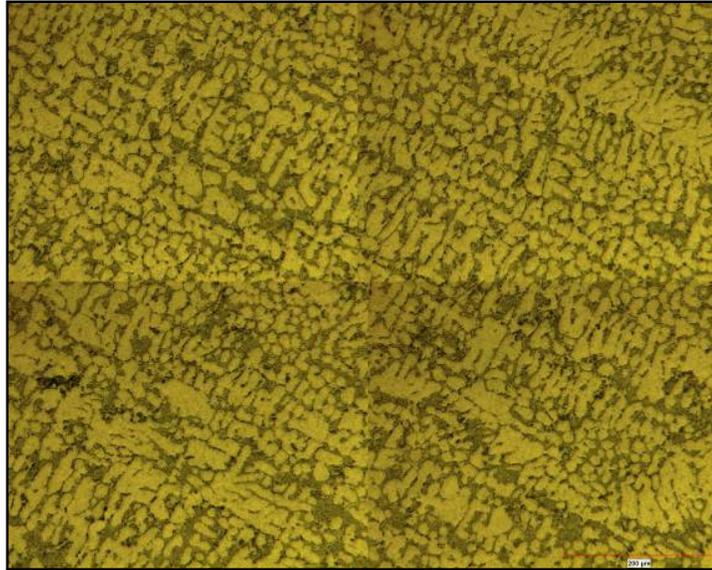


Figura 6.35 Muestra la sección 6 de la condición 9 (Si9%-Fe 0.8%), en condición de colada, con un EDS de 33 μm .

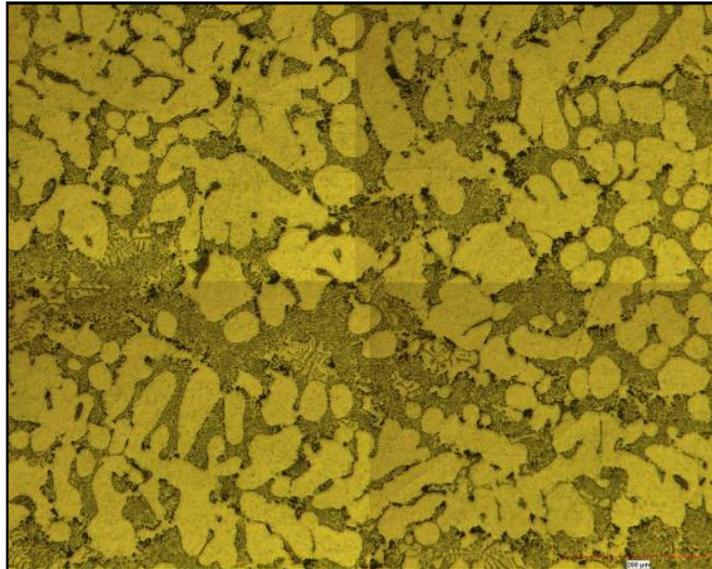


Figura 6.36 Muestra de la sección 16 de la condición 9 (Si9%-Fe 0.8%), en condición de colada, con un EDS de 66 μm .

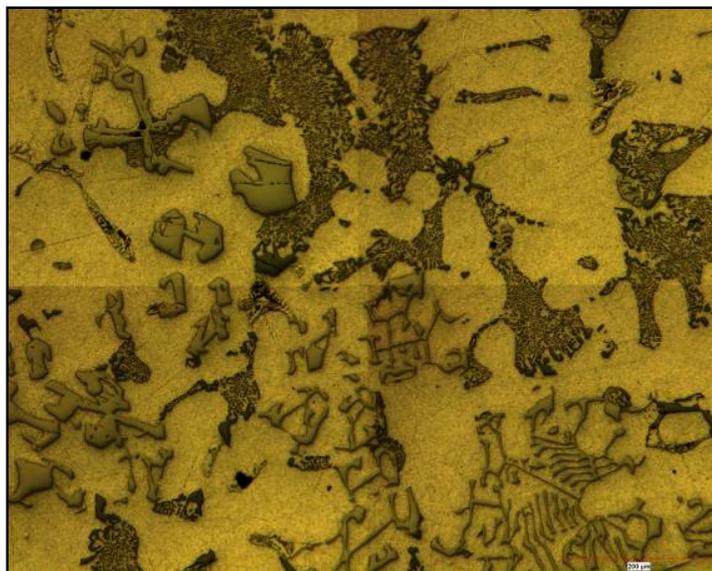
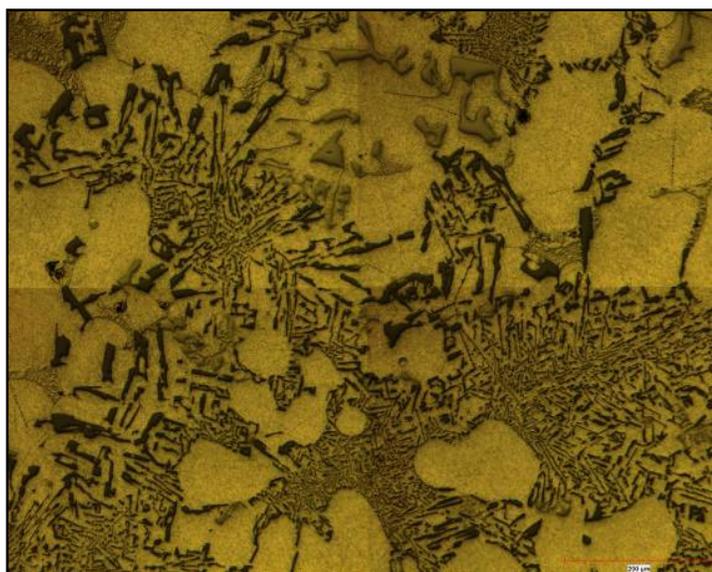


Figura 6.37 Muestra de la sección 27 de la condición 9 (Si9%-Fe 0.8%), en condición de colada, con un EDS de 86 μm .



Para la **condición 10 (Si 11%- Fe 0.3%)**, la sección 1 corresponde un EDS de 15 μm , para la sección 2 corresponde un EDS de 21 μm , para la sección 4 corresponde un EDS de 24 μm , para la sección 6 corresponde un EDS de 30 μm , para la sección 8 corresponde un EDS de 42 μm , para la sección 12 corresponde un EDS de 47 μm , para la sección 16 corresponde un EDS de 55 μm , para la sección 19 corresponde un EDS de 62 μm , para la sección 24 corresponde un EDS de 68 μm y finalmente para la sección 27 corresponde un EDS de 80.8 μm .

Tabla 6.11 Medición del EDS para la condición 10 (Si 11%-Fe0.3%).

Medición de porosidad y EDS para la condición 10						
Zona	% Min	% Max	Prom	Desv Std ..	poro > μm	EDS
1	0.00E+00	0.13	0.024	0.031	68	15
2	8.32E-03	0.31	0.11	0.098	125	21
4	2.98E-03	0.29	0.082	0.08	80	24
6	6.00E-02	1.45	0.517	0.377	256	30
8	1.37E-03	3.01	0.882	0.867	534	42
12	3.66E-03	2.93	0.969	0.913	536	47
16	1.00E-02	7.42	1.88	1.95	727	55
19	0.00E+00	5.95	1.62	2.08	772	62
24	0.00E+00	21	3.11	5.61	1004	68
27	0.00E+00	25.26	2.28	5.34	1066	80.8

Figura 6.38 Muestra de la sección 1 de la condición 10 (Si11%-Fe 0.3%), en condición de colada, con un EDS de 15 μm .

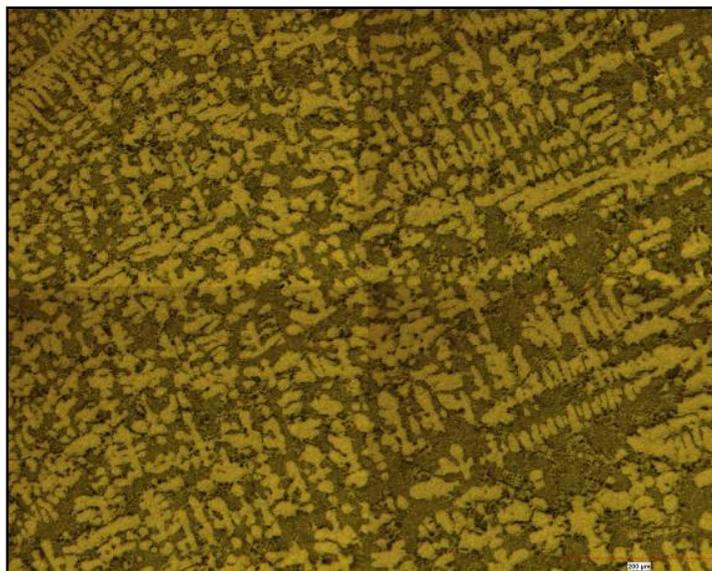


Figura 6.39 Muestra de la sección 6 de la condición 10 (Si11%-Fe 0.3%), en condición de colada, con un EDS de 30 μm .

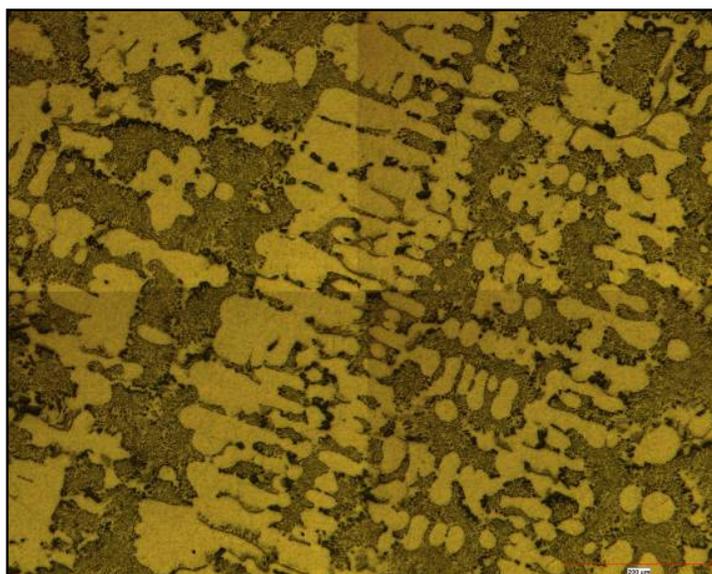


Figura 6.40 Muestra de la sección 16 de la condición 10 (Si11%-Fe 0.3%), en condición de colada, con un EDS de 55 μm .

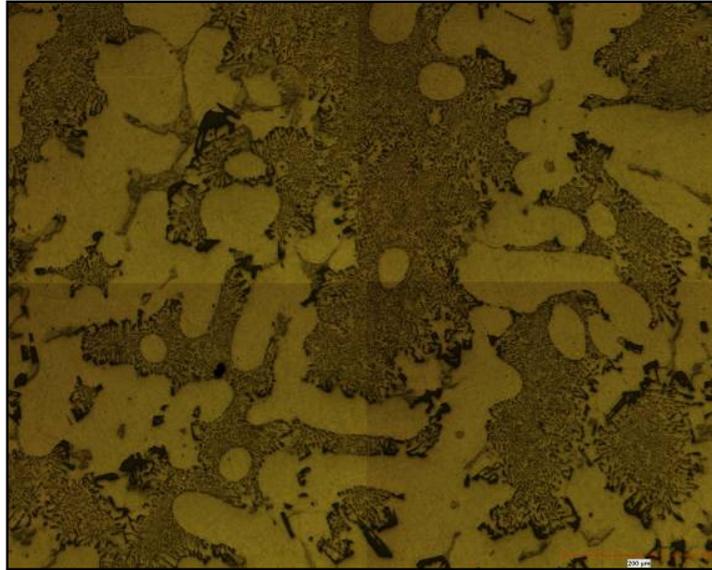
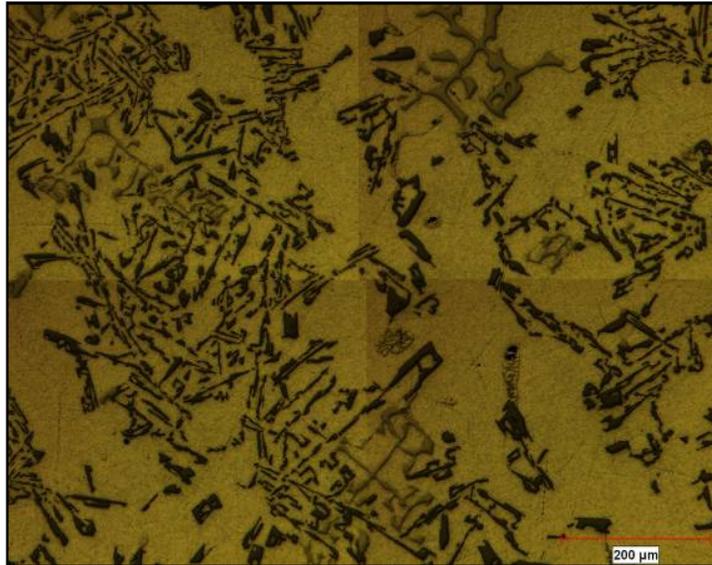


Figura 6.41 Muestra de la sección 27 de la condición 10 (Si11%-Fe 0.3%), en condición de colada, con un EDS de 80.8 μm .



Para la **condición 11 (Si 11%- Fe 0.6%)**, la sección 1 corresponde un EDS de 15 μm , para la sección 2 corresponde un EDS de 21 μm , para la sección 4 corresponde un EDS de 24 μm , para la sección 6 corresponde un EDS de 30 μm , para la sección 8 corresponde un EDS de 42 μm , para la sección 12 corresponde un EDS de 47 μm , para la sección 16 corresponde un EDS de 55 μm , para la sección 19 corresponde un EDS de 62 μm , para la sección 24 corresponde un EDS de 68 μm y finalmente para la sección 27 corresponde un EDS de 80.8 μm .

Tabla 6.12 Medición del EDS para la condición 11 (Si 11%-Fe0.6%).

Medición de porosidad y EDS para la condición 11						
Zona	% Min	% Max	Prom	Desv Std ..	poro > μm	EDS
1	9.92E-04	0.14	0.019	0.028	96	16
2	0.00E+00	0.36	0.097	0.091	123	21
4	0.00E+00	0.42	0.097	0.111	211	26
6	1.07E-03	1.45	0.233	0.336	276	28
8	0.00E+00	3.02	0.679	0.731	432	38
12	2.29E-04	2.08	0.623	0.616	450	52
16	0.00E+00	6.82	1.06	1.57	613	65
19	0.00E+00	5.12	1.03	1.52	530	80
24	0.00E+00	11.1	2.09	3	903	88
27	0.00E+00	5.01	1.34	1.57	768	92

Figura 6.42 Muestra de la sección 1 de la condición 11 (Si11%-Fe 0.6%), en condición de colada, con un EDS de 16 μm .

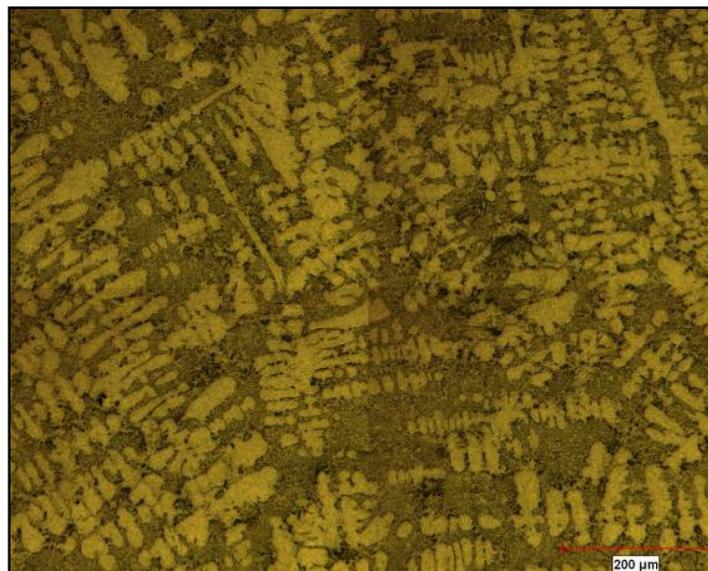


Figura 6.43 Muestra de la sección 6 de la condición 11 (Si11%-Fe 0.6%), en condición de colada, con un EDS de 28 μm .

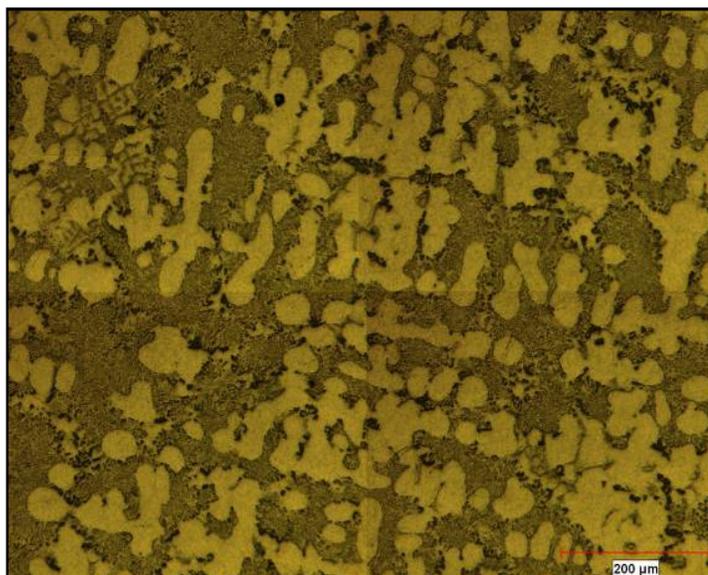


Figura 6.44 Muestra de la sección 16 de la condición 11 (Si11%-Fe 0.6%), en condición de colada, con un EDS de 65 μm .

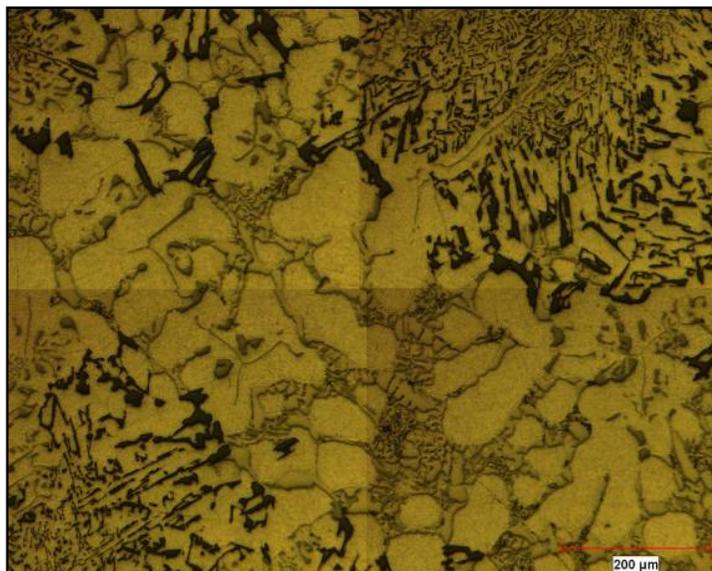
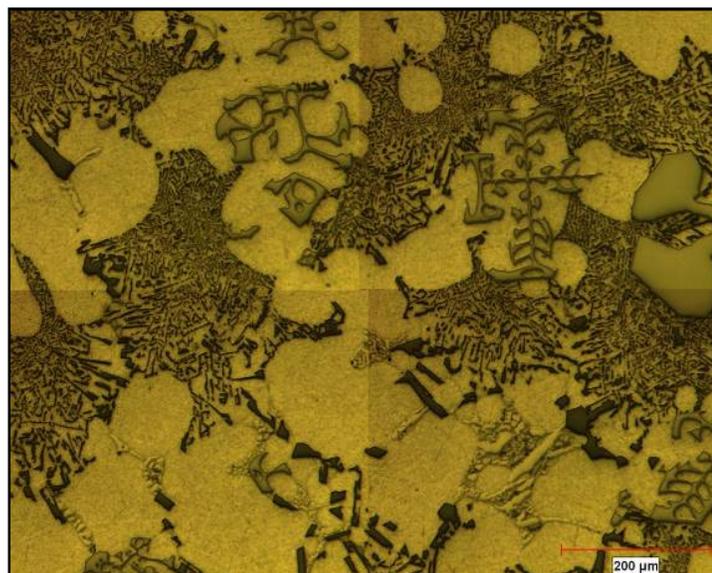


Figura 6.45 Muestra de la sección 27 de la condición 11 (Si11%-Fe 0.6%), en condición de colada, con un EDS de 92 μm .



Para la **condición 12 (Si 11%- Fe 0.8%)**, la sección 1 corresponde un EDS de 15 μm , para la sección 2 corresponde un EDS de 19 μm , para la sección 4 corresponde un EDS de 24 μm , para la sección 6 corresponde un EDS de 27 μm , para la sección 8 corresponde un EDS de 38.1 μm , para la sección 12 corresponde un EDS de 47.5 μm , para la sección 16 corresponde un EDS de 59 μm , para la sección 19 corresponde un EDS de 67 μm , para la sección 24 corresponde un EDS de 73 μm y finalmente para la sección 27 corresponde un EDS de 82 μm .

Tabla 6.13 Medición del EDS para la condición 12 (Si 11%-Fe0.8%).

Medición de porosidad y EDS para la condición 12						
Zona	% Min	% Max	Prom	Desv Std ..	poro > μm	EDS
1	0.00E+00	0.04	6.36E-03	9.33E-03	53	15
2	1.45E-03	0.43	0.058	0.104	102	19
4	1.30E-03	0.22	0.035	0.051	63	24
6	0.00E+00	0.55	0.138	0.135	160	27
8	0.00E+00	1.7	0.363	0.419	631	38.1
12	0.00E+00	5.83	1.32	1.52	516	47.5
16	0.00E+00	7.88	1.41	2.04	927	59
19	0.00E+00	9.36	1.59	2.1	729	67
24	1.14E-03	10.66	1.83	2.56	786	73
27	0.00E+00	10.09	2.08	2.64	905	82

Figura 6.46 Muestra de la sección 1 de la condición 12 (Si11%-Fe 0.8%), en condición de colada, con un EDS de 15 μm .

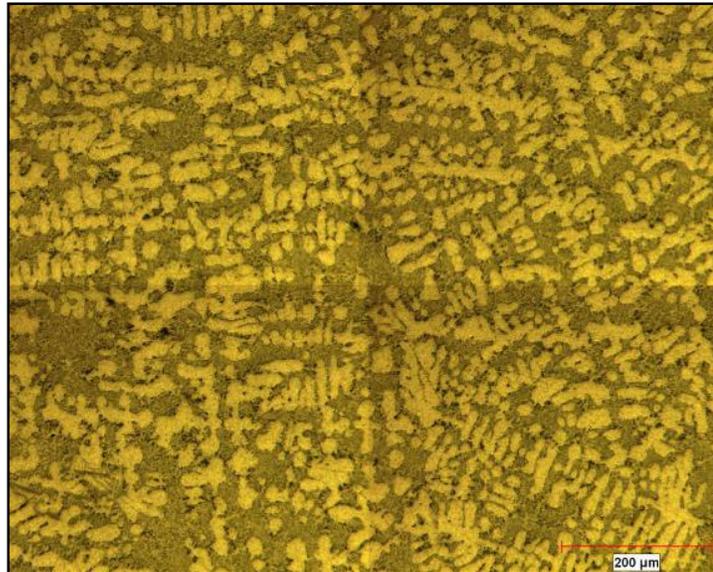


Figura 6.47 Muestra de la sección 6 de la condición 12 (Si11%-Fe 0.8%), en condición de colada, con un EDS de 27 μm .

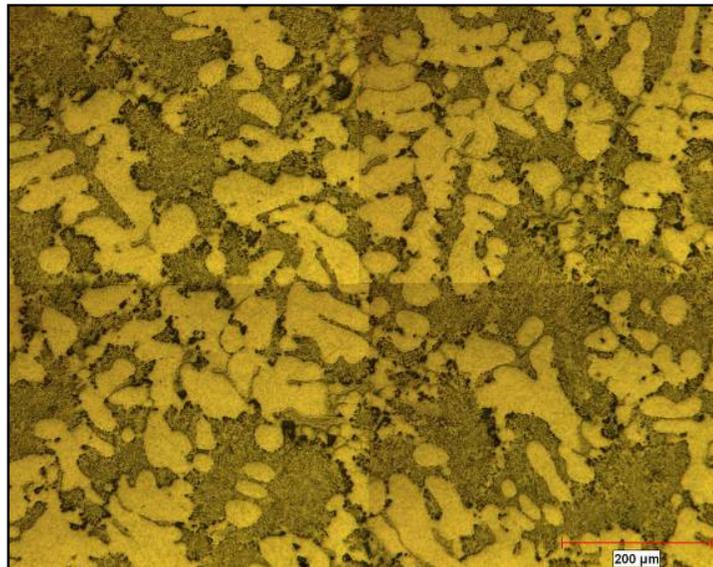


Figura 6.48 Muestra de la sección 16 de la condición 12 (Si11%-Fe 0.8%), en condición de colada, con un EDS de 59 μm .

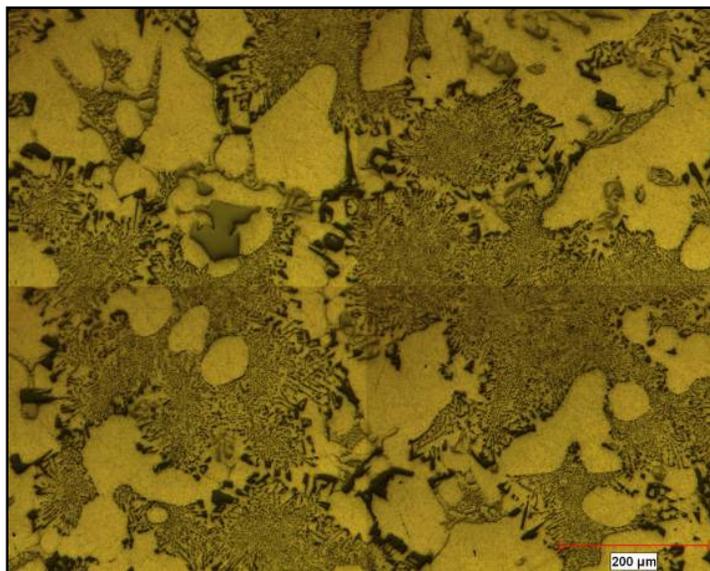
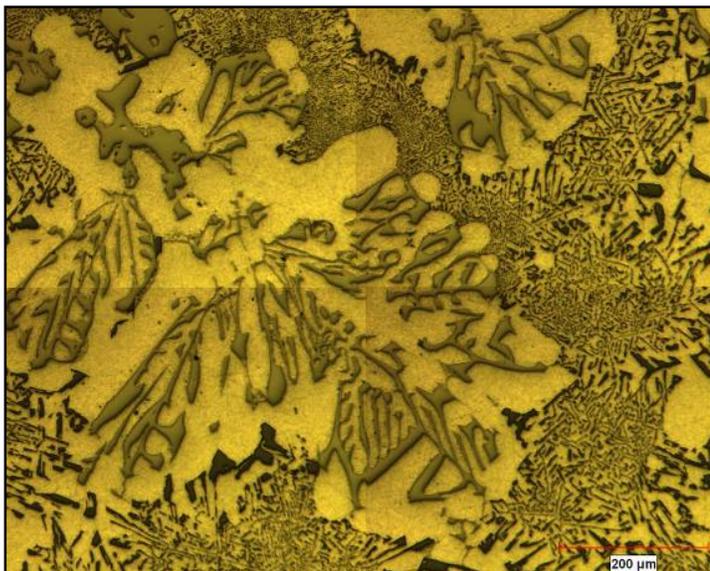


Figura 6.49 Muestra de la sección 27 de la condición 12 (Si11%-Fe 0.8%), en condición de colada, con un EDS de 82 μm .



6.4 Pruebas mecánicas

Los resultados obtenidos de los ensayos mecánicos son los valores de esfuerzo máximo, esfuerzo de cedencia, elongación plástica, elongación total y dureza.

Con la información de las pruebas de tensión y dureza, se construyeron gráficas con la finalidad de evaluar la influencia del:

- EDS sobre cada una de las propiedades.
- Contenido de hierro a diferentes contenidos de silicio.
- Tratamiento térmico en las propiedades mecánicas.

6.4.1 Propiedades mecánicas de tensión en función del espacio dendrítico secundario y del tratamiento térmico de envejecido.

Para evaluar la influencia del EDS sobre las propiedades mecánicas de tensión se analizaron las gráficas mostradas en las figuras 6.50 a 6.81. En todas se observa una influencia significativa del EDS sobre el esfuerzo de último de tensión, esfuerzo de cedencia y elongación.

Para presentar los resultados de los ensayos mecánicos de tensión y de dureza Vickers se decidió separar los contenidos de silicio contra diferentes contenidos de hierro de tal manera que en cada gráfica se vea reflejado exclusivamente diferentes contenidos de hierro en función del espaciamiento dendrítico secundario sin tratamiento térmico y con tratamiento térmico de estabilización.

Figura 6.50 Esfuerzo de cedencia y esfuerzo último de tensión de la condición 1, 2 y 3 sin tratamiento térmico en función del EDS.

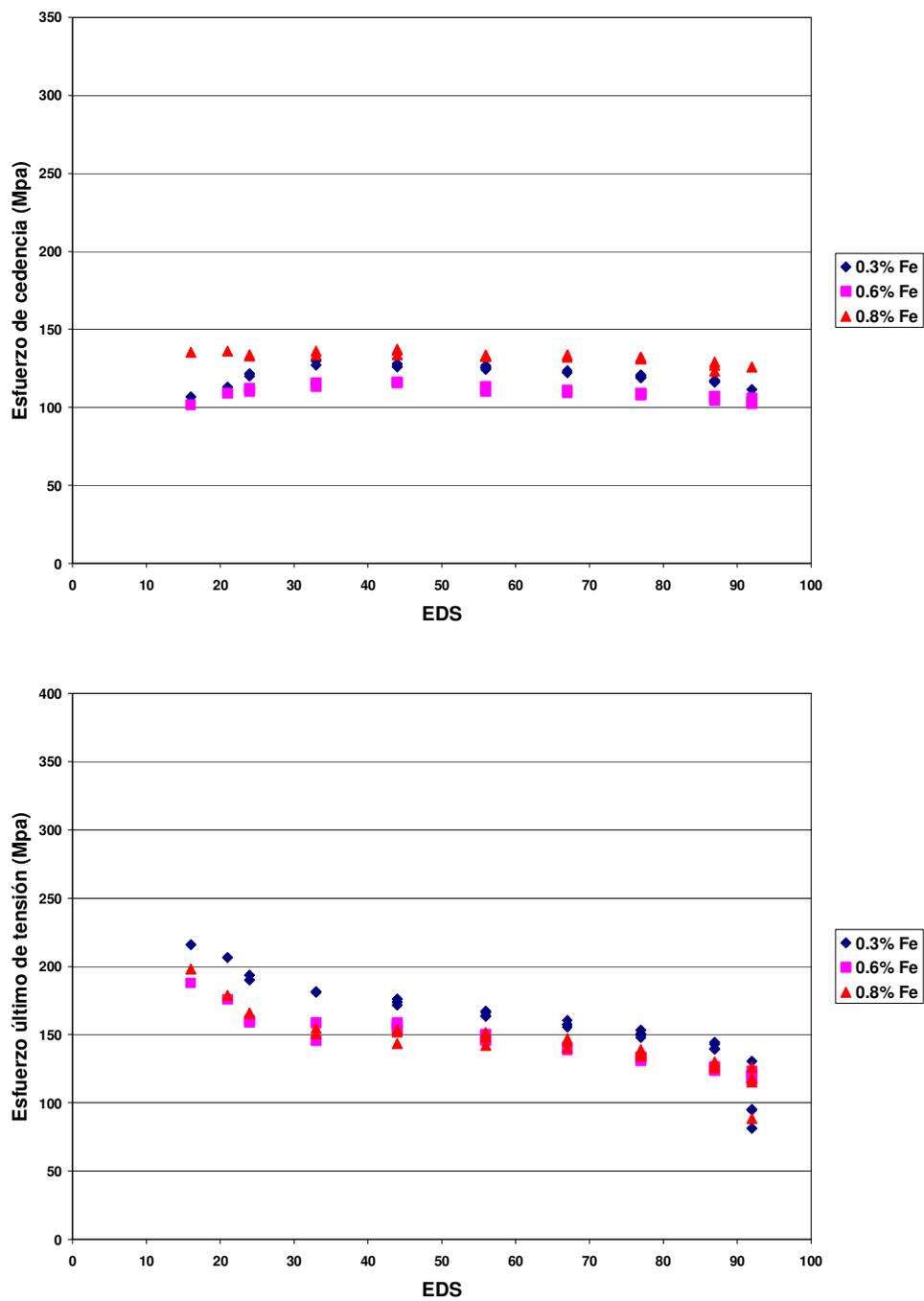


Figura 6.51 Elongación plástica y total de la condición 1, 2 y 3 sin tratamiento térmico en función del EDS.

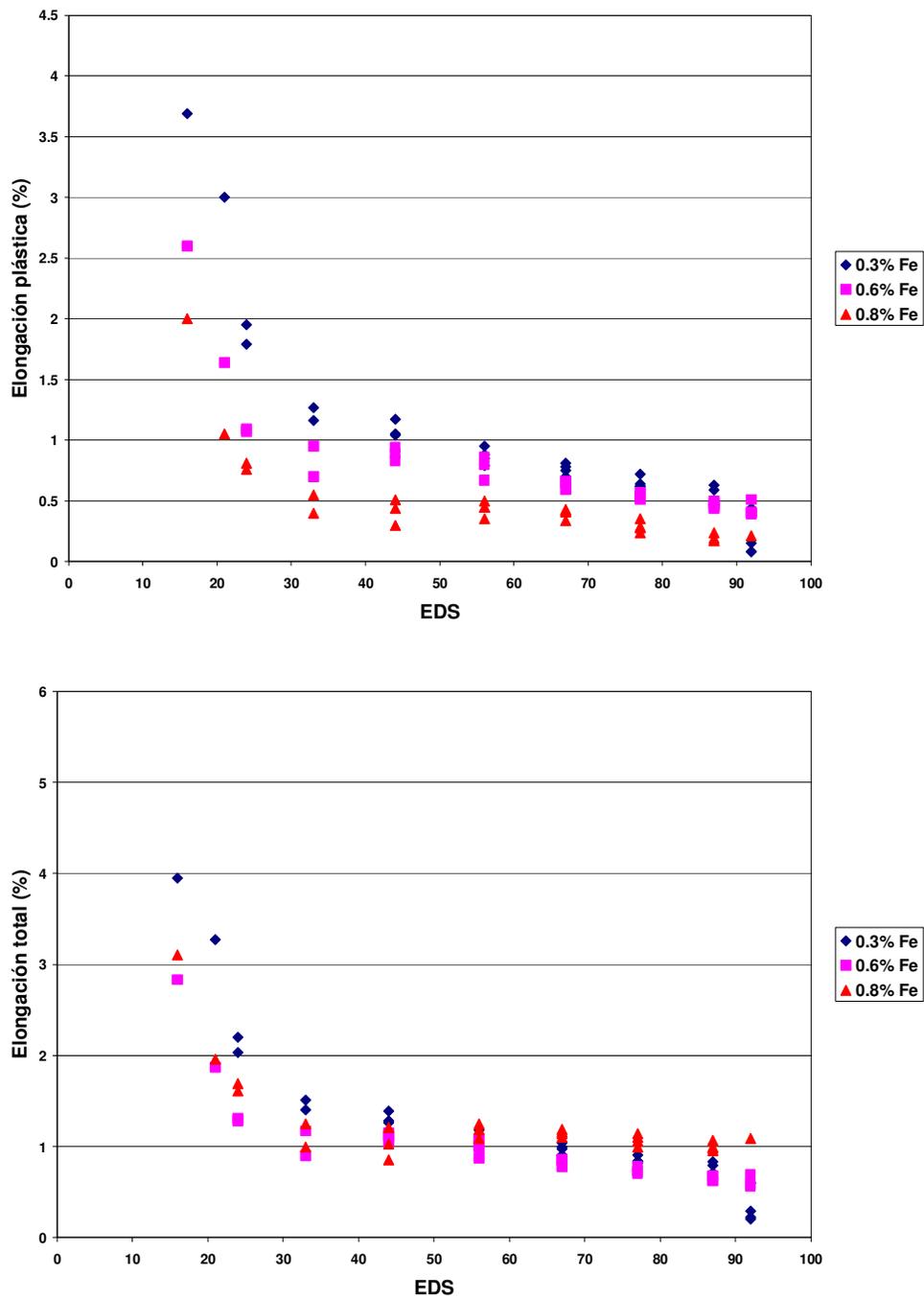


Figura 6.52 Esfuerzo de cedencia y esfuerzo último de tensión de la condición 1, 2 y 3 sometida a tratamiento térmico de estabilización en función del EDS.

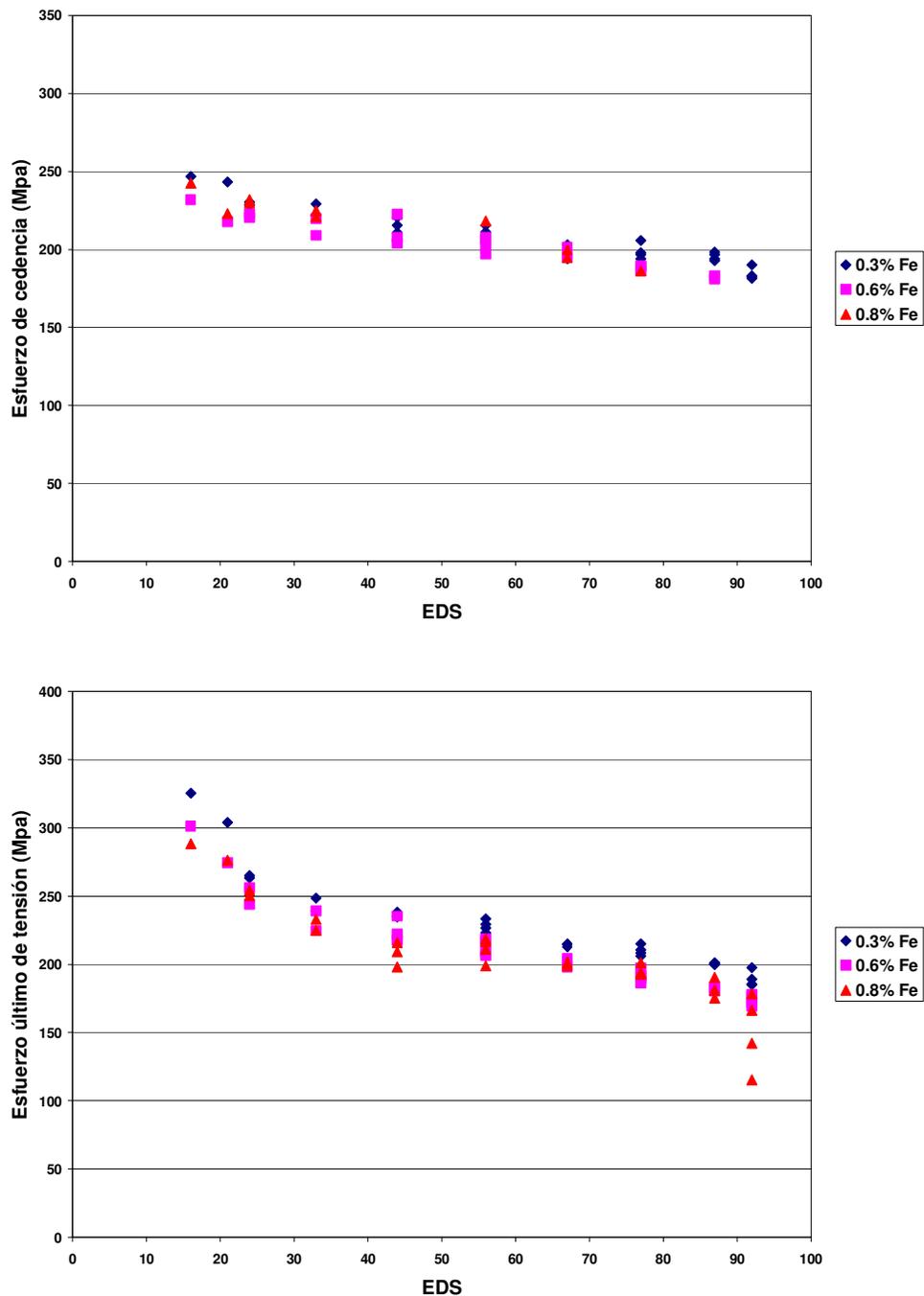


Figura 6.53 Elongación plástica y total de la condición 1, 2 y 3 sometida a tratamiento térmico de estabilización en función del EDS.

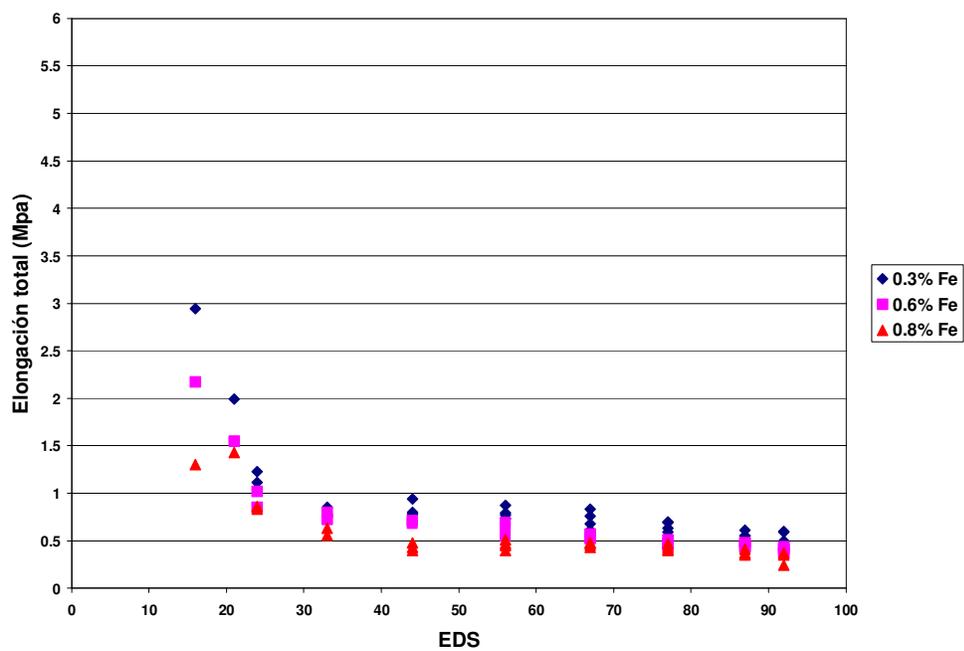
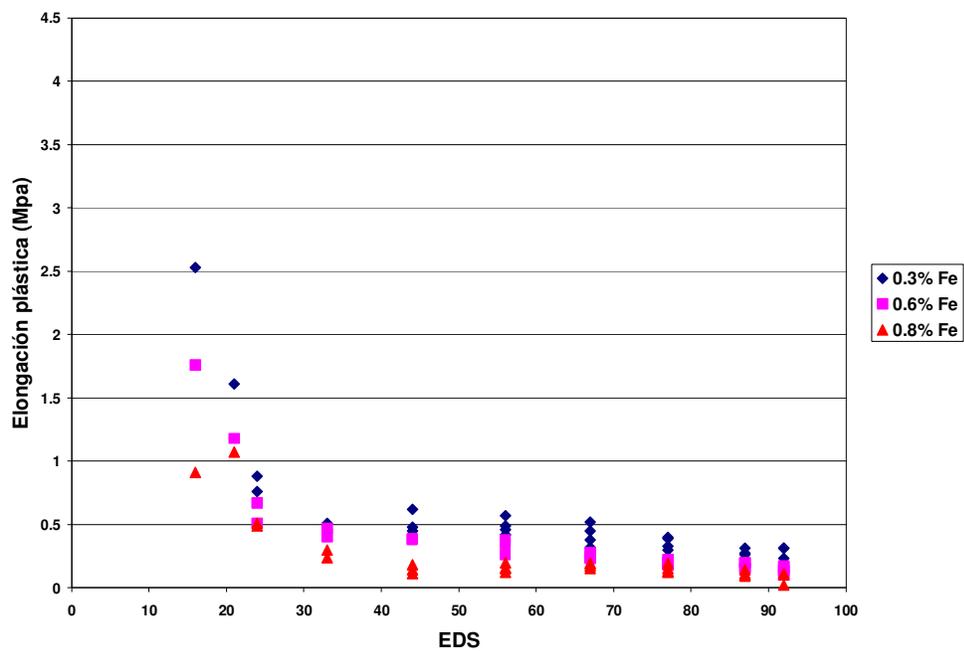


Figura 6.54 Esfuerzo de cedencia y esfuerzo último de tensión de la condición 4, 5 y 6 sin tratamiento termico en función del EDS.

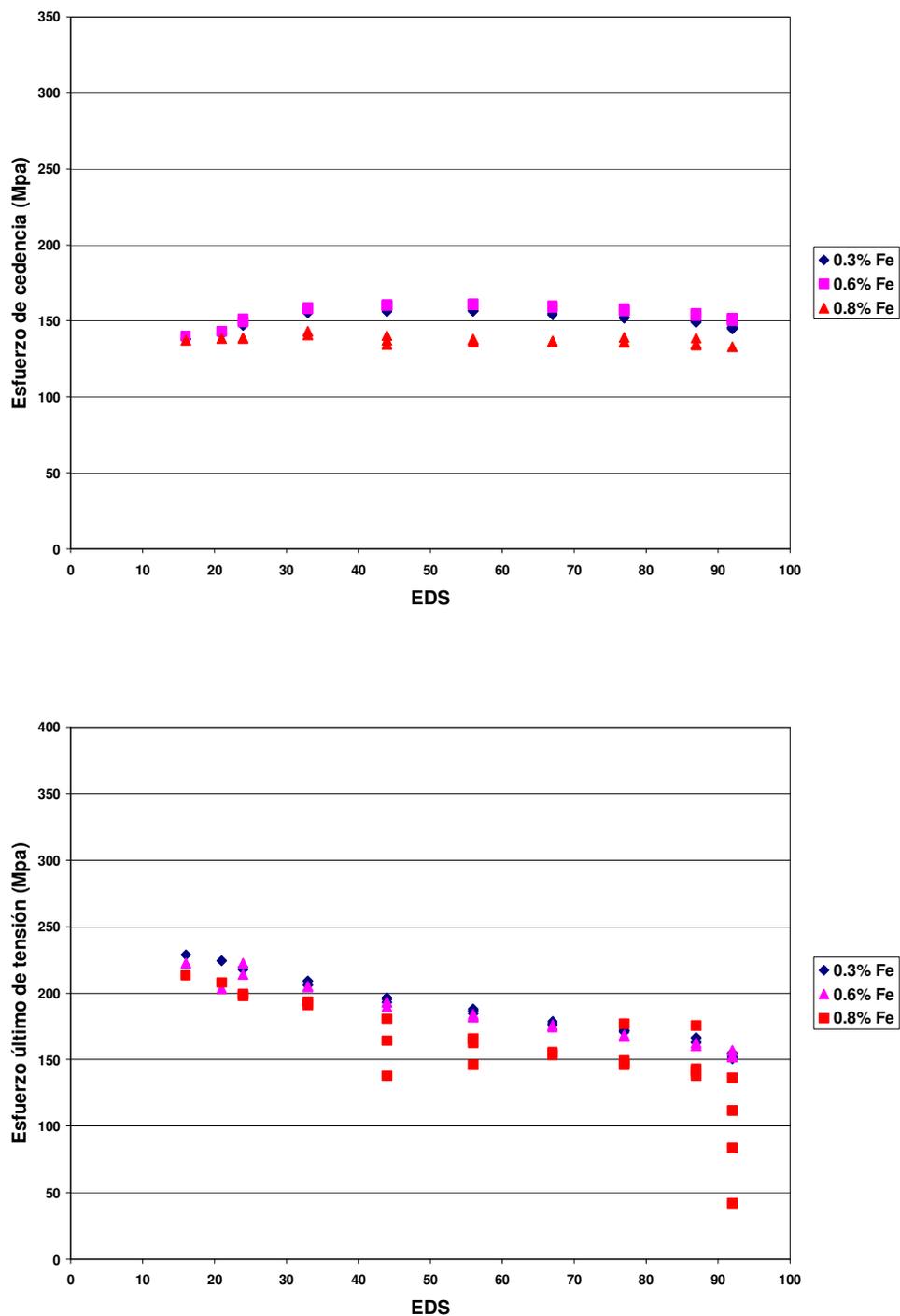


Figura 6.55 Elongación plástica y total de la condición 4, 5 y 6 sin tratamiento térmico en función del EDS.

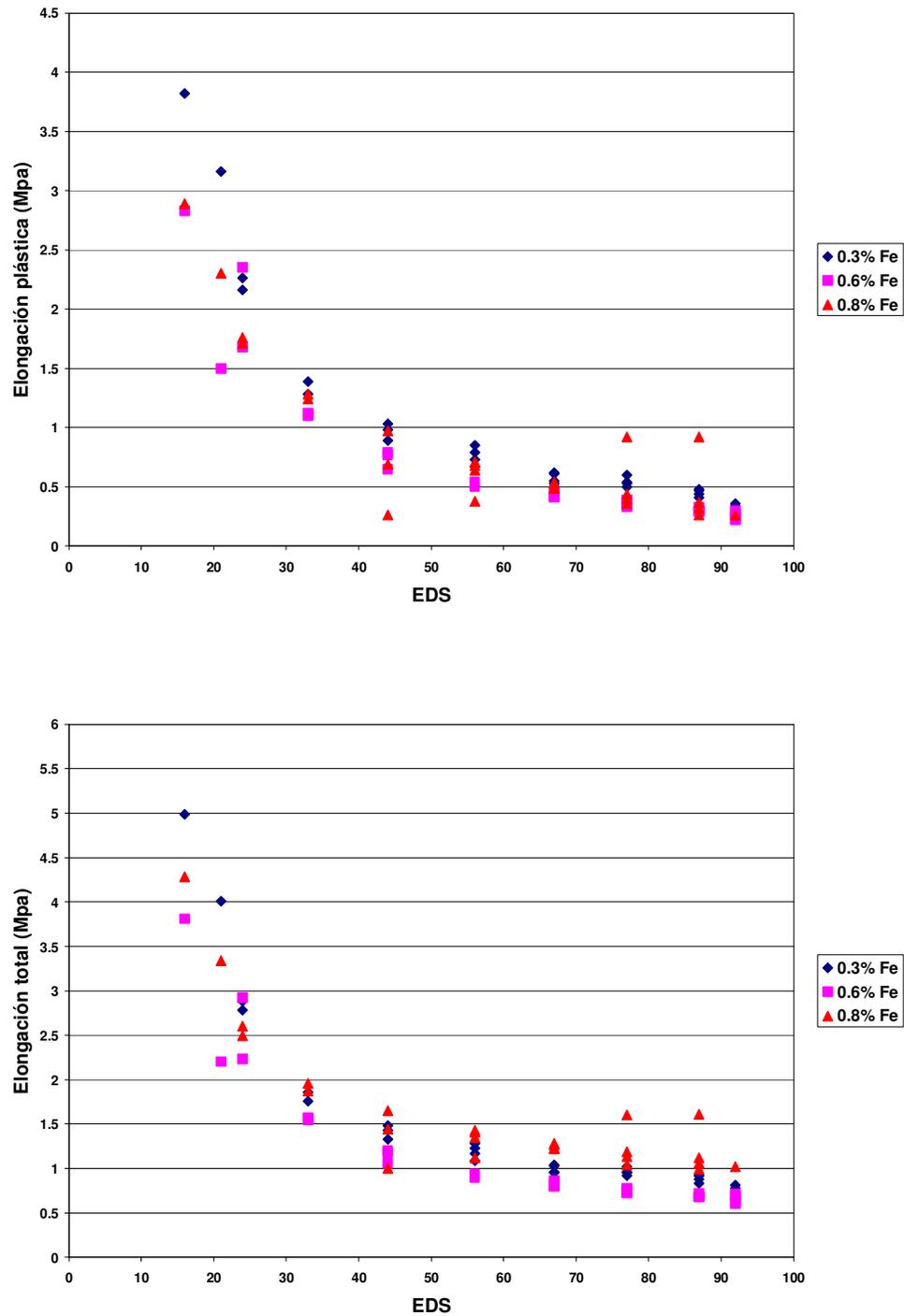


Figura 6.56 Esfuerzo de cedencia y esfuerzo último de tensión 4, 5 y 6 sometida a tratamiento térmico de estabilización en función del EDS.

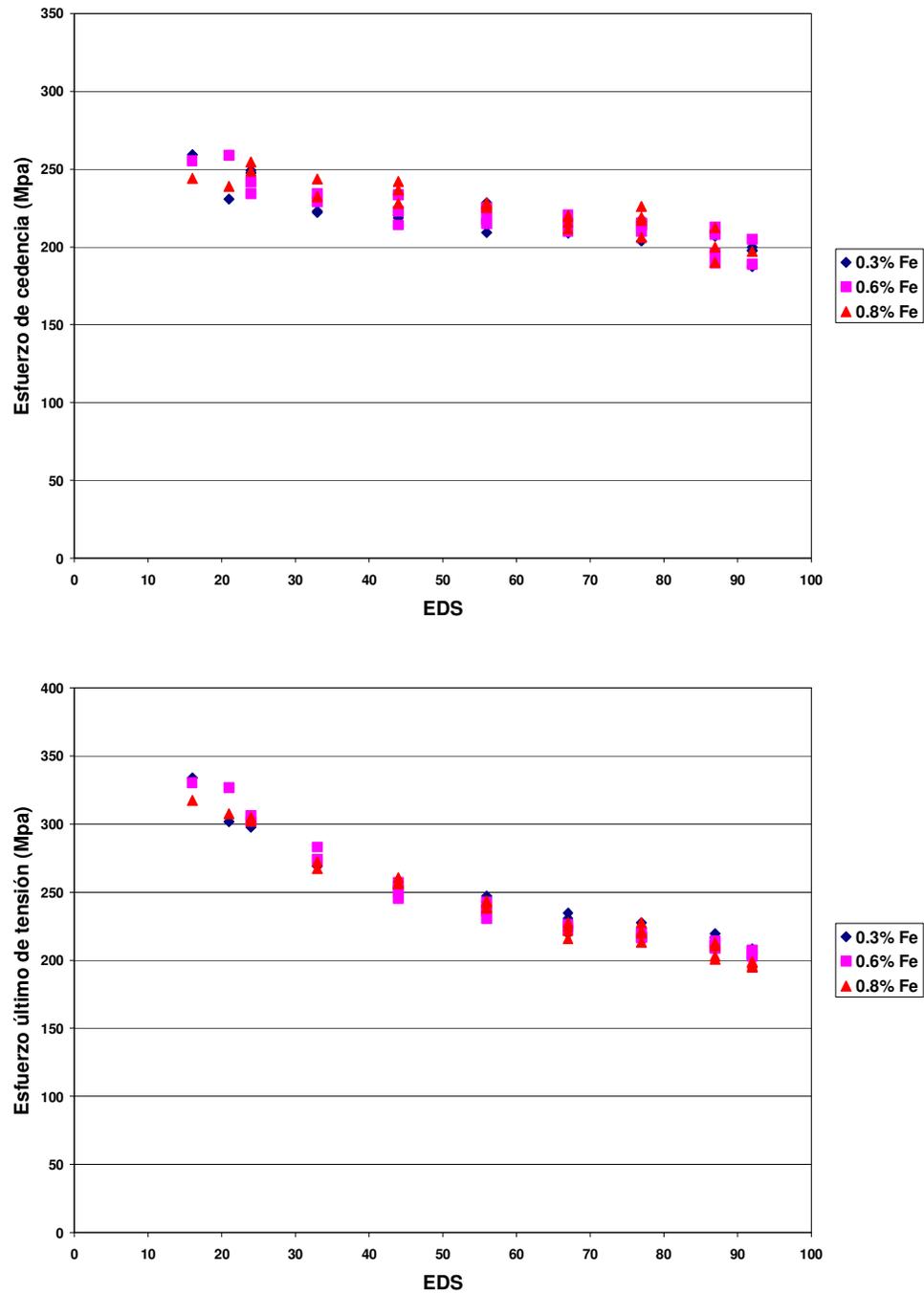


Figura 6.57 Elongación plástica y total de la condición 4, 5 y 6 sometida a tratamiento térmico de estabilización en función del EDS.

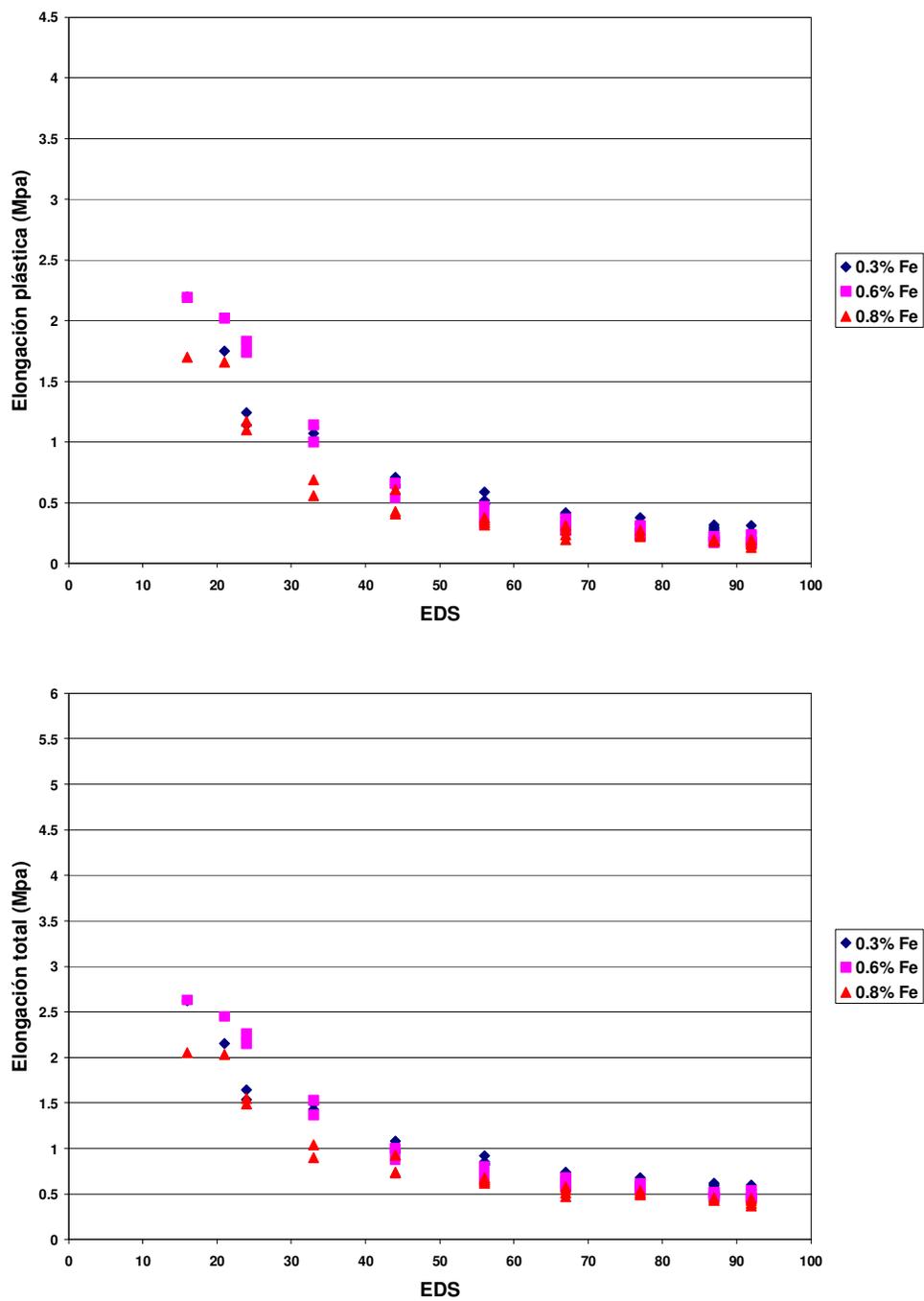


Figura 6.58 Esfuerzo de cedencia y esfuerzo último de tensión de la condición 7, 8 y 9 sin tratamiento térmico en función del EDS.

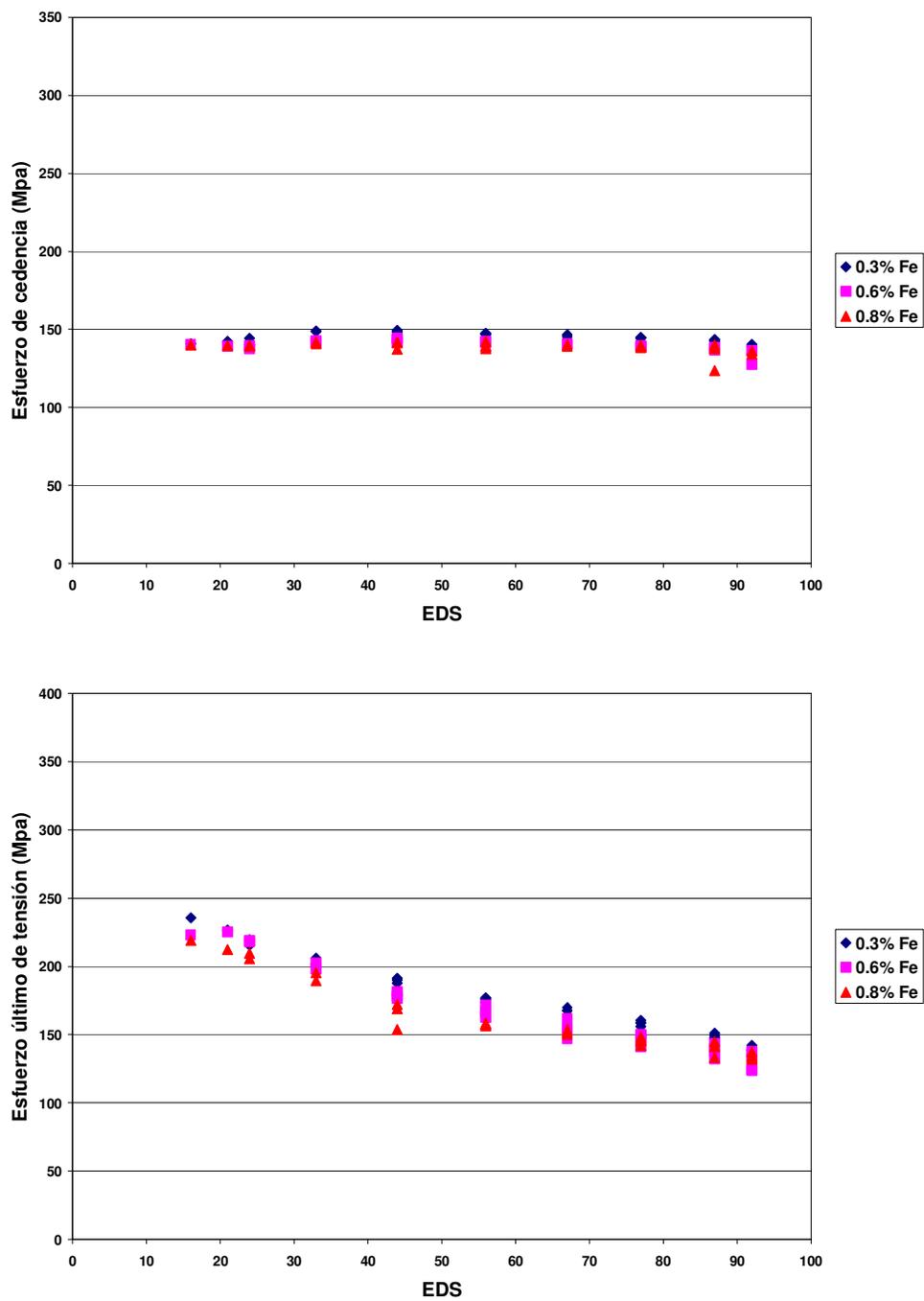


Figura 6.59 Elongación plástica y total de la condición 7, 8 y 9 sin tratamiento térmico en función del EDS.

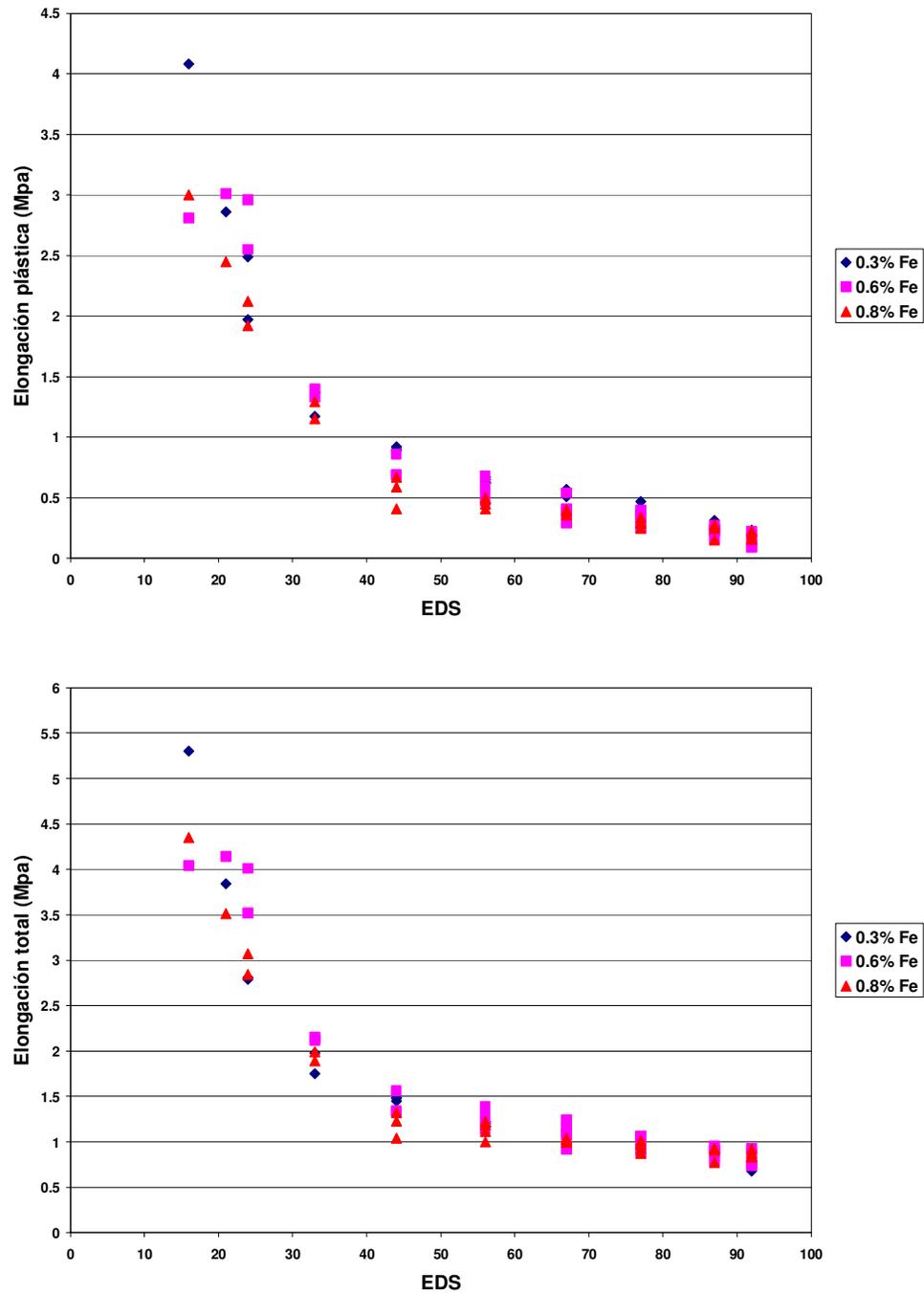


Figura 6.60 Esfuerzo de cedencia y esfuerzo último de tensión de la condición 7, 8 y 9 sometida tratamiento térmico de estabilización en función del EDS.

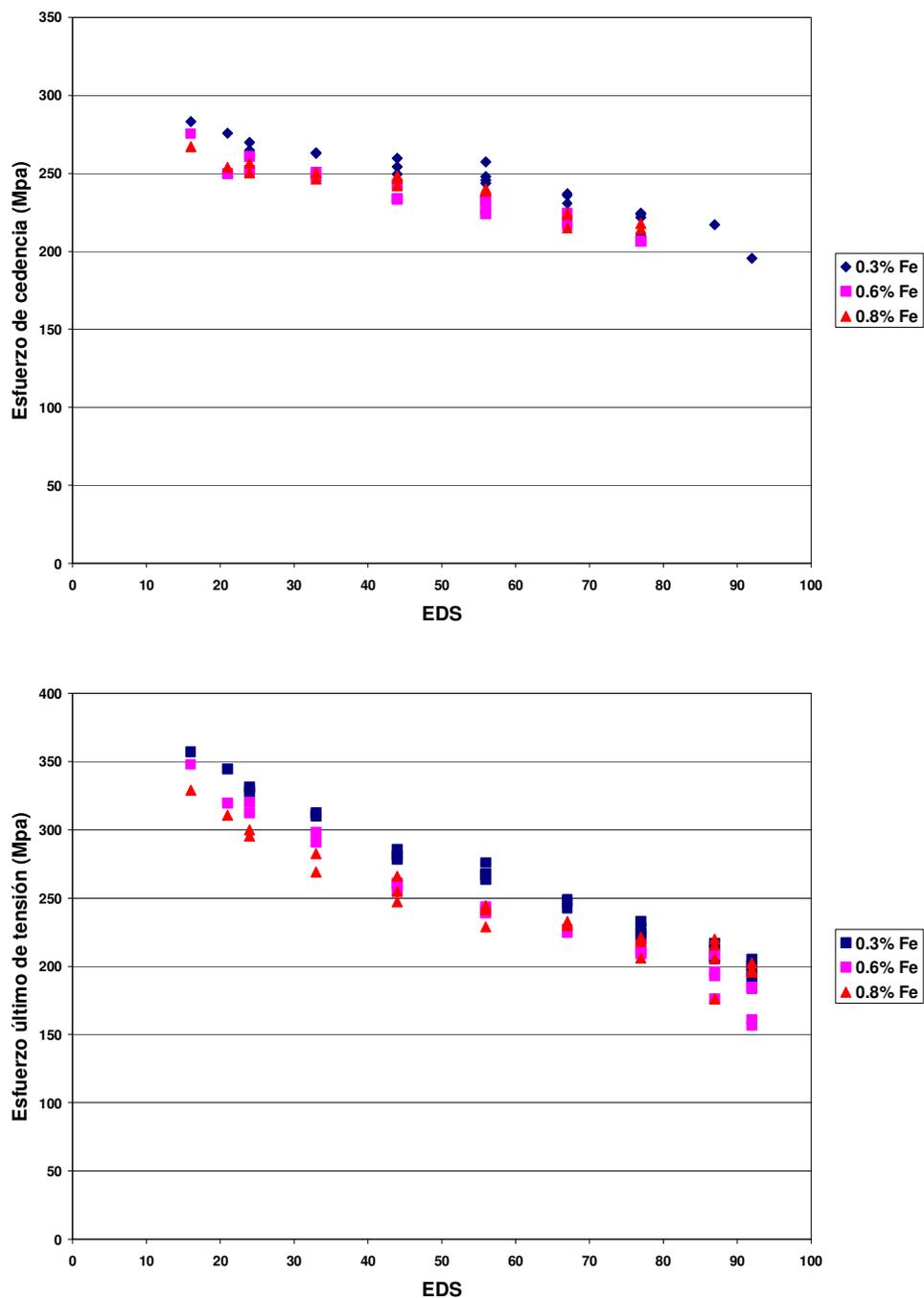


Figura 6.61 Elongación plástica y total de la condición 7, 8 y 9 sometida tratamiento térmico de estabilización en función del EDS.

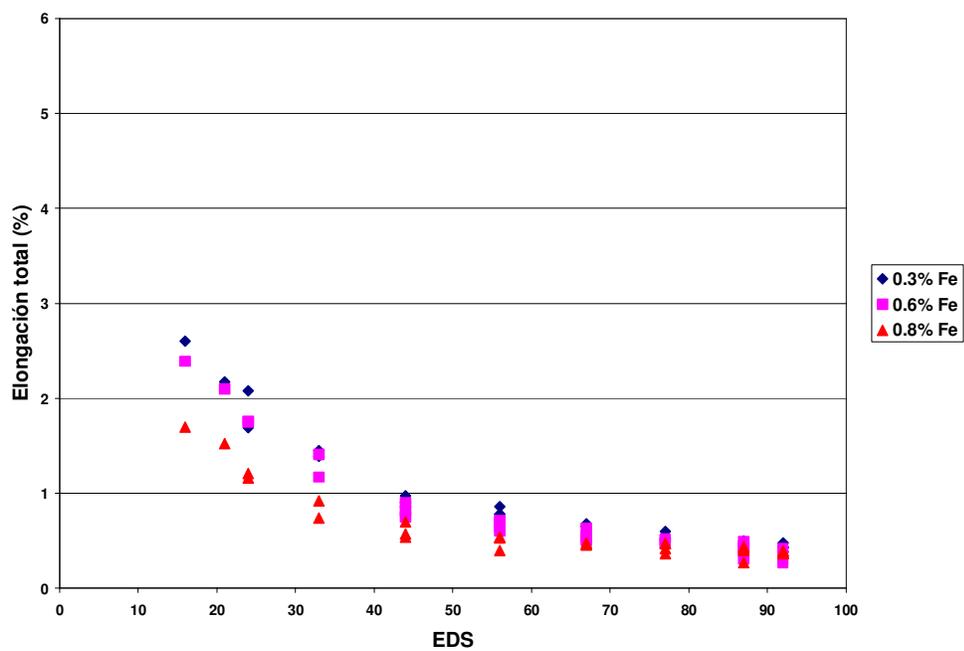
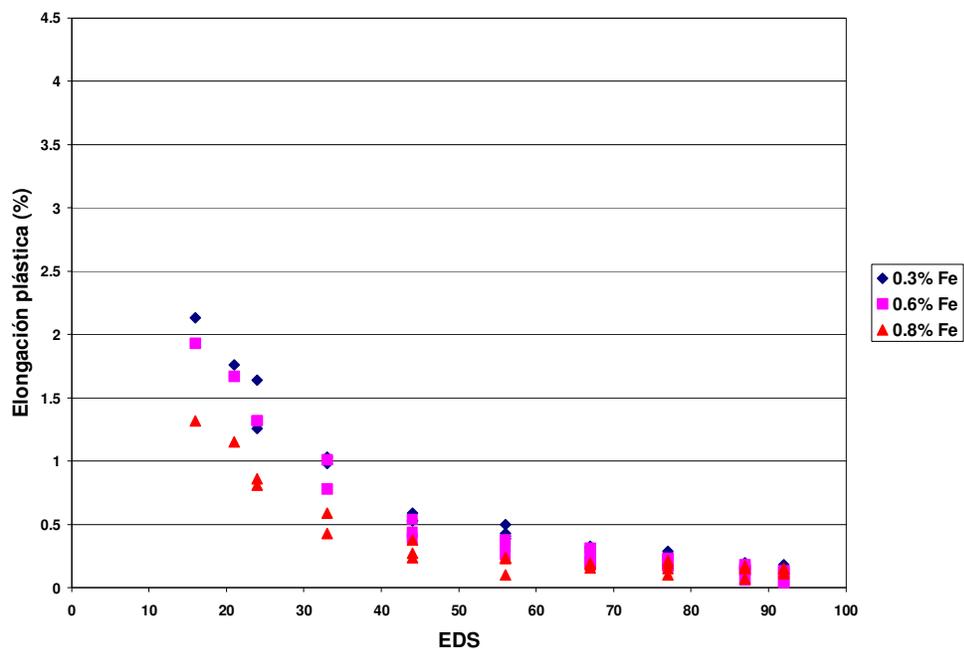


Figura 6.62 Esfuerzo de cedencia y esfuerzo último de tensión de la condición 10, 11 y 12 sin tratamiento térmico en función del EDS.

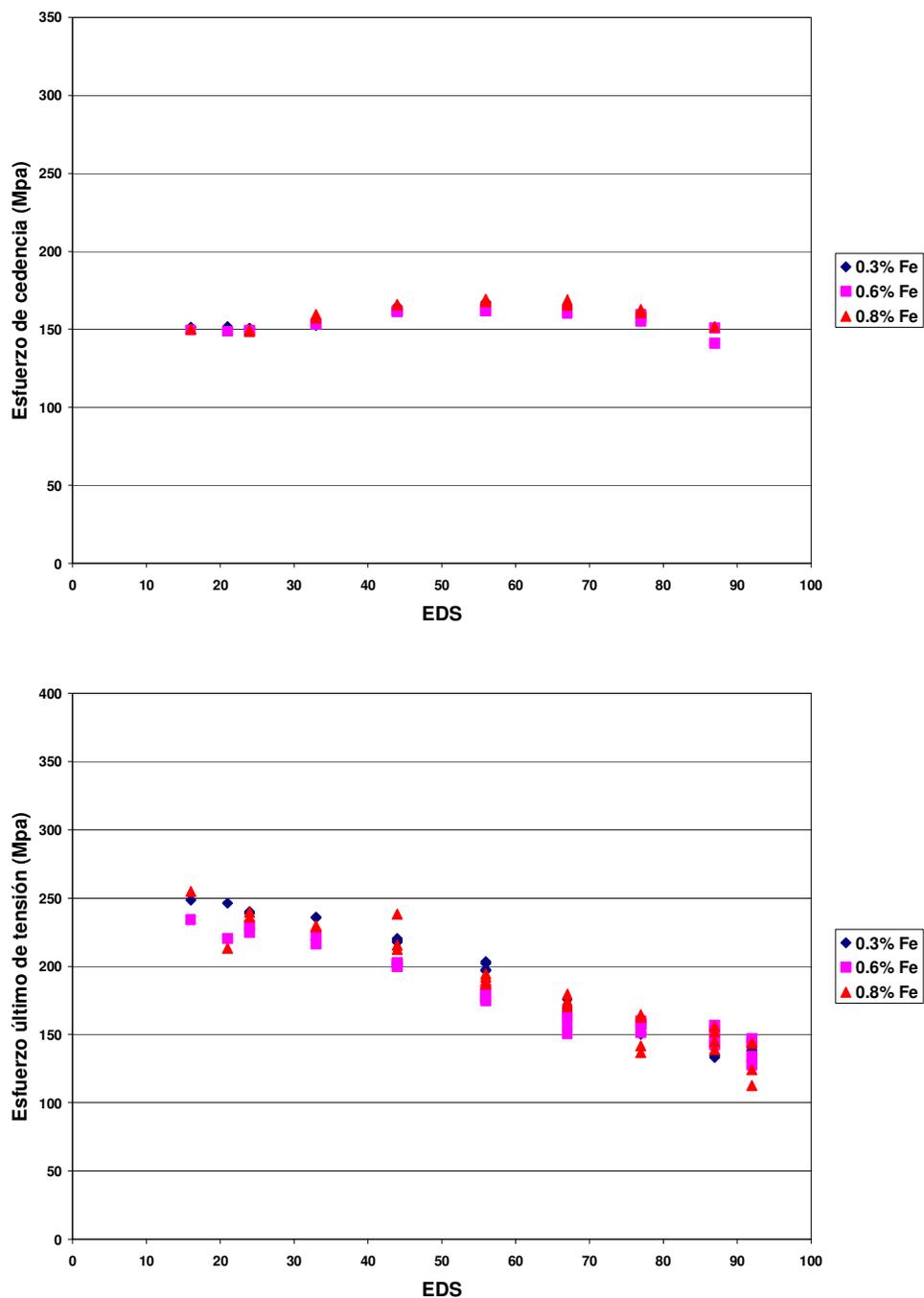


Figura 6.63 Elongación plástica y total de la condición 10, 11 y 12 sin tratamiento térmico en función del EDS.

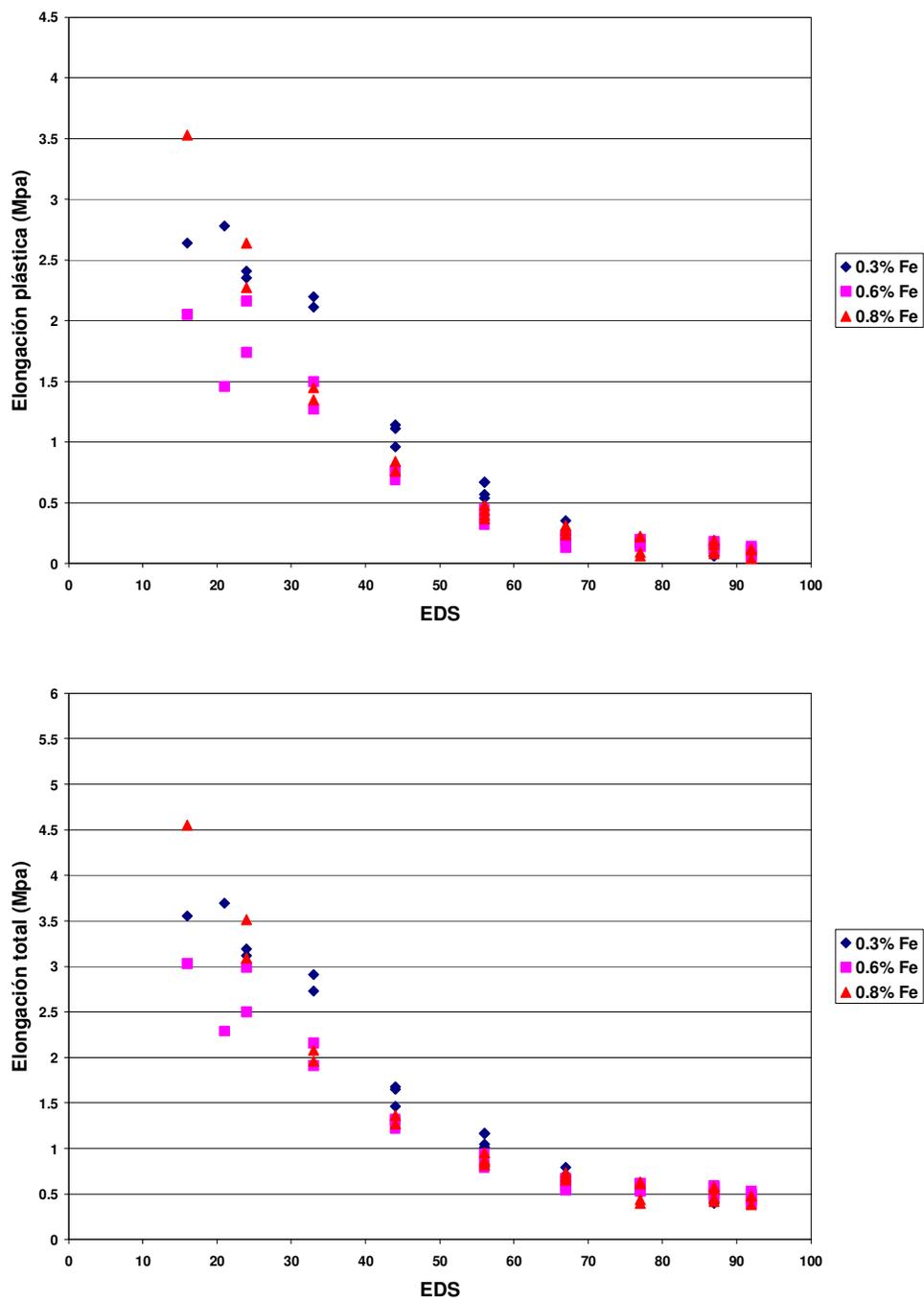


Figura 6.64 Esfuerzo de cedencia y esfuerzo último de tensión de la condición 10, 11 y 12 sometida a tratamiento térmico de estabilización en función del EDS.

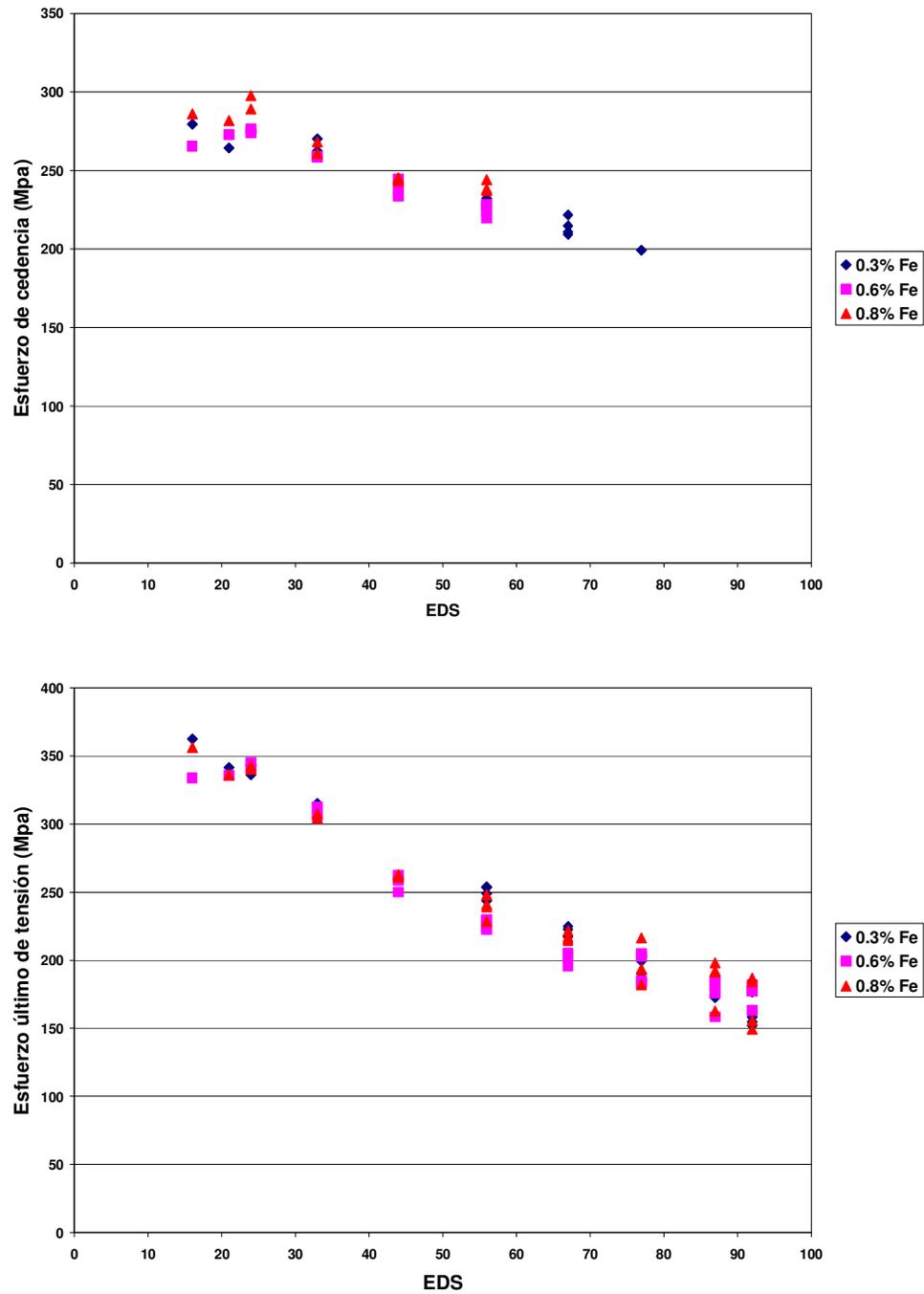
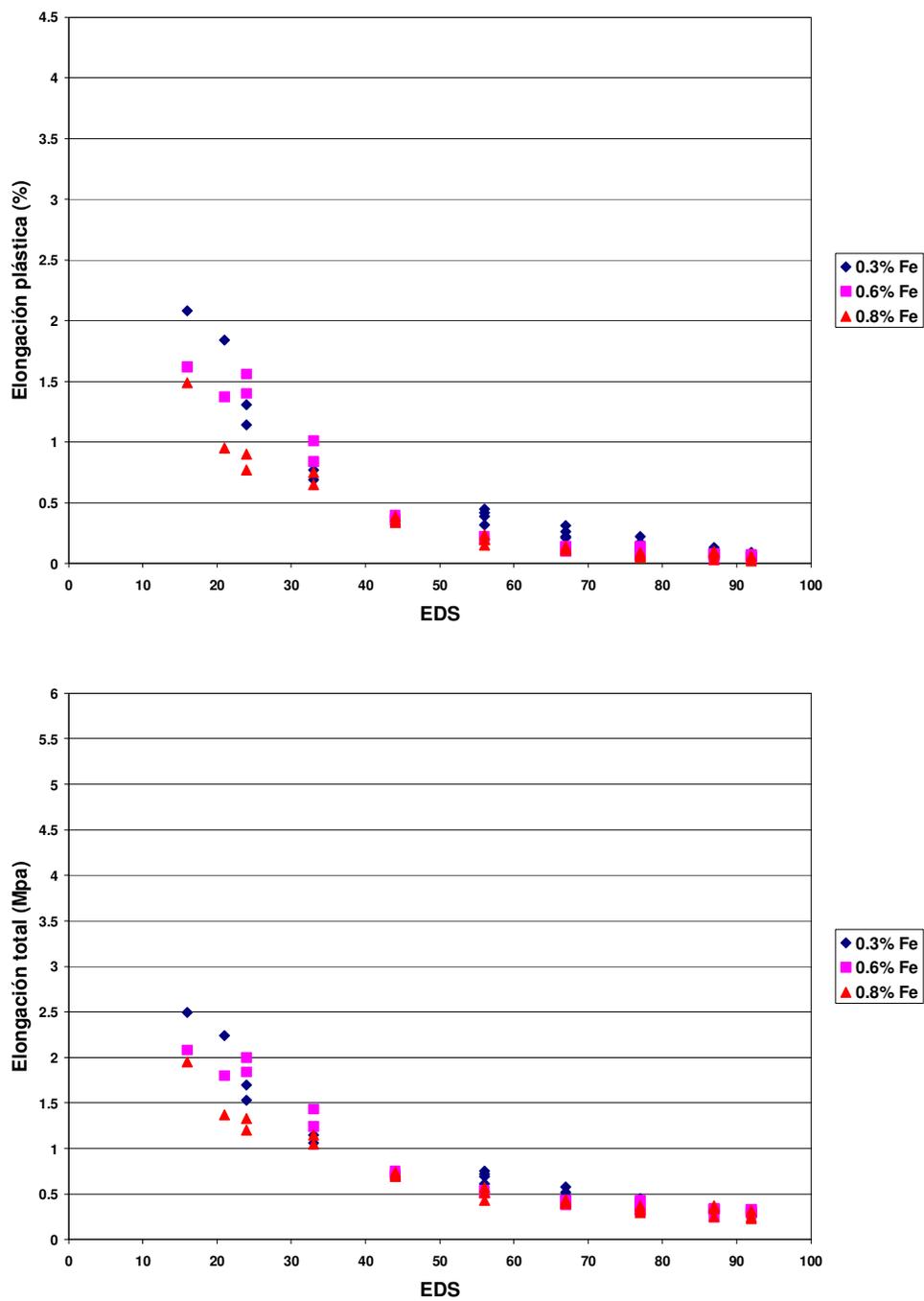


Figura 6.65 Elongación plástica y total de la condición 10, 11 y 12 sometida a tratamiento térmico de estabilización en función del EDS.



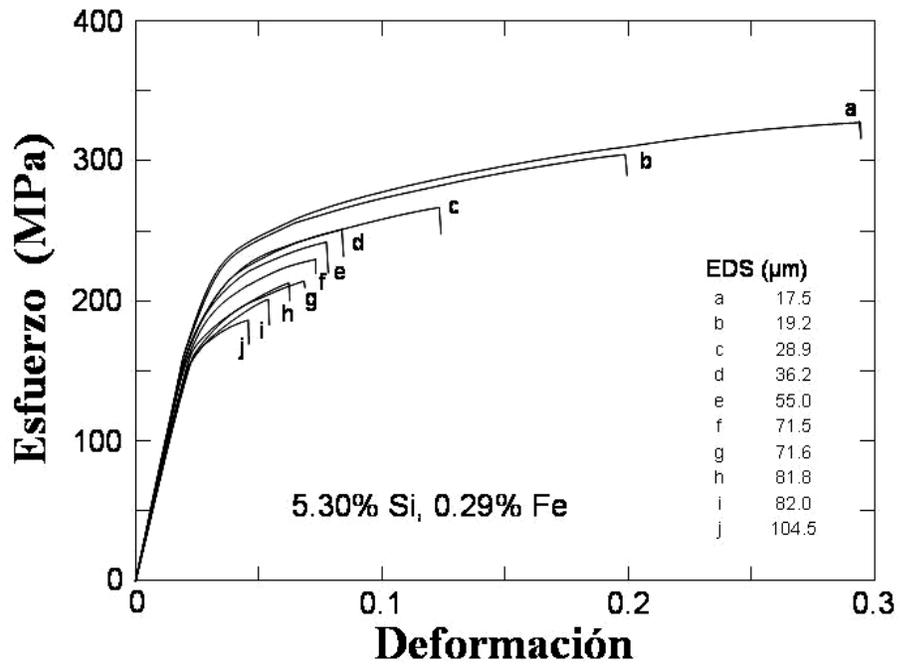


Figura 6.66 Curvas esfuerzo-deformación en material tratado térmicamente de aleación con 5% Si 0.3% Fe [30].

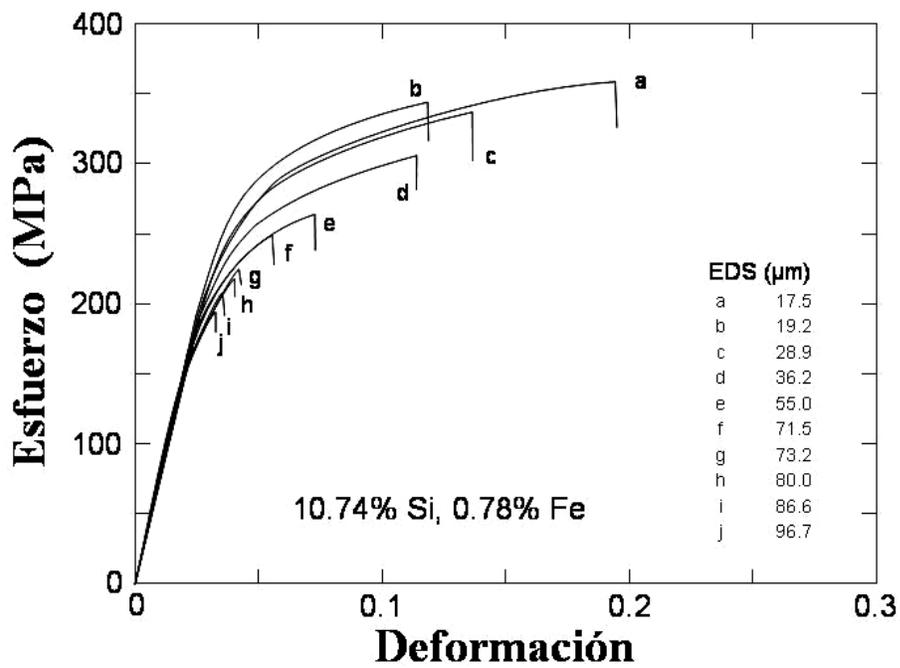


Figura 6.67 Curvas esfuerzo-deformación en material tratado térmicamente de aleación con 11% Si 0.3% Fe [30].

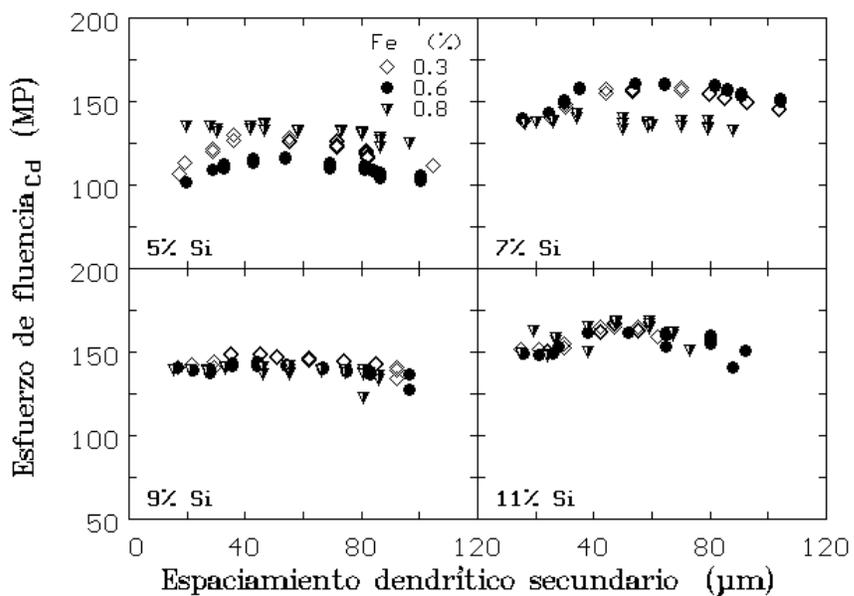


Figura 6.68 Dependencia del esfuerzo de fluencia en el material de vaciado en función del EDS[30].

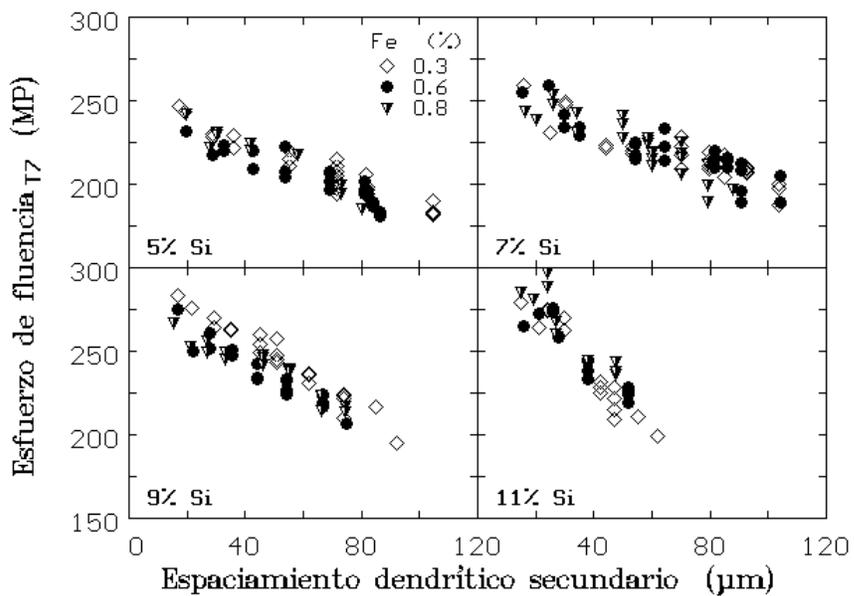


Figura 6.69 Dependencia del esfuerzo de fluencia en el material tratado térmicamente en función del EDS [30].

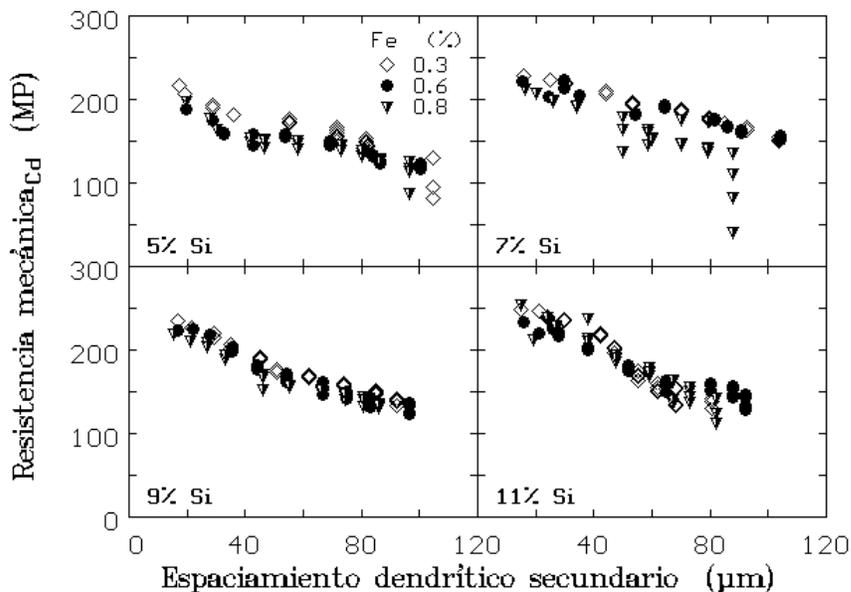


Figura 6.70 Dependencia de la resistencia mecánica en el material de vaciado en función del EDS [30].

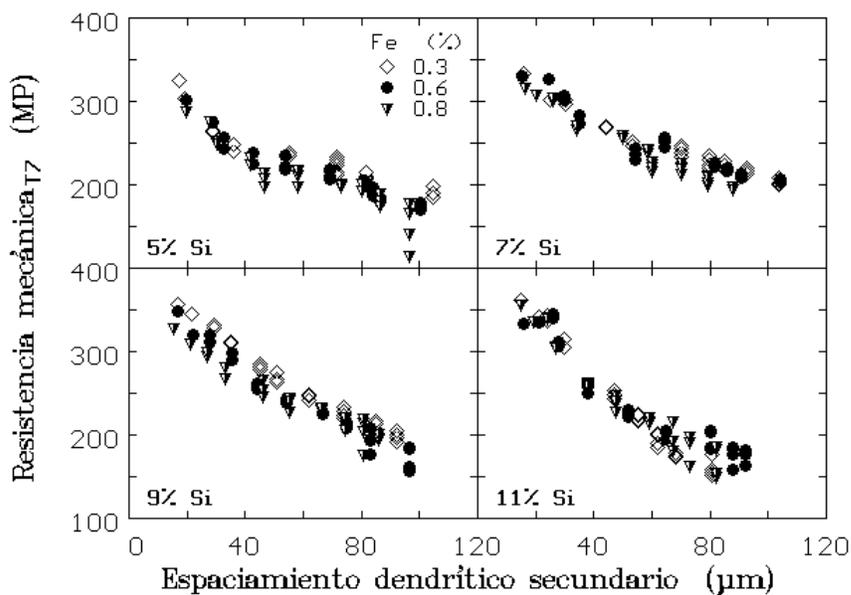


Figura 6.71 Dependencia de la resistencia mecánica en el material tratado térmicamente en función del EDS [30].

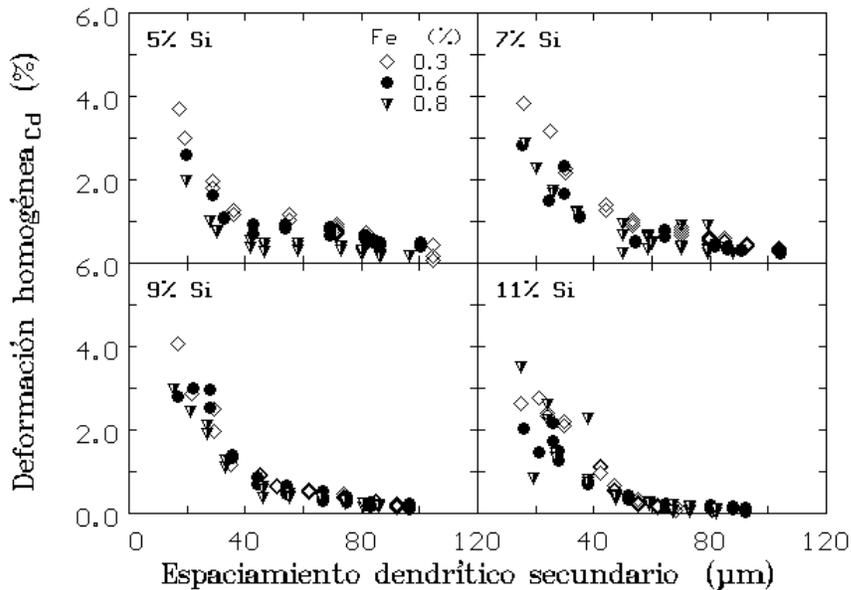


Figura 6.72 Dependencia de la deformación homogénea en el material de vaciado en función del EDS [30].

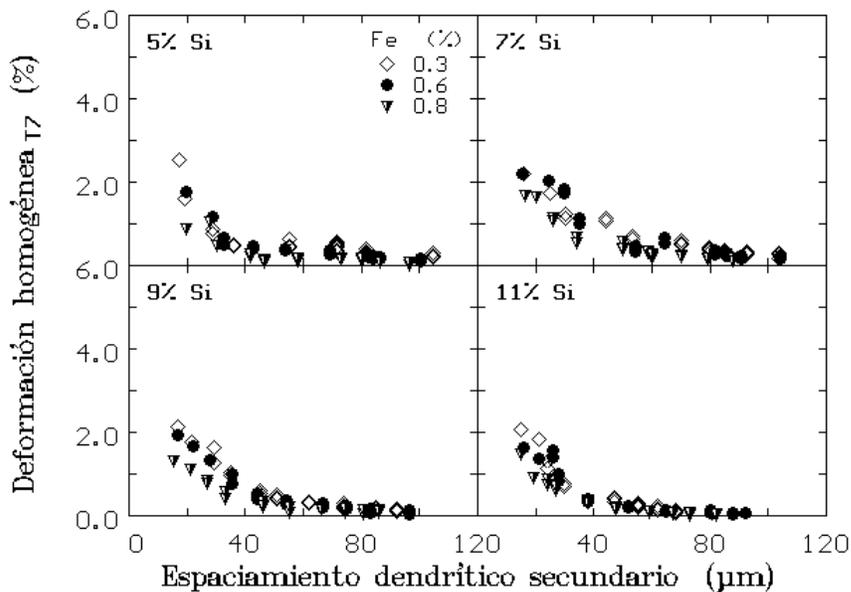


Figura 6.73 Dependencia de la deformación homogénea en el material tratado en función del EDS [30].

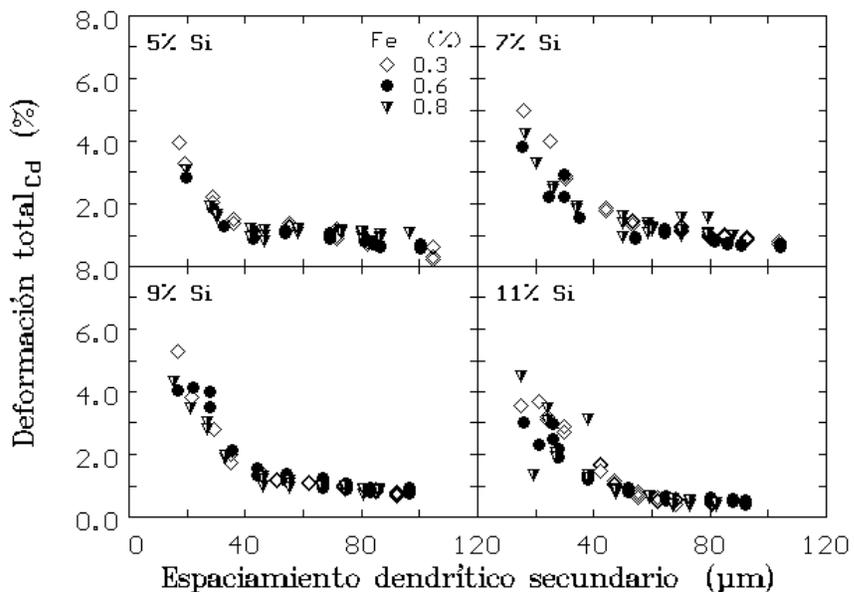


Figura 6.74 Dependencia de la deformación total en el material de vaciado en función del EDS [30].

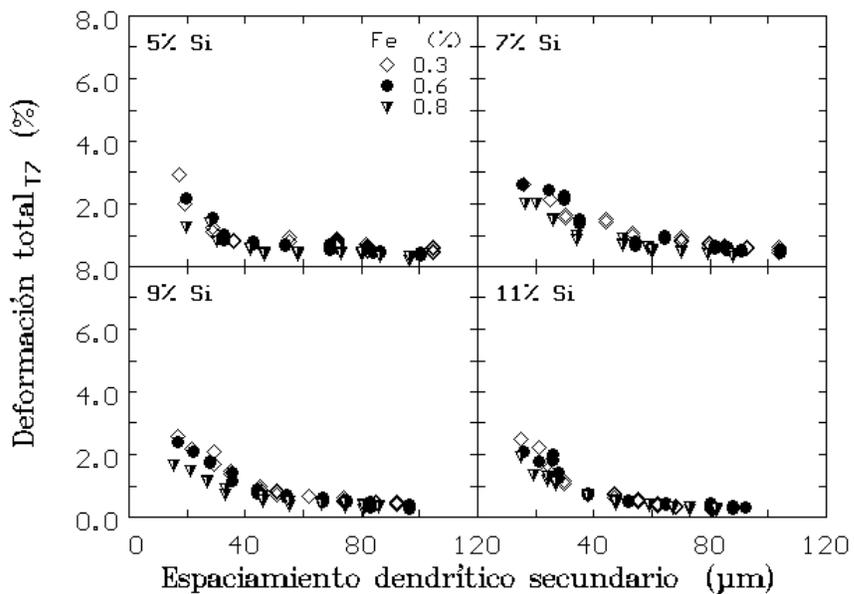


Figura 6.75 Dependencia de la deformación total en el material tratado en función del EDS [30].

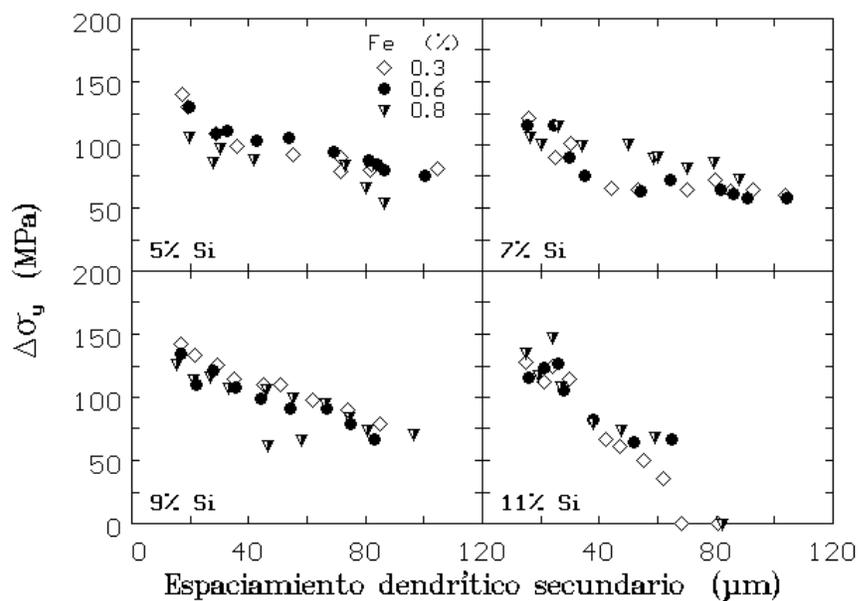


Figura 6.76. Incremento en el esfuerzo de fluencia como resultado del tratamiento térmico [30].

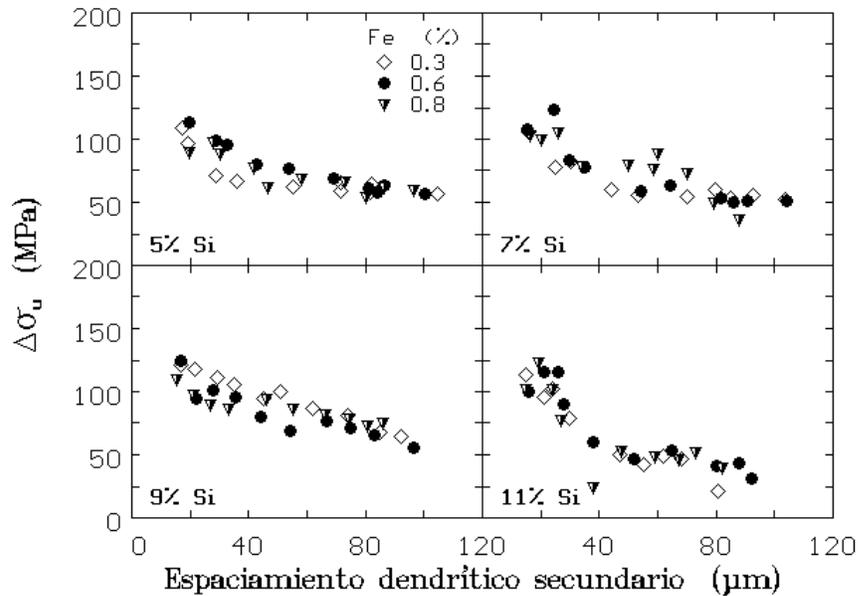


Figura 6.77 Incremento en la resistencia mecánica como resultado del tratamiento térmico [30].

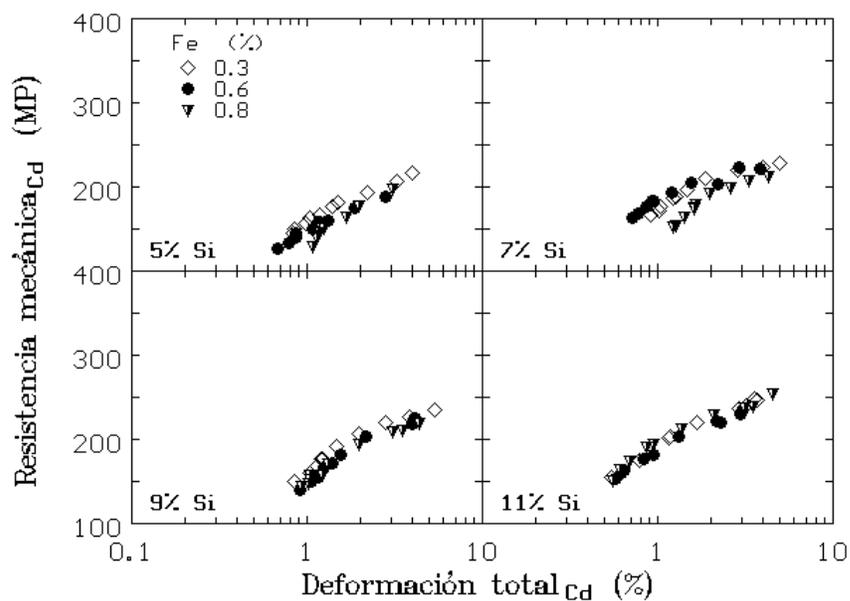


Figura 6.78 Dependencia entre tanto resistencia mecánica o ultima y deformación total en el material en condición de colada; los valores más altos se encuentran cuando el EDS se reduce [30].

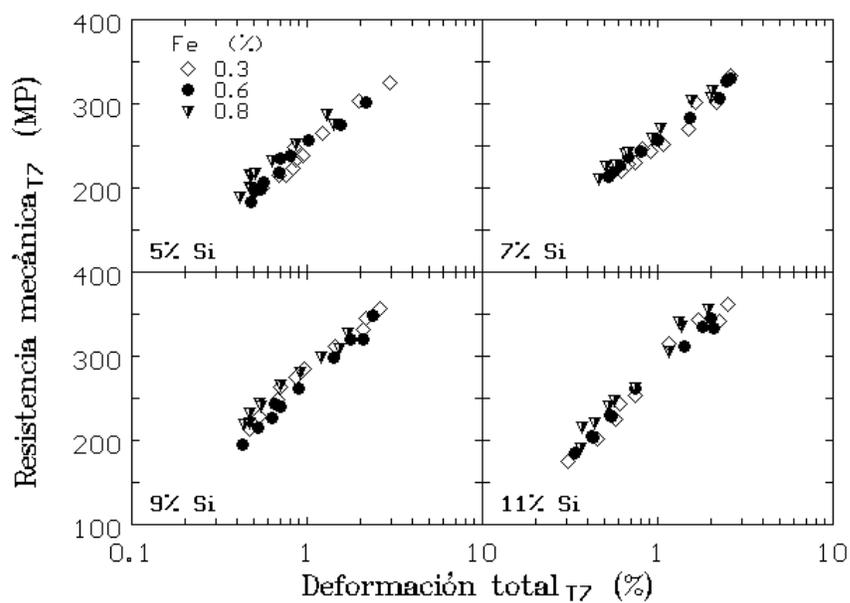


Figura 6.79 Dependencia entre tanto resistencia mecánica o última y deformación total en el material tratado térmicamente; los valores más altos se encuentran cuando el EDS se reduce [30].

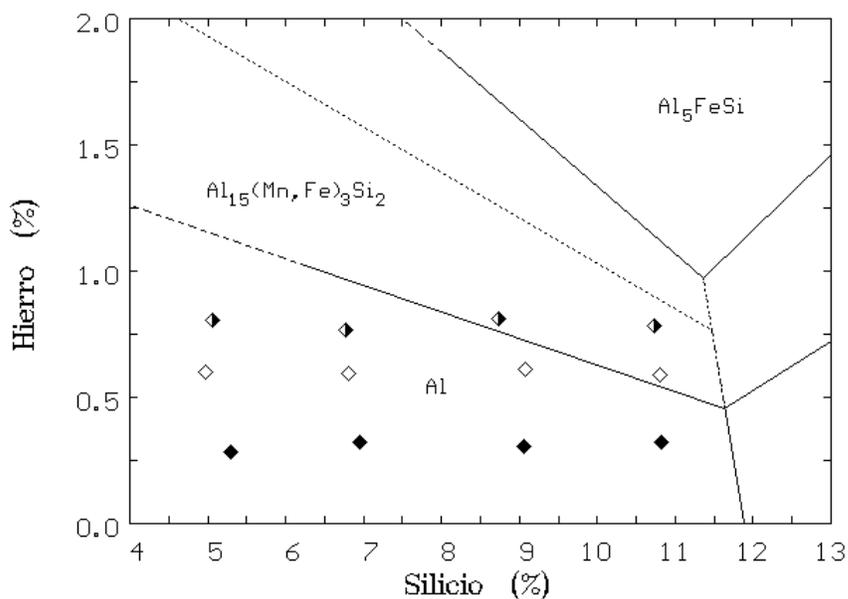


Figura 6.80 Esquina rica en Al del diagrama pseudoternario Al-Si-Cu calculado con 0.4% Mn [30].

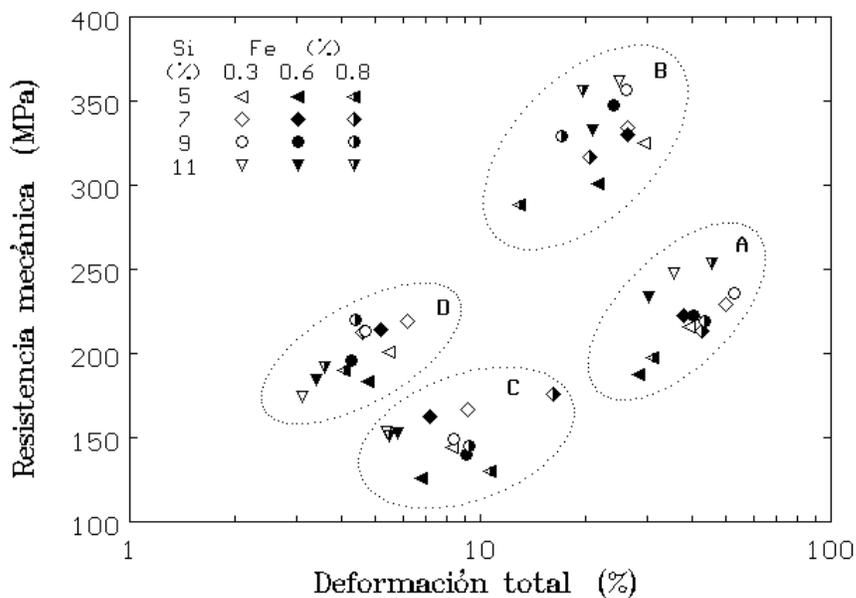


Figura 6.81 Valores de resistencia mecánica o última y deformación total en el material de vaciado con el EDS más fino (A) y más grueso (B) y con el tratamiento térmico con el EDS más fino (B) y más grueso (D) [30].

6.5 Dureza

Para evaluar el comportamiento de dureza Vickers en relación al EDS y al tratamiento térmico T7 se analizaron las gráficas de las figuras 6.82 a 6.89, para las muestras tratadas térmicamente se obtienen mejores durezas que para las muestras en condición de vaciado.

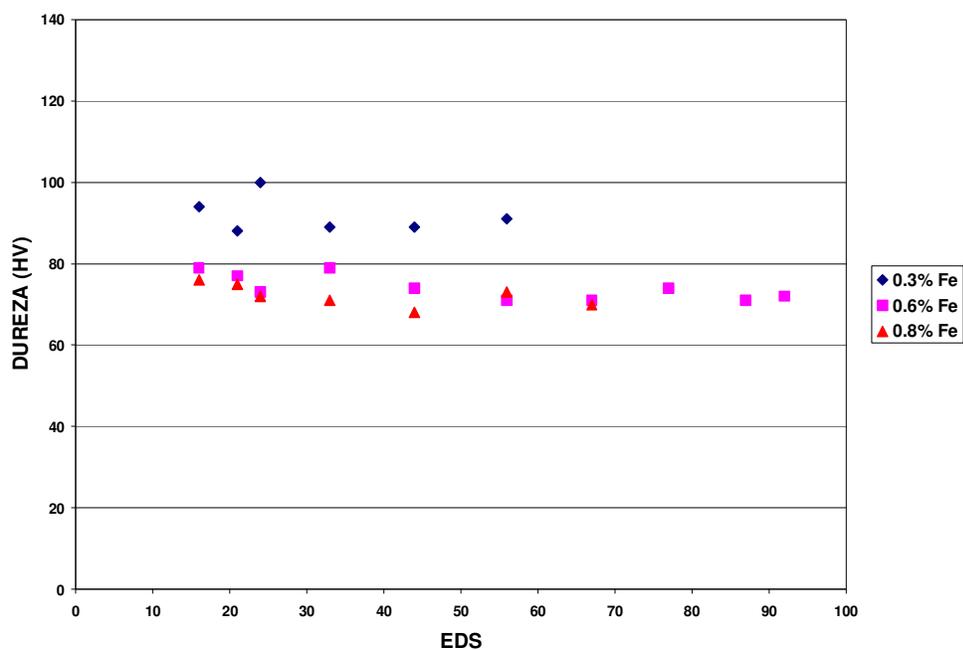


Figura 6.82 Durezas Vickers para la condición 1, 2 y 3 sin tratamiento térmico en función del EDS.

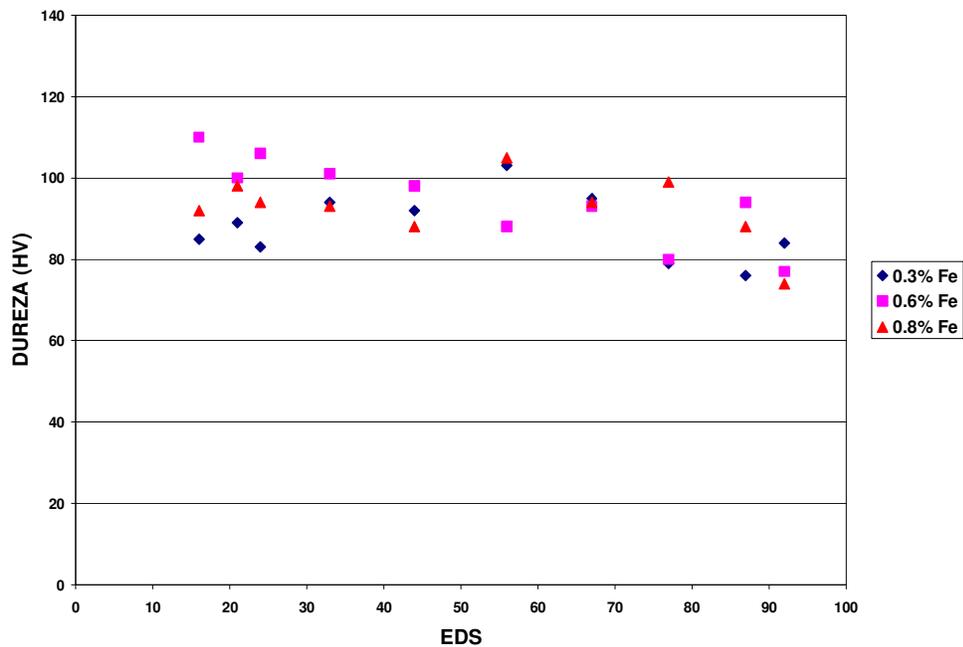


Figura 6.83 Durezas Vickers para la condición 1, 2 y 3 sometida a tratamiento térmico de estabilización en función del EDS.

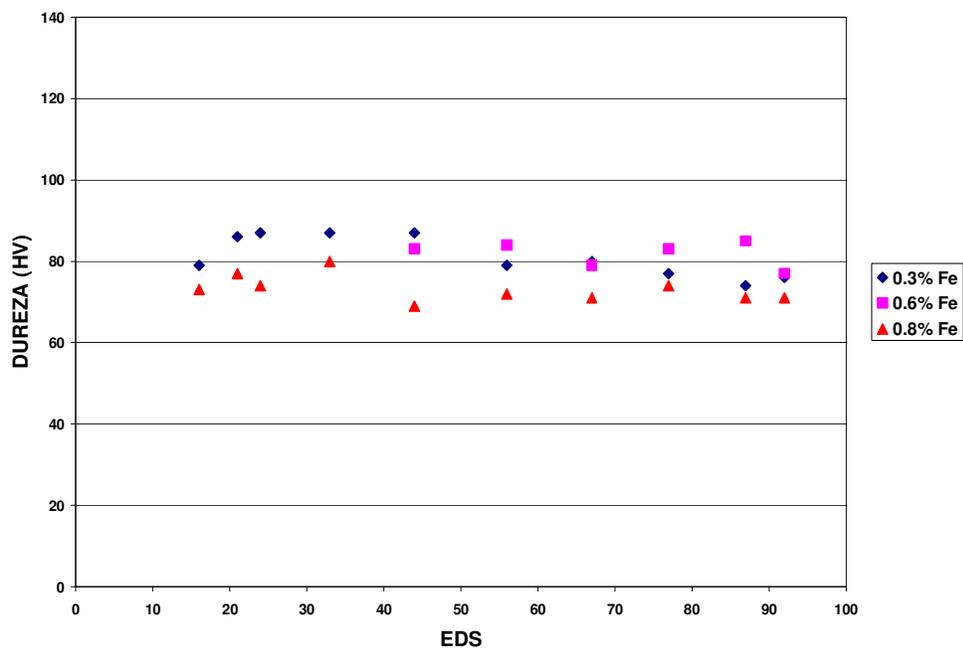


Figura 6.84 Durezas Vickers para la condición 4, 5 y 6 sin tratamiento térmico en función del EDS.

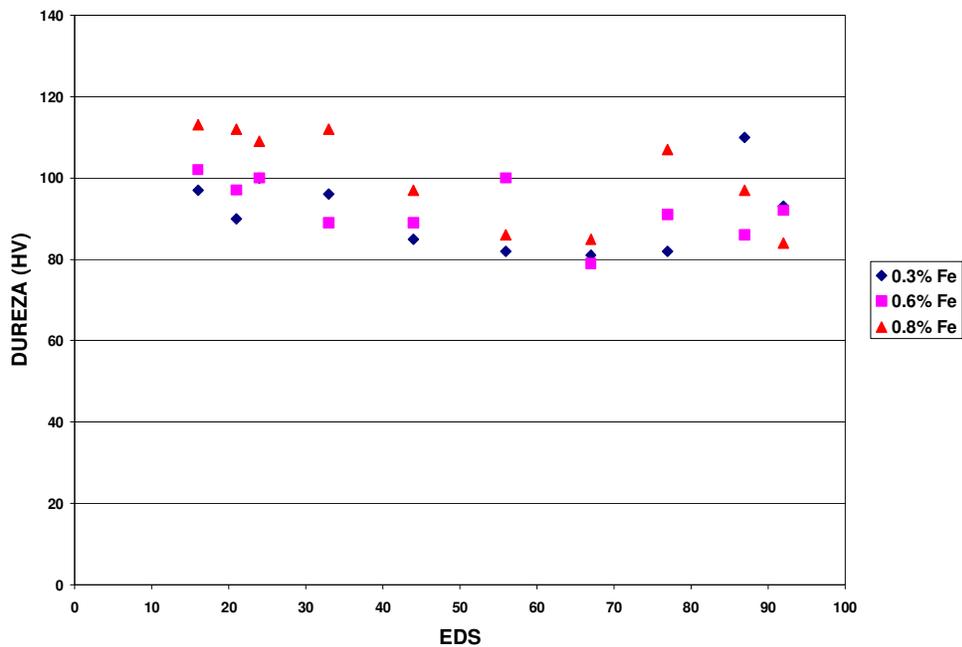


Figura 6.85 Durezas Vickers para la condición 4, 5 y 6 sometida a tratamiento térmico de estabilización en función del EDS.

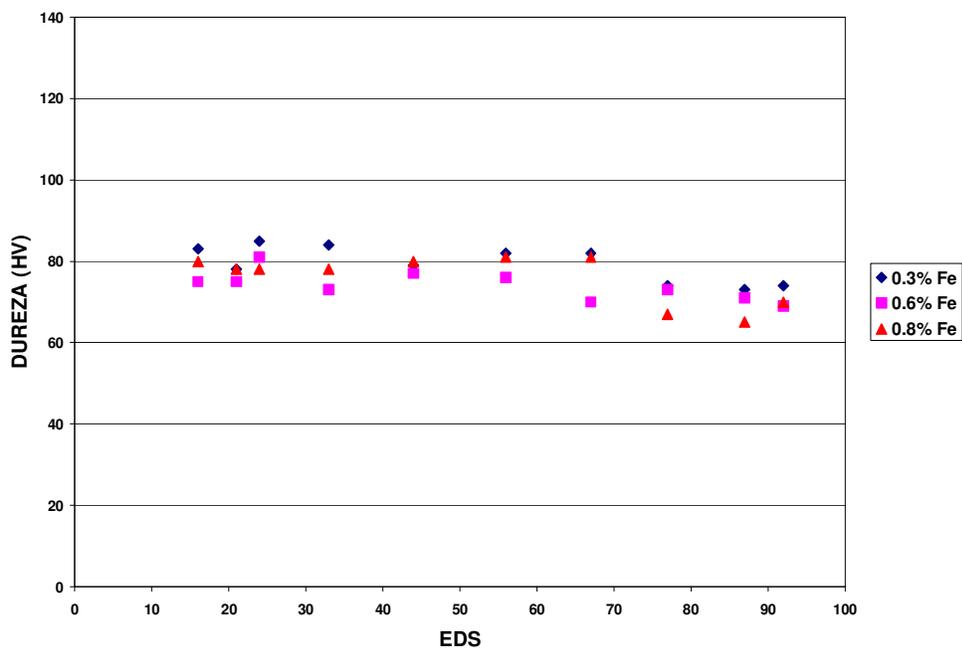


Figura 6.86 Durezas Vickers para la condición 7, 8 y 9 sin tratamiento térmico en función del EDS.

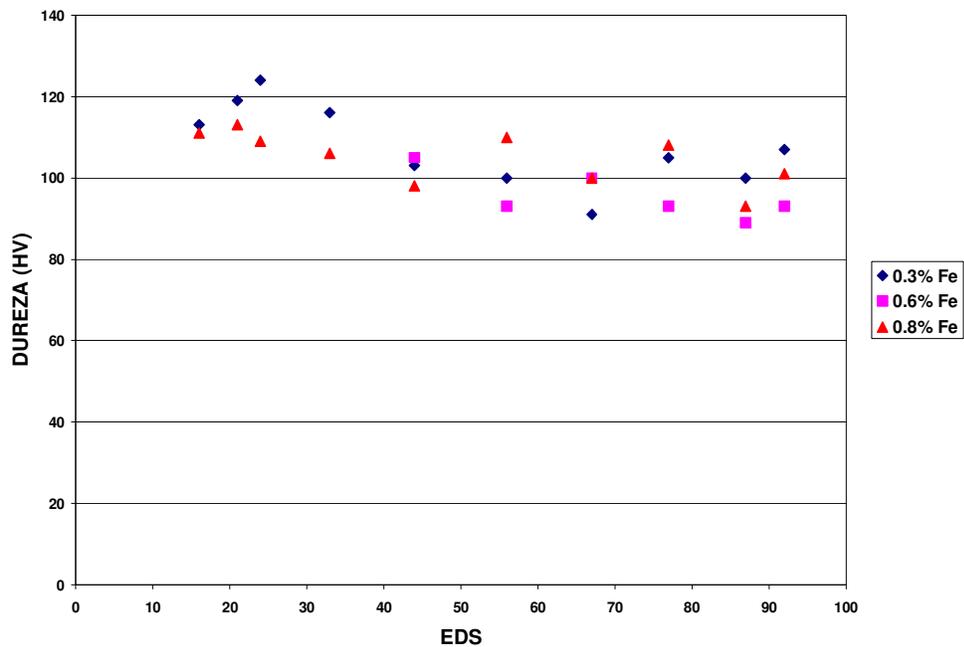


Figura 6.87 Durezas Vickers para la condición 7, 8 y 9 sometida a tratamiento térmico de estabilización en función del EDS.

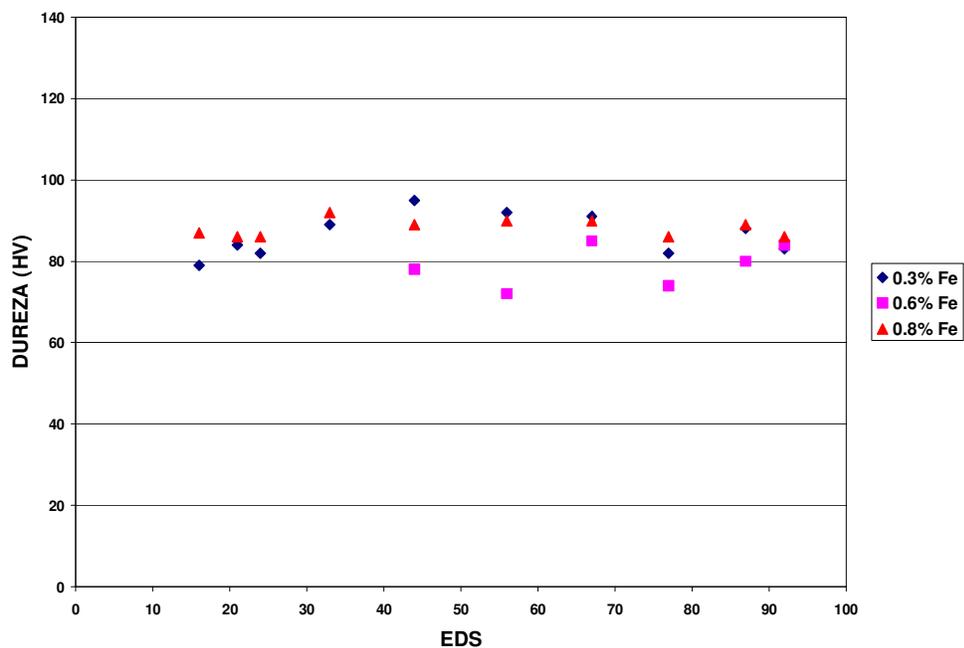


Figura 6.88 Durezas Vickers para la condición 10, 11 y 12 sin tratamiento térmico en función del EDS.

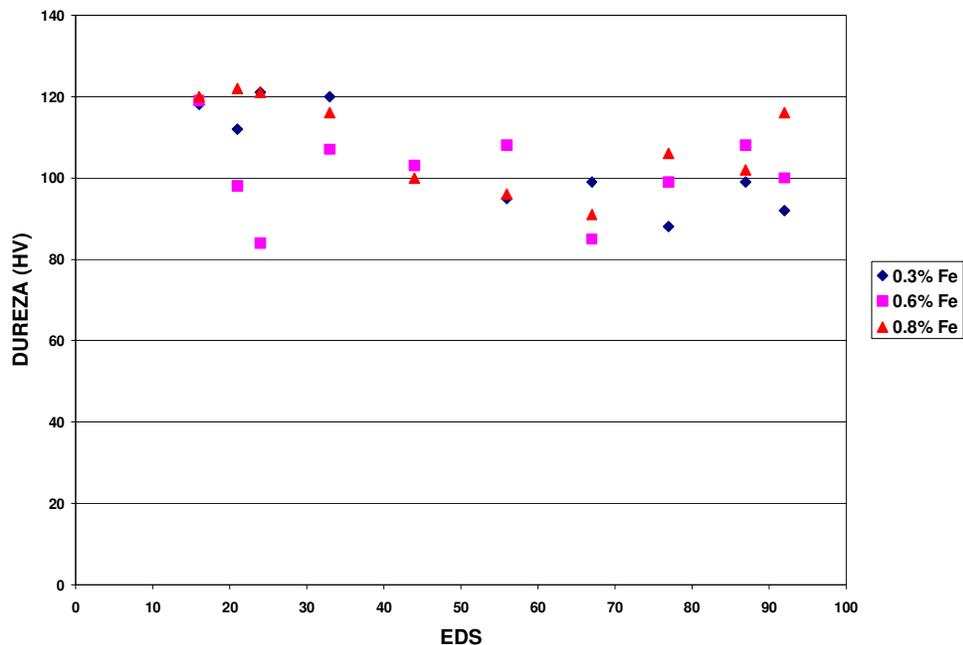


Figura 6.89 Durezas Vickers para la condición 10, 11 y 12 sometida a tratamiento térmico de estabilización en función del EDS.

6.6 Análisis Térmico

En la figura 6.90 se presentan las curvas de enfriamiento (temperatura-tiempo) obtenidas durante la solidificación para condiciones con 5, 7, 9 y 11% de Si para un contenido de 0.6 % Fe. Una serie de cambios pueden ser apreciados en todas las curvas las cuales corresponden a diferentes reacciones de solidificación:

- A) Crecimiento de la red dendrítica (Pre-eutético).
- B) Crecimiento del Al-Si eutético.
- C) Crecimiento del complejo Al-Si-Cu-Mg eutético.

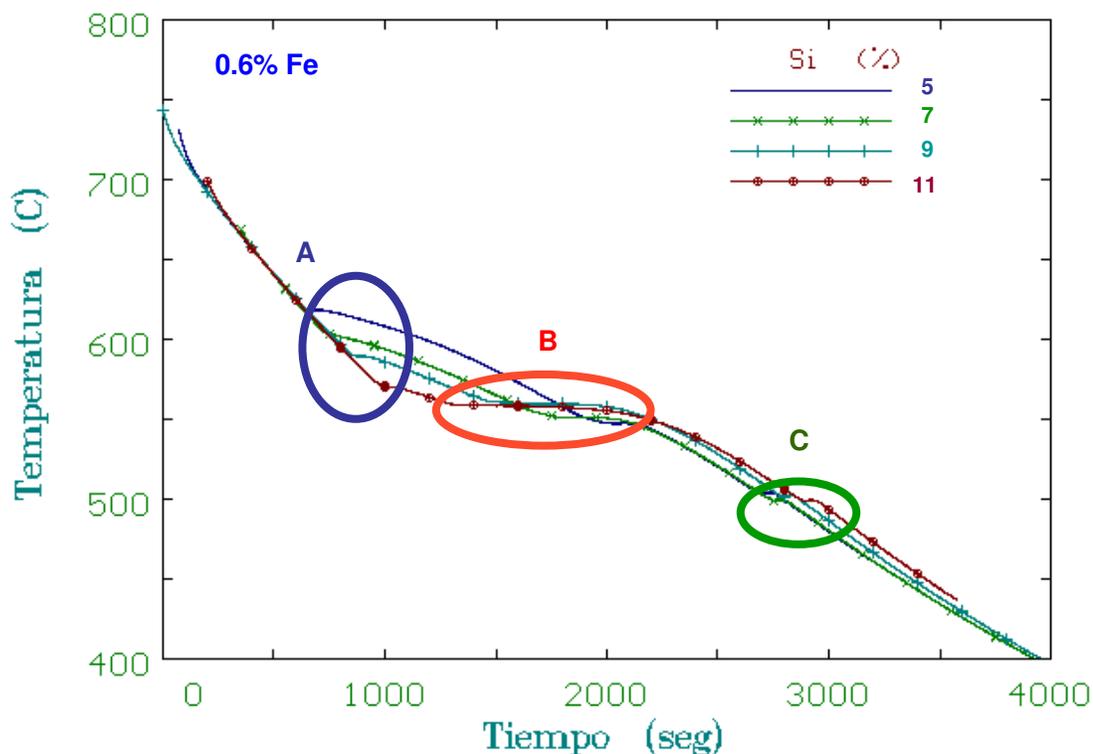


Figura 6.90 Curvas de enfriamiento (temperatura-tiempo) obtenidas durante la solidificación para condiciones con 5, 7, 9 y 11% de Si para un contenido de 0.6 % Fe [29].

Estas reacciones afectan la velocidad de enfriamiento ya que son exotérmicas y el calor latente de transformación tiene que ser liberado por el proceso de solidificación. El inicio de cada una de estas reacciones puede ser determinado graficando la derivada del tiempo en función del tiempo o graficando la temperatura en función de la derivada [29].

El análisis realizado para el caso de las muestras identificadas como 5Si0.3Fe y 11Si0.8Fe se muestran en la figura 6.91 y 6.92 respectivamente. Tres diferentes curvas se observan en cada figura; estas son las curvas de enfriamiento, T-t, el cambio de la derivada del tiempo en función del tiempo, $dT/dt-t$ y el cambio de la temperatura en función de la derivada del tiempo, T-

dT/dt . Vale la pena notar que las oscilaciones en la curva $T-t$ se transforman en picos en las curvas $dT/dt-t$ y $T-dT/dt$. Los picos corresponden a las diferentes reacciones de solidificación. En las figuras 6.93 y 6.94 se muestran las curvas $dT/dt-t$ para todas las condiciones; lo correspondiente a las curvas $T-dT/dt$ se muestra en las figuras 6.95 y 6.96 [29].

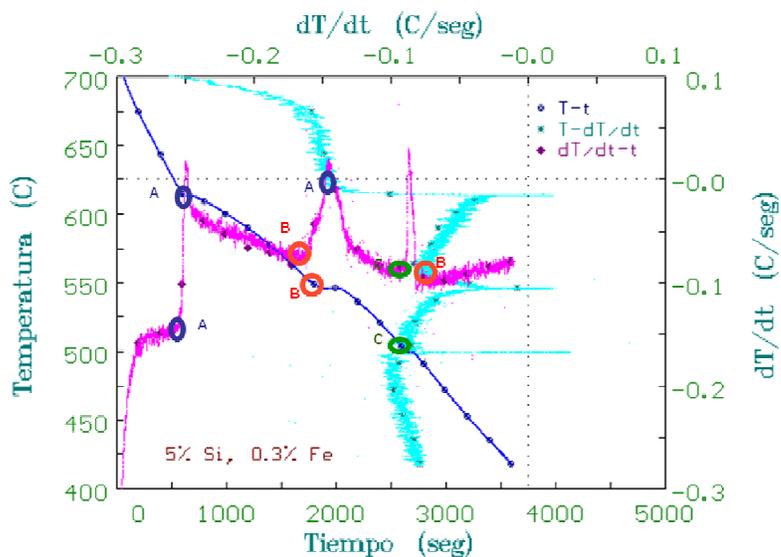


Figura 6.91 Curvas usadas para el análisis de la solidificación de la condición 1 con una composición nominal de 5% Si y 0.3% Fe [29].

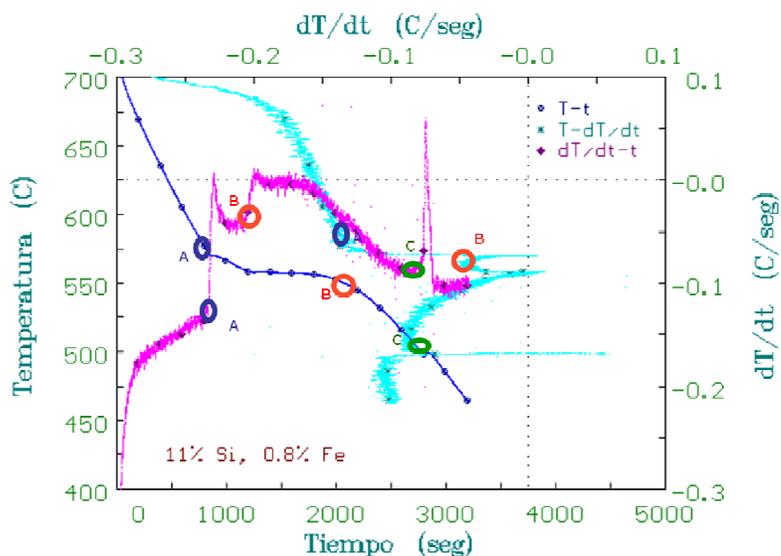


Figura 6.92 Curvas usadas para el análisis de la solidificación de la condición 1 con una composición nominal de 11% Si y 0.8% Fe [29].

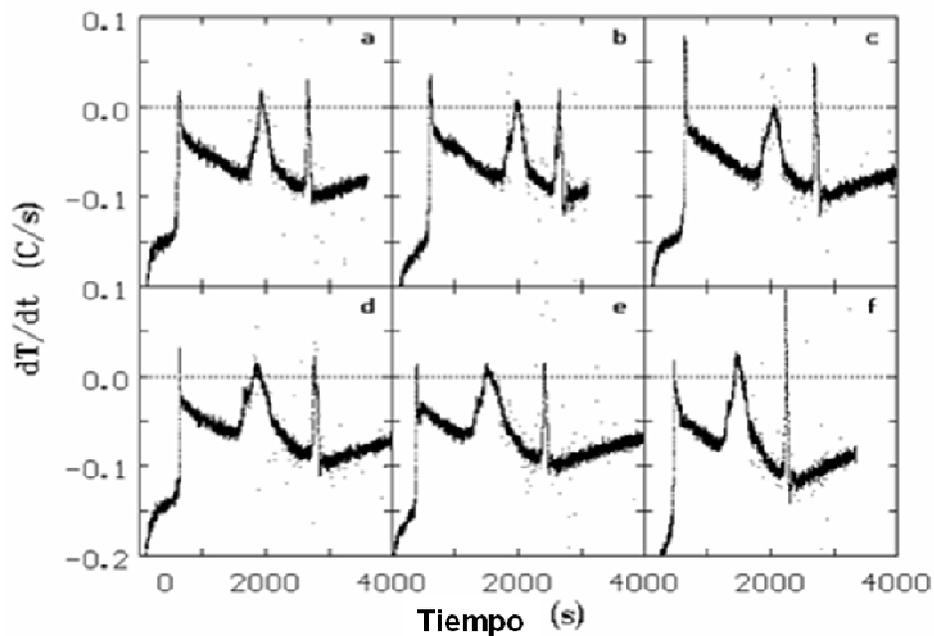


Figura 6.93 Curvas $dT/dt-t$ para las condiciones 5Si0.3Fe (a), 5Si0.6Fe (b), 5Si0.8Fe (c), 7Si0.3Fe (d), 7Si0.6Fe (e) and 7Si0.8Fe (f) [29].

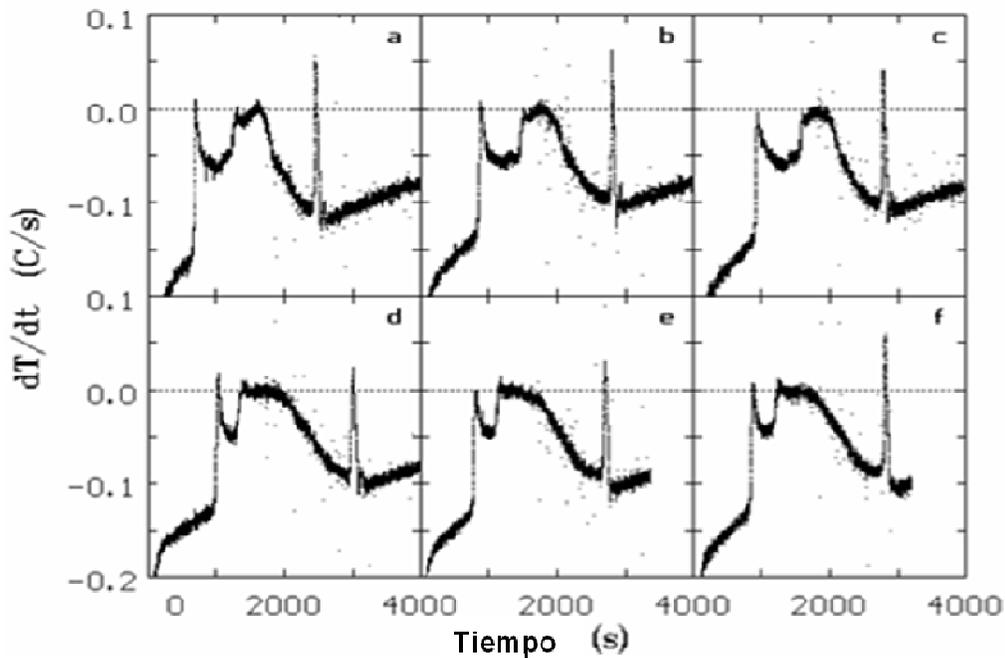


Figura 6.94 Curvas $dT/dt-t$ para las condiciones 9Si0.3Fe (a), 9Si0.6Fe (b), 9Si0.8Fe (c), 11Si0.3Fe (d), 11Si0.6Fe (e) and 11Si0.8Fe (f) [29].

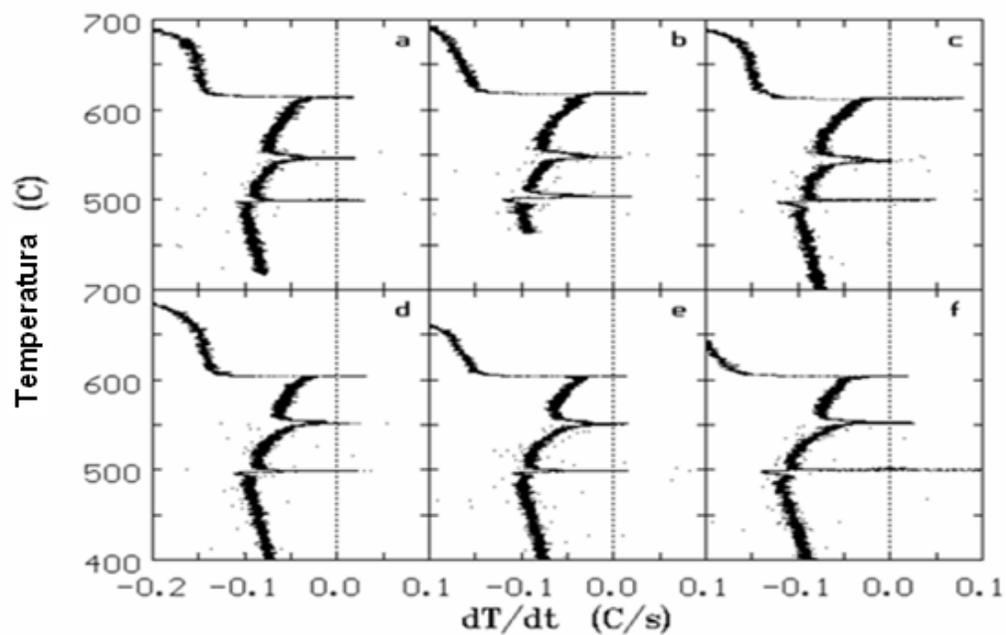


Figura 6.95 Curvas $T-dT/dt$ para las condiciones 5Si_{0.3}Fe (a), 5Si_{0.6}Fe (b), 5Si_{0.8}Fe (c), 7Si_{0.3}Fe (d), 7Si_{0.6}Fe (e) and 7Si_{0.8}Fe (f) [29].

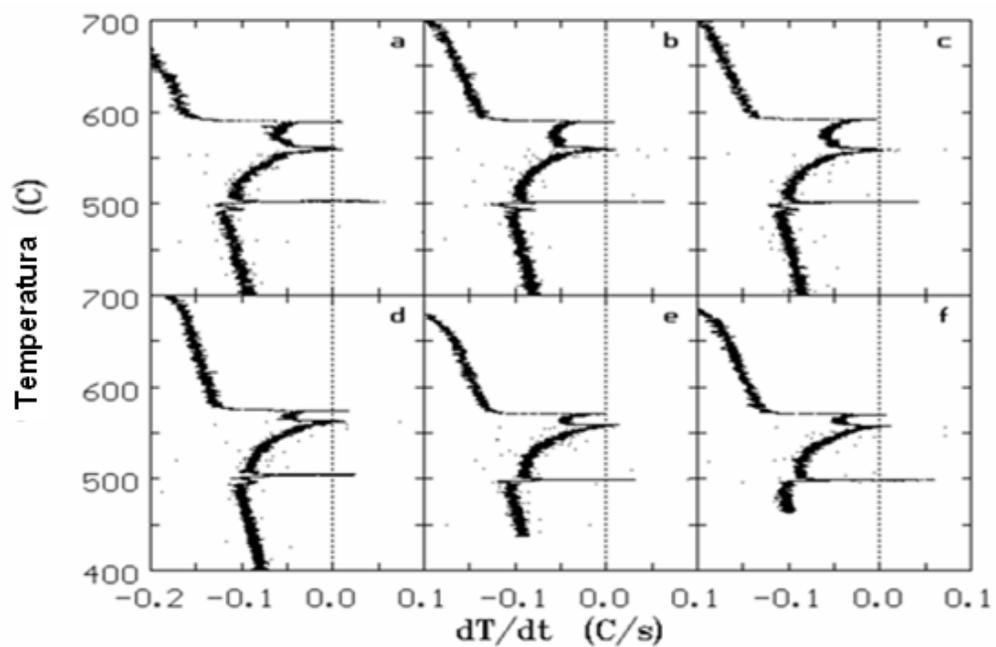


Figura 6.96 Curvas $T-dT/dt$ para las condiciones 9Si_{0.3}Fe (a), 9Si_{0.6}Fe (b), 9Si_{0.8}Fe (c), 11Si_{0.3}Fe (d), 11Si_{0.6}Fe (e) and 11Si_{0.8}Fe (f). [29].

Las microestructuras para las condiciones con 5Si0.3Fe y 5Si0.8Fe se muestran en las figuras 6.97 y 6.98 respectivamente; las figuras 6.99 y 6.100 muestran las microestructuras para las condiciones 11Si0.3Fe y 11Si0.8 Fe. En las microestructuras se observa dendritas de aluminio (pre-eutectico) rodeado de Al-Si eutectico y otras fases y particulas intermetálicas debido a los elementos presentes en la aleación [29].

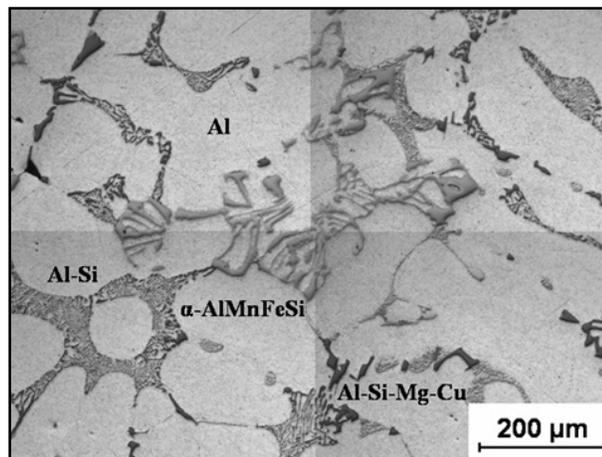


Figura 6.97 Microestructura de la muestra con una composición nominal de 5% Si y 0.3% Fe [29].

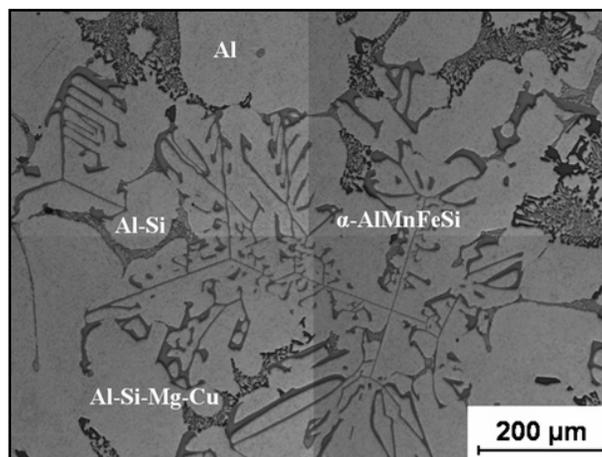


Figura 6.98 Microestructura de la muestra con una composición nominal de 5% Si y 0.8% Fe [29].

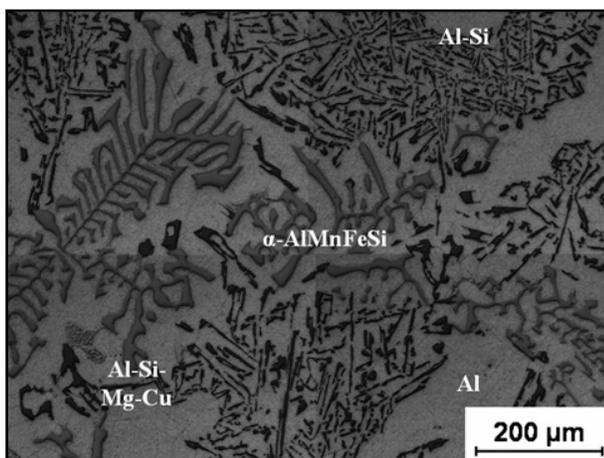


Figura 6.99 Microestructura de la muestra con una composición nominal de 11% Si y 0.3% Fe [29].

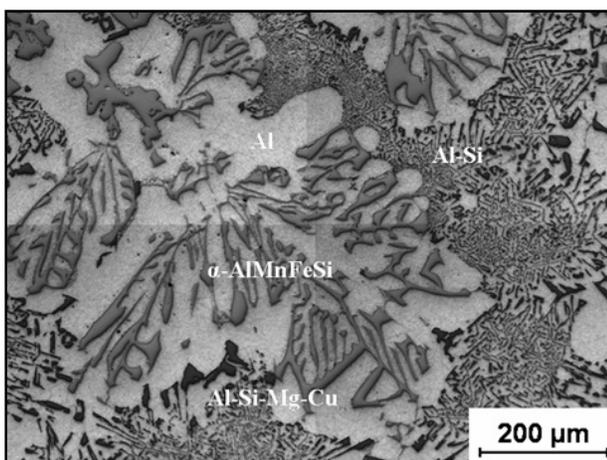


Figura 6.100 Microestructura de la muestra con una composición nominal de 11% Si and 0.8% Fe [29].

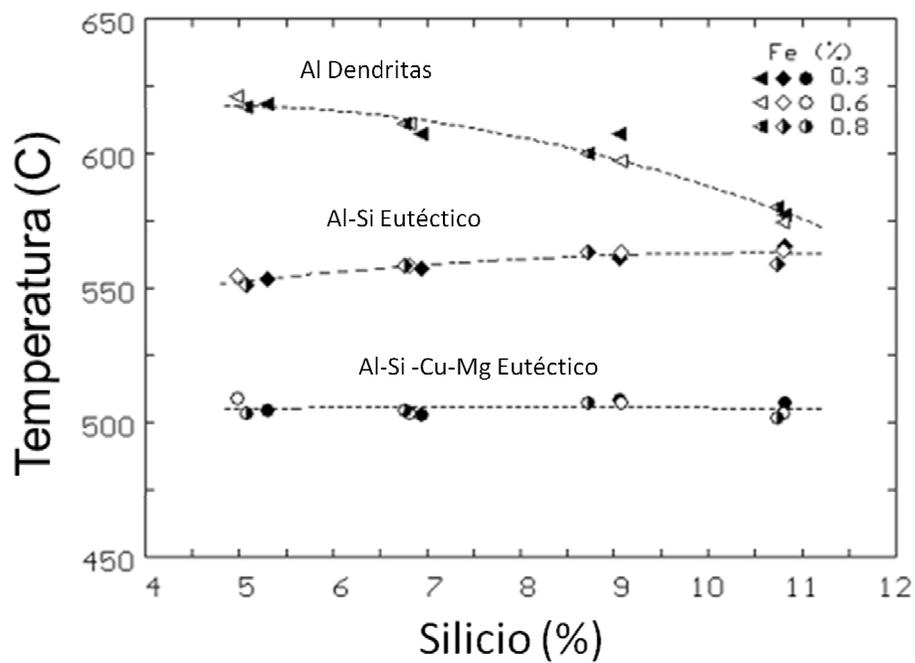


Figura 6.101 Dependencia del inicio de diferentes reacciones de solidificación en función del contenido de silicio [29].

CAPITULO 7

ANÁLISIS Y DISCUSIÓN DE RESULTADOS

7.1 Introducción

En general las condiciones experimentales estuvieron dentro de lo planteado, lo cual permite evaluar la respuesta de las condiciones de estudio a la interacción entre el Fe y Si y al tratamiento termico T7. Los resultados de los análisis térmico y microestructural no manifiestan la presencia de la fase β -AlFeSi, aunque si la fase α -Al(Fe,Mn)Si por la cantidad de Mn que siempre se mantuvo por encima de la relación Fe:Mn de 0.5 recomendada.

7.2 Análisis químico

La composición química del metal estuvo dentro de lo planteado. Lo anterior es muy importante por que permite evaluar realmente los efectos de la interaccion entre el Fe y Si en las propiedades mecánicas en las condiciones de estudio, lo cual no seria posible si existieran variaciones de otros elementos entre las doce condiciones estudiadas que pudieran causar efectos adicionales.

7.3 Identificación de fases intermetálicas

Una característica importante de las aleaciones estudiadas es el alto contenido de manganeso y que éste tiene un efecto muy importante en la formación de los intermetálicos de hierro. Cuando existe un contenido de Mn mayor de la mitad del contenido de Fe se promueve la formación de la fase intermetálica $\alpha\text{-Al(Fe,Mn)Si}$ (tipo escritura china) en lugar de la fase acicular $\beta\text{-AlFeSi}$.

No se observó la presencia de la fase $\beta\text{-AlFeSi}$ en la microestructura de las aleaciones estudiadas. La formación de la fase $\beta\text{-AlFeSi}$ es suprimida durante la solidificación y se da lugar a la formación de la fase $\alpha\text{-Al(Fe,Mn)Si}$.

7.4 Espaciamiento dendrítico secundario

El enfriamiento direccionado provocado por la templadura de hierro permitió tener una gama de espaciamientos dendríticos secundarios (Figura 5.13) que presenta los EDS comúnmente encontrados en componentes automotrices fabricadas de aluminio como son los monobloques y las cabezas para motor. Por lo tanto las probetas obtenidas para evaluación de propiedades mecánicas son representativas del comportamiento general de piezas sujetas a su tratamiento térmico.

De acuerdo a los resultados de la medición del EDS presentados en el Capítulo anterior (Tablas 6.2-6.13) se puede concluir que la velocidad de solidificación en las diferentes piezas vaciadas fue muy similar, lo cual permite hacer comparaciones en probetas de una misma zona obtenidas de diferentes piezas con el fin de poder evaluar exclusivamente el efecto del tratamiento térmico y la composición química.

7.5 Porosidad

De los resultados de porosidad se obtuvieron valores muy bajos, lo que indica que existió una buena desgasificación del metal líquido antes del vaciado de las

piezas. Los valores que se obtuvieron fueron presentados en el Capítulo anterior (Tabla 6.2-6.13) para los distintos EDS. Estos valores garantizan que exista una mínima influencia de la porosidad sobre las propiedades mecánicas de la aleación.

7.6 Ensayos de tensión

Las curvas esfuerzo-deformación son afectadas por el grado de refinación microestructural, tal y como se puede ver en las figuras 6.66 y 6.67 correspondientes a las pruebas en aleaciones tratadas térmicamente con 5% Si y 0.3% Fe y 11% Si y 0.8% de Fe respectivamente [30].

Las propiedades mecánicas se determinaron a partir de curvas similares a las mostradas en las figuras 6.66 y 6.67. En este trabajo se analizarán el esfuerzo de fluencia, la resistencia mecánica y las deformaciones homogénea o uniforme y total [30].

En las figuras 6.68 y 6.69 se muestran los valores del esfuerzo de fluencia en función del EDS para el material en su condición de colada y de tratamiento térmico. Se observa que el esfuerzo no cambia con el EDS en el material en su condición de vaciado. En las figuras 6.70 y 6.71 se grafica la resistencia mecánica en función del EDS para ambas condiciones y se puede ver que la resistencia mecánica o ultima depende del EDS en ambos casos[30].

Los valores de la deformación homogénea y total en las condiciones de colada y de tratamiento térmico se presentan en las figuras 6.72 a 6.75, en las que se observa la reducción de ambos parámetros conforme incrementa el espaciamiento entre los brazos secundarios de las dendritas [30].

En la figura 6.68 se observa como el esfuerzo de fluencia del material en su estado de vaciado no depende del espaciamiento dendrítico, pero si cuando el

material es tratado térmicamente, figura 6.69. Por otro lado, la resistencia mecánica del material depende del EDS tanto cuando se encuentra en la condición de vaciado como cuando ha sido tratado el material térmicamente, figuras 6.70 y 6.71. Las figuras 6.76 y 6.77 muestran el aumento en el esfuerzo de fluencia y de resistencia mecánica en el material al ser sometido al tratamiento térmico. En ambos casos el incremento es mayor cuanto menor es el EDS. Lo que se puede atribuir al aumento en la eficiencia en el endurecimiento a que está sujeto un material con partículas ricas en cobre más finas, como resultado de la refinación microestructural [31].

Los datos de las figuras 6.68 a 6.75 corresponden a varias muestras ensayadas en condiciones similares, por lo que, con la finalidad de facilitar el análisis, se decidió considerar solamente los valores mayores en cada condición microestructural, dado que la presencia de poros u otro tipo de defecto contribuyen a reducir la ductilidad del material y fracturar en forma prematura la probeta de tensión [30].

En las figuras 6.78 y 6.79 se grafican los valores de la resistencia mecánica en función del logaritmo de la deformación total para el material en su condición de vaciado y de tratamiento térmico. En ambas figuras se aprecia una fuerte mejora en las propiedades con la reducción en el espaciamiento dendrítico secundario, ya que tanto la resistencia mecánica o última como la deformación total se incrementa conforme este parámetro se reduce [30].

No se aprecia en las figuras 6.68 a 6.79 ningún efecto atribuible al contenido en hierro y esto puede ser debido al Mn en el material ensayado (entre 0.40 a 0.45% en peso, Tabla I), ya que con este nivel se propicia la formación de intermetálicos benignos del tipo $Al_{15}(Mn,Fe)_3Si_2$, tal y como se muestra en la figura 6.80, en la que se presenta la esquina rica en aluminio de un diagrama pseudoternario Al-Fe-Si con un 0.4% de Mn [32]. La adición de silicio al material reduce la ductilidad del material, figuras 6.73 a 6.75 [30].

En la figura 6.45 se resumen los efectos de la refinación microestructural y del tratamiento térmico sobre el material ensayado; la reducción en EDS contribuye al aumento en la resistencia mecánica y deformación total en tanto en la condición de colada como de tratamiento térmico, en tanto que este último contribuye a incrementar resistencia mecánica y a reducir la deformación total, ambos efectos son más marcados en el material con el EDS más fino [30].

7.7 Ensayos de microdureza Vickers

De manera general se obtuvieron mejores propiedades de dureza en las muestras tratadas térmicamente.

7.8 Análisis térmico y curvas de enfriamiento

Los datos obtenidos durante la solidificación tal como se muestra en las figuras 6.91 y 6.92 para detectar el inicio de las diferentes reacciones de solidificación, está claro que el calor latente evolucionado durante la solidificación ocasiona un cambio en las oscilaciones de la curva T-t en las curvas $dT/dt-t$ y T-dT/dt, debido al cambio drástico en la velocidad de enfriamiento, pero la dispersión generada durante la derivación numérica no permite una clara interpretación de las curvas, se requiere presentar estas curvas en las figuras 6.93 a la 6.96. Las curvas mostradas en las figuras 6.93 y 6.94 corresponden a las curvas $dT/dt-t$ en las cuales las reacciones A, B y C son mostradas de izquierda a derecha, durante la experimentación se mantuvo constante la velocidad de enfriamiento, ver figura 6.90 para simplificar el análisis. Las curvas en las figuras 6.93 y 6.94 muestran que el tiempo entre la reacción A y B se reduce con el incremento del Si. La forma del pico debido a la formación del Al-Si eutéctico (reacción B) también cambia con la cantidad del silicio, como los picos tienden a ampliar y reducir su altura, que se traduce en un menor, pero mayor recalentamiento en la curva de enfriamiento (T-t) del

material con menor contenido de silicio, figura 6.90. La reacción que muestra la mayor recalcencia es la que corresponde al complejo Al-Si-Cu-Mg eutéctico (reacción C) [29].

En las figuras 6.95 y 6.96 se muestran las curvas $T-dT/dt$, en este caso las reacciones A, B y C son mostradas como ocurren de arriba hacia abajo, como las curvas se trazan siguiendo el esquema de las figuras 6.91 y 6.92. Los picos indican que las reacciones ocurren a temperatura constante, con cambios pequeños debido a la recalcencia. Estas curvas muestran que la diferencia en temperatura entre las reacciones A y B es reducida con el incremento del silicio, estos resultados se resumen en la figura 6.101, en la cual la dependencia de la temperatura para el inicio de varias reacciones es trazada en función del contenido de silicio, y como se puede observar el silicio ejerce una gran influencia en el inicio de las reacciones A y B, pero no en la reacción C. No se encuentra un efecto del hierro en el inicio de la reacción A, sin embargo trabajos anteriores han mostrado que el hierro afecta esta reacción cuando se adicionan elementos no refinadores. La reducción en la temperatura para el inicio de la reacción A seguida de la reducción en la temperatura para el líquido en equilibrio para los sistemas Al-Si y Al-Cu-Si [29].

Las microestructuras mostradas en las figuras 6.97 a la 6.100 son típicas de una aleación hipoeutéctica aluminio silicio, el Al-Si eutéctico aparece bien modificado en las figuras 6.97 y 6.98 debido al alto contenido de Sr. Ver Tabla 6.1, es claro que la cantidad de eutéctico se incrementa con el incremento del silicio, intermetálicos de hierro encontrados para todos los casos fueron tipo escritura china que corresponden al tipo α o $Al_{15}(Mn,Fe)_3Si_2$ ya que el Mn promueve la formación de esta fase en lugar de la tipo β (Al_5FeSi) [29].

Las partículas en forma de bloque que aparecen en la microestructura corresponden a fases ricas en cobre que son parte del complejo Al-Si-Cu-Mg eutéctico [29].

Las condiciones para que precipiten diferentes tipos de intermetálicos de Fe se pueden deducir del diagrama Fe-Si-Al, el cual para el caso de 0.4 % de Mn que es con la composición química utilizada en las condiciones de estudio, se puede deducir que sólo los intermetálicos que pueden precipitar son tipo escritura china α como se puede apreciar en las microestructuras de las figuras 6.97 a la 6.100 [29].

CAPÍTULO 8

CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES

8.1 CONCLUSIONES

1.-La fase intermetálica β -AlFeSi fue suprimida debido a que el contenido de Mn fue mayor a la mitad del contenido de Fe. Se produjo la fase α -Al(Fe,Mn)Si, lo cual mejora las propiedades mecánicas.

2.-Se determinó que el parámetro más crítico es el EDS, ya que su reducción contribuye en forma positiva a la mejora en las propiedades mecánicas del material. El tratamiento térmico permite incrementar la resistencia mecánica y el esfuerzo de fluencia del material, pero a costa de la reducción en ductilidad.

3.-No se detectó ningún efecto negativo en el nivel de hierro adicionado a las aleaciones dada la cantidad de manganeso en el material que permite la formación de fases intermetálicas no dañinas.

4.-El análisis térmico muestra que las temperaturas para el inicio de la formación de la red dendrítica (pre-eutéctico) y la formación de Al-Si eutéctico dependen de la cantidad de Silicio.

5.-No se encuentra influencia del Fe en el inicio de la formación de las dendritas (pre-eutéctico).

6.-La temperatura a la cual se forma el complejo Al-Si-Cu-Mg no es afectado por la cantidad de Si o Fe.

7.-Las microestructuras encontradas en el experimento fueron típicas de aleaciones hipoeutécticas Al-Si en las cuales el incremento del eutéctico total se incrementa como se incrementa el silicio.

8.-Los componentes intermetálicos de Fe fueron tipo α debido al efecto modificador del manganeso presente en los experimentos.

8.2 RECOMENDACIONES

1.-Evaluar los efectos del tratamiento térmico, los cambios en composición química, condiciones de solidificación y microestructura sobre la resistencia a la tensión y la ductilidad de las aleaciones Al-Si-Mg para vaciado, mediante el índice de calidad.

2.-Explorar el impacto de diferentes temperaturas y tiempos en el tratamiento térmico sobre las propiedades mecánicas finales de las condiciones de estudio.

REFERENCIAS

1. Alexey Sverdlin, "Introduction to Aluminum". George E. Totten y D. Scott MacKenzie, "Handbook of Aluminum, Vol.1, Physical Metallurgy and Processes", Marcel Dekker, Inc., pp. 1, 2003.
2. I. J. Polmear, "Light Alloys, Metallurgy of the Light Metals", Edward Arnold, pp. 7–9, 15–27, 47, 58–62, 89, 110–125, 1981.
3. Prof. D. Altenpohl, "Aluminum Viewed from Within, An Introduction into the Metallurgy of Aluminum Fabrication, 1st. Edition", Aluminium-Verlag, pp. 1, 2, 27, 1982.
4. Alexey Sverdlin, "Properties of Pure Aluminum". George E. Totten y D. Scott MacKenzie, "Handbook of Aluminum, Vol.1, Physical Metallurgy and Processes", Marcel Dekker, Inc., pp. 33–59, 66–72, 2003.
5. George E. Dieter, "Mechanical Metallurgy, SI Metric Edition", McGraw–Hill, pp. 217, 275–292, 1988.
6. Murat Tiryakioğlu y James T. Staley, "Physical Metallurgy and the Effect of Alloying Additions in Aluminum Alloys". George E. Totten y D. Scott MacKenzie, "Handbook of Aluminum, Vol.1, Physical Metallurgy and Processes", Marcel Dekker, Inc., pp. 1, 91, 2003.
7. John E. Gruzleski y Bernard M. Closset, "The Treatment of Liquid Aluminum-Silicon Alloys", The American Foundrymen's Society, Inc., pp. 1–59, 75–77, 127–140, 149, 1990.
8. Robert Howard, Neils Bogh y D. Scott MacKenzie, "Heat Treating Processes and Equipment". George E. Totten y D. Scott MacKenzie, "Handbook of Aluminum, Vol.1, Physical Metallurgy and Processes", Marcel Dekker, Inc., pp. 881–916, 920, 2003.
9. Rafael Colás, Eulogio Velasco y Salvador Valtierra, "Castings". George E. Totten y D. Scott MacKenzie, "Handbook of Aluminum, Vol.1, Physical Metallurgy and Processes", Marcel Dekker, Inc., pp. 591–593, 602, 2003.
10. Merton C. Flemings, "Solidification Processing", McGraw–Hill, pp. 73–75, 146–148, 341, 1974.
11. "Heat Treating of Aluminum Alloys". ASM Handbook, Vol.4, "Heat Treating", ASM International, 1991.

12. Laurens Katgerman y D. Eskin, "Hardening, Annealing and Aging". George E. Totten y D. Scott MacKenzie, "Handbook of Aluminum, Vol.1, Physical Metallurgy and Processes", Marcel Dekker, Inc., pp. 267–282, 2003.
13. D. A. Porter y K. E. Easterling, "Phase Transformations in Metals and Alloys, Second Edition", Chapman & Hall, pp. 292, 1992.
14. Marc André Meyers y Krishan Kumar Chawla, "Mechanical Metallurgy, Principles and Applications", Prentice–Hall, Inc., pp. 373–375, 402–413, 566–568, 1984.
15. Charlie R. Brooks, "Principles of Heat Treating of Nonferrous Alloys". ASM Handbook, Vol.4, "Heat Treating", ASM International, 1991.
16. Dietrich G. Altenpohl, "Aluminum: Technology, Applications, and Environment, A Profile of a Modern Metal, Aluminum from Within—the Sixth Edition", The Aluminum Association, Inc. y The Minerals, Metals & Materials Society (TMS), pp. 211–213, 216, 217, 221–225, 1998.
17. F. H. Samuel, A. M. Samuel y H. W. Doty, "Factors controlling the type and morphology of copper–containing phases in 319 aluminum alloy", AFS Casting Congress, 1996.
18. Lennart Bäckerud, Guocai Chai y Jarmo Tamminen, "Solidification Characteristics of Aluminum Alloys, Volume 2, Foundry Alloys", AFS/SKANALUMINIUM, 1990.
19. P. Ouellet y F. H. Samuel, "Effect of Mg on the ageing behaviour of Al–Si–Cu 319 type aluminium casting alloys", Journal of Materials Science 34, 1999.
20. J. Gauthier, P. R. Louchez y F. H. Samuel, "Heat treatment of 319.2 aluminium automotive alloy. Part 2, ageing behaviour", Cast Metals, Vol.8, No.2, 1995.
21. Guiqing Wang, Xiufang Bian, Weimin Wang y Junyan Zhang, "Influence of Cu and minor elements on solution treatment of Al–Si–Cu–Mg cast alloys", Materials Letters 57, 2003.
22. S. Shivkumar, S. Ricci, Jr., B. Steenhof, D. Apelian y G. Sigworth, "An experimental study to optimize the heat treatment of A356 alloy", AFS Transactions, Vol.97, 1989.
23. Z. Li, A. M. Samuel, F. H. Samuel, C. Ravindran, S. Valtierra y H. W. Doty, "Parameters controlling the performance of AA319–type alloys. Part I. Tensile properties", Materials Science and Engineering A 367, 2004.

24. J. Gauthier, P. R. Louchez y F. H. Samuel, "Heat treatment of 319.2 aluminium automotive alloy. Part 1, solution heat treatment", *Cast Metals*, Vol.8, No.2, 1995.
25. J. Gilbert Kaufman e Elwin L. Rooy, "Aluminum Alloy Castings, Properties, Processes and Applications", AFS y ASM International, pp. 61–66, 152, 153, 2004.
26. ASTM, "E8M–99 Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials [Metric]", 1999.
27. ASTM, "B557M–94 Standard Test Methods of Tension Testing Wrought and Cast Aluminum– and Magnesium–Alloy Products [Metric]", 1994.
28. John A. Taylor "The effect of Iron in Al-Si Casting Alloys" Cooperative Research Centre for Cast Metals Manufacturing (CAST) The University of Queensland Brisbane, Australia.
- 29.-. "Thermal analysis of aluminium alloys" A.A. Canales, J. Talamantes-Silva, D. Gloria, S. Valtierra and R. Colás.
- 30.- "Propiedades mecanicas de una aleacion de colada de aluminio" A.A. Canales, E. Carrera, J. Talamantes-Silva, S. Valtierra y R. Colas.
- 31.-M.A. Talamantes-Silva, A. Rodríguez, J. Talamantes-Silva, S. Valtierra y R. Colás, *Metall. Mat. Trans. B*, 39B (2008) 911-919.
- 32.-W. Khalifa, A. M. Samuel, F. H. Samuel, H. W. Doty y S. Valtierra, *Int. J. Cast Met. Res.*, 19 (2006) 156-166.

LISTA DE TABLAS

Tabla	Nombre	Página
2.1	Algunas propiedades del aluminio [2–5].	8
2.2	Solubilidad en sólido de elementos en el aluminio [7].	10
2.3	Sistema de designación para las aleaciones de aluminio para trabajo mecánico (Asociación del Aluminio) [8].	11
2.4	Sistema de designación para las aleaciones de aluminio para vaciado (Asociación del Aluminio) [8].	12
2.5	Sistema de designación para tratamientos básicos en aleaciones de aluminio [8].	14
2.6	Subdivisiones del tratamiento básico H [8].	15
2.7	Subdivisiones del tratamiento básico T [8].	15
3.1	Secuencias de precipitación de las fases Al_2Cu y Mg_2Si [2,19,20].	40
4.1	Secuencia de la precipitación de fases en aleaciones Al-Si Hipoeutéticas [18].	44
5.1	Composición de las aleaciones en este estudio.	58
6.1	Composición química promedio de las condiciones de estudio.	68
6.2	Medición del EDS para la condición 1 (Si 5%-Fe0.3%).	70
6.3	Medición del EDS para la condición 2 (Si 5%-Fe0.6%).	73
6.4	Medición del EDS para la condición 3 (Si 5%-Fe0.8%).	76
6.5	Medición del EDS para la condición 4 (Si 7%-Fe0.3%).	79
6.6	Medición del EDS para la condición 5 (Si 7%-Fe0.6%).	82
6.7	Medición del EDS para la condición 6 (Si 7%-Fe0.8%).	85
6.8	Medición del EDS para la condición 7 (Si 9%-Fe0.3%).	88
6.9	Medición del EDS para la condición 8 (Si 9%-Fe0.6%).	91

6.10	Medición del EDS para la condición 9 (Si 9%-Fe0.8%).	94
6.11	Medición del EDS para la condición 10 (Si 11%-Fe0.3%).	97
6.12	Medición del EDS para la condición 11 (Si 11%-Fe0.6%).	100
6.13	Medición del EDS para la condición 12 (Si 11%-Fe0.8%).	103

LISTA DE FIGURAS

Figura	Nombre	Página
2.1	Diagrama de fases en equilibrio de Al–Si [7].	19
2.2	Esquema de solidificación dendrítica [10].	20
2.3	Representación esquemática del crecimiento dendrítico [10].	20
2.4	Modificación con estroncio en una aleación Al-Si para vaciado.	23
2.5	Tamaño de grano (esquema) [7].	24
3.1	Intervalos de temperatura para tratamiento térmico y líneas de solvus importantes en aleaciones binarias de aluminio [12].	30
3.2	Representación esquemática del efecto de la temperatura sobre los factores que determinan la rapidez de precipitación durante el enfriamiento brusco [8].	31
3.3	Variación del esfuerzo de cedencia con respecto al tiempo de envejecimiento (esquema) [5].	35
3.4	Dureza en función del tiempo de envejecimiento para una aleación Al–4%Cu. La aleación recibió un tratamiento de solución de 48 horas a 520°C y después fue enfriada bruscamente en agua a 25°C [15].	36
3.5	Representación esquemática del corte de una partícula debido al movimiento de una dislocación [5].	38
3.6	Modelo de Orowan del endurecimiento por dispersión [14].	38
3.7	Mecanismos de endurecimiento que determinan el valor del esfuerzo de cedencia [14].	39
4.1	Micrografías de los componentes intermetálicos de hierro más comunes mostrando sus morfologías típicas en una aleación Al-5%Si-1%Cu-0.5%Mg-(Fe) (a) β -Al ₅ FeSi plaquetas; (b) α -Al ₈ Fe ₂ Si “escritura china”; (c) Fase π creciendo de β ; (d) Fase π . [28].	46

4.2	Curva de enfriamiento de una aleación Al-9Si-3Cu-0.5Mg-1Fe. Los picos representan la secuencia de las reacciones; (1) Dendritas de Al, (2) β -Al ₅ FeSi, (3) Al-Si eutéctico, (4) Mg ₂ Si eutéctico, (5) Al ₂ Cu eutéctico [28].	47
4.3	Máxima longitud observada de plaquetas de Fe β en función del espaciamiento dendrítico secundario a diferentes concentraciones de Fe [28].	48
4.4	Diagrama de fases ternario Al-Si-Fe mostrando los caminos de la solidificación del Al con niveles críticos de Fe, para 5% Si (x-x'), 7%Si(y-y') y 9%Si (z-z') con 0.8% Fe. Los puntos que intersectan con la línea AB es donde la formación de plaquetas fase β puede ocurrir antes de la formación del eutéctico en B. [28]	49
4.5	Muestra promedios de puntos de fractura bajo condiciones de envejecido, Aleación Al-7%Si-0.4% Mg (variando contenidos de Fe y valores de EDS) [28].	51
4.6	Ductilidad máxima (elongación a la fractura) en función del EDS para diferentes contenidos de Fe para diferentes especímenes para tensión bajo condiciones de envejecido, Aleación Al-7%Si-0.4% Mg. [28].	51
4.7	Micrografías de la fractura de (a) β -Al ₅ FeSi y (b) α -Al ₁₅ (Fe,Mn) ₃ Si ₂ obtenidas de las probetas de un ensayo de tensión para una aleación Al-5%Si-1%Cu [28].	52
5.1	Esquema general del proceso experimental realizado.	54
5.2	Dimensiones del enfriador de hierro gris.	55
5.3	Fotografía de la base del molde de arena donde se muestra el enfriador, filtro y canal de alimentación.	56
5.4	Fotografía de la cubierta del molde de arena donde se muestra el área de la pieza y la copa de vaciado	56
5.5	Fotografía de la cubierta del molde de arena montada en la base.	57
5.6	Horno de fusión utilizado.	58
5.7	Equipo de desgasificación con N ₂ .	59
5.8	Fotografía de la pieza vaciada con sus partes.	59

5.9	Equipo utilizado para el análisis térmico.	60
5.10	Dimensiones del crisol de grafito utilizado para el análisis térmico, a la derecha se observa la posición del termopar en la pieza.	61
5.11	Pre calentamiento y llenado de crisol de grafito para el registro de datos de enfriamiento.	62
5.12	Caja de colcha cerámica y tapa con termopar (derecha) utilizadas para aislar térmicamente la copa de grafito durante la solidificación de la aleación.	62
5.13	Diagrama de la pieza vaciada con todas las secciones.	63
5.14	Probeta de tensión según la norma B-557.	64
5.15	Zona de corte para la obtención de las probetas para ensayo de microdureza Vickers.	65
6.1	Medición del EDS de una aleación de estudio utilizando un microscopio óptico y un analizador de imágenes.	69
6.2	Muestra de la sección 1 de la condición 1 (Si 5%-Fe 0.3%), en condición de colada, con un EDS de 17.5 μm .	71
6.3	Muestra de la sección 6 de la condición 1 (Si5%-Fe 0.3%), en condición de colada, con un EDS de 36.4 μm .	71
6.4	Muestra de la sección 16 de la condición 1 (Si5%-Fe 0.3%), en condición de colada, con un EDS de 71.6 μm .	72
6.5	Muestra de la sección 27 de la condición 1 (Si5%-Fe 0.3%), en condición de colada, con un EDS de 104.5 μm .	72
6.6	Muestra de la sección 1 de la condición 2 (Si5%-Fe 0.6%), en condición de colada, con un EDS de 19.8 μm .	74
6.7	Muestra de la sección 6 de la condición 2 (Si5%-Fe 0.6%), en condición de colada, con un EDS de 42.9 μm .	74
6.8	Muestra de la sección 16 de la condición 2 (Si5%-Fe 0.6%), en condición de colada, con un EDS de 80.9 μm .	75
6.9	Muestra de la sección 27 de la condición 2 (Si5%-Fe 0.6%), en condición de colada, con un EDS de 100.1 μm .	75
6.10	Muestra de la sección 1 de la condición 3 (Si5%-Fe 0.8%), en	77

	condición de colada, con un EDS de 19.6 μm .	
6.11	Muestra de la sección 6 de la condición 3 (Si5%-Fe 0.8%), en condición de colada, con un EDS de 41.7 μm .	77
6.12	Muestra de la sección 16 de la condición 3 (Si5%-Fe 0.8%), en condición de colada, con un EDS de 73.2 μm .	78
6.13	Muestra de la sección 27 de la condición 3 (Si5%-Fe 0.8%), en condición de colada, con un EDS de 96.7 μm .	78
6.14	Muestra de la sección 1 de la condición 4 (Si7%-Fe 0.3%), en condición de colada, con un EDS de 15.9 μm .	80
6.15	Muestra de la sección 6 de la condición 4 (Si7%-Fe 0.3%), en condición de colada, con un EDS de 44 μm .	80
6.16	Muestra de la sección 16 de la condición 4 (Si7%-Fe 0.3%), en condición de colada, con un EDS de 79.6 μm .	81
6.17	Muestra de la sección 27 de la aleación 4 (Si7%-Fe 0.3%), en condición de colada, con un EDS de 103.7 μm .	81
6.18	Muestra de la sección 1 de la condición 5 (Si7%-Fe 0.6%), en condición de colada, con un EDS de 15.4 μm .	83
6.19	Muestra de la sección 6 de la condición 5 (Si7%-Fe 0.6%), en condición de colada, con un EDS de 35 μm .	83
6.20	Muestra de la sección 16 de la condición 5 (Si7%-Fe 0.6%), en condición de colada, con un EDS de 81.4 μm .	84
6.21	Muestra de la sección 27 de la condición 5 (Si7%-Fe 0.6%), en condición de colada, con un EDS de 104 μm .	84
6.22	Muestra de la sección 1 de la condición 6 (Si7%-Fe 0.8%), en condición de colada, con un EDS de 16.5 μm .	86
6.23	Muestra de la sección 6 de la condición 6 (Si7%-Fe 0.8%), en condición de colada, con un EDS de 34.2 μm .	86
6.24	Muestra de la sección 16 de la condición 6 (Si7%-Fe 0.8%), en condición de colada, con un EDS de 60 μm .	87
6.25	Muestra de la sección 27 de la condición 6 (Si7%-Fe 0.8%), en condición de colada, con un EDS de 87.8 μm .	87
6.26	Muestra de la sección 1 de la condición 7 (Si9%-Fe 0.3%), en condición de colada, con un EDS de 16.7 μm .	89

6.27	Muestra de la sección 6 de la condición 7 (Si9%-Fe 0.3%), en condición de colada, con un EDS de 35 μm .	89
6.28	Muestra de la sección 16 de la condición 7 (Si9%-Fe 0.3%), en condición de colada, con un EDS de 62 μm .	90
6.29	Muestra de la sección 27 de la condición 7 (Si9%-Fe 0.3%), en condición de colada, con un EDS de 92.3 μm .	90
6.30	Muestra de la sección 1 de la condición 8 (Si9%-Fe 0.6%), en condición de colada, con un EDS de 16.6 μm .	92
6.31	Muestra de la sección 6 de la condición 8 (Si9%-Fe 0.6%), en condición de colada, con un EDS de 35.4 μm .	92
6.32	Muestra de la sección 16 de la condición 8 (Si9%-Fe 0.6%), en condición de colada, con un EDS de 66.6 μm .	93
6.33	Muestra de la sección 27 de la condición 8 (Si9%-Fe 0.6%), en condición de colada, con un EDS de 96.7 μm .	93
6.34	Muestra la sección 1 de la condición 9 (Si9%-Fe 0.8%), en condición de colada, con un EDS de 15.5 μm .	95
6.35	Muestra la sección 6 de la condición 9 (Si9%-Fe 0.8%), en condición de colada, con un EDS de 33 μm .	95
6.36	Muestra de la sección 16 de la condición 9 (Si9%-Fe 0.8%), en condición de colada, con un EDS de 66 μm .	96
6.37	Muestra de la sección 27 de la condición 9 (Si9%-Fe 0.8%), en condición de colada, con un EDS de 86 μm .	96
6.38	Muestra de la sección 1 de la condición 10 (Si11%-Fe 0.3%), en condición de colada, con un EDS de 15 μm .	98
6.39	Muestra de la sección 6 de la condición 10 (Si11%-Fe 0.3%), en condición de colada, con un EDS de 30 μm .	98
6.40	Muestra de la sección 16 de la condición 10 (Si11%-Fe 0.3%), en condición de colada, con un EDS de 55 μm .	99
6.41	Muestra de la sección 27 de la condición 10 (Si11%-Fe 0.3%), en condición de colada, con un EDS de 80.8 μm .	99
6.42	Muestra de la sección 1 de la condición 11 (Si11%-Fe 0.6%), en condición de colada, con un EDS de 16 μm .	101

6.43	Muestra de la sección 6 de la condición 11 (Si11%-Fe 0.6%), en condición de colada, con un EDS de 28 μm .	101
6.44	Muestra de la sección 16 de la condición 11 (Si11%-Fe 0.6%), en condición de colada, con un EDS de 65 μm .	102
6.45	Muestra de la sección 27 de la condición 11 (Si11%-Fe 0.6%), en condición de colada, con un EDS de 92 μm .	102
6.46	Muestra de la sección 1 de la condición 12 (Si11%-Fe 0.8%), en condición de colada, con un EDS de 15 μm .	104
6.47	Muestra de la sección 6 de la condición 12 (Si11%-Fe 0.8%), en condición de colada, con un EDS de 27 μm .	104
6.48	Muestra de la sección 16 de la condición 12 (Si11%-Fe 0.8%), en condición de colada, con un EDS de 59 μm .	105
6.49	Muestra de la sección 27 de la condición 12 (Si11%-Fe 0.8%), en condición de colada, con un EDS de 82 μm .	105
6.50	Esfuerzo de cedencia y esfuerzo último de tensión de la condición 1, 2 y 3 sin tratamiento térmico en función del EDS.	107
6.51	Elongación plástica y total de la condición 1, 2 y 3 sin tratamiento térmico en función del EDS.	108
6.52	Esfuerzo de cedencia y esfuerzo último de tensión de la condición 1, 2 y 3 sometida a tratamiento térmico de estabilización en función del EDS.	109
6.53	Elongación plástica y total de la condición 1, 2 y 3 sometida a tratamiento térmico de estabilización en función del EDS.	110
6.54	Esfuerzo de cedencia y esfuerzo último de tensión de la condición 4, 5 y 6 sin tratamiento termico en función del EDS.	111
6.55	Elongación plástica y total de la condición 4, 5 y 6 sin tratamiento térmico en función del EDS.	112
6.56	Esfuerzo de cedencia y esfuerzo último de tensión 4, 5 y 6 sometida a tratamiento térmico de estabilización en función del EDS.	113
6.57	Elongación plástica y total de la condición 4, 5 y 6 sometida a tratamiento térmico de estabilización en función del EDS.	114

6.58	Esfuerzo de cedencia y esfuerzo último de tensión de la condición 7, 8 y 9 sin tratamiento térmico en función del EDS.	115
6.59	Elongacion plástica y total de la condición 7, 8 y 9 sin tratamiento térmico en función del EDS.	116
6.60	Esfuerzo de cedencia y esfuerzo último de tensión de la condición 7, 8 y 9 sometida a tratamiento térmico de estabilización en función del EDS.	117
6.61	Elongacion plástica y total de la condición 7, 8 y 9 sometida a tratamiento térmico de estabilización en función del EDS.	118
6.62	Esfuerzo de cedencia y esfuerzo último de tensión de la condición 10, 11 y 12 sin tratamiento térmico en función del EDS.	119
6.63	Elongacion plástica y total de la condición 10, 11 y 12 sin tratamiento térmico en función del EDS.	120
6.64	Esfuerzo de cedencia y esfuerzo último de tensión de la condición 10, 11 y 12 sometida a tratamiento térmico de estabilización en función del EDS.	121
6.65	Elongacion plástica y total de la condición 10, 11 y 12 sometida a tratamiento térmico de estabilización en función del EDS.	122
6.66	Curvas esfuerzo-deformación en material tratado térmicamente de aleación con 5% Si 0.3% Fe [30].	123
6.67	Curvas esfuerzo-deformación en material tratado térmicamente de aleación con 11% Si 0.3% Fe [30].	123
6.68	Dependencia del esfuerzo de fluencia en el material de vaciado en función del EDS[30].	124
6.69	Dependencia del esfuerzo de fluencia en el material tratado térmicamente en función del EDS [30].	124
6.70	Dependencia de la resistencia mecánica en el material de vaciado en función del EDS [30].	125
6.71	Dependencia de la resistencia mecánica en el material tratado térmicamente en función del EDS [30].	125
6.72	Dependencia de la deformación homogénea en el material de vaciado en función del EDS [30].	126

6.73	Dependencia de la deformación homogénea en el material tratado en función del EDS [30].	126
6.74	Dependencia de la deformación total en el material de vaciado en función del EDS [30].	127
6.75	Dependencia de la deformación total en el material tratado en función del EDS [30].	127
6.76	Incremento en el esfuerzo de fluencia como resultado del tratamiento térmico [30].	128
6.77	Incremento en la resistencia mecánica como resultado del tratamiento térmico [30].	128
6.78	Dependencia entre tanto resistencia mecánica o última y deformación total en el material en condición de colada; los valores más altos se encuentran cuando el EDS se reduce [30].	129
6.79	Dependencia entre tanto resistencia mecánica o última y deformación total en el material tratado térmicamente; los valores más altos se encuentran cuando el EDS se reduce [30].	129
6.80	Esquina rica en Al del diagrama pseudoternario Al-Si-Cu calculado con 0.4% Mn [30].	130
6.81	Valores de resistencia mecánica o última y deformación total en el material de vaciado con el EDS más fino (A) y más grueso (B) y con el tratamiento térmico con el EDS más fino (B) y más grueso (D) [30].	130
6.82	Durezas Vickers para la condición 1, 2 y 3 sin tratamiento térmico en función del EDS.	131
6.83	Durezas Vickers para la condición 1, 2 y 3 sometida a tratamiento térmico de estabilización en función del EDS.	132
6.84	Durezas Vickers para la condición 4, 5 y 6 sin tratamiento térmico en función del EDS.	132
6.85	Durezas Vickers para la condición 4, 5 y 6 sometida a tratamiento térmico de estabilización en función del EDS.	133
6.86	Durezas Vickers para la condición 7, 8 y 9 sin tratamiento térmico en función del EDS.	133

6.87	Durezas Vickers para la condición 7, 8 y 9 sometida a tratamiento térmico de estabilización en función del EDS.	134
6.88	Durezas Vickers para la condición 10, 11 y 12 sin tratamiento térmico en función del EDS.	134
6.89	Durezas Vickers para la condición 10, 11 y 12 sometida a tratamiento térmico de estabilización en función del EDS.	135
6.90	Curvas de enfriamiento (temperatura-tiempo) obtenidas durante la solidificación para condiciones con 5, 7, 9 y 11% de Si para un contenido de 0.6 % Fe [29].	136
6.91	Curvas usadas para el análisis de la solidificación de la condición 1 con una composición nominal de 5% Si y 0.3% Fe [29].	137
6.92	Curvas usadas para el análisis de la solidificación de la condición 1 con una composición nominal de 11% Si y 0.8% Fe [29].	137
6.93	Curvas $dT/dt-t$ para las condiciones 5Si0.3Fe (a), 5Si0.6Fe (b), 5Si0.8Fe (c), 7Si0.3Fe (d), 7Si0.6Fe (e) and 7Si0.8Fe (f) [29].	138
6.94	Curvas $dT/dt-t$ para las condiciones 9Si0.3Fe (a), 9Si0.6Fe (b), 9Si0.8Fe (c), 11Si0.3Fe (d), 11Si0.6Fe (e) and 11Si0.8Fe (f) [29].	138
6.95	Curvas $T-dT/dt$ para las condiciones 5Si0.3Fe (a), 5Si0.6Fe (b), 5Si0.8Fe (c), 7Si0.3Fe (d), 7Si0.6Fe (e) and 7Si0.8Fe (f) [29].	139
6.96	Curvas $T-dT/dt$ para las condiciones 9Si0.3Fe (a), 9Si0.6Fe (b), 9Si0.8Fe (c), 11Si0.3Fe (d), 11Si0.6Fe (e) and 11Si0.8Fe (f). [29].	139
6.97	Microestructura de la muestra con una composición nominal de 5% Si y 0.3% Fe [29].	140
6.98	Microestructura de la muestra con una composición nominal de 5% Si y 0.8% Fe [29].	140
6.99	Microestructura de la muestra con una composición nominal de 11% Si y 0.3% Fe [29].	141
6.100	Microestructura de la muestra con una composición nominal	141

	de 11% Si and 0.8% Fe [29].	
6.101	Dependencia del inicio de diferentes reacciones de solidificación en función del contenido de silicio [29].	142
A.1	Micrografia de la sección 1, de la condición 1, en condición de colada, con un EDS de 17.5 μm .	175
A.2	Micrografia de la sección 2, de la condición 1, en condición de colada, con un EDS de 19.2 μm .	175
A.3	Micrografia de la sección 4, de la condición 1, en condición de colada, con un EDS de 28.9 μm .	176
A.4	Micrografia de la sección 6, de la condición 1, en condición de colada, con un EDS de 36.4 μm .	176
A.5	Micrografia de la sección 8, de la condición 1, en condición de colada, con un EDS de 55 μm .	177
A.6	Micrografia de la sección 12, de la condición 1, en condición de colada, con un EDS de 71.5 μm .	177
A.7	Micrografia de la sección 16, de la condición 1, en condición de colada, con un EDS de 71.6 μm .	178
A.8	Micrografia de la sección 19, de la condición 1, en condición de colada, con un EDS de 81.8 μm .	178
A.9	Micrografia de la sección 24, de la condición 1, en condición de colada, con un EDS de 82 μm .	179
A.10	Micrografia de la sección 27, de la condición 1, en condición de colada, con un EDS de 104.5 μm .	179
B.1	Micrografia de la sección 1, de la condición 2, en condición de colada, con un EDS de 19.8 μm .	180
B.2	Micrografia de la sección 2, de la condición 2, en condición de colada, con un EDS de 28.8 μm .	180
B.3	Micrografia de la sección 4, de la condición 2, en condición de colada, con un EDS de 32.4 μm .	181
B.4	Micrografia de la sección 6, de la condición 2, en condición de colada, con un EDS de 42.9 μm .	181
B.5	Micrografia de la sección 8, de la condición 2, en condición de colada, con un EDS de 53.7 μm .	182

B.6	Micrografia de la sección 12, de la condición 2, en condición de colada, con un EDS de 69 μm .	182
B.7	Micrografia de la sección 16, de la condición 2, en condición de colada, con un EDS de 80.9 μm .	183
B.8	Micrografia de la sección 19, de la condición 2, en condición de colada, con un EDS de 84.2 μm .	183
B.9	Micrografia de la sección 24, de la condición 2, en condición de colada, con un EDS de 86.6 μm .	184
B.10	Micrografia de la sección 27, de la condición 2, en condición de colada, con un EDS de 100.1 μm .	184
C.1	Micrografia de la sección 1, de la condición 3, en condición de colada, con un EDS de 19.6 μm .	185
C.2	Micrografia de la sección 2, de la condición 3, en condición de colada, con un EDS de 27.7 μm .	185
C.3	Micrografia de la sección 4, de la condición 3, en condición de colada, con un EDS de 30.2 μm .	186
C.4	Micrografia de la sección 6, de la condición 3, en condición de colada, con un EDS de 41.7 μm .	186
C.5	Micrografia de la sección 8, de la condición 3, en condición de colada, con un EDS de 46.5 μm .	187
C.6	Micrografia de la sección 12, de la condición 3, en condición de colada, con un EDS de 58.1 μm .	187
C.7	Micrografia de la sección 16, de la condición 3, en condición de colada, con un EDS de 73.2 μm .	188
C.8	Micrografia de la sección 19, de la condición 3, en condición de colada, con un EDS de 80 μm .	188
C.9	Micrografia de la sección 24, de la condición 3, en condición de colada, con un EDS de 86.6 μm .	189
C.10	Micrografia de la sección 27, de la condición 3, en condición de colada, con un EDS de 96.7 μm .	189
D.1	Micrografia de la sección 1, de la condición 4, en condición de colada, con un EDS de 15.9 μm .	190
D.2	Micrografia de la sección 2, de la condición 4, en condición de	190

	colada, con un EDS de 25.1 μm .	
D.3	Micrografia de la sección 4, de la condición 4, en condición de colada, con un EDS de 30.1 μm .	191
D.4	Micrografia la sección 6, de la condición 4, en condición de colada, con un EDS de 44 μm .	191
D.5	Micrografia de la sección 8, de la condición 4, en condición de colada, con un EDS de 53.4 μm .	192
D.6	Micrografia de la sección 12, de la condición 4, en condición de colada, con un EDS de 69.9 μm .	192
D.7	Micrografia de la sección 16, de la condición 4, en condición de colada, con un EDS de 79.6 μm .	193
D.8	Micrografia de la sección 19, de la condición 4, en condición de colada, con un EDS de 85.2 μm .	193
D.9	Micrografia de la sección 24, de la condición 4, en condición de colada, con un EDS de 92.4 μm .	194
D.10	Micrografia de la sección 27, de la condición 4, en condición de colada, con un EDS de 103.7 μm .	194
E.1	Micrografia de la sección 1, de la condición 5, en condición de colada, con un EDS de 15.4 μm .	195
E.2	Micrografia de la sección 2, de la condición 5, en condición de colada, con un EDS de 24.5 μm .	195
E.3	Micrografia de la sección 4, de la condición 5, en condición de colada, con un EDS de 29.6 μm .	196
E.4	Micrografia de la sección 6, de la condición 5, en condición de colada, con un EDS de 35 μm .	196
E.5	Micrografia de la sección 8, de la condición 5, en condición de colada, con un EDS de 54.1 μm .	197
E.6	Micrografia de la sección 12, de la condición 5, en condición de colada, con un EDS de 64.1 μm .	197
E.7	Micrografia de la sección 16, de la condición 5, en condición de colada, con un EDS de 81.4 μm .	198
E.8	Micrografia de la sección 19, de la condición 5, en condición de colada, con un EDS de 85.8 μm .	198

E.9	Micrografia de la sección 24, de la condición 5, en condición de colada, con un EDS de 90.7 μm .	199
E.10	Micrografia de la sección 27, de la condición 5, en condición de colada, con un EDS de 104 μm .	199
F.1	Micrografia de la sección 1, de la condición 6, en condición de colada, con un EDS de 16.5 μm .	200
F.2	Micrografia de la sección 2, de la condición 6, en condición de colada, con un EDS de 20.3 μm .	200
F.3	Micrografia en de la sección 4, de la condición 6, en condición de colada, con un EDS de 26.1 μm .	201
F.4	Micrografia de la sección 6, de la condición 6, en condición de colada, con un EDS de 34.2 μm .	201
F.5	Micrografia de la sección 8, de la condición 6, en condición de colada, con un EDS de 50.1 μm .	202
F.6	Micrografia de la sección 12, de la condición 6, en condición de colada, con un EDS de 58.4 μm .	202
F.7	Micrografia de la sección 16, de la condición 6, en condición de colada, con un EDS de 60 μm .	203
F.8	Micrografia de la sección 19, de la condición 6, en condición de colada, con un EDS de 70 μm .	203
F.9	Micrografia de la sección 24, de la condición 6, en condición de colada, con un EDS de 79.1 μm .	204
F.10	Micrografia de la sección 27, de la condición 6, en condición de colada, con un EDS de 87.8 μm .	204
G.1	Micrografia de la sección 1, de la condición 7, en condición de colada, con un EDS de 16.7 μm .	205
G.2	Micrografia de la sección 2, de la condición 7, en condición de colada, con un EDS de 21.4 μm .	205
G.3	Micrografia de la sección 4, de la condición 7, en condición de colada, con un EDS de 29.5 μm .	206
G.4	Micrografia de la sección 6, de la condición 7, en condición de colada, con un EDS de 35 μm .	206
G.5	Micrografia de la sección 8, de la condición 7, en condición de	207

	colada, con un EDS de 45.1 μm .	
G.6	Micrografia de la sección 12, de la condición 7, en condición de colada, con un EDS de 51 μm .	207
G.7	Micrografia de la sección 16, de la condición 7, en condición de colada, con un EDS de 62 μm .	208
G.8	Micrografia de la sección 19, de la condición 7, en condición de colada, con un EDS de 73.9 μm .	208
G.9	Micrografia de la sección 24, de la condición 7, en condición de colada, con un EDS de 84.9 μm .	209
G.10	Micrografia de la sección 27, de la condición 7, en condición de colada, con un EDS de 92.3 μm .	209
H.1	Micrografia de la sección 1, de la condición 8, en condición de colada, con un EDS de 16.6 μm .	210
H.2	Micrografia de la sección 2, de la condición 8, en condición de colada, con un EDS de 22 μm .	210
H.3	Micrografia de la sección 4, de la condición 8, en condición de colada, con un EDS de 28 μm .	211
H.4	Micrografia de la sección 6, de la condición 8, en condición de colada, con un EDS de 35.4 μm .	211
H.5	Micrografia de la sección 8, de la condición 8, en condición de colada, con un EDS de 44 μm .	212
H.6	Micrografia de la sección 12, de la condición 8, en condición de colada, con un EDS de 54.2 μm .	212
H.7	Micrografia de la sección 16, de la condición 8, en condición de colada, con un EDS de 66.6 μm .	213
H.8	8 Micrografia de la sección 19, de la condición 8, en condición de colada, con un EDS de 75.1 μm .	213
H.9	Micrografia de la sección 24, de la condición 8, en condición de colada, con un EDS de 83 μm .	214
H.10	Micrografia de la sección 27, de la condición 8, en condición de colada, con un EDS de 96.7 μm .	214
I.1	Micrografia de la sección 1, de la condición 9, en condición de colada, con un EDS de 15.5 μm .	215

I.2	Micrografia de la sección 2, de la condición 9, en condición de colada, con un EDS de 21 μm .	215
I.3	Micrografia de la sección 4, de la condición 9, en condición de colada, con un EDS de 27 μm .	216
I.4	Micrografia de la sección 6, de la condición 9, en condición de colada, con un EDS de 33 μm .	216
I.5	Micrografia de la sección 8, de la condición 9, en condición de colada, con un EDS de 46.1 μm .	217
I.6	Micrografia de la sección 12, de la condición 9, en condición de colada, con un EDS de 55 μm .	217
I.7	7 Micrografia de la sección 16, de la condición 9, en condición de colada, con un EDS de 66 μm .	218
I.8	Micrografia de la sección 19, de la condición 9, en condición de colada, con un EDS de 72.4 μm .	218
I.9	Micrografia de la sección 24, de la condición 9, en condición de colada, con un EDS de 80.8 μm .	219
I.10	Micrografia de la sección 27, de la condición 9, en condición de colada, con un EDS de 86 μm .	219
J.1	Micrografia de la sección 1, de la condición 10, en condición de colada, con un EDS de 15 μm .	220
J.2	Micrografia de la sección 2, de la condición 10, en condición de colada, con un EDS de 21 μm .	220
J.3	Micrografia de la sección 4, de la condición 10, en condición de colada, con un EDS de 24 μm .	221
J.4	Micrografia de la sección 6, de la condición 10, en condición de colada, con un EDS de 30 μm .	221
J.5	Micrografia de la sección 8, de la condición 10, en condición de colada, con un EDS de 42 μm .	222
J.6	Micrografia de la sección 12, de la condición 10, en condición de colada, con un EDS de 47 μm .	222
J.7	Micrografia de la sección 16, de la condición 10, en condición de colada, con un EDS de 55 μm .	223
J.8	Micrografia de la sección 19, de la condición 10, en condición de	223

	colada, con un EDS de 62 μm .	
J.9	Micrografia de la sección 24, de la condición 10, en condición de colada, con un EDS de 68 μm .	224
J.10	Micrografia de la sección 27, de la condición 10, en condición de colada, con un EDS de 80.8 μm .	224
K.1	Micrografia de la sección 1, de la condición 11, en condición de colada, con un EDS de 16 μm .	225
K.2	Micrografia de la sección 2, de la condición 11, en condición de colada, con un EDS de 21 μm .	225
K.3	Micrografia de la sección 4, de la condición 11, en condición de colada, con un EDS de 26 μm .	226
K.4	Micrografia de la sección 6, de la condición 11, en condición de colada, con un EDS de 28 μm .	226
K.5	Micrografia de la sección 8, de la condición 11, en condición de colada, con un EDS de 38 μm .	227
K.6	Micrografia de la sección 12, de la condición 11, en condición de colada, con un EDS de 52 μm .	227
K.7	Micrografia de la sección 16, de la condición 11, en condición de colada, con un EDS de 65 μm .	228
K.8	Micrografia de la sección 19, de la condición 11, en condición de colada, con un EDS de 80 μm .	228
K.9	Micrografia de la sección 24, de la condición 11, en condición de colada, con un EDS de 88 μm .	229
K.10	Micrografia de la sección 27, de la condición 11, en condición de colada, con un EDS de 92 μm .	229
L.1	Micrografia de la sección 1, de la condición 12, en condición de colada, con un EDS de 15 μm .	230
L.2	Micrografia de la sección 2, de la condición 12, en condición de colada, con un EDS de 19 μm .	230
L.3	Micrografia de la sección 4, de la condición 12, en condición de colada, con un EDS de 24 μm .	231
L.4	Micrografia de la sección 6, de la condición 12, en condición de colada, con un EDS de 27 μm .	231

L.5	Micrografia de la sección 8, de la condición 12, en condición de colada, con un EDS de 38.1 μm .	232
L.6	Micrografia de la sección 12, de la condición 12, en condición de colada, con un EDS de 47.5 μm .	232
L.7	Micrografia de la sección 16, de la condición 12, en condición de colada, con un EDS de 59 μm .	233
L.8	Micrografia de la sección 19, de la condición 12, en condición de colada, con un EDS de 67 μm .	233
L.9	Micrografia de la sección 24, de la condición 12, en condición de colada, con un EDS de 73 μm .	234
L.10	Micrografia de la sección 27, de la condición 12, en condición de colada, con un EDS de 82 μm .	234
M.1	Análisis térmico para la composición correspondiente a la condición 1.	235
M.2	Análisis térmico para la composición correspondiente a la condición 2.	235
M.3	Análisis térmico para la composición correspondiente a la condición 3.	236
M.4	Análisis térmico para la composición correspondiente a la condición 4.	236
M.5	Análisis térmico para la composición correspondiente a la condición 5.	237
M.6	Análisis térmico para la composición correspondiente a la condición 6.	237
M.7	Análisis térmico para la composición correspondiente a la condición 7.	238
M.8	Análisis térmico para la composición correspondiente a la condición 8.	238
M.9	Análisis térmico para la composición correspondiente a la condición 9.	239
M.10	Análisis térmico para la composición correspondiente a la condición 10.	239

- M.11 Análisis térmico para la composición correspondiente a la condición 11. 240
- M.12 Análisis térmico para la composición correspondiente a la condición 12. 240

APÉNDICE A

Micrografías de la condición 1 (Si 5%-Fe 0.3%)

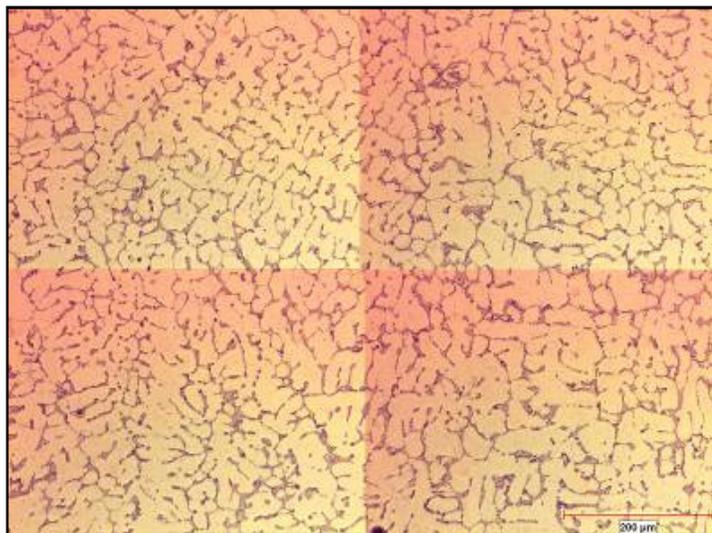


Figura A.1 Micrografía de la sección 1, de la condición 1, en condición de colada, con un EDS de 17.5 µm.

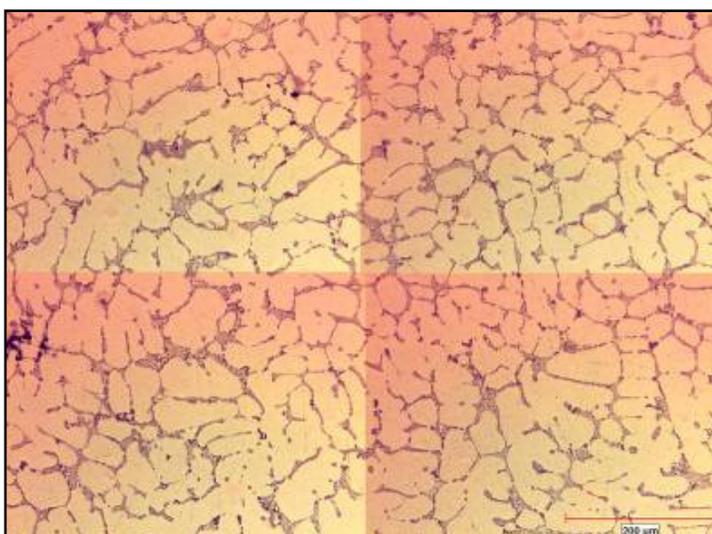


Figura A.2 Micrografía de la sección 2, de la condición 1, en condición de colada, con un EDS de 19.2 µm.

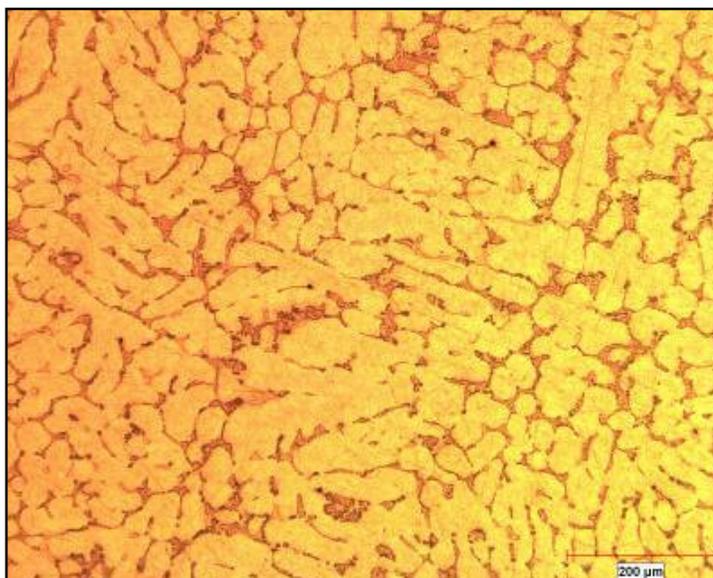


Figura A.3 Micrografía de la sección 4, de la condición 1, en condición de colada, con un EDS de 28.9 μm .

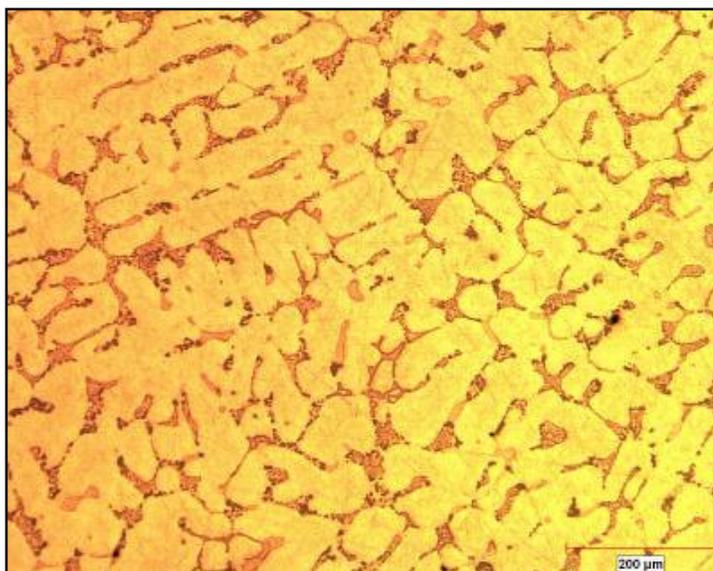


Figura A.4 Micrografía de la sección 6, de la condición 1, en condición de colada, con un EDS de 36.4 μm .

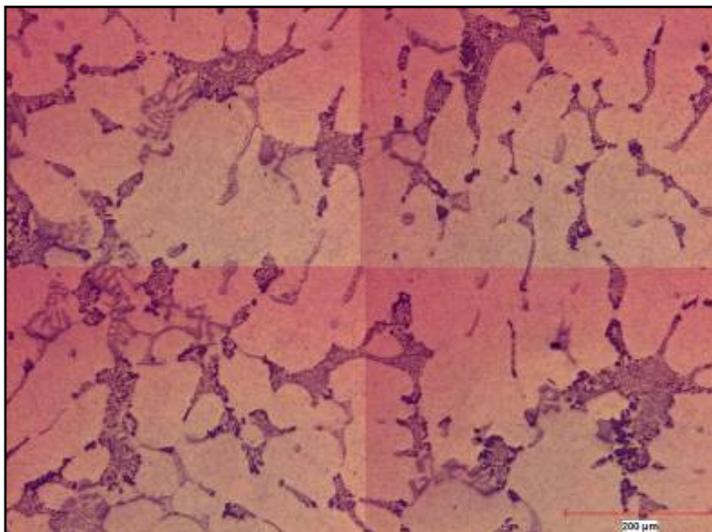


Figura A.5 Micrografía de la sección 8, de la condición 1, en condición de colada, con un EDS de 55 µm.

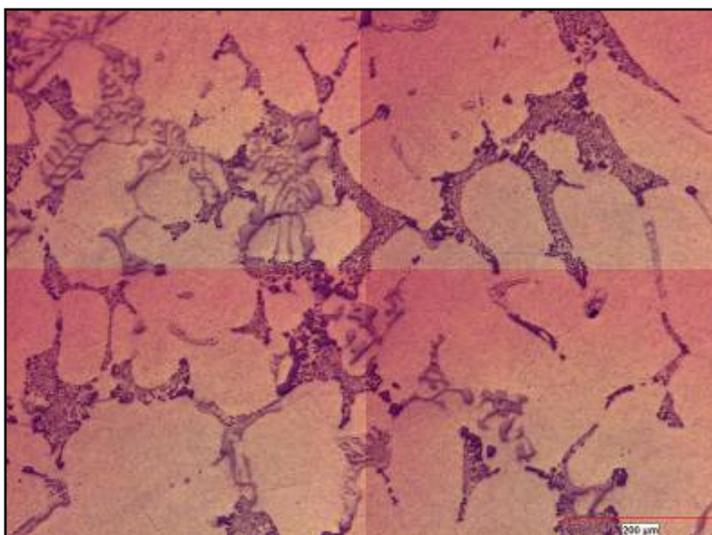


Figura A.6 Micrografía de la sección 12, de la condición 1, en condición de colada, con un EDS de 71.5 µm.

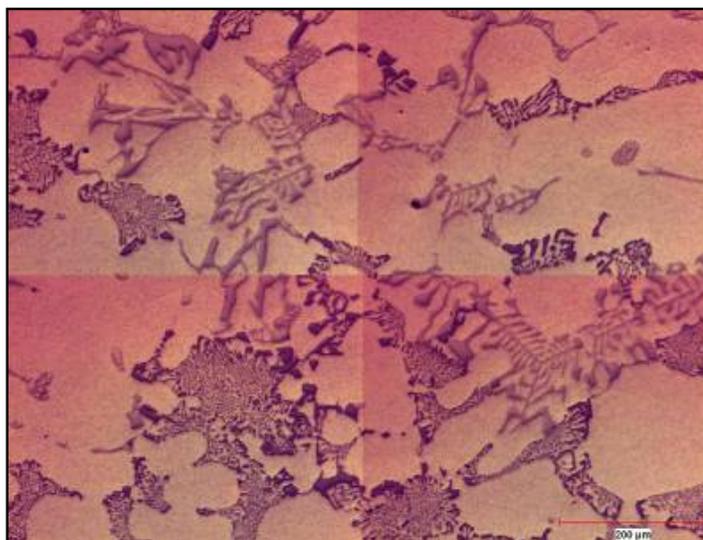


Figura A.7 Micrografía de la sección 16, de la condición 1, en condición de colada, con un EDS de 71.6 μm.

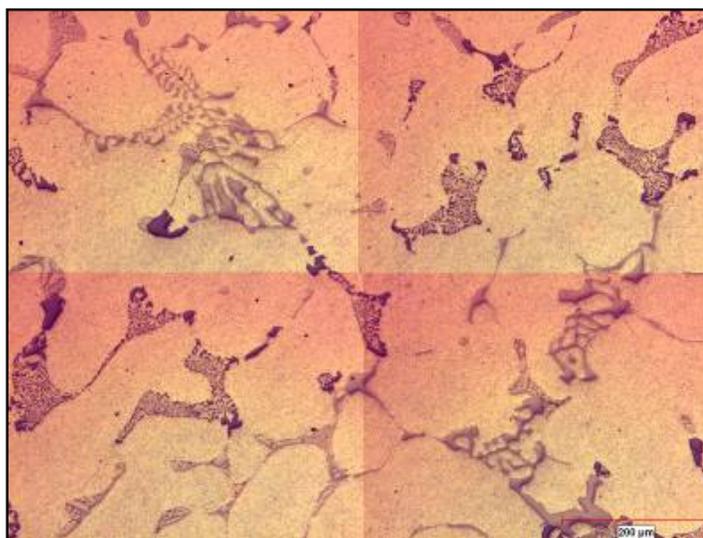


Figura A.8 Micrografía de la sección 19, de la condición 1, en condición de colada, con un EDS de 81.8 μm.

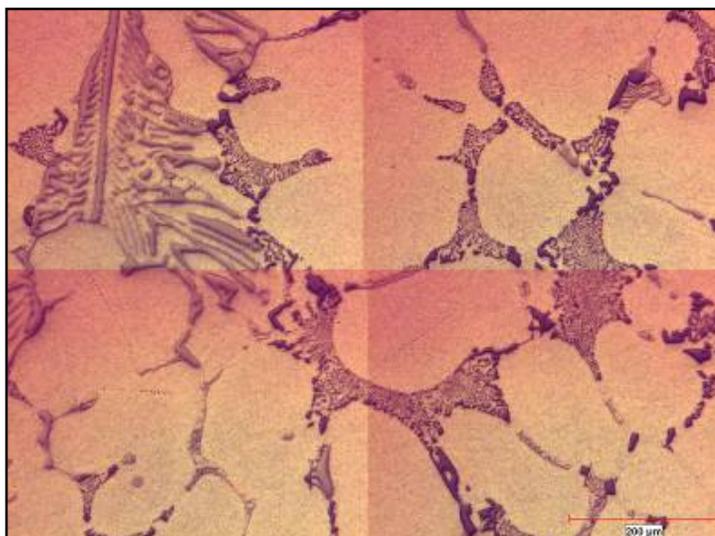


Figura A.9 Micrografía de la sección 24, de la condición 1, en condición de colada, con un EDS de 82 μm.

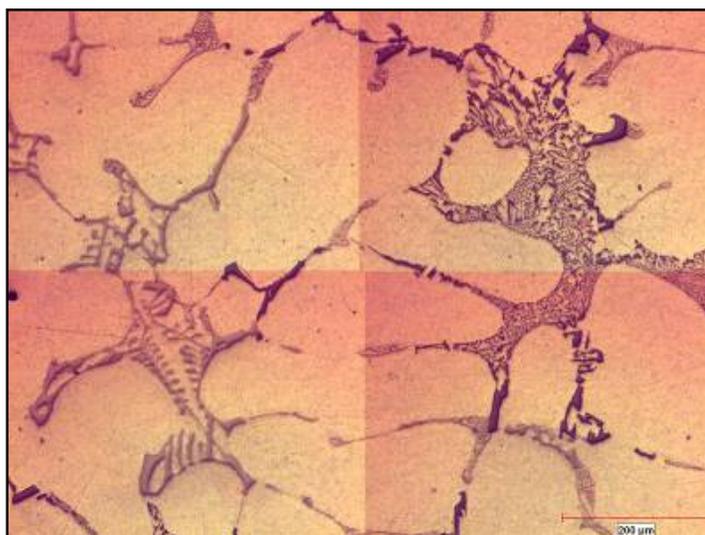


Figura A.10 Micrografía de la sección 27, de la condición 1, en condición de colada, con un EDS de 104.5 μm.

APÉNDICE B

Micrografías de la condición 2 (Si 5%-Fe 0.6%)

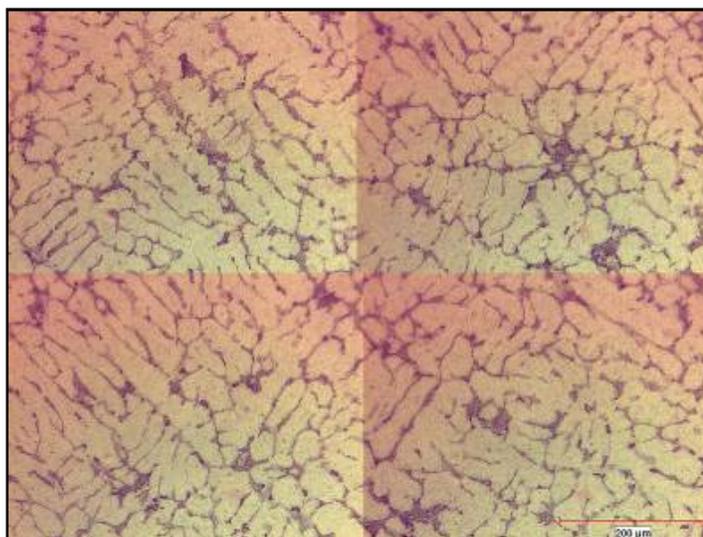


Figura B.1 Micrografía de la sección 1, de la condición 2, en condición de colada, con un EDS de 19.8 μm .

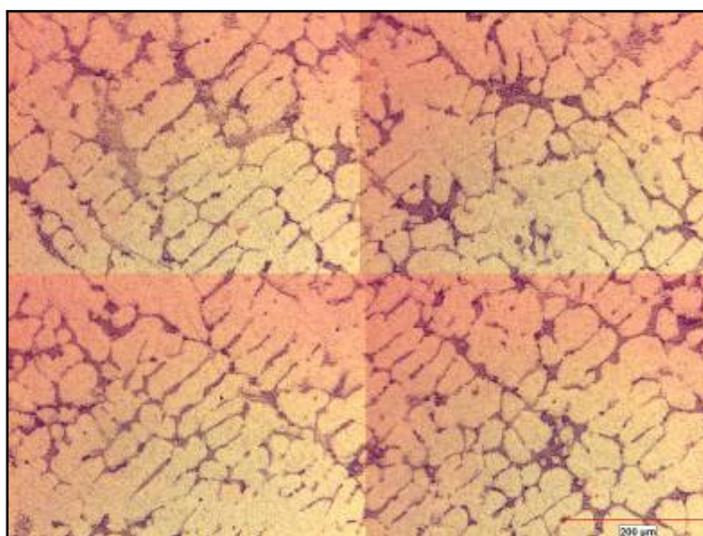


Figura B.2 Micrografía de la sección 2, de la condición 2, en condición de colada, con un EDS de 28.8 μm .

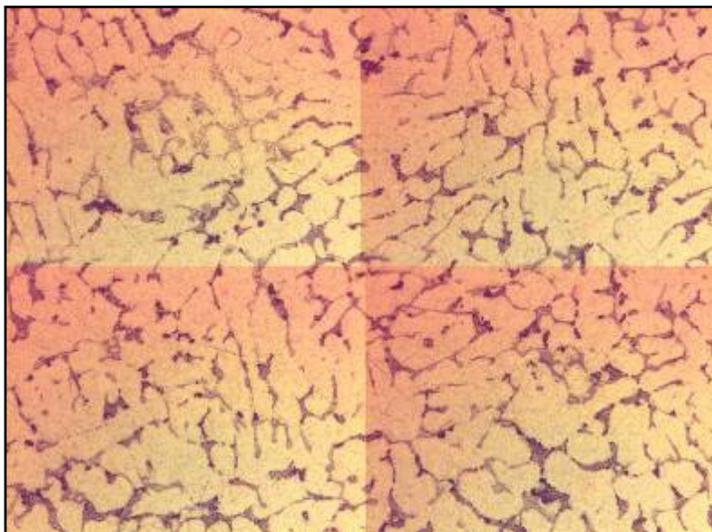


Figura B.3 Micrografía de la sección 4, de la condición 2, en condición de colada, con un EDS de 32.4 μm .

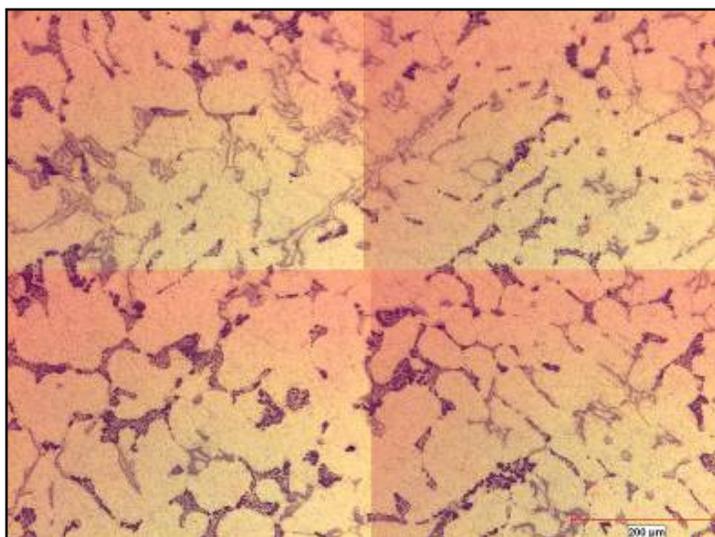


Figura B.4 Micrografía de la sección 6, de la condición 2, en condición de colada, con un EDS de 42.9 μm .

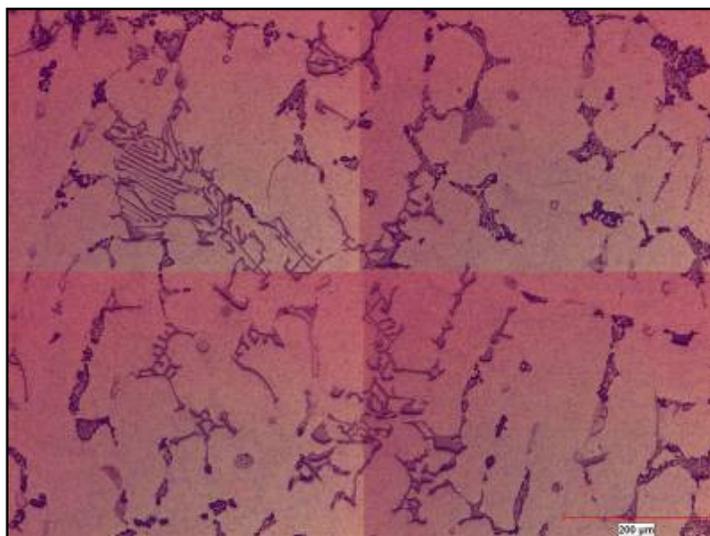


Figura B.5 Micrografía de la sección 8, de la condición 2, en condición de colada, con un EDS de 53.7 μm .

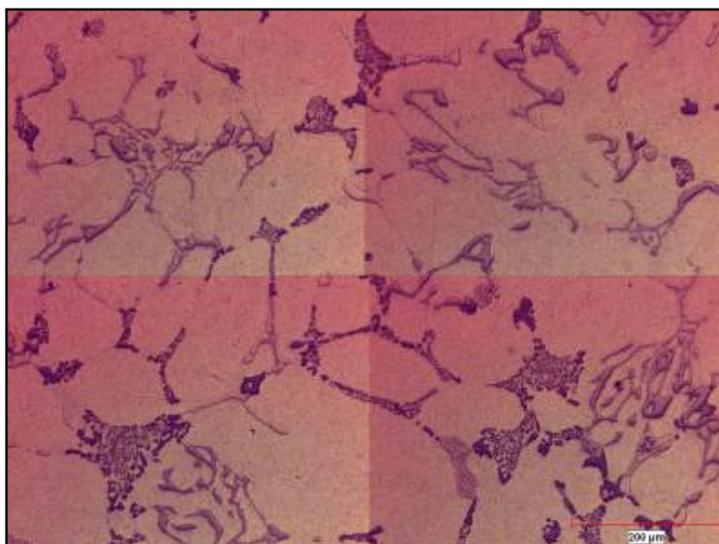


Figura B.6 Micrografía de la sección 12, de la condición 2, en condición de colada, con un EDS de 69 μm .

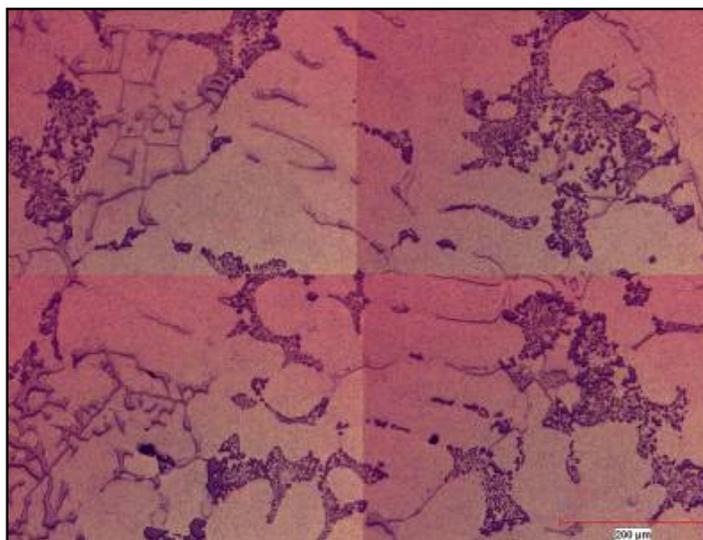


Figura B.7 Micrografía de la sección 16, de la condición 2, en condición de colada, con un EDS de 80.9 μm.

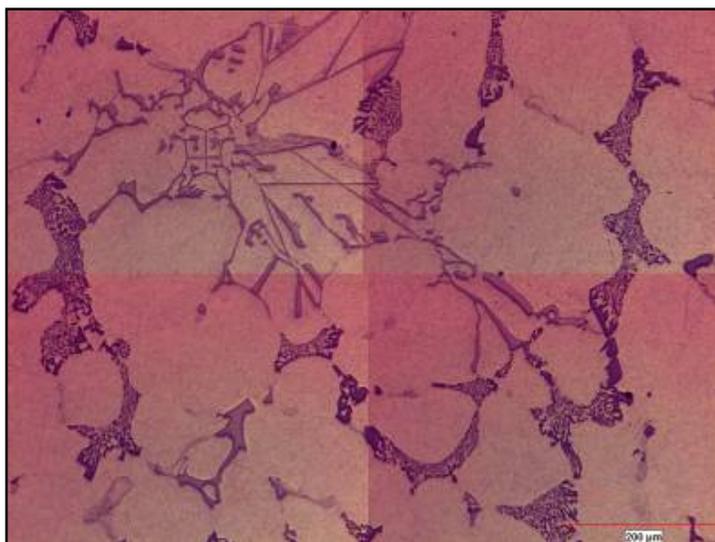


Figura B.8 Micrografía de la sección 19, de la condición 2, en condición de colada, con un EDS de 84.2 μm.

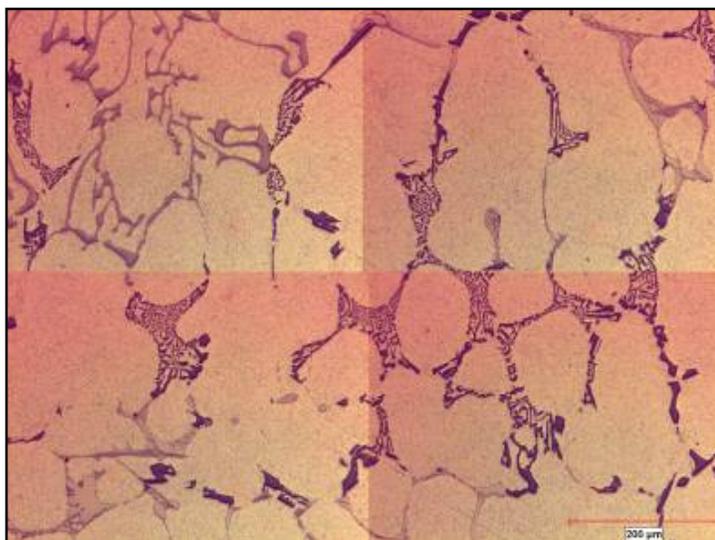


Figura B.9 Micrografía de la sección 24, de la condición 2, en condición de colada, con un EDS de 86.6 μm.

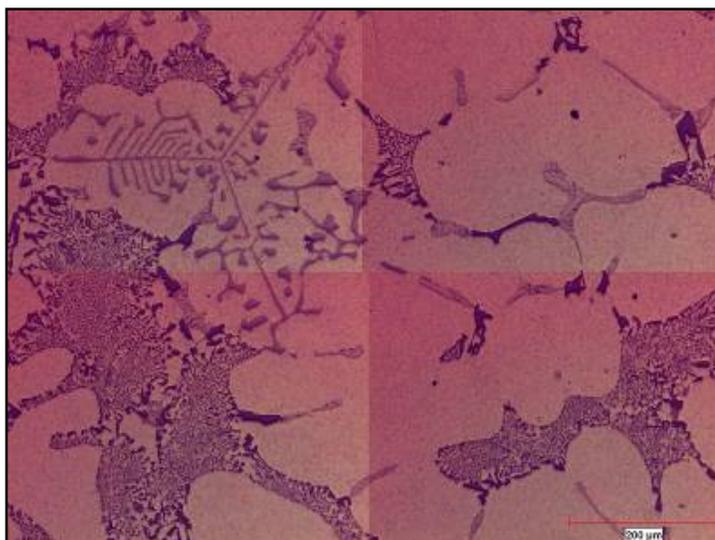


Figura B.10 Micrografía de la sección 27, de la condición 2, en condición de colada, con un EDS de 100.1 μm.

APÉNDICE C

Micrografías de la condición 3 (Si 5%-Fe 0.8%)

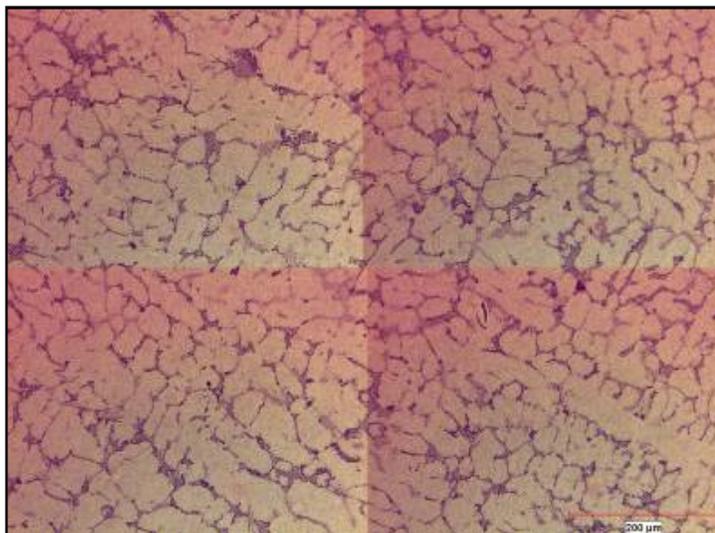


Figura C.1 Micrografía de la sección 1, de la condición 3, en condición de colada, con un EDS de 19.6 μm.

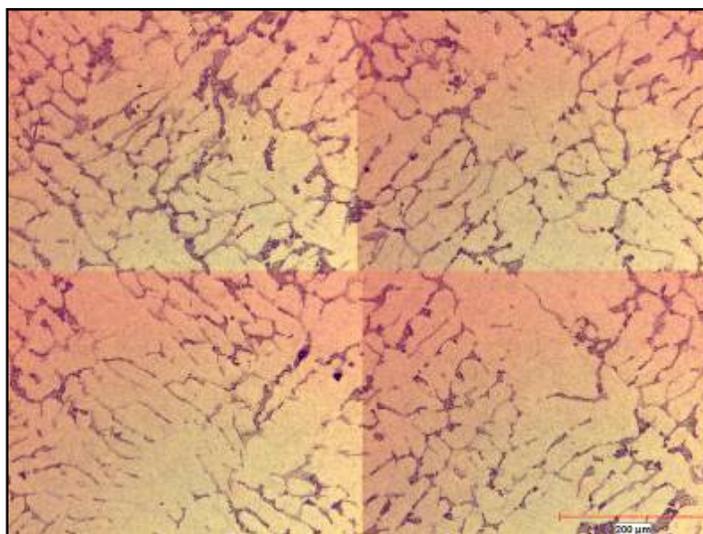


Figura C.2 Micrografía de la sección 2, de la condición 3, en condición de colada, con un EDS de 27.7 μm.

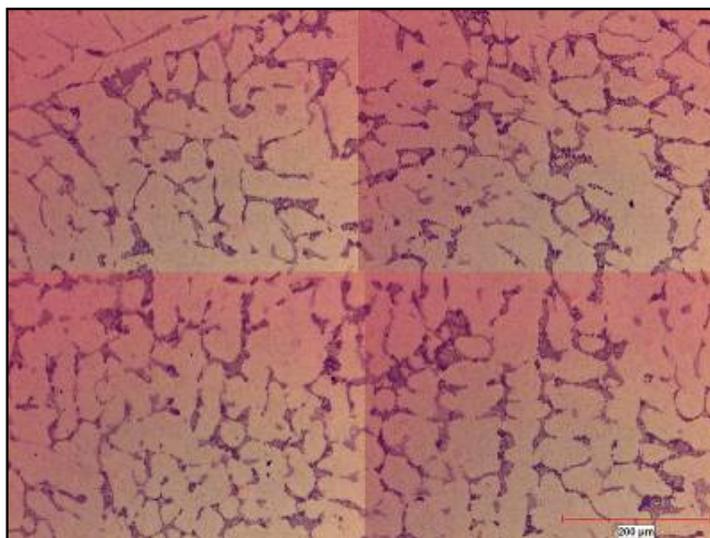


Figura C.3 Micrografía de la sección 4, de la condición 3, en condición de colada, con un EDS de 30.2 μm.

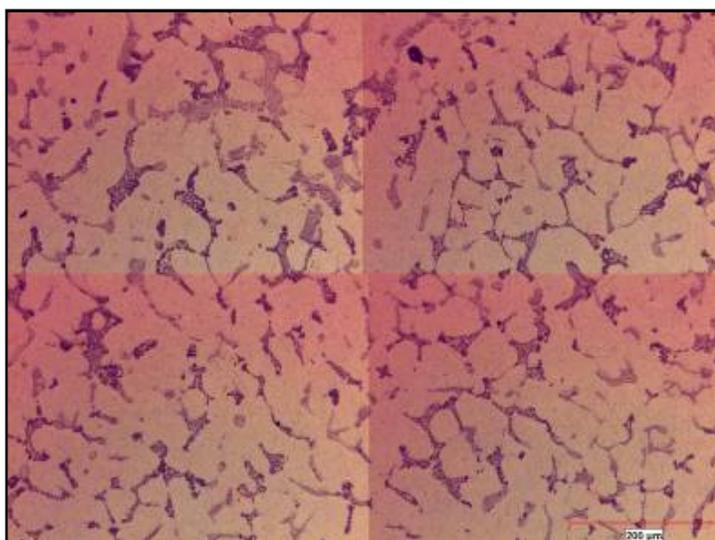


Figura C.4 Micrografía de la sección 6, de la condición 3, en condición de colada, con un EDS de 41.7 μm.

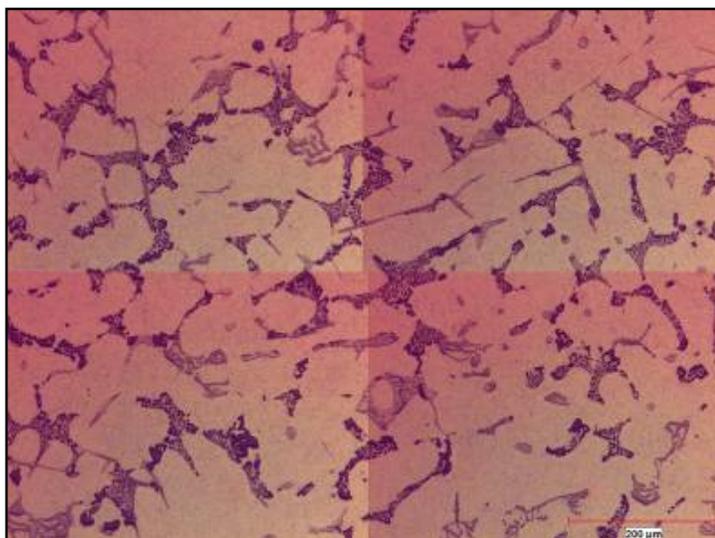


Figura C.5 Micrografia de la sección 8, de la condición 3, en condición de colada, con un EDS de 46.5 μm.

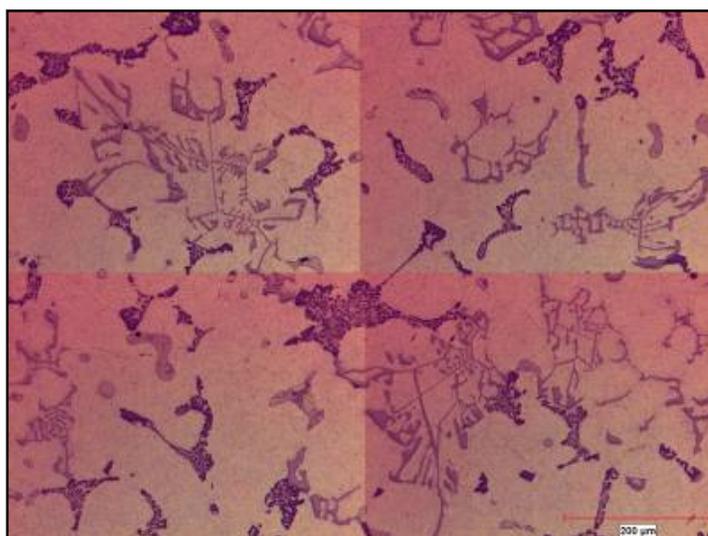


Figura C.6 Micrografia de la sección 12, de la condición 3, en condición de colada, con un EDS de 58.1 μm.

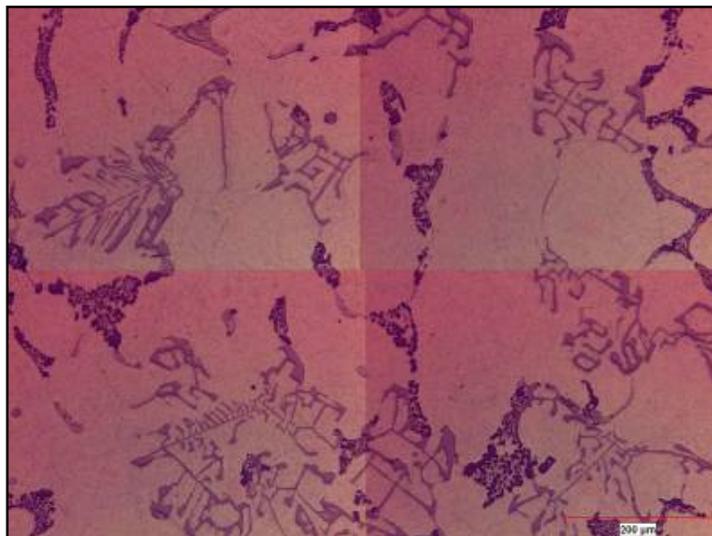


Figura C.7 Micrografia de la sección 16, de la condición 3, en condición de colada, con un EDS de 73.2 μm.

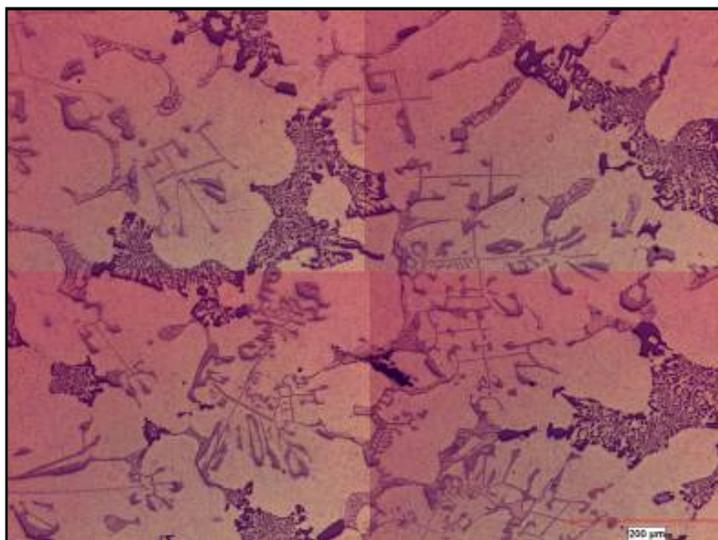


Figura C.8 Micrografia de la sección 19, de la condición 3, en condición de colada, con un EDS de 80 μm.

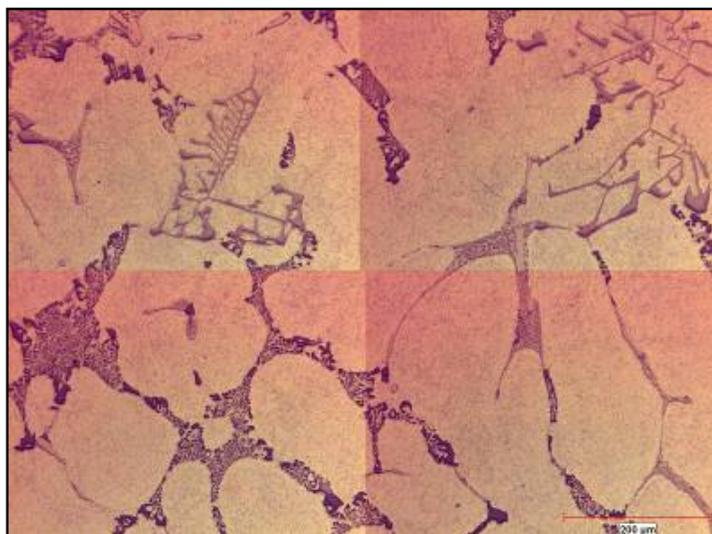


Figura C.9 Micrografía de la sección 24, de la condición 3, en condición de colada, con un EDS de 86.6 μm.



Figura C.10 Micrografía de la sección 27, de la condición 3, en condición de colada, con un EDS de 96.7 μm.

APÉNDICE D

Micrografías de la condición 4 (Si 7%-Fe 0.3%)

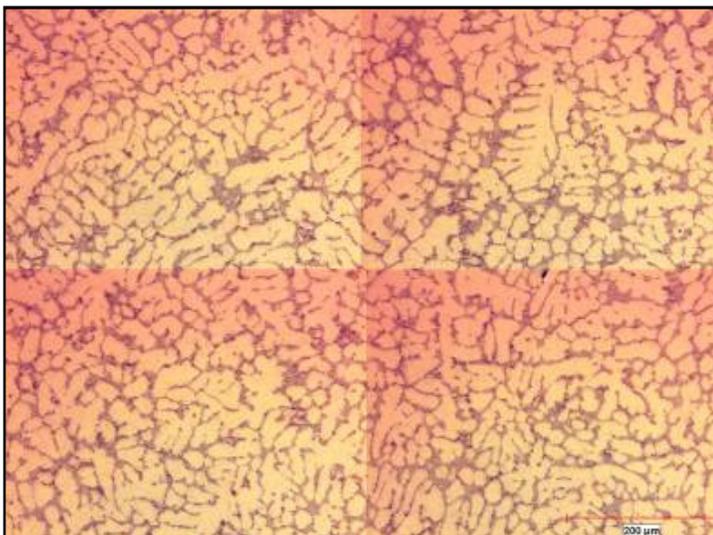


Figura D.1 Micrografía de la sección 1, de la condición 4, en condición de colada, con un EDS de 15.9 μm.

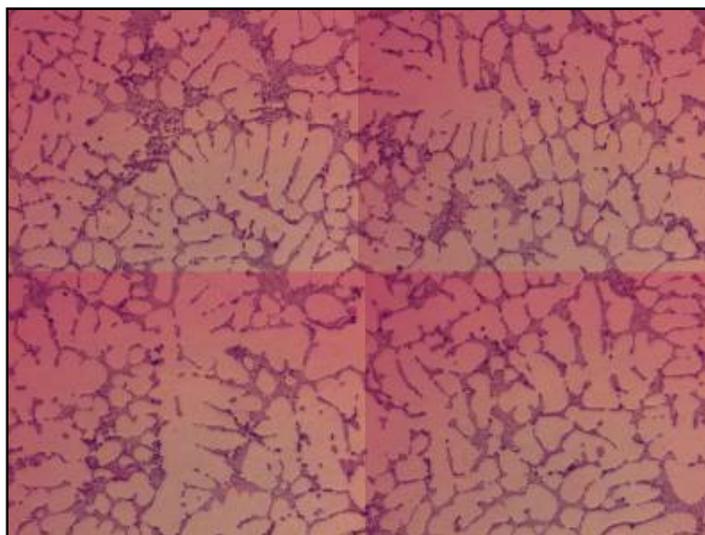


Figura D.2 Micrografía de la sección 2, de la condición 4, en condición de colada, con un EDS de 25.1 μm.

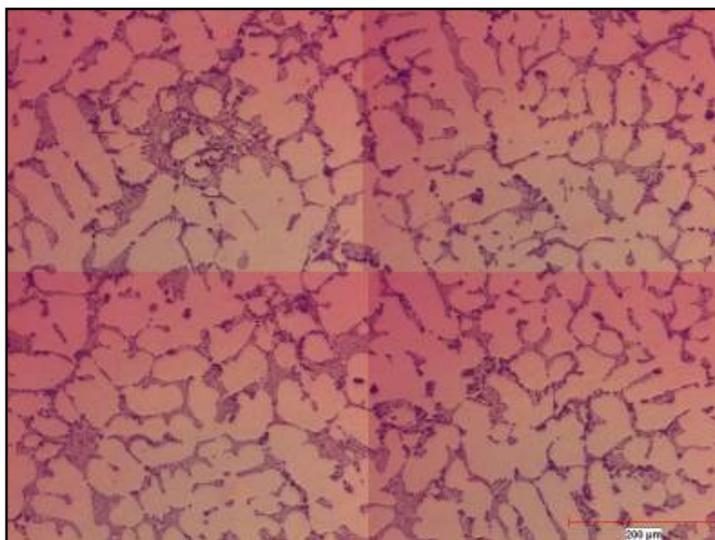


Figura D.3 Micrografia de la sección 4, de la condición 4, en condición de colada, con un EDS de 30.1 μm.

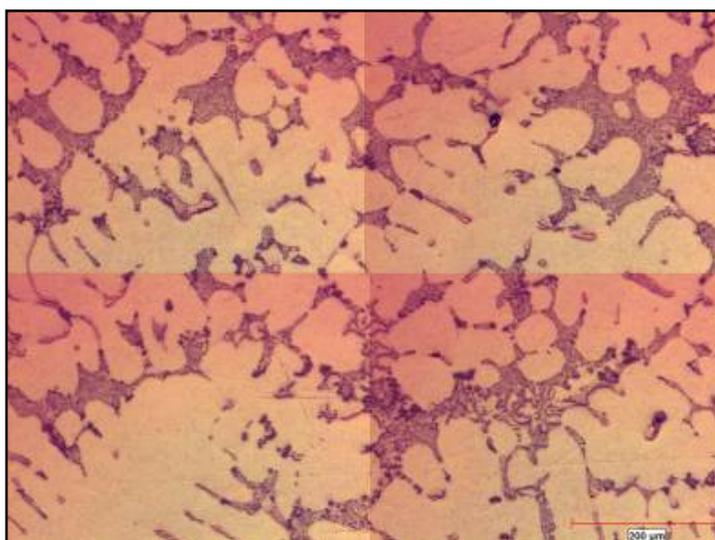


Figura D.4 Micrografia la sección 6, de la condición 4, en condición de colada, con un EDS de 44 μm.

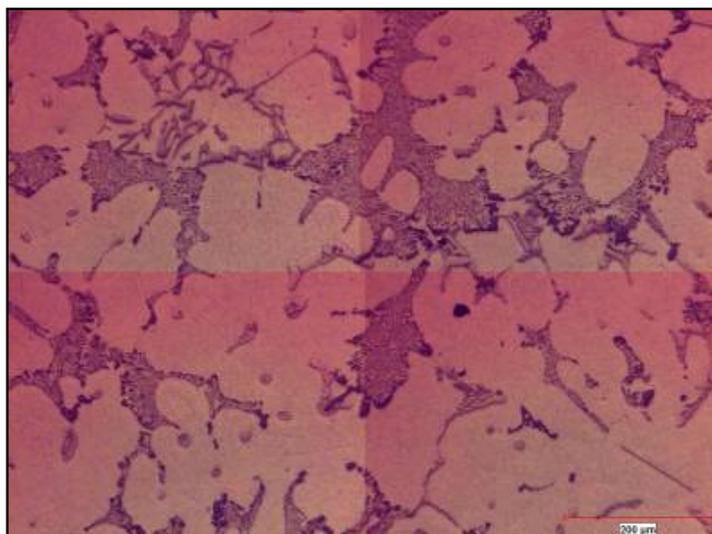


Figura D.5 Micrografia de la sección 8, de la condición 4, en condición de colada, con un EDS de 53.4 µm.

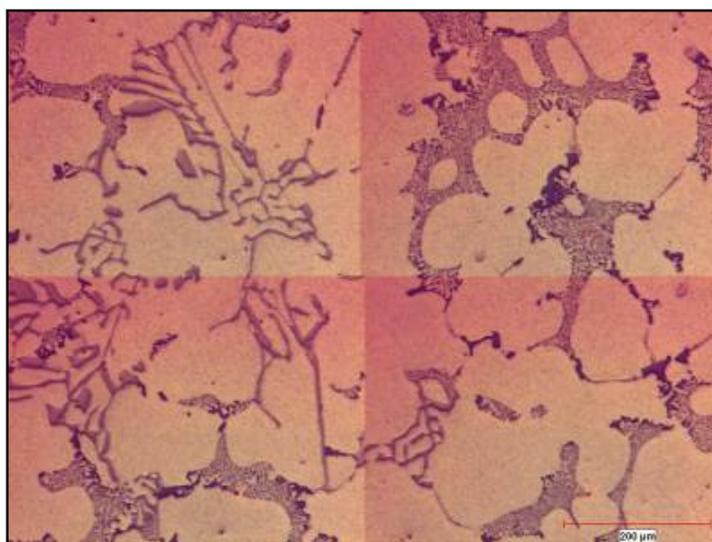


Figura D.6 Micrografia de la sección 12, de la condición 4, en condición de colada, con un EDS de 69.9 µm.

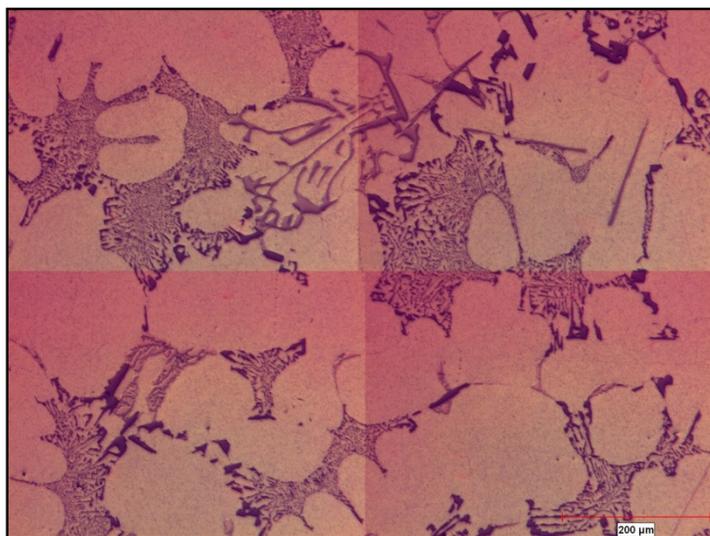


Figura D.7 Micrografia de la sección 16, de la condición 4, en condición de colada, con un EDS de 79.6 μm.

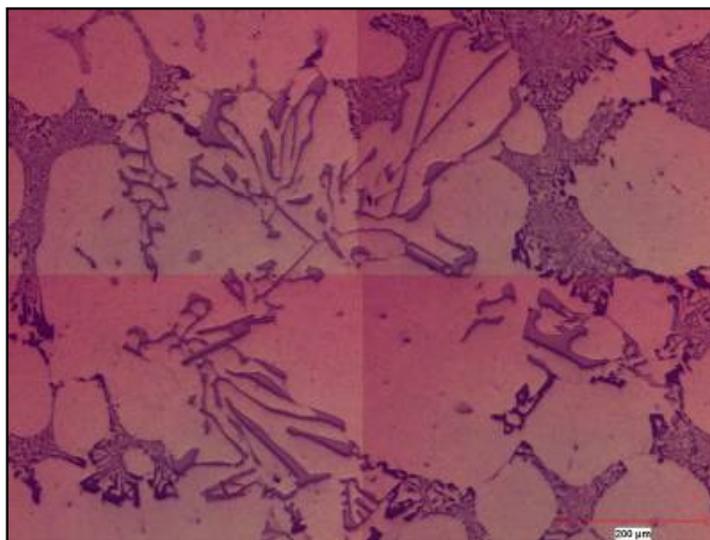


Figura D.8 Micrografia de la sección 19, de la condición 4, en condición de colada, con un EDS de 85.2 μm.

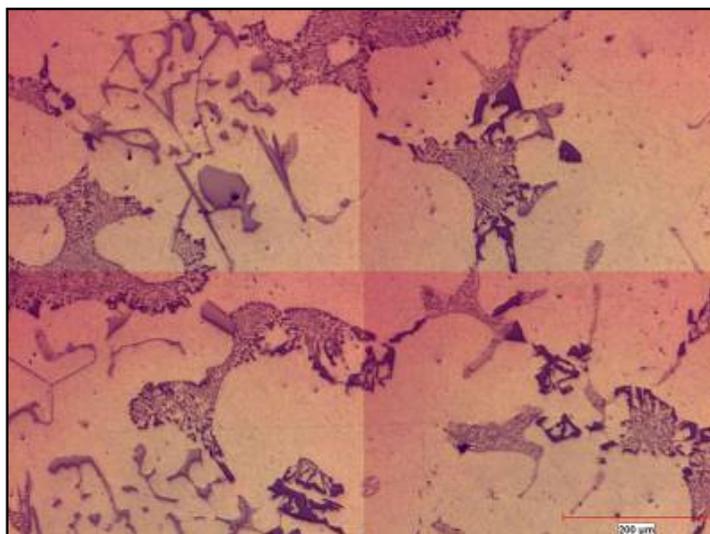


Figura D.9 Micrografia de la sección 24, de la condición 4, en condición de colada, con un EDS de 92.4 μm.

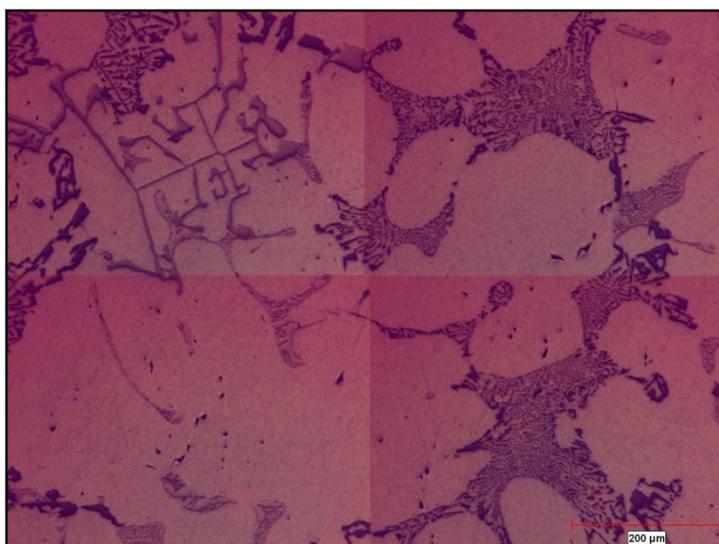


Figura D.10 Micrografia de la sección 27, de la condición 4, en condición de colada, con un EDS de 103.7 μm.

APÉNDICE E

Micrografías de la condición 5 (Si 7%-Fe 0.6%)

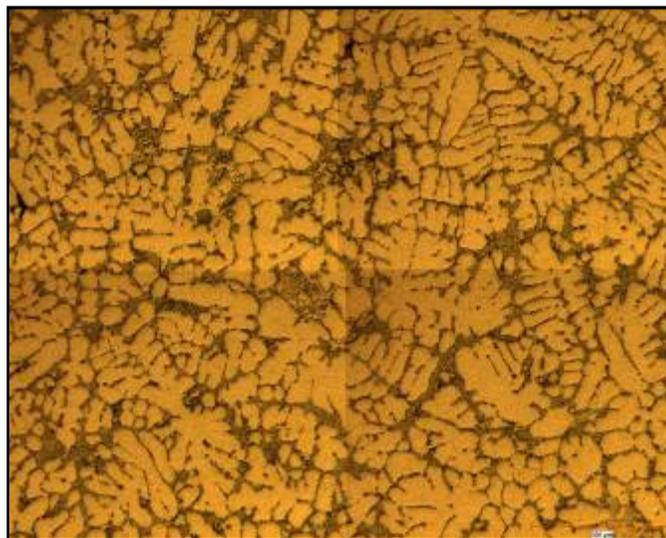


Figura E.1 Micrografía de la sección 1, de la condición 5, en condición de colada, con un EDS de 15.4 μm .

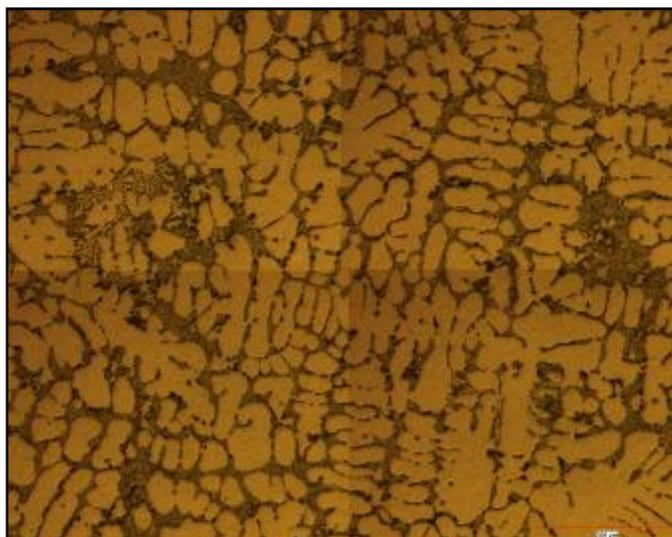


Figura E.2 Micrografía de la sección 2, de la condición 5, en condición de colada, con un EDS de 24.5 μm .



Figura E.3 Micrografia de la sección 4, de la condición 5, en condición de colada, con un EDS de 29.6 μm .



Figura E.4 Micrografia de la sección 6, de la condición 5, en condición de colada, con un EDS de 35 μm .

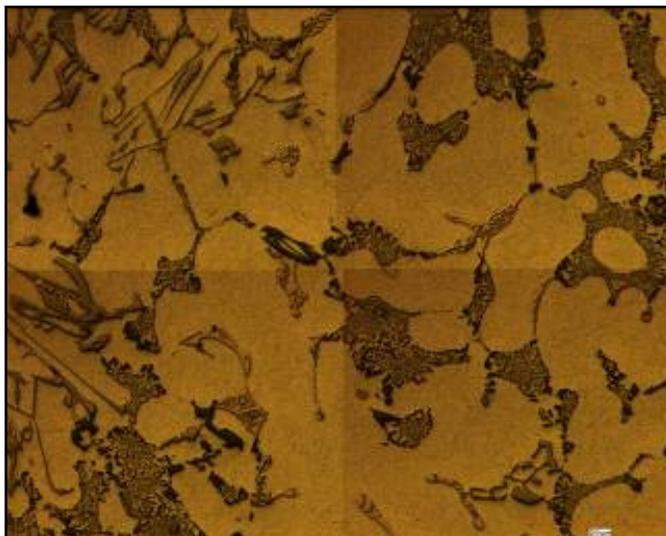


Figura E.5 Micrografía de la sección 8, de la condición 5, en condición de colada, con un EDS de 54.1 μm .

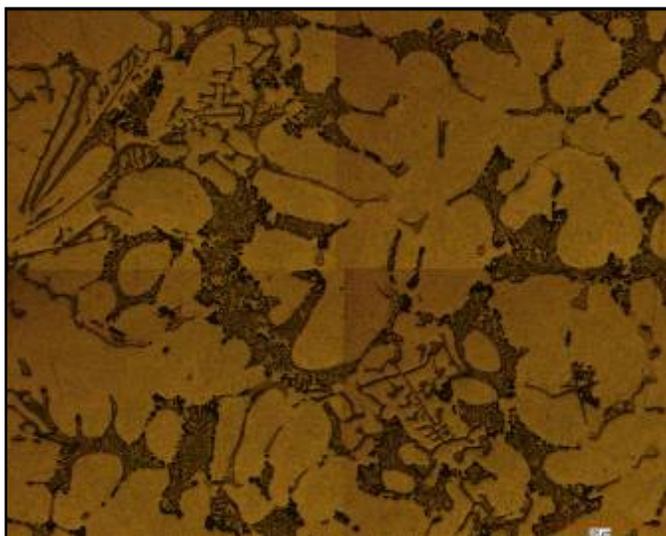


Figura E.6 Micrografía de la sección 12, de la condición 5, en condición de colada, con un EDS de 64.1 μm .

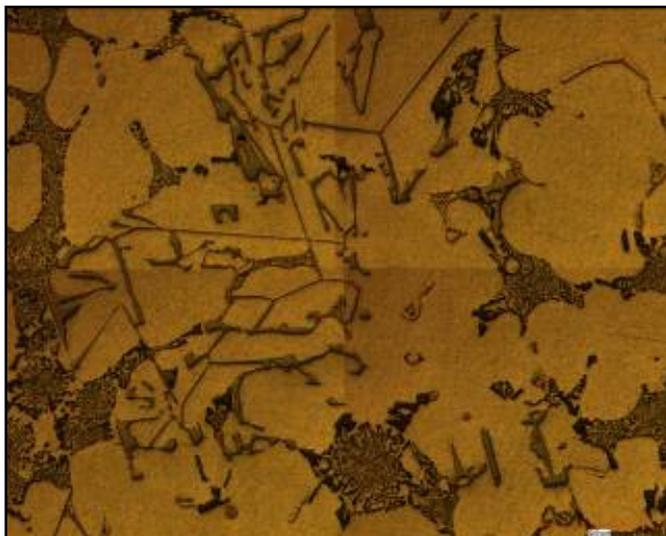


Figura E.7 Micrografia de la sección 16, de la condición 5, en condición de colada, con un EDS de 81.4 μm .

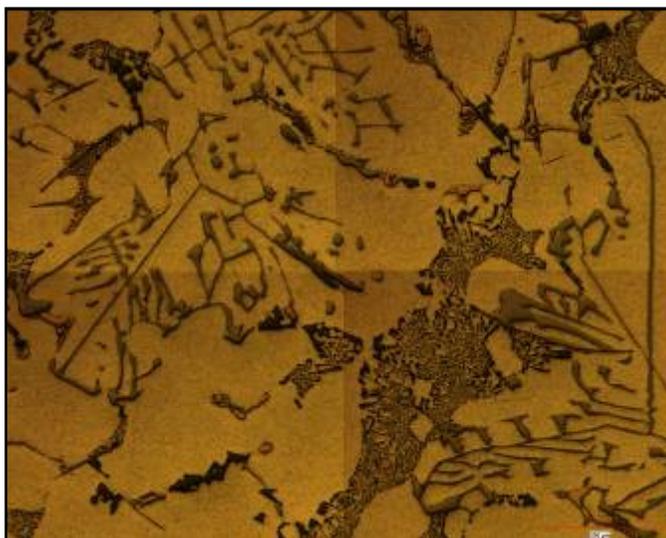


Figura E.8 Micrografia de la sección 19, de la condición 5, en condición de colada, con un EDS de 85.8 μm .

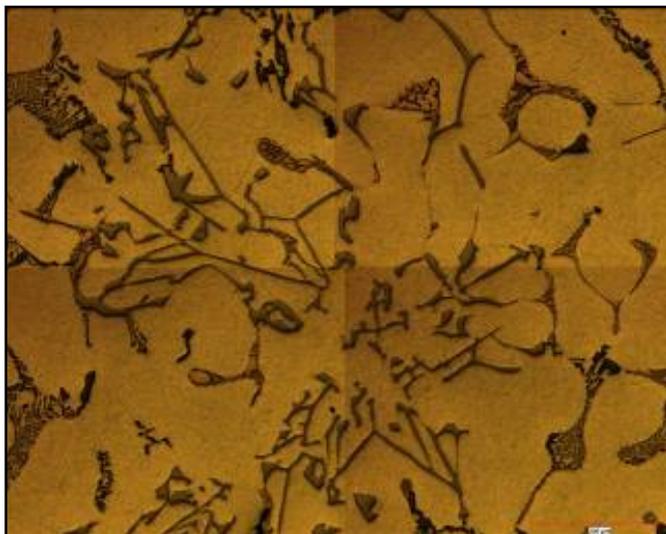


Figura E.9 Micrografia de la sección 24, de la condición 5, en condición de colada, con un EDS de 90.7 μm .

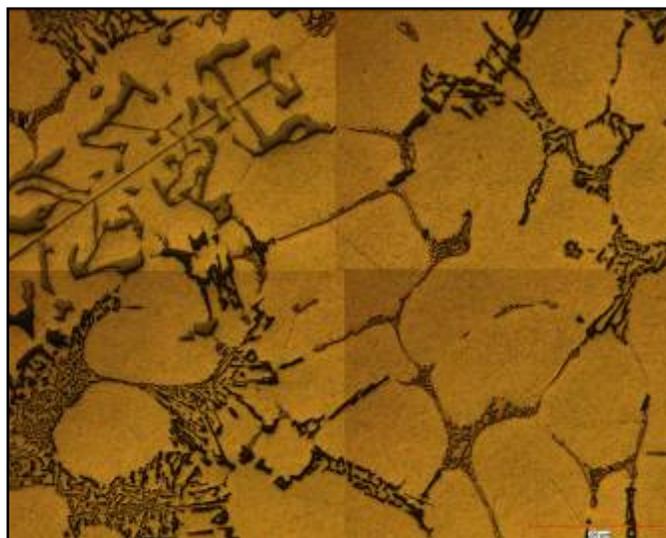


Figura E.10 Micrografia de la sección 27, de la condición 5, en condición de colada, con un EDS de 104 μm .

APÉNDICE F

Micrografías de la condición 6 (Si 7%-Fe 0.8%)



Figura F.1 Micrografía de la sección 1, de la condición 6, en condición de colada, con un EDS de 16.5 µm.



Figura F.2 Micrografía de la sección 2, de la condición 6, en condición de colada, con un EDS de 20.3 µm.

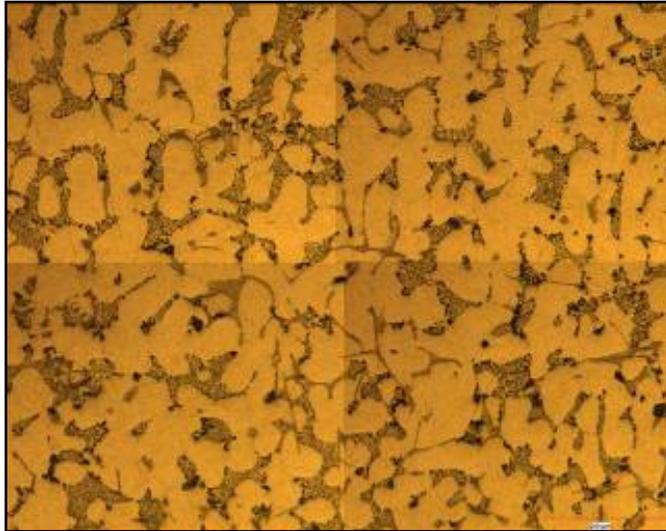


Figura F.3 Micrografía en de la sección 4, de la condición 6, en condición de colada, con un EDS de 26.1 μm .



Figura F.4 Micrografía de la sección 6, de la condición 6, en condición de colada, con un EDS de 34.2 μm .



Figura F.5 Micrografía de la sección 8, de la condición 6, en condición de colada, con un EDS de 50.1 μm .

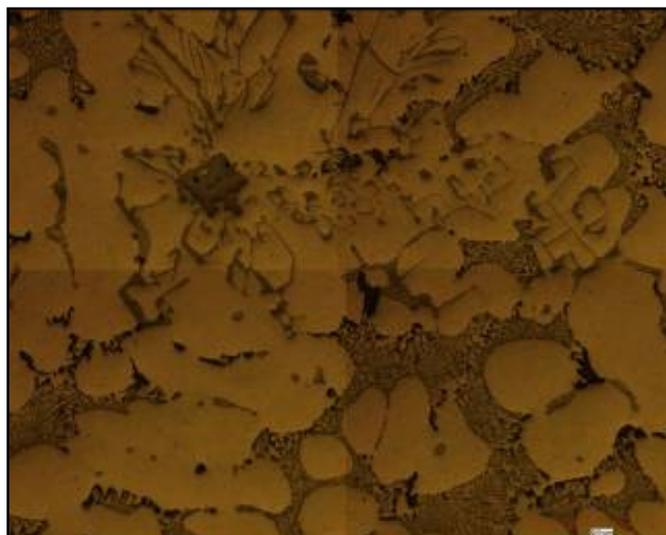


Figura F.6 Micrografía de la sección 12, de la condición 6, en condición de colada, con un EDS de 58.4 μm .

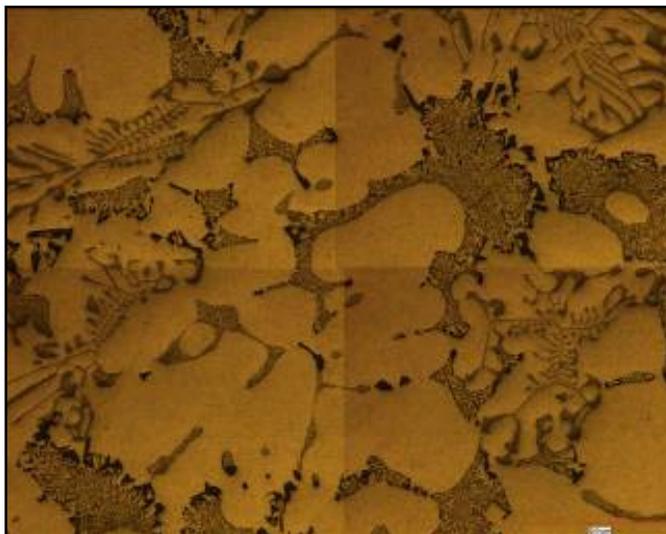


Figura F.7 Micrografía de la sección 16, de la condición 6, en condición de colada, con un EDS de 60 μm .

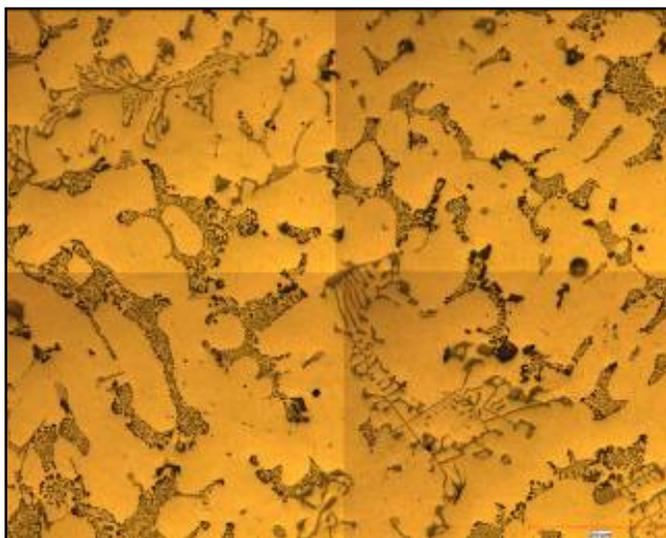


Figura F.8 Micrografía de la sección 19, de la condición 6, en condición de colada, con un EDS de 70 μm .

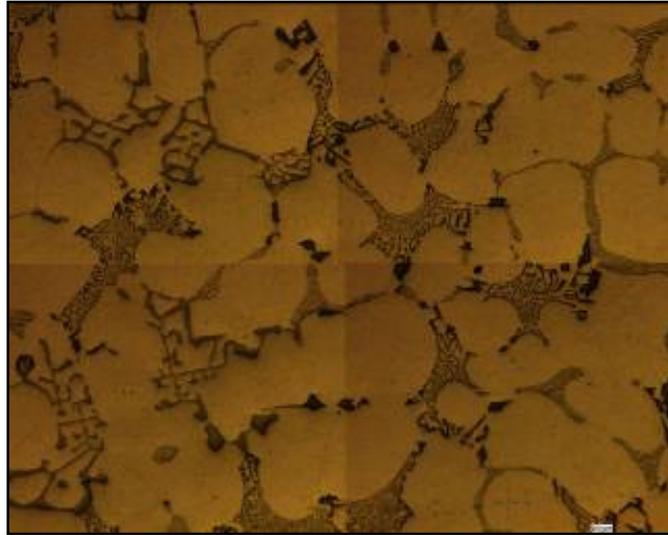


Figura F.9 Micrografía de la sección 24, de la condición 6, en condición de colada, con un EDS de 79.1 μm .

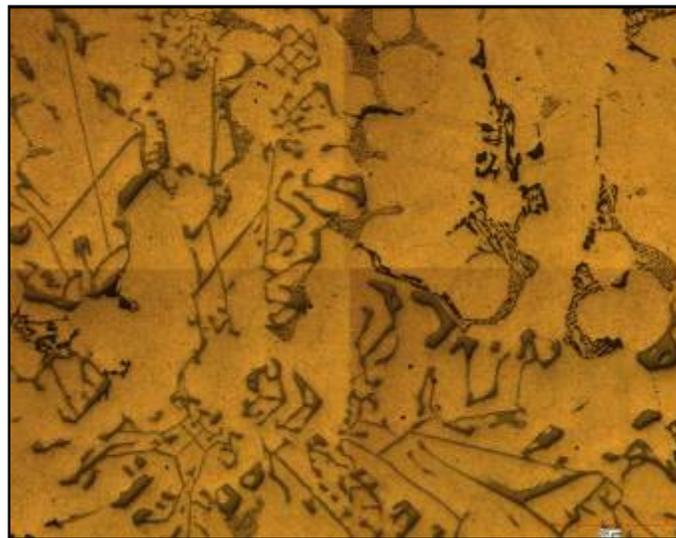


Figura F.10 Micrografía de la sección 27, de la condición 6, en condición de colada, con un EDS de 87.8 μm .

APÉNDICE G

Micrografías de la condición 7 (Si 9%-Fe 0.3%)

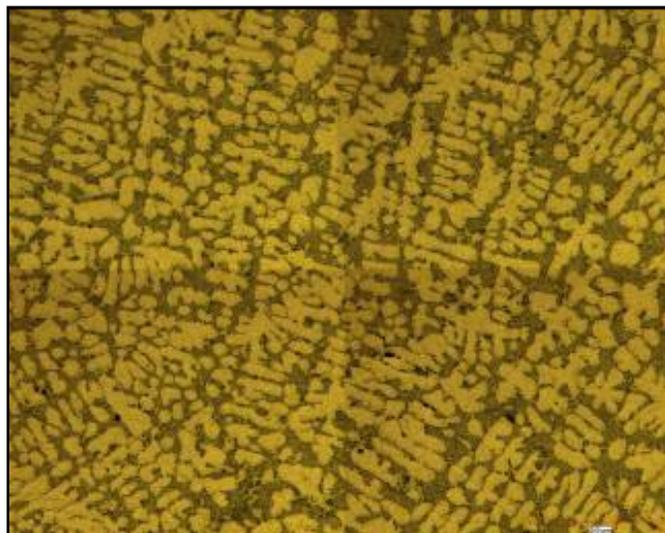


Figura G.1 Micrografía de la sección 1, de la condición 7, en condición de colada, con un EDS de 16.7 μm .



Figura G.2 Micrografía de la sección 2, de la condición 7, en condición de colada, con un EDS de 21.4 μm .

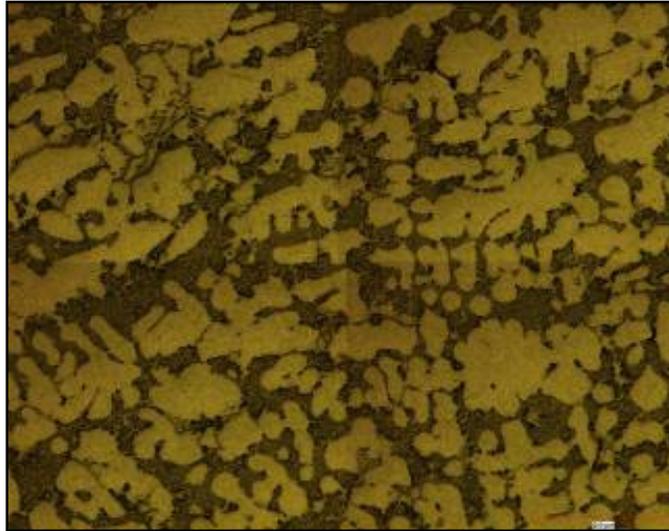


Figura G.3 Micrografia de la sección 4, de la condición 7, en condición de colada, con un EDS de 29.5 μm .

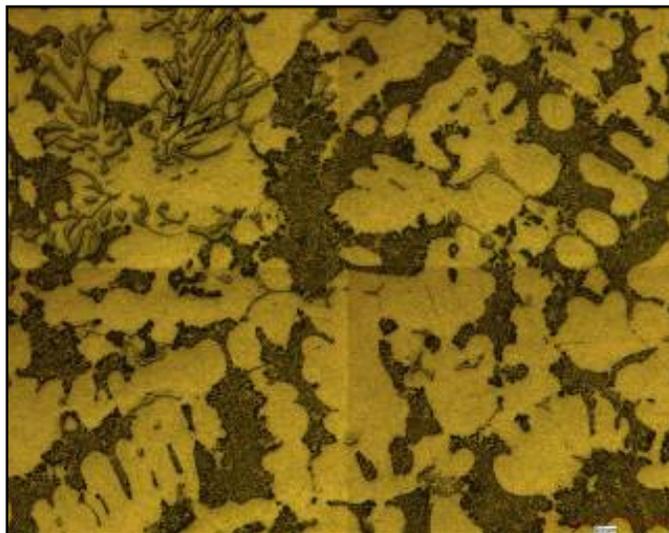


Figura G.4 Micrografia de la sección 6, de la condición 7, en condición de colada, con un EDS de 35 μm .

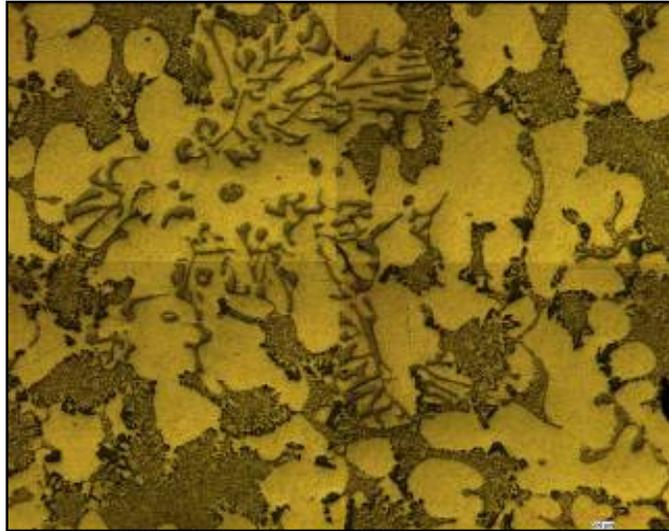


Figura G.5 Micrografia de la sección 8, de la condición 7, en condición de colada, con un EDS de 45.1 μm .

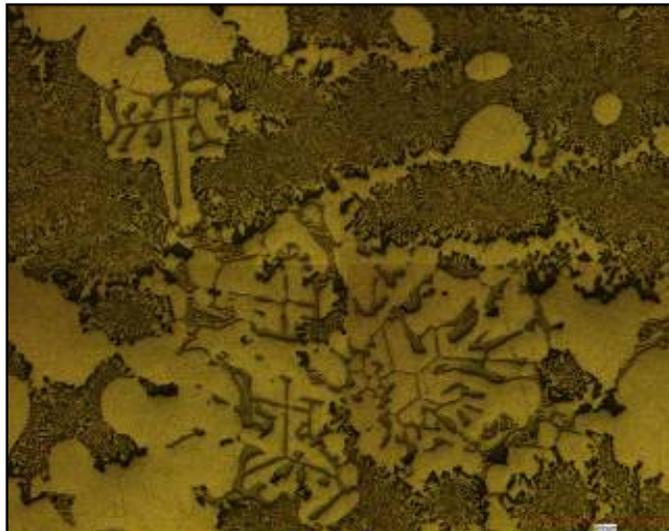


Figura G.6 Micrografia de la sección 12, de la condición 7, en condición de colada, con un EDS de 51 μm .

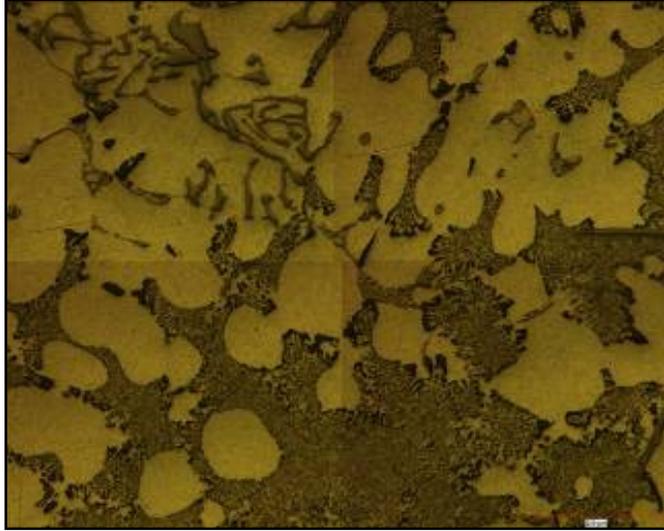


Figura G.7 Micrografia de la sección 16, de la condición 7, en condición de colada, con un EDS de 62 μm .

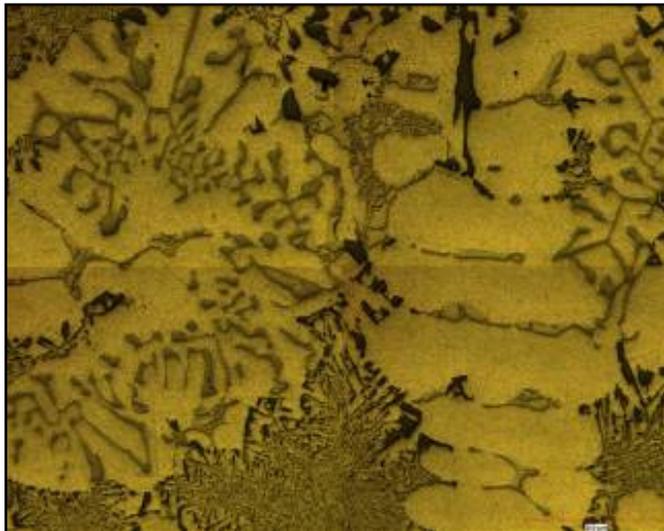


Figura G.8 Micrografia de la sección 19, de la condición 7, en condición de colada, con un EDS de 73.9 μm .

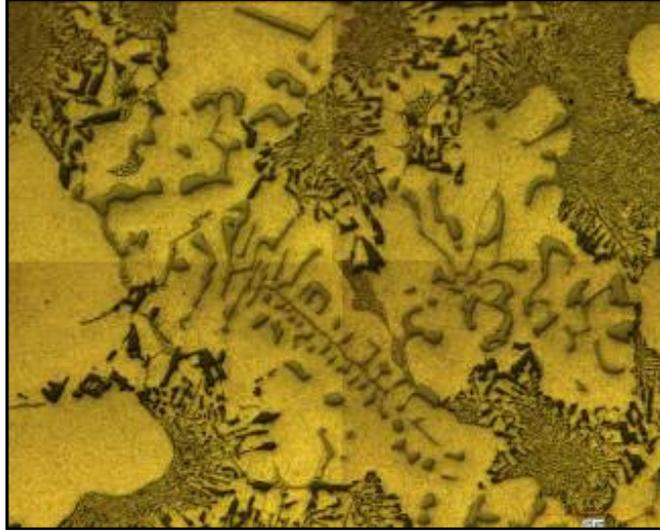


Figura G.9 Micrografia de la sección 24, de la condición 7, en condición de colada, con un EDS de 84.9 μm .

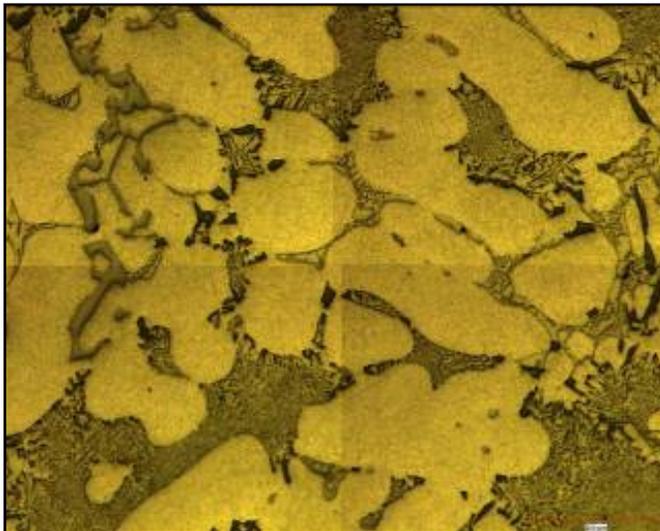


Figura G.10 Micrografia de la sección 27, de la condición 7, en condición de colada, con un EDS de 92.3 μm .

APÉNDICE H

Micrografías de la condición 8 (Si 9%-Fe 0.6%)

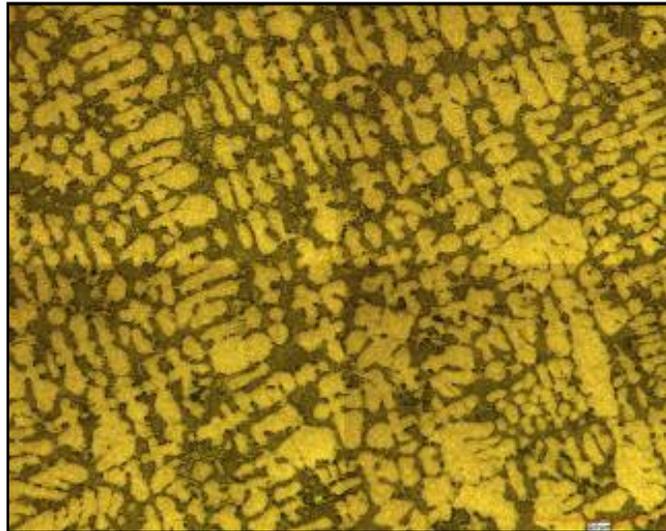


Figura H.1 Micrografía de la sección 1, de la condición 8, en condición de colada, con un EDS de 16.6 μm .

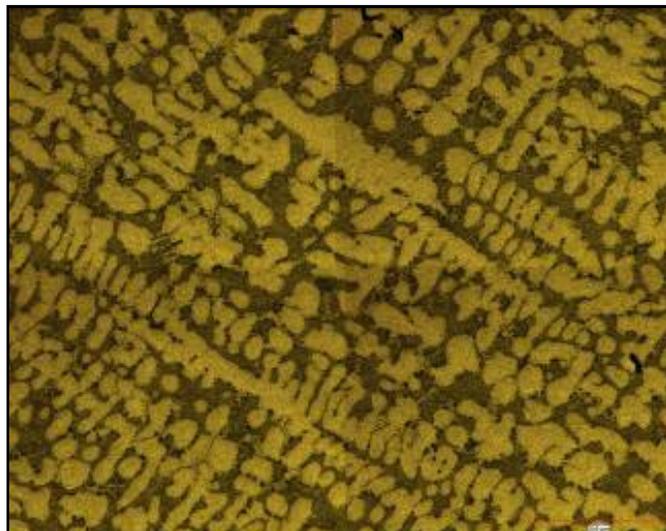


Figura H.2 Micrografía de la sección 2, de la condición 8, en condición de colada, con un EDS de 22 μm .

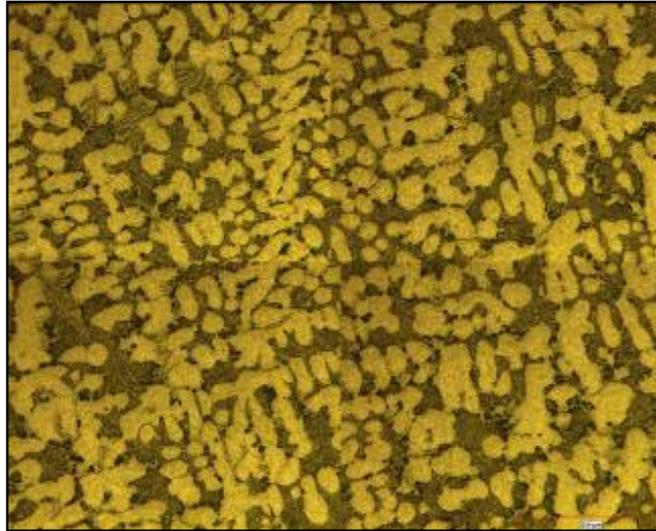


Figura H.3 Micrografía de la sección 4, de la condición 8, en condición de colada, con un EDS de 28 μm .



Figura H.4 Micrografía de la sección 6, de la condición 8, en condición de colada, con un EDS de 35.4 μm .

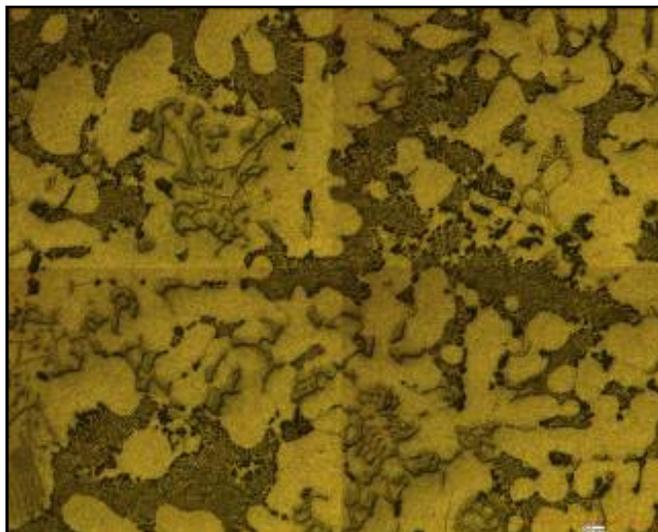


Figura H.5 Micrografia de la sección 8, de la condición 8, en condición de colada, con un EDS de 44 μm .

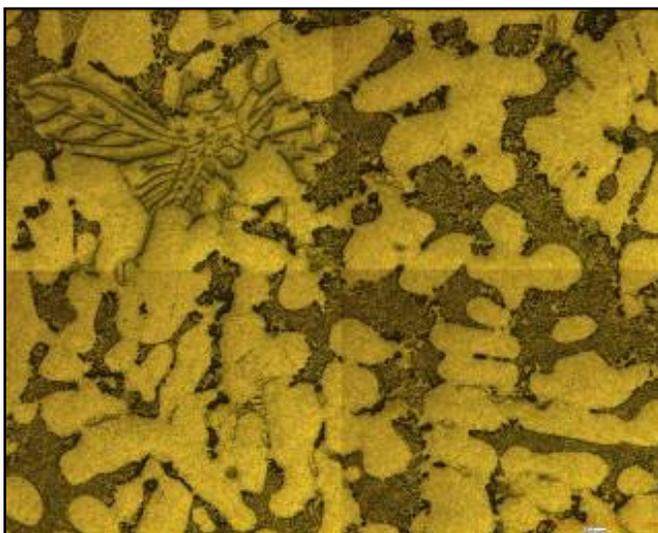


Figura H.6 Micrografia de la sección 12, de la condición 8, en condición de colada, con un EDS de 54.2 μm .

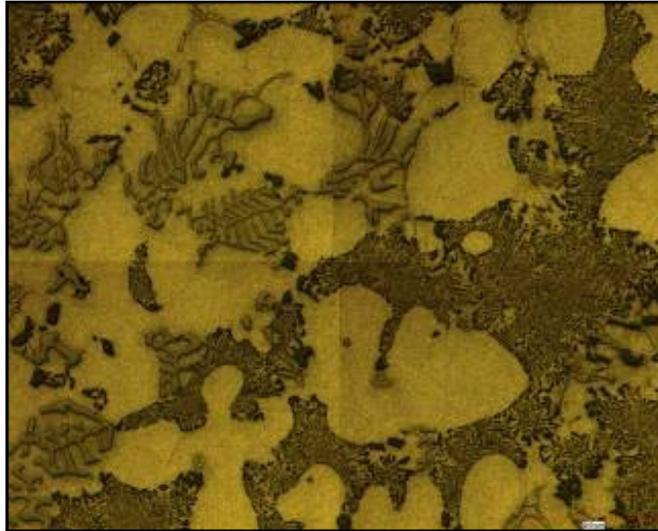


Figura H.7 Micrografia de la sección 16, de la condición 8, en condición de colada, con un EDS de 66.6 μm .

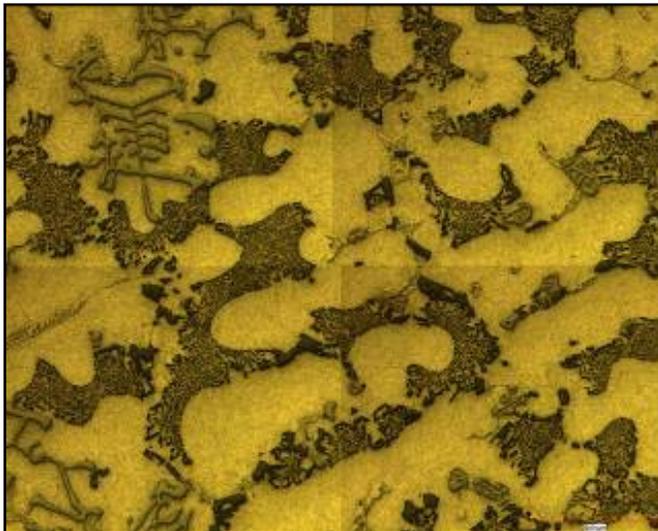


Figura H.8 Micrografia de la sección 19, de la condición 8, en condición de colada, con un EDS de 75.1 μm .



Figura H.9 Micrografia de la sección 24, de la condición 8, en condición de colada, con un EDS de 83 μm .



Figura H.10 Micrografia de la sección 27, de la condición 8, en condición de colada, con un EDS de 96.7 μm .

APÉNDICE I

Micrografías de la condición 9 (Si 9%-Fe 0.8%)



Figura I.1 Micrografía de la sección 1, de la condición 9, en condición de colada, con un EDS de 15.5 µm.

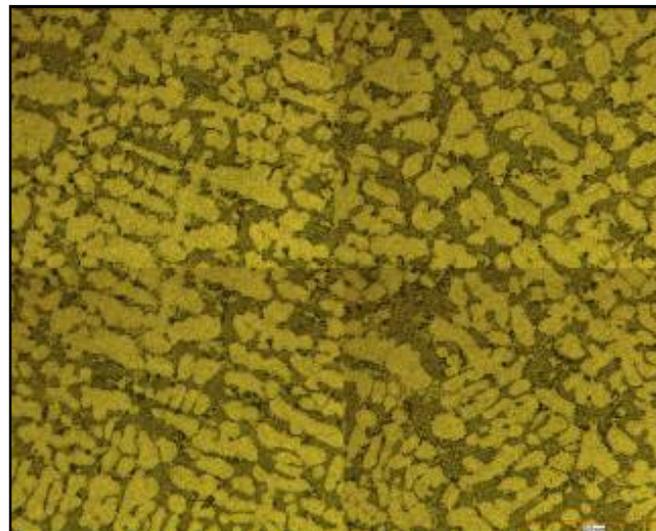


Figura I.2 Micrografía de la sección 2, de la condición 9, en condición de colada, con un EDS de 21 µm.



Figura I.3 Micrografia de la sección 4, de la condición 9, en condición de colada, con un EDS de 27 μm .

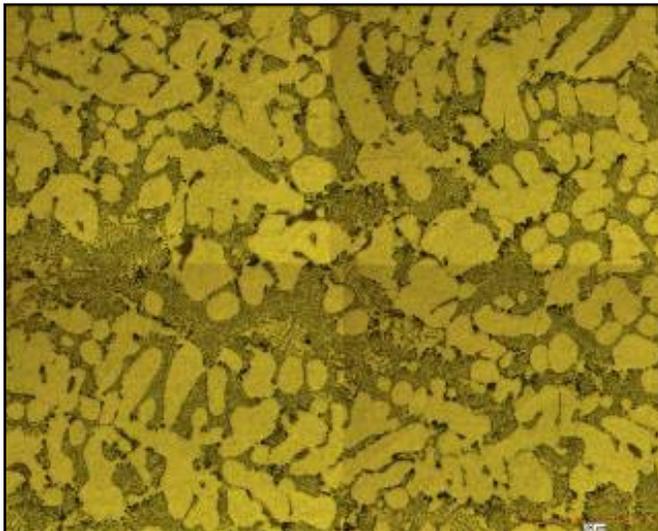


Figura I.4 Micrografia de la sección 6, de la condición 9, en condición de colada, con un EDS de 33 μm .

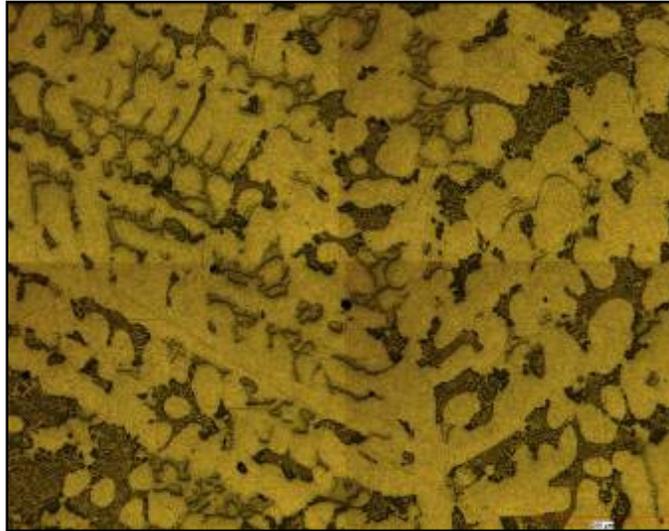


Figura I.5 Micrografía de la sección 8, de la condición 9, en condición de colada, con un EDS de 46.1 μm .

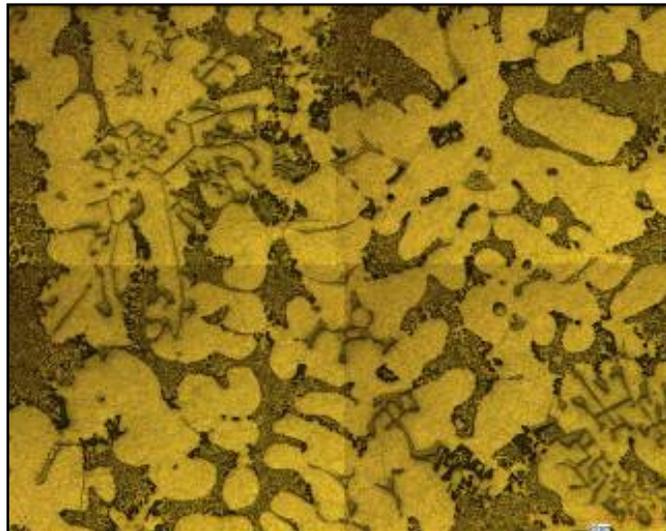


Figura I.6 Micrografía de la sección 12, de la condición 9, en condición de colada, con un EDS de 55 μm .

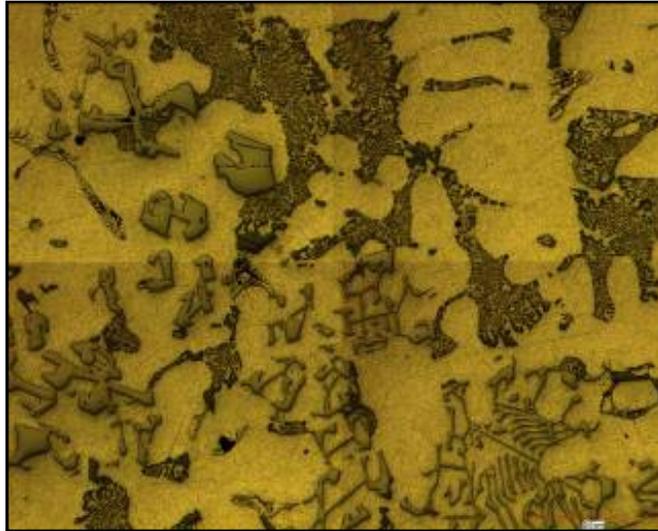


Figura I.7 Micrografía de la sección 16, de la condición 9, en condición de colada, con un EDS de 66 μm .

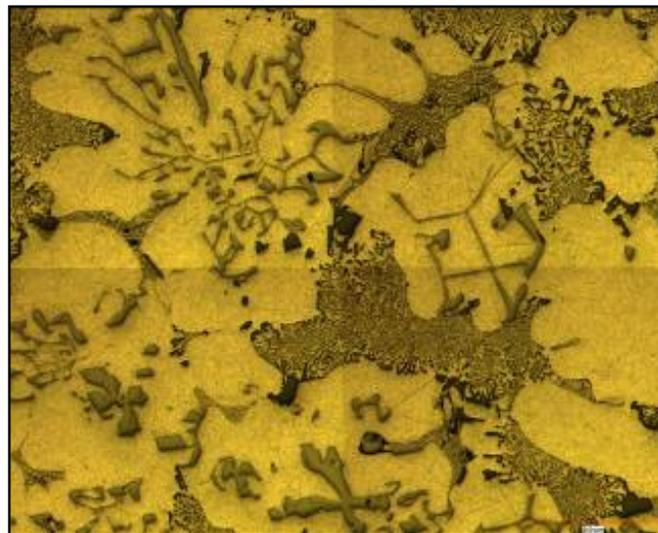


Figura I.8 Micrografía de la sección 19, de la condición 9, en condición de colada, con un EDS de 72.4 μm .

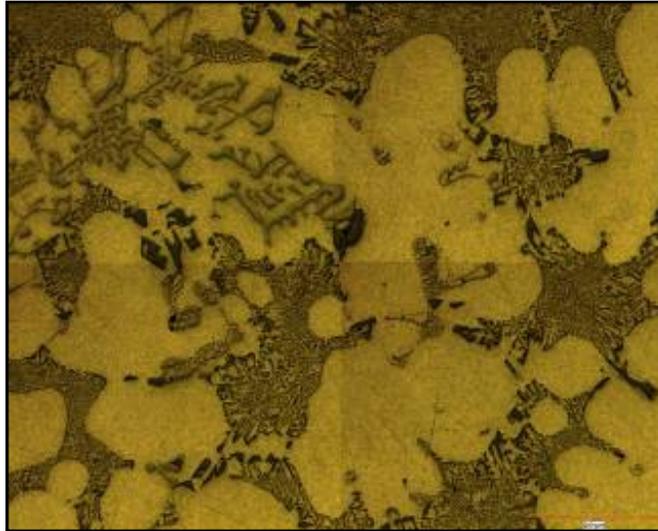


Figura I.9 Micrografía de la sección 24, de la condición 9, en condición de colada, con un EDS de 80.8 μm .

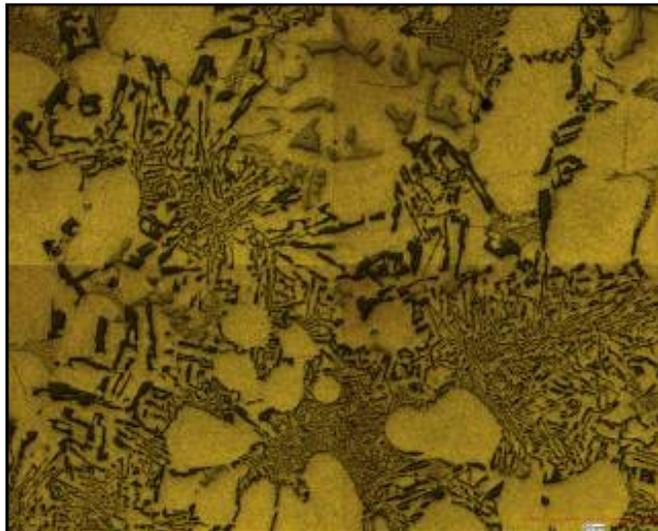


Figura I.10 Micrografía de la sección 27, de la condición 9, en condición de colada, con un EDS de 86 μm .

APÉNDICE J

Micrografías de la condición 10 (Si 11%-Fe 0.3%)



Figura J.1 Micrografía de la sección 1, de la condición 10, en condición de colada, con un EDS de 15 µm.

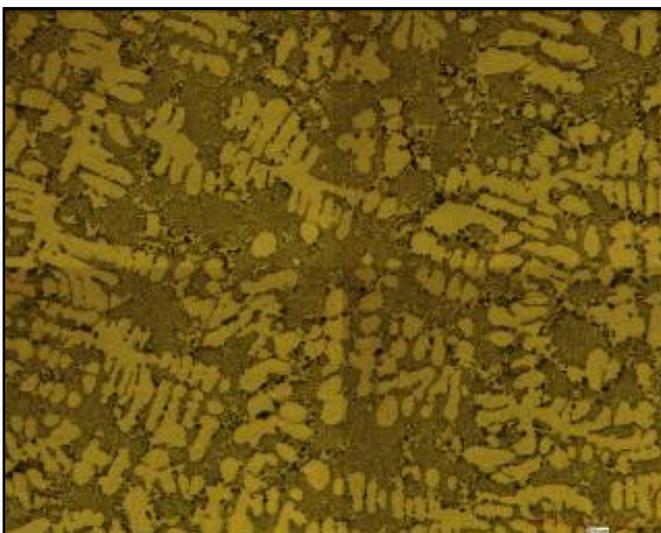


Figura J.2 Micrografía de la sección 2, de la condición 10, en condición de colada, con un EDS de 21 µm.

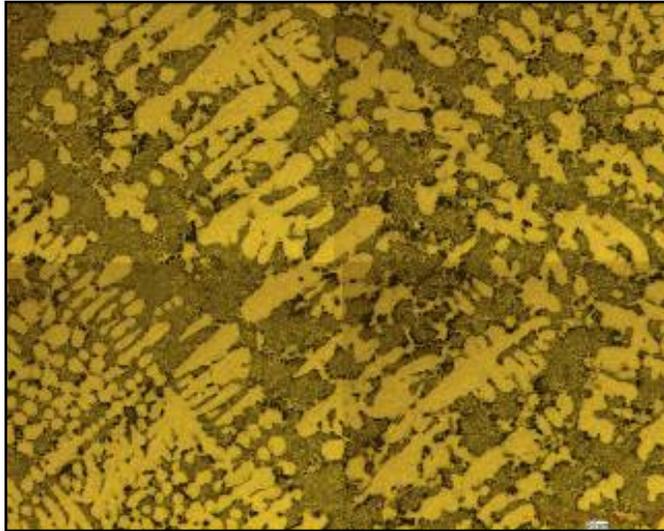


Figura J.3 Micrografia de la sección 4, de la condición 10, en condición de colada, con un EDS de 24 μm .

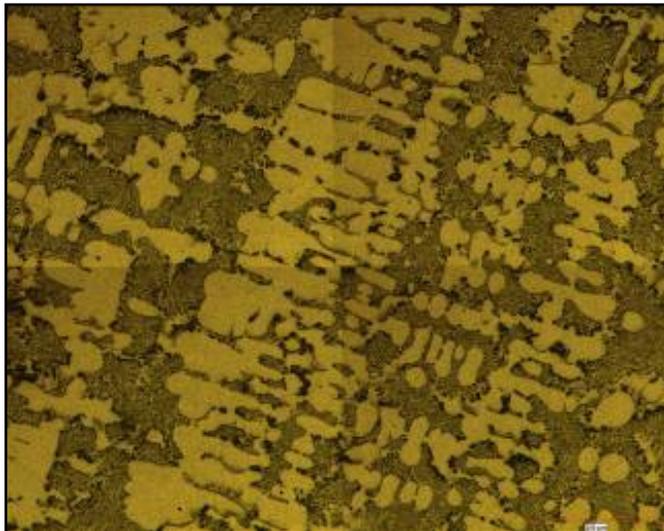


Figura J.4 Micrografia de la sección 6, de la condición 10, en condición de colada, con un EDS de 30 μm .

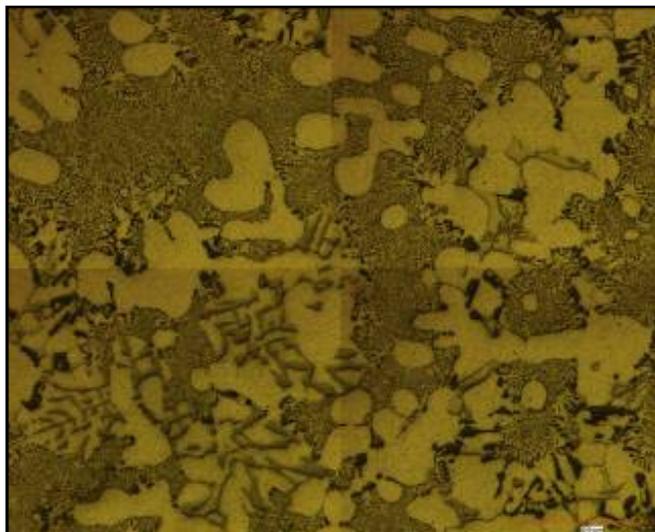


Figura J.5 Micrografia de la sección 8, de la condición 10, en condición de colada, con un EDS de 42 μm .



Figura J.6 Micrografia de la sección 12, de la condición 10, en condición de colada, con un EDS de 47 μm .

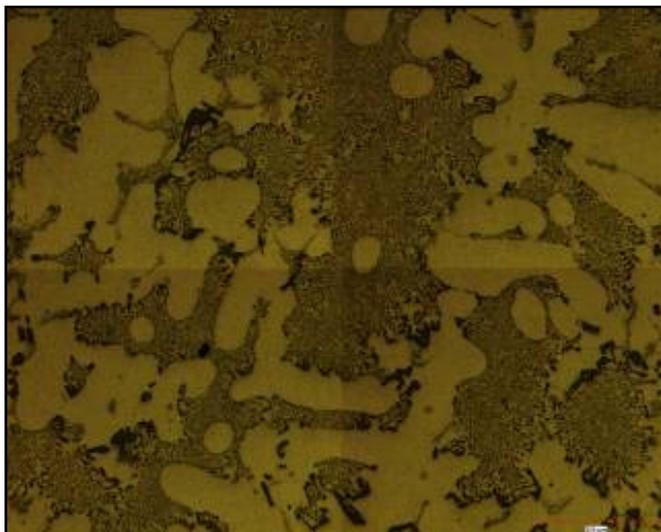


Figura J.7 Micrografía de la sección 16, de la condición 10, en condición de colada, con un EDS de 55 μm .

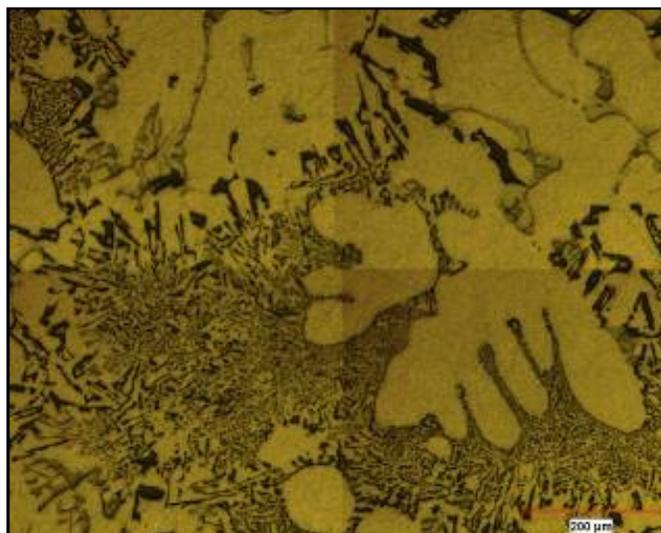


Figura J.8 Micrografía de la sección 19, de la condición 10, en condición de colada, con un EDS de 62 μm .

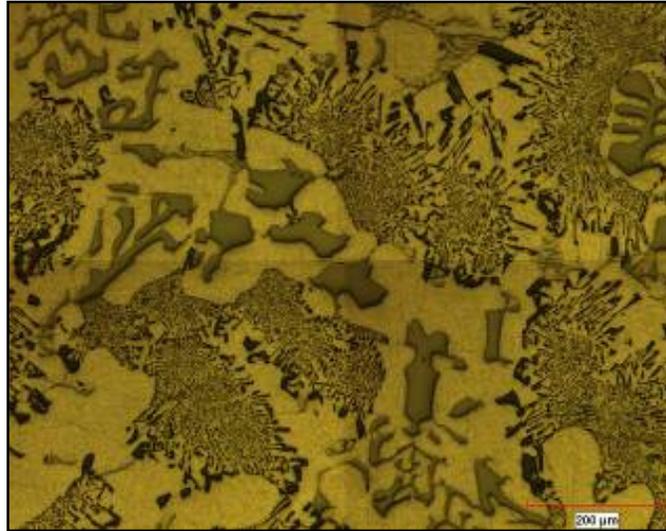


Figura J.9 Micrografía de la sección 24, de la condición 10, en condición de colada, con un EDS de 68 μm .

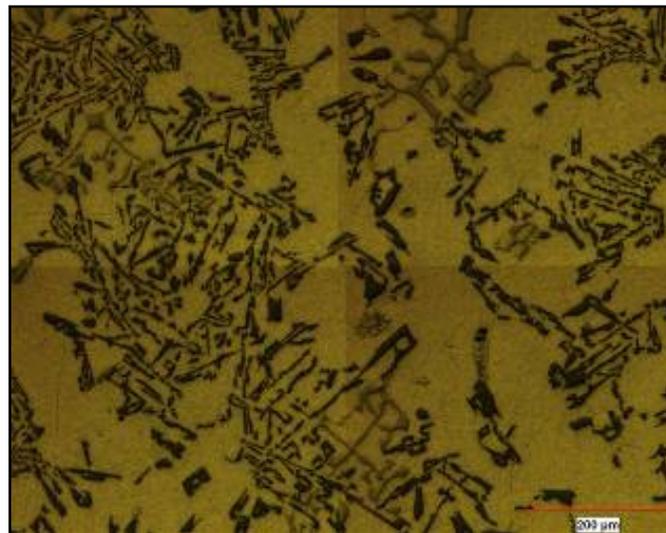


Figura J.10 Micrografía de la sección 27, de la condición 10, en condición de colada, con un EDS de 80.8 μm .

APÉNDICE K

Micrografías de la condición 11 (Si 11%-Fe 0.6%)

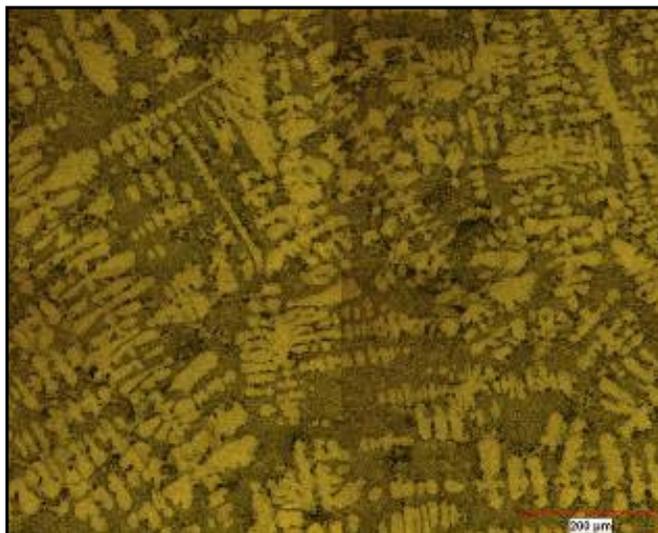


Figura K.1 Micrografía de la sección 1, de la condición 11, en condición de colada, con un EDS de 16 μm .

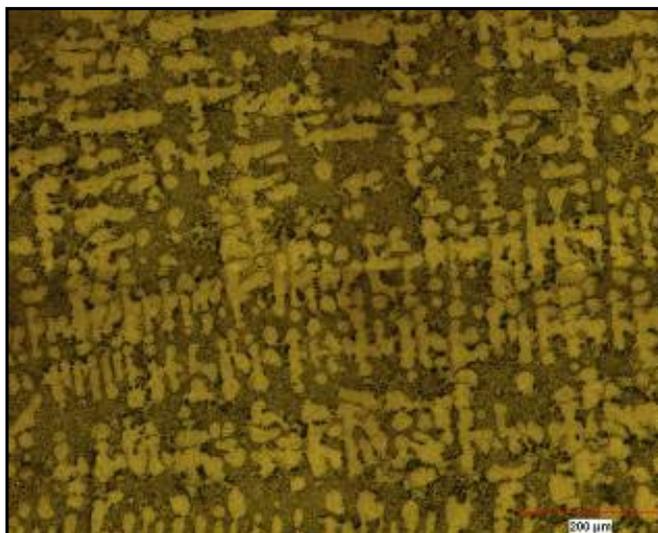


Figura K.2 Micrografía de la sección 2, de la condición 11, en condición de colada, con un EDS de 21 μm .

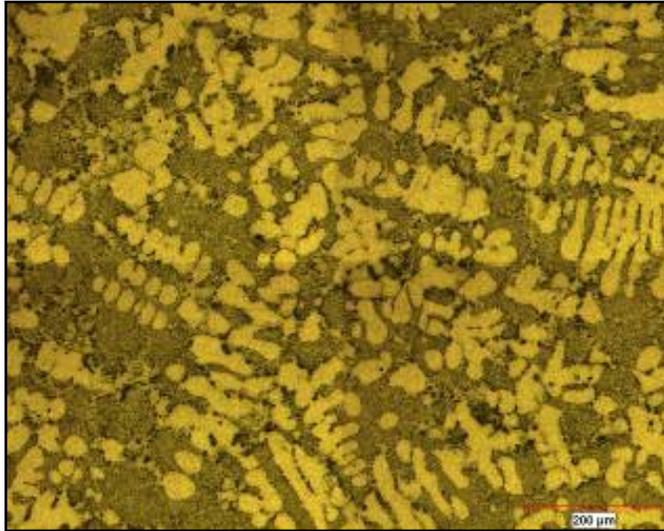


Figura K.3 Micrografia de la sección 4, de la condición 11, en condición de colada, con un EDS de 26 μm .

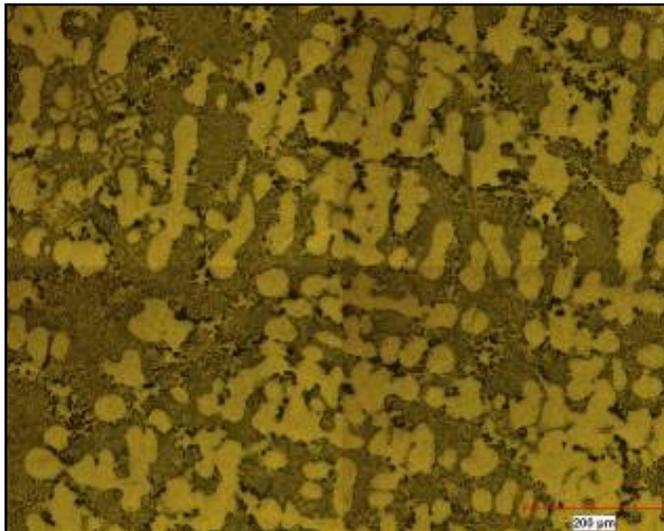


Figura K.4 Micrografia de la sección 6, de la condición 11, en condición de colada, con un EDS de 28 μm .

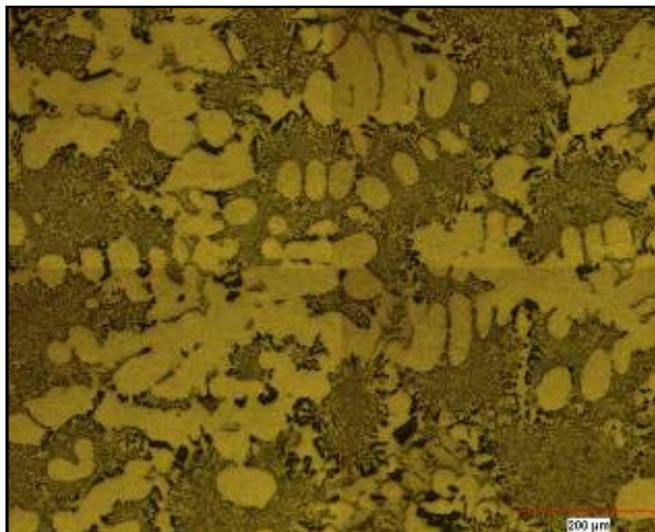


Figura K.5 Micrografia de la sección 8, de la condición 11, en condición de colada, con un EDS de 38 μm.

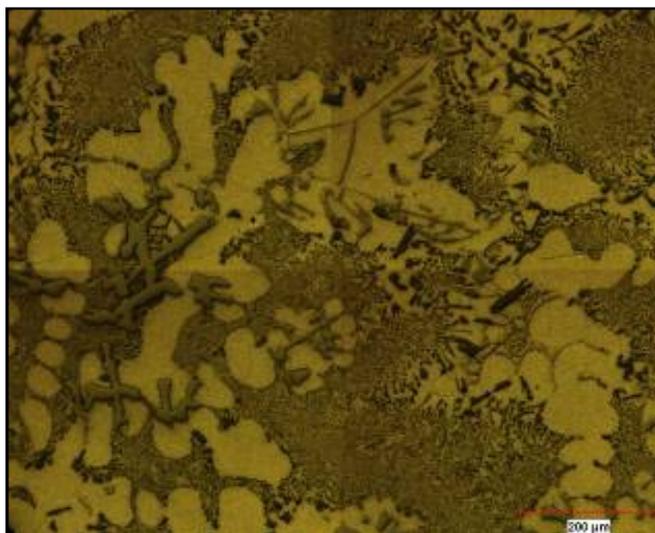


Figura K.6 Micrografia de la sección 12, de la condición 11, en condición de colada, con un EDS de 52 μm.

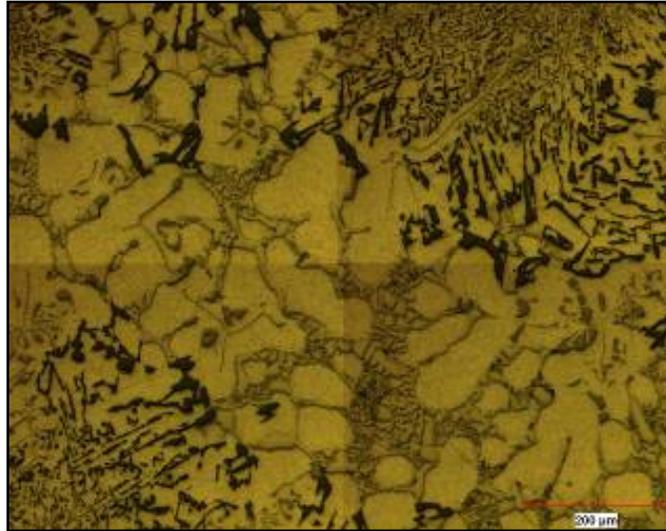


Figura K.7 Micrografía de la sección 16, de la condición 11, en condición de colada, con un EDS de 65 μm .

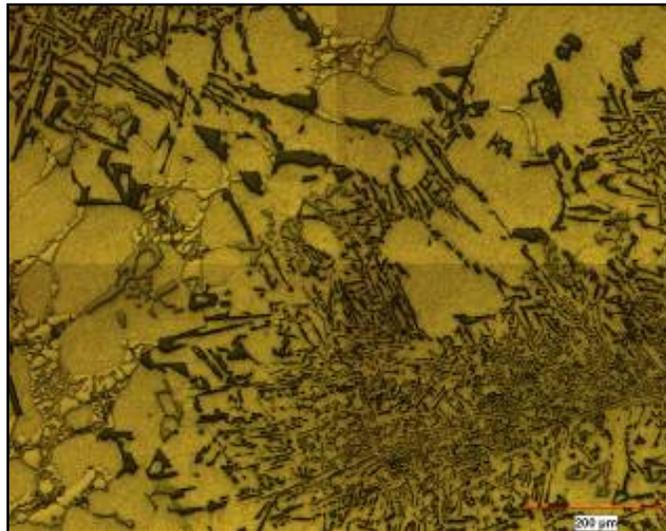


Figura K.8 Micrografía de la sección 19, de la condición 11, en condición de colada, con un EDS de 80 μm .

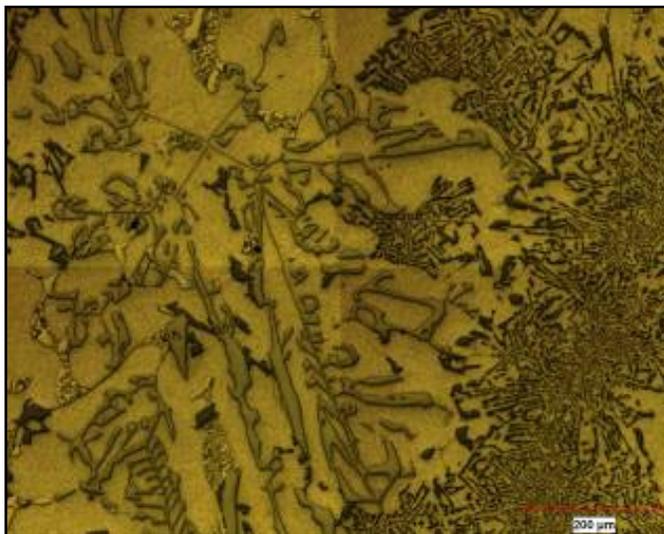


Figura K.9 Micrografía de la sección 24, de la condición 11, en condición de colada, con un EDS de 88 μm.

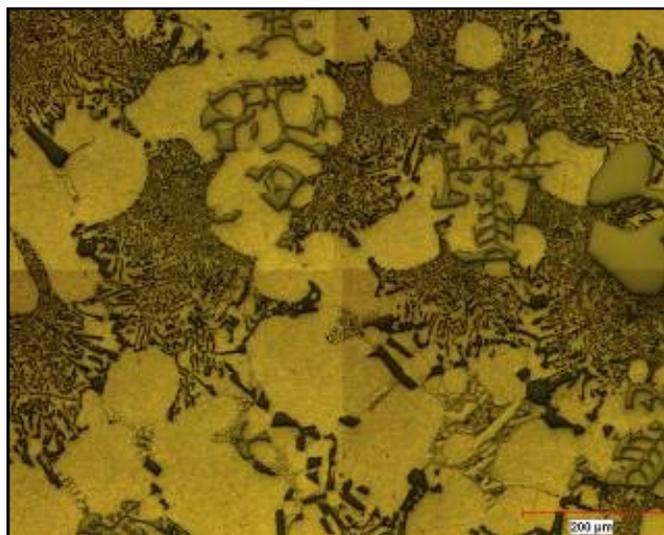


Figura K.10 Micrografía de la sección 27, de la condición 11, en condición de colada, con un EDS de 92 μm.

APÉNDICE L

Micrografías de la condición 12 (Si 11%-Fe 0.8%)



Figura L.1 Micrografía de la sección 1, de la condición 12, en condición de colada, con un EDS de 15 µm.

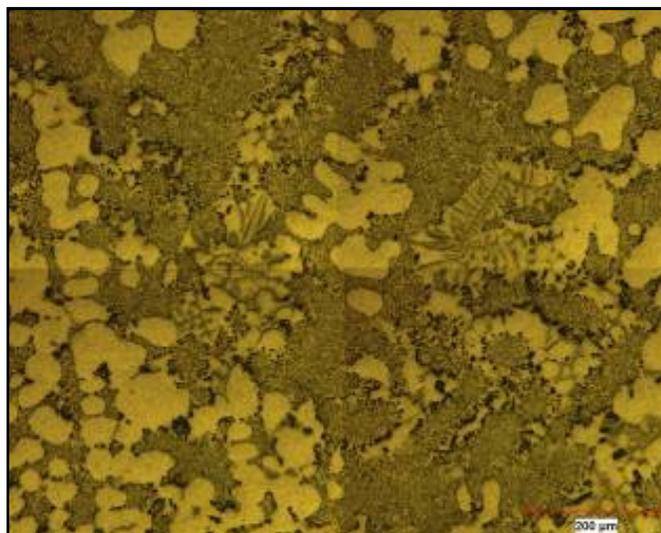


Figura L.2 Micrografía de la sección 2, de la condición 12, en condición de colada, con un EDS de 19 µm.

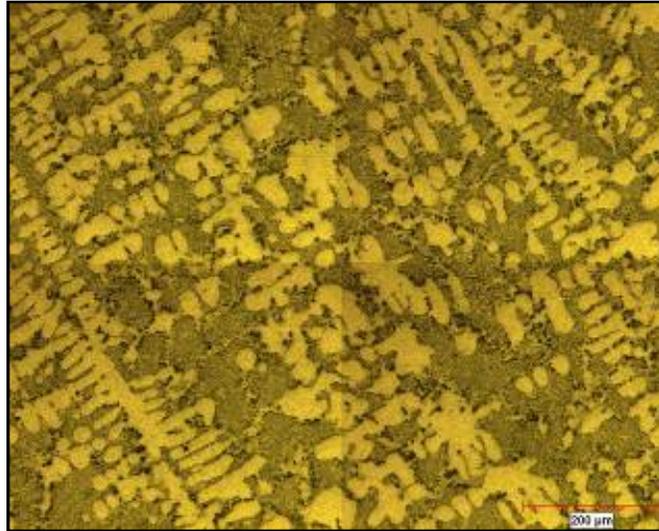


Figura L.3 Micrografia de la sección 4, de la condición 12, en condición de colada, con un EDS de 24 μm.



Figura L.4 Micrografia de la sección 6, de la condición 12, en condición de colada, con un EDS de 27 μm.

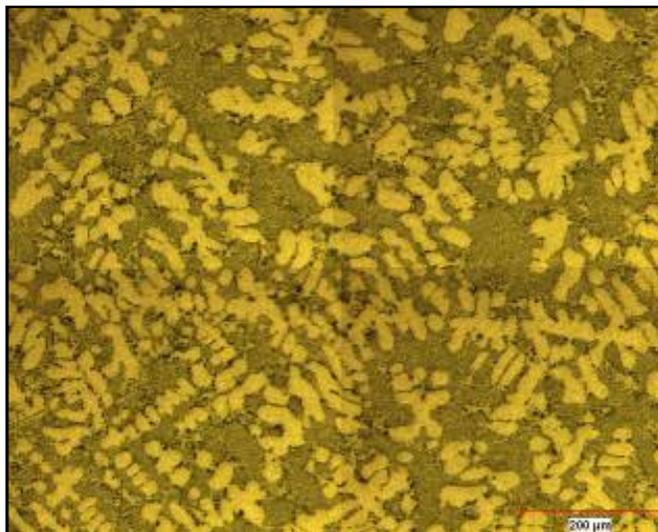


Figura L.5 Micrografia de la sección 8, de la condición 12, en condición de colada, con un EDS de 38.1 μm .

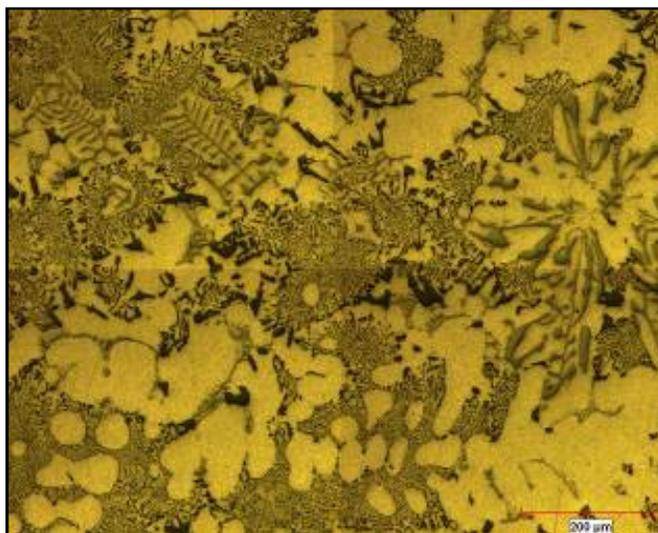


Figura L.6 Micrografia de la sección 12, de la condición 12, en condición de colada, con un EDS de 47.5 μm .

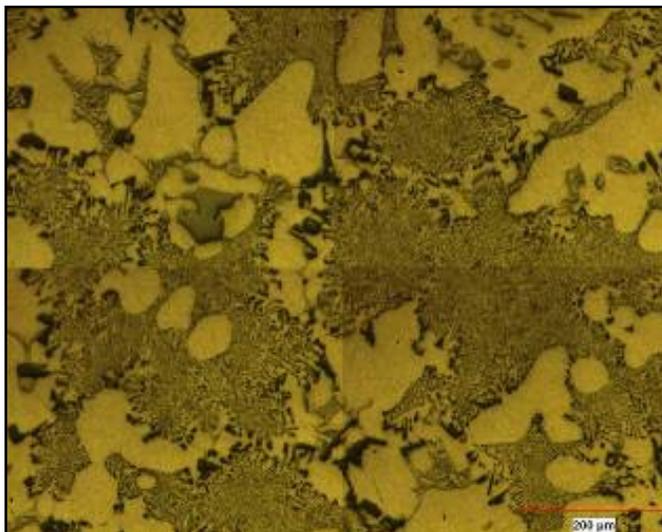


Figura L.7 Micrografia de la sección 16, de la condición 12, en condición de colada, con un EDS de 59 μm.

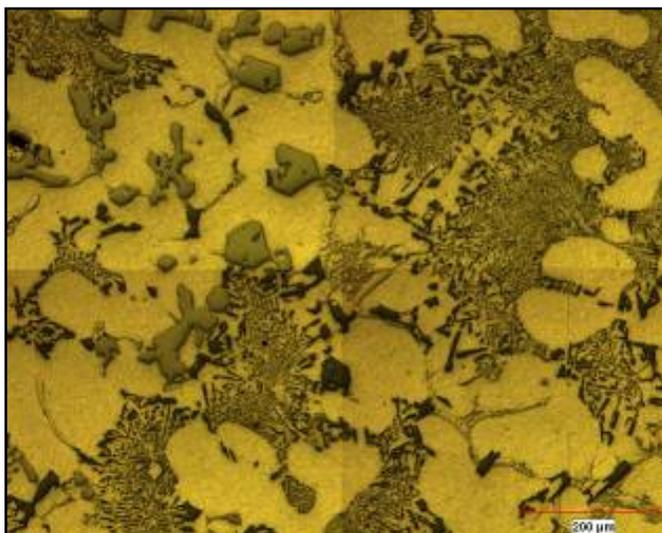


Figura L.8 Micrografia de la sección 19, de la condición 12, en condición de colada, con un EDS de 67 μm.

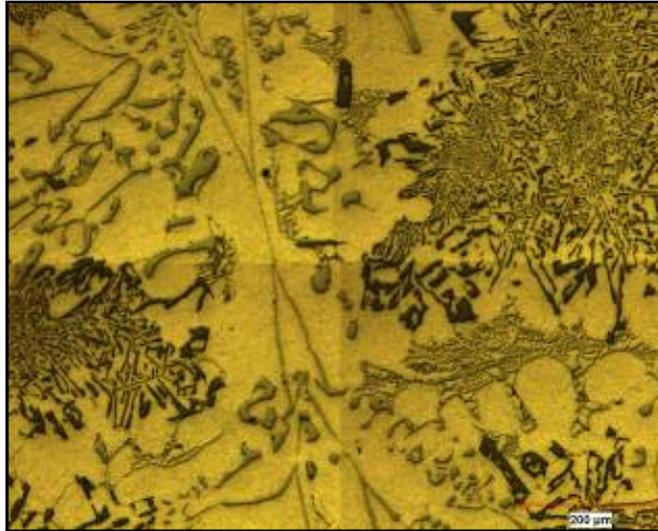


Figura L.9 Micrografia de la sección 24, de la condición 12, en condición de colada, con un EDS de 73 μm.



Figura L.10 Micrografia de la sección 27, de la condición 12, en condición de colada, con un EDS de 82 μm.

APÉNDICE M

Análisis térmico para todas las condiciones de estudio

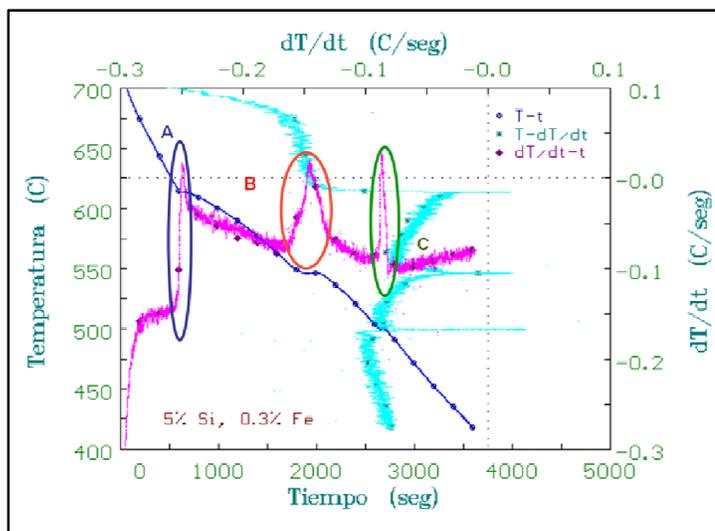


Figura M.1 Análisis térmico para la composición correspondiente a la condición 1.

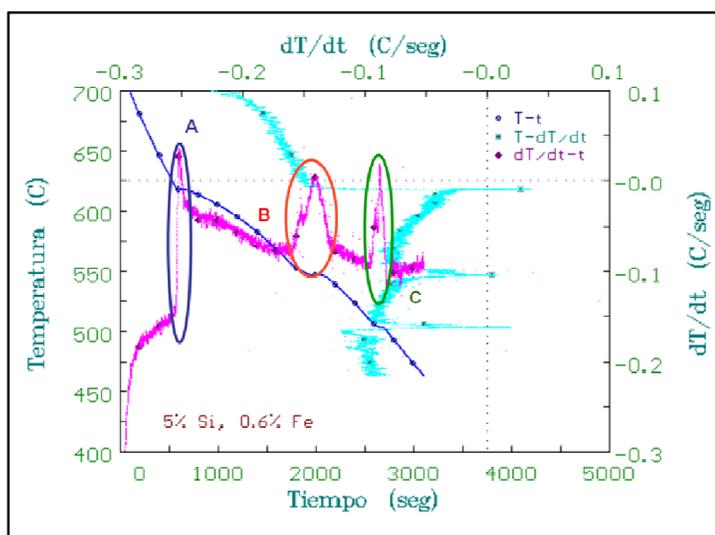


Figura M.2 Análisis térmico para la composición correspondiente a la condición 2.

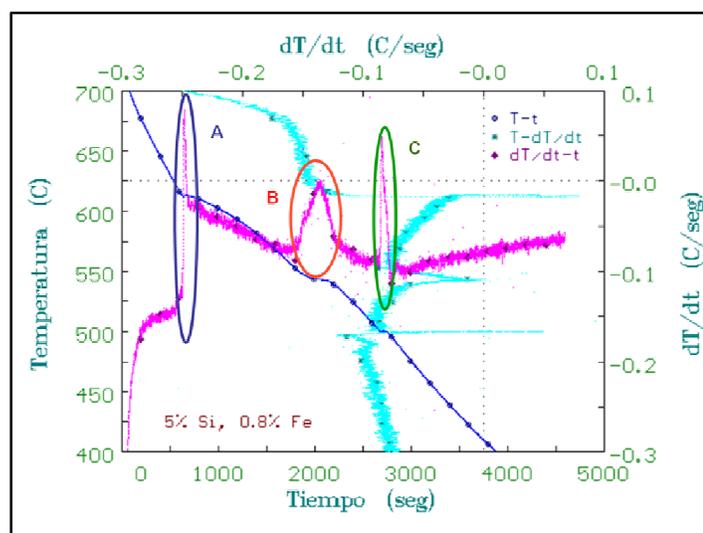


Figura M.3 Análisis térmico para la composición correspondiente a la condición 3.

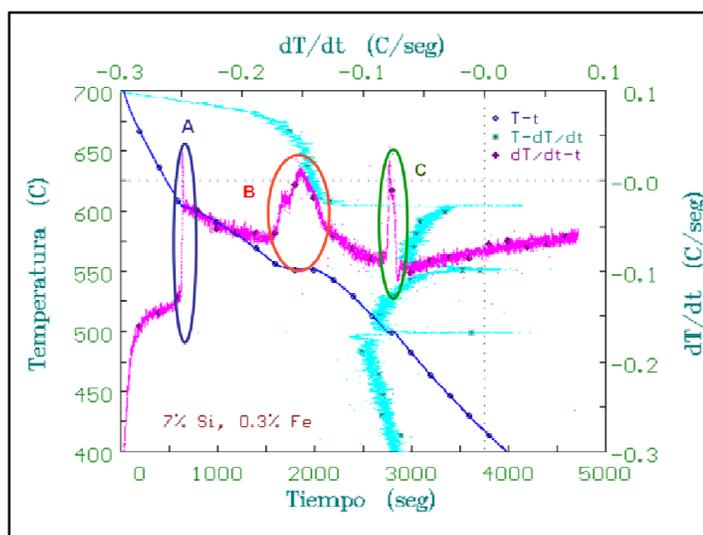


Figura M.4 Análisis térmico para la composición correspondiente a la condición 4.

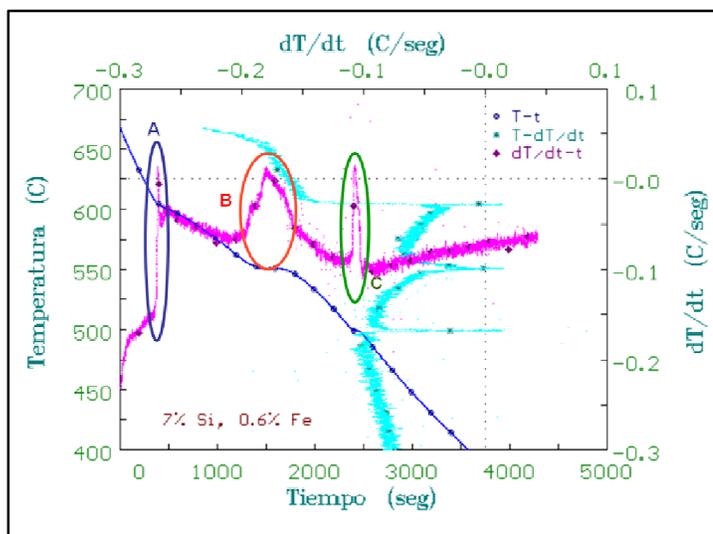


Figura M.5 Análisis térmico para la composición correspondiente a la condición 5.

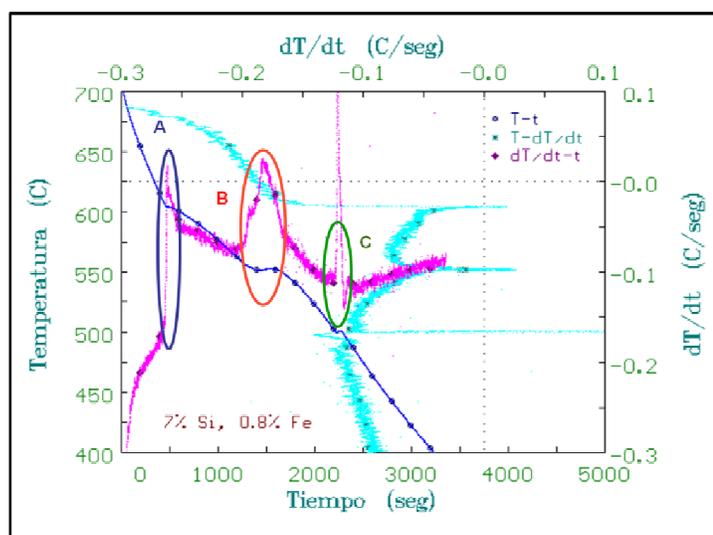


Figura M.6 Análisis térmico para la composición correspondiente a la condición 6.

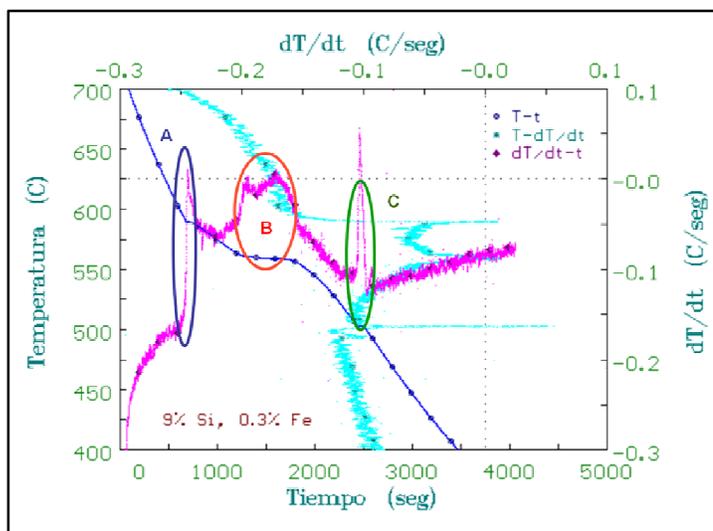


Figura M.7 Análisis térmico para la composición correspondiente a la condición 7.

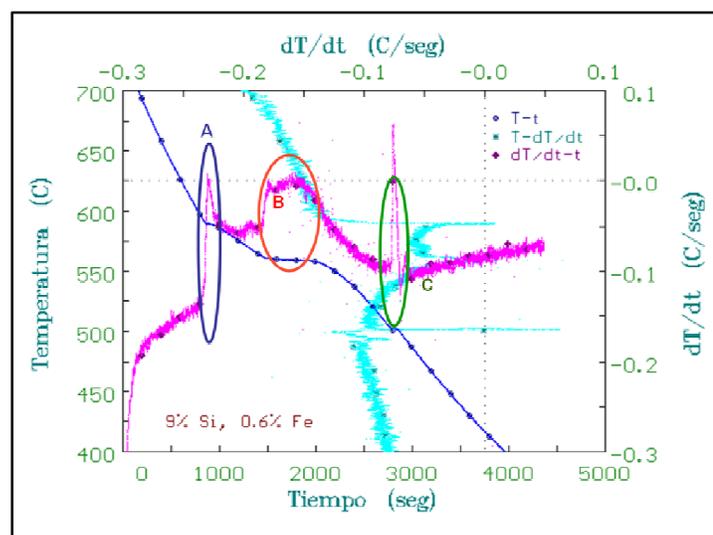


Figura M.8 Análisis térmico para la composición correspondiente a la condición 8.

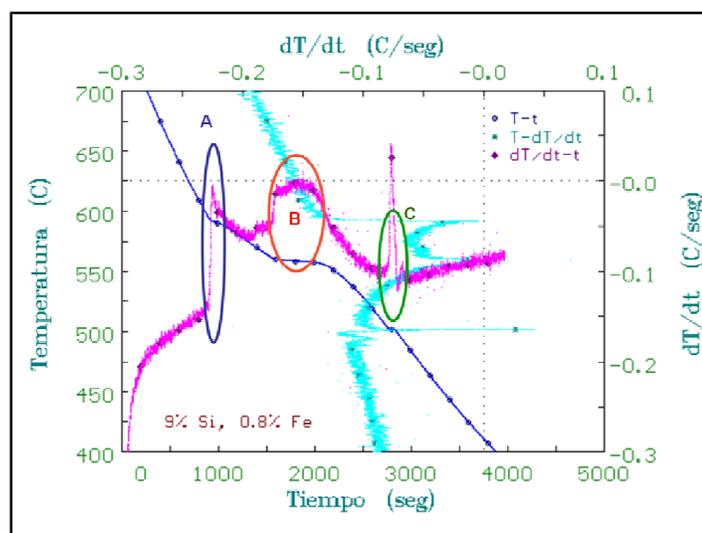


Figura M.9 Análisis térmico para la composición correspondiente a la condición 9.

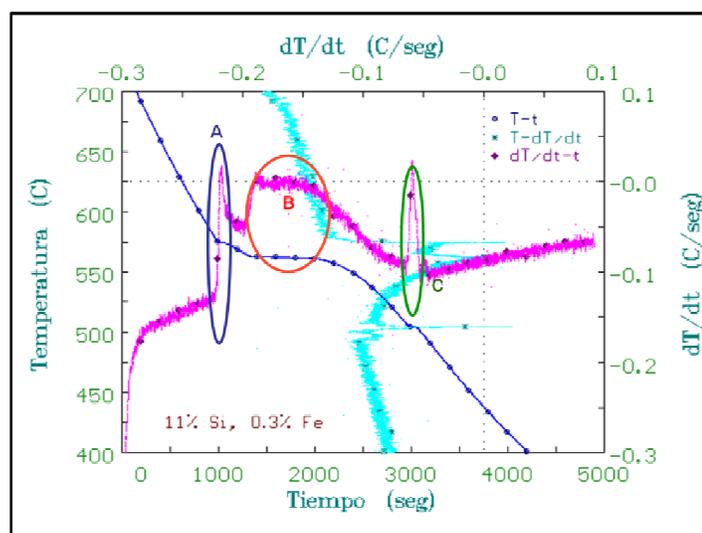


Figura M.10 Análisis térmico para la composición correspondiente a la condición 10.

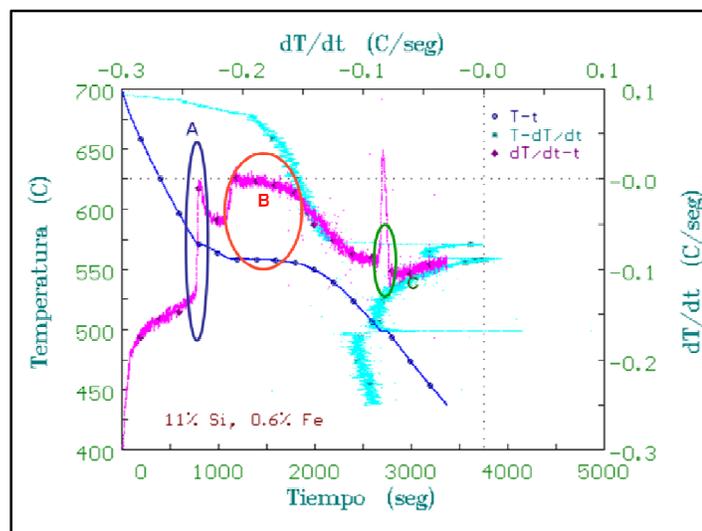


Figura M.11 Análisis térmico para la composición correspondiente a la condición 11.

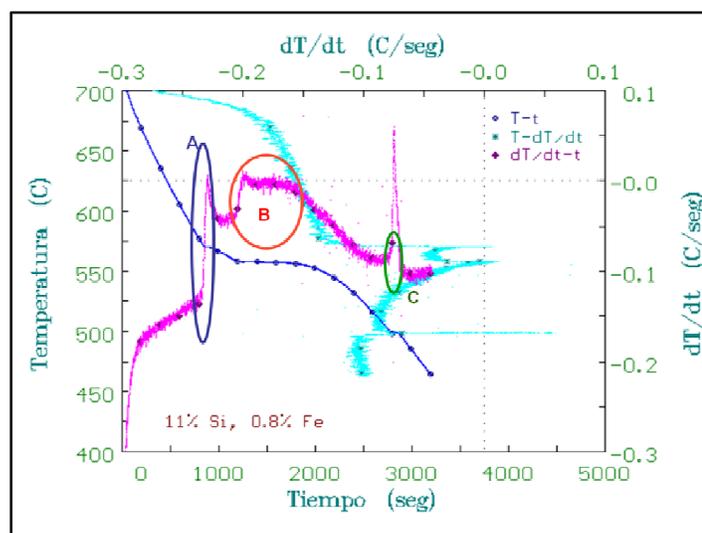


Figura M.12 Análisis térmico para la composición correspondiente a la condición 12.

RESUMEN AUTOBIOGRÁFICO

Adrián Antonio Canales Náñez

Candidato al grado de Maestro en Ciencias de la
Ingeniería Mecánica con especialidad en Materiales

Tesis: **“Estudio del efecto de la interacción entre Fe Y Si en una aleación hipoeutéctica de aluminio a diferentes condiciones de solidificación y su influencia en las propiedades mecánicas”**.

Adrián Antonio Canales Náñez nació en la ciudad de Monterrey, Nuevo León el día 25 de Agosto de 1982. Es hijo del Sr. Antonio Canales Arevalo y la Sra. Maria de Jesus Náñez Rodriguez.

Inició sus estudios de Licenciatura en 1999 en la Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica (FIME) de la Universidad Autónoma de Nuevo León (UANL), donde obtuvo el título de Ingeniero Mecánico Metalúrgico (IMM) en el año 2004. En ese mismo año ingresó al Programa Doctoral en Ingeniería de Materiales de la FIME para cursar sus estudios de maestría.

Ha laborado en áreas del sector automotriz de la industria de la fundición del aluminio (Nemak), en donde trabajo en el presente proyecto de investigación y se desempeño como Ingeniero de procesos, actualmente se encuentra laborando en CUPRUM en el area de Investigación y Desarrollo.