

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

**FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y
ELÉCTRICA**



**DEFORMACIÓN PLÁSTICA EN UNA ALEACIÓN DE
ALUMINIO TIPO 6063**

Por

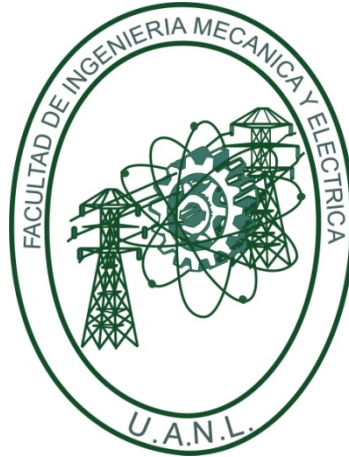
JORGE ALBERTO CASTILLO GARZA

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

SAN NICOLÁS DE LOS GARZA, N.L., Noviembre 2009

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

**FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y
ELÉCTRICA**



**DEFORMACIÓN PLÁSTICA EN UNA ALEACIÓN DE
ALUMINIO TIPO 6063**

Por

JORGE ALBERTO CASTILLO GARZA

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

SAN NICOLÁS DE LOS GARZA, N.L., Noviembre 2009

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA

Los miembros del comité de la tesis recomendamos que la tesis "Deformación Plástica de una aleación de aluminio tipo 6063" realizada por el Ing. Jorge Alberto Castillo Garza 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

Asesor
Dr. Rafael Colás Ortiz

Coasesor	Coasesor
Dra. Martha Patricia Guerrero Mata	Dra. Juana Angélica Ramos Salas

Vo. Bo.
Dr. Moisés Hinojosa Rivera

San Nicolás de los Garza, N. L., Noviembre de 2009

DEDICATORIA

A mi familia

AGRADECIMIENTOS

A mis padres, por su gran apoyo y su orientación durante este proyecto, que sin ellos no lo hubiera completado.

A mis hermanos Francisco y Juan por sus ánimos durante todo el proyecto y los buenos momentos que me hicieron pasar.

A mi novia Lyla Martínez quién estuvo conmigo durante todo el proyecto, por su apoyo y su cariño que fueron muy importantes para mí.

Al Consejo Nacional de Ciencia y Tecnología por el apoyo financiero brindado que ayudó a la investigación de este trabajo.

A la Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica de la Universidad Autónoma de Nuevo León por la prestación de los equipos.

A mi asesor el Dr. Rafael Colás y a mi coasesora la Dra. Martha Guerrero quienes me guiaron en mi trabajo, me apoyaron y me dieron su confianza para realizarlo.

A la empresa CUPRUM por el material donado para la investigación.

A mi abuelo Francisco Garza por aportar ideas en base a su experiencia que me ayudaron a visualizar el trabajo que estaba realizando.

A la Universidad de Sheffield en el Reino Unido, por proporcionar los equipos necesarios para realizar parte del proyecto. Así mismo al Profesor Panayiotis Tsakiroopoulos quién estuvo a cargo de mi estancia en dicha universidad, al Dr. Omar Jiménez, al Dr. Oliver Hernández, al Dr. Nelson de la Garza, al Ing. Moisés Talamantes y a todos los que formaron parte del grupo IMPETUS que me ayudaron de alguna manera con el manejo del equipo.

A todos mis compañeros del DIMAT así también al Dr. Alan Castillo, al Dr. Edgar García, al Dr. Ignacio Álvarez, que estuvieron presentes durante todo el proyecto aportando sus opiniones.

PRÓLOGO

El desarrollo de materiales con características cada vez superiores es uno de los principales retos que enfrentan los ingenieros y científicos de materiales en el día de hoy. El uso de materiales cada vez más ligeros en aplicaciones estructurales como en la industria automotriz y aeronáutica han hecho que el estudio de aleaciones metálicas ligeras como las aleaciones de aluminio sea de gran interés e impacto tecnológico. Es común ver en la actualidad vehículos más ligeros, máquinas y sistemas más eficientes y esto en gran medida se debe al desarrollo en las propiedades de los materiales que los constituyen.

Uno de los materiales que es de mayor interés y ha sido parte importante en el desarrollo tecnológico en el mundo es el aluminio, la aplicación de sus aleaciones es realmente extensa, evidencia de esto la tenemos en nuestra vida diaria, desde recipientes para almacenar alimentos y bebidas, equipo deportivo, equipo electrónico y también como parte de vehículos, por mencionar algunas aplicaciones.

Este trabajo de investigación presenta de forma sistemática un marco teórico en el que se resalta la importancia de la caracterización microestructural de las aleaciones de aluminio con especial énfasis en las aleaciones de la serie 6xxx, además describe la importancia del procesamiento térmico y mecánico de estas aleaciones. La experimentación que se plantea en esta investigación permite evaluar diferentes condiciones de deformación y temperatura en este tipo de aleaciones y una caracterización con la cual se puede establecer la relación entre las propiedades mecánicas y la microestructura. La

caracterización microestructural se realizó empleando diversas técnicas, pero es claro el enfoque en el uso de una técnica que en los últimos años se ha convertido en una herramienta casi indispensable en el análisis microestructural, me refiero a la difracción por electrones retrodispersados con la cual es posible obtener información de diversas características de la microestructura, como distribución de orientaciones, propiedades en los límites de grano, estructura cristalina y algunas otras.

Los resultados que se presentan de esta investigación resultan por de más interesantes, por una parte, para ingenieros de plantas de procesamiento de termomecánico de aleaciones de aluminio ya que en ésta se describen la relación entre la microestructura, las propiedades mecánicas y el procesamiento en una aleación de la serie 6xxx. También, estos resultados contribuyen a la generación del conocimiento en el campo de la metalurgia del aluminio. Además, la metodología de experimentación y caracterización en esta investigación que el autor plantea resultan ser una excelente referencia para trabajos futuros.

Dr. Edgar O. García Sánchez.

TABLA DE CONTENIDO

Capítulo	Página
1 INTRODUCCIÓN	1
2 ANTECEDENTES DEL ALUMINIO	4
2.1 Propiedades.....	4
2.2 Clasificación de las aleaciones.....	5
2.2.1 Aspectos generales.....	6
2.2.1.1 Aleación tipo 6063	7
2.2.1.2 Propiedades de la aleación 6063	8
2.2.1.3 Precipitados	9
2.2.1.4 Comportamiento a tratamientos térmicos.....	10
2.3 Textura	12
2.3.1 Introducción.....	12
2.3.2 Microtextura.....	13
2.3.3 Ángulos de Euler.....	14
2.3.4 Figuras de polos.....	15
2.3.5 Función de distribución de orientación.....	17
2.4 Comportamiento en la deformación.....	18
2.4.1 Deformación plástica	19
2.5 Extrusión.....	20

2.5.1	Clasificación del proceso de extrusión	20
2.5.2	Tipos de extrusión.....	21
2.5.2.1	Extrusión directa.....	21
2.5.2.2	Extrusión indirecta	21
2.5.2.3	Tipos de dados	22
2.5.3	Extrusión en caliente.	23
3	PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL	25
3.1	Introducción	25
3.2	Diseño de experimentos	25
3.2.1	Composición química del material.....	27
3.2.2	Ciclo de homogenizado	28
3.2.3	Deformación a alta temperatura	29
3.2.4	Formas de enfriamiento	32
3.2.5	Tratamiento térmico	35
3.2.6	Macroataque	37
3.3	Caracterización	38
3.3.1	Microdureza	38
3.3.2	Difracción de rayos X.....	41
3.3.3	Microscopio electrónico de barrido	43
3.3.3.1	Tamaño de haz de electrones	46
3.3.3.2	Profundidad de campo	47
3.3.4	Microtextura por medio de difracción de electrones retrodispersados	48
3.3.4.1	Evaluación automática de los patrones de EBSD	50

3.3.5	Análisis químico por medio de microscopio electrónico de barrido con espectrómetro de energías dispersadas	50
4	RESULTADOS	54
4.1	Deformación	54
4.2	Microdureza	63
4.3	Difracción de rayos X	66
4.4	Microscopía electrónica de barrido.....	72
4.4.1	Enfriamiento por agua	73
4.4.2	Enfriamiento por convección natural	89
4.5	Microtextura por medio de difracción de electrones retrodispersados.....	95
4.5.1	$\dot{\epsilon}_1 = 9 \times 10^{-3} \text{s}^{-1}$ enfriamiento por aire forzado.....	96
4.5.1.1	Sección A.....	96
4.5.1.2	Sección C.....	99
4.5.1.3	Sección E.....	102
4.5.2	$\dot{\epsilon}_2 = 9 \times 10^{-2} \text{s}^{-1}$ enfriamiento por aire forzado.....	105
4.5.2.1	Sección A.....	105
4.5.2.2	Sección C.....	108
4.5.2.3	Sección E.....	111
4.5.3	Desorientación.....	114
4.6	Análisis químico por medio de MEB/EED.....	115
5	DISCUSIÓN.....	117
5.1	Deformaciones	117
5.2	Microdureza	118
5.3	Difracción de rayos X	119

5.4	Microscopía electrónica de barrido.....	120
5.5	Microtextura por medio de difracción de electrones retrodispersados.....	121
5.6	Análisis químico por medio de MEB/EED.....	125
6	CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES	126
7	REFERENCIAS.....	128
8	LISTA DE TABLAS.....	131
9	LISTA DE FIGURAS.....	132
10	APÉNDICES	138
10.1	Apéndice 1 – Survey de CUPRUM.....	139
10.2	Apéndice 2 – Curvas de enfriamiento	140
10.3	Apéndice 3 – Resultados Esfuerzo-deformación probetas con contenido de chatarra.....	155
10.4	Apéndice 4 – Resultados de microdureza	157
10.5	Apéndice 5 – Valores de desorientacion.....	158
10.6	Apéndice 6 – Análisis químico	161
11	ÍNDICE ALFABÉTICO.....	162
12	RESUMEN AUTOBIOGRÁFICO	163

1 INTRODUCCIÓN

En los últimos años el análisis a nivel microestructural ha tenido un auge debido al conocimiento que se obtiene al analizar el material de manera minuciosa a niveles microscópicos, el entender el tamaño y la distribución de los granos indica propiedades y comportamientos que pudiesen estar presentes al momento de poner el material en alguna aplicación.

La aleación 6063 de aluminio que es utilizada principalmente para extrusión tiene el mayor mercado a nivel mundial, es necesario entender y conocer la estructura para ver los límites de sus propiedades.

El trabajo consistió en el análisis de una aleación de aluminio tipo 6063 mediante el desarrollo de pruebas de compresión a alta temperatura y una amplia caracterización de los resultados.

El material con el que se contaba para analizar constaba en un tocho de la aleación de aluminio seccionada de la siguiente manera, desde el centro del tocho hacia el extremo se dividió en cinco partes equidistantes radialmente denominándolas con la letra A hasta la E respectivamente, ubicándose la sección A en el centro.

Después de que se realizaron las pruebas de compresión en una máquina INSTRON 8502 a dos velocidades de deformación, siendo la primera una de $9 \times 10^{-3} \text{s}^{-1}$ y la segunda de $9 \times 10^{-2} \text{s}^{-1}$, se determinó que sería significativo simplemente analizar las muestras A, C y E debido a que las intermedias no representaban cambio significativo en los

resultados de la deformación. Las pruebas de compresión se llevaron a cabo a una temperatura de 480°C en un horno de inducción, al ser terminada la deformación se utilizaron tres enfriamientos, por convección natural, por aire forzado y por agua.

Al terminar el enfriamiento se procedió a seccionar cada muestra ensayada en dos partes, a una de las mitades se le aplicó un envejecido artificial a 175°C durante 8 horas para completar un tratamiento térmico T6, dando un total de 36 muestras mientras que la otra mitad se dejó de referencia. Se tomó la microdureza de las muestras en escala Vickers y se pudo observar una diferencia debido al tratamiento térmico.

Un análisis por medio de difracción de rayos X fue realizado para tratar de determinar las fases presentes en el material, se les hizo un barrido que duraba aproximadamente 3 horas desde un ángulo 2θ de 20°, hasta un ángulo 2θ de 110°. Después de terminar con el barrido completo, se seleccionaron 4 muestras para hacer un análisis más específico en dos regiones particularmente en un ángulo 2θ de 40° a un ángulo 2θ de 50°, teniendo una duración de 2 horas, mientras que la otra sección fue de un ángulo 2θ de 75° a un ángulo 2θ de 81°, teniendo una duración de 90 minutos, esto porque se creía que se presentaba una fase característica de la aleación.

Se seleccionaron 6 muestras para analizar su microtextura por medio de difracción de electrones retrodispersados en el microscopio electrónico de barrido, dichas muestras tenían un mismo tipo de enfriamiento mientras que fueron deformadas a dos velocidades, la indexación fue hecha automáticamente y se obtuvieron los mapas de microtextura de las muestras analizadas.

Se obtuvieron imágenes por medio del microscopio electrónico de barrido para observar el tamaño de grano, y así como alguna tendencia en los mismos, se pudo identificar que los precipitados se localizaban en las fronteras de grano y posteriormente se realizó el análisis de los mismos.

En el análisis químico por medio de microscopio electrónico de barrido con espectrómetro de energías dispersadas se pudo obtener la composición química de los precipitados ubicados en las fronteras de grano y así mismo una imagen más detallada de los mismos.

Se discutieron los resultados obtenidos a partir de la experimentación planteada y se elaboraron conclusiones y recomendaciones para trabajo futuro.

Objetivo:

Determinar el efecto de la adición de chatarra en la fusión de aleaciones de aluminio tipo 6063 con contenidos notables de Mg y Si.

Hipótesis:

Los elementos residuales presentes en la chatarra de aluminio afectan el comportamiento de las aleaciones tipo 6063 al ser deformadas.

2 ANTECEDENTES DEL ALUMINIO

2.1 Propiedades.

La versatilidad es una de las características más importantes del aluminio así también como el alcance de las propiedades físicas y mecánicas que pueden llegar a ser desarrolladas. Más de trescientas aleaciones son reconocidas comúnmente y se han creado variaciones dentro de las mismas.

Las propiedades más atractivas de este metal y sus aleaciones son la apariencia, su peso ligero, las propiedades físicas y mecánicas así como la gran resistencia a la corrosión. El aluminio puro tiene una densidad de 2.7 g/cm^3 , que es aproximadamente un tercio del acero, cobre o latón. Presenta gran resistencia a la corrosión en diferentes ambientes; al aire libre, en el agua, en agua salada, petroquímicos, etc.

Las superficies del aluminio pueden ser altamente reflejantes. Luz radiante, luz visible, calor y ondas electromagnéticas son fácilmente reflejadas. Generalmente presenta excelente conductividad térmica y eléctrica, pero algunas aleaciones han sido desarrolladas para tener gran resistencia de voltajes.

La conductividad térmica de las aleaciones de aluminio tienen ventajas en intercambiadores de calor, evaporadores, cabezas de motores y radiadores. Algunas aleaciones de aluminio en casos muy especiales pueden superar la resistencia estructural del acero, pero en general el aluminio puro se caracteriza por ser lo contrario (1).

2.2 Clasificación de las aleaciones.

Es conveniente dividir las aleaciones en dos grandes grupos, aleaciones trabajadas de aluminio y de fundición. Las designaciones son de 4 números para cada uno de los grupos que indica las impurezas principales, para las aleaciones de fundición se coloca un punto decimal entre los últimos dos dígitos (2). Muchas aleaciones responden positivamente a tratamientos térmicos basados en solubilidad de fases, estos tratamientos incluyen, solución por tratamiento térmico, templado, precipitación, envejecido.

Las aleaciones han sido clasificadas por la Asociación de Aluminio, reconocida en Estados Unidos de América, existen dos, una para cada grupo.

Tabla 2.1 Clasificación de las aleaciones (1).

Trabajadas	Aleante Principal	Fundición	Aleante Principal
1xxx	Composición pura	1xx.x	Composición pura
2xxx	Cobre	2xx.x	Cobre
3xxx	Manganeso	3xx.x	Silicio, Cobre, Mg
4xxx	Silicio	4xx.x	Silicio
5xxx	Magnesio	5xx.x	Magnesio
6xxx	Magnesio y silicio	6xx.x	Sin uso
7xxx	Cinc	7xx.x	Cinc
8xxx	Estaño	8xx.x	Estaño
9xxx	Uso futuro	9xx.x	Sin uso

2.2.1 Aspectos generales

Las aleaciones de aluminio de la serie 6xxx pueden ser usadas en aplicaciones estructurales y arquitectónicas debido a su favorable combinación de resistencia y facilidad de manufactura, resistencia a corrosión (3 - 5).

Las aleaciones de la serie 6xxx representan el 80% de las aleaciones de aluminio usadas en el mundo para extrusión (6). En estas aleaciones se encuentra principalmente el siliciuro de magnesio que puede contener hasta 1.5% de magnesio y silicio para formar Mg_2Si con una relación de 1.73:1. La máxima solubilidad de Mg_2Si es 1.85%, y disminuye con la temperatura. Dichos precipitados favorecen el incremento de la resistencia en este tipo de aleaciones, pero no tanto como lo hacen en la serie 2xxx y 7xxx.

Las aleaciones de Al-Mg-Si pueden ser divididas en tres grandes grupos. En el primer grupo la cantidad de magnesio y silicio no excede el 1.5%. Estos elementos están en una relación balanceada o con algún pequeño exceso de silicio. Generalmente en este grupo está la aleación 6063 ampliamente usada para partes extruidas. Esta aleación que es fácil de extruir tiene un contenido nominal de 1.1% de Mg_2Si .

El segundo grupo tiene un contenido nominal de 1.5% o más de magnesio y silicio y algunas otras adiciones como por ejemplo 0.3% de cobre que incrementa la resistencia con un tratamiento térmico T6. Elementos como el manganeso, cromo, y circonio, son usados para controlar el tamaño de grano. La aleación más común de este grupo es la 6061.

El tercer grupo contiene mayor concentración de Mg_2Si que los primeros dos grupos, con un exceso significativo de silicio. Grandes cantidades de silicio no son buenas para la aleación ya que propician fractura en las fronteras de granos recristalizados, y el exceso de magnesio sólo beneficia en una relación pequeña de Mg_2Si porque disminuye la solubilidad del precipitado. Las aleaciones comunes de este grupo son la 6351 y más recientemente se han adicionado la 6009 y la 6010 (1).

2.2.1.1 Aleación tipo 6063

La aleación de aluminio tipo 6063 es ampliamente usada ya que tiene buenas propiedades al momento de ser tratada térmicamente y tiene buena sensibilidad al templado, su principal agente endurecedor es el precipitado Mg_2Si (7).

2.2.1.2 Propiedades de la aleación 6063

Tabla 2.2 Propiedades físicas (1).

Propiedad	Aleación 6063
Densidad	2.70 g/cm ³
Coefficiente de expansión térmico promedio	23.4 μm/m °C
Rango de temperatura de fusión	615 – 655 °C
Resistencia máxima de fractura	90 MPa
Resistencia máxima de fractura con T6	240 MPa
Resistencia máxima de cedencia	50 MPa
Resistencia máxima de cedencia con T6	215 MPa
Dureza HB	25
Dureza HB con T6	73
Línea de líquidus	655°C
Línea de sólidos	615°C

Tabla 2.3 Composición química (1).

Aleación de aluminio tipo 6063	
Al	Balance
Si	0.20-0.60
Fe	0.35
Cu	0.10
Mn	0.10
Mg	0.45-0.90
Cr	0.10
Ni	-
Zn	0.10
V	-
Ti	0.10
Elementos no especificados	0.05 cada uno 0.15 en total

2.2.1.3 Precipitados

El endurecimiento por precipitación es un mecanismo importante en las aleaciones de aluminio, un proceso de solubilizado seguido por un proceso de envejecido a bajas temperaturas incrementan dureza y resistencia.

El magnesio y el silicio se combinan para formar siliciuro de magnesio, (Mg_2Si), todas las aleaciones del tipo 6xxx, contienen dicho compuesto como el agente principal de endurecimiento.

El diseño del molde y la rapidez de enfriamiento influyen en el tamaño de los granos. El siliciuro de magnesio necesita estar en solución sólida durante la operación de extrusión. La reacción de precipitación para esta aleación es relativamente baja, el siliciuro de magnesio se queda en la solución mediante el templado inmediato después de la extrusión.

La cantidad de siliciuro de magnesio interesa ya que (8):

1. El magnesio disminuye la capacidad de extrusión.
2. El silicio disminuye la capacidad de extrusión si está en exceso.
3. El hierro no tiene efecto en la capacidad de extrusión.
4. El cobre es normalmente mantenido debajo de 0.1%.

El peso molecular del compuesto Mg_2Si es de 76.6955 g/mol.

Otro de los precipitados que pueden formar parte es el $AlFeSi$ que se presenta en forma circulares dentro del material.

2.2.1.4 Comportamiento a tratamientos térmicos

Los tratamientos térmicos en una forma muy general se refieren a operaciones de calentamiento y enfriamiento cuyo propósito es cambiar las propiedades mecánicas, la estructura metalúrgica o los esfuerzos residuales de un producto metálico. Cuando se trata de aluminio es referido a operaciones que incrementan la dureza y la resistencia de las aleaciones que se pueden endurecer debido a sus precipitados. Existen tres pasos para poder endurecer las aleaciones por medio de un tratamiento térmico; tratamiento térmico de solución donde se disuelven las fases, recocido donde se trata de generar supersaturación y endurecimiento por envejecido donde que se crean precipitados, o en elevadas temperaturas envejecidos artificiales.

La combinación de estos tratamientos recibe el nombre de tratamientos de endurecimiento y tienen varias designaciones de la siguiente manera (9):

- O: Para recocido.
- W: Para tratamiento térmico de solución.
- T: Para establecer templados estables, existen grandes subdivisiones:
 - T1: Enfriado de un proceso de formado de alta temperatura y envejecido naturalmente hasta una condición estable.
 - T2: Enfriado de un proceso de formado de alta temperatura, trabajado en frío, y envejecido naturalmente hasta una condición estable.
 - T3: Tratamiento térmico de solución, trabajado en frío y envejecido naturalmente hasta una condición estable.

- T4: Tratamiento térmico de solución y envejecido naturalmente hasta una condición estable.
- T5: Enfriado de un proceso de formado de alta temperatura y envejecido artificialmente.
- T6: Tratamiento térmico de solución y envejecido artificialmente.
- T7: Tratamiento térmico de solución y estabilizado.
- T8: Tratamiento térmico de solución, trabajado en frío y envejecido artificialmente.
- T9: Tratamiento térmico de solución, envejecido artificialmente y trabajado en frío.
- T10: Enfriado de un proceso de formado de alta temperatura, trabajado en frío y envejecido artificialmente.

Para las aleaciones de la serie 6000 los tratamientos térmicos son usados para promover la formación de precipitados de forma de agujas de la solución sólida supersaturada de Mg y Si para poder obtener una mejora en las propiedades mecánicas (5).

El tratamiento térmico en el primer grupo generalmente es poco arriba de los 500°C y la baja sensibilidad al templeado hace que esta aleación no necesite un tratamiento aparte inmediatamente después de la extrusión ya que pueden ser enfriados con aire en la prensa y luego envejecidos para obtener una moderada resistencia, buena ductilidad y una excelente resistencia a la corrosión.

En el segundo grupo pueden llegar a tener resistencias de 70 MPa más que el primer grupo con el tratamiento térmico T6. Las aleaciones de este grupo requieren una mayor temperatura en los tratamientos térmicos y son sensibles al templeado. Por lo tanto es que

generalmente requieren un tratamiento térmico separado seguido por un templado y un envejecido.

En el tercer grupo algunos elementos como el manganeso, cromo y circonio se pueden adicionar para contrarrestar el efecto de los excesos de magnesio o silicio previniendo la recristalización durante un tratamiento térmico (1).

2.3 Textura

2.3.1 Introducción

Las orientaciones de los granos en materiales policristalinos no están completamente orientados al azar; en la mayoría de los materiales existe un patrón en las orientaciones que están presentes y son propensos a que se presenten en una sola orientación, causado principalmente durante la cristalización del material o por algún proceso termomecánico. Esta tendencia es conocida como orientación preferencial o mas concisamente textura. La importancia y el significado de la textura en los materiales recae en el hecho de que muchas de sus propiedades son afectadas por la textura, incluso se ha confirmado que puede llegar a representar desde el 20% al 50% de los valores en sus propiedades, el módulo de Young, la relación de Poisson, resistencia, ductilidad, dureza son algunos ejemplos.

El efecto de la textura en las propiedades de los materiales es aprovechado en nuevas tecnologías para producir materiales con algún comportamiento o característica específica.

El método más establecido para medir textura es por medio de difracción de rayos X utilizando un goniómetro de textura que puede medir la fracción de volumen de un plano en específico. Este tipo de análisis sólo indica la cantidad de granos que están orientados en una misma dirección pero no demuestra la orientación de los mismos dentro del material (10).

La caracterización macroestructural de los metales y sus aleaciones es la evaluación a detalle de grandes diferencias en su composición, morfología o densidad. Estas diferencias se pueden llegar a desarrollar en el proceso de fundición, extrusión, forja, laminado y soldado o durante el uso de la aleación (11).

2.3.2 Microtextura

El desarrollo de la microestructura deformada en las aleaciones de aluminio es influenciado por el hecho de que el aluminio tiene alta energía de error de apilamiento, en el cual el espacio entre las dislocaciones parciales no asociadas son muy pequeñas y pueden tener un corrimiento sencillo. Elementos aleantes, especialmente el magnesio en las aleaciones de aluminio pueden bajar esta energía y por consiguiente la microestructura deformada (12).

Muchos de los problemas encontrados en una forma extruida son causados por la falta de uniformidad en la microtextura presente en el ciclo de producción (8).

Durante la deformación en caliente de los metales, procesos de restauración ocurren; como lo es la recuperación dinámica y la recristalización dinámica. En el aluminio y sus aleaciones el

mecanismo de restauración es la recuperación dinámica, cuando esto ocurre la curva esfuerzo-deformación se incrementa de manera monótona hasta que llega a un nivel de cierto esfuerzo que depende de la temperatura de deformación y la velocidad de deformación, llegando a este punto el valor no incrementa.

El resultado en el trabajo caliente se refleja en la microestructura mediante granos deformados y alargados que son divididos entre subgranos.

El valor crítico de la deformación en la aparición de la recuperación dinámica y el valor de saturación del esfuerzo es menor conforme la temperatura de deformación incrementa y la deformación disminuye.

2.3.3 Ángulos de Euler

La orientación de un cuerpo rígido puede especificarse completamente considerando un sistema de coordenadas fijo a él. Pero, es necesario especificar la relación entre un sistema de ejes fijo en el espacio y uno fijo en el cuerpo. Se puede construir la transformación entre estos dos sistemas con tres rotaciones virtuales sucesivas del cuerpo rígido: de esta manera se introducen los ángulos de Euler.

Los ángulos de Euler constituyen un conjunto de tres coordenadas angulares que sirven para especificar la orientación de un sistema de referencia de ejes ortogonales normalmente móvil, respecto a otro sistema de referencia de ejes ortogonales normalmente fijos (13).

2.3.4 Figuras de polos

Las orientaciones preferenciales de los granos se describen por medio de figuras de polos. La dirección de cualquier vector en un cristal tridimensional puede ser descrito como un punto en la esfera unitaria de referencia, es una esfera con radio 1, la Figura 2.1 demuestra dicho vector en el espacio tridimensional.

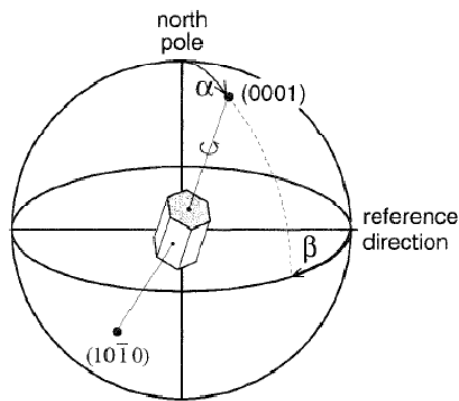


Figura 2.1 Orientación del plano basal (0001) en un cristal hexagonal (10).

La representación de la información sobre la orientación tridimensional en dos planos requiere hacer la proyección de la esfera en dicho plano. En cristalografía y metalurgia es usada mayoritariamente la proyección estereográfica, el principio está ilustrado en la Figura 2.2.

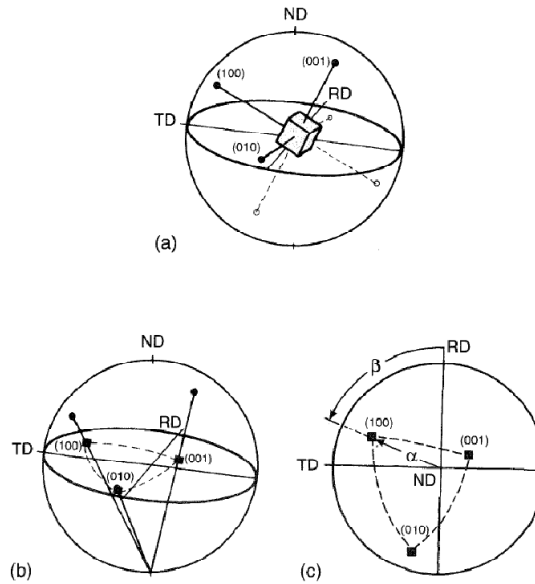


Figura 2.2 Representación de la proyección estereográfica. a) cristal en la esfera unitaria, b) proyección del plano $\{100\}$ en el plano ecuatorial, c) $\{100\}$ figura de polo y definición de los ángulos en la figura α y β (10).

La representación estereográfica es un medio para mostrar la relación que tienen los ángulos tridimensionales en un espacio bidimensional, la aplicación principal es en análisis de textura, representándola en figuras de polos y figuras inversas de polos (10).

2.3.5 Función de distribución de orientación

La representación de texturas mediante figuras de polo ya sea directa o indirecta puede no contener completamente la información del material.

La proyección de una orientación tridimensional a una bidimensional resulta una pérdida de información, por lo tanto la representación de la textura no puede ser generada a partir de una figura de polo sin tener cierto grado de incertidumbre. Para ser evitada es necesario describir la densidad de orientación de los granos en una representación tridimensional en términos de una función de distribución de orientación comúnmente llamado ODF (por sus siglas en inglés).

La ODF es un promedio de los valores de los ángulos de Euler en los tres diferentes ejes en los granos individuales en la muestra, y esto equivale a una serie de fracciones volumétricas equivalente a orientaciones. Las mediciones se generan a partir de la información obtenida por las figuras de polo y no son determinadas por una sola figura, sino que se necesita un conjunto de las mismas para formarlas (10).

2.4 Comportamiento en la deformación

El comportamiento de la deformación a escala macroscópica puede ser representado mediante una curva de flujo del material. La curva es una representación de la deformación que está sufriendo el material a un determinado esfuerzo. Aún usando lubricantes durante la aplicación de esfuerzo pueden ocurrir que tome la forma de barril, o deformaciones no uniformes.

La Figura 2.3 muestra una serie de curvas típicas de esfuerzo-deformación en una aleación de aluminio.

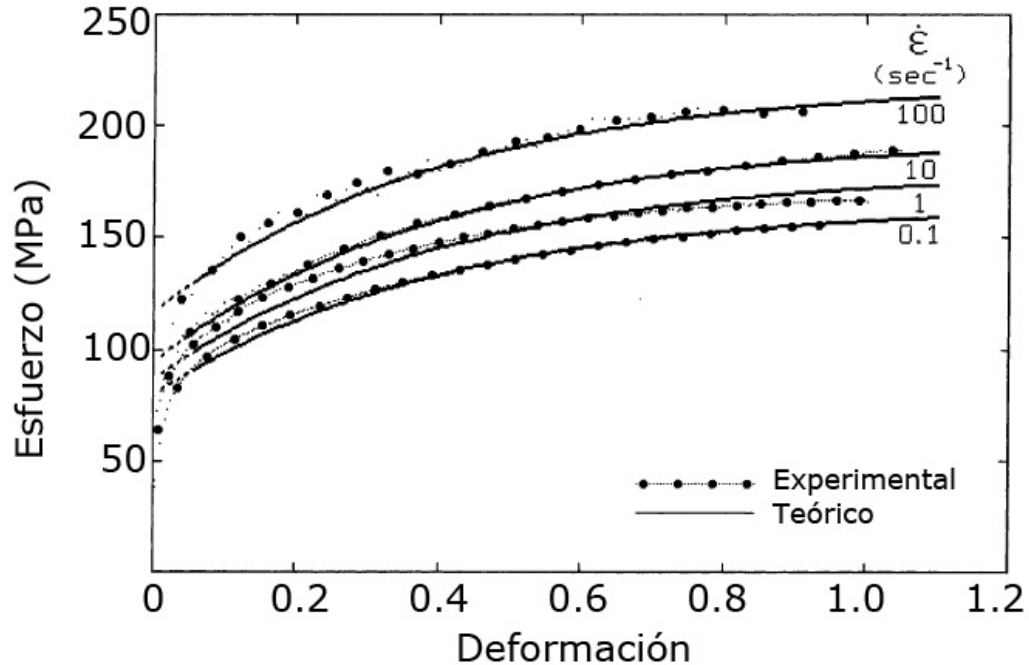


Figura 2.3 Representación de una curva esfuerzo-deformación (14).

En deformaciones a alta temperatura el endurecimiento por deformación no llega a ser excesivo ya que durante el proceso ocurre recuperación dinámica. Las curvas obtenidas a dichas temperaturas alcanzan un valor constante que es característico de metales que tienen recuperación dinámica (12).

2.4.1 Deformación plástica

A temperatura ambiente la deformación plástica generalmente ocurre en metales por movimiento de dislocaciones. El esfuerzo necesario para mover una dislocación depende de las características del enlace atómico y el arreglo del material. El proceso de deformación depende directamente de la microestructura del material antes del inicio de la deformación, de la geometría de la zona a deformar, la temperatura y la velocidad de deformación así también como las fuerzas de fricción involucradas (15).

Existe un rápido incremento de densidad de dislocaciones como resultado de la deformación plástica, las dislocaciones en un material deformado no están distribuidas aleatoriamente, ya que existe una fuerza que las obliga a acomodarse en configuraciones que minimicen la energía almacenada por unidad de longitud en la línea de dislocaciones. Estas configuraciones se les denominan estructuras de baja energía de dislocación.

Al aumentar la cantidad de deformación plástica una serie de estructuras se desarrollan dentro de un grano deformado. A pequeñas deformaciones, las dislocaciones se enredan para formar regiones simples con pequeña cantidad de dislocaciones rodeadas por grandes

acumulaciones de dislocaciones. Al incrementar la deformación se van generando más dislocaciones y éstas quedan atrapadas en las paredes y es lo que se le llama estructura de celda, donde generalmente dentro de la celda está libre de dislocaciones mientras que están presentes en las paredes. La desorientación entre celdas están generalmente entre 2° y 5° , los granos se pueden identificar cuando sobrepasan los 15° , mientras sea menor el ángulo se denomina un subgrano (12).

2.5 Extrusión

2.5.1 Clasificación del proceso de extrusión

Extrusión es el proceso mediante el cual un bloque de metal es reducido en una sección transversal por medio de una fuerza de presión, generalmente dicha sección es un orificio, pero formas irregulares pueden generarse a partir de metales con mayor facilidad de extrusión (16).

2.5.2 Tipos de extrusión

2.5.2.1 Extrusión directa

En la extrusión directa el metal se pone en un contenedor, que es empujado por un pistón pasando a través de un dado de extrusión, forzándolo a salir por la apertura deseada (16).

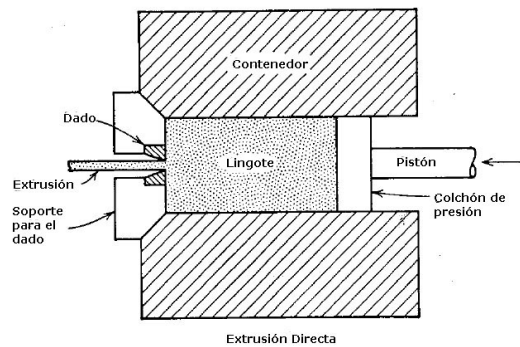


Figura 2.4 Representación de la Extrusión Directa (16).

2.5.2.2 Extrusión indirecta

En la extrusión indirecta el pistón tiene la salida deseada y se presiona contra el metal, el metal está contenido en un espacio y éste sale por el orificio del pistón (16).

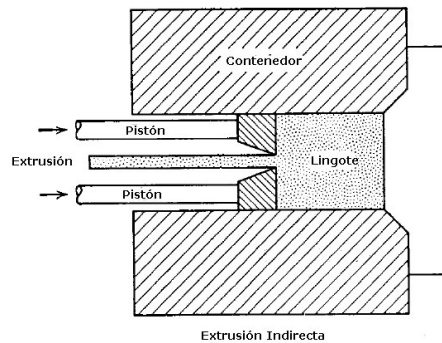


Figura 2.5 Representación de la Extrusión Indirecta (16).

2.5.2.3 Tipos de dados

En general existen dos tipos de dados de extrusión. Dados de cara plana que son los que se usan cuando el metal entra al dado y forma una zona muerta y forma su propio ángulo de entrada, mientras que en la salida existe una configuración similar que ayuda a endurecer al dado y permite rectificar la entrada sin tener la necesidad de aumentar el diámetro de salida. Dados de cara cónica son usados en extrusión con un buen sistema de lubricación. Disminuyendo el ángulo del dado incrementa la homogeneidad de la deformación y baja la presión de extrusión, pero después de cierto punto la fricción incrementa demasiado (16).

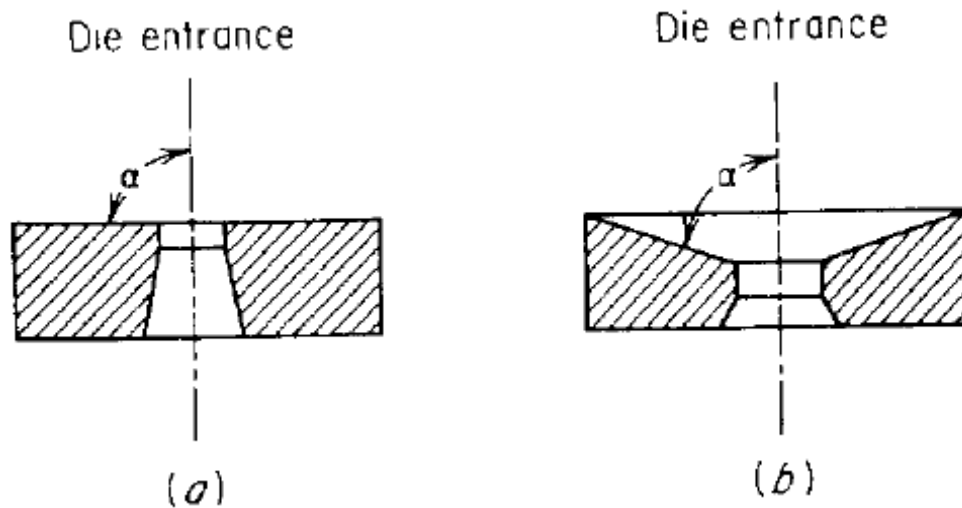


Figura 2.6 a) Dado de cara plana, b) Dado de cara cónica (16).

2.5.3 Extrusión en caliente.

Las aleaciones de aluminio endurecidas por envejecido son las que comúnmente se extrudan a altas temperaturas, la serie 6000 está diseñada especialmente para extrusión en caliente y es ampliamente usada para hacer componentes extruidos. La facilidad de extrusión está representada por un número adimensional llamado número relativo de extrusión, la extrusión relativa es una medición de la máxima velocidad de extrusión que puede ser empleada durante una extrusión y es influenciada por la temperatura del lingote y el estado de esfuerzo en la zona de deformación.

La aleación 6063 que es la más común para extruir tiene el valor de 100% de extrusión, para poder comparar las velocidades de extrusión de las demás aleaciones con respecto a esta aleación.

Usualmente el lingote para extruir en caliente se homogeniza antes del proceso para eliminar cualquier segregación en las fronteras de granos y disolver componentes intermetálicos frágiles.

La extrusión en caliente usa dados planos a comparación de dados convergentes que se utilizan comúnmente para la extrusión en frío, y a causa de esto existe una zona de metal estático que se desarrolla en las esquinas del dado. Los lubricantes están ausentes en este proceso y se tiene fricción en las fronteras lingote-contenedor y lingote-dado. La presión de extrusión incrementa cuando disminuye la temperatura del lingote así como incrementando el tamaño del lingote.

La temperatura instantánea del lingote es influenciada por diferentes parámetros dentro del proceso, como velocidad de extrusión, ya que afecta directamente en la temperatura de salida del

lingote. Las temperaturas de salida no pueden incrementarse severamente ya que se puede sufrir de una fusión del material. Adicionalmente aleaciones endurecidas por envejecido son templadas en la salida de la prensa para que los elementos que promueven el endurecimiento se formen en la solución y esto elimina la necesidad de utilizar un paso para solubilizado.

La extrusión isotérmica es una técnica para mantener una temperatura constante durante la salida, esto se logra calentando el lingote de tal manera que la parte inicial está a mayor temperatura que la parte final y así se asegura que durante el calentamiento al momento de extruir tenga una temperatura igual durante todo el lingote extruido (12).

3 PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

3.1 Introducción

El material con el que se trabajó a lo largo del proyecto provenía del proceso de vaciado y enfriado de una industria de extrusión, después de un ciclo de homogenización y previo a ser extrudido. La sección proporcionada tenía un diámetro de 254 mm (10 pulgadas) aproximadamente la cual después tuvo que ser seccionada para trabajar en diferentes partes. La temperatura a la que se trabaja la extrusión es de 480°C y una velocidad de deformación de $9 \times 10^{-3} \text{s}^{-1}$.

3.2 Diseño de experimentos

El tocho del aluminio para extrusión se seccionó en 5 partes, separadas equitativamente cada una de ellas desde el centro hasta el extremo, la denominación se hizo desde la letra A a la letra E como se muestra en la Figura 3.1, en futuras referencias se pondrá sólo la letra para identificar la sección de la cual se está hablando. La importancia de seccionar la muestra es para poder identificar por separado las propiedades de cada una de ellas y poder ser caracterizada de una manera más exacta cada parte, esto a partir del principio de la diferencia de enfriamiento de las secciones durante y después del momento al ser vaciada la aleación.

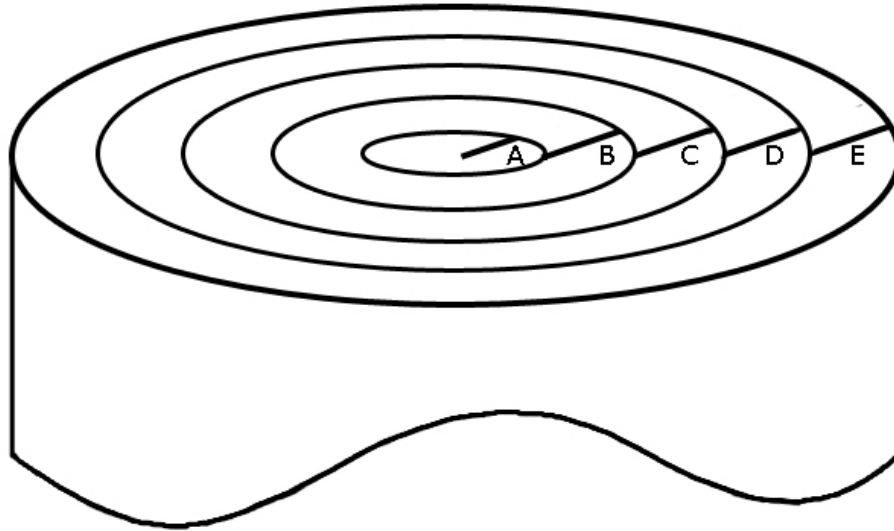


Figura 3.1 Denominación de las secciones en el tocho.

Se analizaron dos velocidades de deformación siendo la primera una $\dot{\epsilon}_1$ de $9 \times 10^{-3} \text{s}^{-1}$ y la segunda una $\dot{\epsilon}_2$ de $9 \times 10^{-2} \text{s}^{-1}$. La deformación se llevo a cabo hasta un 80% y se realizó a una temperatura de 480°C en un solo paso, posteriormente se explica los métodos de enfriamientos una vez hecha la deformación.

Las dimensiones de las probetas fueron de 1.5 cm de longitud y 1 cm de diámetro, tenían un orificio de 1.58 mm (1/16 de pulgada) en el centro de la sección longitudinal como lo muestra la Figura 3.2, en el cual se le introducía un termopar para poder monitorear la temperatura dentro de la muestra, dicha temperatura estaba monitoreada instantáneamente y así mismo se llevaba un registro de ella.

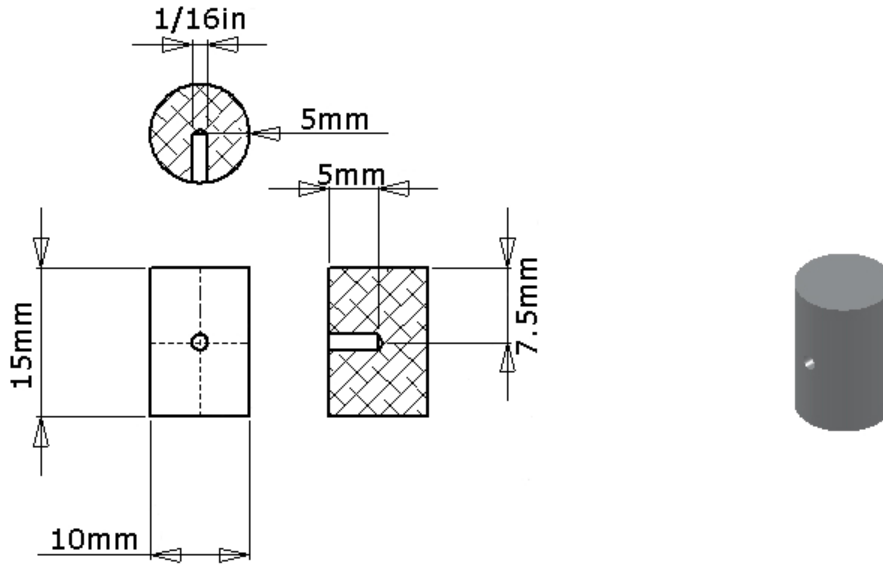


Figura 3.2 Especificaciones de las probetas utilizadas.

3.2.1 Composición química del material.

Tabla 3.1 Composición química del material suministrado

	Aluminio Primario 6063	Aluminio 6063 con Chatarra
Al	98.90	98.84
Fe	0.1890	0.1990
Si	0.4390	0.3790
Mg	0.4640	0.4815
Cu	0.0018	0.0143
Zn	0.0079	0.0080
Cr	0.0017	0.0085
Mn	0.0037	0.0110
Ti	0.0106	0.0130
V	0.0137	0.0085
Ga	0.0098	0.0105
Bi	0.0019	0.0043
Ni	0.0021	0.0028

3.2.2 Ciclo de homogenizado

El homogenizado afecta la microsegregación y no la macrosegregación. La aleación 6063 y sus derivados tienen muy poca microsegregación (8).

Las probetas de aluminio proporcionadas fueron sometidas a un proceso de homogenizado en la empresa por lo cual no se tuvo que hacer ningún tratamiento de esa índole.

Normalmente se trabaja en un rango de temperaturas para los ciclos de homogenizado, teniendo en cuenta que existen diferencias de comportamiento del material dependiendo del ciclo que se le aplicó.

En la Figura 3.3 se muestra los dos procesos de homogenización que se pueden llevar a cabo que marcan las propiedades de la aleación.

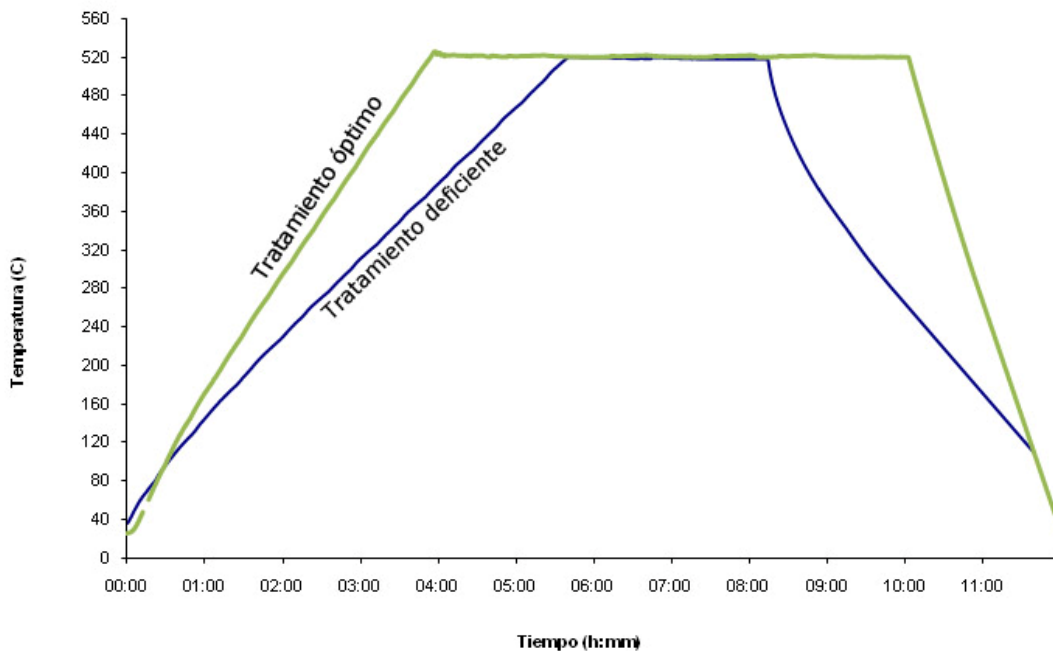


Figura 3.3 Ciclos de homogenizado en la aleación de aluminio.

Las rampas de calentamiento y de enfriamiento se adquirieron a partir de los datos obtenidos durante el ciclo de homogenizado en la industria de extrusión que suministró el material, como se muestra en el Apéndice 1, a partir de esos datos se obtuvieron dichas rampas y se consideró un calentamiento uniforme así mismo con el enfriamiento, los datos mostrados en dicho apéndice demuestran el proceso real llevado a cabo para el ciclo de homogenizado

Los tratamientos se clasificaron en óptimo y deficiente debido al tiempo de estancia a la temperatura de 520°C, teniendo en cuenta que la homogenización se realiza de mejor manera cuando el material es mantenido por periodos largos a la temperatura; mientras que el otro ciclo es considerado deficiente ya que se estima que el tiempo a la temperatura no proporcionaría una homogenización igual a la del otro ciclo.

3.2.3 Deformación a alta temperatura

Para el proceso de deformación a alta temperatura se utilizó un horno de inducción AMERITHERM Modelo 300-0168 como lo muestra la Figura 3.4 con una capacidad de elevar temperatura hasta 1200°C, una potencia de 5kW, un voltaje de 220V trabajando a 20 amperes, la bobina presentaba 4 vueltas con un diámetro de 2 cm, una rampa de calentamiento de 2.9°C por segundo hasta llegar a la temperatura deseada, la bobina utilizada para calentar las probetas se muestra en la Figura 3.5, al momento de llegar a dicha temperatura se mantuvo un tiempo para la estabilidad de la probeta con las mordazas.



Figura 3.4 Horno de Inducción AMERITHERM.

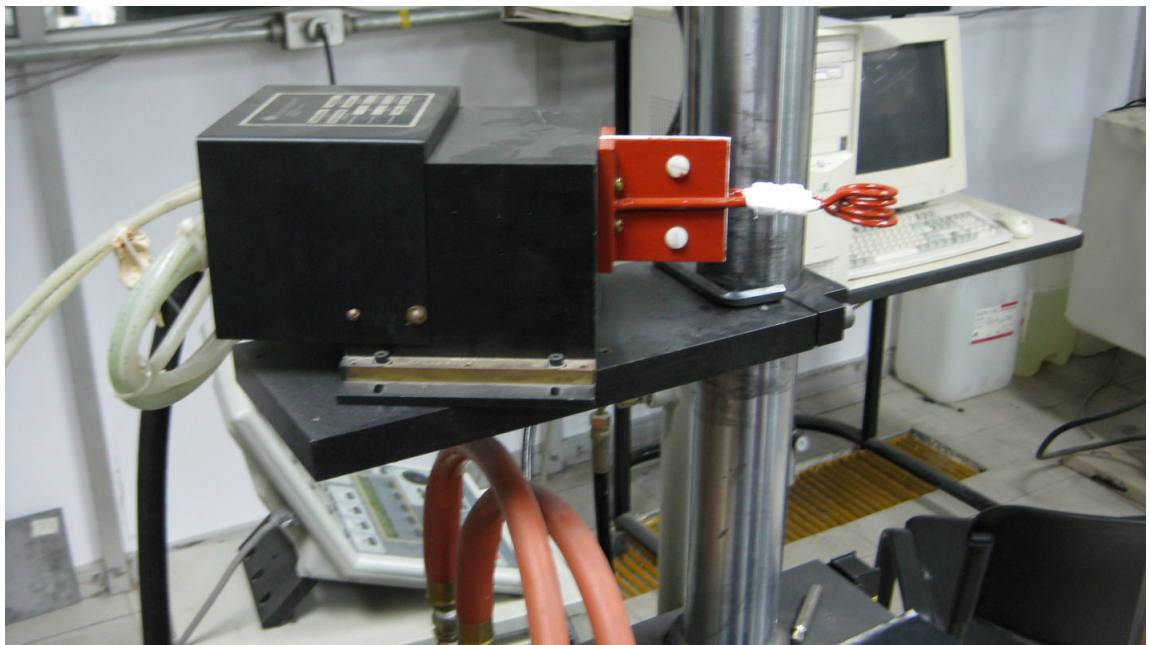


Figura 3.5 Bobina del horno de inducción.

Después de obtener la estabilidad térmica se deformó el material a dos velocidades ($\dot{\epsilon}_1 = 9 \times 10^{-3} \text{s}^{-1}$ y $\dot{\epsilon}_2 = 9 \times 10^{-2} \text{s}^{-1}$), los ensayos se realizaron en una máquina servohidráulica INSTRON modelo 8502 con

una capacidad de 10 kN como lo muestra la Figura 3.6 la deformación se llevo hasta un 74% en promedio de la longitud total de la probeta, se utilizó teflón como lubricante considerando un coeficiente de fricción de 0.1, posteriormente se consideró el desprendimiento del teflón debido a la alta temperatura y se tomó en cuenta un coeficiente de fricción de 0.25 entre las mordazas de acero que efectuaban la compresión y la probeta de aluminio.



Figura 3.6 Máquina INSTRON 8502.

En la Figura 3.7 se muestra el diagrama esquemático del procedimiento de las pruebas de compresión. El estado inicial se muestra en el inciso (a) mientras que en el inciso (b) es el estado donde se mantiene la configuración mordazas-probetas para ser calentada a los 480°C una vez que se llega a la temperatura deseada y se estabiliza se procede a la compresión como se muestra en el inciso (c), y el estado final de la probeta se ilustra en el inciso (d).

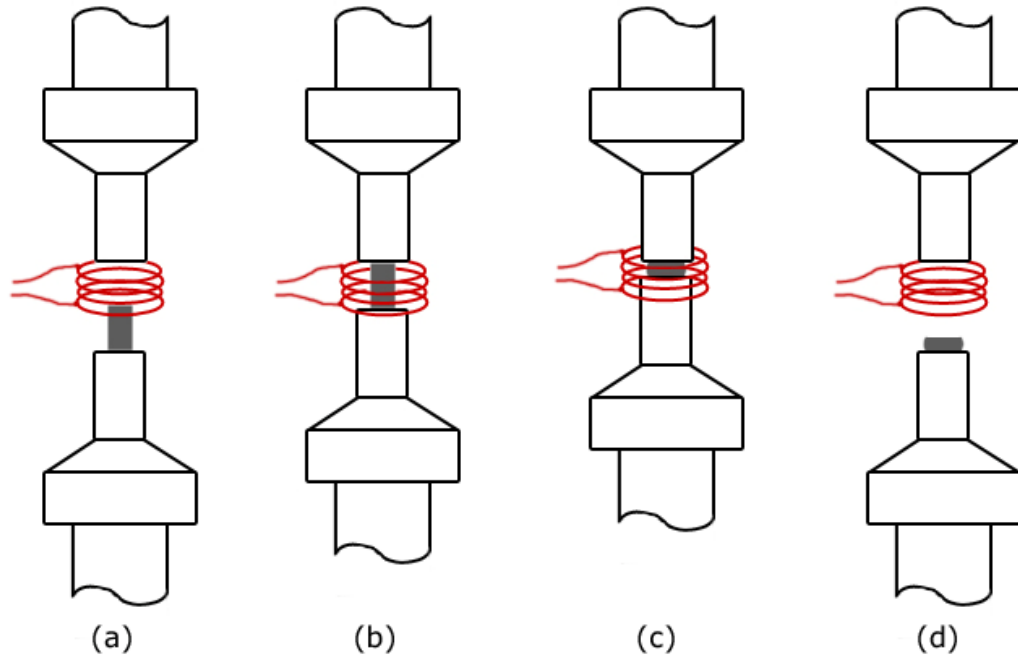


Figura 3.7 Diagrama esquemático del proceso de compresión.

3.2.4 Formas de enfriamiento

Para todas las deformaciones realizadas se tuvieron tres tipos de enfriamiento una vez alcanzada la deformación deseada, los enfriamientos fueron hechos mediante convección natural, convección por aire forzado y enfriamiento con agua, esto con la finalidad de ver los efectos en la dureza en el material debido a los precipitados que se forman al enfriarse.

La Figura 3.8 demuestra la curva de temperatura-tiempo promedio de enfriamiento por convección natural, mientras que la Figura 3.9 y la Figura 3.10 por medio de convección por aire forzado y agua, respectivamente.

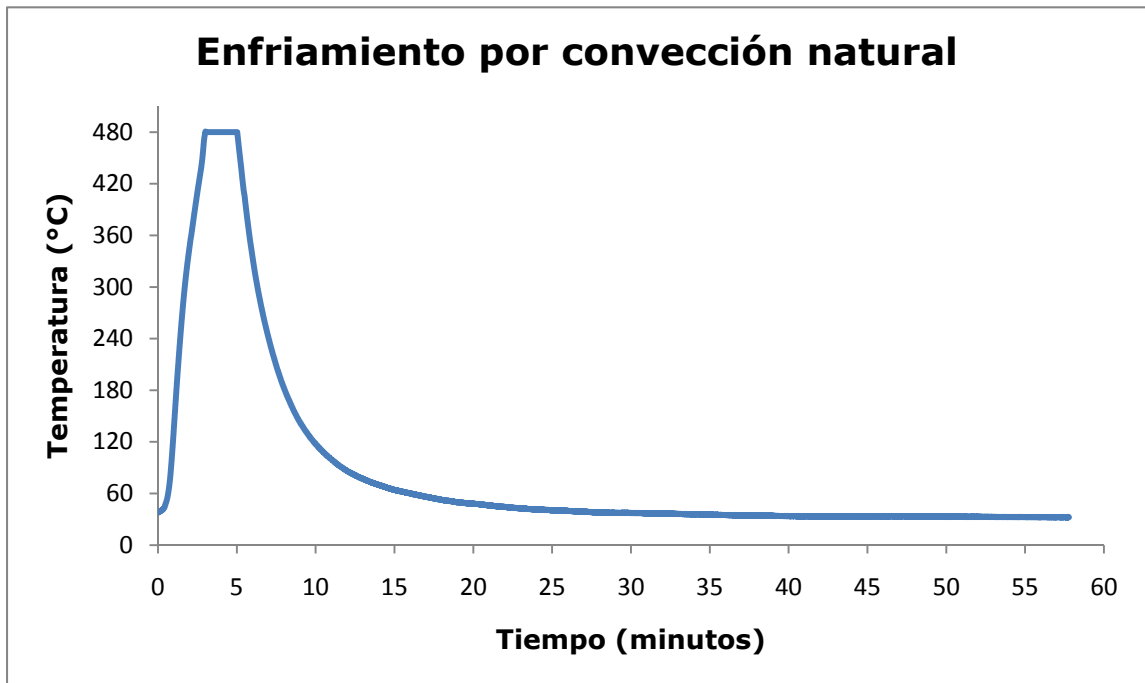


Figura 3.8 Curva de temperatura-tiempo, enfriamiento por convección natural de la muestra A velocidad de deformación $9 \times 10^{-3} \text{s}^{-1}$.

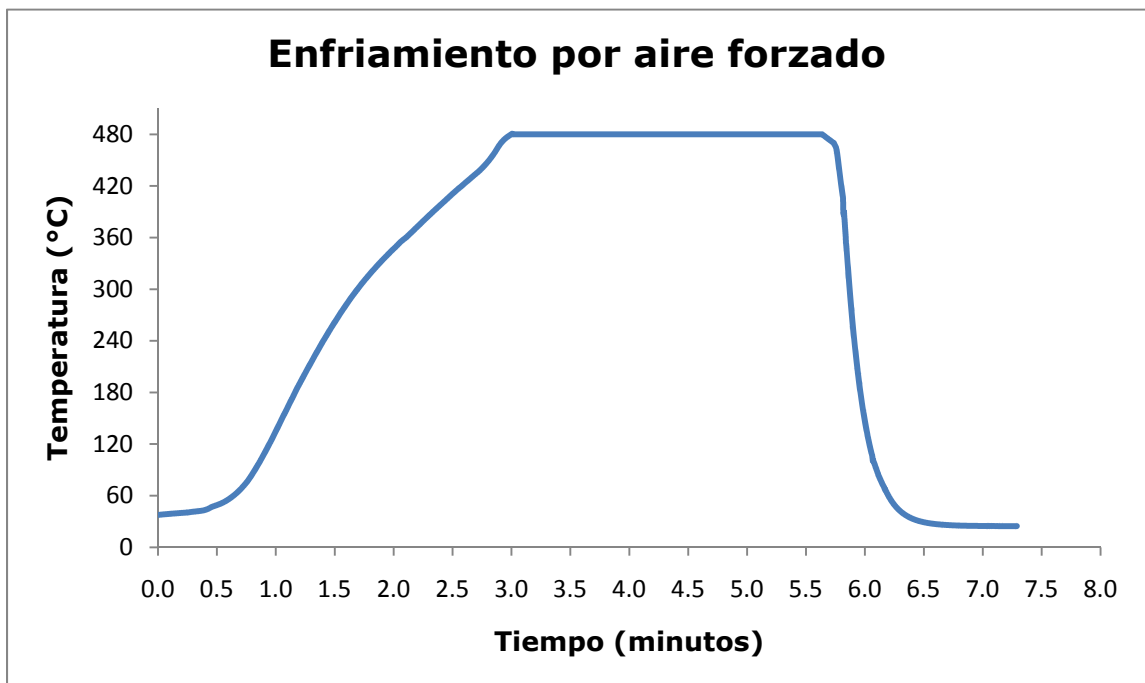


Figura 3.9 Curva de temperatura-tiempo, enfriamiento por aire forzado de la muestra A velocidad de deformación $9 \times 10^{-3} \text{s}^{-1}$.



Figura 3.10 Curva de temperatura-tiempo, enfriamiento por agua de la muestra A velocidad de deformación $9 \times 10^{-3} \text{s}^{-1}$.

Las curvas de temperatura contra tiempo para las muestras pueden encontrarse en el Apéndice 2, las cuales son muy similares a las previamente expuestas. La pequeña pendiente que difiere en el comportamiento en las curvas de enfriamiento por aire forzado y con agua es debida al tiempo que tomó retirar las mordazas para después aplicar el enfriamiento, el tiempo promedio durante el cual la muestra estuvo a 480°C fue de 5 minutos.

3.2.5 Tratamiento térmico

Una vez aplicada la deformación a cada una de las probetas y haber realizado los diferentes tipos de enfriamiento, se cortaron en dos partes, a una de las mitades se les aplicó un tratamiento térmico de envejecido artificialmente para cumplir el ciclo de un tratamiento térmico T6, la otra mitad se dejó de referencia.

El envejecido se llevó a cabo en un horno Barnstead Thermolyne Modelo 1400 mostrado en la Figura 3.11, después de haber completado el envejecido la Figura 3.12 muestra un esquema del ciclo de temperaturas que se tuvo en cada una de las probetas.

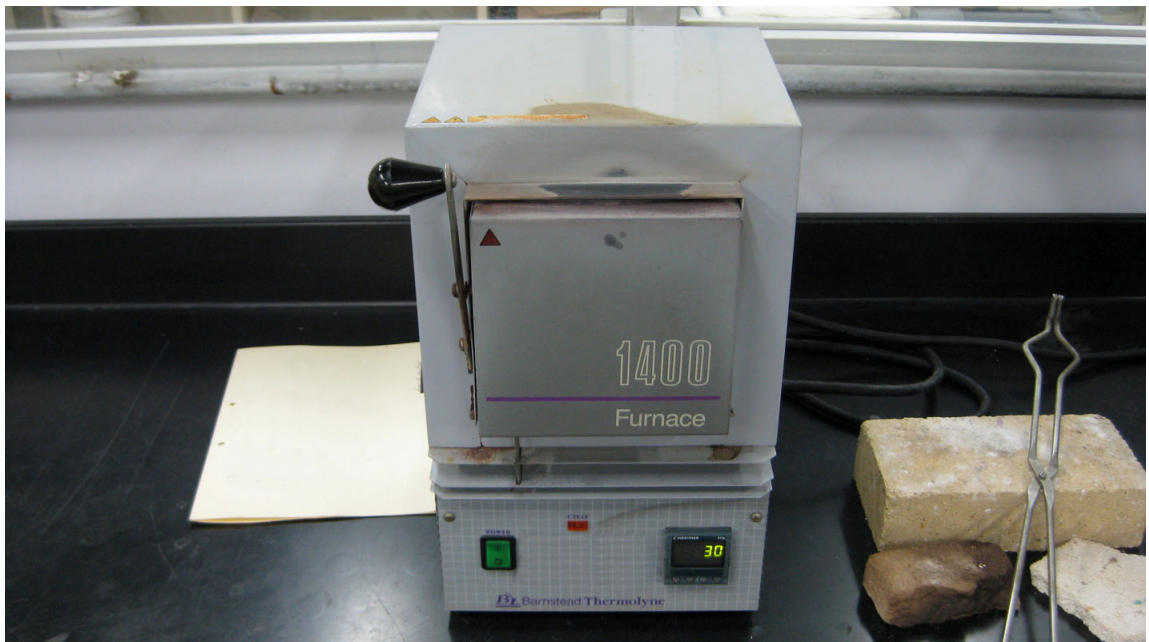


Figura 3.11 Horno Barnstead Thermolyne Modelo 1400

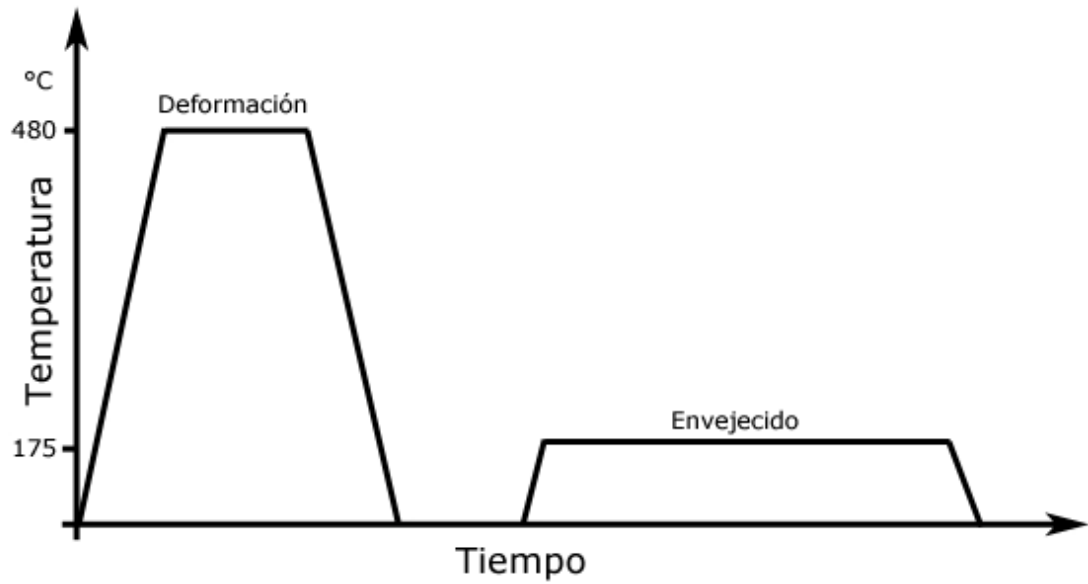


Figura 3.12 Esquema del ciclo de temperaturas del tratamiento térmico T6

Al terminar el ciclo de un tratamiento térmico T6 se espera un incremento en la dureza del material tratado, el hecho de que solamente se le haya aplicado a mitad de cada probeta es con la finalidad de poder comparar el incremento entre ellas.

3.2.6 Macroataque

Se obtuvo una sección del tocho antes de ser extruido y se le aplicó un macroataque con el reactivo Keller (17) para revelar los granos en la superficie y ver la diferencia de tamaño conforme a la sección que formaban

La Figura 3.13 muestra el macro ataque realizado, a simple vista se puede ver el tamaño de grano que oscila entre 0.4mm y 1mm, así como la diferencia entre las secciones de la muestra.

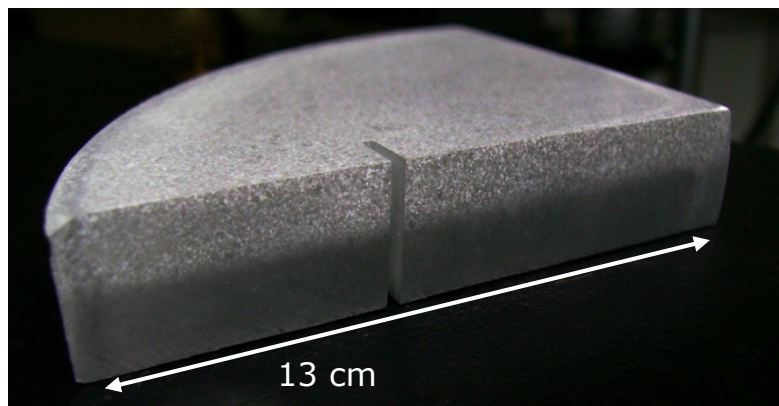


Figura 3.13 Macro ataque pieza aluminio 6063.

Tabla 3.2 Tamaño de grano promedio en el macroataque

Sección	A	B	C	D	E
Tamaño promedio de grano	0.8mm	0.9mm	1mm	0.75mm	0.4mm

3.3 Caracterización

Se utilizaron diferentes métodos para caracterizar las muestras deformadas, en este capítulo se explica cada una de las técnicas, en algunas ocasiones los equipos utilizados, mientras que en el siguiente capítulo se exponen los resultados obtenidos.

3.3.1 Microdureza

El término de microdureza generalmente se refiere a indentaciones estáticas que no superen 1 kg, el indentador puede ser la pirámide de diamante de Vickers o la pirámide elongada de diamante de Knoop, el proceso se lleva a escala microscópica y por ende con instrumentos más precisos, la superficie sobre la cual se está trabajando generalmente debe de tener un acabado metalográfico y existe una relación entre el acabado de la superficie y la carga, entre menor sea la carga, la superficie debe de tener mejor acabado y viceversa. La medición se hace generalmente en microscopios que alcanzan 500X para poder tener un margen de error de ± 0.5 micrómetros.

Las pruebas se hicieron en un microdurómetro Shimadzu ilustrado en la Figura 3.14, mientras que en la Figura 3.15 se ilustra la punta de indentación.



Figura 3.14 Microdurómetro Shimadzu.

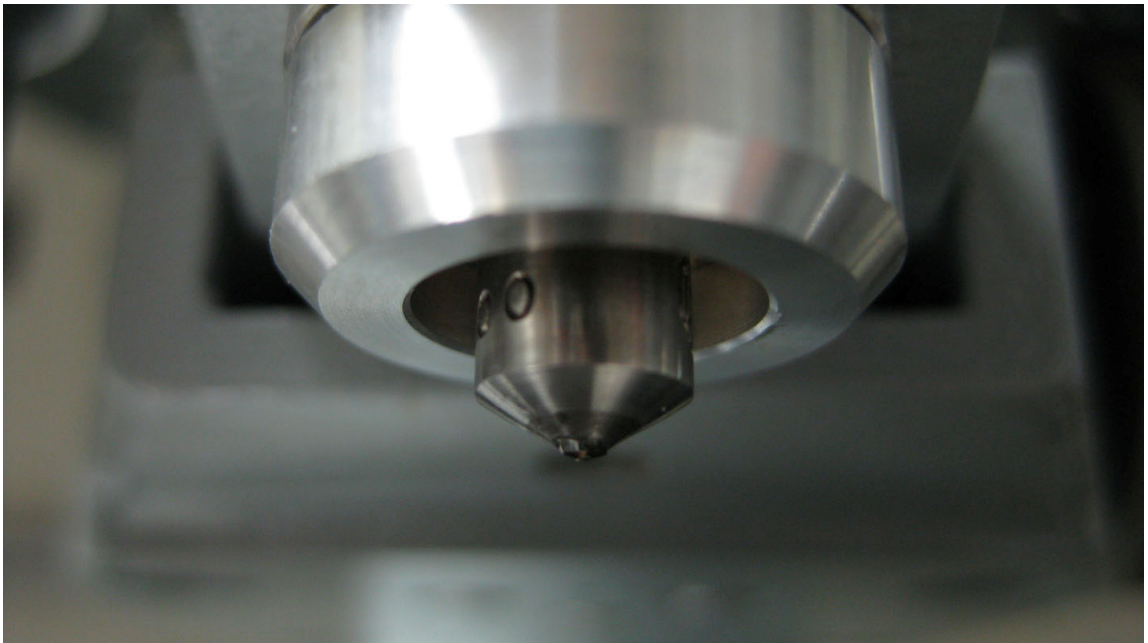


Figura 3.15 Punta de indentación del microdurómetro.

La medición que se realizaron a las probetas de aluminio fue con la pirámide de diamante de Vickers, que tiene la siguiente configuración:

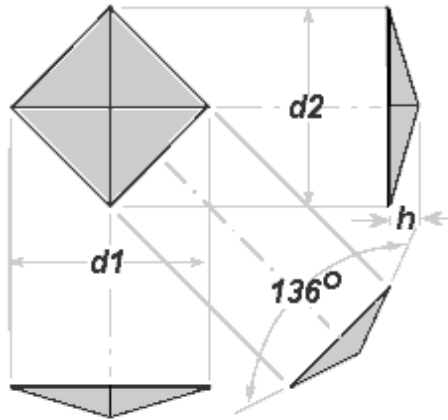


Figura 3.16 Pirámide de diamante de Vickers(18).

El número resultante es la carga aplicada (kg) dividido entre el área de la superficie de la indentación:

$$HV = \frac{2F \sin \frac{136}{2}}{d^2} \cong 1.854 \frac{F}{d^2} \quad (3.1)$$

Donde la F es la carga en kg, la d es el promedio entre las dos diagonales medida en mm, y el resultante HV es la dureza Vickers. Para hacer una conversión de dureza Vickers a MPa es necesario multiplicar por 9.807 (18).

3.3.2 Difracción de rayos X

Los rayos X fueron descubiertos por el físico alemán Roentgen en 1895 y fueron nombrados de esa forma porque se desconocía su naturaleza, a diferencia de los rayos de luz, estos rayos eran invisibles y viajaban de manera recta y afectaban de la misma manera a películas fotográficas. Por otro lado podrían traspasar fácilmente al cuerpo humano, madera, metales y objetos opacos.

De esta manera los rayos X fueron utilizados inmediatamente por físicos e ingenieros para estudiar la estructura interna de objetos opacos, el arreglo que utilizaron en un inicio fue la fuente de Rayos X a un lado de la muestra y una película fotográfica al otro lado, de esta manera se generaron las radiografías, y el fenómeno consistía en que entre menos densidad tenía el objeto podía pasar más densidad de los rayos que estaban haciendo la incidencia.

La difracción de los rayos X no se descubrió hasta 1912 y al mismo tiempo se comprobó la naturaleza de onda de los rayos y una nueva manera de estudiar los materiales.

Ahora se sabe que los rayos X es radiación electromagnética de la misma naturaleza que la luz visible pero con una longitud de onda de menor tamaño, la unidad que se utiliza comúnmente para medirlos es el Angstrom (\AA) que equivale a 10^{-10} m, las longitudes de los rayos oscilan entre 0.5 y 2.5 \AA , a diferencia de la luz visible que es alrededor de 6000 \AA .

La difracción de rayos X es producto de la interacción entre estos y la geometría del cristal, así que en 1912 von Laue físico alemán hizo el siguiente razonamiento; si los cristales están acomodados con espacios regulares entre sus átomos y actúan como centros de

dispersión de los rayos, y si los rayos X fueran ondas electromagnéticas de longitud de onda del tamaño de la distancia interatómica de los cristales, entonces sería posible difractar los rayos por medio de los cristales.

Esto es representado por medio de la Ley de Bragg:

$$\lambda = 2d \sin \theta \quad (3.2)$$

Donde λ es la longitud de onda, la d es la distancia interplanar y θ es el ángulo de incidencia del rayo.

Se debe tener en cuenta dos factores importantes, el primero que el rayo incidente normal al plano reflejado y el rayo difractado siempre son coplanares, segundo; el ángulo entre el rayo transmitido y el reflejado siempre es 2θ , que es comúnmente conocido como ángulo de difracción y es el que se mide experimentalmente.

Experimentalmente la ley de Bragg se puede utilizar de dos formas, la primera si se conoce la longitud de onda λ y se mide el ángulo θ entonces se puede medir el espaciamiento entre dos planos en el cristal y esto se conoce como análisis estructural, y la segunda forma es conociendo el espaciamiento interplanar y obteniendo el ángulo θ se podría obtener la longitud de onda λ del rayo incidente y se conoce como espectroscopia de rayos X.

En la Figura 3.17 se muestran los elementos esenciales del espectrómetro de rayos X, la fuente de los rayos se ubica en la T , y se hacen incidir al cristal C que puede ser puesto en cualquier ángulo deseado haciéndolo rotar por el eje O , mientras que el detector D es un medidor de la intensidad de los rayos que inciden en él (19).

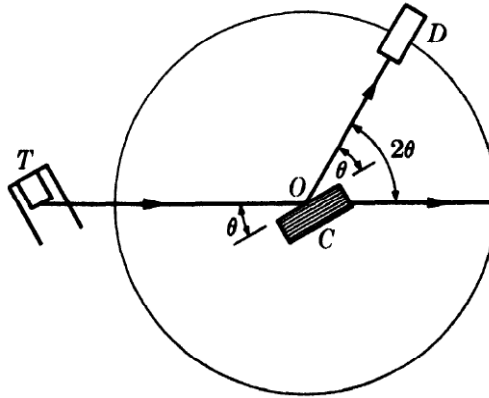


Figura 3.17 Espectrómetro de Rayos X (19).

El análisis de rayos X se realizó a las muestras de la Sección A, C y E de la primer velocidad de extrusión enfriadas con aire forzado y por medio de convección natural, y las mismas secciones pero con un tratamiento térmico T6.

3.3.3 Microscopio electrónico de barrido

El microscopio electrónico de barrido (MEB) emplea un haz de electrones que incide sobre la muestra, esto sirve para estudiar la superficie principalmente, la fuente generalmente es un filamento de tungsteno donde los electrones son acelerados entre 1kV hasta 30kV usualmente, existen entre 2 y 3 lentes condensadores que llevan el haz hasta un diámetro de 2 a 10nm. En la Figura 3.18 se muestra el esquema de los principales componentes de un microscopio electrónico de barrido.

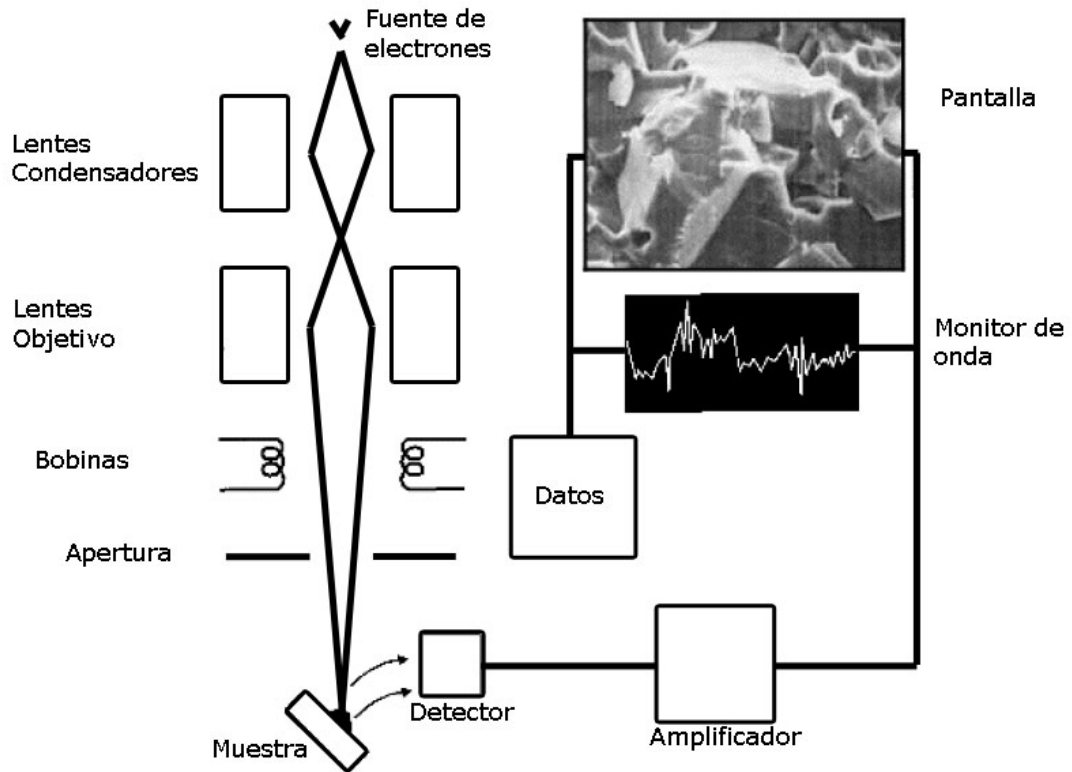


Figura 3.18 Diagrama de los principales componentes en un microscopio electrónico de barrido (20).

La mayoría de los MEB tienen la facilidad de detectar electrones secundarios o electrones retrodispersados, los que ayudarán a obtener la imagen de la superficie. Así mismo los diferentes electrones tienen diferentes áreas de interacción como se muestra en la Figura 3.19, a la región en donde los electrones alcanzan a penetrar se le conoce como volumen de interacción, los electrones no serán retrodispersados si alcanzan a penetrar más de una fracción de micrómetro (20).

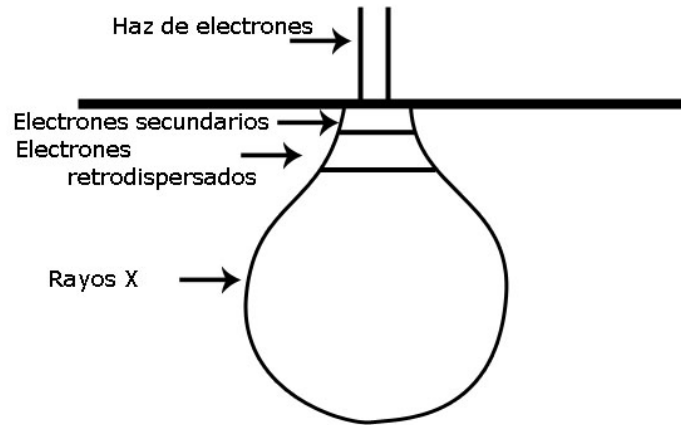


Figura 3.19 Áreas de interacción de electrones en la muestra (20).

Los electrones secundarios se forman de dos formas, a partir de los electrones que inciden directamente en la muestra y parte de los electrones retrodispersados se convierten en secundarios, así que se tiene un gran número de electrones secundarios y es mucho mayor que el diámetro del haz incidente, por lo tanto dan una mejor resolución espacial que cualquiera de los otros.

El número de electrones secundarios y electrones retrodispersados emitidos por el espécimen por cada electrón incidente se les conoce como coeficiente de electrones secundarios (δ) y coeficiente de electrones retrodispersados (η) respectivamente.

También existe una relación entre el tamaño de número atómico y el campo de electrones en el cual interactúan, como lo muestra la Figura 3.20 η es fuertemente dependiente del número atómico mientras que δ no lo es (20).

Las muestras analizadas por esta técnica fueron de la Sección A, C y E de la segunda velocidad de extrusión enfriadas por agua y las mismas muestras después de un tratamiento térmico T6.

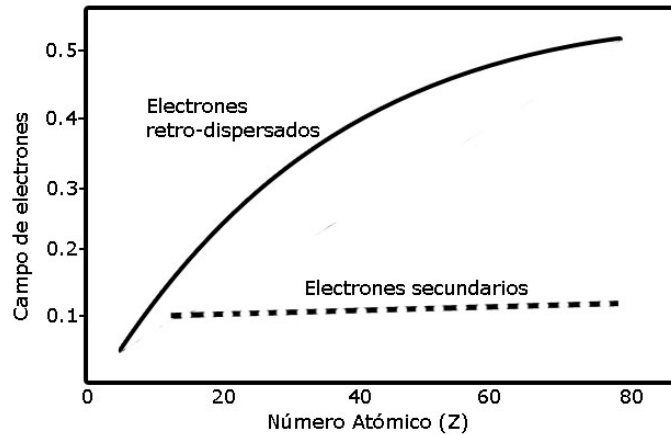


Figura 3.20 Relación entre número atómico y campo de electrones (20).

3.3.3.1 Tamaño de haz de electrones

La corriente que pasa por los lentes condensadores ayudan a modular el diámetro del haz de electrones que está escaneando la imagen, la información más detallada será cuando el haz de electrones tenga el tamaño menor para analizar una misma muestra.

Entre más corriente tengan los lentes condensadores o mayor sea el número de lentes en el microscopio producirá un tamaño menor de haz y por lo general resultará en una mejor resolución como lo demuestra la Figura 3.21 (21).

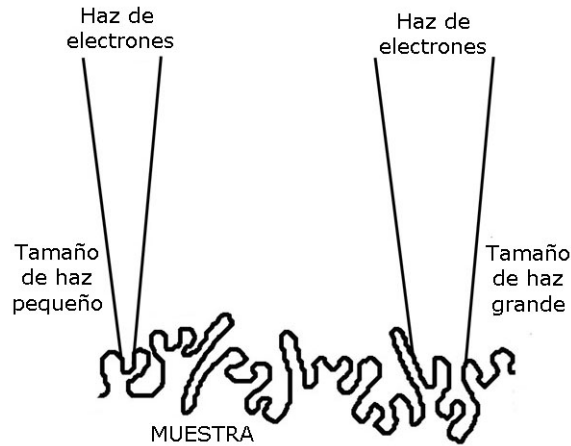


Figura 3.21 Tamaño de haz de electrones y la resolución.

3.3.3.2 Profundidad de campo

Aparte de su excelente resolución espacial uno de los aspectos más importantes del MEB es su gran profundidad de campo, si se compara una imagen de un microscopio óptico y un MEB se puede ver una gran diferencia como lo demuestra la Figura 3.22, esta ventaja ya que se pueden observar superficies que no estén completamente planas.

La ecuación que da la profundidad de campo es la siguiente:

$$h = \frac{0.2WD}{AM} \text{ mm} \quad (3.3)$$

Donde la WD es la distancia de trabajo del microscopio, A es la apertura y la M es la magnificación a la que se trabaja (20, 22).

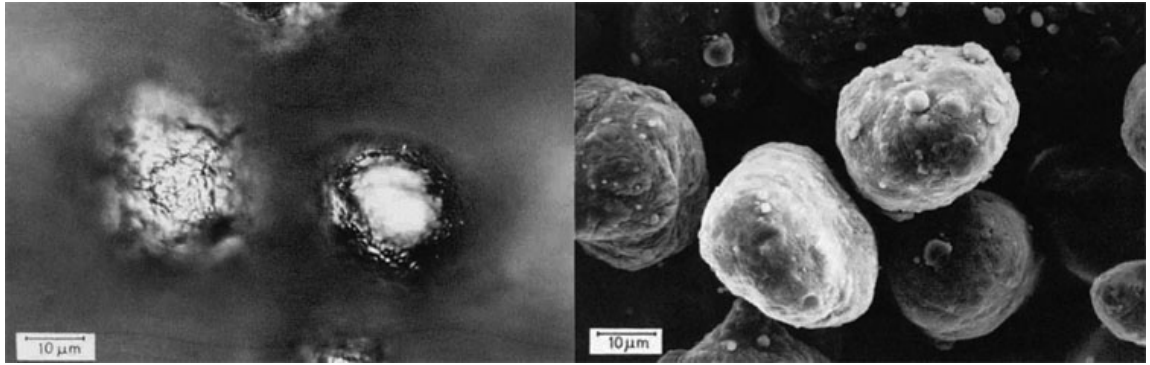


Figura 3.22 Diferencia entre la imagen de un microscopio óptico y un microscopio electrónico de barrido (17).

3.3.4 Microtextura por medio de difracción de electrones retrodispersados

La textura cristalográfica tiene una gran influencia en las propiedades de los materiales, a lo largo de la historia se han utilizado diferentes técnicas para obtener la textura, actualmente se ha estado utilizando una técnica llamada difracción de electrones retrodispersados, EBSD por su nombre en inglés (Electron BackScattering Diffraction) a partir de aquí se hará referencia sólo con las siglas en inglés, con certeza se sabe que empezó en 1994 dicha técnica, ya que no sólo sirve para mostrar la microtextura del material, sino que se puede obtener identificación de fases, fronteras de grano, deformación inter-granular, y a diferencia de utilizarla en un microscopio electrónico de transmisión, necesita menos tiempo para hacer cualquier análisis. Generalmente se adaptan a microscopios electrónicos de barrido (MEB) sin un costo excesivo (23).

Al momento de hacer incidir el haz de electrones en la muestra se difractan de cierta manera que se van creando patrones, estos

patrones son llamados patrones de Kikuchi, que pueden analizarse manual o automáticamente, los cuales son necesarios para llevar a cabo el análisis de la microtextura del material, un ejemplo de dicho patrón se ejemplifica en la Figura 3.23 donde se hace contraste entre un patrón con alto y bajo contraste.

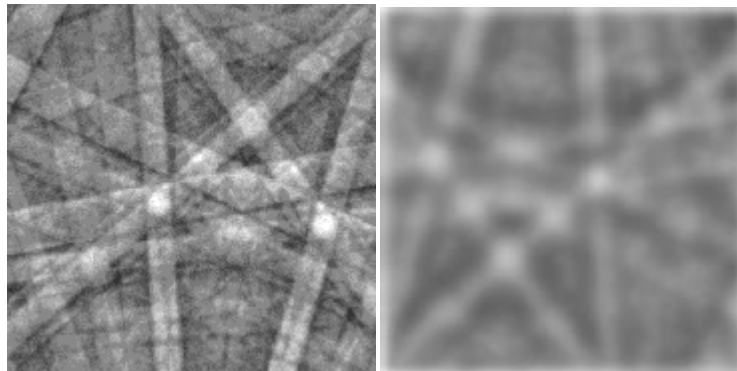


Figura 3.23 Patrón de Kikuchi, en la parte izquierda se ve un patrón con alto contraste mientras que del lado derecho un contraste bajo.

La interpretación del patrón de Kikuchi consiste en dos pasos:

- El patrón es indexado identificando los índices de cristalografía de los polos y las líneas de patrón.
- La posición relativa de los polos o líneas con respecto a una referencia externa es determinada.

En las superficies analizadas pueden obtenerse:

- Fronteras de grano.
- Fronteras de fases.
- Grietas.
- Superficies externas al espécimen, así como fracturas.

3.3.4.1 Evaluación automática de los patrones de EBSD

Con la evaluación automática se puede obtener entre 50 y 100 lecturas de patrones de Kikuchi por hora, el problema principal de la indexación automática de patrones es el reconocimiento de las bandas de bajo contraste en los patrones.

Pasos para producir un patrón de EBSD en el MEB (10):

- Poner la muestra en un ángulo mayor a 60° y menor a 80° .
- No usar las bobinas para obtener un haz estacionario.
- Tener un instrumento que capture el patrón de difracción.

Los tres parámetros que se puede alterar físicamente un arreglo de EBSD son, la distancia entre la muestra y la pantalla, la inclinación de la muestra y la distancia de trabajo.

Los parámetros más usados para crear un patrón de difracción correcto son:

- Muestra angulada a 70° .
- Distancia de trabajo entre 15 y 25 mm.
- 20kV de aceleración.
- Usando filamento de tungsteno y una cámara moderna.

3.3.5 Análisis químico por medio de microscopio electrónico de barrido con espectrómetro de energías dispersadas

El análisis químico por medio de microscopio electrónico de barrido con espectrómetro de energías dispersadas (MEB/EED) es una técnica de micro análisis usada para detectar rayos X emitidos por la

muestra durante la incidencia de un haz de electrones, para poder ser caracterizada la composición de elementos en dicha muestra.

Cuando la muestra es bombardeada por el haz de electrones del MEB, electrones son extraídos de los átomos que componen la superficie, las vacancias resultantes son reemplazadas por electrones con un estado de energía más alto, y rayos X emitidos para balancear la diferencia de energía existente entre los dos electrones, los rayos X emitidos son característicos del elemento del cual se emitió (24, 25).

El detector de energías dispersadas mide la abundancia relativa de los rayos X contra su propia energía. El detector es típicamente un detector sólido de silicio-litio. Cuando los rayos X inciden en el detector crean un pulso con carga que es proporcional a la energía los rayos X, dicha carga es convertida a un pulso de voltaje que sigue quedando proporcional a la energía de los rayos X emitidos, después de esto se mide el voltaje y se va identificado cada elemento y su composición en el volumen en la muestra. La Figura 3.24 es un ejemplo de esto.

Análisis cualitativo:

Los valores registrados en el espectro del EED son comparados con valores característicos de rayos X para cada elemento y de esta manera se identifica cada uno de ellos.

Análisis cuantitativo:

Los resultados cuantitativos pueden ser obtenidos de las cuentas de los rayos X en cada valor característico. Los resultados se pueden obtener sin usar ningún estándar, pero para poder obtener los resultados más exactos generalmente se usa un estándar para poder comparar la muestra con él.

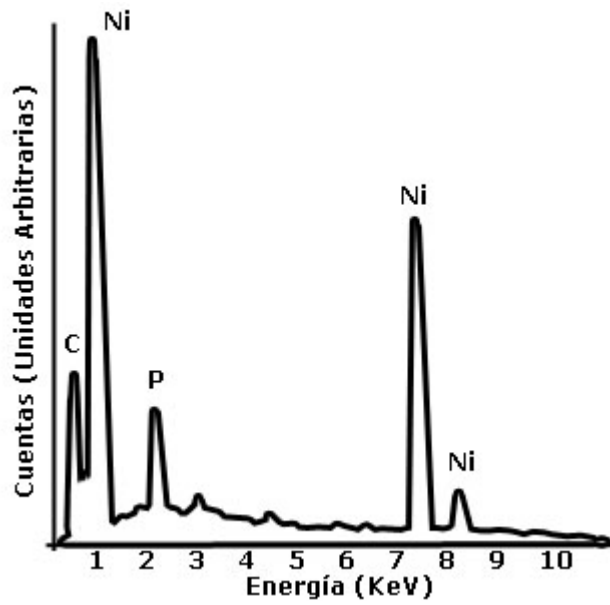


Figura 3.24 Análisis de elementos por medio de EED (26).

Existen varias formas de hacer el análisis de identificación de los elementos en la muestra:

- Análisis puntual:
 - o El análisis se realiza seleccionando un solo punto en la muestra, generalmente son utilizados para identificar precipitados, dan la composición aproximada de cada uno de ellos.
- Análisis lineal:
 - o El análisis se realiza a lo largo de una línea previamente seleccionada, los resultados se muestran a lo largo de la trayectoria del haz.
- Análisis de mapa:
 - o Para este análisis se necesita seleccionar un área de la muestra y se hace un barrido completo sobre la selección (26).

Fueron analizadas 6 muestras por medio de la técnica descrita, las muestras fueron obtenidas de la Sección A, C y E con las dos velocidades de deformación, el enfriamiento para las muestras fue por medio de aire forzado en cada una de ellas.

Tabla 3.3 Tabla de condiciones en la experimentación.

	A	B	C	D	E
$\dot{\epsilon}_1$	•	•	•	•	•
$\dot{\epsilon}_2$	•	•	•	•	•
Enfriamiento por agua	•	•	•	•	•
Enfriamiento por aire forzado	•	•	•	•	•
Enfriamiento por convección natural	•	•	•	•	•
Tratamiento térmico T6	•	•	•	•	•
Microdureza	•	•	•	•	•
DRX	•	•	•	•	•
MEB	•		•		•
EBSD	•		•		•
MEB/EDD	•				

4 RESULTADOS

4.1 Deformación

Las pruebas se realizaron en la máquina INSTRON 8502 previamente descrita a dos velocidades de deformación y tres formas de enfriamiento, se identificaron los resultados de la siguiente manera. Utilizando la primera velocidad de deformación y el enfriamiento por agua, luego por aire forzado y posteriormente, enfriamiento por convección natural, dígase del enfriamiento más rápido al más lento, después la segunda velocidad de deformación y de la misma manera la forma en que se enfrió.

Los resultados de esfuerzo-deformación de las probetas que tenían contenido de chatarra se encuentran en el Apéndice 3, debido a los resultados en su composición química no se procedió a la caracterización de las mismas.

Las denominaciones usadas para identificar cada una de las muestras y su forma de enfriamiento son como lo muestra la Tabla 4.1.

Tabla 4.1 Denominación de muestras

Nombre de la muestras	Velocidad	Enfriamiento
Muestras 1.1	$\dot{\epsilon}_1 = 9 \times 10^{-3} \text{s}^{-1}$	Agua
Muestras 1.2	$\dot{\epsilon}_1 = 9 \times 10^{-3} \text{s}^{-1}$	Aire Forzado
Muestras 1.3	$\dot{\epsilon}_1 = 9 \times 10^{-3} \text{s}^{-1}$	Convección Natural
Muestras 2.1	$\dot{\epsilon}_2 = 9 \times 10^{-2} \text{s}^{-1}$	Agua
Muestras 2.2	$\dot{\epsilon}_2 = 9 \times 10^{-2} \text{s}^{-1}$	Aire Forzado
Muestras 2.3	$\dot{\epsilon}_2 = 9 \times 10^{-2} \text{s}^{-1}$	Convección Natural

De la Figura 4.1 a la Figura 4.11 se muestran los resultados obtenidos de las pruebas mecánicas siguiendo el esquema mostrado en la tabla anterior.

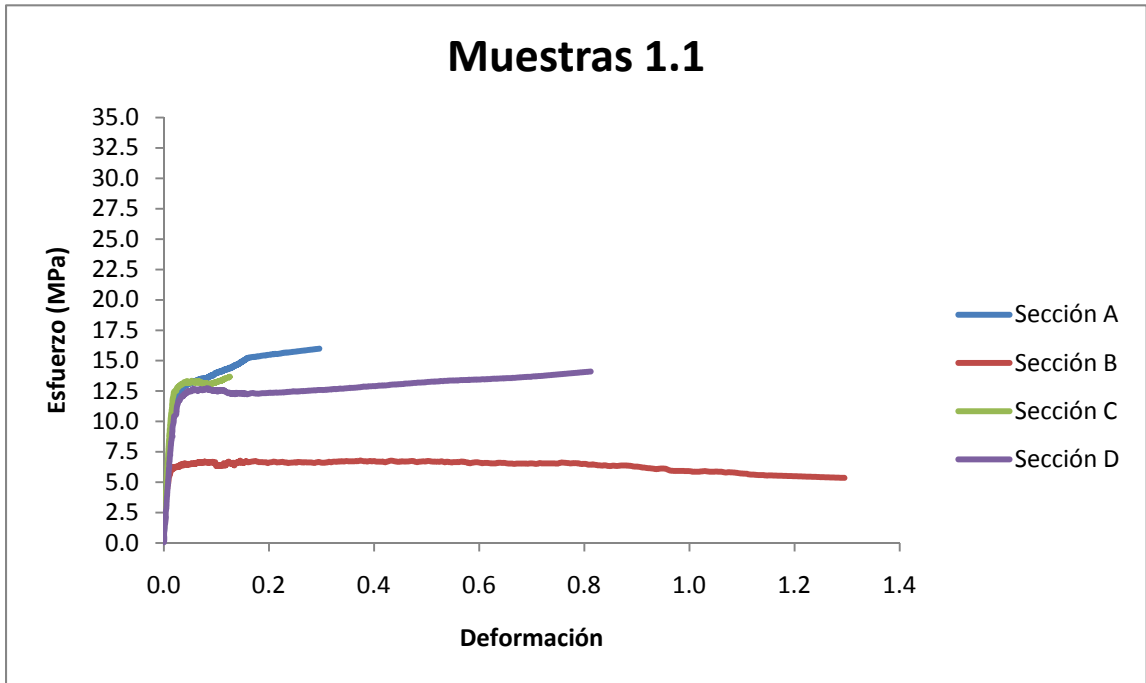


Figura 4.1 Esfuerzo – Deformación de las Muestras 1.1

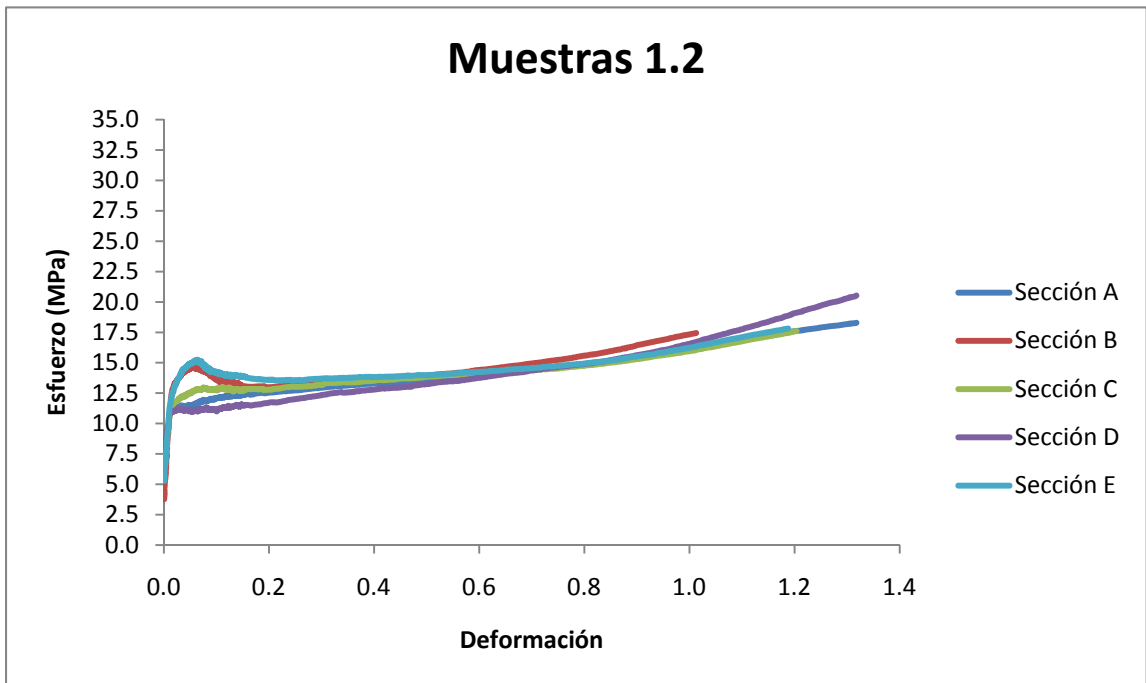


Figura 4.2 Esfuerzo – Deformación de las Muestras 1.2

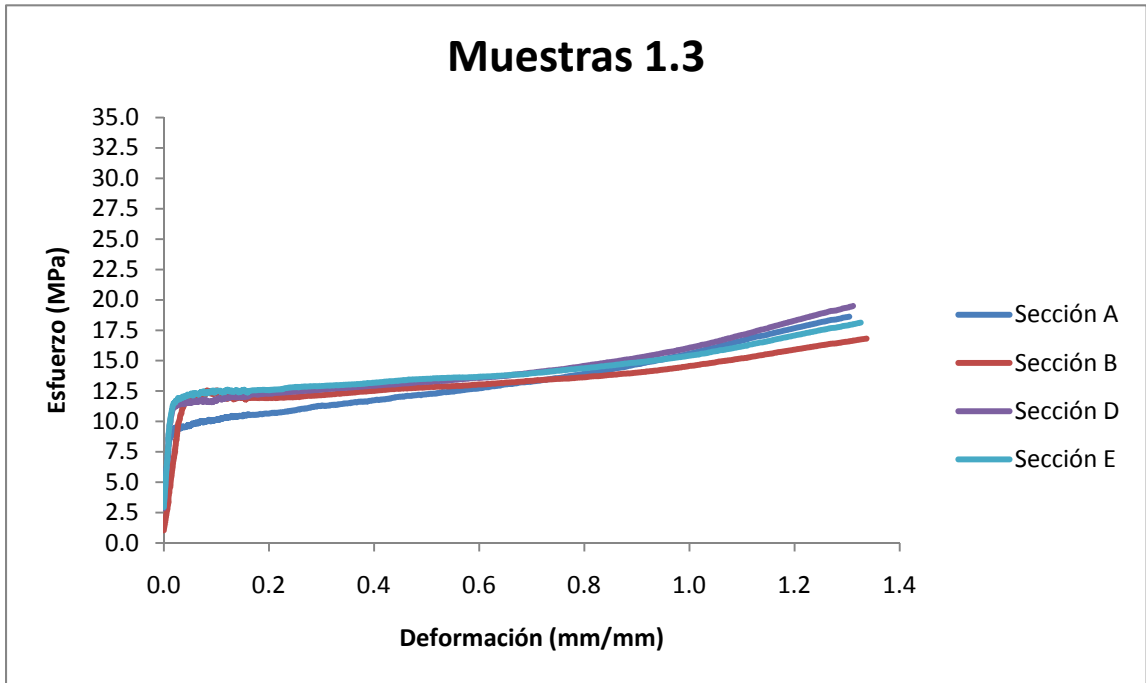


Figura 4.3 Esfuerzo – Deformación de las Muestras 1.3

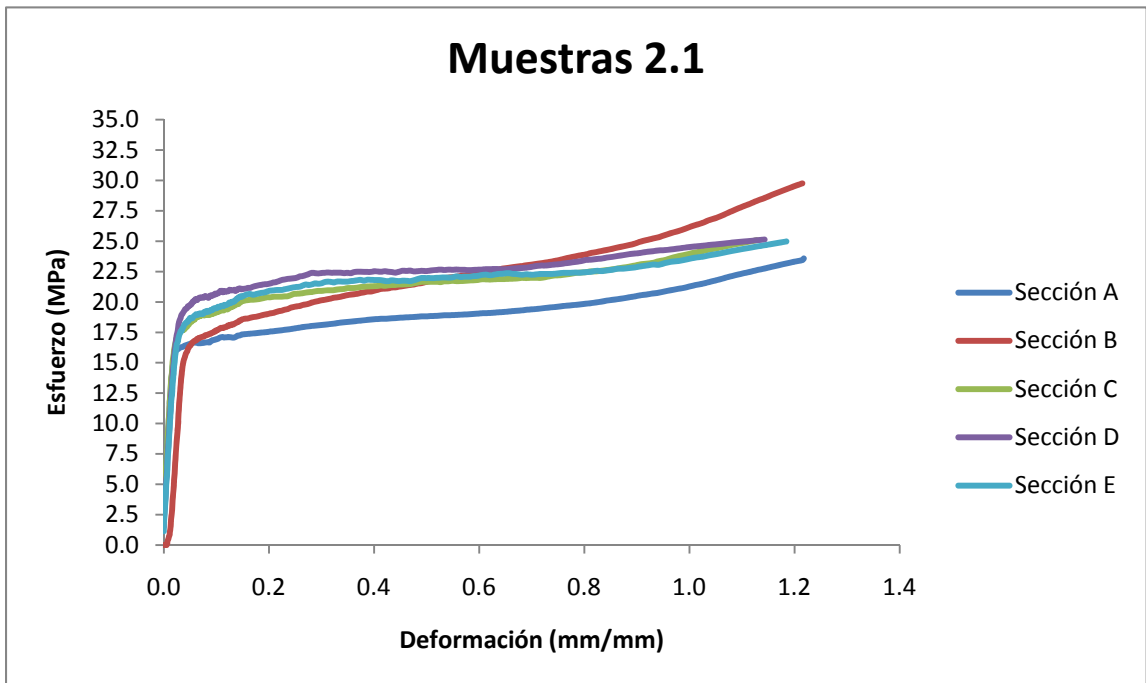


Figura 4.4 Esfuerzo – Deformación de las Muestras 2.1

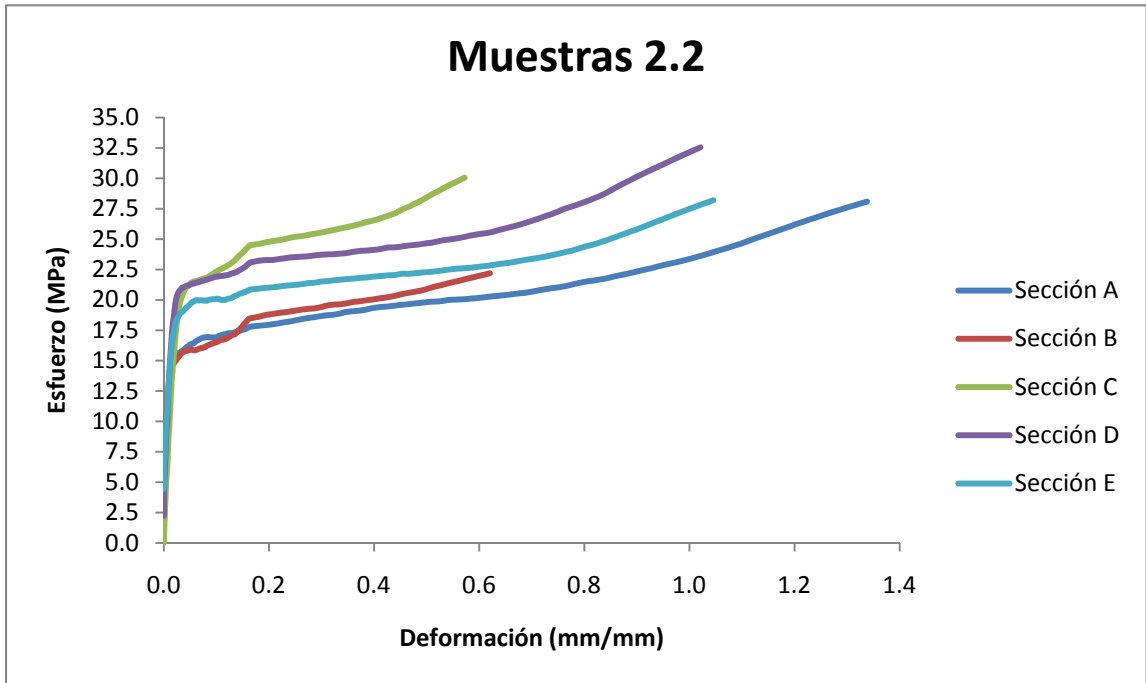


Figura 4.5 Esfuerzo – Deformación de las Muestras 2.2

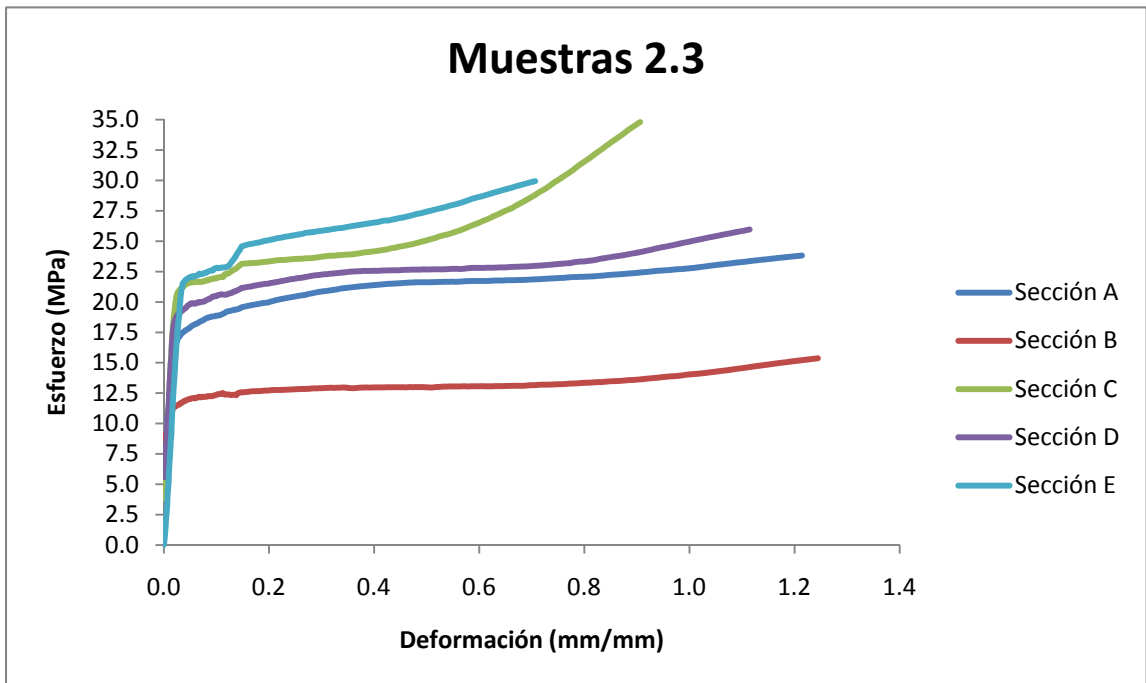


Figura 4.6 Esfuerzo – Deformación de las Muestras 2.3

También se obtuvo la relación entre cada una de las secciones.

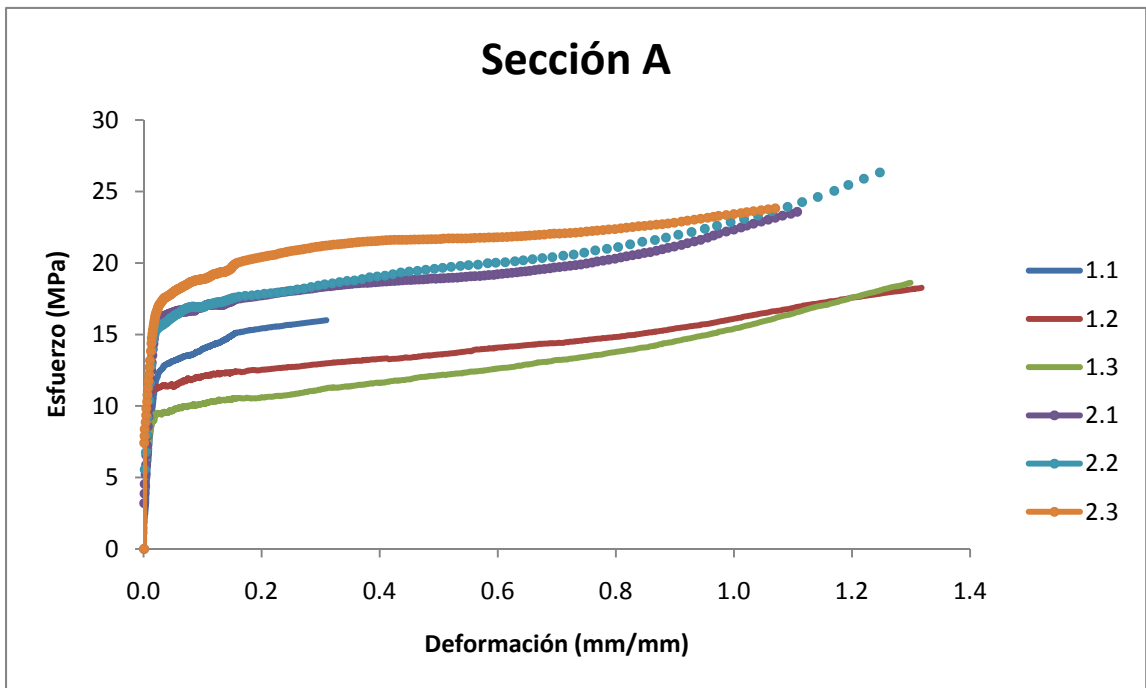


Figura 4.7 Esfuerzo - Deformación Sección A de las muestras.

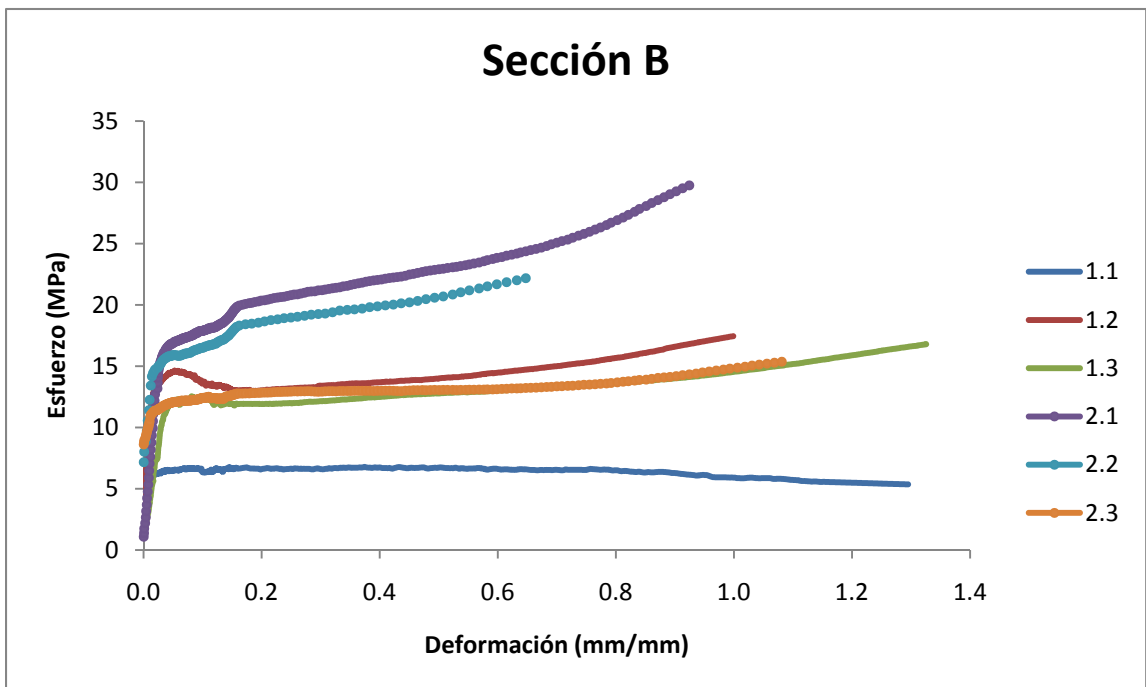


Figura 4.8 Esfuerzo - Deformación Sección B de las muestras.

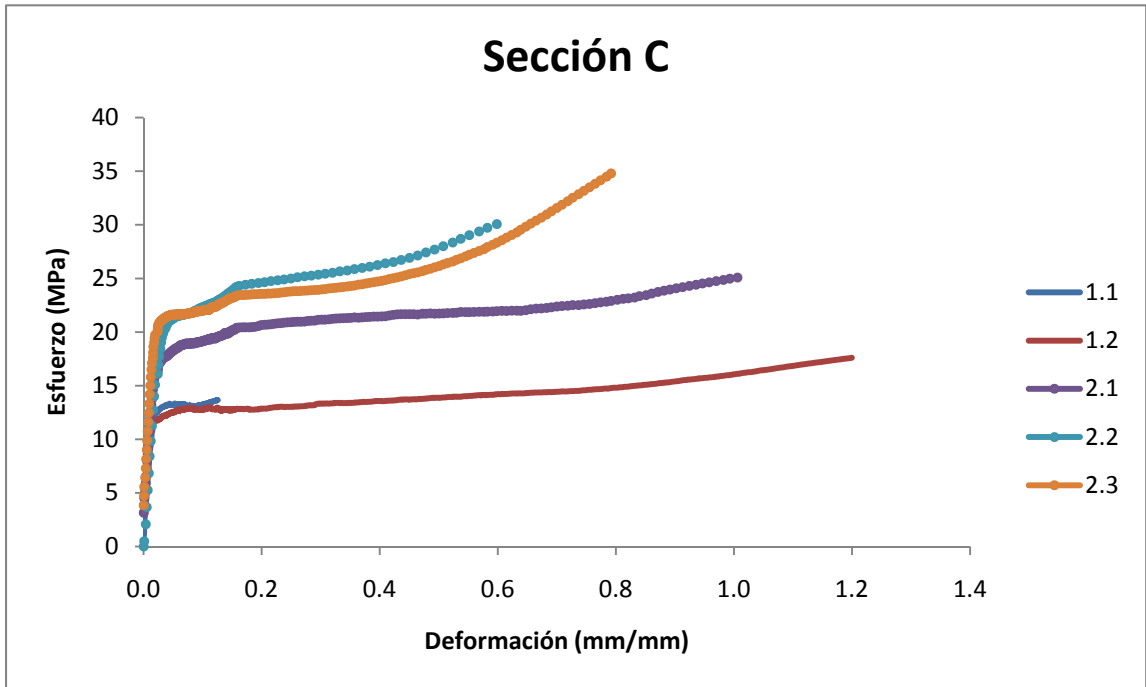


Figura 4.9 Esfuerzo – Deformación Sección C de las muestras.

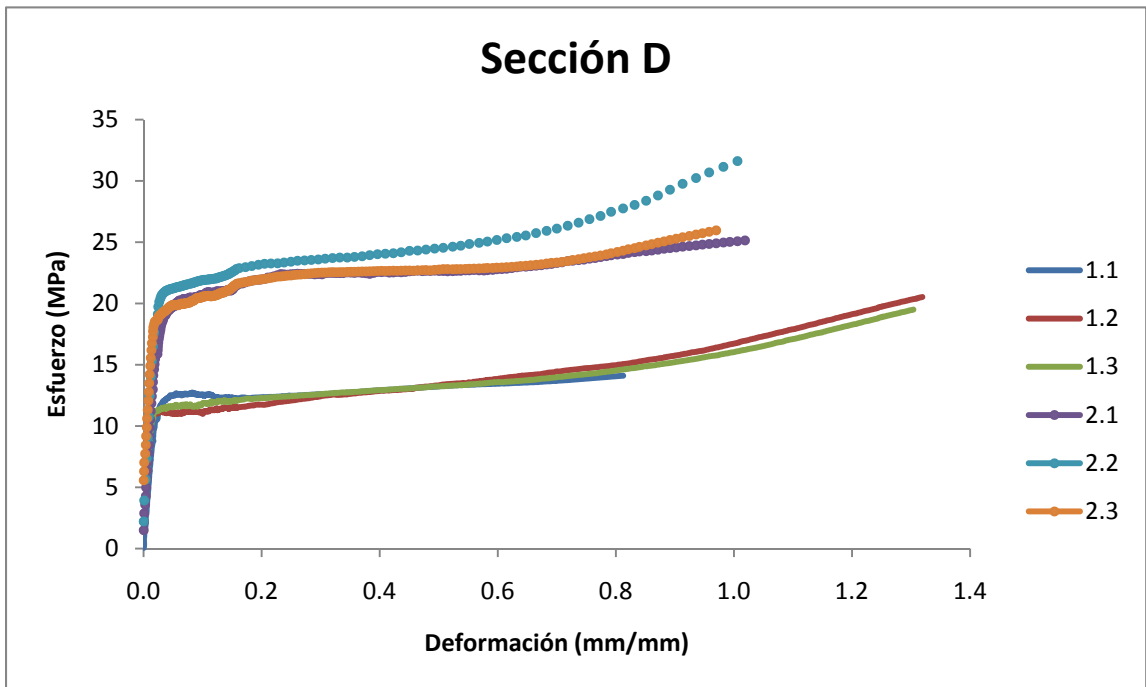


Figura 4.10 Esfuerzo – Deformación Sección D de las muestras.

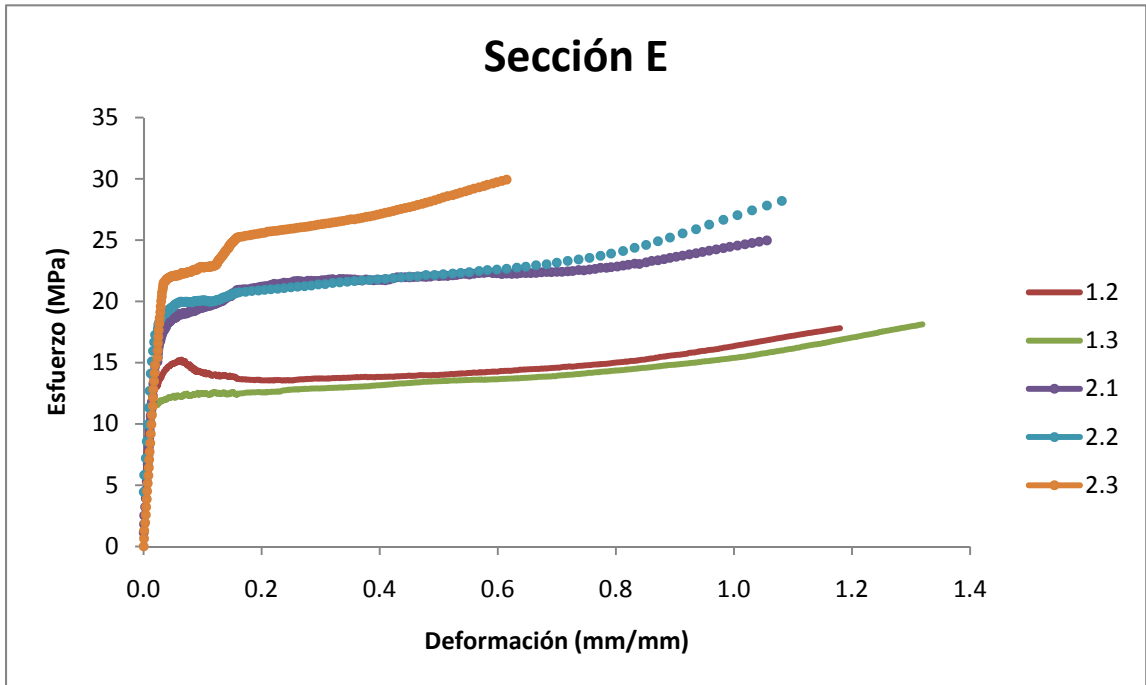


Figura 4.11 Esfuerzo - Deformación Sección E de las muestras.

Los resultados presentados en la Tabla 4.2 muestran los valores de la primera y la segunda velocidad de deformación a diferentes valores de deformación.

Tabla 4.2 Valores de esfuerzo a diferentes valores de deformación.

Muestra	ϵ	$\dot{\epsilon}_1 = 9 \times 10^{-3}$	$\dot{\epsilon}_2 = 9 \times 10^{-2}$
A	0.05	11.40871	17.21080
	0.10	12.06637	17.88540
	0.20	12.93102	18.75960
	0.40	12.52352	19.95320
	0.80	14.43971	20.91840
B	0.05	11.04158	14.15220
	0.10	10.98475	14.98740
	0.20	10.54895	15.84280
	0.40	10.96934	16.91040
	0.80	11.93455	18.54860
C	0.05	12.33020	19.87740
	0.10	12.53446	20.53600
	0.20	12.11906	24.84840
	0.40	13.55752	22.72440
	0.80	14.84198	26.97500
D	0.05	11.68030	19.74760
	0.10	11.77918	20.56460
	0.20	12.13554	21.50360
	0.40	12.91337	22.51860
	0.80	14.56098	23.32200
E	0.05	11.22927	20.29360
	0.10	11.61459	21.15520
	0.20	12.63089	22.94780
	0.40	14.27297	24.18060
	0.80	16.69640	24.41960

4.2 Microdureza

En las pruebas de microdureza se utilizó una carga de 100g durante 15 segundos en cada una de las mediciones.

Para cada muestra se hicieron 4 incisiones y se obtuvo un promedio de los valores para cada una. La Figura 4.12 muestra los resultados obtenidos para las muestras que no presentan tratamiento térmico mientras que la Figura 4.13 muestra los resultados de las que se realizó el tratamiento térmico T6. En el Apéndice 4, se encuentran todos los valores de donde se llegó al resultado final.

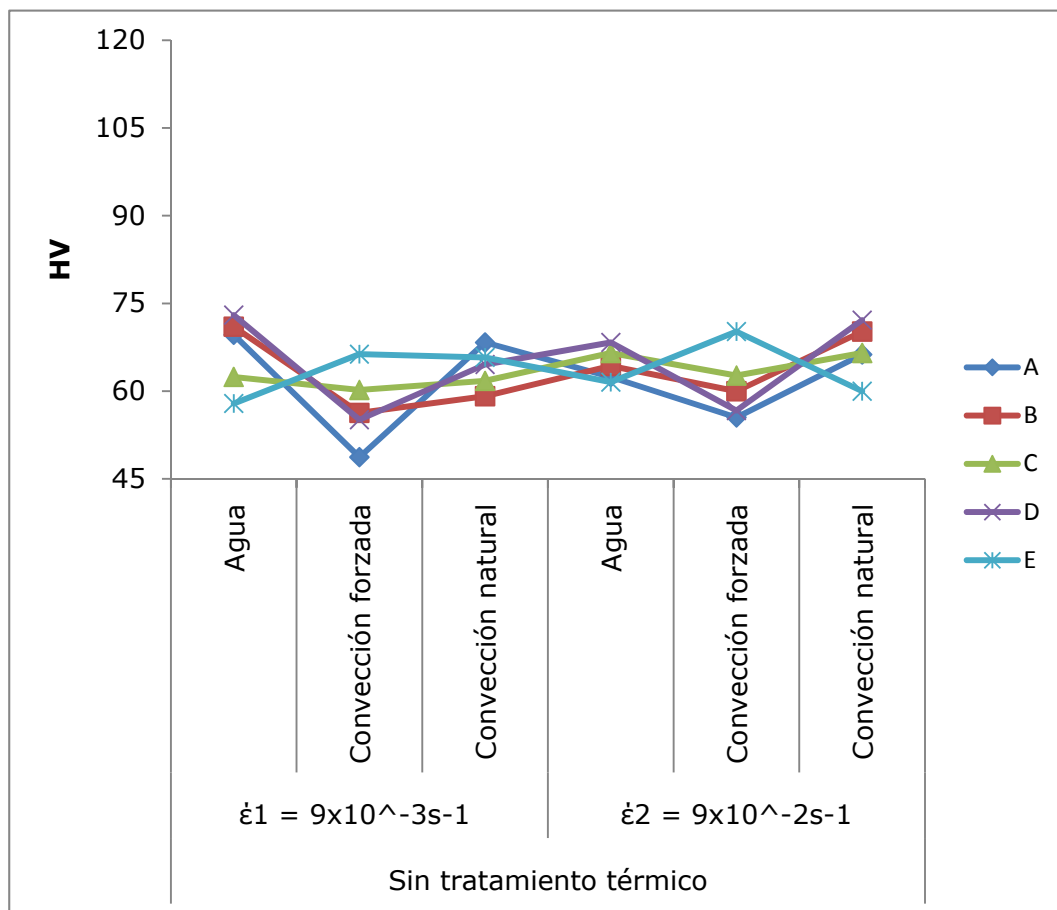


Figura 4.12 Resultados de los valores de microdureza de las probetas de aluminio a diferentes enfriamientos sin tratamiento térmico.

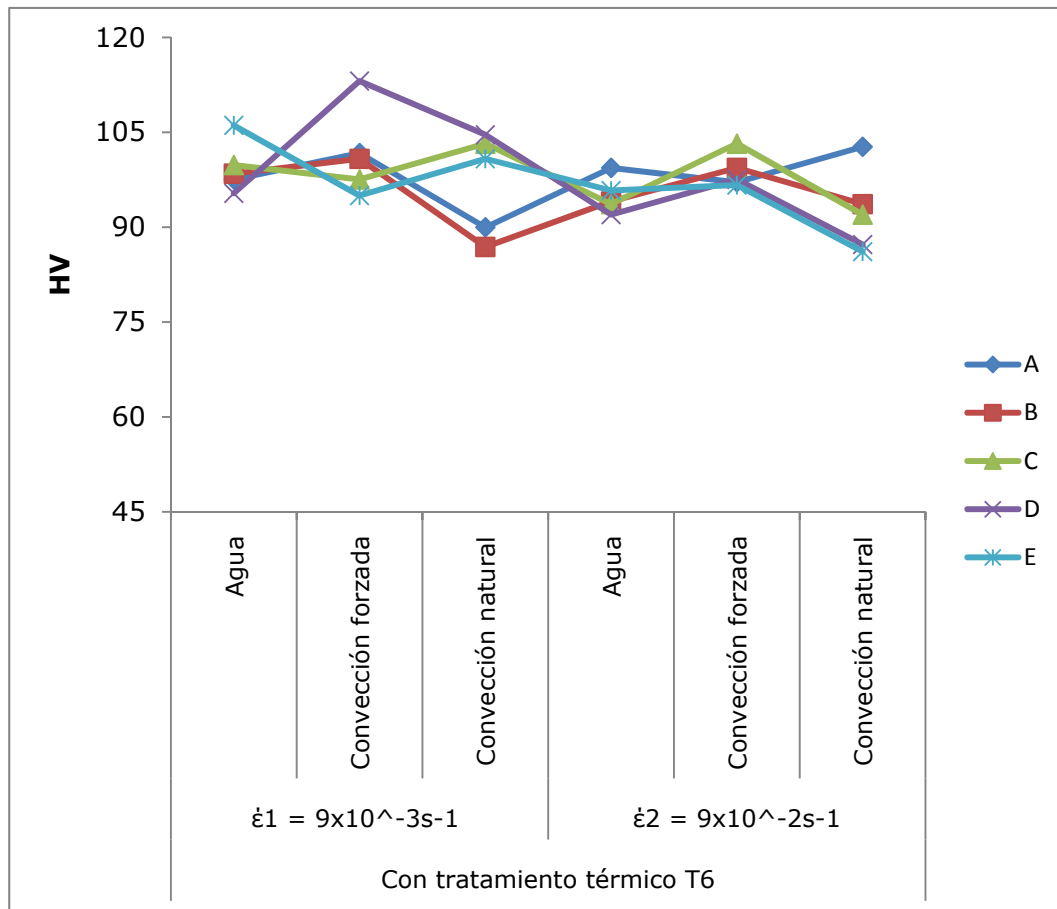


Figura 4.13 Resultados de los valores de microdureza de las probetas de aluminio a diferentes enfriamientos con tratamiento térmico.

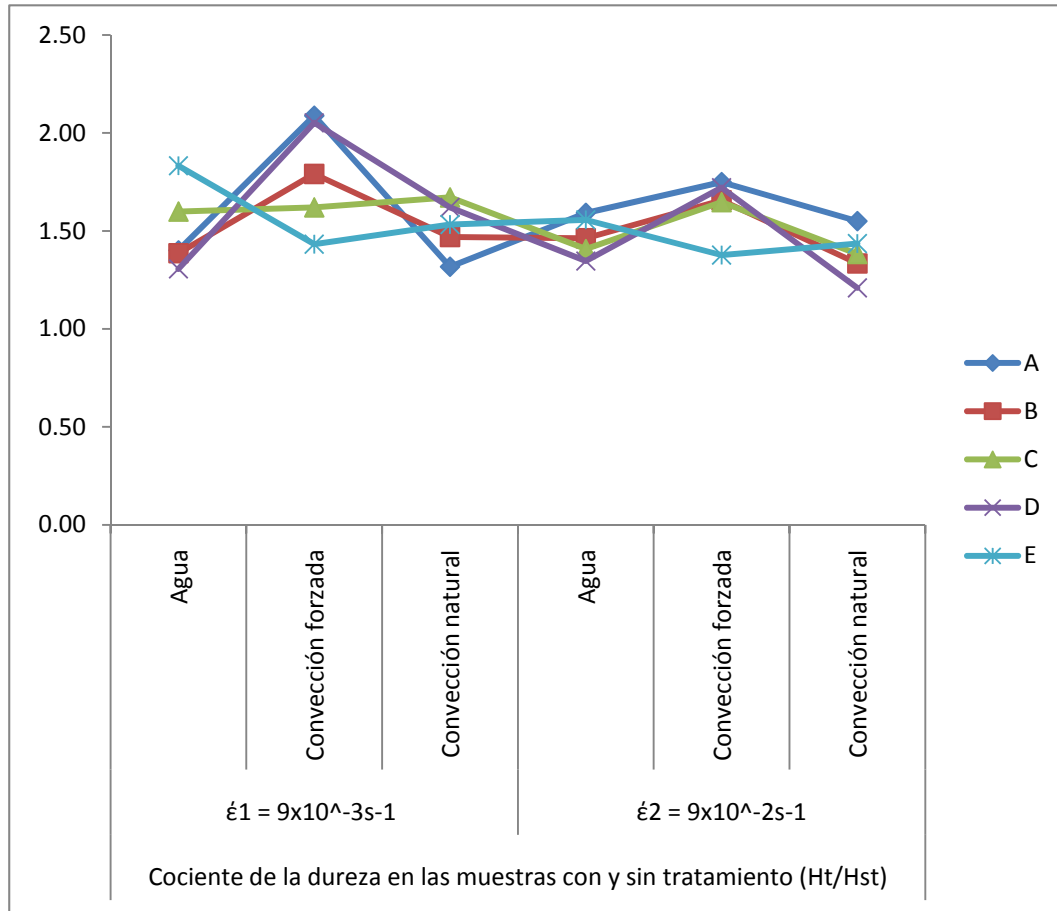


Figura 4.14 Valores del cociente de la dureza en las muestras sin tratamiento y muestras tratadas.

El valor promedio en el cociente entre todas las muestras fue de 1.55 mientras que el promedio del aumento de porcentaje en los valores de dureza fue de 33.93 HV.

4.3 Difracción de rayos X

Para el análisis de difracción de rayos X se utilizó un difractómetro SIEMENS D5000 en la Universidad de Sheffield, mostrado en la Figura 4.15, utilizando una fuente de cobre de una longitud de onda del haz de electrones de $\lambda=1.54 \text{ \AA}$. Incidía en un área cuadrada de 3 mm de lado, los ángulos en que se trabajó están mostrados en cada uno de los resultados.



Figura 4.15 Difractómetro SIEMENS D5000.

Se les hizo un barrido de 0.5 grados por minuto, que duraba aproximadamente 3 horas desde un ángulo 2θ de 20° , hasta un ángulo 2θ de 110° . Después de terminar con el barrido completo, se hicieron 4 análisis más en un rango más específico en dos regiones

específicamente de un ángulo 2θ de 40° a un ángulo 2θ de 50° , con un paso de 0.1 grados por minuto teniendo una duración de 100 minutos, mientras que la otra sección fue de un ángulo 2θ de 75° a un ángulo 2θ de 81° , teniendo una duración de 60 minutos.

De la Figura 4.16 a la Figura 4.23 se muestran los resultados obtenidos del análisis de difracción por medio de rayos X.

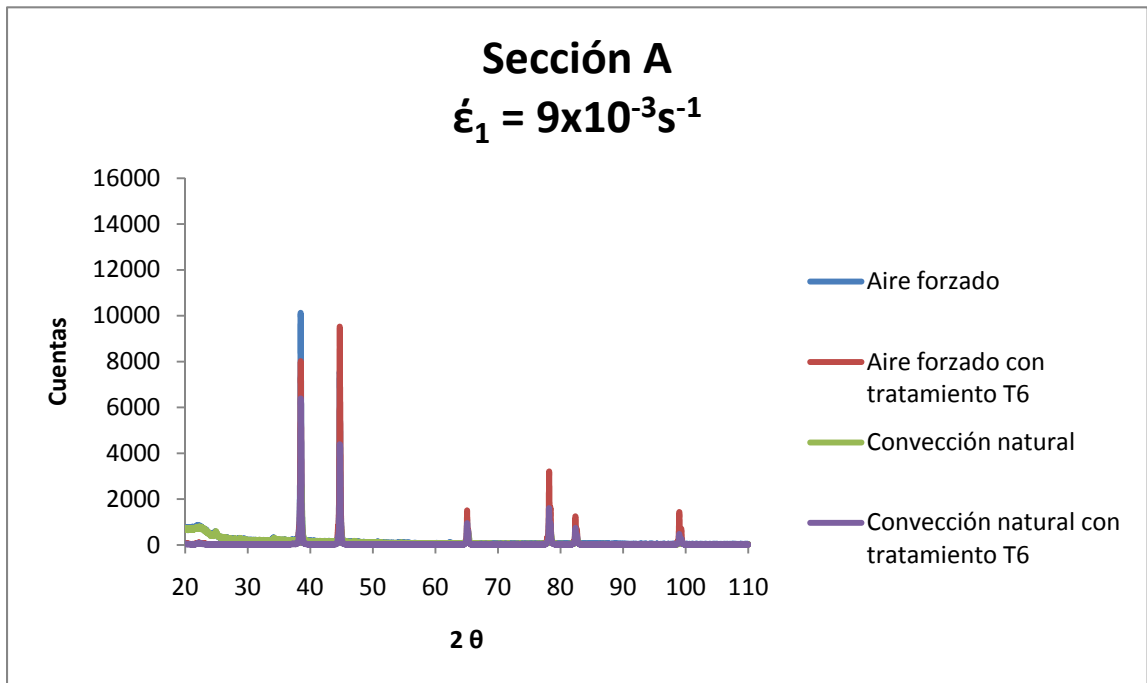


Figura 4.16 Análisis de rayos X Sección A, $\dot{\epsilon}_1$.

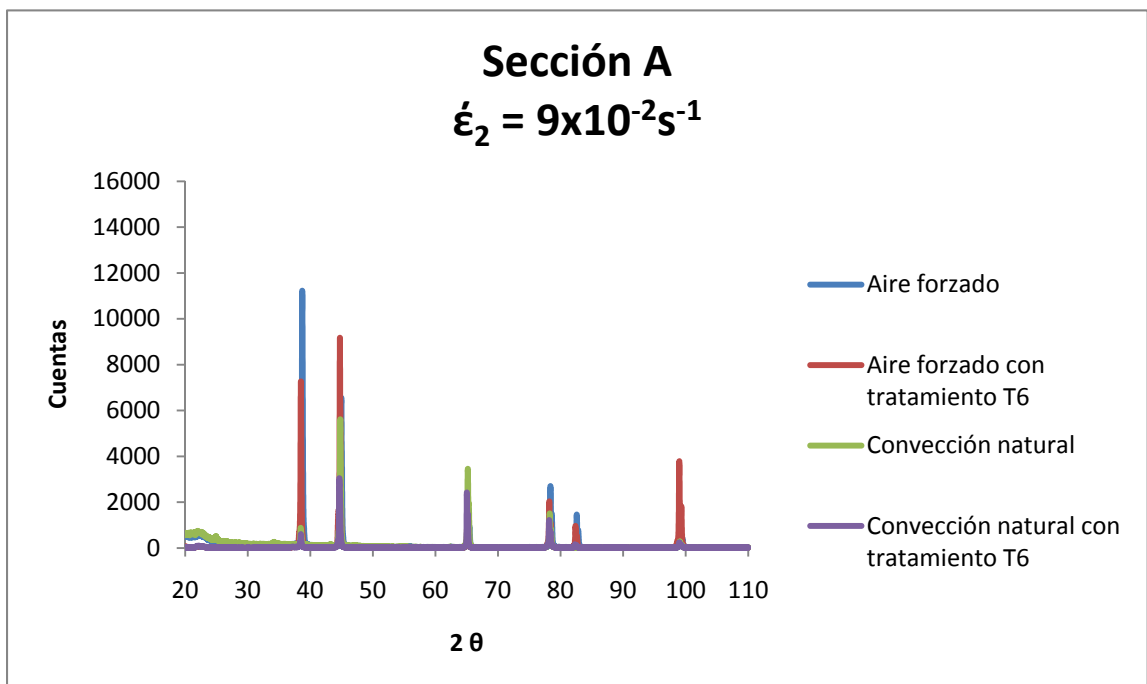


Figura 4.17 Análisis de rayos X Sección A, $\dot{\epsilon}_2$.

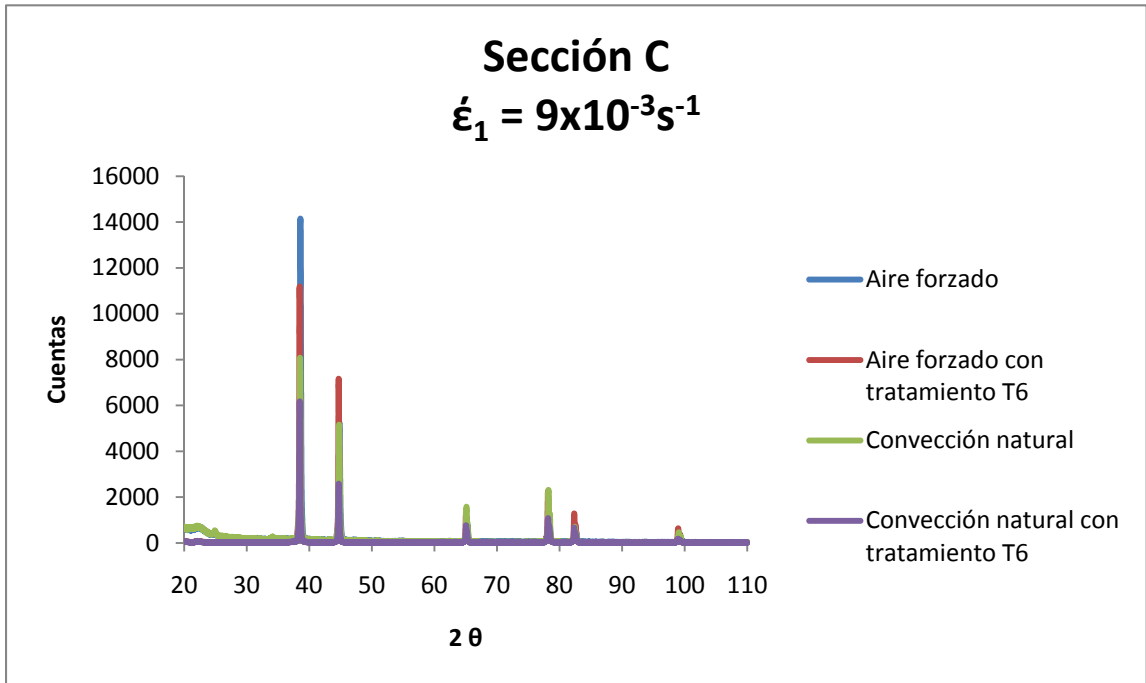


Figura 4.18 Análisis de rayos X Sección C, $\dot{\epsilon}_1$.

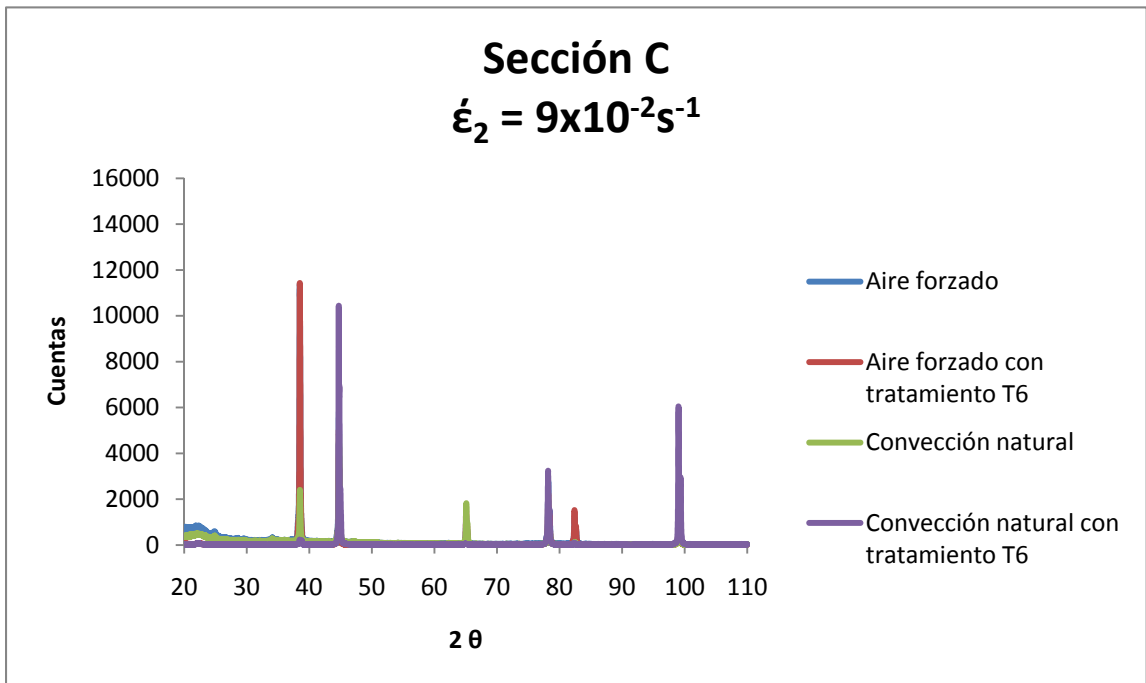


Figura 4.19 Análisis de rayos X Sección C, $\dot{\epsilon}_2$.

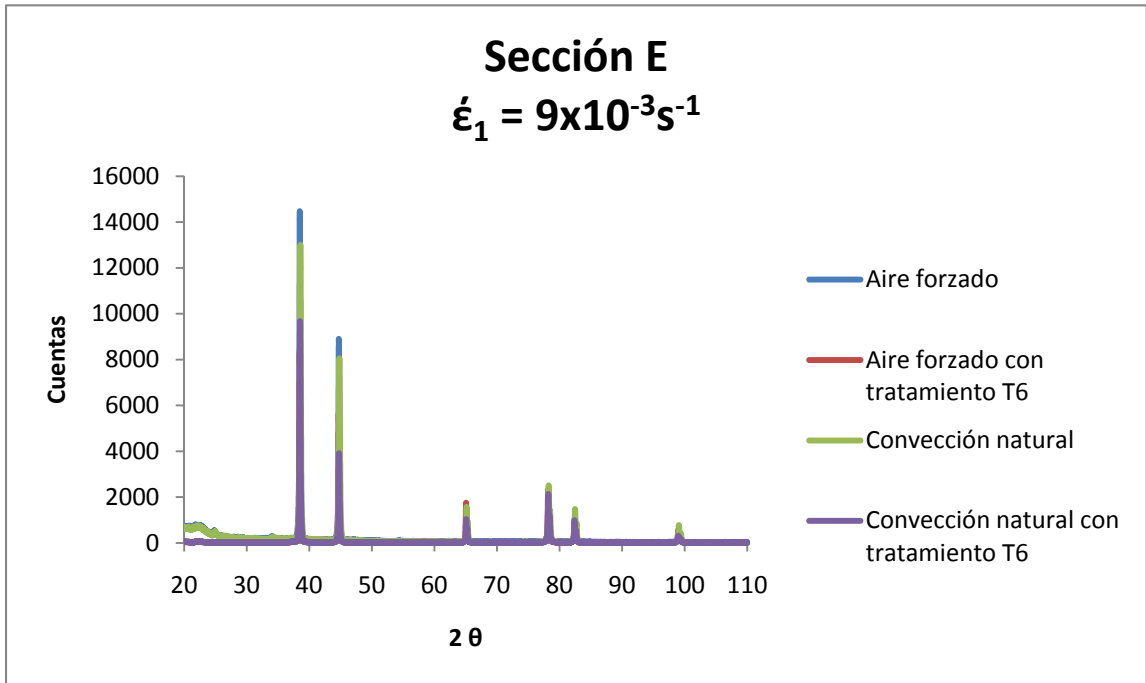


Figura 4.20 Análisis de rayos X Sección E, $\dot{\epsilon}_1$.

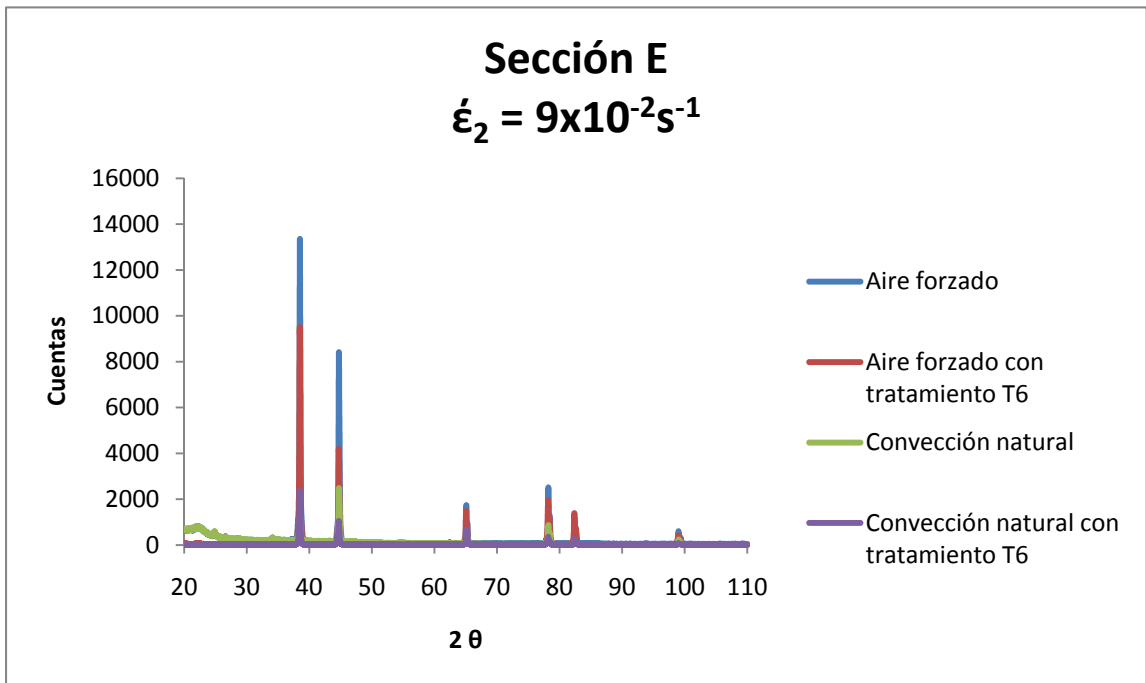


Figura 4.21 Análisis de rayos X Sección E, $\dot{\epsilon}_2$.

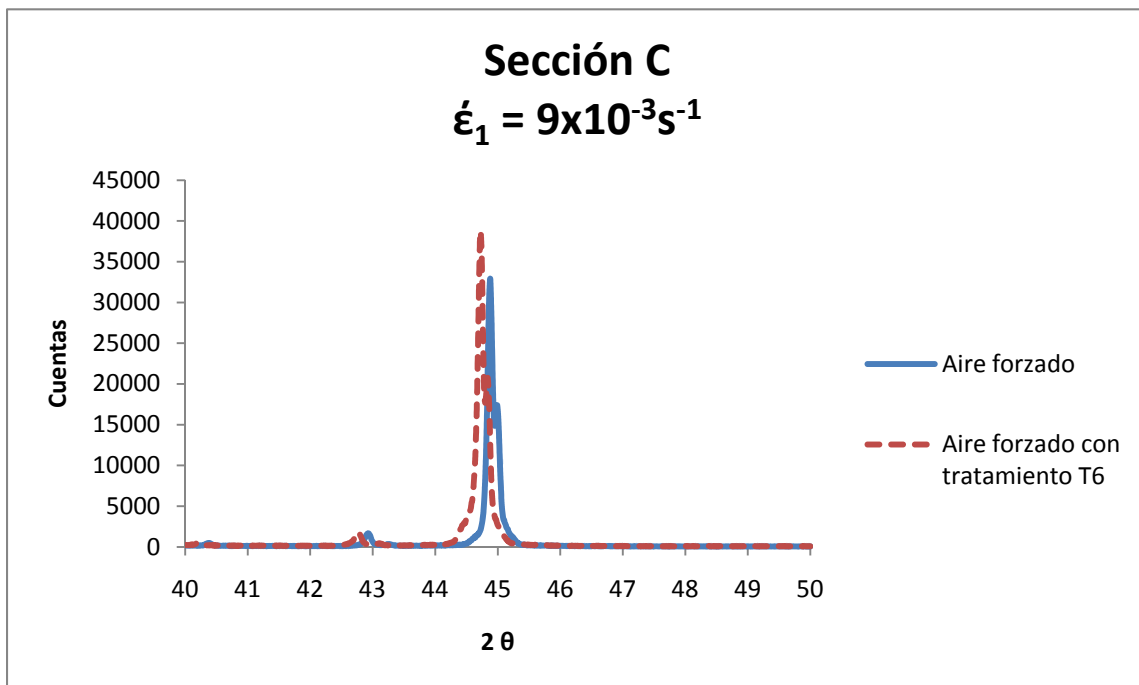


Figura 4.22 Análisis de Rayos X Sección C, $\dot{\epsilon}_1$.

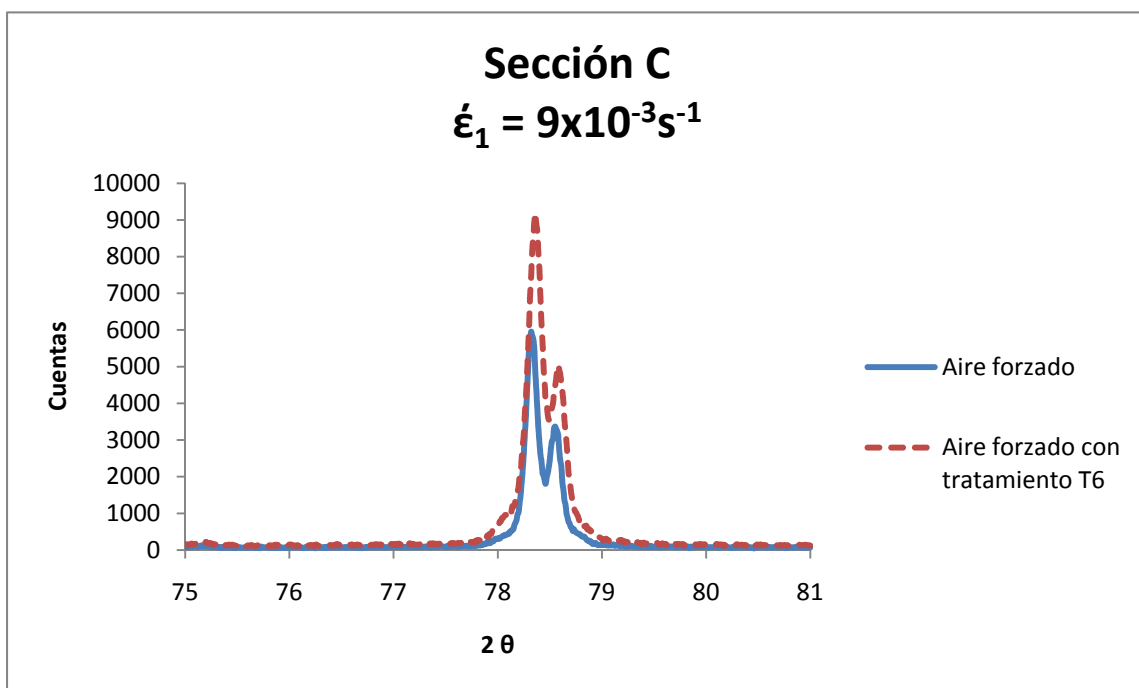


Figura 4.23 Análisis de Rayos X Sección C, $\dot{\epsilon}_1$.

4.4 Microscopía electrónica de barrido

Las imágenes para el análisis se realizaron en un microscopio electrónico de barrido JEOL JSM 6400 en la Universidad de Sheffield, el equipo contaba con un sistema procesador de imágenes, el rango de aceleración de voltaje es desde 0.2 a 40 kV, mientras que la resolución varía entre 3.5 nm a 10 nm dependiendo de la distancia de trabajo. Magnificaciones entre 10X a 300,000X.

Se utilizó 15kV de potencial de aceleración, la distancia de trabajo fue entre 30mm y 35mm, una apertura de 12, para la preparación de la muestra se hizo un lijado por varias lijas hasta llegar al número 1200, después fueron pulidas con una pasta de diamante empezando con 6 μ m hasta llegar a 1 μ m, posteriormente fueron atacadas con Keller (17) para revelar su estructura y tener contraste.

De la Figura 4.24 a la Figura 4.47 se muestran las imágenes obtenidas en el microscopio electrónico de barrido.

4.4.1 Enfriamiento por agua

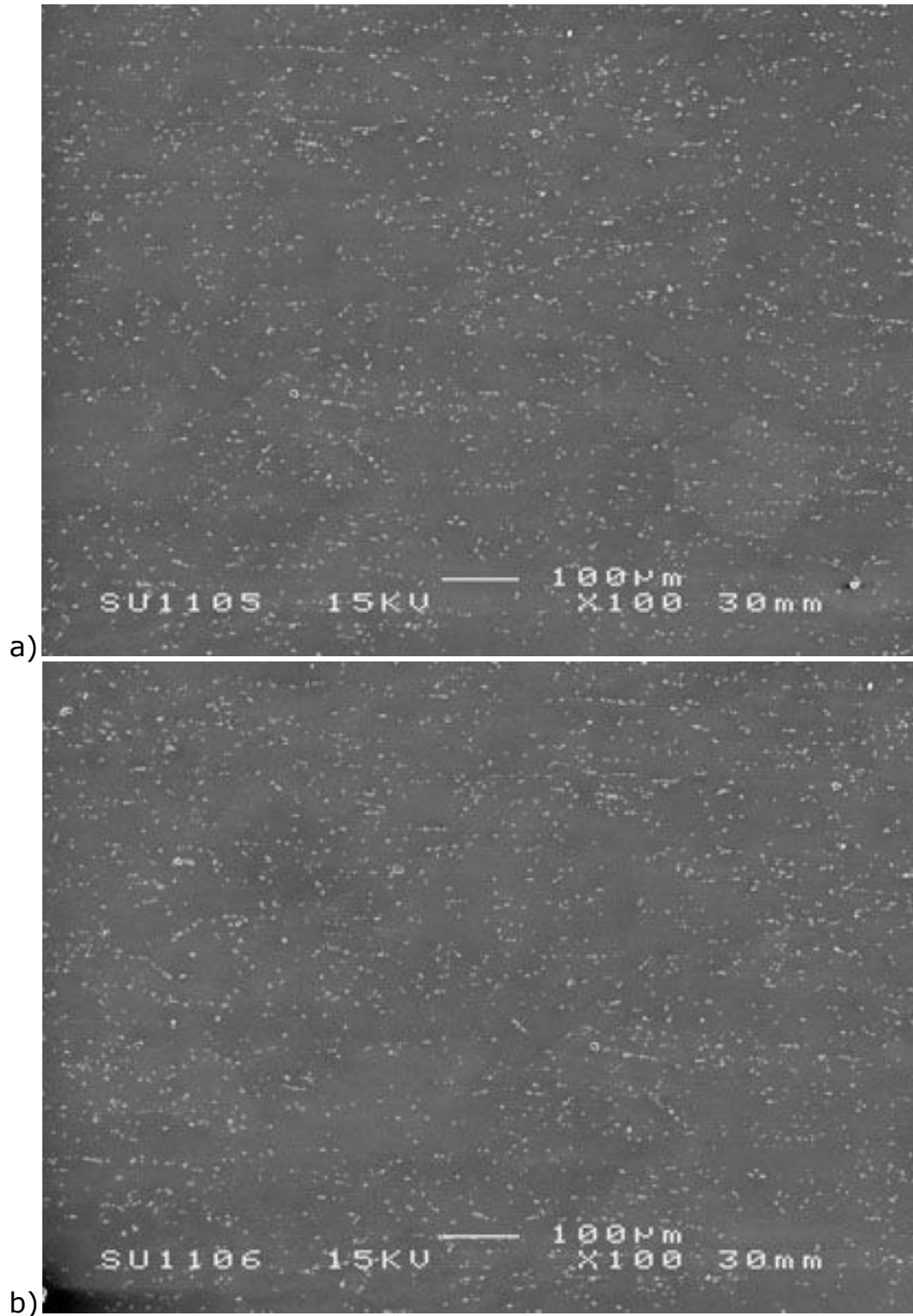


Figura 4.24 Sección A, $\dot{\epsilon}_2 = 9 \times 10^{-2} \text{s}^{-1}$, enfriamiento por agua.

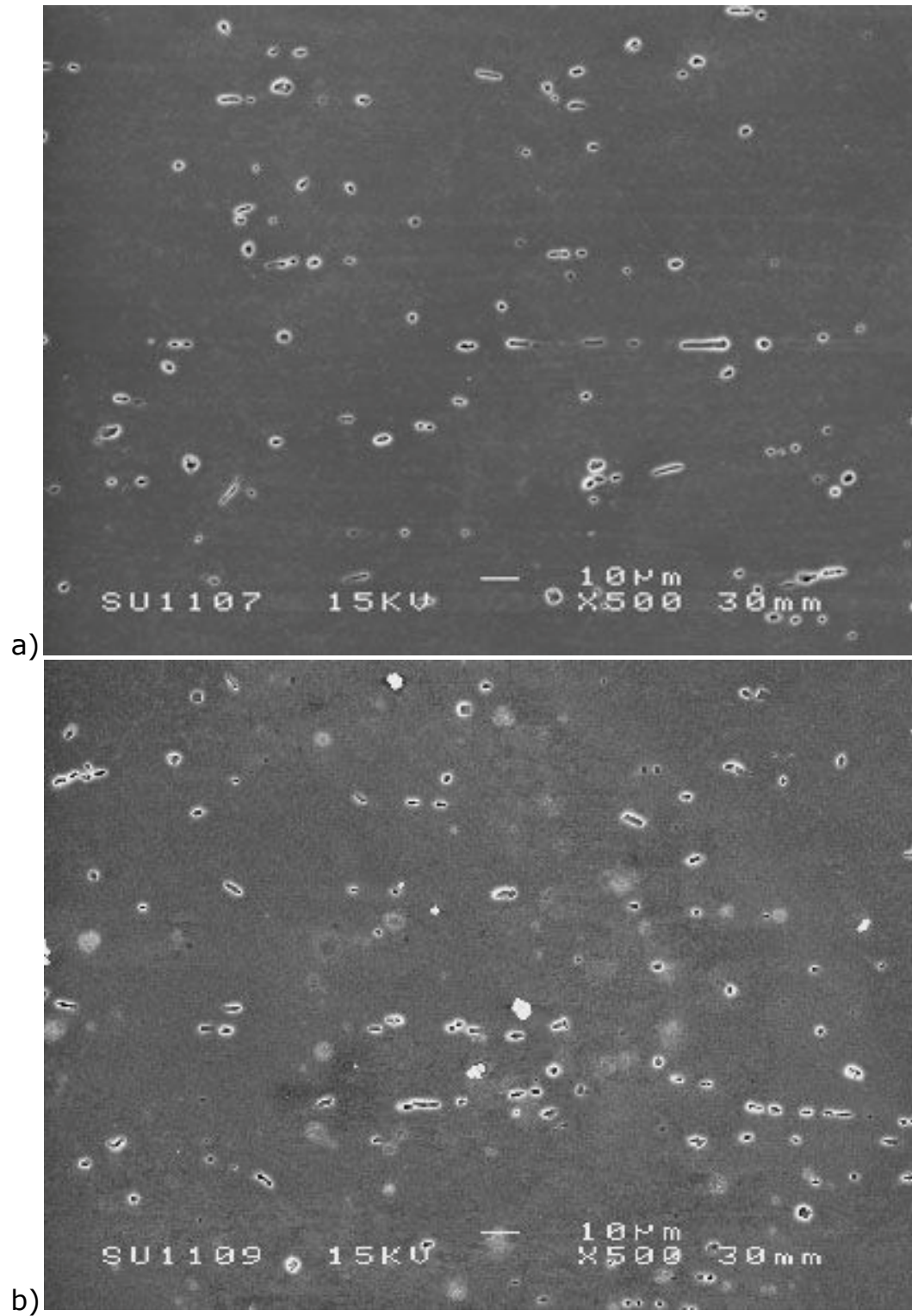


Figura 4.25 Sección A, $\dot{\epsilon}_2 = 9 \times 10^{-2} \text{s}^{-1}$, enfriamiento por agua.

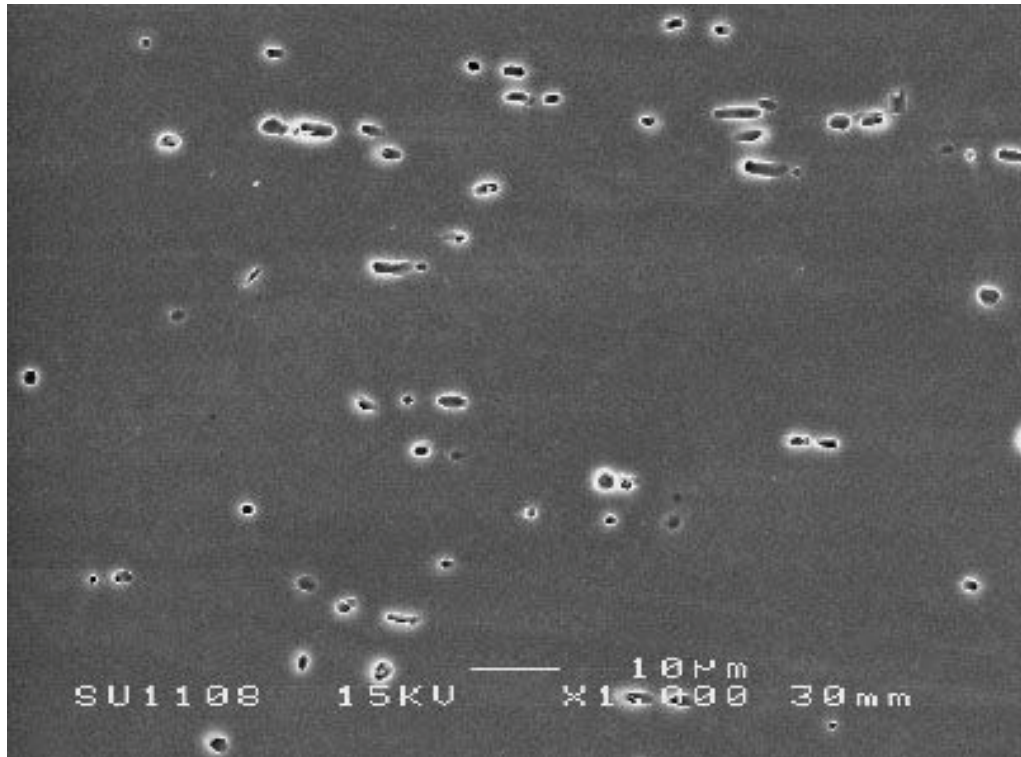


Figura 4.26 Sección A, $\dot{\epsilon}_2 = 9 \times 10^{-2} \text{s}^{-1}$, enfriamiento por agua.

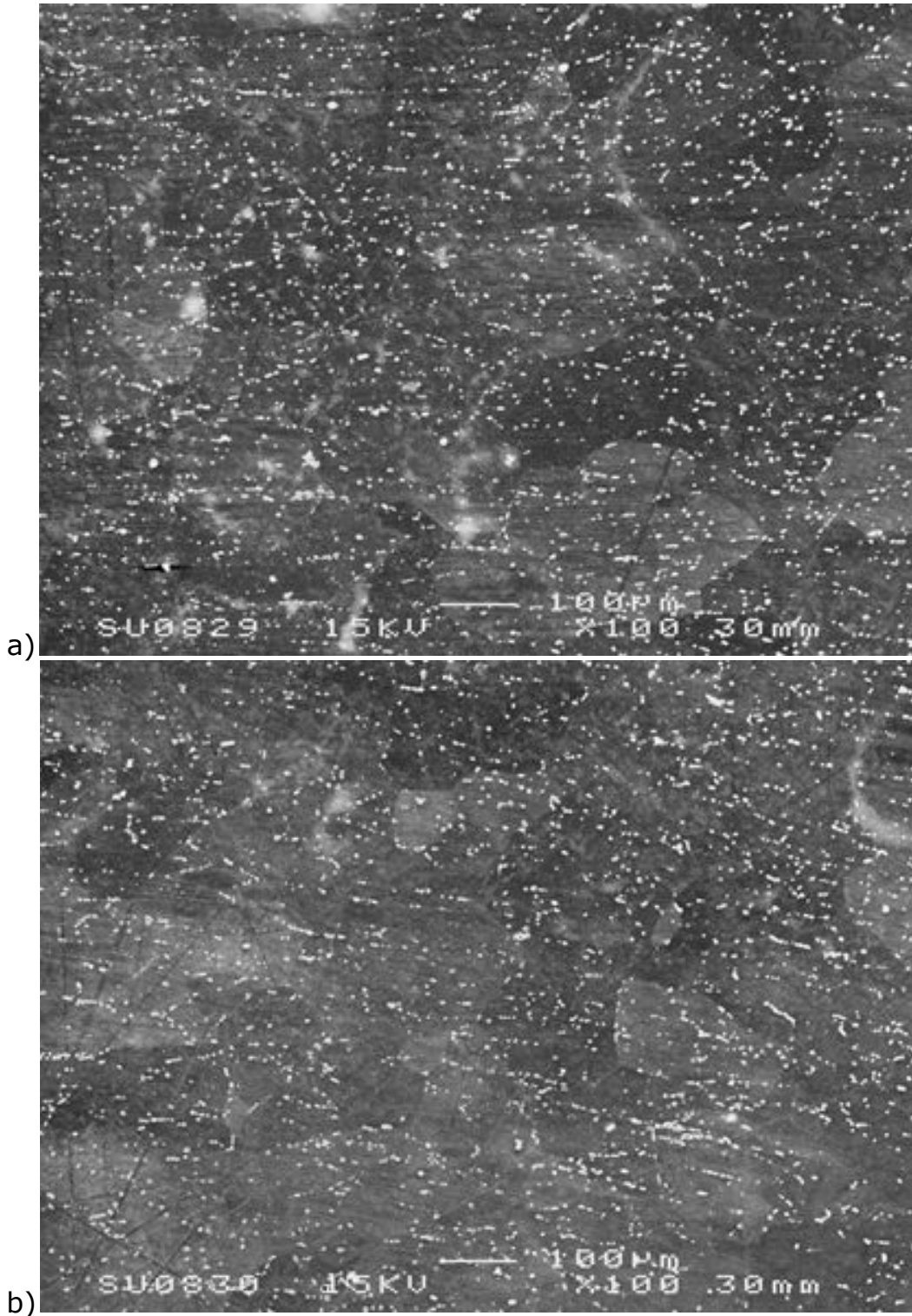


Figura 4.27 Sección A con tratamiento térmico T6, $\dot{\epsilon}_2 = 9 \times 10^{-2} \text{s}^{-1}$, enfriamiento por agua.

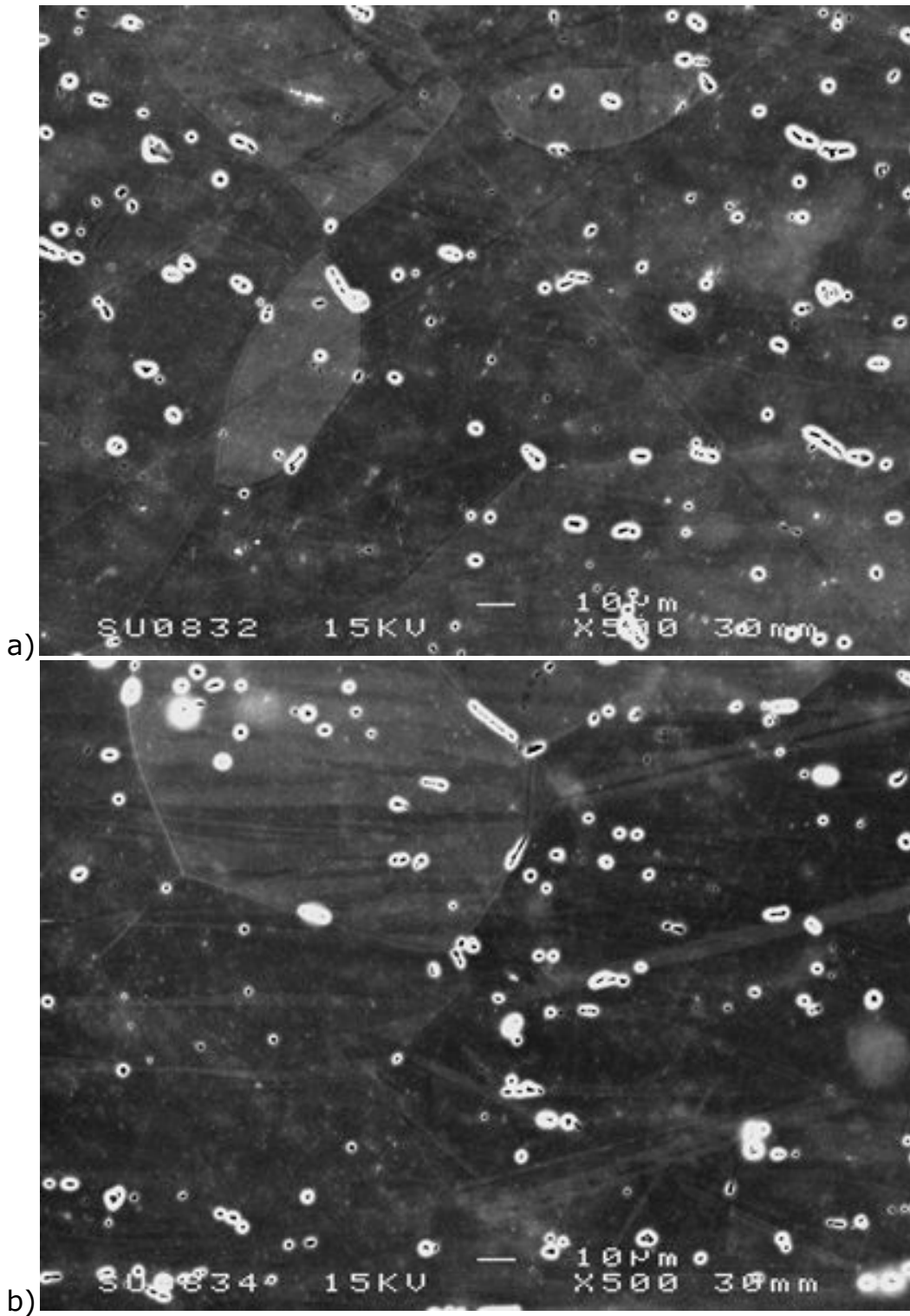


Figura 4.28 Sección A con tratamiento térmico T6, $\dot{\epsilon}_2 = 9 \times 10^{-2} \text{s}^{-1}$, enfriamiento por agua.

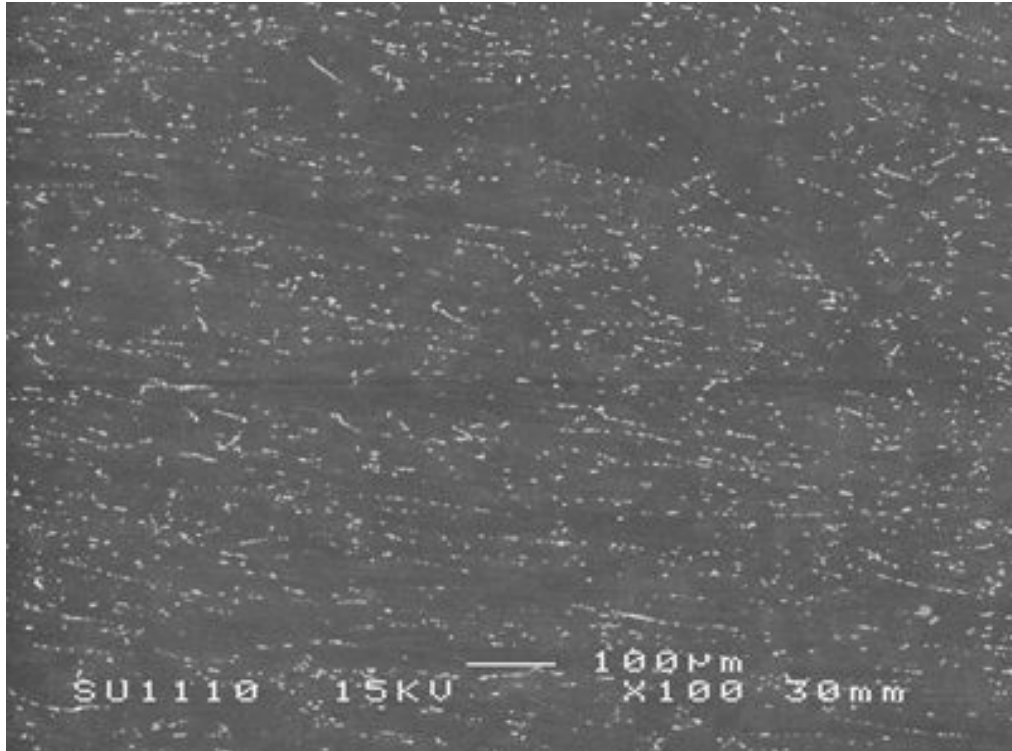
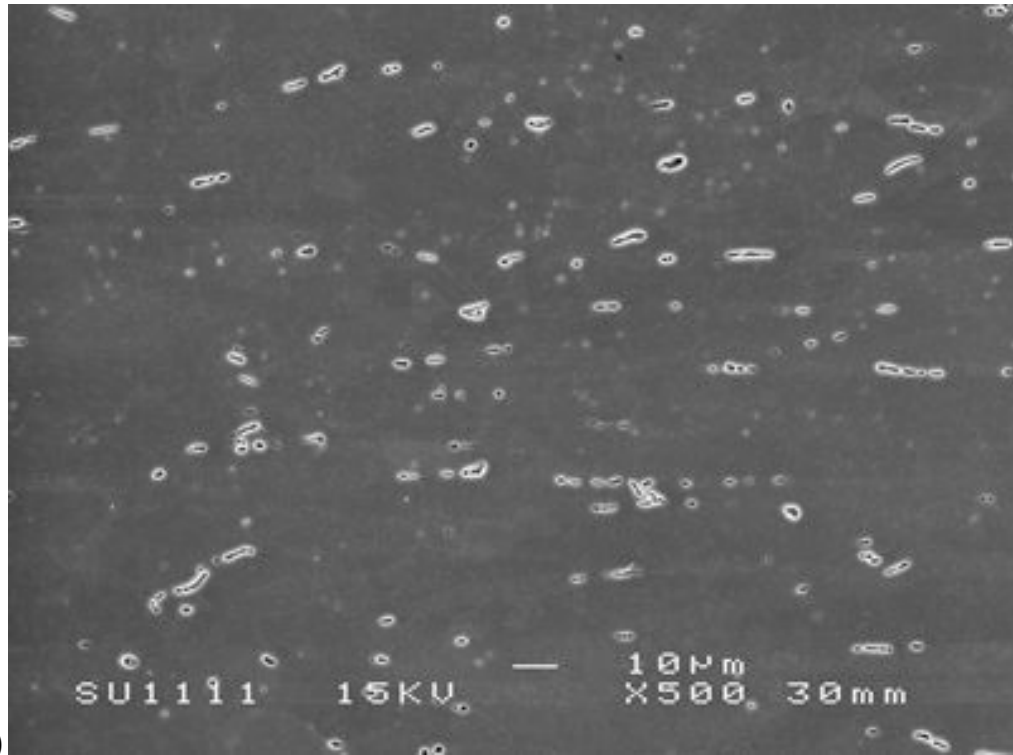
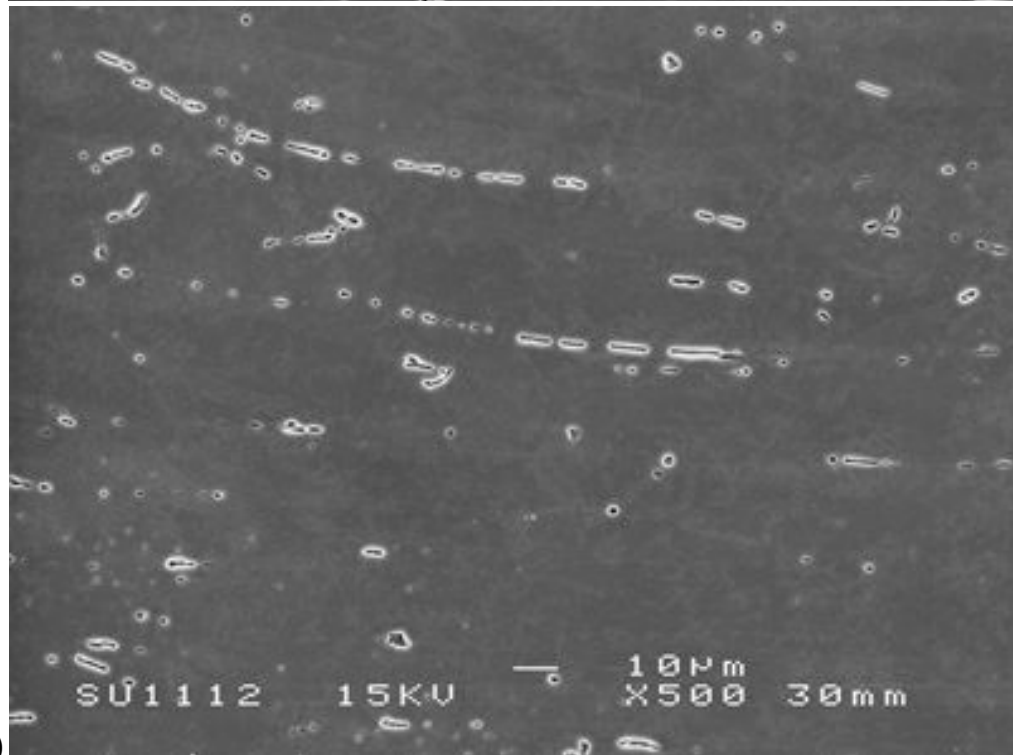


Figura 4.29 Sección C, $\dot{\epsilon}_2 = 9 \times 10^{-2} \text{s}^{-1}$, enfriamiento por agua.



a)



b)

Figura 4.30 Sección C, $\dot{\epsilon}_2 = 9 \times 10^{-2} \text{s}^{-1}$, enfriamiento por agua.

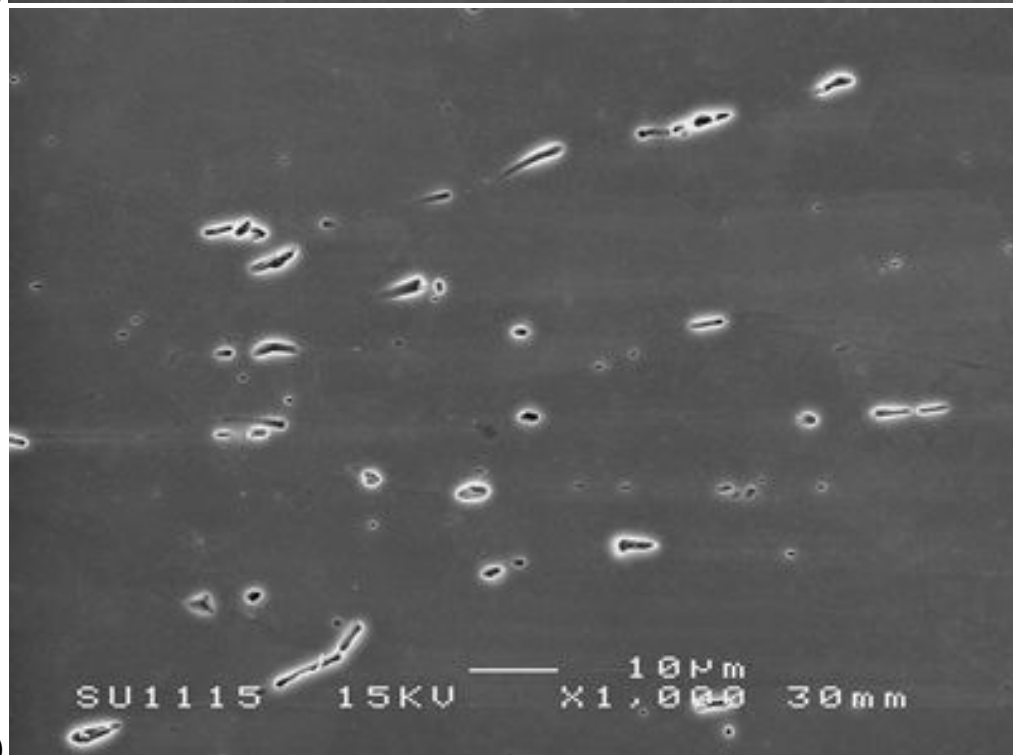
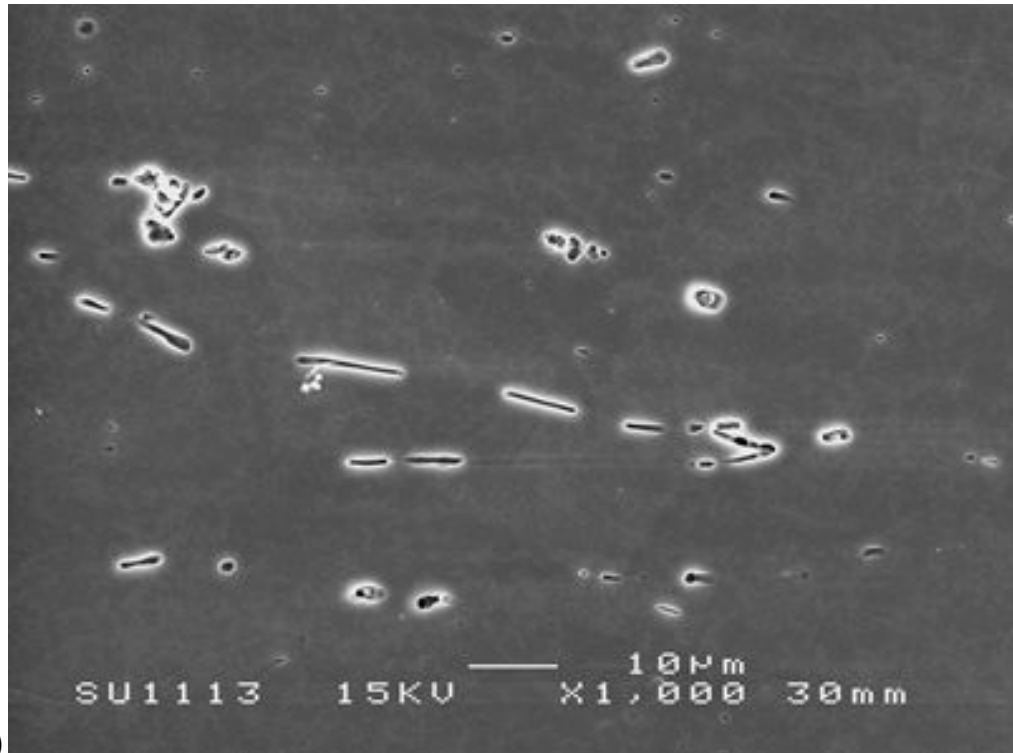


Figura 4.31 Sección C, $\dot{\epsilon}_2 = 9 \times 10^{-2} \text{s}^{-1}$, enfriamiento por agua.

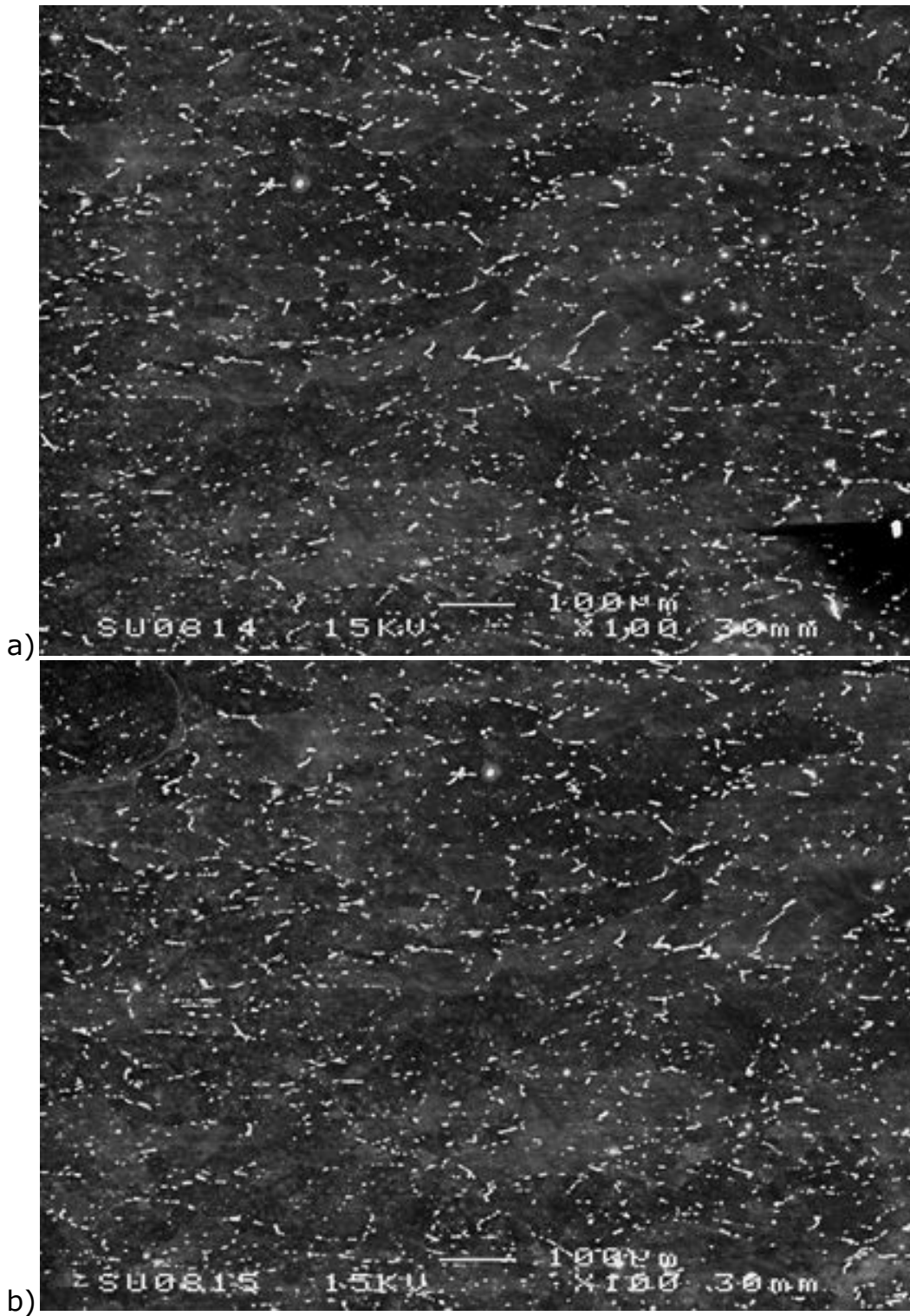


Figura 4.32 Sección C con tratamiento térmico T6, $\dot{\epsilon}_2 = 9 \times 10^{-2} \text{s}^{-1}$, enfriamiento por agua.

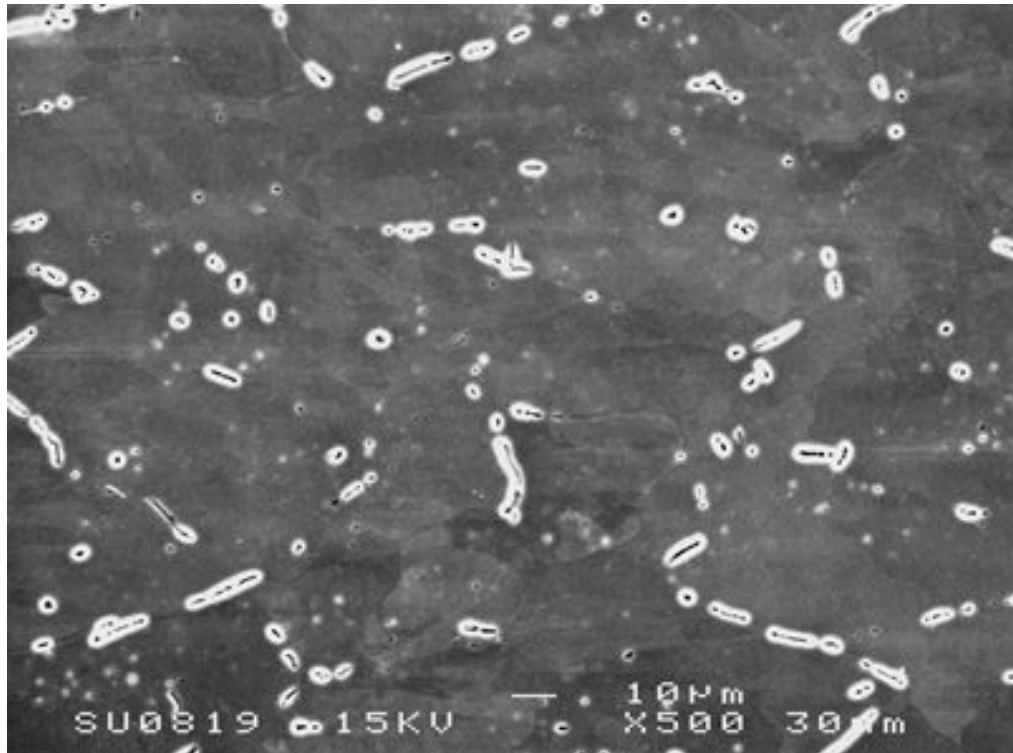


Figura 4.33 Sección C con tratamiento térmico T6, $\dot{\epsilon}_2 = 9 \times 10^{-2} \text{s}^{-1}$, enfriamiento por agua.

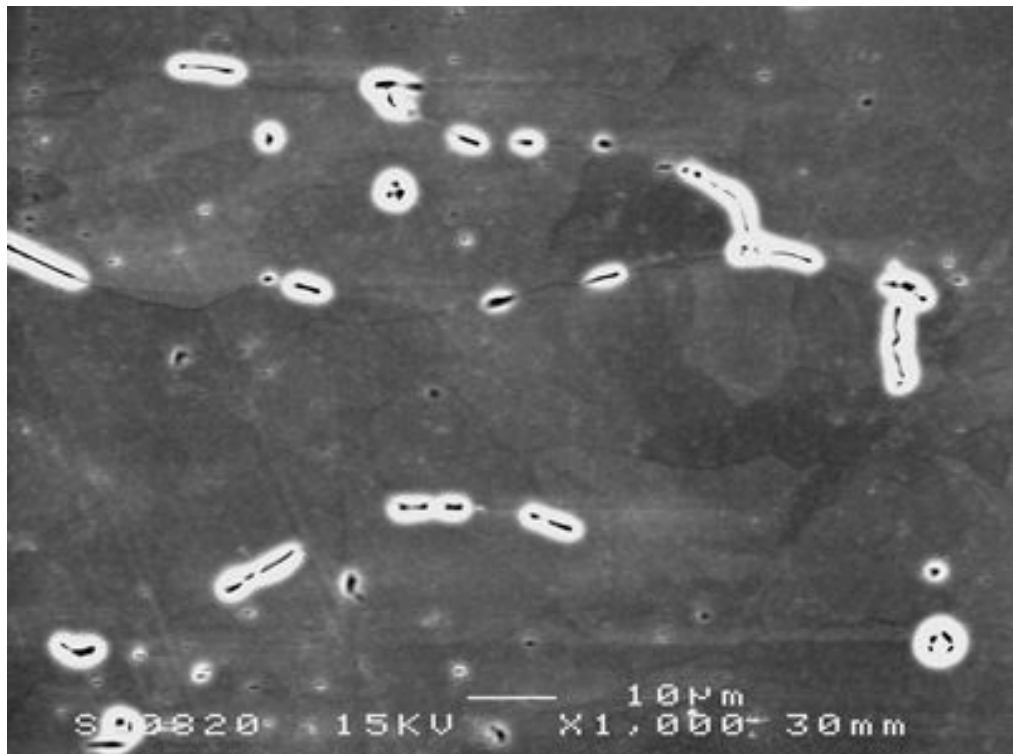


Figura 4.34 Sección C con tratamiento térmico T6, $\dot{\epsilon}_2 = 9 \times 10^{-2} \text{s}^{-1}$, enfriamiento por agua.

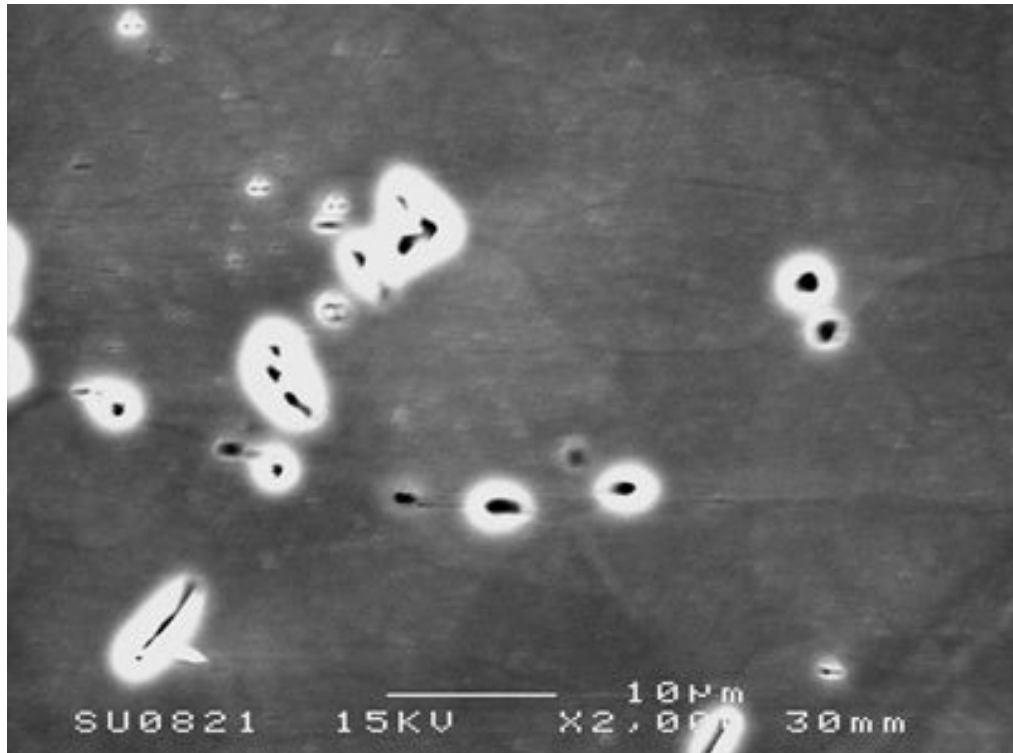


Figura 4.35 Sección C con tratamiento térmico T6, $\dot{\epsilon}_2 = 9 \times 10^{-2} \text{s}^{-1}$, enfriamiento por agua.

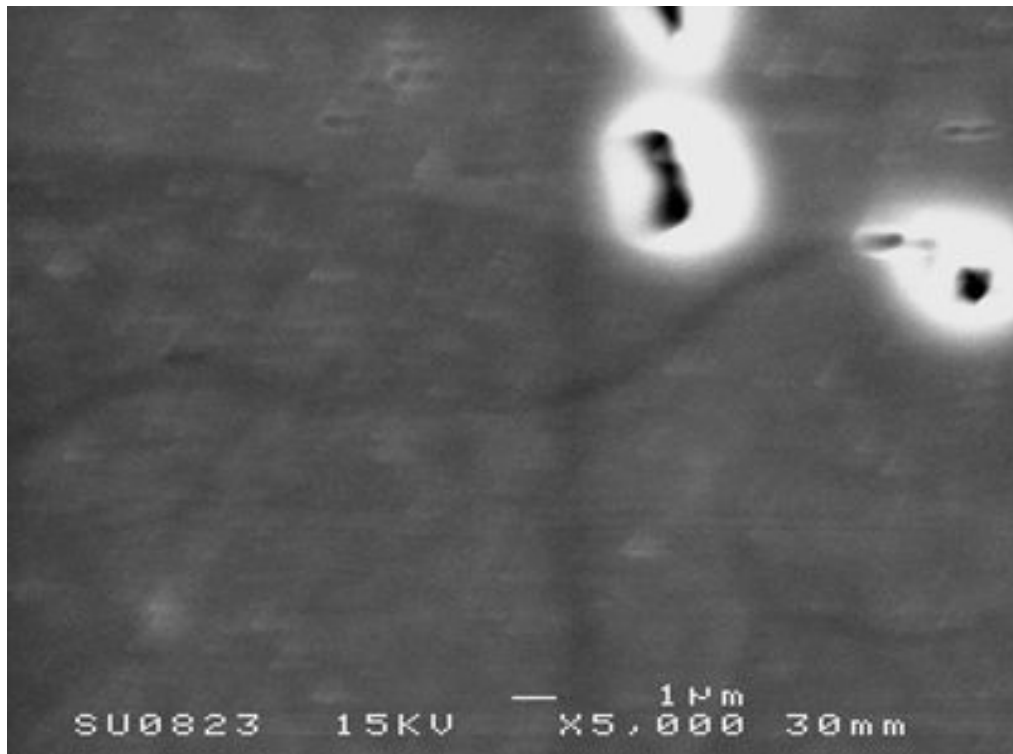


Figura 4.36 Sección C con tratamiento térmico T6, $\dot{\epsilon}_2 = 9 \times 10^{-2} \text{s}^{-1}$, enfriamiento por agua.

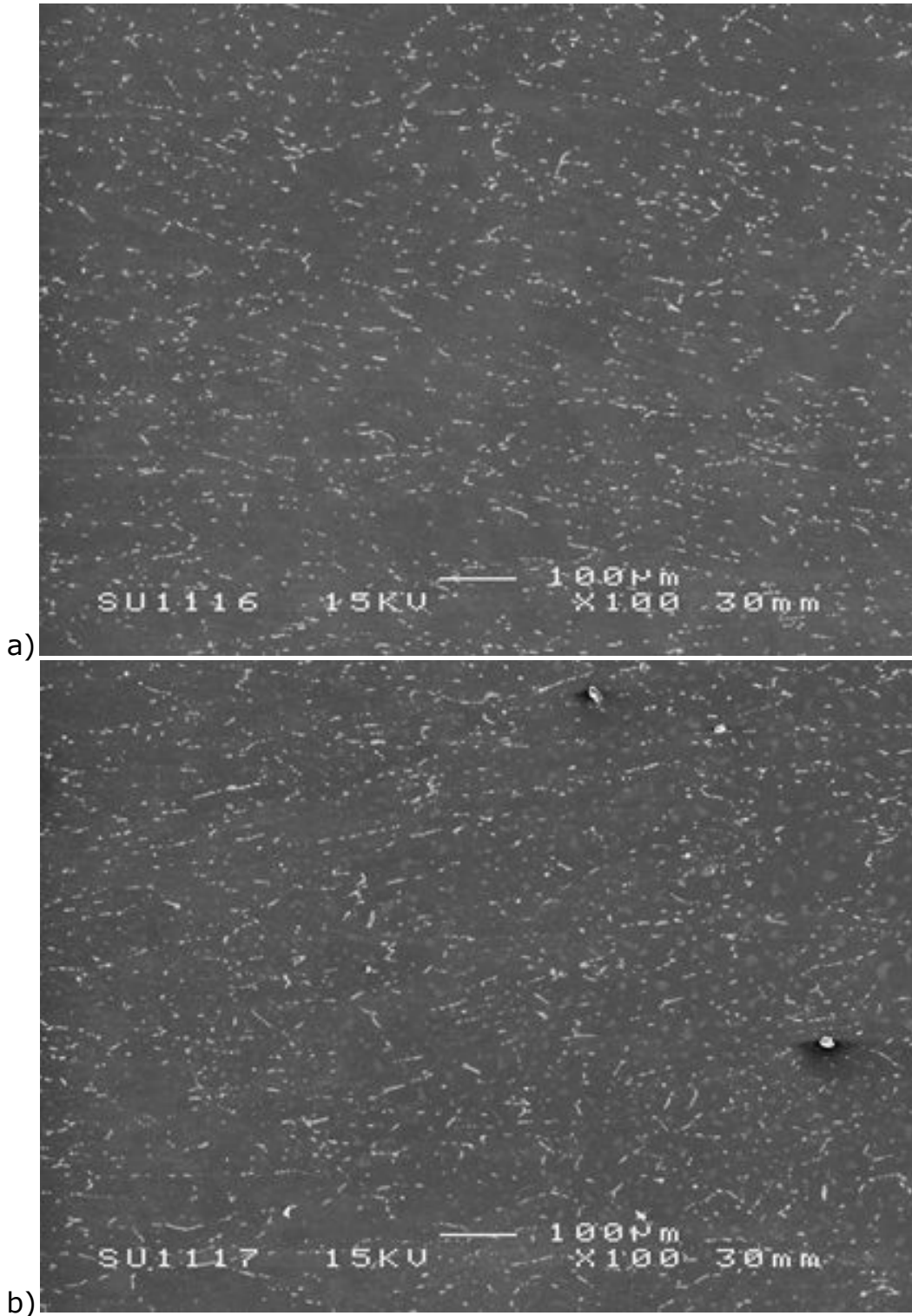


Figura 4.37 Sección E, $\dot{\epsilon}_2 = 9 \times 10^{-2} \text{s}^{-1}$, enfriamiento por agua.

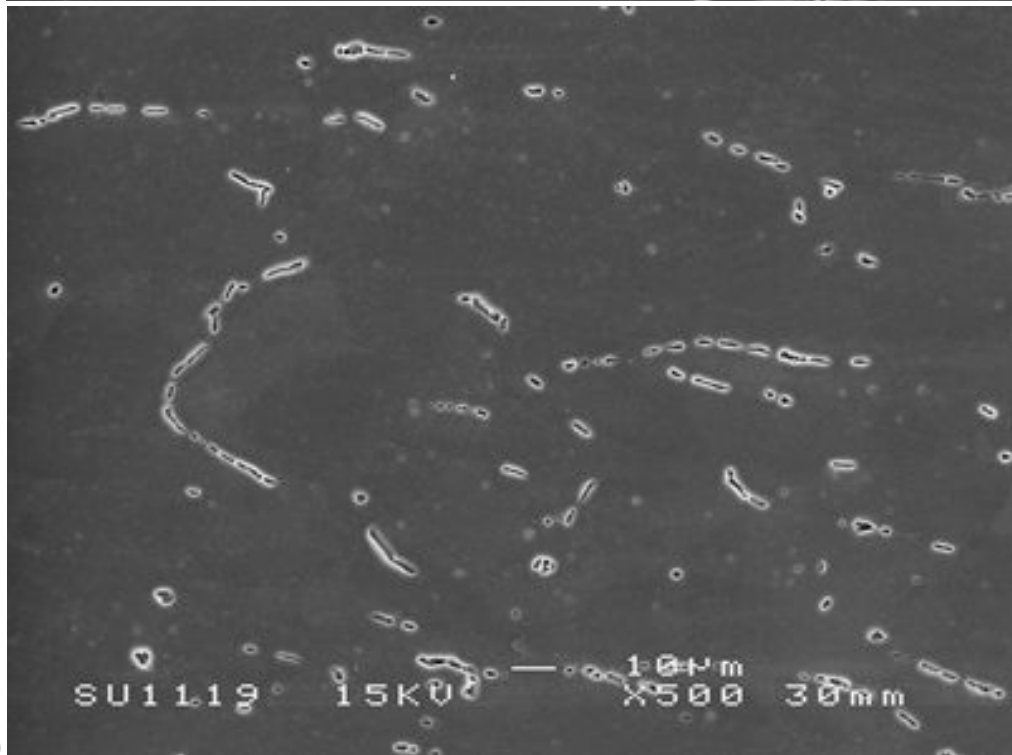
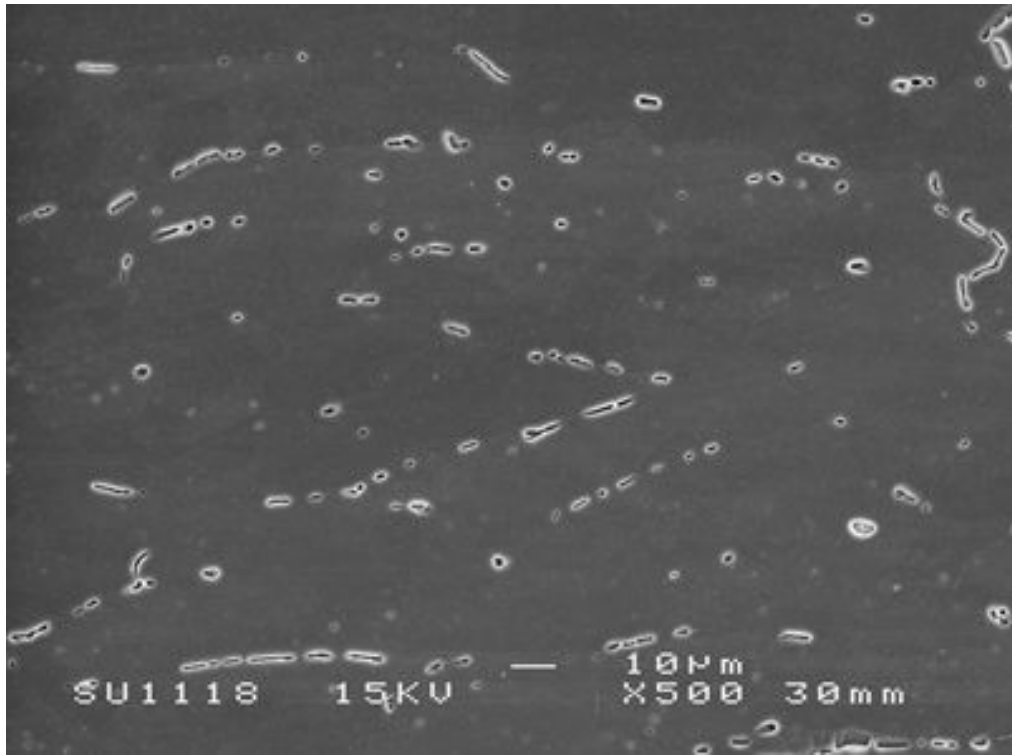
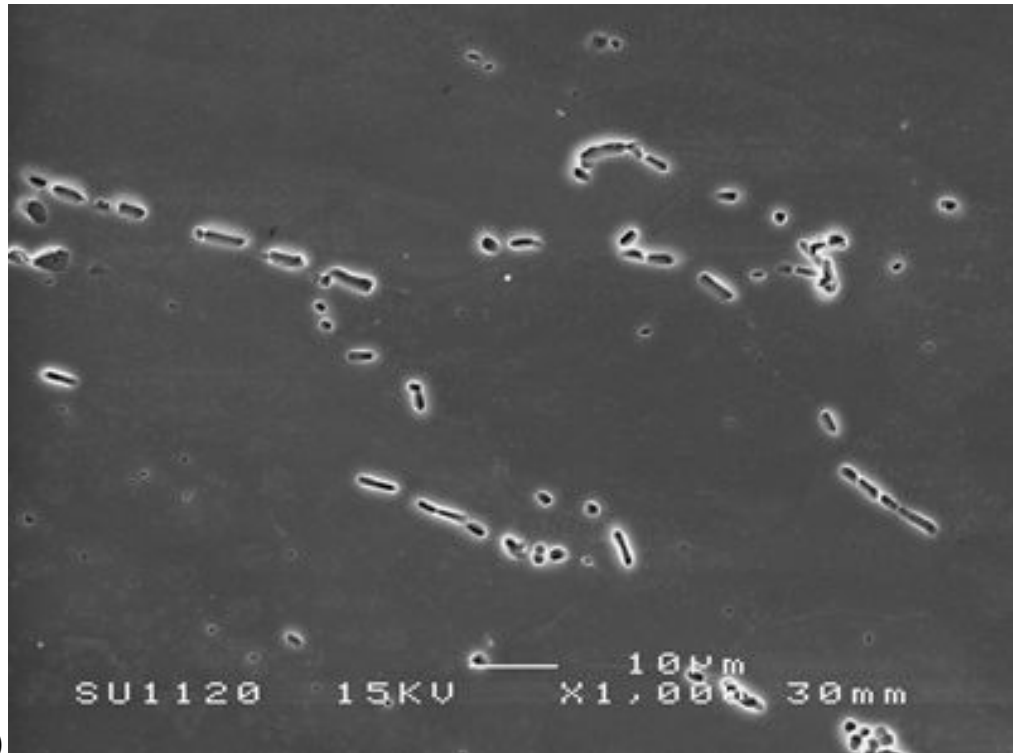
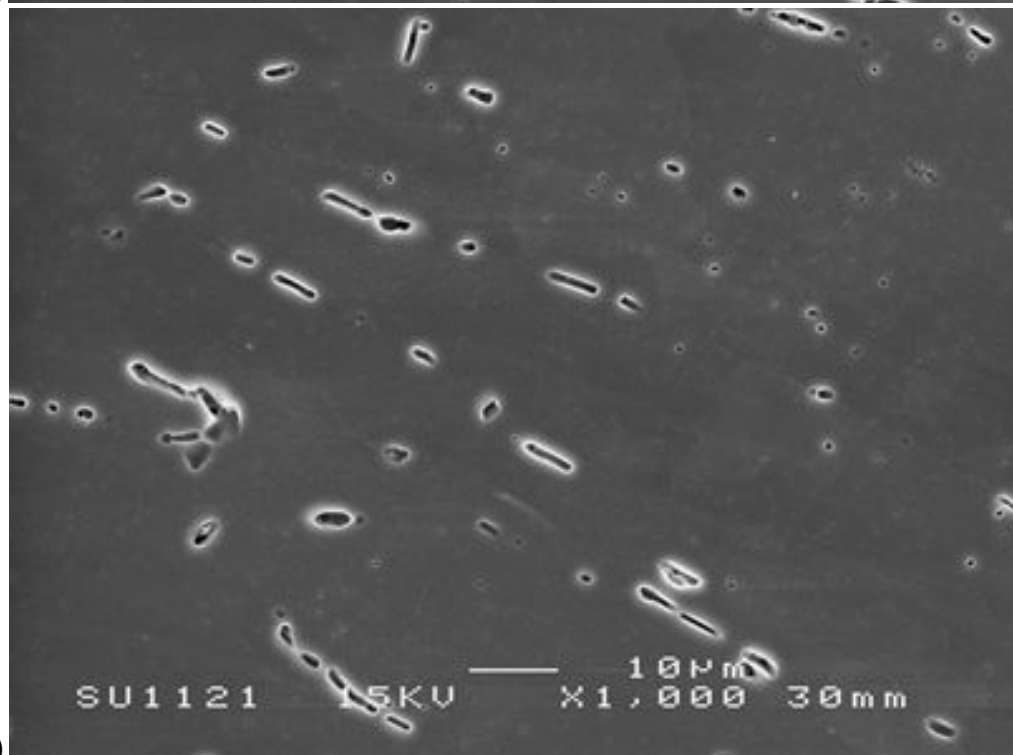


Figura 4.38 Sección E, $\dot{\epsilon}_2 = 9 \times 10^{-2} \text{s}^{-1}$, enfriamiento por agua.



a)



b)

Figura 4.39 Sección E, $\dot{\epsilon}_2 = 9 \times 10^{-2} \text{s}^{-1}$, enfriamiento por agua.

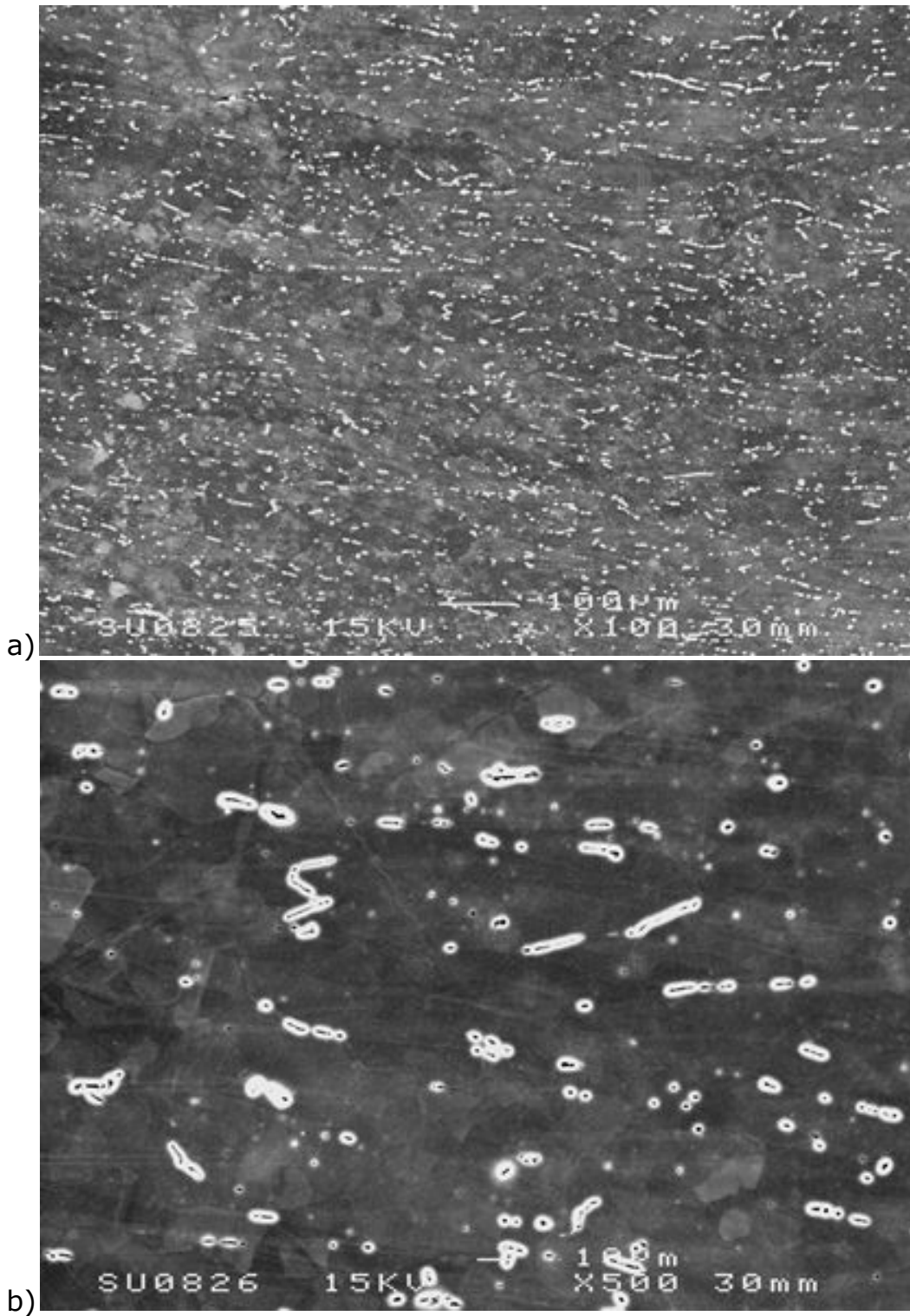


Figura 4.40 Sección E con tratamiento térmico T6, $\dot{\epsilon}_2 = 9 \times 10^{-2} \text{s}^{-1}$, enfriamiento por agua, a diferentes aumentos.

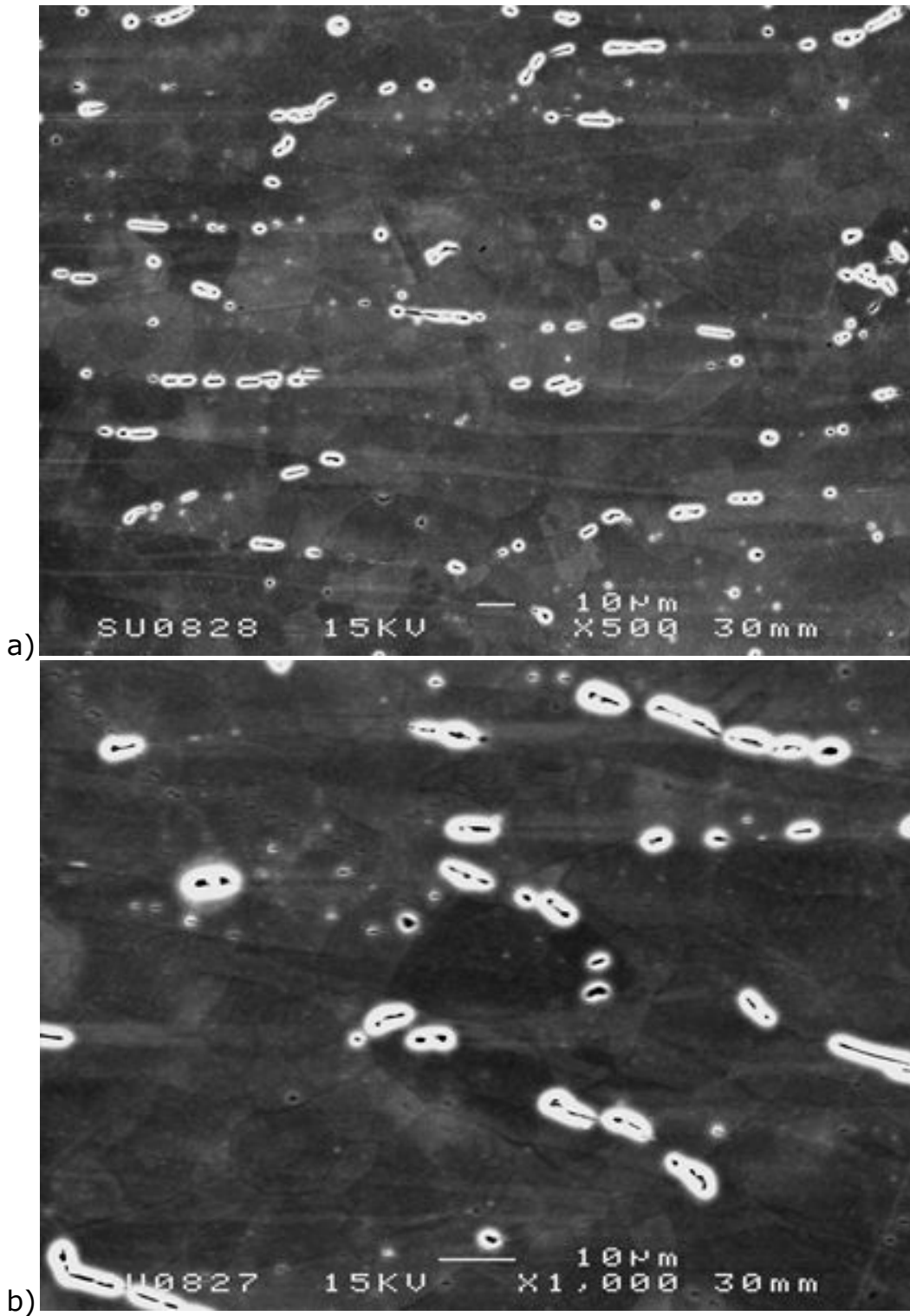


Figura 4.41 Sección E con tratamiento térmico T6, $\dot{\epsilon}_2 = 9 \times 10^{-2} \text{s}^{-1}$, enfriamiento por agua, a diferentes aumentos.

4.4.2 Enfriamiento por convección natural

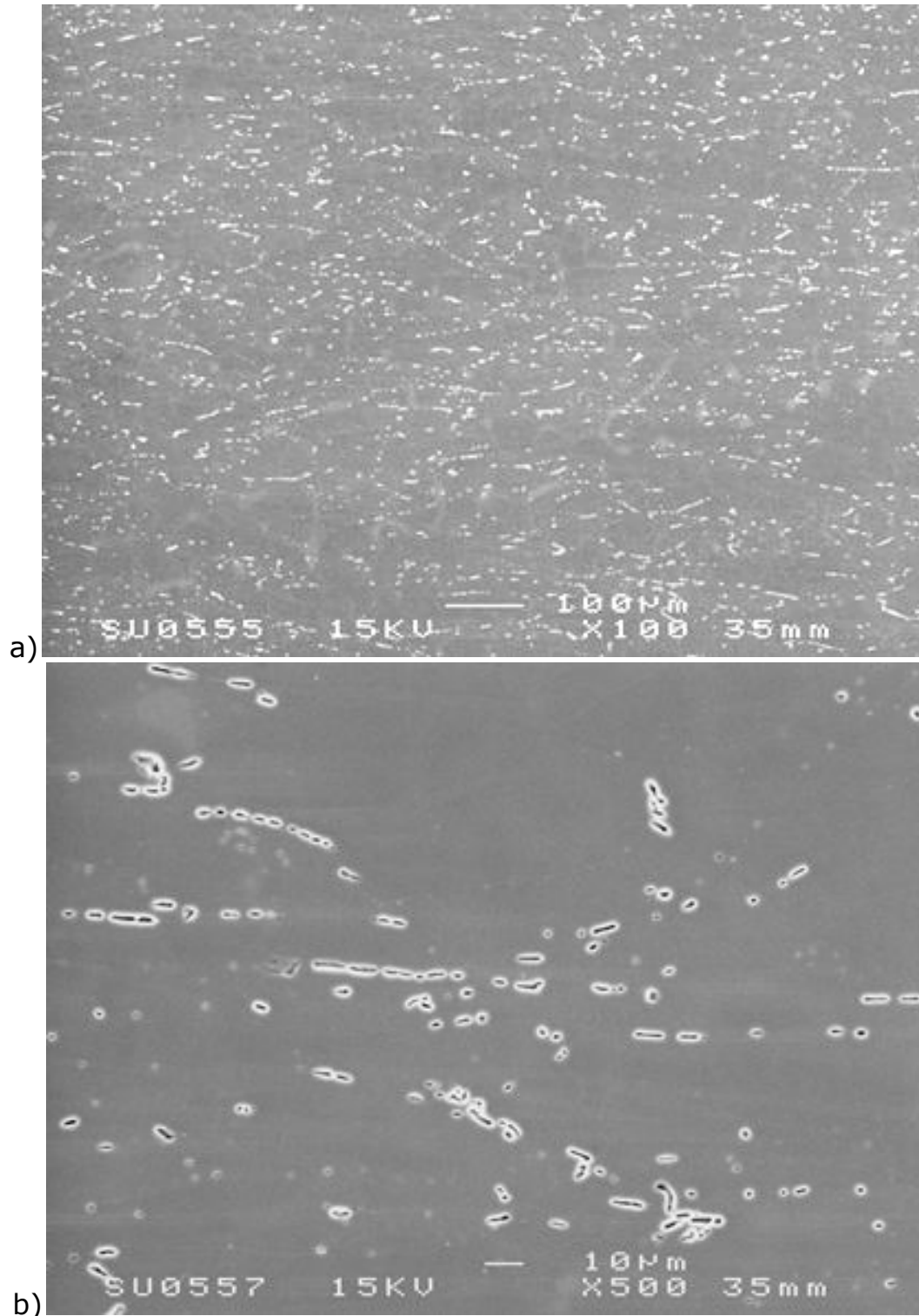


Figura 4.42 Sección C, $\dot{\epsilon}_1 = 9 \times 10^{-3} \text{s}^{-1}$, enfriamiento por convección natural, a diferentes aumentos.

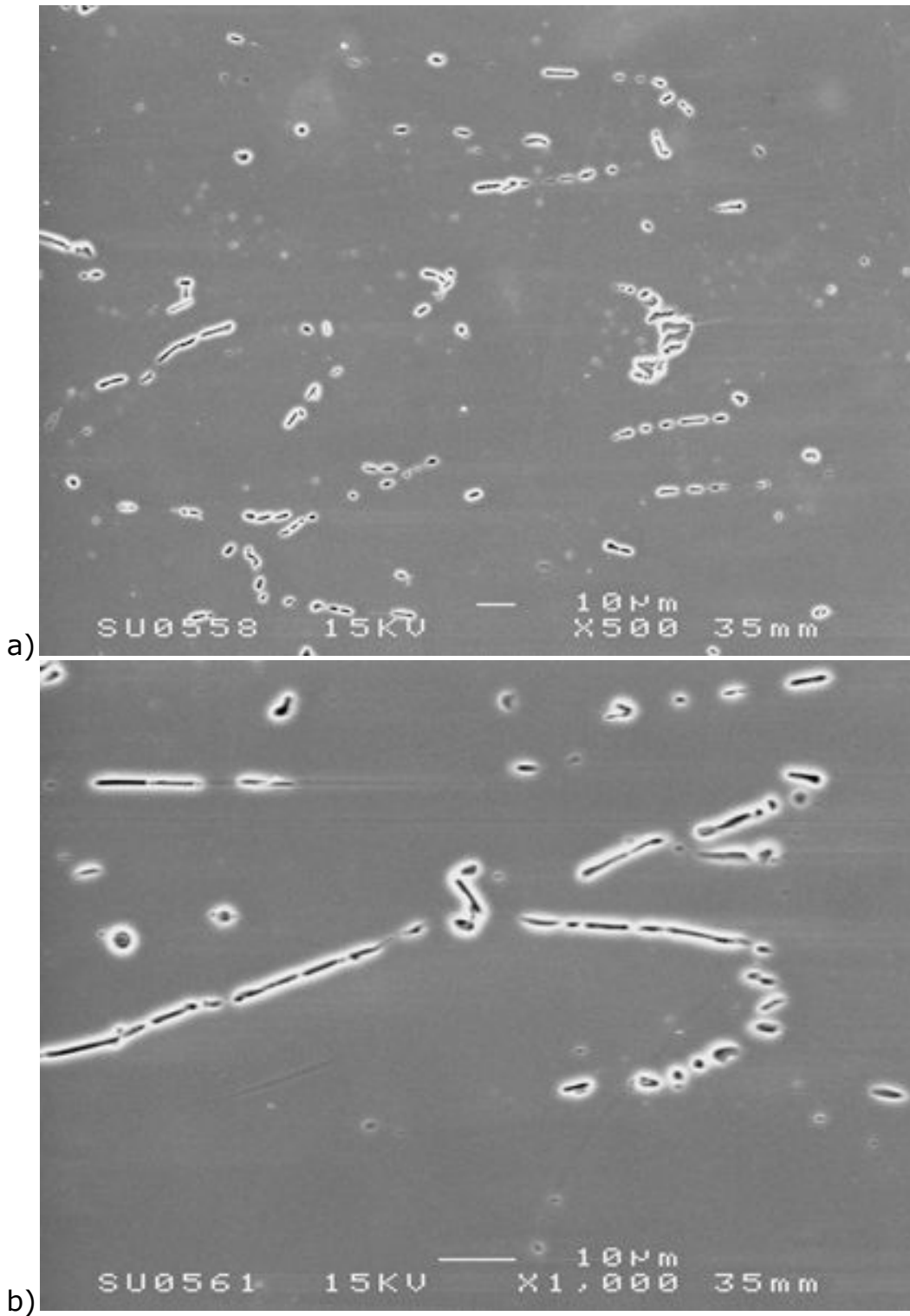


Figura 4.43 Sección C, $\dot{\epsilon}_1 = 9 \times 10^{-3} \text{s}^{-1}$, enfriamiento por convección natural, a diferentes aumentos.

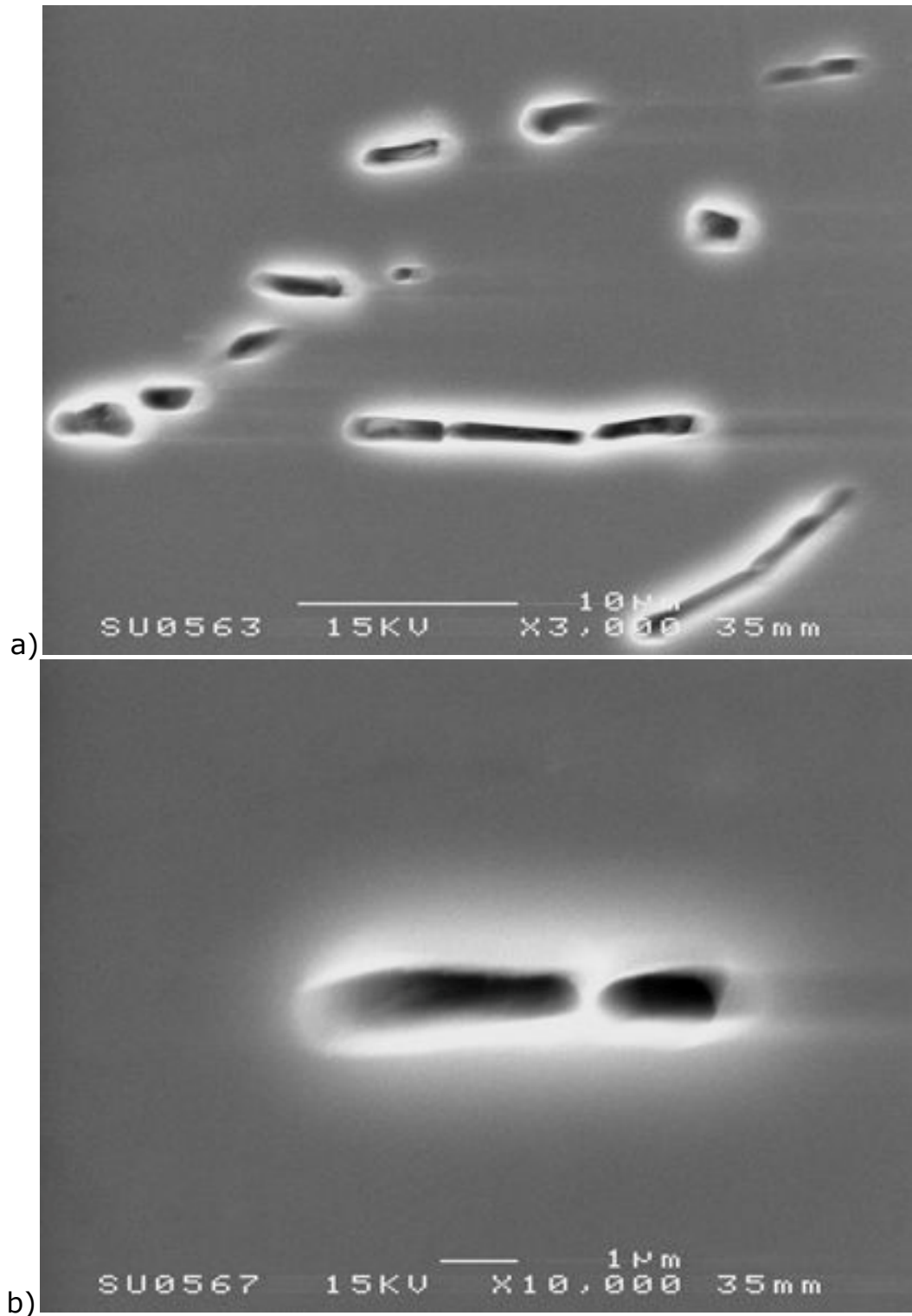


Figura 4.44 Sección C, $\dot{\epsilon}_1 = 9 \times 10^{-3} \text{s}^{-1}$, enfriamiento por convección natural, a diferentes aumentos.

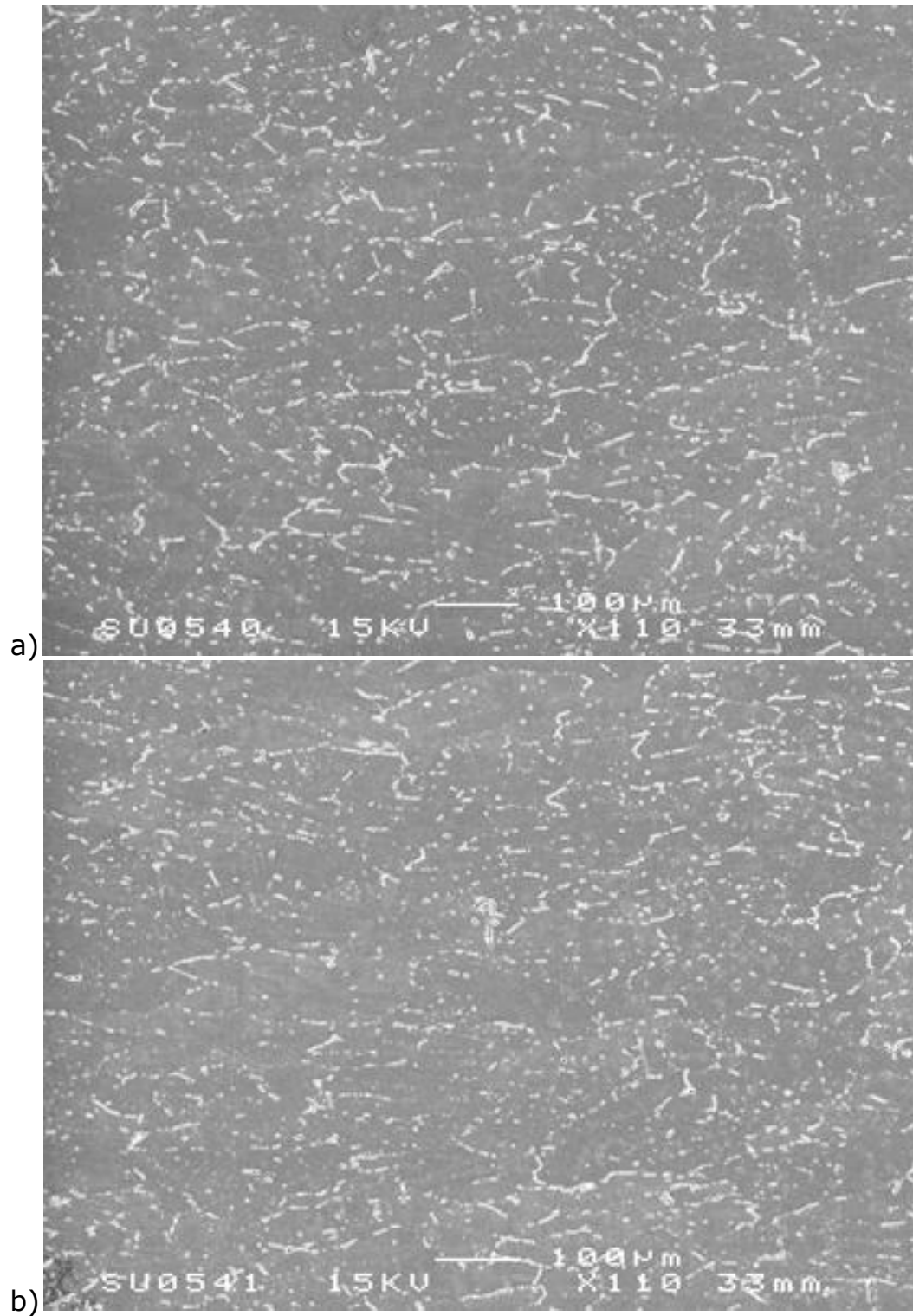


Figura 4.45 Sección C, $\dot{\epsilon}_2 = 9 \times 10^{-2} \text{s}^{-1}$, enfriamiento por convección natural, a 110X.

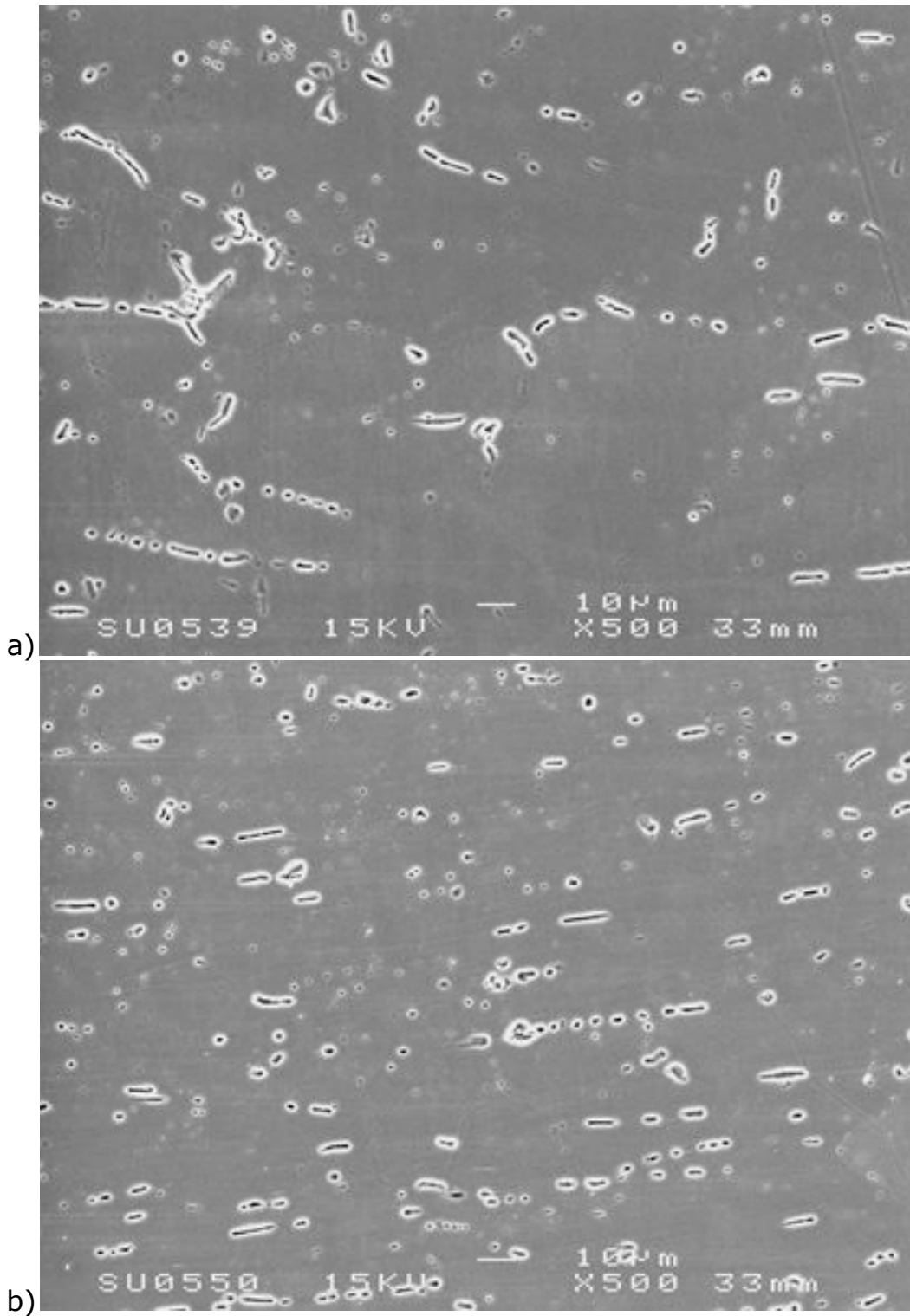


Figura 4.46 Sección C, $\dot{\epsilon}_2 = 9 \times 10^{-2} \text{s}^{-1}$, enfriamiento por convección natural, a 500X.

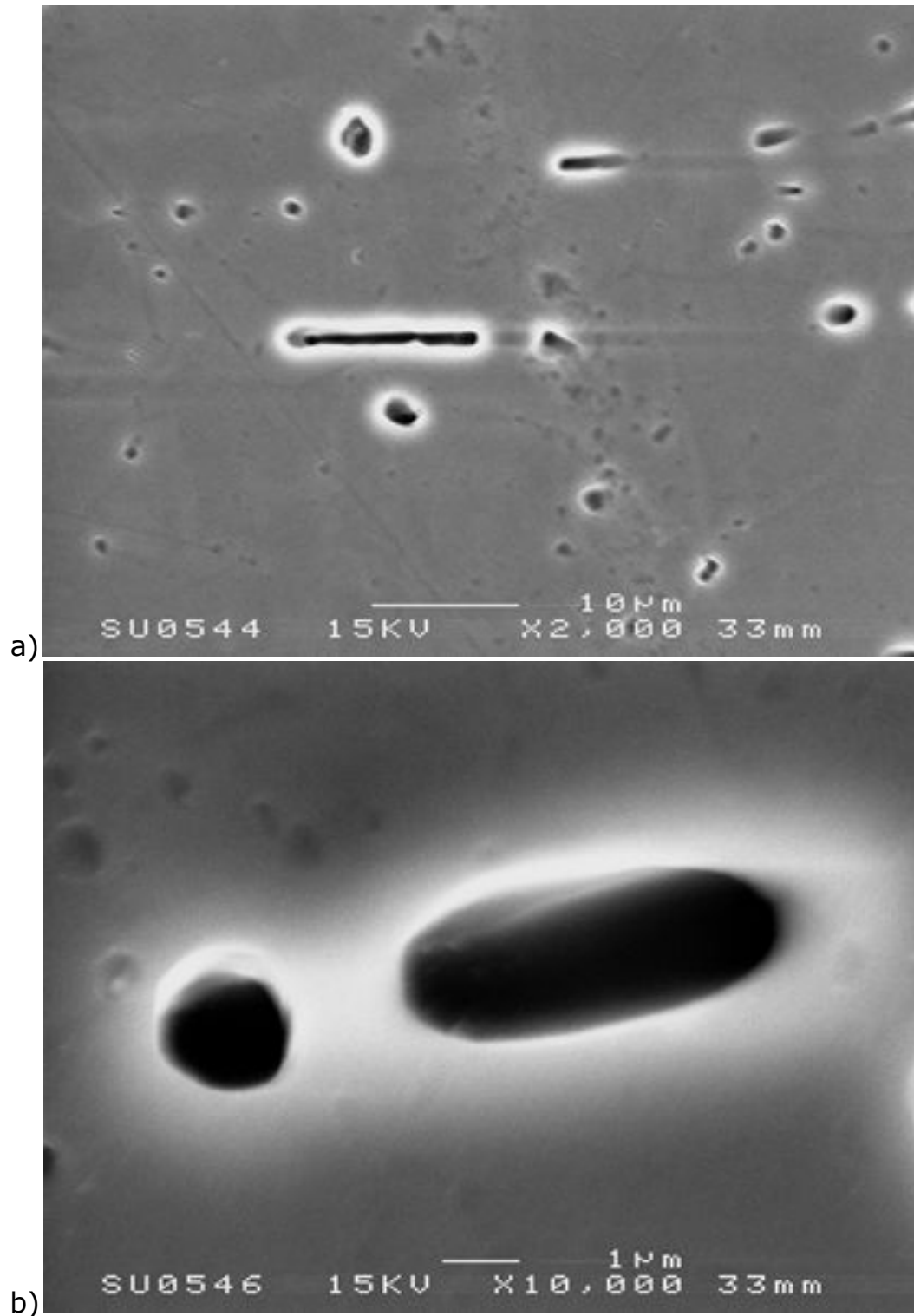


Figura 4.47 Sección C, $\dot{\epsilon}_2 = 9 \times 10^{-2} \text{s}^{-1}$, enfriamiento por convección natural, a diferentes aumentos.

4.5 Microtextura por medio de difracción de electrones retrodispersados

El equipo utilizado en la Universidad de Sheffield, para el análisis de microtextura por medio de difracción de electrones retrodispersados fue un microscopio electrónico Philips Sirion FEGSEM por sus siglas en inglés (Field Emission Gun Scanning Electron Microscope), equipado con un sistema de reconocimiento de electrones retrodispersados HKL, obteniendo grandes resoluciones en los mapas de textura, la resolución del Sirion alcanza 2.5 nm.

Los parámetros utilizados durante el análisis de las muestras fueron una distancia de trabajo de 14 mm utilizando un potencial de voltaje de 20 kV, la inclinación de la muestra fue de 70° con respecto al plano horizontal, el tamaño de paso fue de 2 μm .

Las muestras fueron preparadas siguiendo el procedimiento para observación por microscopía electrónica de barrido, la diferencia fue que una vez que fueron pulidas ya no se realizó un ataque, se procedió a un electropulido con una solución de ácido nítrico y metanol con una relación de 70% y 30% respectivamente, enfriado por nitrógeno líquido a una temperatura de -15°C, a un voltaje de 12V.

De la Figura 4.48 a la Figura 4.75 se muestran los diferentes resultados obtenidos de microtextura.

4.5.1 $\dot{\epsilon}_1 = 9 \times 10^{-3} \text{s}^{-1}$ enfriamiento por aire forzado.

4.5.1.1 Sección A

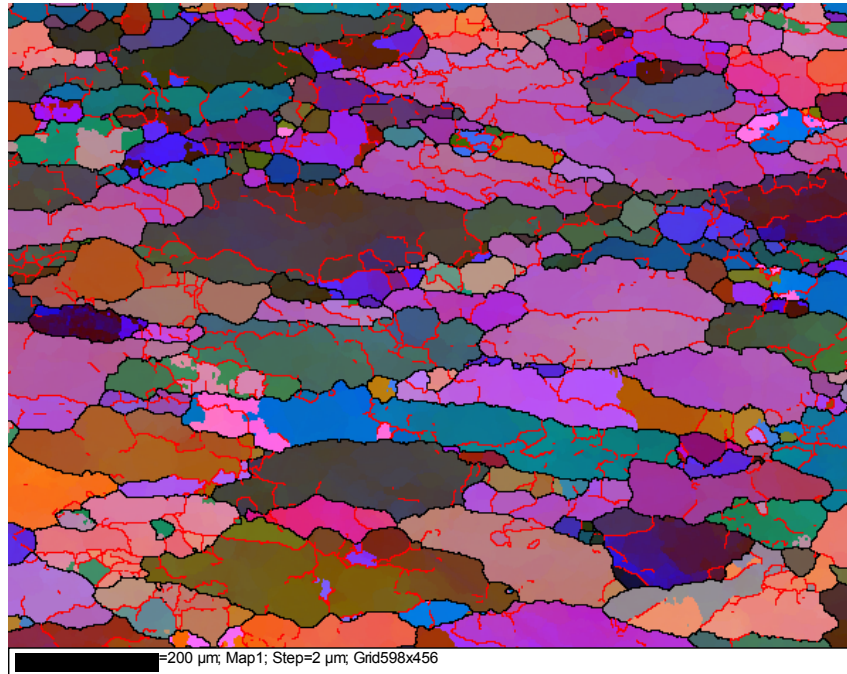


Figura 4.48 Mapa de Euler de la Sección A, $\dot{\epsilon}_1 = 9 \times 10^{-3} \text{s}^{-1}$, enfriamiento por aire forzado.

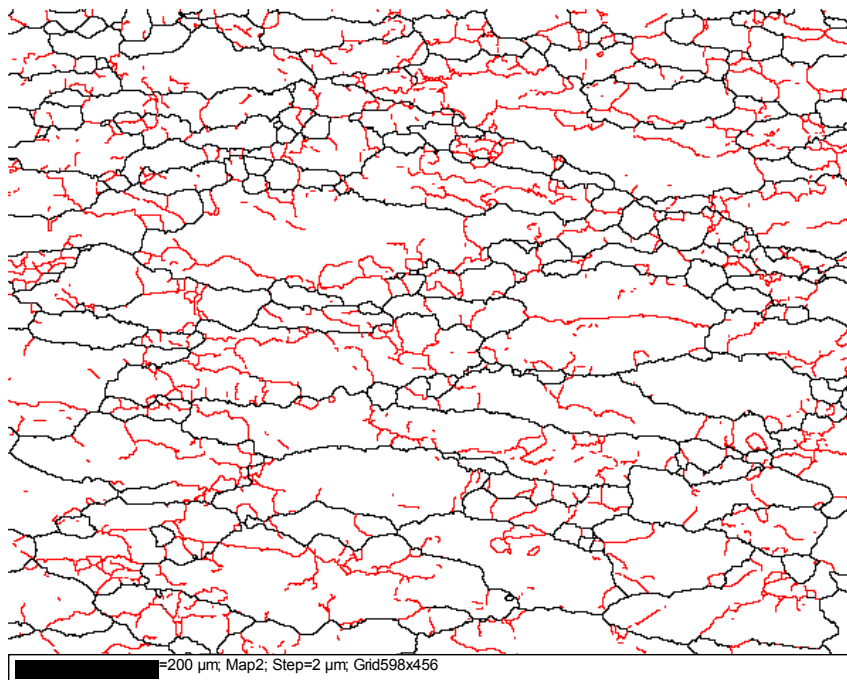


Figura 4.49 Fronteras de grano y subgranos de la Sección A, $\dot{\epsilon}_1 = 9 \times 10^{-3} \text{s}^{-1}$, enfriamiento por aire forzado.

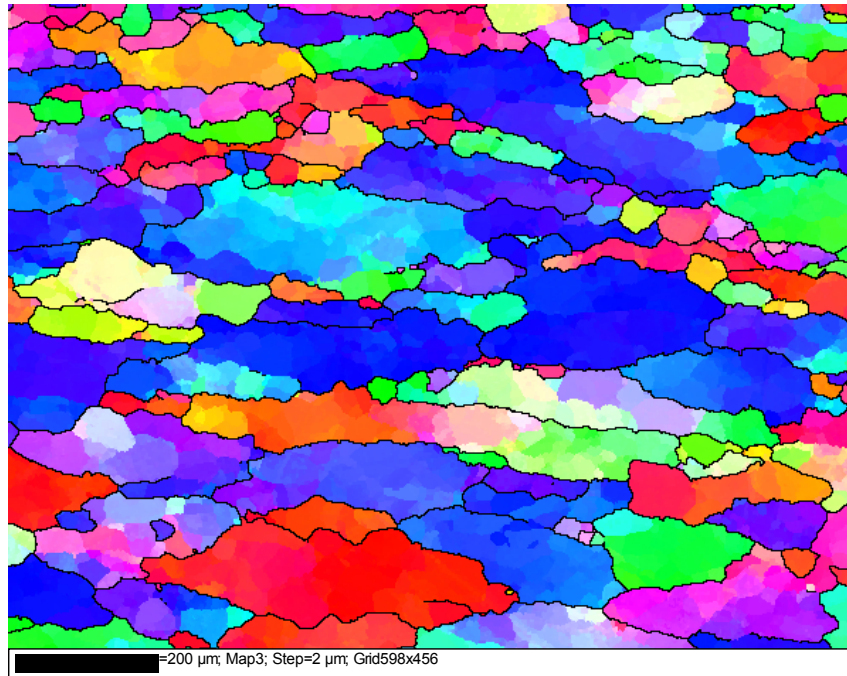


Figura 4.50 Figura invertida de polo de la Sección A, $\dot{\epsilon}_1 = 9 \times 10^{-3} \text{s}^{-1}$, enfriamiento por aire forzado.

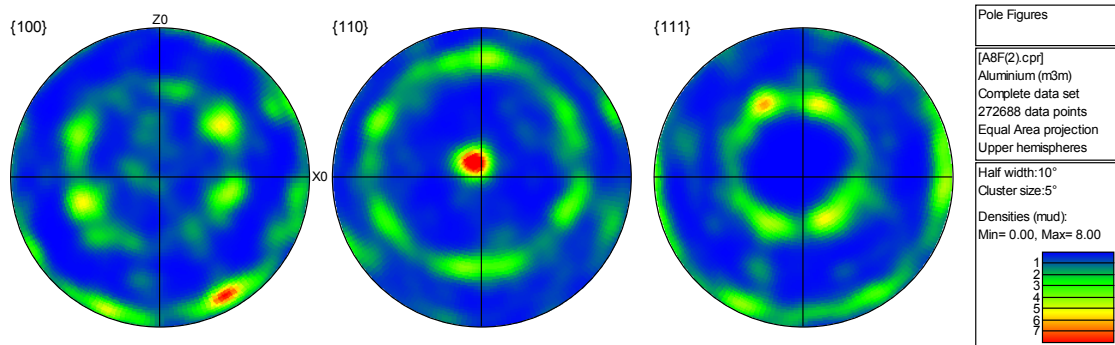


Figura 4.51 Figura de polo de la Sección A, $\dot{\epsilon}_1 = 9 \times 10^{-3} \text{s}^{-1}$, enfriamiento por aire forzado.

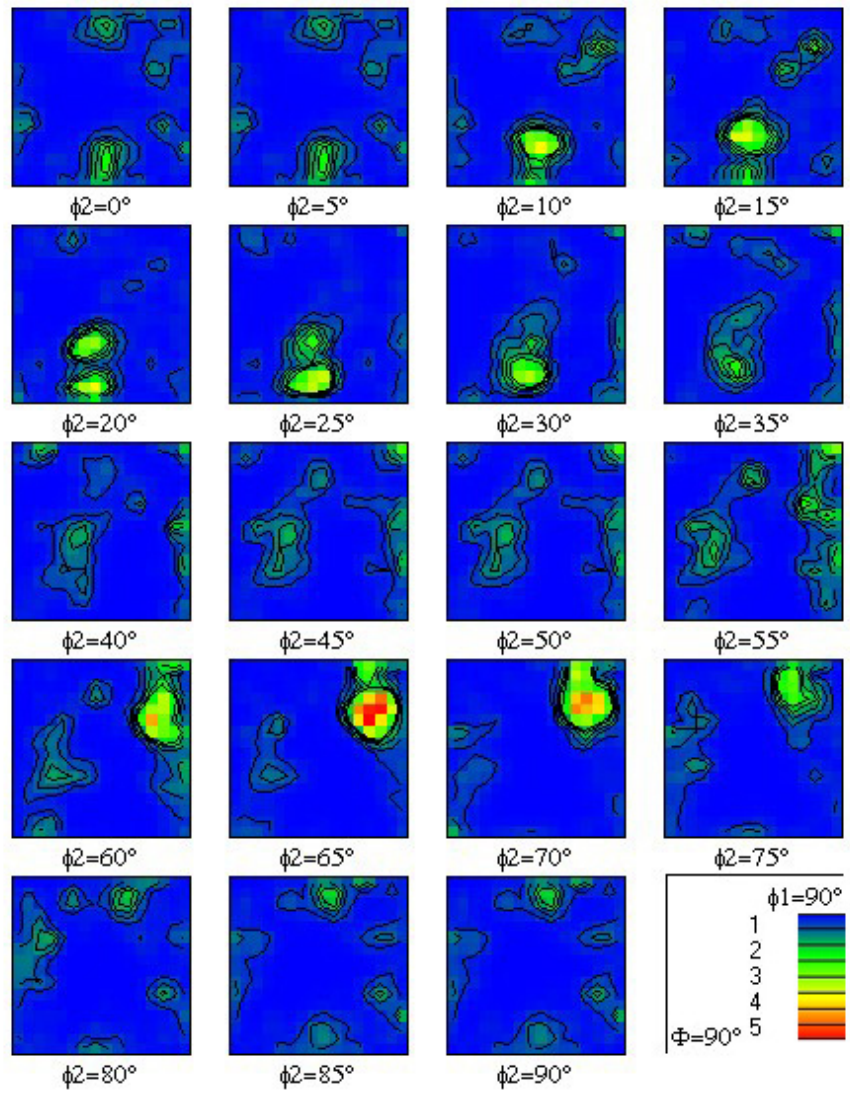


Figura 4.52 Función de distribución de orientaciones de la Sección A, $\dot{\epsilon}_1 = 9 \times 10^{-3} \text{s}^{-1}$, enfriamiento por aire forzado.

4.5.1.2 Sección C

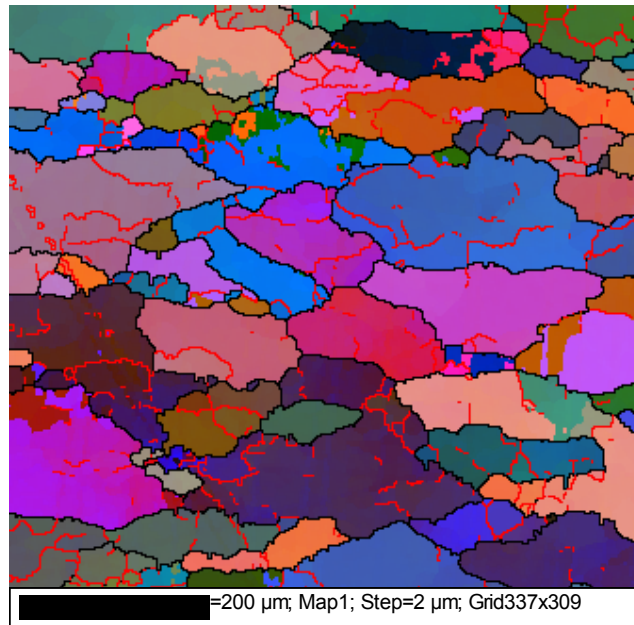


Figura 4.53 Mapa de Euler de la Sección C, $\dot{\epsilon}_1 = 9 \times 10^{-3} \text{s}^{-1}$, enfriamiento por aire forzado.

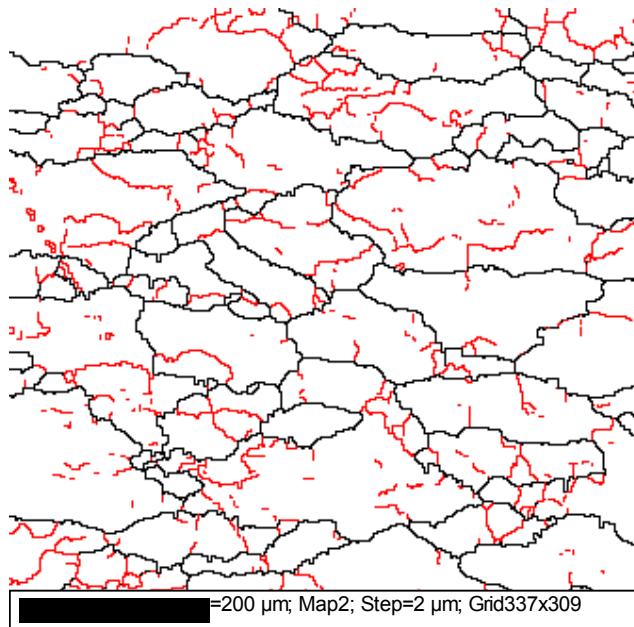


Figura 4.54 Fronteras de grano y subgranos de la Sección C, $\dot{\epsilon}_1 = 9 \times 10^{-3} \text{s}^{-1}$, enfriamiento por aire forzado.

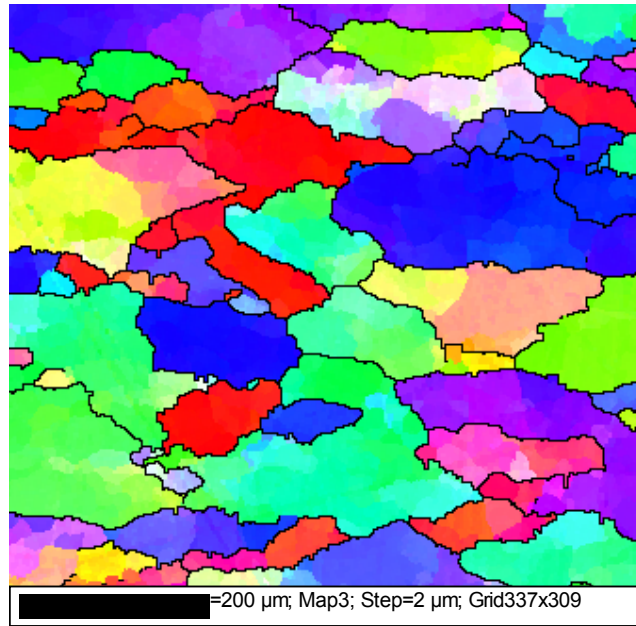


Figura 4.55 Figura invertida de polo de la Sección C, $\dot{\epsilon}_1 = 9 \times 10^{-3} \text{s}^{-1}$, enfriamiento por aire forzado.

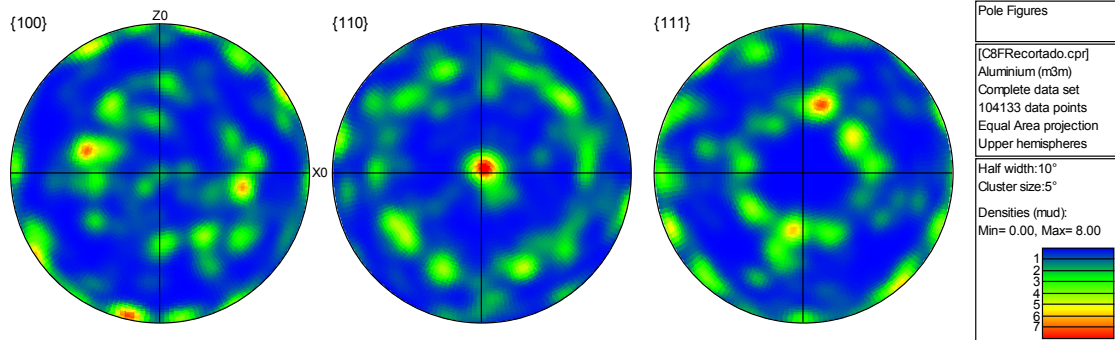


Figura 4.56 Figura de polo de la Sección C, $\dot{\epsilon}_1 = 9 \times 10^{-3} \text{s}^{-1}$, enfriamiento por aire forzado.

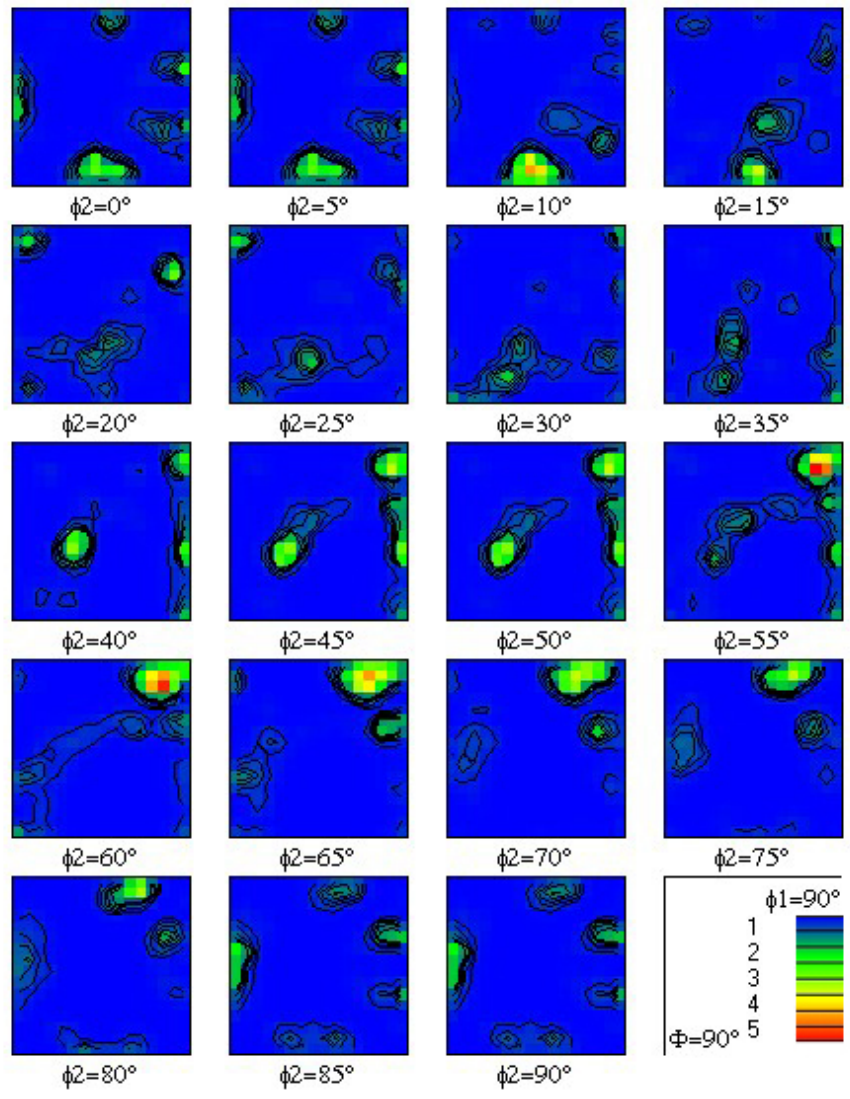


Figura 4.57 Función de distribución de orientaciones de la Sección C, $\dot{\epsilon}_1 = 9 \times 10^{-3} \text{s}^{-1}$, enfriamiento por aire forzado.

4.5.1.3 Sección E

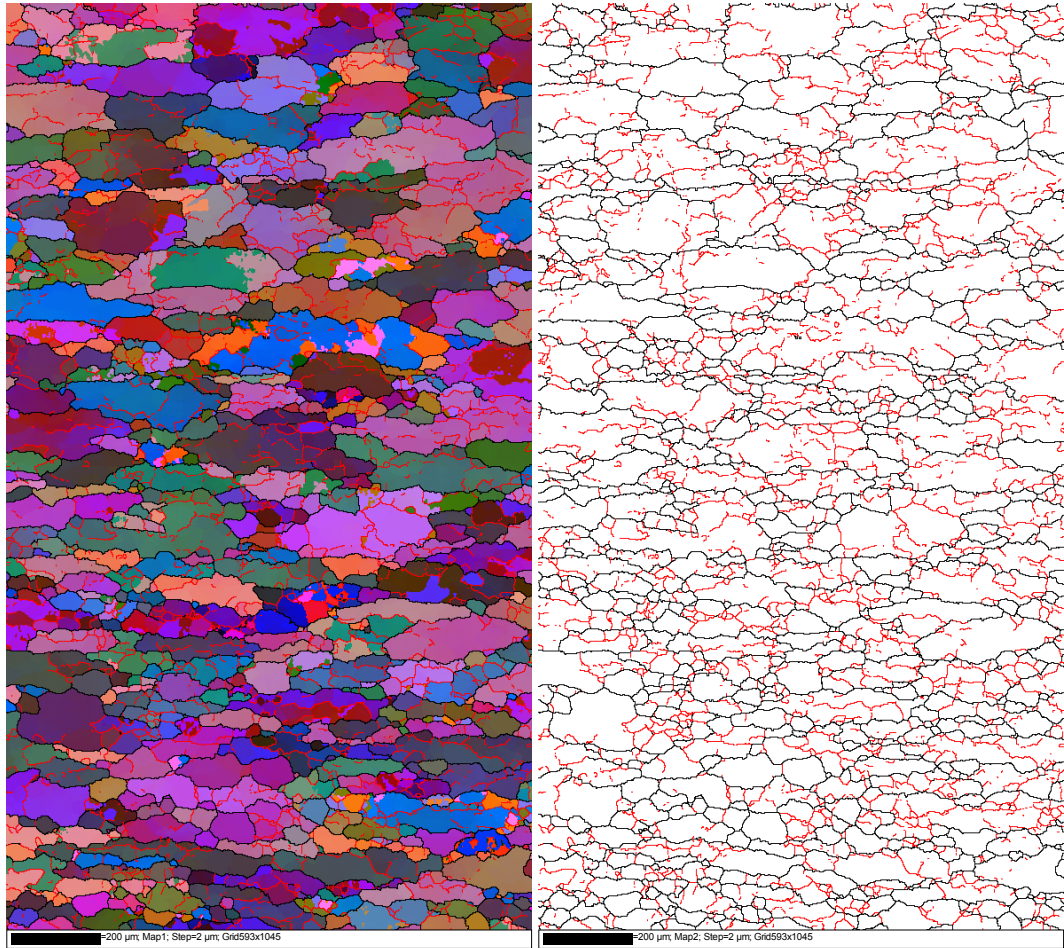


Figura 4.58 Mapa de Euler y Fronteras de grano de la Sección E, $\dot{\epsilon}_1 = 9 \times 10^{-3} \text{s}^{-1}$, enfriamiento por aire forzado.

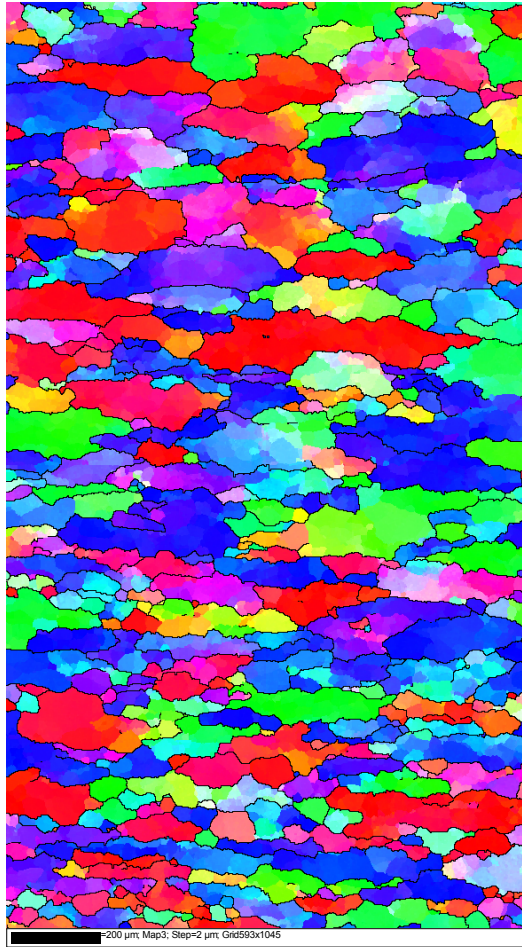


Figura 4.59 Figura invertida de polo de la Sección E, $\dot{\epsilon}_1 = 9 \times 10^{-3} \text{s}^{-1}$, enfriamiento por aire forzado.

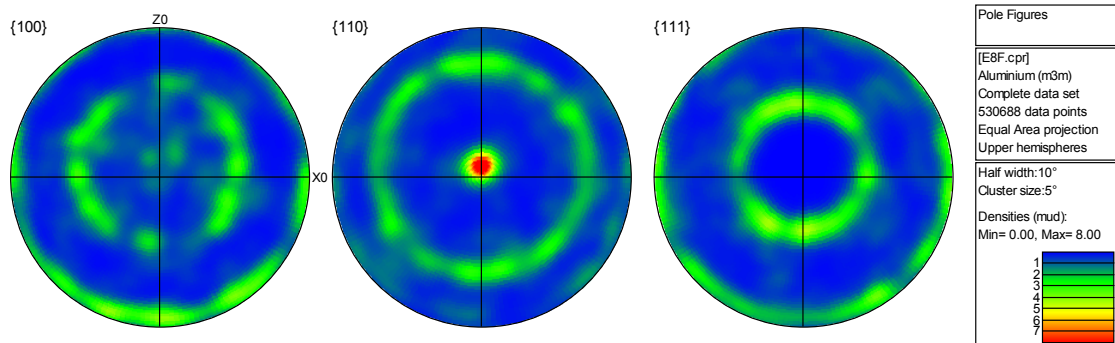


Figura 4.60 Figura de polo de la Sección E, $\dot{\epsilon}_1 = 9 \times 10^{-3} \text{s}^{-1}$, enfriamiento por aire forzado.

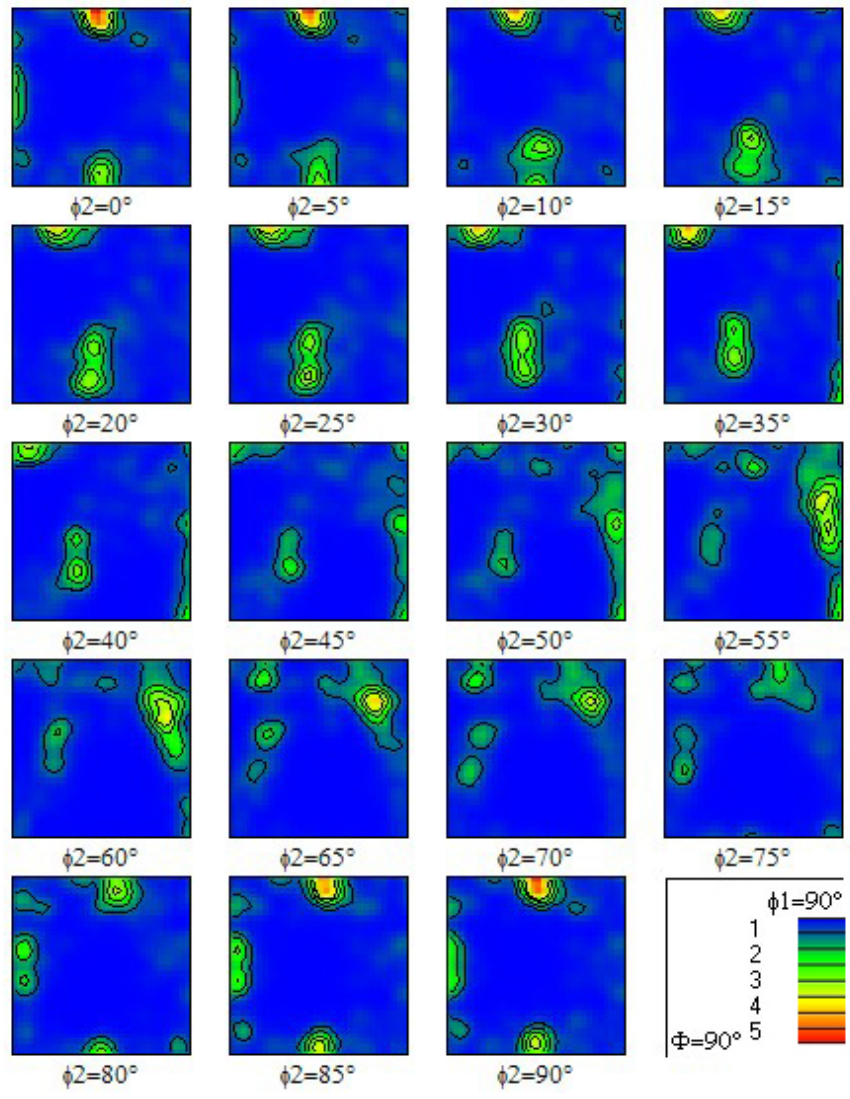


Figura 4.61 Función de distribución de orientaciones de la Sección E, $\dot{\epsilon}_1 = 9 \times 10^{-3} \text{s}^{-1}$, enfriamiento por aire forzado.

4.5.2 $\dot{\epsilon}_2 = 9 \times 10^{-2} \text{s}^{-1}$ enfriamiento por aire forzado

4.5.2.1 Sección A

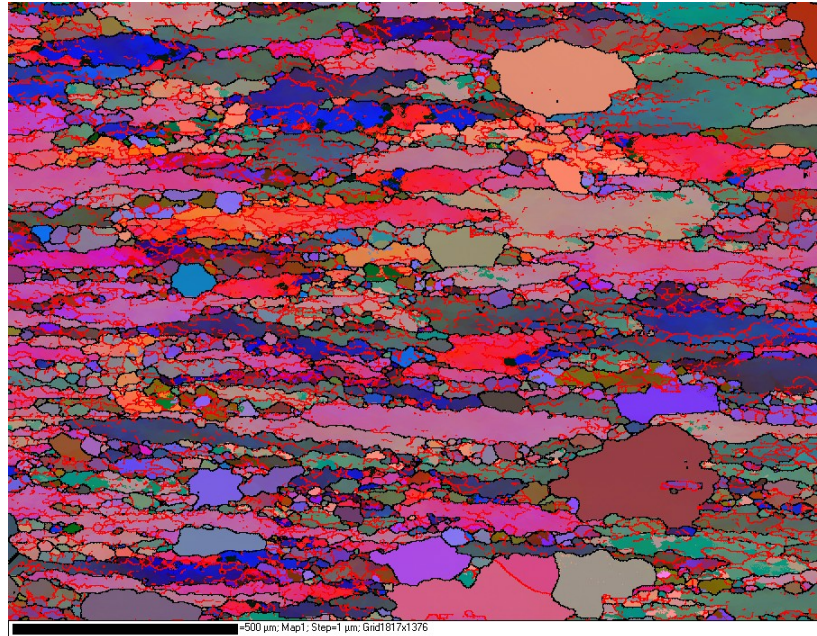


Figura 4.62 Mapa de Euler de la Sección A, $\dot{\epsilon}_2 = 9 \times 10^{-2} \text{s}^{-1}$, enfriamiento por aire forzado.

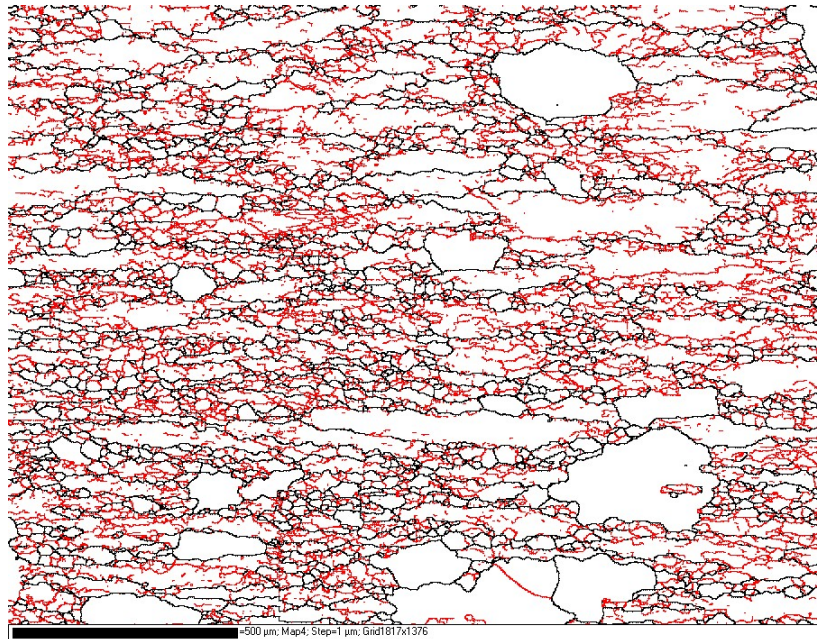


Figura 4.63 Fronteras de grano y subgranos de la Sección A, $\dot{\epsilon}_2 = 9 \times 10^{-2} \text{s}^{-1}$, enfriamiento por aire forzado.

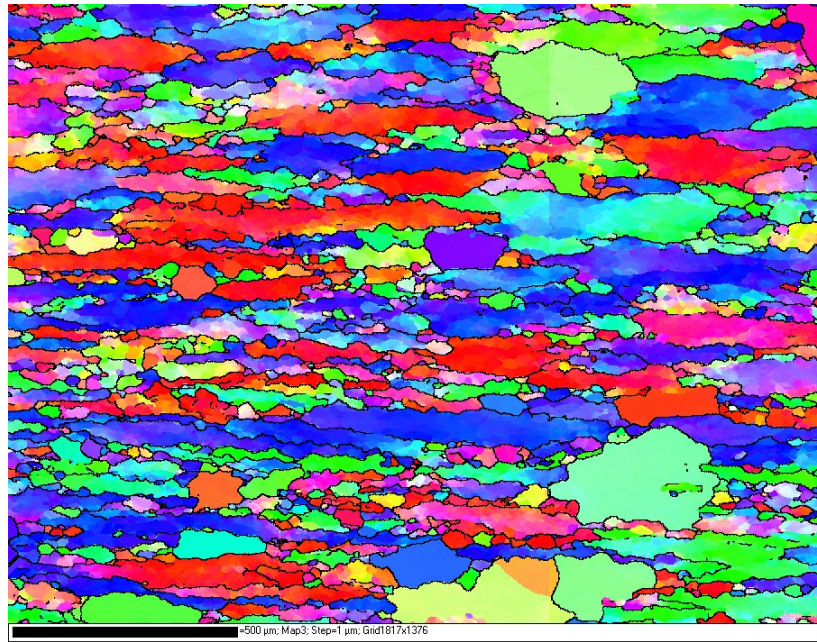


Figura 4.64 Figura invertida de polo de la Sección A, $\dot{\epsilon}_2 = 9 \times 10^{-2} \text{s}^{-1}$, enfriamiento por aire forzado.

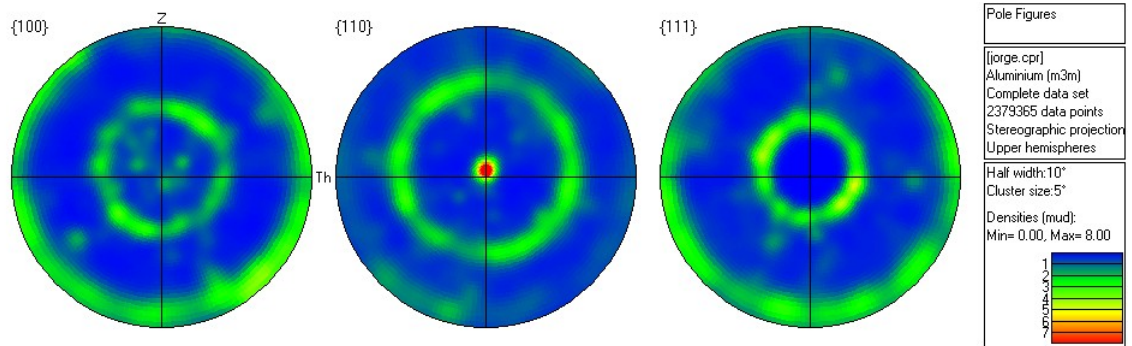


Figura 4.65 Figura de polo de la Sección A, $\dot{\epsilon}_2 = 9 \times 10^{-2} \text{s}^{-1}$, enfriamiento por aire forzado.

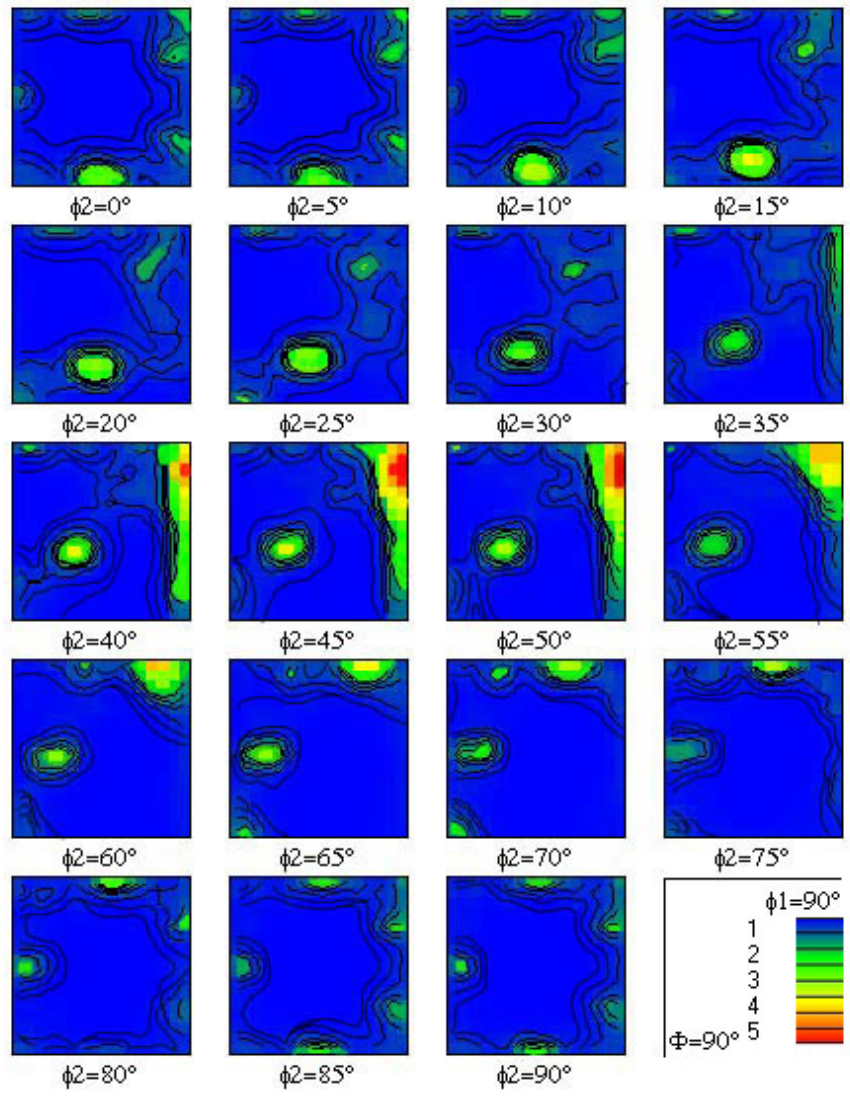


Figura 4.66 Función de distribución de orientaciones de la Sección A, $\dot{\epsilon}_2 = 9 \times 10^{-2} \text{s}^{-1}$, enfriamiento por aire forzado.

4.5.2.2 Sección C

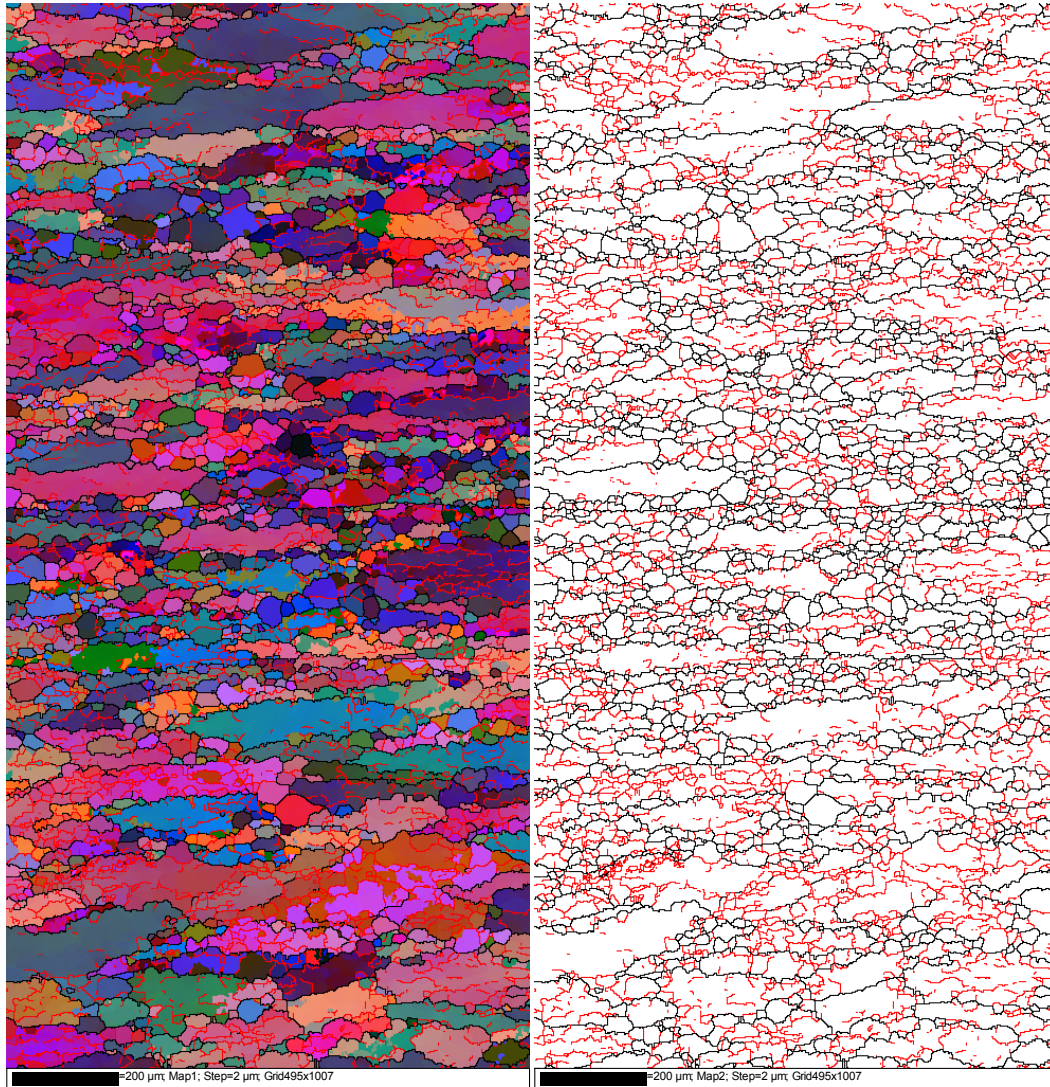


Figura 4.67 Mapa de Euler y fronteras de grano de la Sección C, $\dot{\epsilon}_2 = 9 \times 10^{-2} \text{s}^{-1}$, enfriamiento por aire forzado.

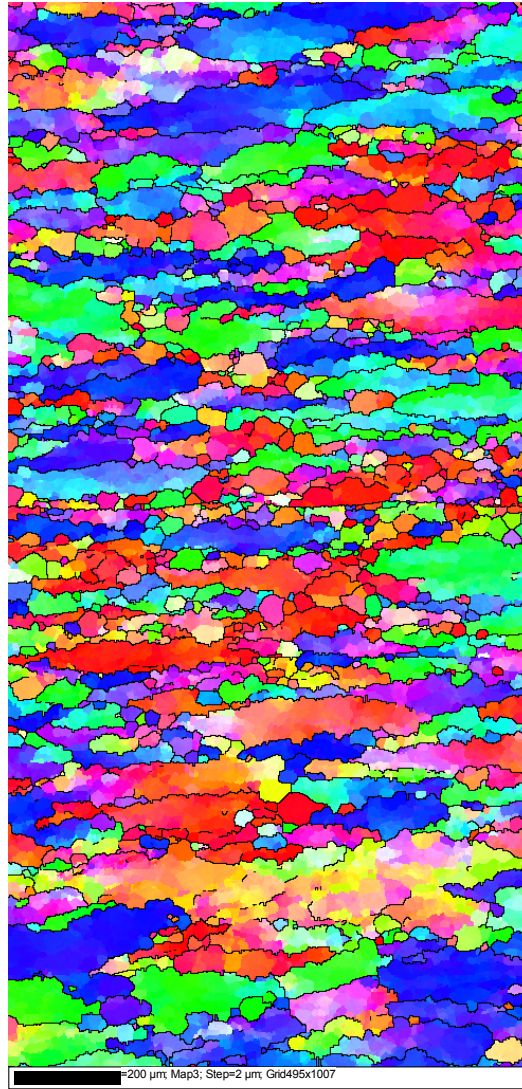


Figura 4.68 Figura invertida de polo de la Sección C, $\dot{\epsilon}_2 = 9 \times 10^{-2} \text{s}^{-1}$, enfriamiento por aire forzado.

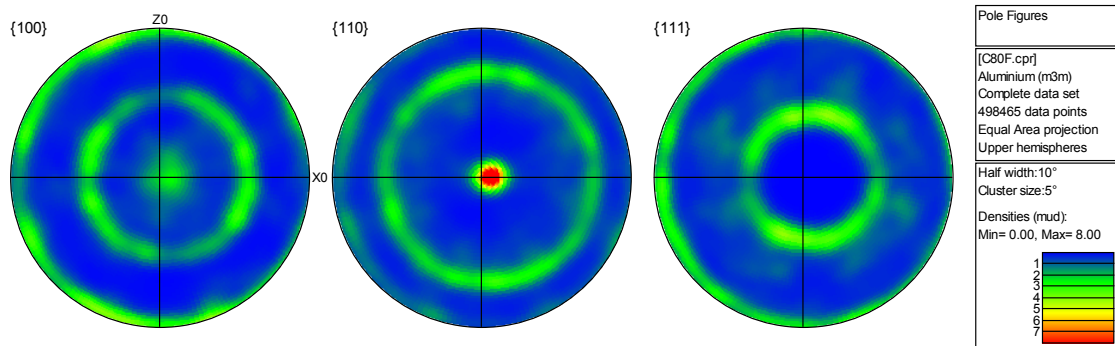


Figura 4.69 Figura de polo de la Sección C, $\dot{\epsilon}_2 = 9 \times 10^{-2} \text{s}^{-1}$, enfriamiento por aire forzado.

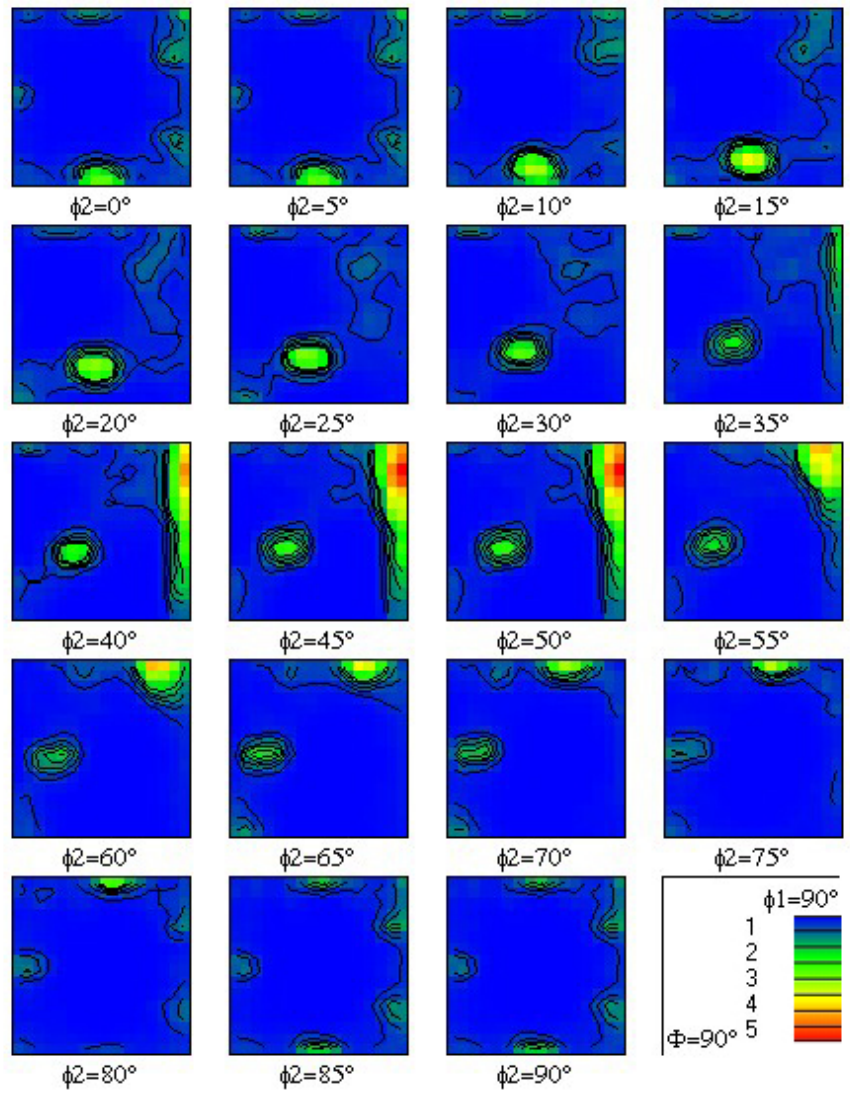


Figura 4.70 Función de distribución de orientaciones de la Sección C, $\dot{\epsilon}_2 = 9 \times 10^{-2} \text{s}^{-1}$, enfriamiento por aire forzado.

4.5.2.3 Sección E

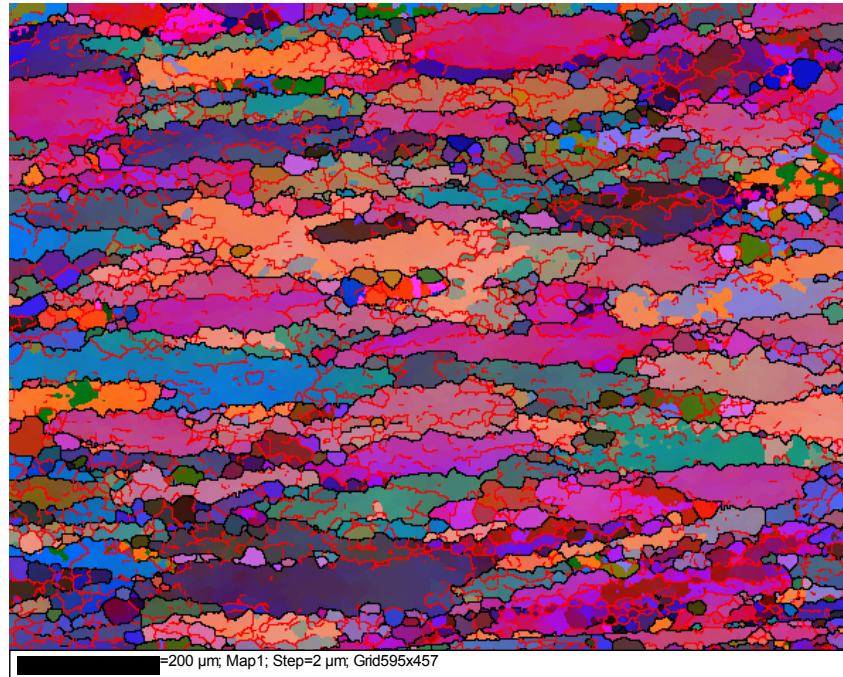


Figura 4.71 Mapa de Euler de la Sección E, $\dot{\epsilon}_2 = 9 \times 10^{-2} \text{s}^{-1}$, enfriamiento por aire forzado.

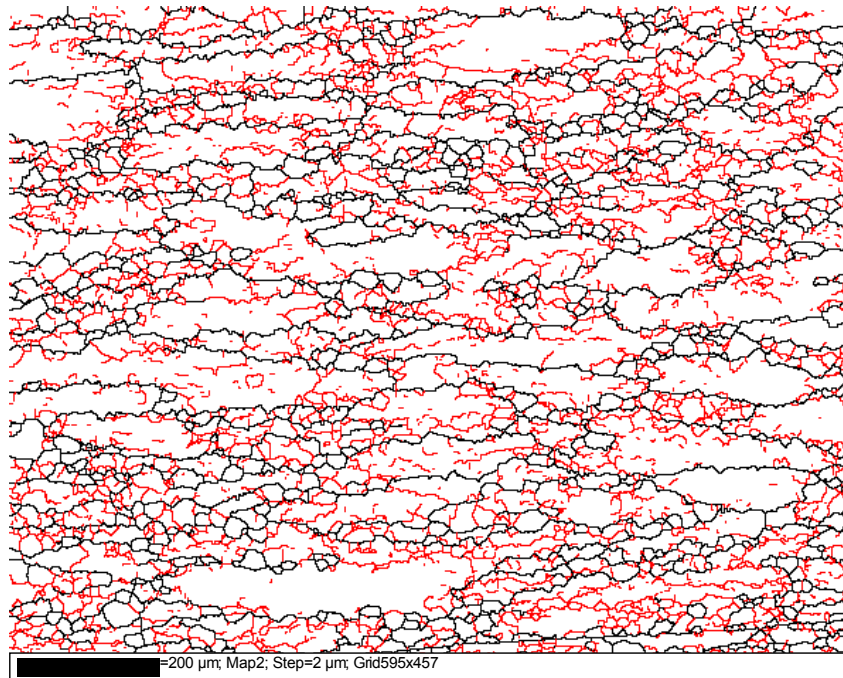


Figura 4.72 Fronteras de grano y subgranos de la Sección E, $\dot{\epsilon}_2 = 9 \times 10^{-2} \text{s}^{-1}$, enfriamiento por aire forzado.

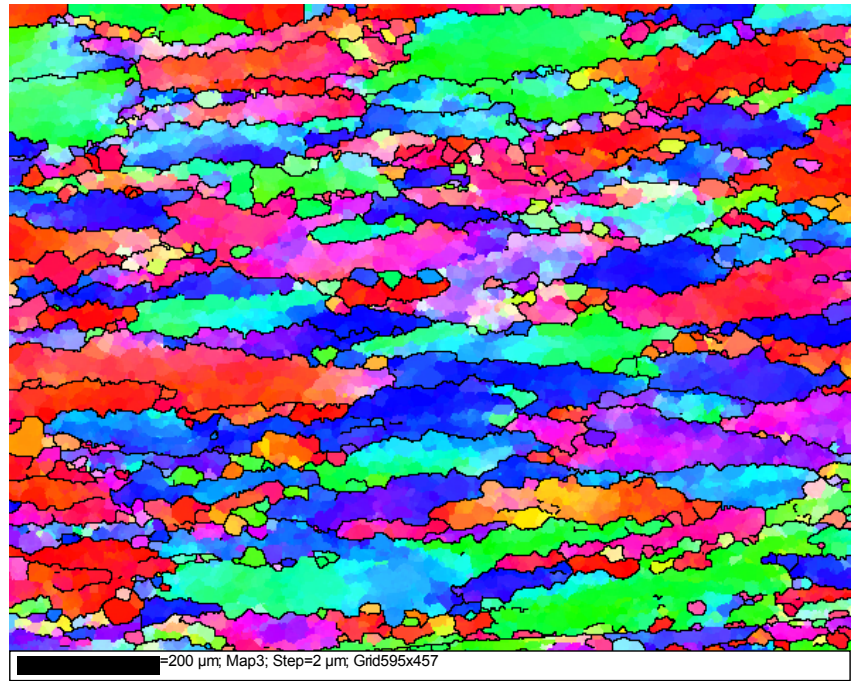


Figura 4.73 Figura invertida de polo de la Sección E, $\dot{\epsilon}_2 = 9 \times 10^{-2} \text{s}^{-1}$, enfriamiento por aire forzado.

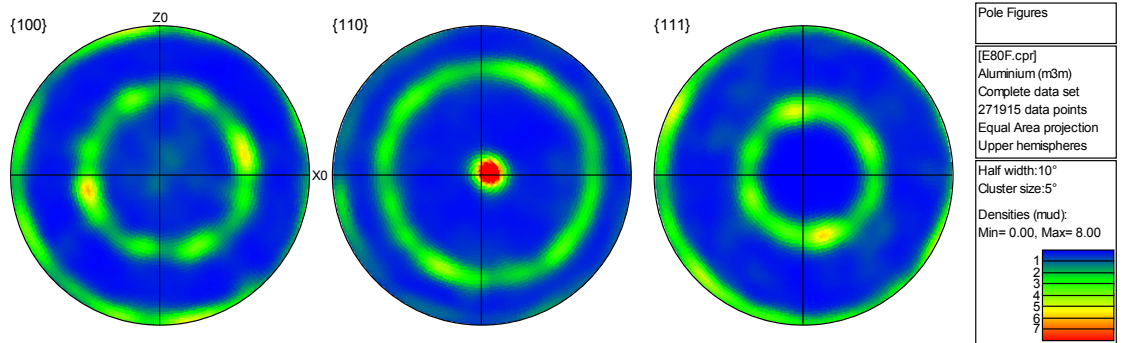


Figura 4.74 Figura de polo de la Sección E, $\dot{\epsilon}_2 = 9 \times 10^{-2} \text{s}^{-1}$, enfriamiento por aire forzado.

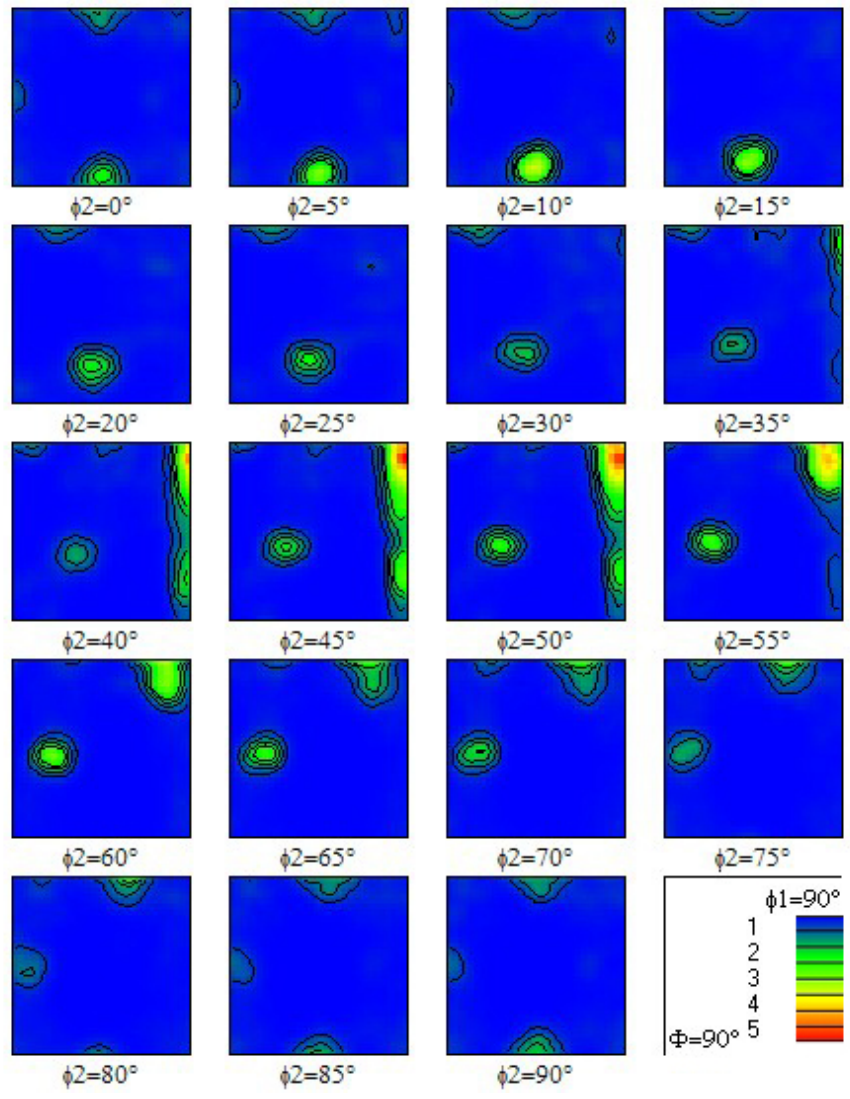


Figura 4.75 Función de distribución de orientaciones de la Sección E, $\dot{\epsilon}_2 = 9 \times 10^{-2} \text{s}^{-1}$, enfriamiento por aire forzado.

4.5.3 Desorientación

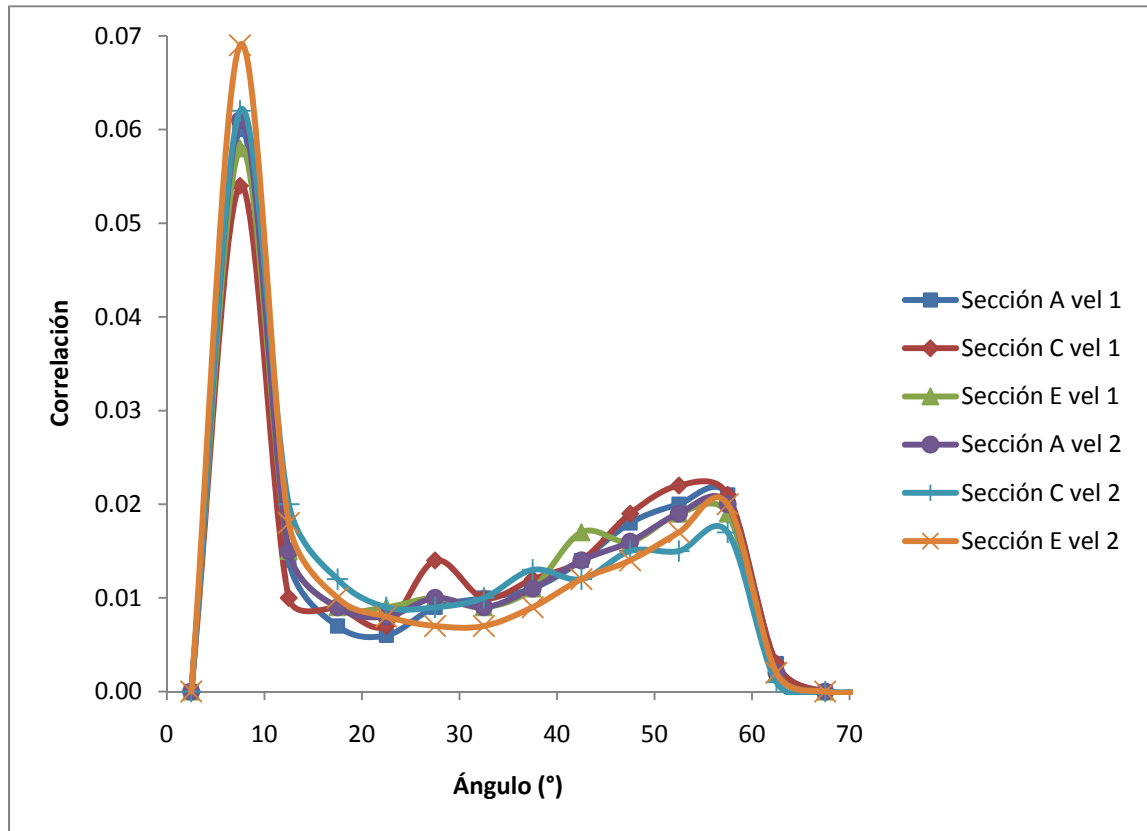


Figura 4.76 Resultado de la desorientación de los granos en cada muestra analizada en su microtextura.

La Figura 4.76 representa los resultados del análisis de la desorientación de los granos, los datos obtenidos pueden ser encontrados en el Apéndice 5.

4.6 Análisis químico por medio de MEB/EED

El equipo utilizado para el análisis químico por medio de espectrómetro de energías dispersadas fue el mismo utilizado para el análisis de la microtextura, sólo se removió la cámara que detectaba electrones retrodispersados y se montó el espectrómetro para hacer el análisis.

Se utilizó un voltaje de 20 kV, con una distancia de trabajo de 6.1 mm, y la apertura fue de 3 mm.

La Figura 4.77 y la Figura 4.78 muestran el resultado obtenido del análisis químico realizado en un precipitado de la probeta.

Precipitado AlFeSi

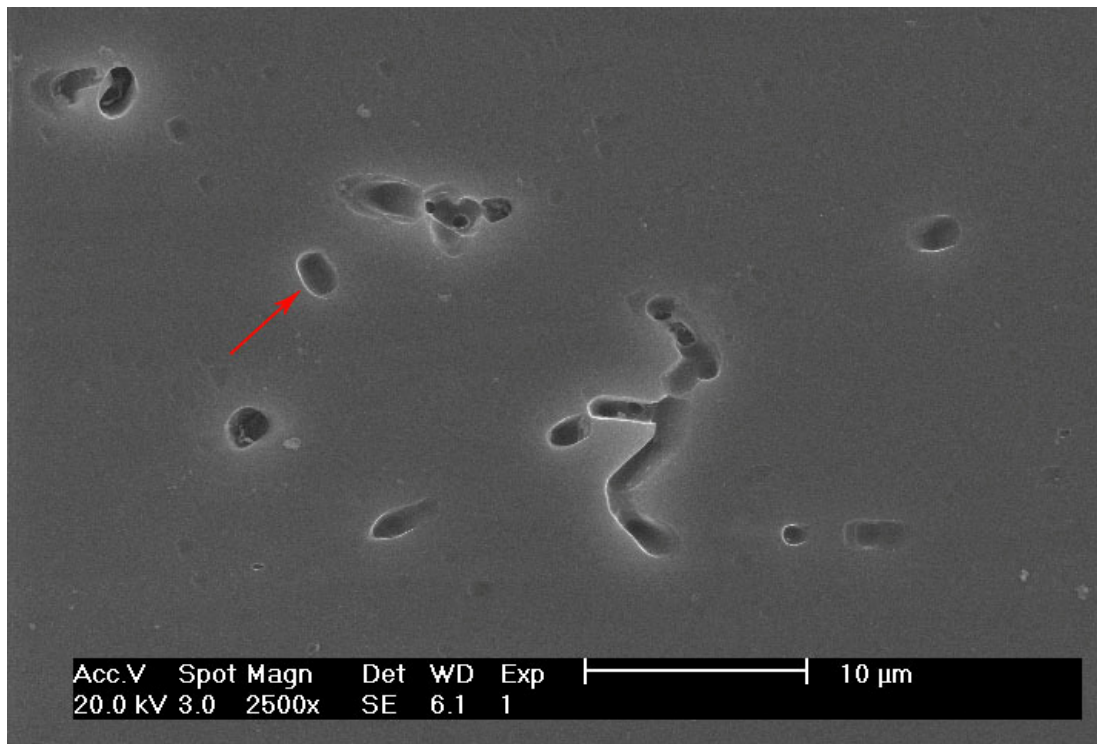


Figura 4.77 Análisis de precipitado por medio de EED.

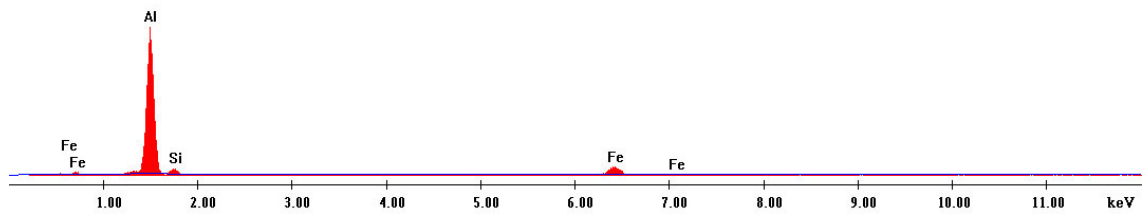


Figura 4.78 Composición Química del precipitado.

Tabla 4.3 Composición química.

Elemento	Porcentaje en Peso	Porcentaje Atómico
Al	74.00	82.80
Fe	5.88	6.32
Si	20.12	10.88
Total	100.00	100.00

Los valores de la Tabla 4.3 pueden ser encontrados en el Apéndice 6.

5 DISCUSIÓN

5.1 Deformaciones

Los resultados obtenidos de las deformaciones realizadas en la máquina INSTRON presentadas en el capítulo anterior muestran diferencias entre cada una de ellas.

Las Muestras 1.2 y Muestras 1.3 representadas en la Figura 4.2 y la Figura 4.3 respectivamente no presentan grandes cambios en las diferentes secciones del tocho, así también como las muestras 2.1 representadas en la Figura 4.4.

Mientras que las demás muestras; Muestras 1.1, Muestras 2.2 y Muestras 2.3 representadas por Figura 4.1, Figura 4.5, Figura 4.6 respectivamente muestran una gran diferencia en los resultados de las secciones del tocho, esto pudo ser debido a factores externos al procedimiento de la deformación, como lo sería la interferencia causada por el inductor al pistón de la máquina de deformación, pero debido a la consistencia de las demás muestras no hubo la necesidad de hacer alguna repetición.

La temperatura a la que se trabajó cada una de las secciones fue la misma, una temperatura de 480°C, por lo que no se esperaba cambio en el esfuerzo requerido para hacer la deformación en las secciones similares como lo publica Kwon(27) y Mengjun (28). Mientras lo esperado era que existiera un cambio entre el valor de la sección del centro y del extremo y sus intermedios

En general el grupo 2 de las muestras tienen un aumento en el esfuerzo y esto es debido a la velocidad de deformación utilizada, así mismo Mengjun (28) demuestra que a la misma temperatura las muestras no deberían de tener una variación en el esfuerzo al menos de que haya un incremento en la velocidad. En la Sección D (Figura 4.10) se demuestra claramente la diferencia entre las dos velocidades de deformación.

En todas las muestras entre 0 y 0.1 de deformación presentan una etapa de elasticidad, posteriormente pasan a la etapa plástica.

La Tabla 4.2 muestra una comparación de los valores del esfuerzo a diferentes velocidades de deformación, se aprecia que existe un incremento a mayor velocidad y tiene el mismo comportamiento todas las probetas deformadas.

5.2 Microdureza

En los resultados de la microdureza se muestra un aumento significativo en los valores de dureza Vickers. Así como Al-Marahleh (6) donde expone que el cambio de los valores de dureza Vickers después de un envejecido puede aumentar entre 30 y 50 unidades.

En la Figura 4.13 se demuestra que las probetas de aluminio tratadas con un tratamiento térmico T6 que consistió elevar la temperatura a 175°C durante 8 horas aumentó la dureza notablemente en las muestras. Así mismo Kumar (4) demostró que el tiempo ideal para alcanzar la máxima dureza es de 6 a 8 horas.

El aumento de los valores de dureza fue independiente de la sección que se estuvo trabajando y el tipo de enfriamiento que sufrieron cada una de las muestras.

5.3 Difracción de rayos X

El principal objetivo del análisis hecho por medio de difracción de rayos X era identificar las diferentes fases presentes en la aleación, en los resultados mostrados en el capítulo anterior no se pueden identificar claramente las fases y es debido a que su fracción de volumen es menor al 5% (3).

Después de hacer un barrido completo a las muestras, se hizo un barrido más preciso sobre los ángulos 2θ de 40° a 2θ de 50° que así lo sugieren Panigrahi *et al.* en dos de sus publicaciones (4, 29). Las cuales demuestran una fase de Mg_2Si cercano al ángulo 2θ de 42° , pero a pesar de haberse hecho el barrido más preciso no se pudo observar la presencia de dicho precipitado.

El corrimiento de las curvas que se presentan de aproximadamente $2\theta = 0.25^\circ$ es debido al tratamiento térmico que se les aplicó, así mismo se ve claramente que los resultados son independientes de la velocidad de deformación.

Así mismo Panigrahi *et al.* (30) sugieren que el precipitado $AlFeSi$ se podría encontrar cerca del ángulo 2θ de 45° y 2θ de 65° , y en las figuras mostradas se aprecia claramente un pico en dichos ángulos, demostrando que está presente dicho precipitado en la aleación, confirmado por el análisis de energías dispersadas.

5.4 Microscopía electrónica de barrido

Las imágenes del microscopio electrónico de barrido, muestran claramente la distribución de los granos en la muestra, así como la ubicación de los diferentes precipitados que se forman; se puede observar que dichos precipitados están localizados en las fronteras de los granos de la matriz y en general se presentan dos geometrías de los mismos.

Prevalecen las formas circulares los cuales son AlFeSi confirmado por el análisis de energías dispersadas, pero así mismo están presentes una gran cantidad en forma de agujas que se cree que son Mg_2Si , estos precipitados los podemos identificar por las partículas que resaltan de color blanco en cada una de las figuras mostradas en el capítulo anterior.

En los aumentos menores se pueden apreciar los granos del material y la distribución de las partículas, ejemplo de esto es la Figura 4.32. Los diferentes aumentos que se obtienen en el microscopio ayudan a poder ver con claridad la posición de cada uno de los precipitados, la forma, el tamaño y la distribución en una determinada área.

La Figura 4.45 es otro ejemplo en el cual se puede apreciar los granos en el material, en la parte superior se observa los granos delimitados por los precipitados y el tamaño de los mismos.

La Figura 4.33 y la Figura 4.34 muestran a diferentes aumentos los precipitados en la base, se ve claramente los granos y como dichos precipitados están en las fronteras en algunas ocasiones teniendo geometrías no simétricas para coincidir con la curvatura de los granos.

La Figura 4.47 en la parte inferior muestra a un gran aumento un par de precipitados, se cree que los que tienen forma circular son $AlFeSi$, mientras que los que son alargados Mg_2Si , posteriormente se discutirán los resultados de la composición química hechos por MEB/EED. La forma en la que se presentan los precipitados en la figura es una configuración en la cual se da de manera repetida, como lo muestran Figura 4.39 en la parte inferior, la Figura 4.44 en su parte inferior.

5.5 Microtextura por medio de difracción de electrones retrodispersados

Los resultados mostrados en el capítulo anterior fueron de las dos velocidades de deformación realizadas y de 3 secciones del tocho en cada una de ellas. Los diferentes análisis que se hicieron mostraron fronteras de grano, mapa de Euler y figuras de polo invertidas, así como también se analizaron la función de distribución de orientaciones y las figuras de polo de cada una de las secciones previamente descritas.

Las figuras de microtextura muestran líneas negras continuas las cuales delimitan los granos tomándose en cuenta una diferencia de ángulo mayor de 15° , mientras que las líneas rojas mostradas sólo en algunas figuras (Fronteras de grano y subgranos), son las fronteras formadas dentro de los granos y se consideró un ángulo máximo de 4° , cómo lo publicaron Panigrahi *et al.* (30, 31) así mismo Cabibbo *et al* (32).

Las Figura 4.48, Figura 4.53 y Figura 4.58, de la Sección A, C y E respectivamente, a una velocidad de deformación de $\dot{\epsilon}_1 = 9 \times 10^{-3} s^{-1}$,

muestran un cambio del tamaño de grano, el cual se esperaba debido al enfriamiento sufrido después de la obtención del tocho que prevalece una temperatura mayor en el centro del mismo, se puede observar que la sección A los granos son alargados en dirección perpendicular a la compresión, mientras que los granos de la sección C son un poco más uniformes y no presentan la geometría que las otras dos secciones, mientras que en la sección E, los granos son aún más alargados en la misma dirección que la sección A.

Las figuras que representan las fronteras de grano y los subgranos se mostraron a continuación de las figuras descritas en el párrafo anterior, estos se forman debido a la deformación excesiva realizada en las muestras, la Figura 4.49, muestra la Sección A y se puede ver claramente el perfil de cada uno de los granos. La Figura 4.54 y la Figura 4.58 en su parte derecha, representan las fronteras de grano para las secciones C y E, en estas figuras se puede ver que existen granos que no tienen deformación interna, se pueden apreciar fácilmente debido a las líneas rojas, lo cual indica que sufrieron un crecimiento después de haberse hecho la deformación, esto es debido a que la deformación se realizó a alta temperatura y lleva un tiempo de la deformación al enfriamiento total de la probeta.

Las figuras invertidas de polo muestran la orientación de los granos en colores, cabe resaltar que el mismo color es la misma orientación.

Las figuras de polo de las probetas muestran las orientaciones de las probetas en los diferentes planos de orientación comparándolas con un marcador de intensidad arbitrario.

La Figura 4.51 de la Sección A, muestra que la mayor intensidad de los granos se encuentran orientados en la familia de planos $\{110\}$,

identificado por la zona roja en la figura. Así mismo para la Figura 4.60 en la sección E se muestra el mismo comportamiento. La Figura 4.56 representa la Sección C, debido al tamaño del mapa de la muestra la figura no presenta la forma de círculo concéntrico que se formó en las otras dos, ya que la cantidad de información es mucho menor.

Después de presentar los resultados de la primera velocidad de deformación, se procedió a exponer los resultados de la segunda velocidad de deformación $\dot{\epsilon}_2 = 9 \times 10^{-2} \text{s}^{-1}$ en el capítulo anterior, la Figura 4.62, Figura 4.67 y la Figura 4.71 presentan el mapa de Euler de las secciones A, C y E respectivamente, y se puede observar claramente que existe una deformación mayor en los granos, pero aún así se aprecia la diferencia entre la geometría de los granos entre las secciones, siendo la C la de menor alargamiento, mientras que la Sección A y la sección E muestran un alargamiento mayor en la misma dirección perpendicular al sentido de la deformación. Así mismo se puede observar que como lo muestran la Figura 4.63, Figura 4.67 y la Figura 4.72 que los granos sufrieron una mayor deformación interna que la primera velocidad de deformación, se aprecia debido a que la cantidad de líneas rojas que representan ángulos menores a 4° se manifiestan en mayor cantidad. En ésta velocidad de deformación también se presentan granos que no tienen deformación interna, que representa un crecimiento del mismo, esto ocurre en la fase intermedia entre la deformación a alta temperatura y el enfriamiento de la probeta.

Las figuras invertidas de polos, Figura 4.64, Figura 4.68 y la Figura 4.73 demuestran la orientación de los granos, cabe aclarar nuevamente que el mismo color representaría la misma orientación del grano.

Las figuras de polo Figura 4.65, Figura 4.69 y la Figura 4.74, muestran las familias de planos en los cuales están orientados, así mismo, como en la primera velocidad de deformación son coincidentes con $\{110\}$ donde se alcanza la mayor intensidad de granos en esa dirección.

En la Figura 4.52 está representada la función de distribución de orientación de la Sección A en la primer velocidad de deformación, la Figura 4.57 y la Figura 4.61 representan la Sección C y E respectivamente, dos ángulos están fijos, en este caso $\Phi=90^\circ$ y $\Phi_1=90^\circ$ mientras que Φ_2 es la que se va rotando de 0° a 90° , cubriéndose el espacio tridimensional de Euler, las tres figuras representan una similitud entre las geometrías obtenidas en ángulos iguales prevaleciendo formas circulares, a diferencia de la Figura 4.66 que representa la Sección A de la segunda velocidad de deformación y la Figura 4.70 y Figura 4.75 representando la Sección C y la Sección E respectivamente, éstas presentan geometrías mas alargadas en los ángulos cercanos a $\Phi_1=90^\circ$. Mao (33) y Johansson *et al.* (34) enfatizan los ángulos $\Phi_2=45^\circ$ y $\Phi_2=65^\circ$, cuyas componentes prevalecen a lo largo de las secciones en cada una de las deformaciones, sin embargo la intensidad disminuye conforme la muestra está más cercana a la superficie.

La Figura 4.76 muestra los resultados de la desorientación de los granos en cada una de las probetas analizadas, se observa que tienen un comportamiento muy parecido cada una de ellas, todas las probetas coinciden con su pico mayor cerca del ángulo 7.5° , después inmediatamente tienen un declive y luego siguen con una pendiente positiva hasta pasar el ángulo de 62.5° y después son nulos sus valores. Los ángulos pequeños indican que existe un gran número de subgranos ya que no existe diferencia significativa en la orientación

de cada uno de ellos (35), son formados debido a la deformación que sufrió cada probeta, los pequeños valores en ángulos mayores indican un crecimiento de grano debido a la deformación realizada en alta temperatura (33).

5.6 Análisis químico por medio de MEB/EED

El resultado obtenido en una de las probetas indica que el precipitado AlFeSi está presente, se identificó como pequeños círculos, tanto la composición química y atómica, indica los valores para cada uno de los elementos presentes en el precipitado, por otro lado las partículas Mg_2Si que se esperaban observar no pudieron ser identificadas, debido a que se piensa que las agujas que formaban eran tan pequeñas que no podían ser detectadas en el microscopio, cómo pasó con el análisis de rayos X; se utilizaron diferentes condiciones para tratar de propiciar la identificación de dicho precipitado, como lo sería, no atacar la muestra, electropulirla, utilizar menos voltaje, pero en ninguna se obtuvo resultado alguno. Panigrahi (29) sugiere que para poder obtener información de dichos precipitados se puede hacer un análisis por medio de microscopio electrónico de transmisión.

6 CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES

El esfuerzo requerido para deformar las probetas fue igual en cada una de las secciones del tocho sólo dependiendo de la velocidad de deformación.

La dureza en las probetas aumentó en un promedio de 34 HV después de completar el ciclo del tratamiento térmico T6 y los valores de dicho aumento fue independiente de la velocidad de deformación y de los tres métodos utilizados para el enfriamiento.

Los picos resultantes de cada análisis de difracción por rayos X mostraron la matriz del material y no los precipitados debido a que el porcentaje en volumen de los mismos es menor al 5%. El corrimiento de las gráficas con el mismo comportamiento se debió al ciclo del tratamiento térmico que se le aplicó a cada una de las muestras así mismo por los esfuerzos provocados por la precipitación.

Los precipitados se encuentran en las fronteras de grano de forma circulares y de agujas como lo demostraron las imágenes tomadas en el microscopio electrónico de barrido. La distribución del tamaño de granos es uniforme en cada una de las muestras sin embargo no es del mismo tamaño en cada una de las secciones; como se demostró por medio del análisis de textura se observa una clara diferencia entre el tamaño de grano entre las secciones analizadas y esto se debe al lugar que se encontraban en el tocho.

Se observa con claridad la formación de subgranos en el material, la formación de los mismos tiene una relación directa con la velocidad de deformación, las componentes de cada una de las muestras en la función de distribución de orientaciones son iguales en cada una de las velocidades, la única variación entre las secciones es la intensidad con la cual se presentan.

Recomendaciones

Analizar por medio de un microscopio electrónico de transmisión para evitar el desprendimiento de los mismos durante el análisis así como utilizar velocidades diferentes de deformación, quedaría para trabajo a futuro.

Utilizar diferentes velocidades de deformación que abarquen mas órdenes de magnitud para ver el esfuerzo requerido para hacer la deformación.

Emplear diferentes valores en la temperatura que se está trabajando y analizar si existe una diferencia entre los tamaños de grano obtenidos con los valores de dureza y esfuerzo en la deformación.

7 REFERENCIAS

1. *ASM Metals Handbook Vol 02 - Properties and Selection Nonferrous Alloys and Special Purpose Materials*. ASM International, 1990.
2. Callister, William. *Materials science and engineering: an introduction*. John Wiley & Sons, 2007.
3. Goncalves, M. *Effects of homogenisation treatment on microstructure and hot ductility of aluminium alloy 6063*. Materials Science and Technology, 2005, Vol. 21.
4. Sushanta Kumar Panigrahi, R. Jayaganthan. A study on the mechanical properties of cryorolled Al-Mg-Si alloy. Materials Science and Engineering A, 2007.
5. J.Y. Yao, D.A. Graham, B. Rinderer, M.J. Couper. *A TEM study of precipitation in Al-Mg-Si alloys*. Micron, 2001, Vol. 32.
6. Al-Marahleh, G. *Effect of heat treatment on the distribution and volumen fraction of Mg₂Si in structural aluminum alloy 6063*. Metal Science and Heat Treatment, 2006, Vol. 48.
7. MacKenzie, D. Scott. *Analytical characterization of aluminium, steel, and superalloys*. CRC Press, 2006.
8. Anderson, Arvid N. *Physical Metallurgy and Extrusion of 6063 Alloy*. Aluminum Company of America.
9. *ASM Metals Handbook Vol 04 - Heat Treating*. ASM International, 1991.
10. Randle, Valerie. *Introduction to Texture Analysis: Macrotecture, Microtexture and Orientation Mapping*. CRC Press LLC, 2000.
11. *ASM Metals Handbook Vol 10 - Materials Characterization*. ASM International, 1986.
12. Guo, Z. Xiao. *The deformation and processing of structural materials*. Cambridge CRC Press, 2000.

13. Gavilán Maria, Muñoz José. *Simulación por dinámica molecular del movimiento de un trompo pesado*. Bogotá, Revista Colombiana de Física, 2006, Vol. 38.
14. A. Airod, H. Vandekinderen, J. Barros, R. Colás, Y. Houbaert. *Constitutive equations for the room temperature deformation of commercial purity aluminum*. San Nicolás de los Garza, México, Elsevier, 2002.
15. Sanmbo A Balgun, David E Esezobor and Samson O Adeosun. *Effects of Deformation Processing on the Mechanical Properties of Aluminum Alloy 6063*. Metallurgical and materials transactions A, 2007, Vol. 38A.
16. Dieter, George. *Mechanical Metallurgy*. McGraw-Hill, 1986.
17. Cakır, O. *Chemical etching of aluminium*. Diyarbakir, Turkey, Journal of Materials Processing Technology, 2008, Vol. 199.
18. England, Gordon. Microhardness. *Thermal Spray Coatings*. [En línea] Enero de 1999. [Citado el: 22 de Abril de 2009.] <http://www.gordonengland.co.uk/hardness/microhardness.htm>.
19. Cullity, B.D. *Elements of X-Ray Diffraction*. Addison-Wesley Metallurgy Series, 1956.
20. Peter Goodhew, John Humphreys, Richard Beanland. *Electron Microscopy and Analysis*. 3ra Edición. Taylor and Francis, 2001.
21. Briggs, Richard. Scanning Electron Microscope (SEM). *Department of Biological Sciences*. [En línea] Smith College, 1 de Septiembre de 1996. [Citado el: 23 de Abril de 2009.] <http://131.229.114.77/microscopy/semvar.html>.
22. Egerton, Ray F. *Physical Principles of Electron Microscopy*. Springer, 2005.
23. Schwartz, Adam. *Electron Backscatter Diffraction in Materials Science*. Springer, 2000.
24. R. Van Grieken, A. Markowicz, Sz. Török. *Energy-dispersive X-ray spectrometry: present state and trends*. Bélgica, Springer-Verlag, 1986, Vol. 324.
25. McCreery, Richard L. *Raman Spectroscopy for Chemical Analysis*. Ohio, John Wiley and Sons, 2000.

26. Williams, Dudley. *Methods of Experimental Physics*. Academic Press, 1976. Vol. 13.
27. Y.-N. Kwon, Y.S. Lee, J.H. Lee. *Deformation behavior of Al-Mg-Si alloy at the elevated temperature*. Elsevier, 2007.
28. Wang Mengjun, Gan Chunlei, Liu Xinyu. *Deformation Behavior of 6063 Aluminium Alloy During High-Speed Compression*. 3, Journal of Wuhan University of Technology, 2005, Vol. 20.
29. Sushanta Kumar Panigrahi, R. Jayaganthan, Vivek Pancholi. *Effect of Plastic Deformation Conditions on Microstructural Characteristics and Mechanical properties of Al 6063 alloy*. Materials and Design, 2007.
30. Sushanta Kumar Panigrahi, R. Jayaganthan. *Effect of rolling temperature on microstructure and mechanical properties of 6063 Al alloy*. India, Elsevier, 2008.
31. Sushanta Kumar Panigrahi, R. Jayaganthan, Chawla. *Effect of cryorolling on microstructure of Al-Mg-Si alloy*. India, Elsevier, 2008.
32. Cabibbo, Evangelista, Scalabroni. *EBSD FEG-SEM, TEM and XRD techniques applied to grain study of a commercially pure 1200 aluminum subjected to equal-channel angular-pressing*. Italy, Elsevier, 2005.
33. Mao, Weimin. *Analysis of misorientation distribution in polycrystalline aluminum sheet by using ODF data*. Beijing, Elsevier, 2000.
34. S. Johansson, X-H Zeng, N-E Andersson, R.L. Peng. *Measurement of average texture of cold-rolled aluminium sheet by electron back-scattering diffraction: a comparison with neutron diffraction*. Nyköping, Suecia, Elsevier, 2001.
35. Humphreys, F.J. *Characterisation of fine-scale microstructures by electron backscatter diffraction (EBSD)*. Manchester, Elsevier, 2004.

8 LISTA DE TABLAS

Tabla 2.1 Clasificación de las aleaciones (1).	5
Tabla 2.2 Propiedades físicas (1).....	8
Tabla 2.3 Composición química (1).....	8
Tabla 3.1 Composición química del material suministrado.....	27
Tabla 3.2 Tamaño de grano promedio en el macroataque	37
Tabla 3.3 Tabla de condiciones en la experimentación.....	53
Tabla 4.1 Denominación de muestras	55
Tabla 4.2 Valores de esfuerzo a diferentes valores de deformación.	62
Tabla 4.3 Composición química.....	116

9 LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1 Orientación del plano basal (0001) en un cristal hexagonal(10).....	15
Figura 2.2 Representación de la proyección estereográfica. a) cristal en la esfera unitaria, b) proyección del plano {100} en el plano ecuatorial, c) {100} figura de polo y definición de los ángulos en la figura α y β (10).....	16
Figura 2.3 Representación de una curva esfuerzo-deformación (14).	18
Figura 2.4 Representación de la Extrusión Directa (16).	21
Figura 2.5 Representación de la Extrusión Indirecta (16).....	21
Figura 2.6 a) Dado de cara plana, b) Dado de cara cónica (16).	22
Figura 3.1 Denominación de las secciones en el tocho.....	26
Figura 3.2 Especificaciones de las probetas utilizadas.....	27
Figura 3.3 Ciclos de homogenizado en la aleación de aluminio.....	28
Figura 3.4 Horno de Inducción AMERITHERM.	30
Figura 3.5 Bobina del horno de inducción.	30
Figura 3.6 Máquina INSTRON 8502.	31
Figura 3.7 Diagrama esquemático del proceso de compresión.	32
Figura 3.8 Curva de temperatura-tiempo, enfriamiento por convección natural de la muestra A velocidad de deformación $9 \times 10^{-3} \text{s}^{-1}$	33
Figura 3.9 Curva de temperatura-tiempo, enfriamiento por aire forzado de la muestra A velocidad de deformación $9 \times 10^{-3} \text{s}^{-1}$	33
Figura 3.10 Curva de temperatura-tiempo, enfriamiento por agua de la muestra A velocidad de deformación $9 \times 10^{-3} \text{s}^{-1}$	34
Figura 3.11 Horno Barnstead Thermolyne Modelo 1400.....	35
Figura 3.12 Esquema del ciclo de temperaturas del tratamiento térmico T6.....	36

Figura 3.13 Macro ataque pieza aluminio 6063.....	37
Figura 3.14 Microdurómetro Shimadzu.....	39
Figura 3.15 Punta de indentación del microdurómetro.	39
Figura 3.16 Pirámide de diamante de Vickers(18).....	40
Figura 3.17 Espectrómetro de Rayos X (19).....	43
Figura 3.18 Diagrama de los principales componentes en un microscopio electrónico de barrido (20).	44
Figura 3.19 Áreas de interacción de electrones en la muestra (20)..	45
Figura 3.20 Relación entre número atómico y campo de electrones (20).....	46
Figura 3.21 Tamaño de haz de electrones y la resolución.	47
Figura 3.22 Diferencia entre la imagen de un microscopio óptico y un microscopio electrónico de barrido (17).	48
Figura 3.23 Patrón de Kikuchi, en la parte izquierda se ve un patrón con alto contraste mientras que del lado derecho un contraste bajo.	49
Figura 3.24 Análisis de elementos por medio de EED (26).	52
Figura 4.1 Esfuerzo – Deformación de las Muestras 1.1	56
Figura 4.2 Esfuerzo – Deformación de las Muestras 1.2	56
Figura 4.3 Esfuerzo – Deformación de las Muestras 1.3	57
Figura 4.4 Esfuerzo – Deformación de las Muestras 2.1	57
Figura 4.5 Esfuerzo – Deformación de las Muestras 2.2	58
Figura 4.6 Esfuerzo – Deformación de las Muestras 2.3	58
Figura 4.7 Esfuerzo – Deformación Sección A de las muestras.....	59
Figura 4.8 Esfuerzo – Deformación Sección B de las muestras.....	59
Figura 4.9 Esfuerzo – Deformación Sección C de las muestras.....	60
Figura 4.10 Esfuerzo – Deformación Sección D de las muestras.....	60
Figura 4.11 Esfuerzo – Deformación Sección E de las muestras.	61
Figura 4.12 Resultados de los valores de microdureza de las probetas de aluminio a diferentes enfriamientos sin tratamiento térmico.	63

Figura 4.13 Resultados de los valores de microdureza de las probetas de aluminio a diferentes enfriamientos con tratamiento térmico.	64
Figura 4.14 Valores del cociente de la dureza en las muestras sin tratamiento y muestras tratadas.....	65
Figura 4.15 Difractómetro SIEMENS D5000.	66
Figura 4.16 Análisis de rayos X Sección A, $\dot{\epsilon}_1$	68
Figura 4.17 Análisis de rayos X Sección A, $\dot{\epsilon}_2$	68
Figura 4.18 Análisis de rayos X Sección C, $\dot{\epsilon}_1$	69
Figura 4.19 Análisis de rayos X Sección C, $\dot{\epsilon}_2$	69
Figura 4.20 Análisis de rayos X Sección E, $\dot{\epsilon}_1$	70
Figura 4.21 Análisis de rayos X Sección E, $\dot{\epsilon}_2$	70
Figura 4.22 Análisis de Rayos X Sección C, $\dot{\epsilon}_1$	71
Figura 4.23 Análisis de Rayos X Sección C, $\dot{\epsilon}_1$	71
Figura 4.24 Sección A, $\dot{\epsilon}_2 = 9 \times 10^{-2} \text{s}^{-1}$, enfriamiento por agua.	73
Figura 4.25 Sección A, $\dot{\epsilon}_2 = 9 \times 10^{-2} \text{s}^{-1}$, enfriamiento por agua.	74
Figura 4.26 Sección A, $\dot{\epsilon}_2 = 9 \times 10^{-2} \text{s}^{-1}$, enfriamiento por agua.	75
Figura 4.27 Sección A con tratamiento térmico T6, $\dot{\epsilon}_2 = 9 \times 10^{-2} \text{s}^{-1}$, enfriamiento por agua.	76
Figura 4.28 Sección A con tratamiento térmico T6, $\dot{\epsilon}_2 = 9 \times 10^{-2} \text{s}^{-1}$, enfriamiento por agua.	77
Figura 4.29 Sección C, $\dot{\epsilon}_2 = 9 \times 10^{-2} \text{s}^{-1}$, enfriamiento por agua.	78
Figura 4.30 Sección C, $\dot{\epsilon}_2 = 9 \times 10^{-2} \text{s}^{-1}$, enfriamiento por agua.	79
Figura 4.31 Sección C, $\dot{\epsilon}_2 = 9 \times 10^{-2} \text{s}^{-1}$, enfriamiento por agua.	80
Figura 4.32 Sección C con tratamiento térmico T6, $\dot{\epsilon}_2 = 9 \times 10^{-2} \text{s}^{-1}$, enfriamiento por agua.	81
Figura 4.33 Sección C con tratamiento térmico T6, $\dot{\epsilon}_2 = 9 \times 10^{-2} \text{s}^{-1}$, enfriamiento por agua.	82
Figura 4.34 Sección C con tratamiento térmico T6, $\dot{\epsilon}_2 = 9 \times 10^{-2} \text{s}^{-1}$, enfriamiento por agua.	82

Figura 4.35 Sección C con tratamiento térmico T6, $\dot{\epsilon}_2 = 9 \times 10^{-2} \text{s}^{-1}$, enfriamiento por agua.	83
Figura 4.36 Sección C con tratamiento térmico T6, $\dot{\epsilon}_2 = 9 \times 10^{-2} \text{s}^{-1}$, enfriamiento por agua.	83
Figura 4.37 Sección E, $\dot{\epsilon}_2 = 9 \times 10^{-2} \text{s}^{-1}$, enfriamiento por agua.	84
Figura 4.38 Sección E, $\dot{\epsilon}_2 = 9 \times 10^{-2} \text{s}^{-1}$, enfriamiento por agua.	85
Figura 4.39 Sección E, $\dot{\epsilon}_2 = 9 \times 10^{-2} \text{s}^{-1}$, enfriamiento por agua.	86
Figura 4.40 Sección E con tratamiento térmico T6, $\dot{\epsilon}_2 = 9 \times 10^{-2} \text{s}^{-1}$, enfriamiento por agua, a diferentes aumentos.	87
Figura 4.41 Sección E con tratamiento térmico T6, $\dot{\epsilon}_2 = 9 \times 10^{-2} \text{s}^{-1}$, enfriamiento por agua, a diferentes aumentos.	88
Figura 4.42 Sección C, $\dot{\epsilon}_1 = 9 \times 10^{-3} \text{s}^{-1}$, enfriamiento por convección natural, a diferentes aumentos.	89
Figura 4.43 Sección C, $\dot{\epsilon}_1 = 9 \times 10^{-3} \text{s}^{-1}$, enfriamiento por convección natural, a diferentes aumentos.	90
Figura 4.44 Sección C, $\dot{\epsilon}_1 = 9 \times 10^{-3} \text{s}^{-1}$, enfriamiento por convección natural, a diferentes aumentos.	91
Figura 4.45 Sección C, $\dot{\epsilon}_2 = 9 \times 10^{-2} \text{s}^{-1}$, enfriamiento por convección natural, a 110X.	92
Figura 4.46 Sección C, $\dot{\epsilon}_2 = 9 \times 10^{-2} \text{s}^{-1}$, enfriamiento por convección natural, a 500X.	93
Figura 4.47 Sección C, $\dot{\epsilon}_2 = 9 \times 10^{-2} \text{s}^{-1}$, enfriamiento por convección natural, a diferentes aumentos.	94
Figura 4.48 Mapa de Euler de la Sección A, $\dot{\epsilon}_1 = 9 \times 10^{-3} \text{s}^{-1}$, enfriamiento por aire forzado.	96
Figura 4.49 Fronteras de grano y subgranos de la Sección A, $\dot{\epsilon}_1 =$ $9 \times 10^{-3} \text{s}^{-1}$, enfriamiento por aire forzado.	96
Figura 4.50 Figura invertida de polo de la Sección A, $\dot{\epsilon}_1 = 9 \times 10^{-3} \text{s}^{-1}$, enfriamiento por aire forzado.	97

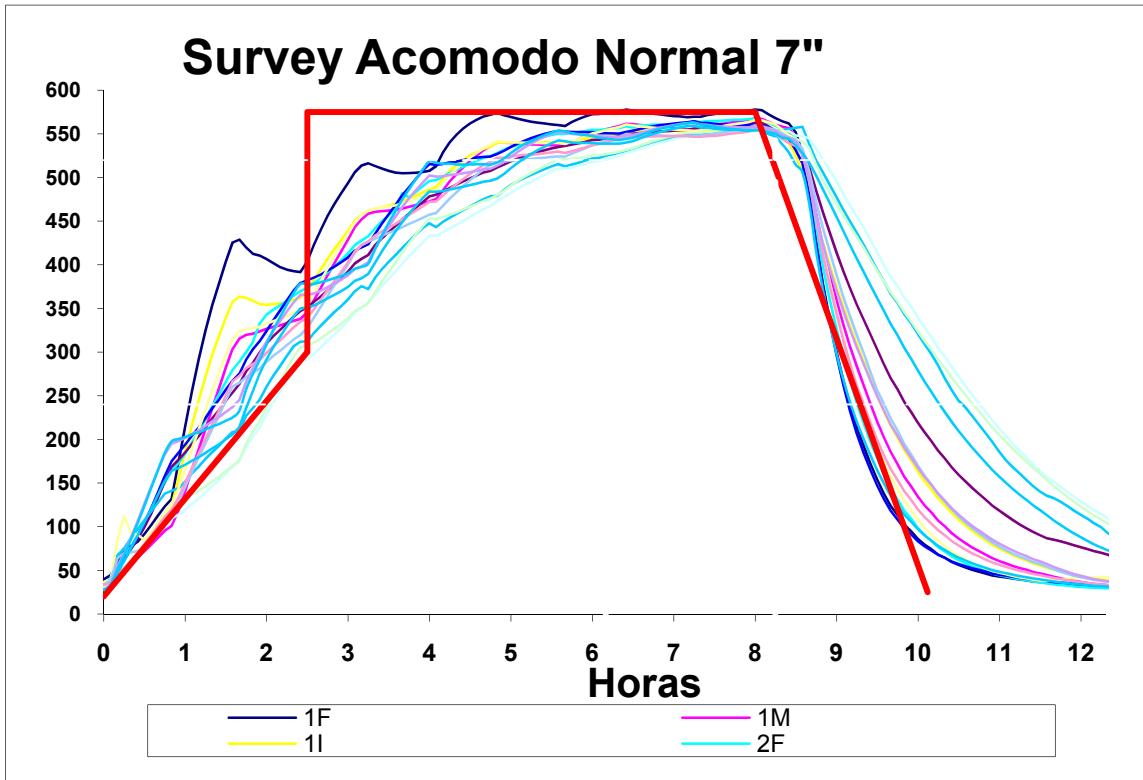
Figura 4.51 Figura de polo de la Sección A, $\dot{\epsilon}_1 = 9 \times 10^{-3} \text{s}^{-1}$, enfriamiento por aire forzado.	97
Figura 4.52 Función de distribución de orientaciones de la Sección A, $\dot{\epsilon}_1 = 9 \times 10^{-3} \text{s}^{-1}$, enfriamiento por aire forzado.	98
Figura 4.53 Mapa de Euler de la Sección C, $\dot{\epsilon}_1 = 9 \times 10^{-3} \text{s}^{-1}$, enfriamiento por aire forzado.	99
Figura 4.54 Fronteras de grano y subgranos de la Sección C, $\dot{\epsilon}_1 =$ $9 \times 10^{-3} \text{s}^{-1}$, enfriamiento por aire forzado.	99
Figura 4.55 Figura invertida de polo de la Sección C, $\dot{\epsilon}_1 = 9 \times 10^{-3} \text{s}^{-1}$, enfriamiento por aire forzado.	100
Figura 4.56 Figura de polo de la Sección C, $\dot{\epsilon}_1 = 9 \times 10^{-3} \text{s}^{-1}$, enfriamiento por aire forzado.	100
Figura 4.57 Función de distribución de orientaciones de la Sección C, $\dot{\epsilon}_1 = 9 \times 10^{-3} \text{s}^{-1}$, enfriamiento por aire forzado.	101
Figura 4.58 Mapa de Euler y Fronteras de grano de la Sección E, $\dot{\epsilon}_1 =$ $9 \times 10^{-3} \text{s}^{-1}$, enfriamiento por aire forzado.	102
Figura 4.59 Figura invertida de polo de la Sección E, $\dot{\epsilon}_1 = 9 \times 10^{-3} \text{s}^{-1}$, enfriamiento por aire forzado.	103
Figura 4.60 Figura de polo de la Sección E, $\dot{\epsilon}_1 = 9 \times 10^{-3} \text{s}^{-1}$, enfriamiento por aire forzado.	103
Figura 4.61 Función de distribución de orientaciones de la Sección E, $\dot{\epsilon}_1 = 9 \times 10^{-3} \text{s}^{-1}$, enfriamiento por aire forzado.	104
Figura 4.62 Mapa de Euler de la Sección A, $\dot{\epsilon}_2 = 9 \times 10^{-2} \text{s}^{-1}$, enfriamiento por aire forzado.	105
Figura 4.63 Fronteras de grano y subgranos de la Sección A, $\dot{\epsilon}_2 =$ $9 \times 10^{-2} \text{s}^{-1}$, enfriamiento por aire forzado.	105
Figura 4.64 Figura invertida de polo de la Sección A, $\dot{\epsilon}_2 = 9 \times 10^{-2} \text{s}^{-1}$, enfriamiento por aire forzado.	106
Figura 4.65 Figura de polo de la Sección A, $\dot{\epsilon}_2 = 9 \times 10^{-2} \text{s}^{-1}$, enfriamiento por aire forzado.	106

Figura 4.66 Función de distribución de orientaciones de la Sección A, $\dot{\epsilon}_2 = 9 \times 10^{-2} \text{s}^{-1}$, enfriamiento por aire forzado.	107
Figura 4.67 Mapa de Euler y fronteras de grano de la Sección C, $\dot{\epsilon}_2 = 9 \times 10^{-2} \text{s}^{-1}$, enfriamiento por aire forzado.	108
Figura 4.68 Figura invertida de polo de la Sección C, $\dot{\epsilon}_2 = 9 \times 10^{-2} \text{s}^{-1}$, enfriamiento por aire forzado.	109
Figura 4.69 Figura de polo de la Sección C, $\dot{\epsilon}_2 = 9 \times 10^{-2} \text{s}^{-1}$, enfriamiento por aire forzado.	109
Figura 4.70 Función de distribución de orientaciones de la Sección C, $\dot{\epsilon}_2 = 9 \times 10^{-2} \text{s}^{-1}$, enfriamiento por aire forzado.	110
Figura 4.71 Mapa de Euler de la Sección E, $\dot{\epsilon}_2 = 9 \times 10^{-2} \text{s}^{-1}$, enfriamiento por aire forzado.	111
Figura 4.72 Fronteras de grano y subgranos de la Sección E, $\dot{\epsilon}_2 = 9 \times 10^{-2} \text{s}^{-1}$, enfriamiento por aire forzado.	111
Figura 4.73 Figura invertida de polo de la Sección E, $\dot{\epsilon}_2 = 9 \times 10^{-2} \text{s}^{-1}$, enfriamiento por aire forzado.	112
Figura 4.74 Figura de polo de la Sección E, $\dot{\epsilon}_2 = 9 \times 10^{-2} \text{s}^{-1}$, enfriamiento por aire forzado.	112
Figura 4.75 Función de distribución de orientaciones de la Sección E, $\dot{\epsilon}_2 = 9 \times 10^{-2} \text{s}^{-1}$, enfriamiento por aire forzado.	113
Figura 4.76 Resultado de la desorientación de los granos en cada muestra analizada en su microtextura.	114
Figura 4.77 Análisis de precipitado por medio de EED.	115
Figura 4.78 Composición Química del precipitado.	116

10 APÉNDICES

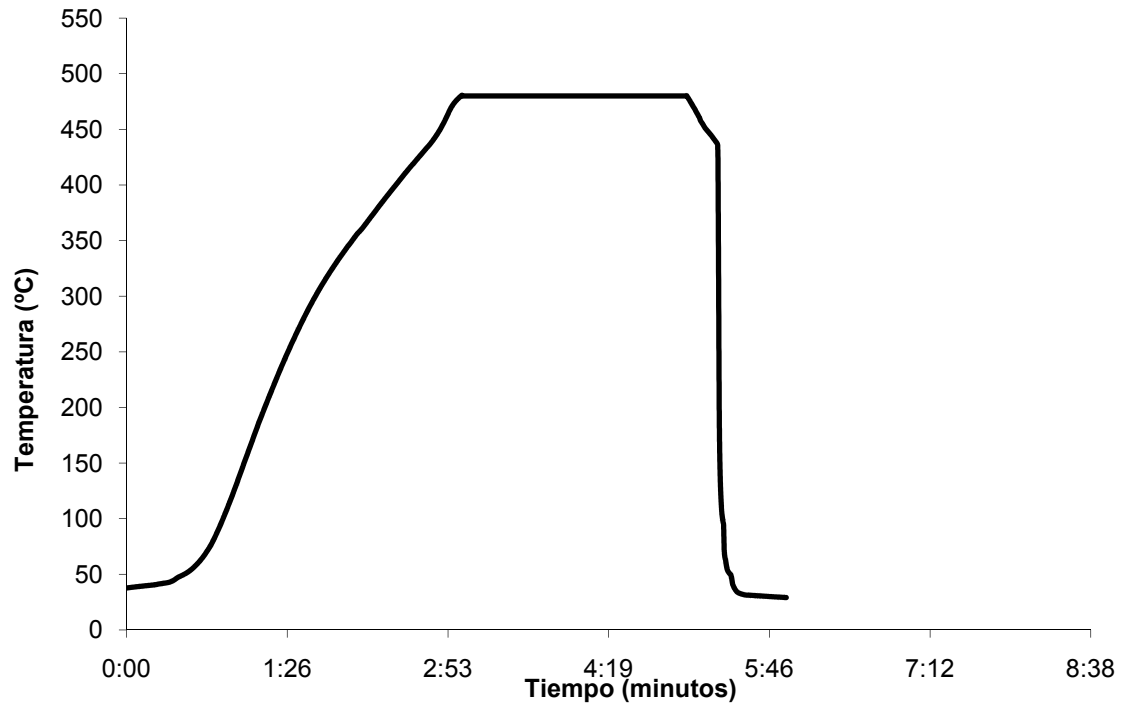
10.1 Apéndice 1 – Survey de CUPRUM

Survey de CUPRUM

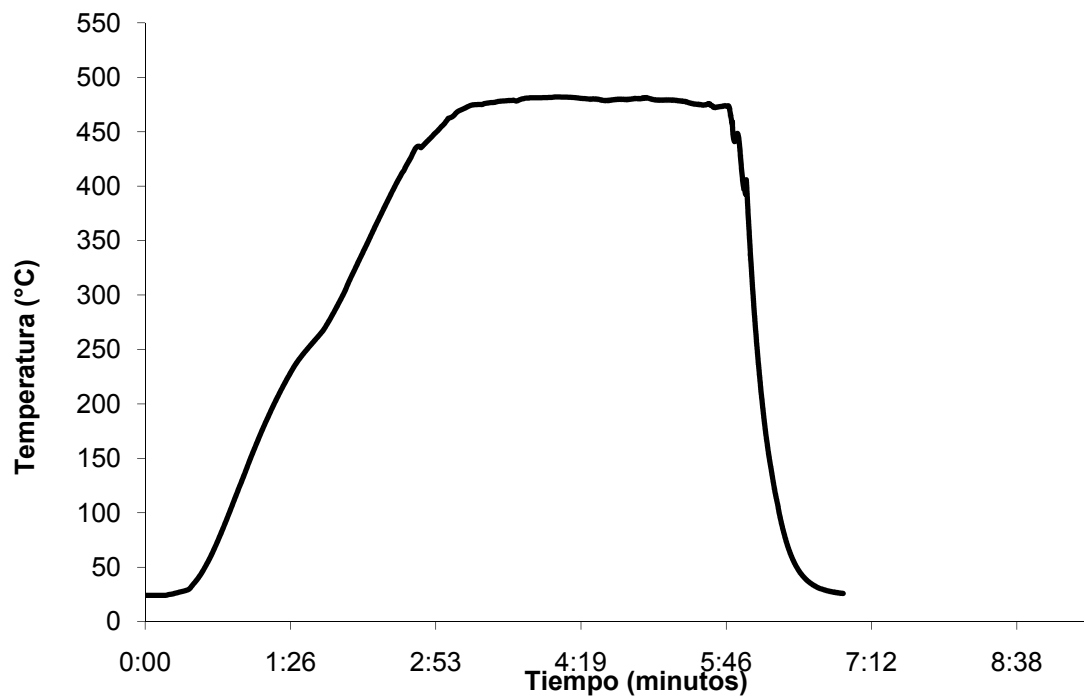


10.2 Apéndice 2 – Curvas de enfriamiento

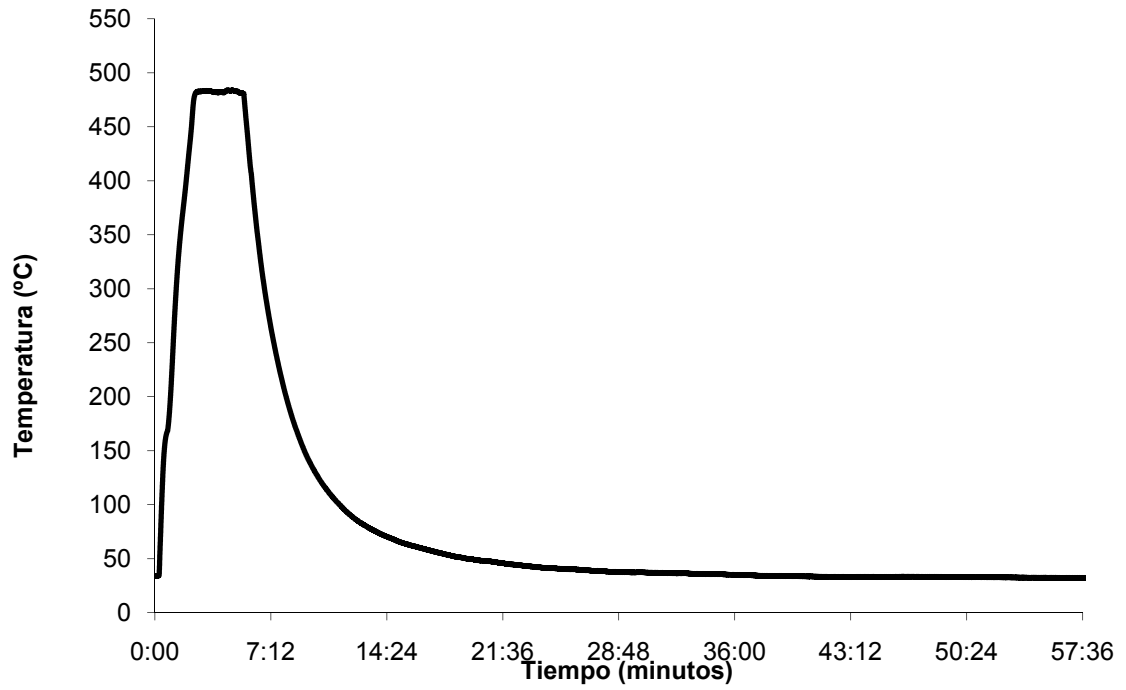
Al 6063 A 8 mm/min Agua



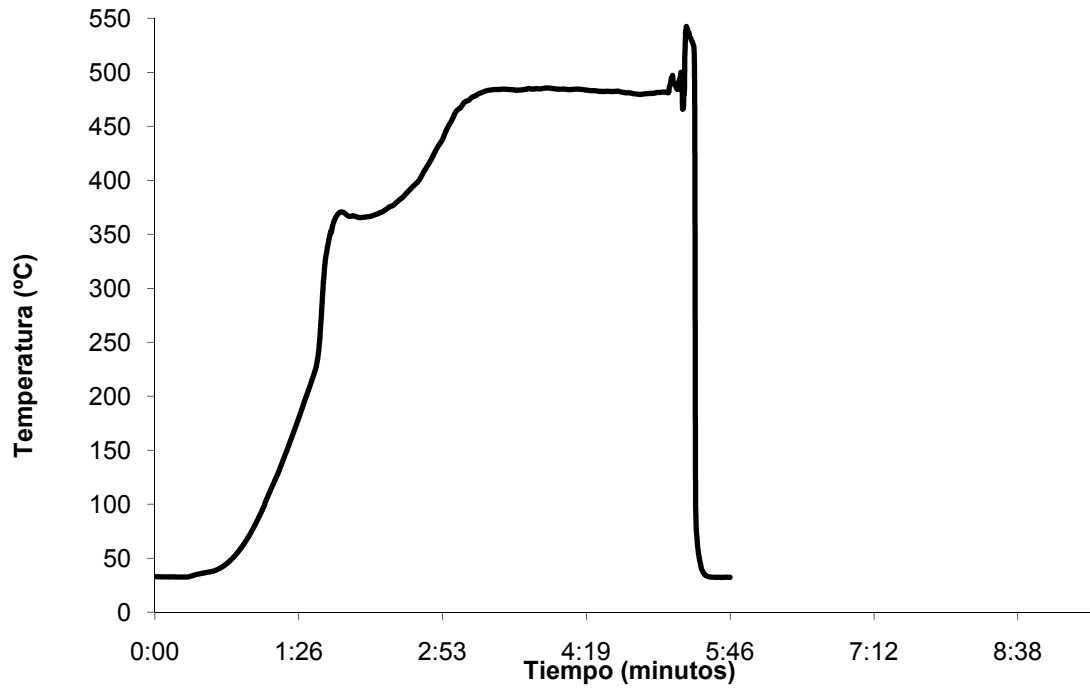
Al 6063 A 8mm/min Convección Forzada



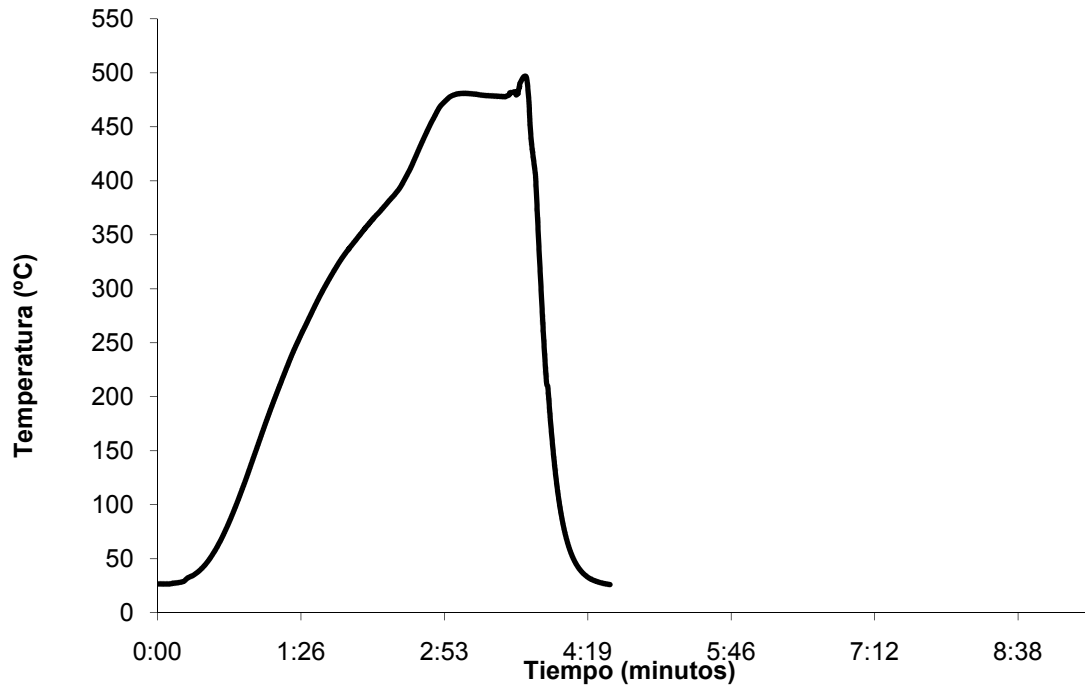
Al 6063 A 8mm/min Convección Natural



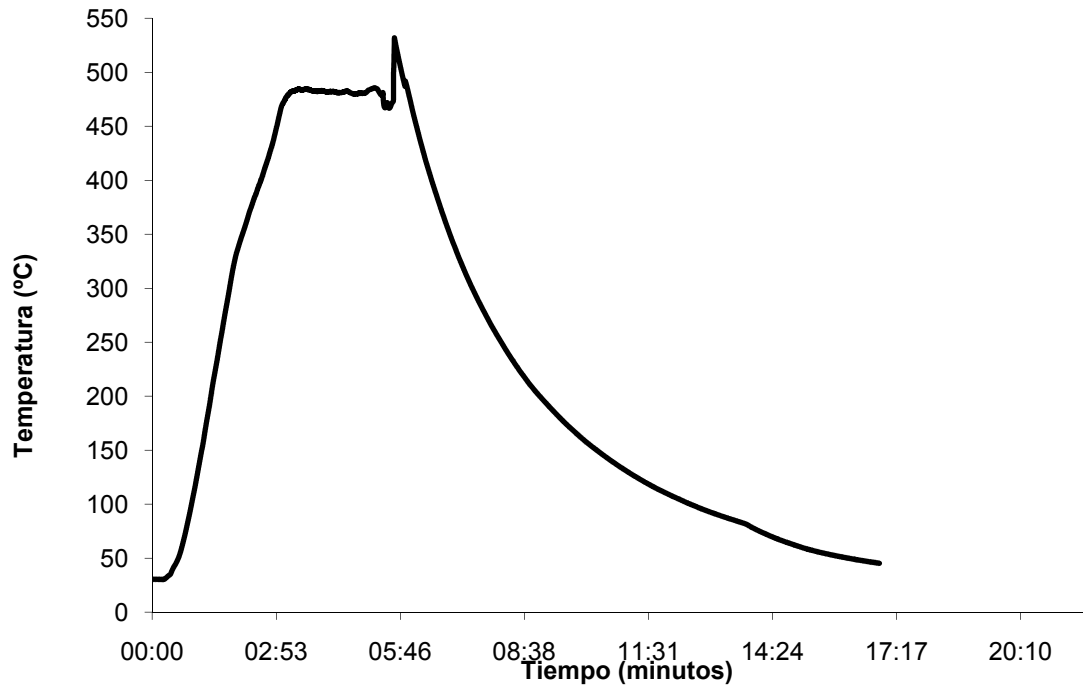
Al 6063 A 80 mm/min Agua



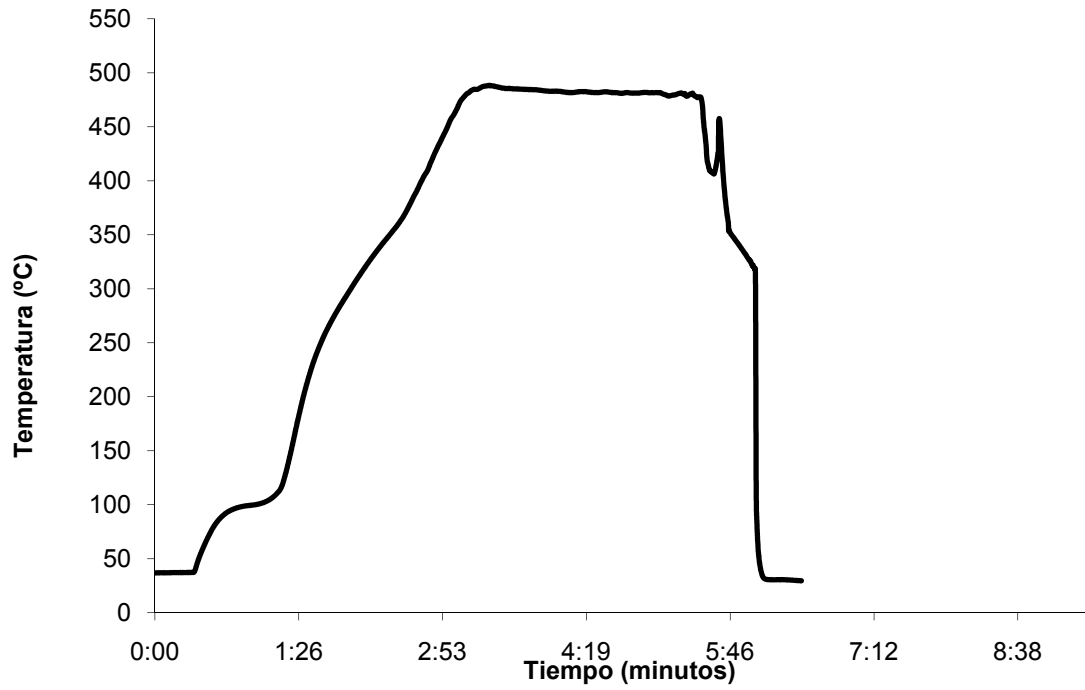
Al 6063 A 80mm/min Convección Forzada



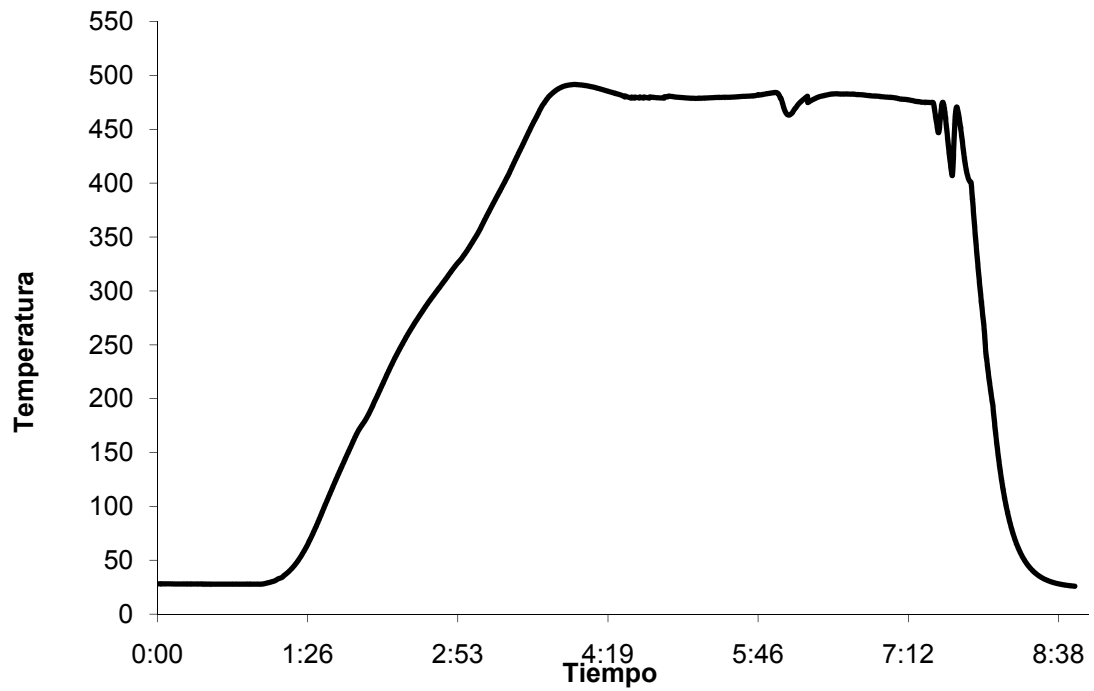
Al 6063 A 80mm/min Convección Natural



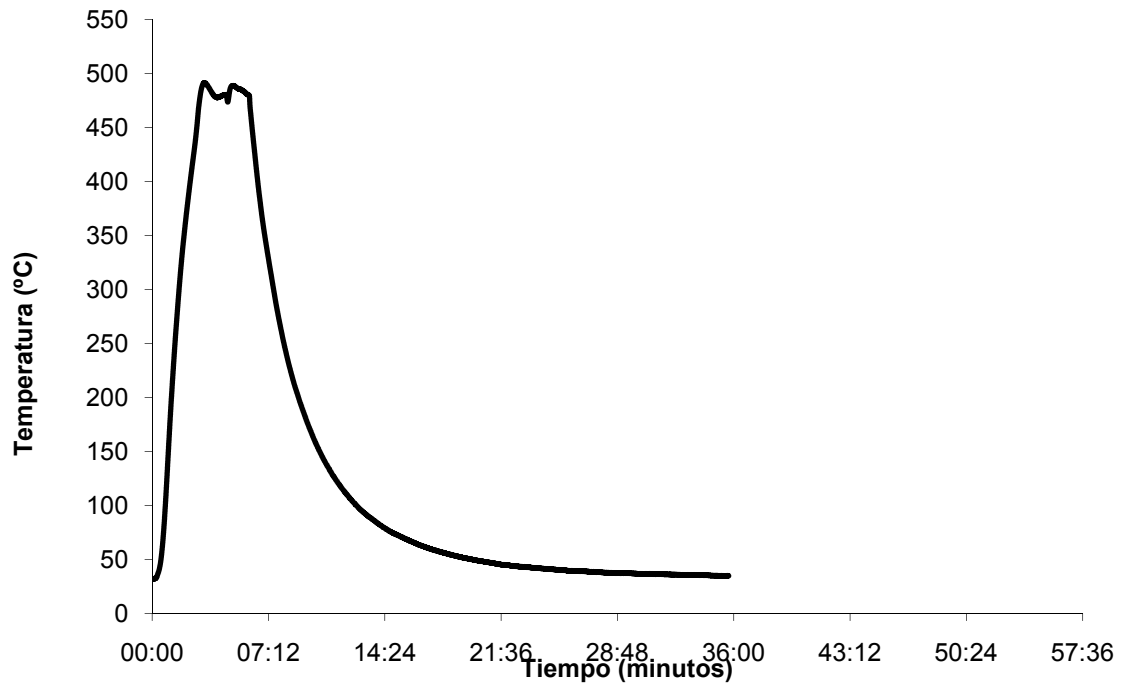
AI 6063 B 8mm/min Agua



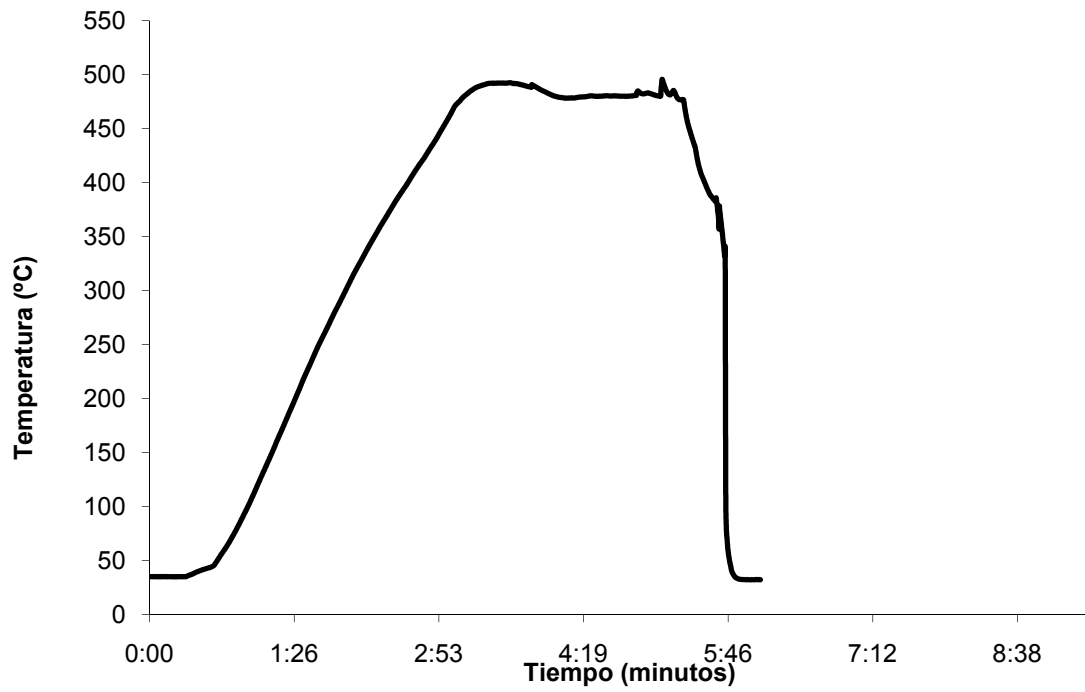
AI 6063 B 8mm/min Forzado



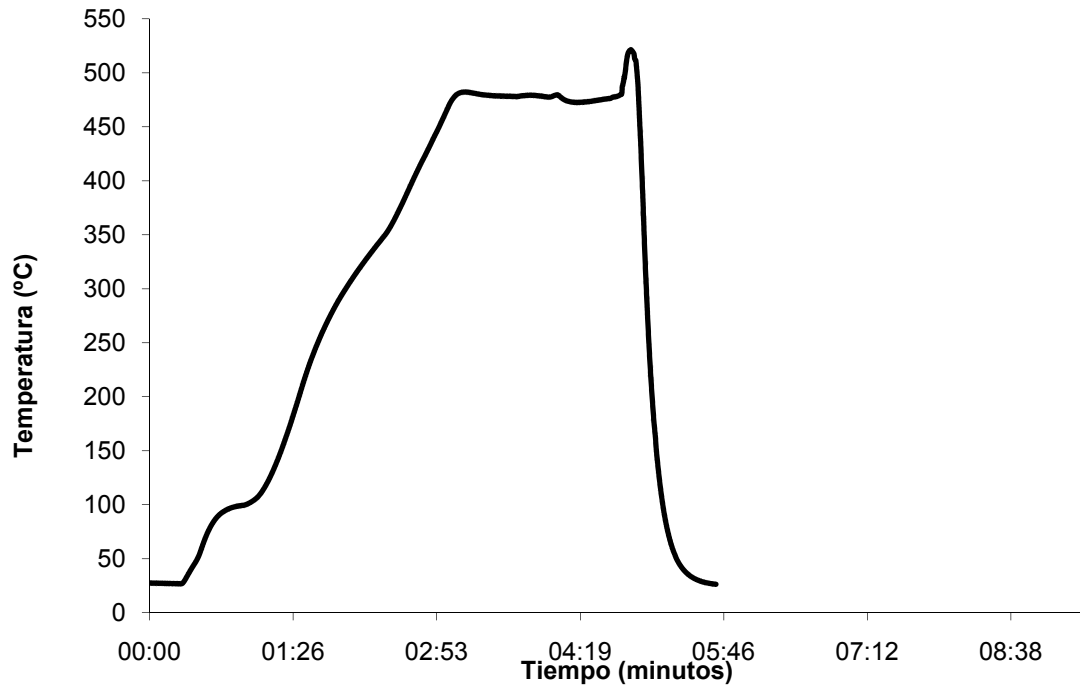
AI 6063 B 8mm/min Convección Natural



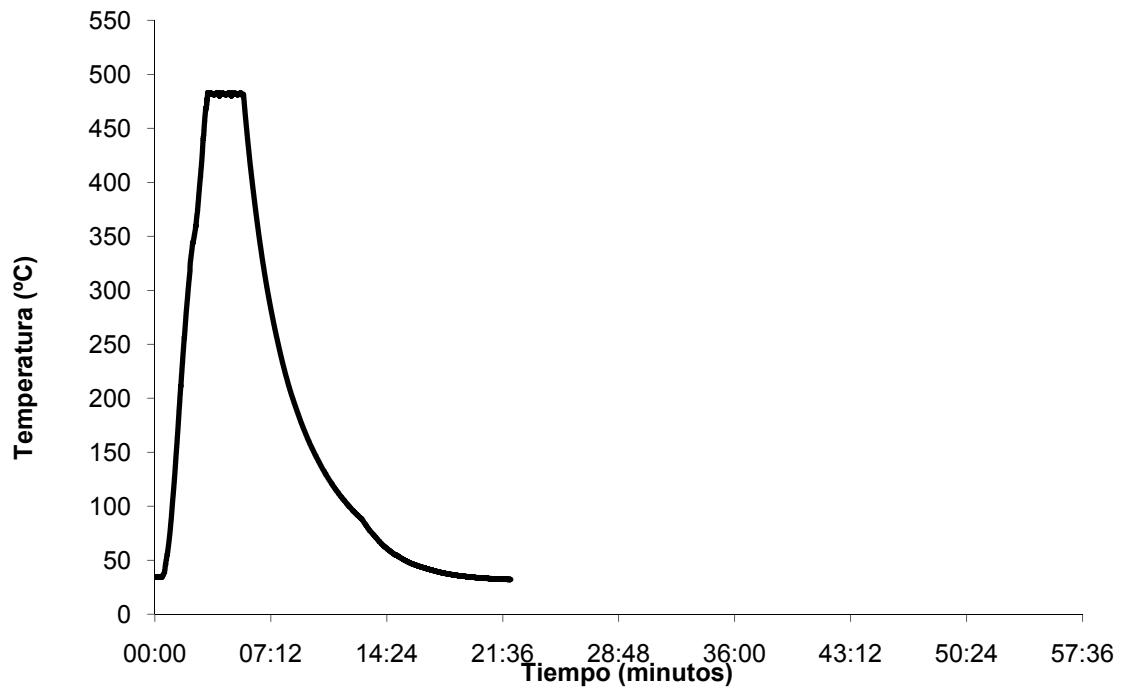
AI 6063 B 80mm/min Agua



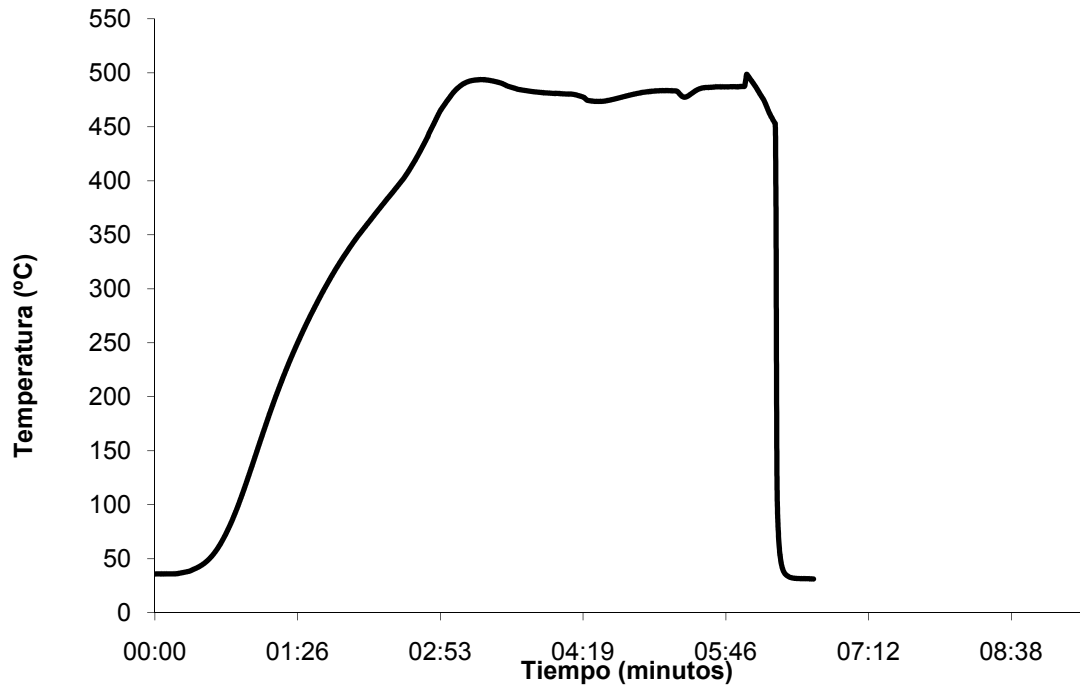
Al 6063 B 80mm/min Convección Forzada



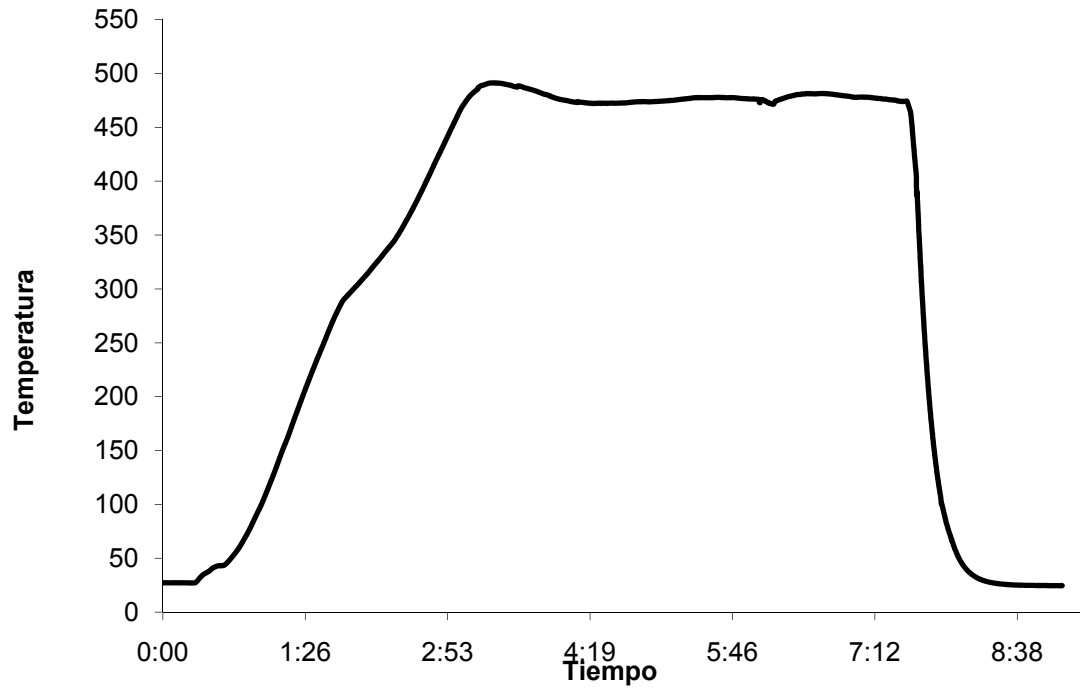
Al 6063 B 80mm/min Convección Natural



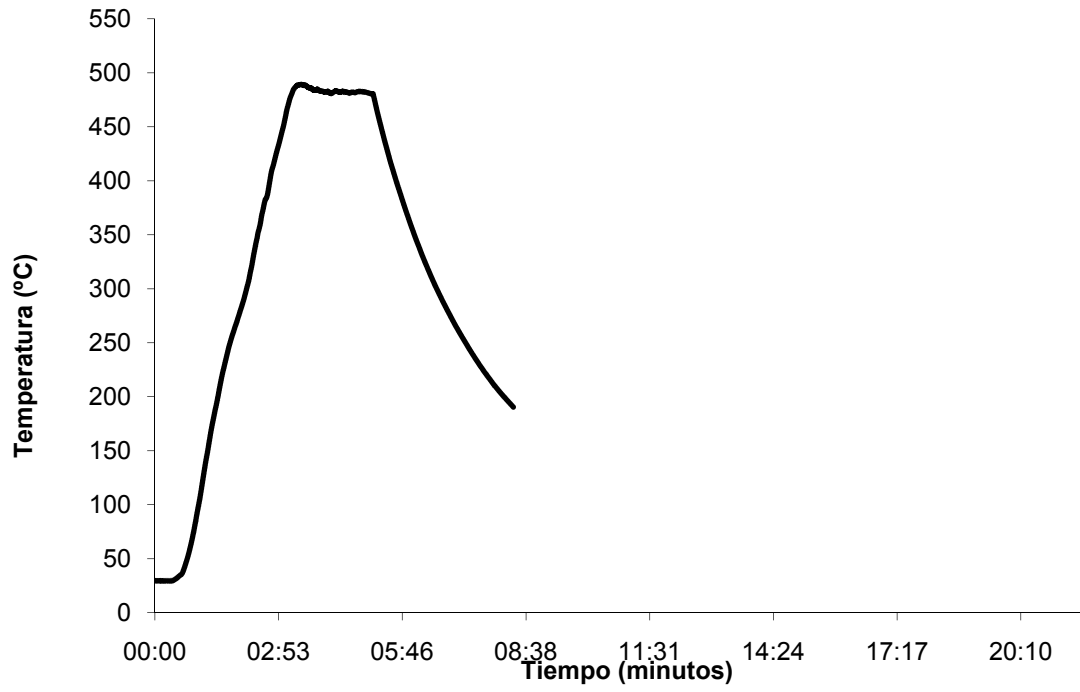
AI 6063 C 8mm/min Agua



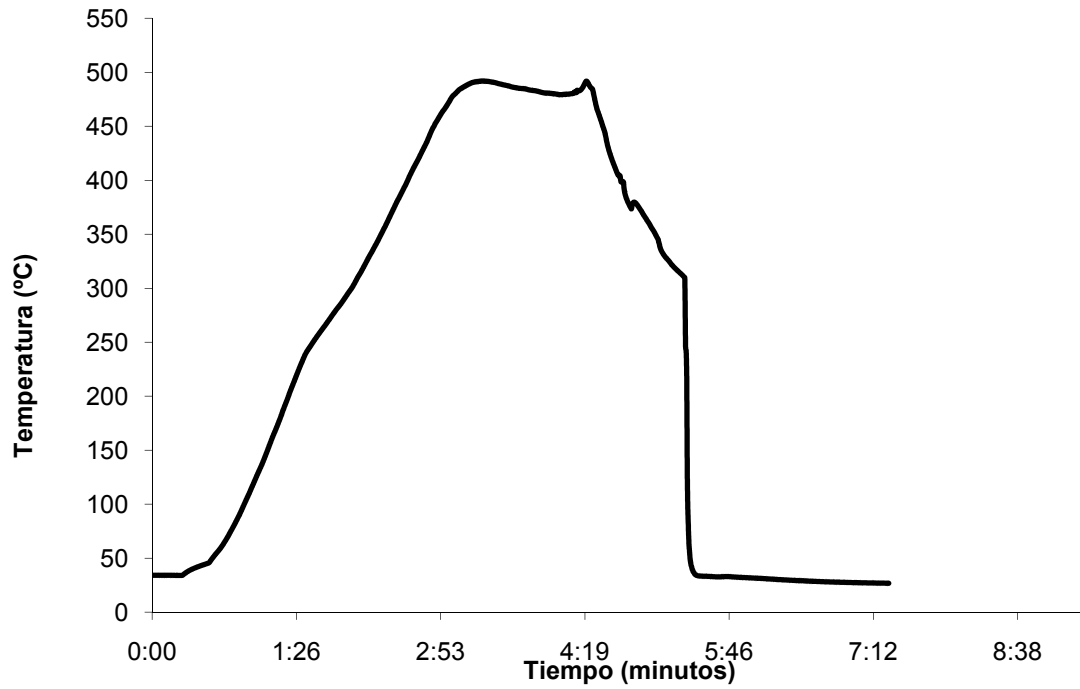
AI 6063 C 8mm/min Forzado



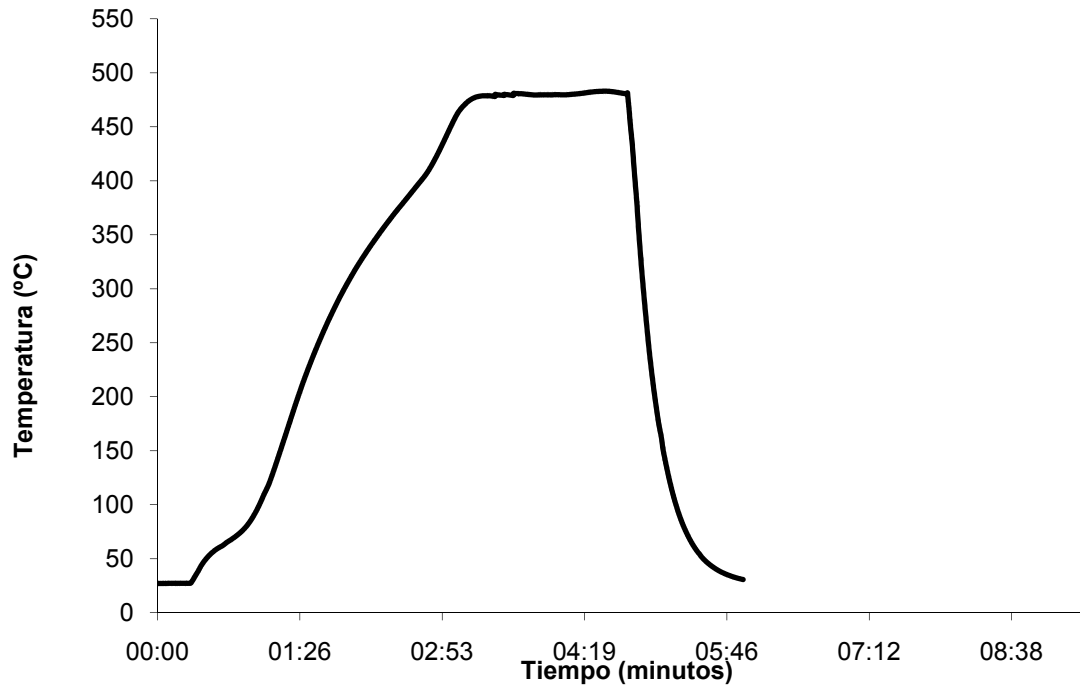
Al 6063 C 8 mm/min Convección Natural



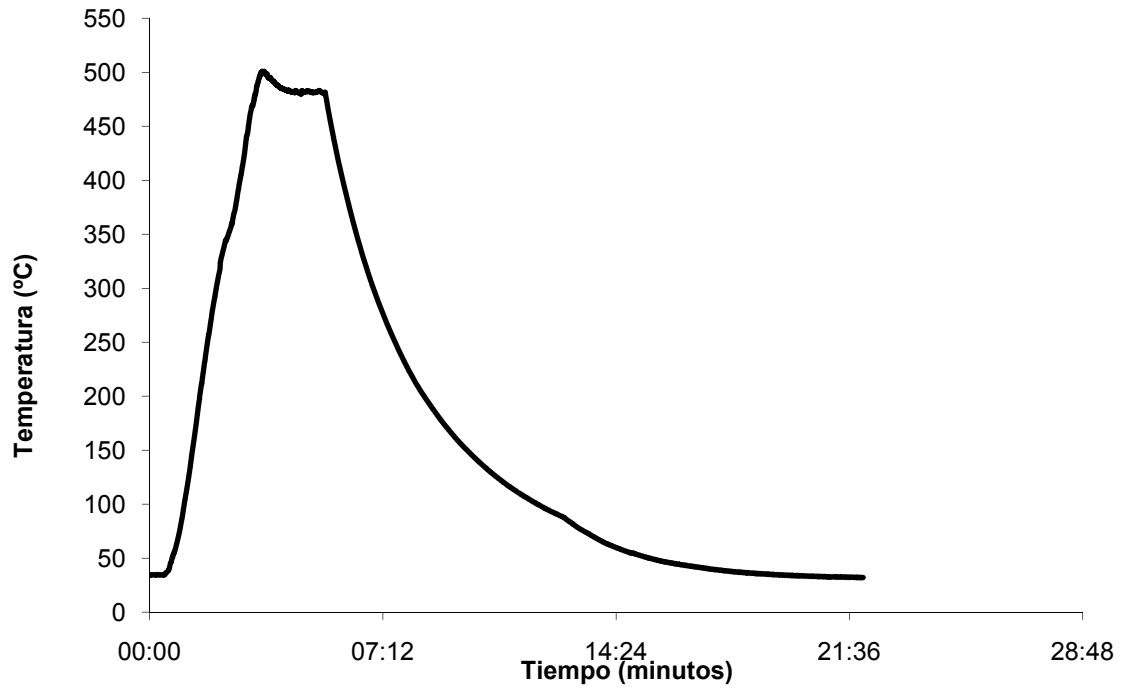
Al 6063 C 80mm/min Agua



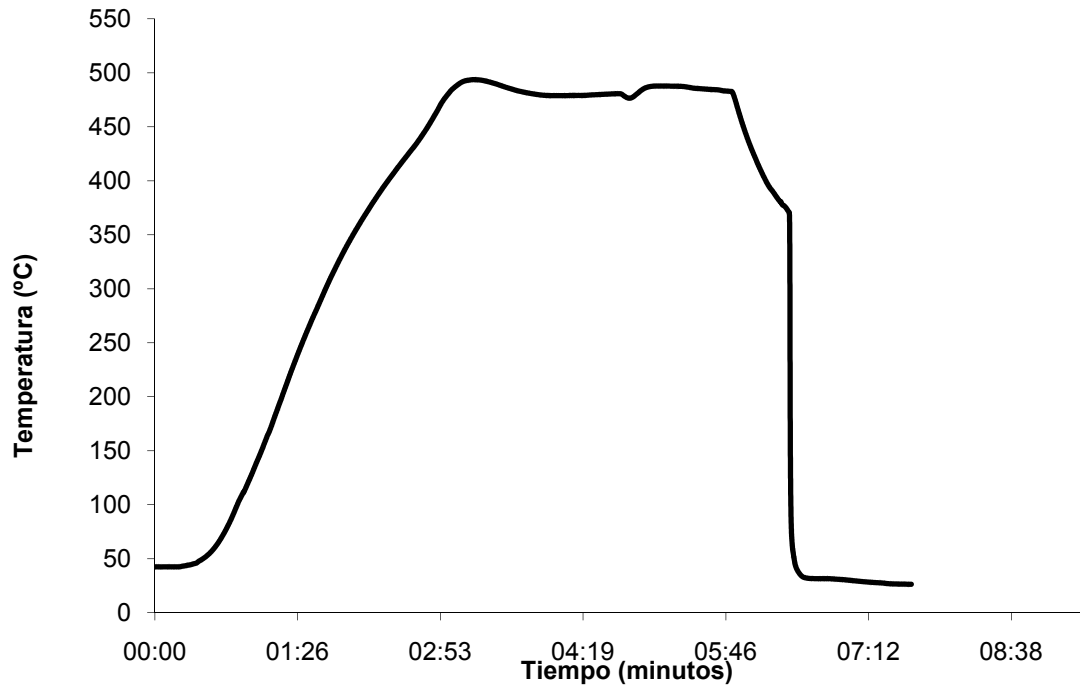
Al 6063 C 80mm/min Convección Forzada



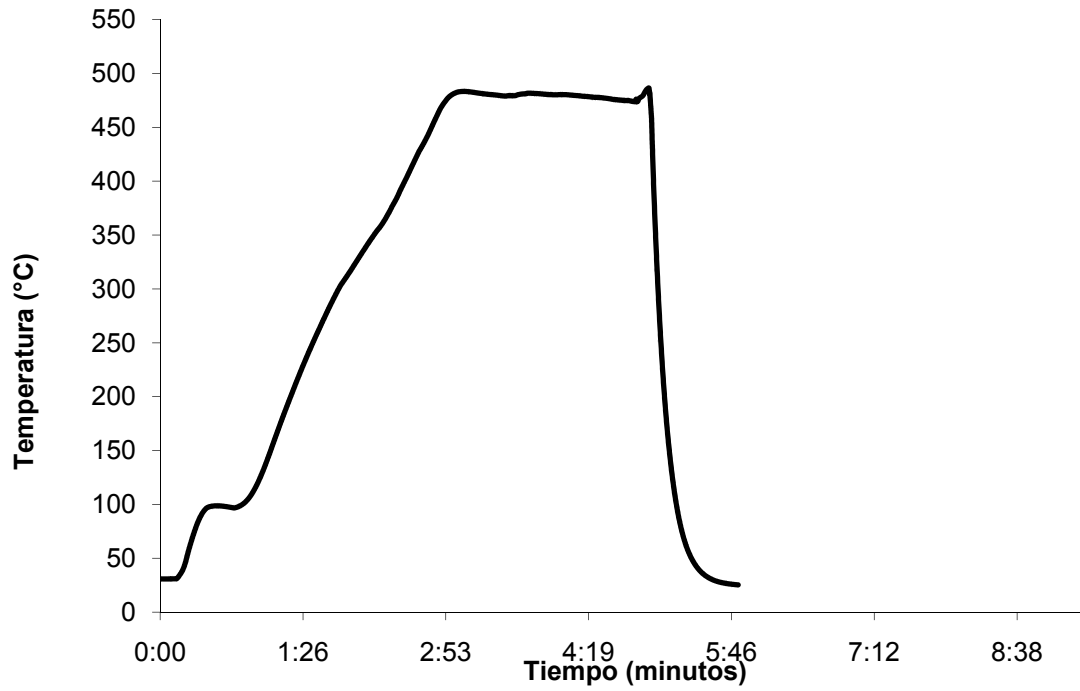
Al 6063 C 80mm/min Convección Natural



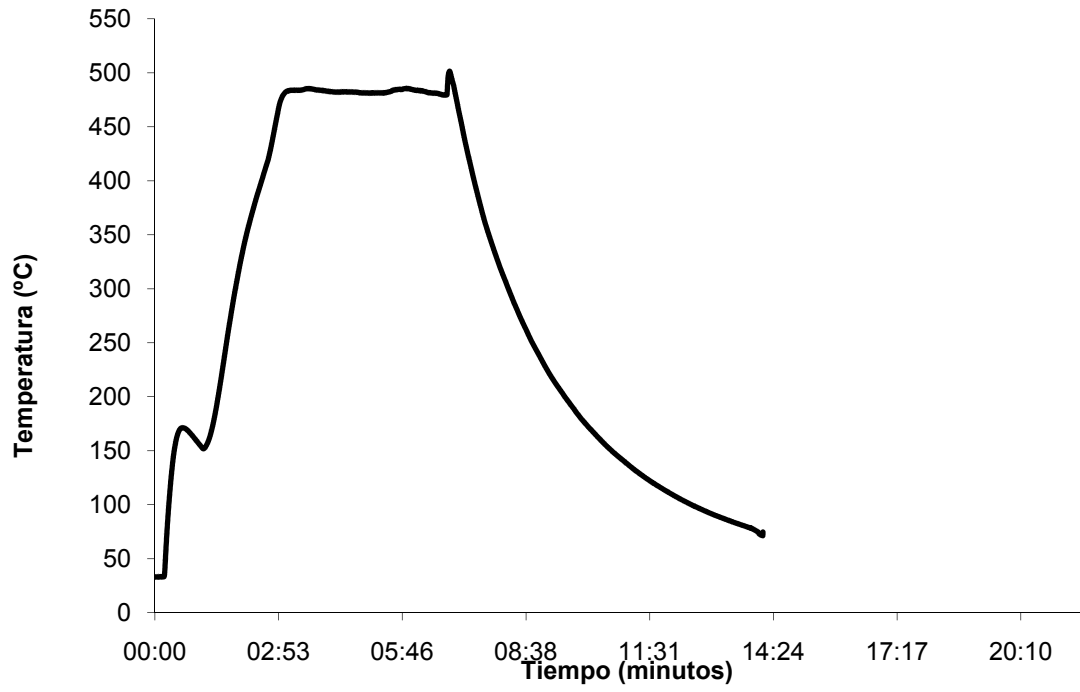
AI 6063 D 8mm/min Agua



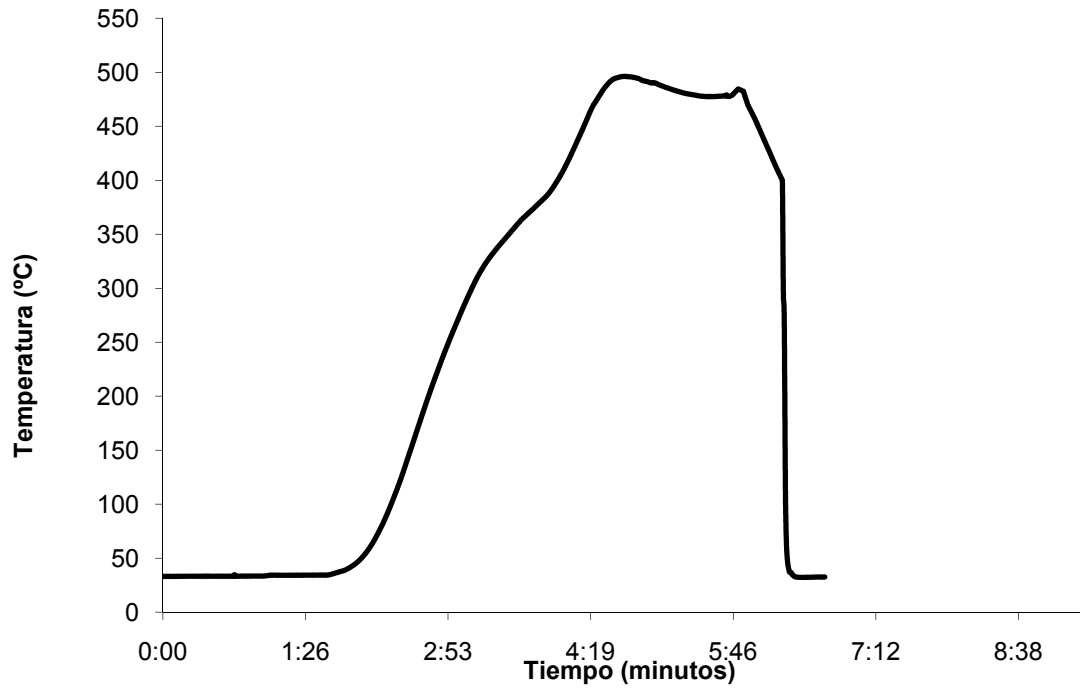
AI 6063 D 8mm/min Forzado



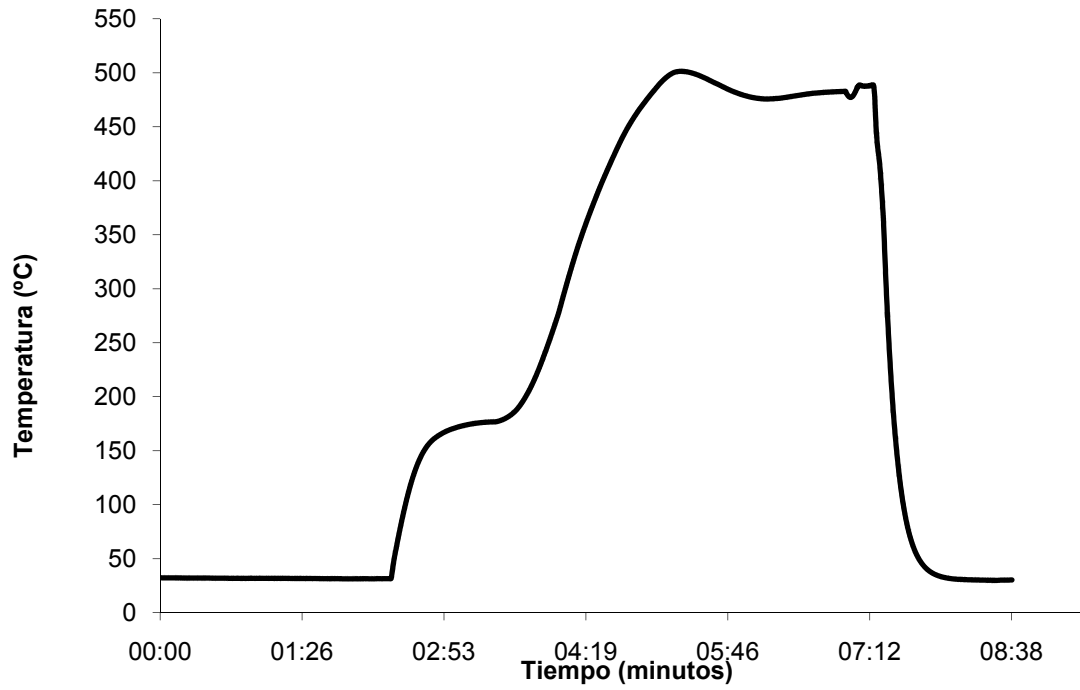
AI 6063 D 8mm/min Convección Natural



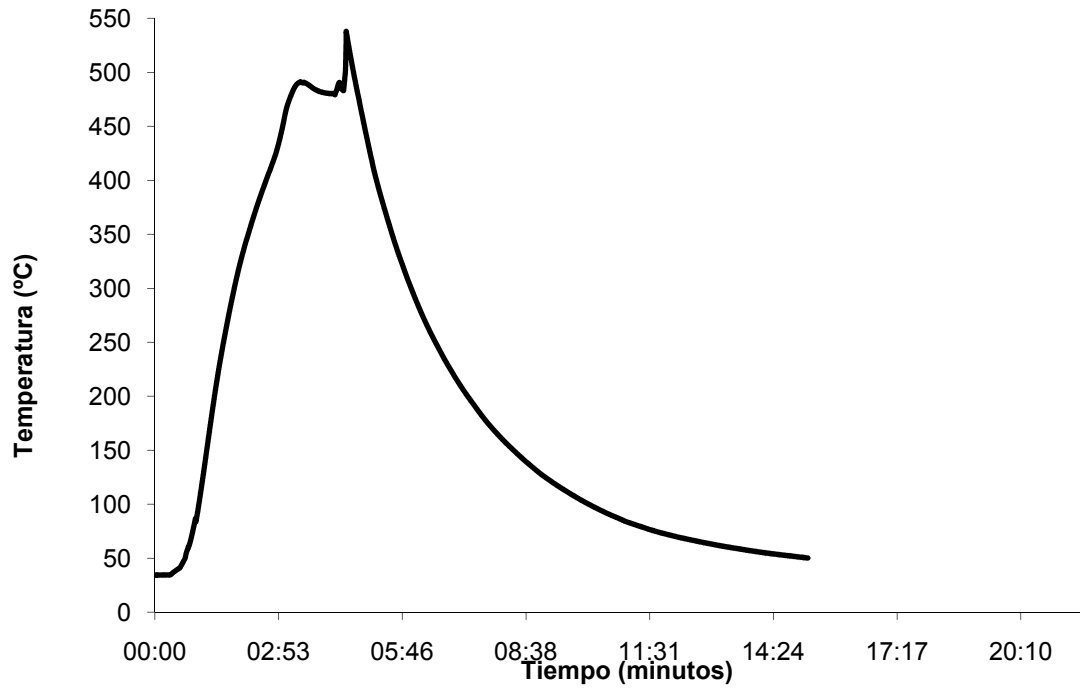
AI 6063 D 80mm/min Agua



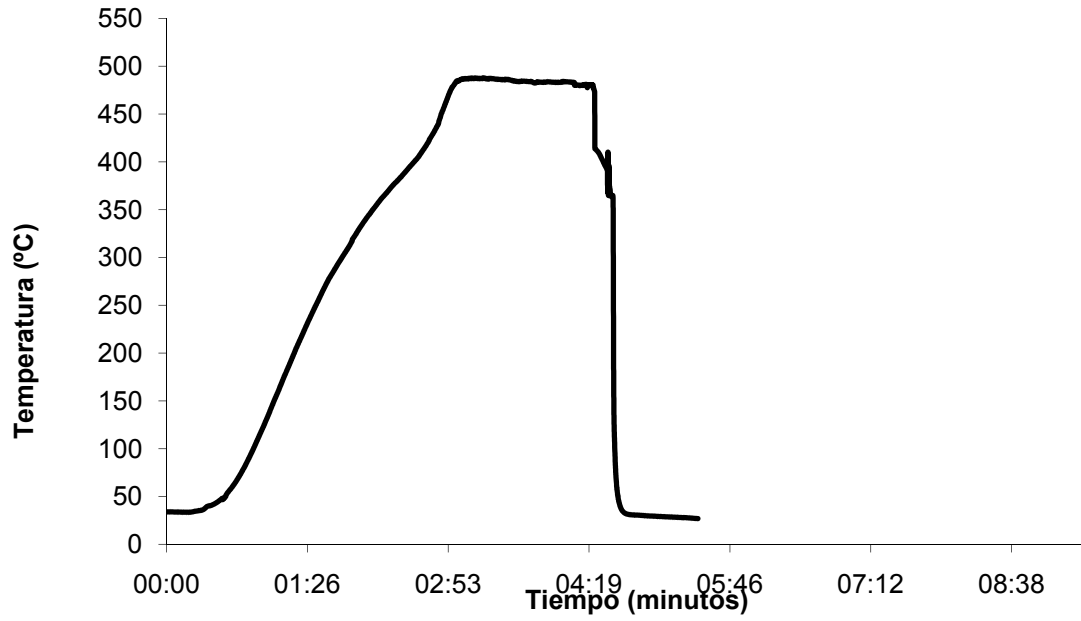
Al 6063 D 80mm/min Convección Forzada



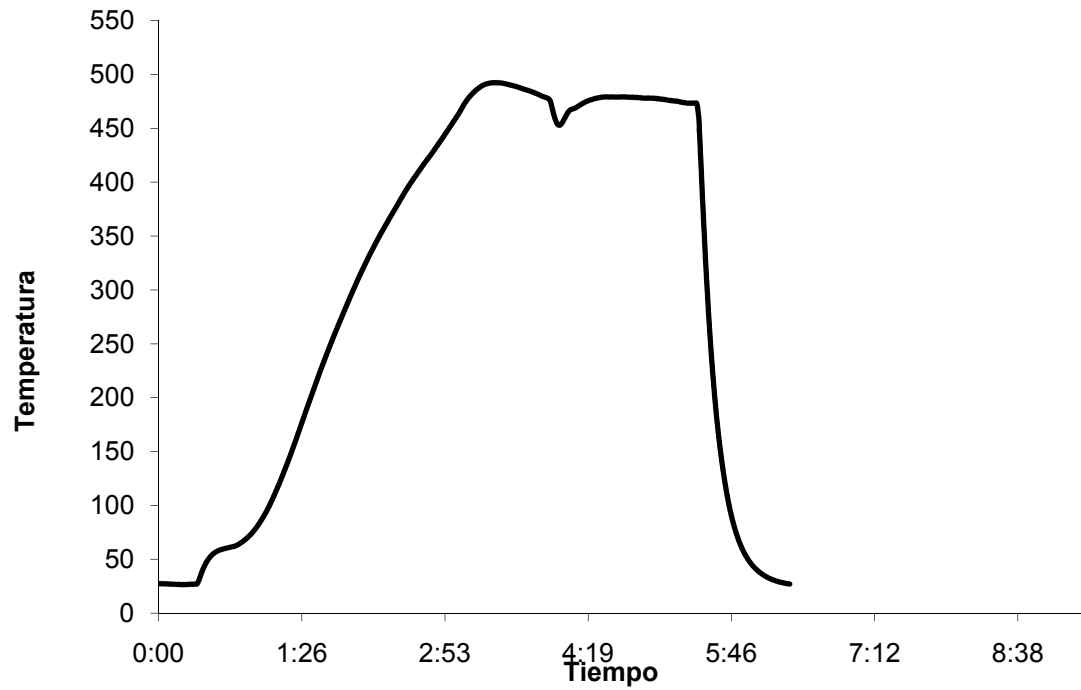
Al 6063 D 80mm/min Convección Natural



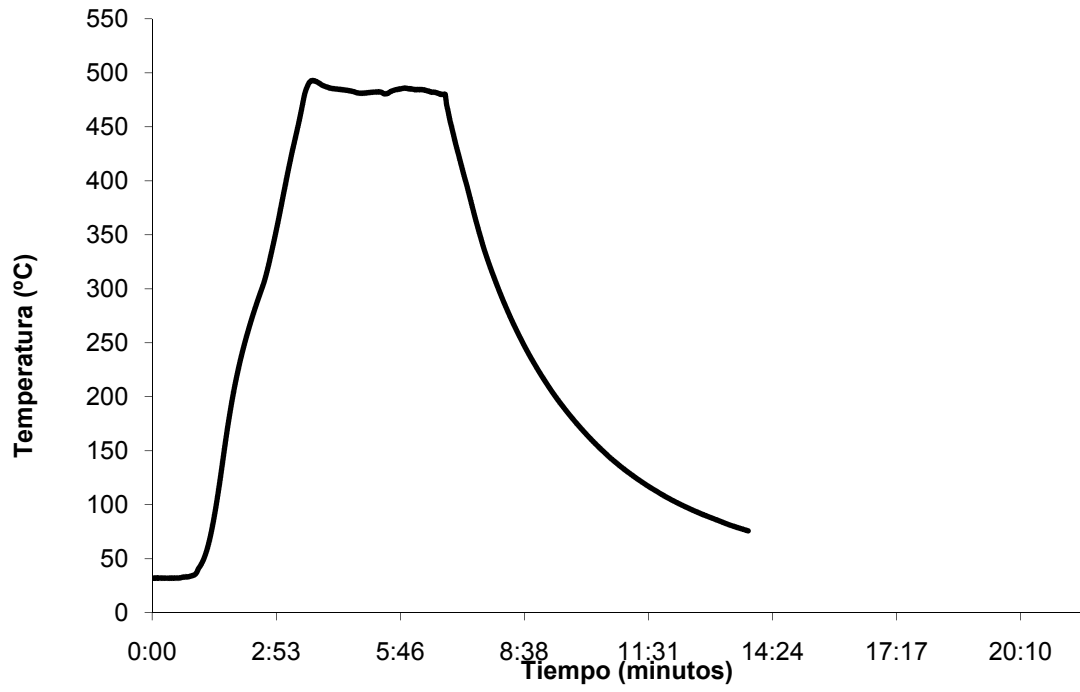
AI 6063 E 8mm/min Agua



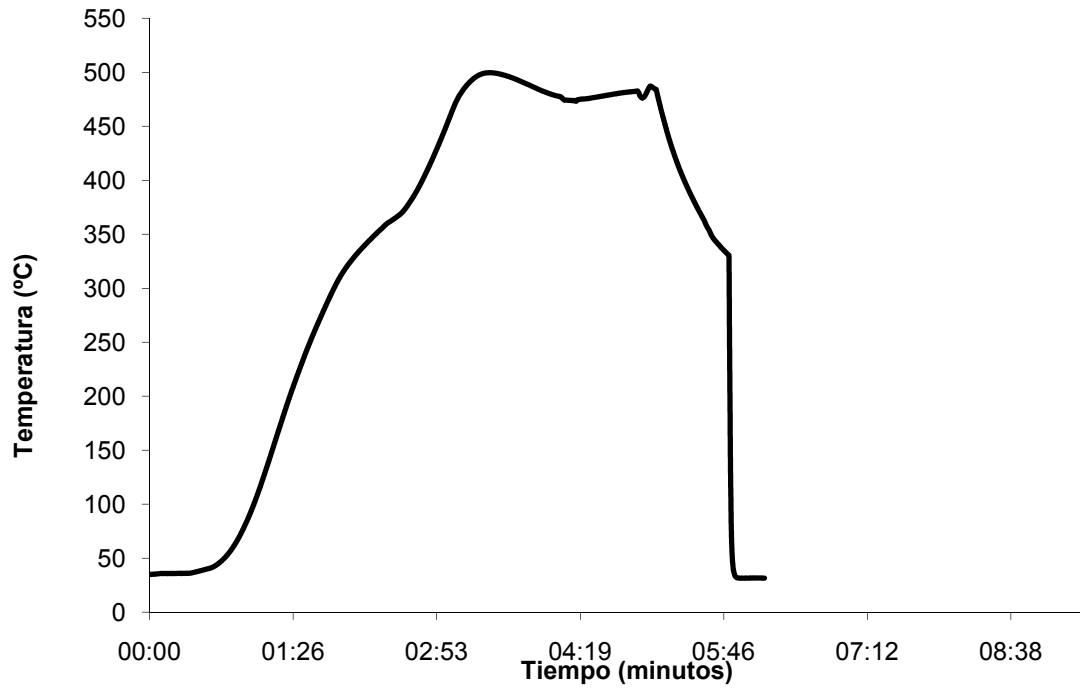
AI 6063 E 8mm/min Forzado



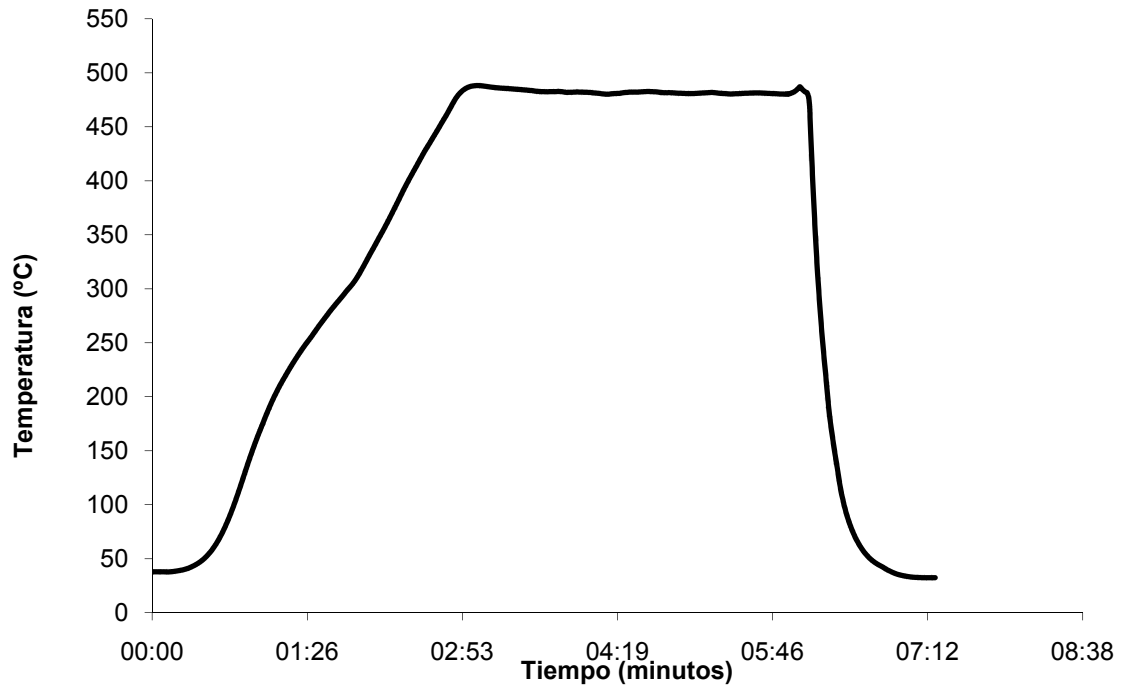
AI 6063 E 8mm/min Convección Natural



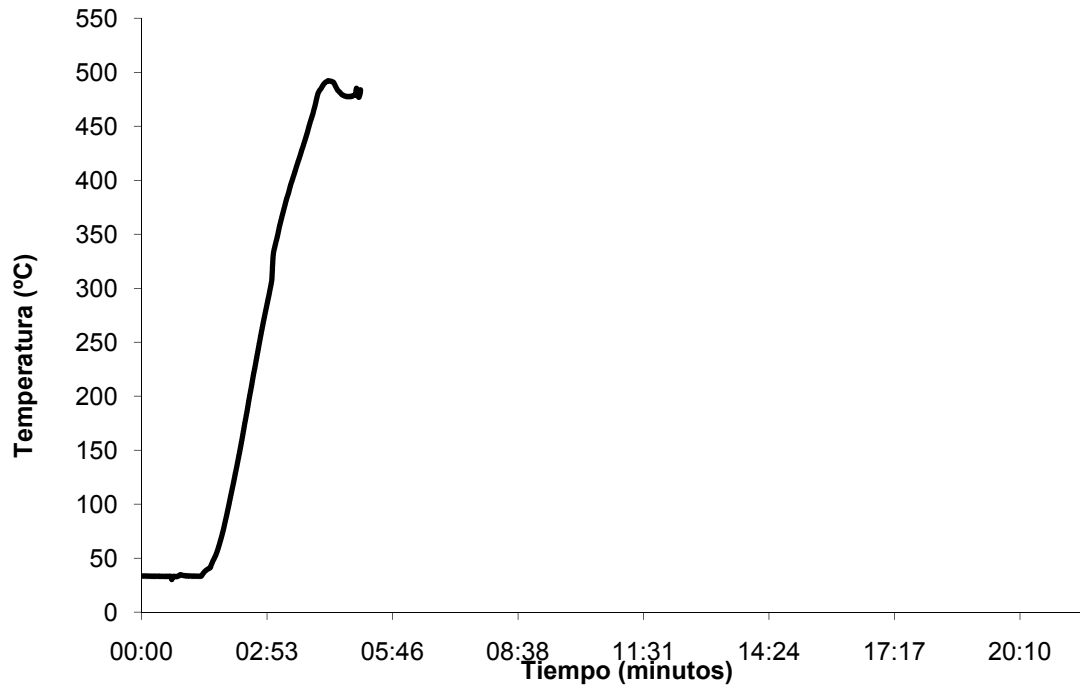
AI 6063 E 80mm/min Agua



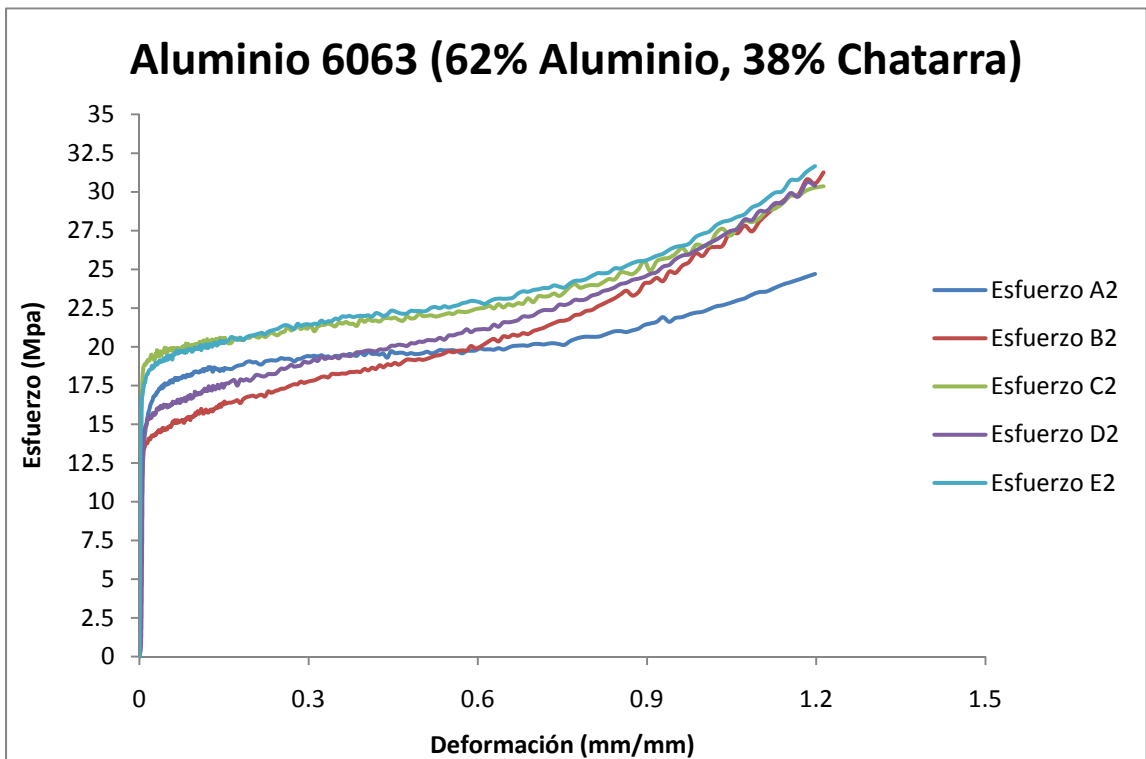
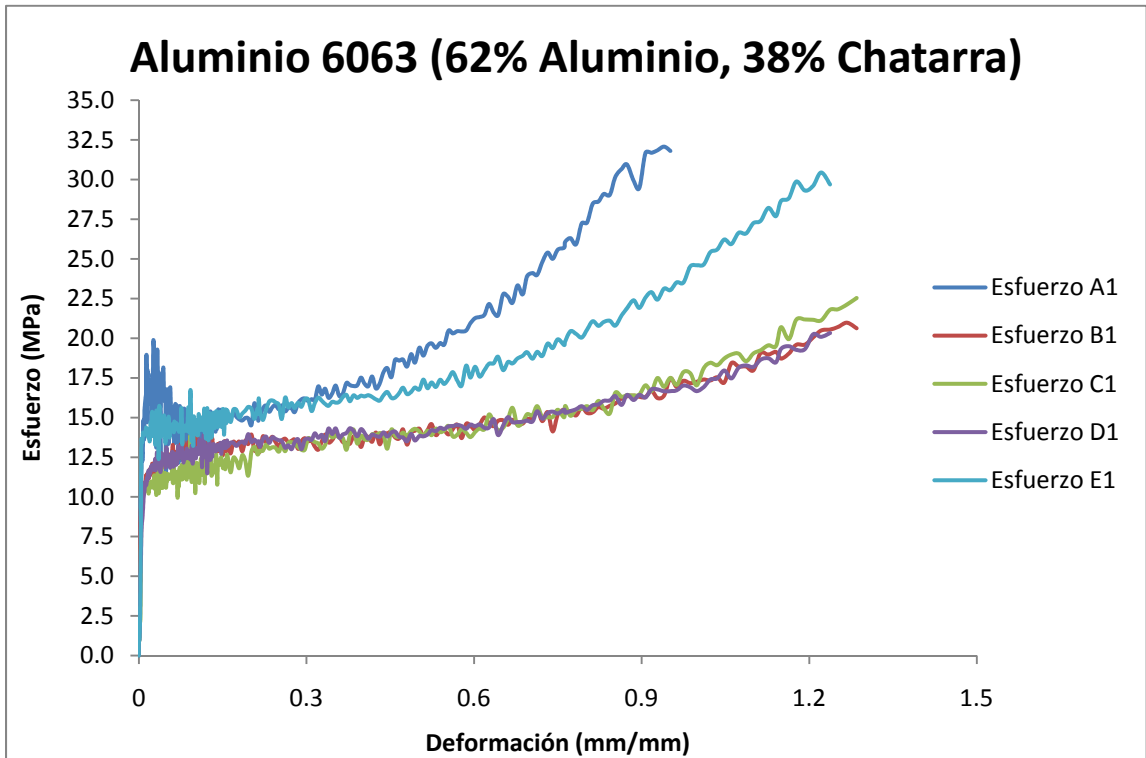
Al 6063 E 80mm/min Convección Forzada

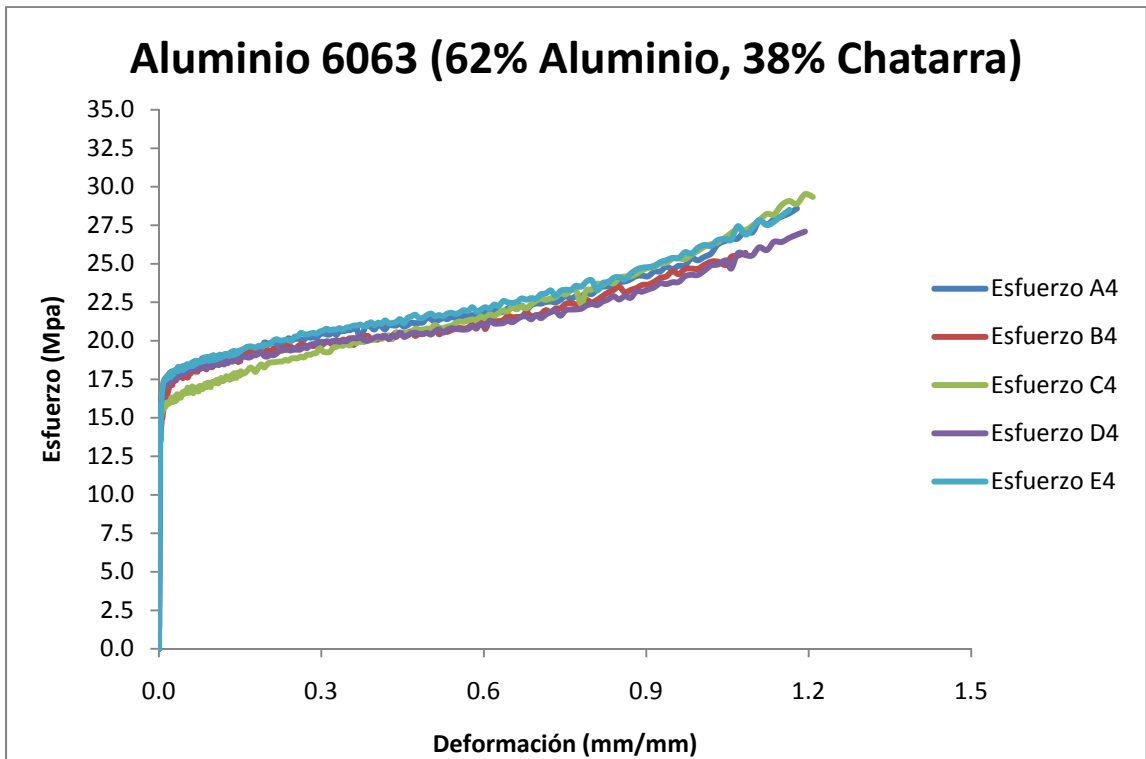
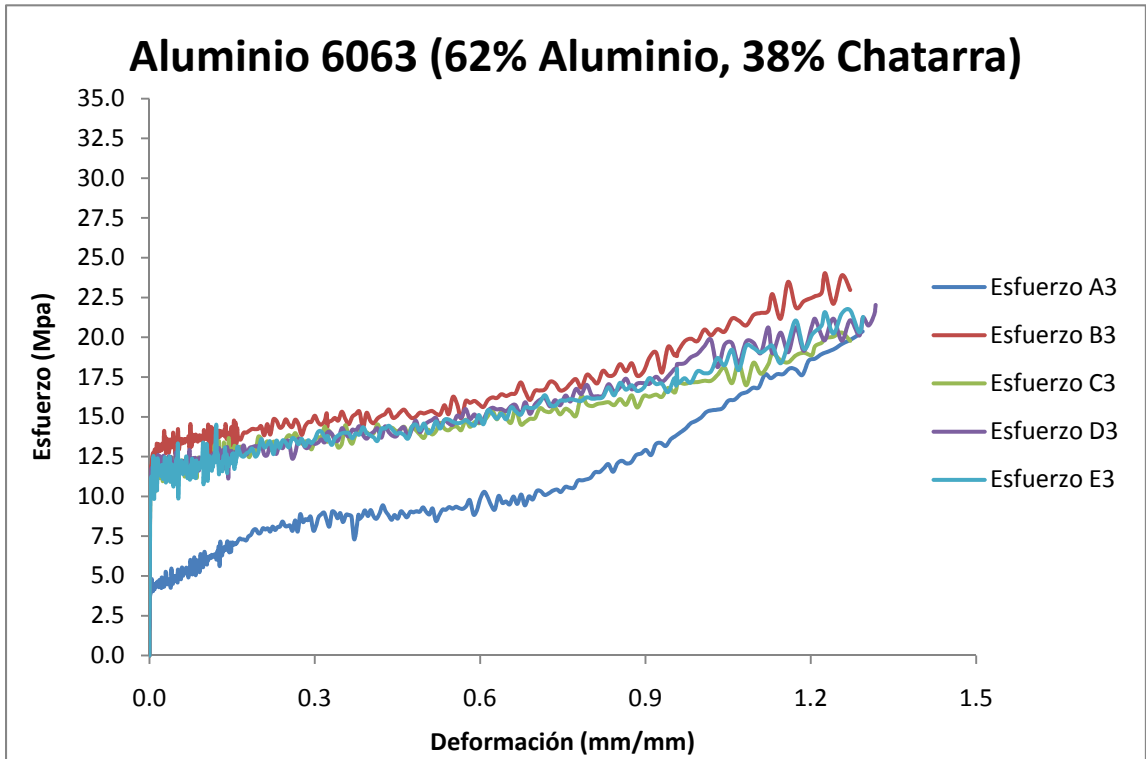


Al 6063 E 80mm/min Convección Natural



10.3 Apéndice 3 – Resultados Esfuerzo-deformación probetas con contenido de chatarra.





10.4 Apéndice 4 – Resultados de microdureza

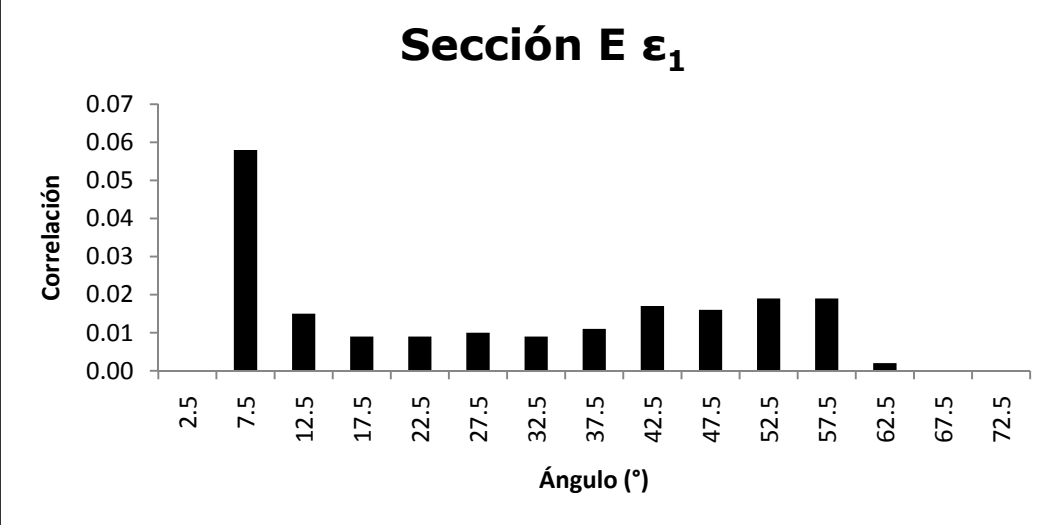
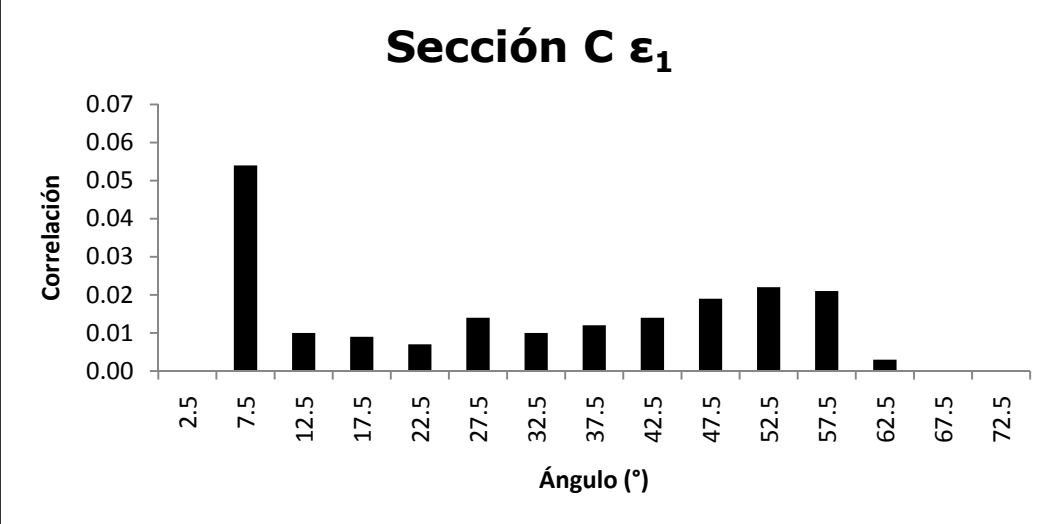
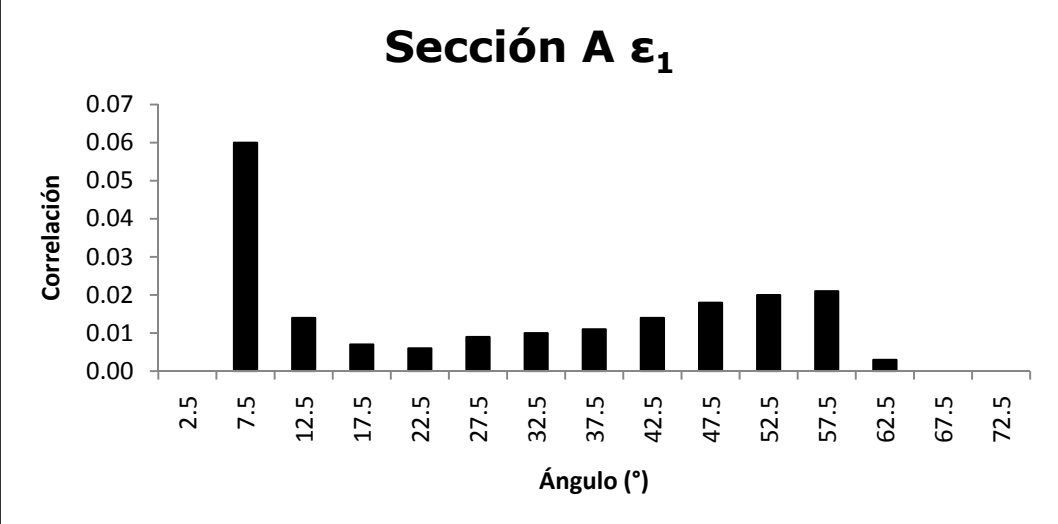
Resultados de las pruebas de microdureza aluminio primario

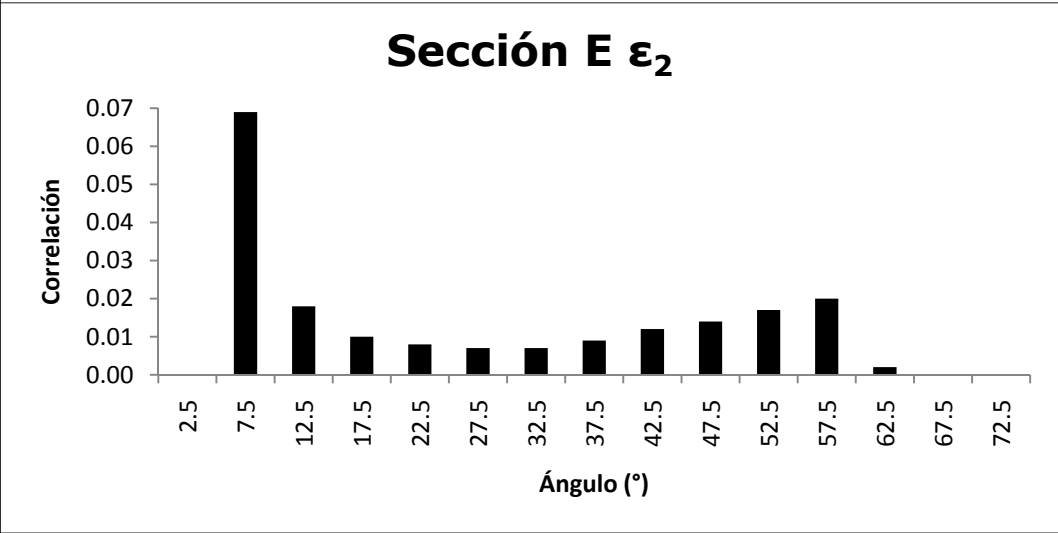
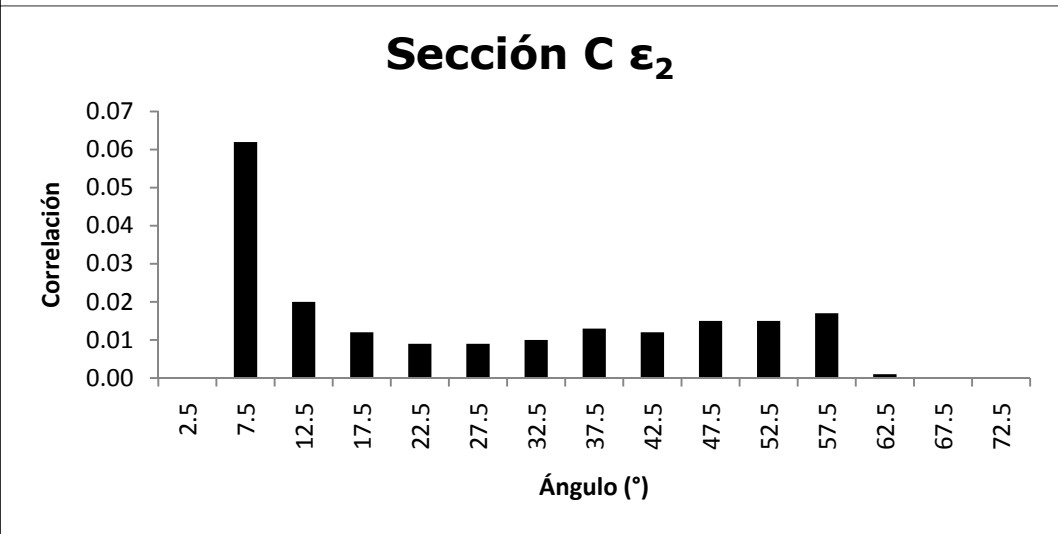
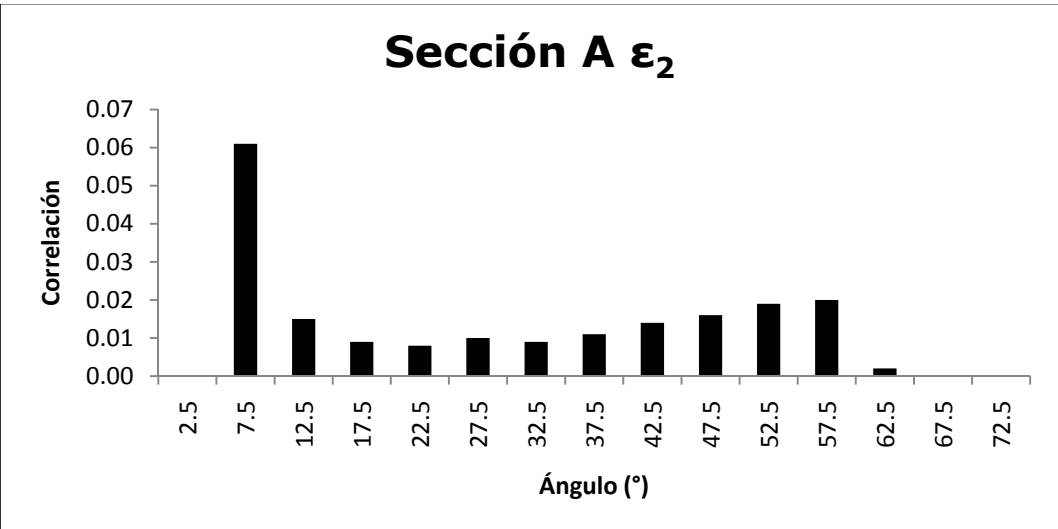
Sin tratamiento térmico															
		8 mm Convección Forzada				Prom	Dureza			80 mm Convección Forzada				Prom	Dureza
A	65.0	60.7	61.8	59.3	61.7	48.71	A	60.0	56.7	58.9	55.6	57.8	55.51		
B	57.9	54.3	60.0	57.5	57.4	56.28	B	55.6	54.7	54.0	58.0	55.6	59.99		
C	55.7	51.8	58.9	55.3	55.4	60.20	C	56.0	53.4	56.6	51.5	54.4	62.66		
D	56.8	58.7	58.0	59.5	58.3	55.12	D	58.1	56.6	59.7	54.4	57.2	56.68		
E	52.7	50.3	54.4	52.8	52.5	66.52	E	56.4	49.8	47.3	52.2	51.4	70.19		
		8 mm Agua				Prom	Dureza			80 mm Agua				Prom	Dureza
A	53.9	51.7	51.4	49.5	51.6	69.65	A	53.1	57.6	49.5	57.7	54.5	62.43		
B	49.5	54.5	48.8	51.5	51.1	71.02	B	58.1	55.5	53.1	48.2	53.7	64.31		
C	54.2	58.8	54.3	50.8	54.5	62.43	C	53.0	49.7	56.6	51.9	52.8	66.52		
D	53.4	49.5	49.2	49.5	50.4	73.00	D	53.1	52.9	54.0	48.6	52.2	68.32		
E	58.4	49.9	61.9	56.3	56.6	57.89	E	56.5	53.3	57.3	52.3	54.9	61.53		
		8 mm Convección Natural				Prom	Dureza			80 mm Convección Natural				Prom	Dureza
A	51.1	52.0	53.7	51.1	52.0	68.32	A	51.3	52.4	56.3	51.7	52.9	66.27		
B	58.1	54.1	57.1	54.7	56.0	59.13	B	52.8	50.6	51.9	50.3	51.4	70.19		
C	55.8	51.9	51.5	59.8	54.8	61.75	C	51.2	51.4	57.4	51.1	52.8	66.52		
D	55.3	50.7	54.3	54.2	53.6	64.55	D	54.1	52.7	46.5	49.4	50.7	72.14		
E	55.9	53.0	52.5	51.1	53.1	65.77	E	55.0	54.7	58.9	53.8	55.6	59.99		

Con tratamiento térmico T6															
		8 mm Convección Forzada				Prom	Dureza			80 mm Convección Forzada				Prom	Dureza
A	42.6	46.9	42.9	38.3	42.7	101.70	A	44.0	45.5	45.5	39.8	43.7	97.10		
B	42.9	44.8	41.2	42.7	42.9	100.80	B	41.2	44.5	43.8	43.2	43.2	99.37		
C	41.9	45.1	43.3	44.0	43.6	97.55	C	42.6	43.3	42.2	41.5	42.4	103.20		
D	40.2	37.9	39.8	44.1	40.5	113.10	D	44.2	51.3	50.5	53.8	50.0	97.55		
E	48.3	39.4	42.9	46.6	44.3	94.99	E	44.1	41.9	43.7	45.6	43.8	96.66		
		8 mm Agua				Prom	Dureza			80 mm Agua				Prom	Dureza
A	45.2	42.9	44.5	41.8	43.6	97.55	A	40.6	42.4	43.2	46.6	43.2	99.37		
B	45.9	43.1	44.8	39.8	43.4	98.45	B	43.0	45.1	46.2	43.3	44.4	94.07		
C	46.6	39.7	47.7	38.3	43.1	99.83	C	40.8	44.1	43.8	49.2	44.5	93.64		
D	45.3	43.1	41.9	45.9	44.1	95.35	D	41.9	45.1	45.1	47.6	44.9	91.98		
E	43.3	40.1	43.8	40.1	41.8	106.10	E	42.6	46.5	45.4	41.5	44.0	95.76		
		8 mm Convección Natural				Prom	Dureza			80 mm Convección Natural				Prom	Dureza
A	42.4	46.7	44.5	47.8	45.4	89.97	A	41.6	45.9	40.2	42.2	42.5	102.70		
B	46.9	45.1	46.9	45.8	46.2	86.88	B	45.8	44.0	43.7	44.3	44.5	93.64		
C	44.4	43.0	40.4	41.9	42.4	103.20	C	45.9	44.7	43.7	45.1	44.9	91.98		
D	37.9	43.2	46.9	40.4	42.1	104.60	D	45.6	45.9	47.1	45.6	46.1	87.26		
E	46.7	39.1	46.6	39.3	42.9	100.80	E	48.0	45.1	45.8	46.5	46.4	86.13		

10.5 Apéndice 5 – Valores de desorientacion

	Sección A vel 1	Sección C vel 1	Sección E vel 1	Sección A vel 2	Sección C vel 2	Sección E vel 2
Ángulo (°)	Correlación	Correlación	Correlación	Correlación	Correlación	Correlación
2.5	0.000	0.000	0.000	0.000	0.000	0.000
7.5	0.060	0.054	0.058	0.061	0.062	0.069
12.5	0.014	0.010	0.015	0.015	0.020	0.018
17.5	0.007	0.009	0.009	0.009	0.012	0.010
22.5	0.006	0.007	0.009	0.008	0.009	0.008
27.5	0.009	0.014	0.010	0.010	0.009	0.007
32.5	0.010	0.010	0.009	0.009	0.010	0.007
37.5	0.011	0.012	0.011	0.011	0.013	0.009
42.5	0.014	0.014	0.017	0.014	0.012	0.012
47.5	0.018	0.019	0.016	0.016	0.015	0.014
52.5	0.020	0.022	0.019	0.019	0.015	0.017
57.5	0.021	0.021	0.019	0.020	0.017	0.020
62.5	0.003	0.003	0.002	0.002	0.001	0.002
67.5	0.000	0.000	0.000	0.000	0.000	0.000
72.5	0.000	0.000	0.000	0.000	0.000	0.000
77.5	0.000	0.000	0.000	0.000	0.000	0.000
82.5	0.000	0.000	0.000	0.000	0.000	0.000
87.5	0.000	0.000	0.000	0.000	0.000	0.000
92.5	0.000	0.000	0.000	0.000	0.000	0.000
97.5	0.000	0.000	0.000	0.000	0.000	0.000
102.5	0.000	0.000	0.000	0.000	0.000	0.000
107.5	0.000	0.000	0.000	0.000	0.000	0.000
112.5	0.000	0.000	0.000	0.000	0.000	0.000
117.5	0.000	0.000	0.000	0.000	0.000	0.000
122.5	0.000	0.000	0.000	0.000	0.000	0.000
127.5	0.000	0.000	0.000	0.000	0.000	0.000
132.5	0.000	0.000	0.000	0.000	0.000	0.000
137.5	0.000	0.000	0.000	0.000	0.000	0.000
142.5	0.000	0.000	0.000	0.000	0.000	0.000
147.5	0.000	0.000	0.000	0.000	0.000	0.000
152.5	0.000	0.000	0.000	0.000	0.000	0.000
157.5	0.000	0.000	0.000	0.000	0.000	0.000
162.5	0.000	0.000	0.000	0.000	0.000	0.000
167.5	0.000	0.000	0.000	0.000	0.000	0.000
172.5	0.000	0.000	0.000	0.000	0.000	0.000
177.5	0.000	0.000	0.000	0.000	0.000	0.000
182.5	0.000	0.000	0.000	0.000	0.000	0.000





10.6 Apéndice 6 – Análisis químico

Resultados Análisis químico

EDAX ZAF Quantification (Standardless)

Element Normalized

SEC Table: Default

Elem	Wt %	At %	K-Ratio	Z	A	F
AlK	74.00	82.80	0.5425	1.0130	0.7228	1.0013
SiK	5.88	6.32	0.0212	1.0424	0.3464	1.0003
FeK	20.12	10.88	0.1838	0.9236	0.9891	1.0000
Total	100.00	100.00				

Element Net Inte. Backgrd Inte. Error P/B

AlK	891.15	7.47	0.63	119.29
SiK	32.54	5.52	3.79	5.90
FeK	80.75	1.57	2.12	51.40

kV: 20.00 Tilt: 0.00 Take-off: 34.81 AmpT: 17.0

Det Type: SUTW, Sapphire Res: 135.00 Lsec: 28

11 ÍNDICE ALFABÉTICO

- Aleación 6063, 1, 6, 8, 23, 28
- Aleación de aluminio, 1, 7, 18, 28, 132
- Análisis químico, 3, 50, 115
- Caracterización, 1, 13, 54
- Composición química, 8, 27, 116, 131
- Convección natural, 2, 32, 33, 43, 53, 54, 89, 90, 91, 92, 93, 94, 132, 135
- Convección por aire forzado, 32
- Cristalización, 12
- Curvas de enfriamiento, 34
- Deformación, 1, 13, 14, 18, 19, 22, 23, 25, 26, 29, 31, 32, 33, 34, 35, 48, 53, 54, 56, 57, 58, 59, 60, 61, 62, 117, 118, 119, 121, 122, 123, 124, 125, 126, 127, 131, 132, 133, 155, 164
- Difracción de electrones retrodispersados, 2, 48, 95, 121
- Difracción de rayos X, 2, 13, 41, 66, 119
- EBSD, 48, 49, 50, 53, 130
- Electrones secundarios, 44, 45
- Enfriamiento con agua, 32
- Envejecido, 2, 5, 9, 10, 11, 12, 23, 24, 35, 118
- Esfuerzo, 14, 18, 19, 23, 54, 62, 117, 118, 126, 127, 131, 132
- Extrusión, 1, 6, 9, 11, 13, 20, 21, 22, 23, 24, 25, 29, 43, 45, 132
- Keller, 37, 72
- MEB, 43, 44, 47, 48, 50, 53, 115, 121, 125
- Microdureza, 2, 38, 53, 63, 64, 118, 133, 157
- Microestructura, 13, 14, 19
- Microscopio electrónico de barrido, 2, 3, 43, 44, 47, 50, 72, 120, 126, 133
- ODF, 17, 130
- Orientaciones preferenciales, 15
- Rayos X, 41, 42, 43, 50, 51, 67, 68, 69, 70, 125, 126, 134
- Tratamiento térmico T6, 2, 6, 8, 11, 35, 36, 43, 45, 53, 76, 77, 81, 82, 83, 87, 88, 118, 126, 132, 134, 135, 157

12 RESUMEN AUTOBIOGRÁFICO

El Ing. Jorge Alberto Castillo Garza nació el 24 de febrero de 1984, es hijo del Dr. Jorge Castillo Villarreal y de la Sra. Rosaura Elizabeth Garza de Castillo. Cursó sus estudios de Licenciatura en Instituto Tecnológico y de Estudios Superiores de Monterrey, obteniendo el título de Ingeniero Físico Industrial en el 2007, ese mismo año inicia en la Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica de la Universidad Autónoma de Nuevo León la Maestría en Ciencias de la Ingeniería Mecánica con Especialidad en Materiales, para el 2008 comienza a trabajar en el área de investigación de deformación plástica en altas temperaturas.