

TRABAJO ESPECIAL DE GRADO

**ESTUDIO SOBRE LA FACTIBILIDAD TÉCNICA PARA LA
OBTENCIÓN DE CHAPAS SEMIRÍGIDAS DE ALUMINIO SIN LA
APLICACIÓN DE RECOCIDOS INTERMEDIOS**

Presentado ante la Ilustre
Universidad Central de Venezuela

Por los bachilleres

Campero L., Ildemaro C.

De Quintal R., Alejandro J.

Para optar al Título de
Ingeniero Mecánico

Caracas, 2009

TRABAJO ESPECIAL DE GRADO

ESTUDIO SOBRE LA FACTIBILIDAD TÉCNICA PARA LA OBTENCIÓN DE CHAPAS SEMIRÍGIDAS DE ALUMINIO SIN LA APLICACIÓN DE RECOCIDOS INTERMEDIOS

TUTOR ACADEMICO: Prof. Crisanto J. Villalobos G.

Presentado ante la Ilustre
Universidad Central de Venezuela

Por los bachilleres
Campero L., Ildemaro C.
De Quintal R., Alejandro J.

Para optar al Título de
Ingeniero Mecánico

Caracas, 2009

DEDICATORIA

A Dios, por darme la vida y la oportunidad de luchar para alcanzar un sueño que hoy se hizo realidad.

A mis padres Fernando De Quintal y María Rodríguez, por ser las personas que me apoyaron en todo momento, por darme el amor y la confianza incondicional para que este sueño fuera realidad. Gracias papá y mamá los amo, este triunfo son de ustedes.

A mis abuelos, Manuel Rodríguez, Felicidad Dos Santos y María Nobrega, por estar siempre a mi lado y por querer siempre lo mejor para mí.

A mi abuelo, Fernando De Quintal, porque a pesar de no estar físicamente siempre estuvo en mi corazón y fue el motor que me impulso a luchar y seguir adelante. Abuelo te amo.

A mis hermanos Fernando De Quintal y Viviana De Quintal, porque en ellos veo un modelo a seguir y por ser los mejores hermanos del mundo.

A mi novia, Patricia Saá, por ser la persona que siempre estuvo a mi lado en todo este tiempo, apoyándome en las buenas y en las malas. Patty te amo gracias por amarme y compartir este triunfo conmigo.

Al profesor Crisanto Villalobos, por ser la persona que impulso la realización de este proyecto y haber dedicado parte de su tiempo en ser el tutor de este proyecto.

A mis amigos, por estar allí en todo momento y por brindarme su apoyo

Alejandro José De Quintal Rodríguez

DEDICATORIA

A Dios, por acompañarme y guiarme siempre por el buen camino, por el cual he podido formarme como persona de bien.

A mi Padre Ildemaro Campero, por ser fuente de inspiración y apoyo en todo momento de mi vida.

A mi Madre Tibizay de Campero, por formarme, apoyarme y ser de mí un hombre de bien.

A mis Hermanas, por estar en todo momento, formando parte importante en mi crecimiento como persona.

A mi familia, por el apoyo incondicional y por creer en mí en todo momento.

A mis amigos, los cuales me han acompañado y me han ayudado a crecer.

A mi tutor Crisanto Villalobos, por creer en nuestro trabajo y ayudarme incondicionalmente en mi crecimiento personal y académico.

Ildemaro Alberto Campero Lozada.

AGRADECIMIENTOS

Gracias a Dios, por ser tan bondadoso sin ti nada de esto hubiera sido posible.

A la Universidad Central de Venezuela, por ser nuestro segundo hogar y permitirnos vivir unas de las etapas más hermosas de nuestras vidas.

Al profesor Crisanto Villalobos, por ser el mejor tutor y brindarnos su apoyo y asesoría incondicional.

A la empresa CVG Alucasa, por prestarnos sus instalaciones para el desarrollo de este proyecto.

A la Escuela de Ingeniería Metalúrgica y Ciencia de los Materiales, por prestarnos sus laboratorio que ayudaron al desarrollo de nuestra tesis.

A la directora de la Escuela de Ingeniería Metalúrgica y Ciencia de los Materiales, por prestarnos su apoyo y tiempo para el desarrollo de este proyecto.

A todas aquellas personas que en un momento u otro colaboraron con nosotros para poder llevar este proyecto a cabo.

Campero L., Ildemaro A. y De Quintal R., Alejandro J.

**ESTUDIO SOBRE LA FACTIBILIDAD TÉCNICA PARA
LA OBTENCIÓN DE CHAPAS SEMIRÍGIDAS DE
ALUMINIO SIN LA APLICACIÓN DE RECOCIDOS
INTERMEDIOS**

**Tutor Académico: Crisanto Villalobos. Caracas, U. C. V. Facultad de
Ingeniería, Escuela de Ingeniería Mecánica. 2009. 110 Pág.**

Palabras Claves: Aleación de Aluminio 8011, Restauración de Propiedades
Mecánicas, Cinética de Restauración.

Resumen

En el presente estudio se evaluó la posibilidad de producir chapas semirígidas de aluminio a partir de colada continua, sin la realización de tratamientos térmicos intermedios. A tal efecto se estableció la cinética de restauración de las propiedades mecánicas y la correspondiente evolución microestructural del material deformado. Inicialmente a las chapas semirígidas de 54 micrómetros se le realizaron tratamientos térmicos de recocido a 325, 350 y 375 °C a distintos tiempo y sentidos de laminación (0, 45 y 90°). Posterior a ello para cada condición se realizaron ensayos de tracción y observación por microscopía, utilizando Difracción de Electrones Retrodispersados (EBSD) en Microscopía Electrónica de Barrido (MEB). Se compararon los datos obtenidos de los ensayos mecánicos, en las distintas direcciones evaluadas tratando de establecer si existe alguna dependencia funcional que sugiera si el grado de anisotropía del material evoluciona de forma similar a las propiedades estáticas como respuesta de los tratamientos térmicos aplicados.

Campero L., Ildemaro A. y De Quintal R., Alejandro J.

**A STUDY ON THE TECHNICAL FACTIBILITY FOR
OBTAINING SEMI-RIGID ALUMINIUM PLATES
WITHOUT THE APPLICATION OF INTERMEDIATE
ANNEALING**

Academic Tutor: Crisanto Villalobos. Caracas, Universidad Central de Venezuela. Faculty of Engineering, School of Mechanical Engineering, 2009. 110 Pág.

Keywords: Aluminium Alloy 8011, Restoration of Mechanical Properties, Kinetics of Restoration.

Abstract

The present work evaluated the possibility of producing semi-rigid aluminum sheets from continuous casting, without the realization of intermediate heat treatments. To accomplish this, the kinetics of restoration of the mechanical properties and the corresponding microstructural evolution of deformed material were established. Initially, thermal annealing treatments at 325, 350 and 375 ° C at different times and rolling directions (0, 45 and 90 degrees) were done to the 54 µm sheets. After that, for each condition tensile tests and microscopic observation using Electron backscatter diffraction (EBSD) in scanning electron microscopy (SEM) were carried out. The data obtained from mechanical tests were compared in different evaluated directions trying to establish whether there is any functional dependence that suggests if the material's anisotropy degree evolves similarly to the static properties in response to the heat treatments applied.



Caracas. 05 de noviembre de 2.009

ACTA

Los abajo firmantes, Miembros del Jurado Examinador designado por el Consejo de Escuela de Ingeniería Mecánica para evaluar el Trabajo Especial de Grado presentado por los bachilleres:

ILDEMARO CAMPERO y ALEJANDRO DE QUINTAL

Titulado:

**“ESTUDIO SOBRE LA FACTIBILIDAD TÉCNICA PARA LA
OBTENCIÓN DE CHAPAS SEMIRIGIDAS DE ALUMINIO
SIN LA APLICACIÓN DE RECOCIDOS INTERMEDIOS”**

Consideran que el mismo cumple con los requisitos exigidos por el Plan de Estudios conducente al Título de Ingeniero Mecánico

Prof. José Chitty
Jurado



Prof. Crisanto Villalobos
Tutor

Prof. María de los A. Rodríguez
Jurado



UNIVERSIDAD CENTRAL DE VENEZUELA
FACULTAD DE INGENIERIA
ESCUELA DE INGENIERIA MECANICA

DEPARTAMENTO DE TECNOLOGÍA DE PRODUCCIÓN

Caracas, 05 de noviembre de 2.009

Prof. GERARDO RAMÍREZ
Jefe de la División de Control de Estudios
Facultad de Ingeniería

Presente.-

Quienes suscriben, Miembros del Jurado Examinador designado por el Consejo de la Escuela de Ingeniería Mecánica, nos dirigimos a usted con la finalidad de informarle que hemos decidido otorgarle a los Bachilleres:

ILDEMARO CAMPERO (C.I.V.- 17.980.588)
y
ALEJANDRO DE QUINTAL (C.I.V.- 17.744.030)

“MENCIÓN HONORÍFICA”

Por la excelencia demostrada en la realización del Trabajo Especial de Grado titulado:

“Estudio sobre la Factibilidad Técnica para la Obtención de Chapas Semirígidas de Aluminio sin la Aplicación de Recocidos Intermedios”

Sin otro particular a que hacer referencia, quedamos de usted,

Prof. José Chitty
Jurado



Prof. María de los A. Rodríguez
Jurado

Prof. Crisanto Villalobos
Tutor

INDICE GENERAL

INTRODUCCIÓN	1
CAPÍTULO I.....	3
MARCO TEÓRICO.....	3
1.1. Generalidades del aluminio y sus aleaciones	3
1.2. Generalidades de la aleación AA 8011	6
1.3. Laminación de los metales	7
1.3.1. Equipos de laminación	9
1.3.2. Características del proceso de laminación	11
1.4. Proceso Productivo de CVG-ALUCASA	12
1.5. Recocido.....	36
1.5.1. Recuperación.....	38
1.5.1.1. Mecanismos de recuperación.	38
1.5.1.2. Cinética de recuperación	40
1.5.2. Recristalización	42
1.5.2.1. Mecanismos de nucleación para la recristalización	43
1.5.2.2. Cinética de la recristalización	46
1.5.2.3. Efecto de la temperatura de recocido	47
CAPÍTULO II	54
DESARROLLO EXPERIMENTAL.....	54
2.1. Descripción del material utilizado.	54
2.2. Tratamiento térmico de recocido	56
2.3. Estudio metalográfico	57
2.3.1. Microscopía Electrónica de Barrido (MEB)	57
2.3.1.1. Observación de las muestras	59
2.4. Ensayos de mecánico.....	61
2.4.1. Preparación de las probetas.....	61

2.5. Ensayo de tracción uniaxial.....	62
CAPITULO III	71
ANALISIS Y DISCUSION DE RESULTADOS	71
3.1. Ensayo de tracción uniaxial.	71
3.2. Cinética de Restauración.	76
3.3. Anisotropía.	91
3.4. Ensayo metalográfico.....	97
CAPITULO IV	104
CONCLUSIONES	104
RECOMENDACIONES	106
REFERENCIAS BIBLIOGRAFICAS.....	107

INDICE DE TABLAS

CAPÍTULO I.....	3
MARCO TEORICO.....	3
Tabla 1.1 Porcentaje en composición de elementos al momento de comenzar con el proceso de fusión.....	15
Tabla 1.2 . Porcentaje en composición de elementos luego del proceso de colada.	26
Tabla 1.3 Pases del laminador primario.	28
Tabla 1.4 Parámetros de uso de los hornos de recocido intermedio.	29
Tabla 1.5 Pases del laminador intermedio.	30
Tabla 1.6 Parámetros de uso de los hornos de recocido final.	33
CAPÍTULO II	54
MARCO EXPERIMENTAL	54
Tabla 2.1 Composición química del material.	55
CAPITULO III.....	73
ANALISIS Y DISCUSION DE RESULTADOS.....	73
Tabla 3.1 Porcentaje de variación de las propiedades mecánicas a una temperatura de recocido.	76
Tabla 3.2 Esfuerzo de fluencia para una temperatura de 325°C.	76
Tabla 3.3 Esfuerzo de fluencia para una temperatura de 350°C	77
Tabla 3.4 Esfuerzo de fluencia para una temperatura de 375°C	77
Tabla 3.5 Anisotropía normal y planar.....	96

INDICE DE FIGURAS

CAPÍTULO I.....	3
MARCO TEORICO.....	3
Figura 1.1 Clasificación de los laminadores dependiendo del número y disposición de los cilindros.	11
Figura 1.2 Áreas de la línea de producción de C.V.G. ALUCASA.....	12
Figura 1.3 (1)Pilas de aluminio primario provenientes de CVG-ALCASA y CVG-VENALUM; (2) Hierro Fe; (3) Silicio Si.	13
Figura 1.4 Zona de precalentamiento de los lingotes y pailas de Al primario.....	14
Figura 1.5 Quemador por oxígeno..	16
Figura 1.6 Diagrama de funcionamiento de la termocupla.....	17
Figura1.7 Inyección Titanio-Boro en forma de alambrón.	18
Figura 1.8 Dispositivo de desgasificación tipo SNIF.	20
Figura 1.9 Pieza cerámica conocida como boquilla, forma de alimentación del metal liquido en los rodillos.....	22
Figura 1.10 (a) Rodillos de colada continua; (b)Rodillos de colada continua sin camisa de acero.....	22
Figura 1.11 Caja de colada de la máquina Pechiney.....	23
Figura 1.12 Sección transversal y sección longitudinal del inyector.....	24
Figura 1.13 Esquema del sistema de alimentación de la máquina Hunter.....	24
Figura 1.14 Sección transversal de un tipo de inyector (tip) de la Hunter.....	25
Figura 1.15 Regulador de nivel (steady-eddy).....	25
Figura 1.16 Rollos de aluminio sacados del proceso de Colada continua.	27
Figura 1.17 Maquina Niveladora de tensiones.	29
Figura 1.18 Dobladora en CGV-ALUCASA.	31
Figura 1.19 Separadora.....	32

Figura 1.20 Maquina donde el aluminio es cortado y enrollado en el cilindro de cartón.....	34
Figura 1.21 (a) Traslado del rollo a la zona de empaquetado; (b) Paquetes de Al listos para ser entregados al cliente.....	35
Figura 1.22 Maquina coloreadora	36
Figura 1.23 Índices de restauración en función del tiempo de recocido	49
 CAPÍTULO II	54
DESARROLLO EXPERIMENTAL.....	54
Figura 2.1 Disposición de las probetas para realizar el tratamiento.....	56
Figura 2.2. Horno de resistencia eléctrica para tratamientos térmicos.	56
Figura 2.3 Sistema de doble jet.....	58
Figura 2.4. Microscopio Electrónico de Barrido.....	60
Figura 2.5. Dimensiones de las probetas semirigidas para ensayos de tracción	61
Figura 2.6 Cizalla de doble cuchilla.....	62
Figura 2.7 Grupo de muestras con sus concernientes ángulos con respecto al sentido de laminación.....	62
Figura 2.8 Máquina Universal marca INSTRON.	63
 CAPITULO III.....	73
ANALISIS Y DISCUSION DE RESULTADOS	73

Figura. 3.1. Curva esfuerzo real vs deformación real para una temperatura de tratamiento térmico de recocido de 325°C; (a) Sentido de laminación; (b) 45° con respecto al sentido de laminación; (c) 90° con respecto al sentido de laminación.....	72
Figura 3.2 Curva esfuerzo real vs deformación real para una temperatura de tratamiento térmico de recocido de 350°C; (a) Sentido de laminación; (b) 45° con respecto al sentido de laminación; (c) 90° con respecto al sentido de laminación.....	73
Figura 3.3. Curva esfuerzo real vs deformación real para una temperatura de tratamiento térmico de recocido de 375°C; (a) Sentido de laminación; (b) 45° con respecto al sentido de laminación; (c) 90° con respecto al sentido de laminación.	74
Figura 3.4. Variación de la propiedad mecánica con respecto al tiempo sentido laminación.	79
Figura 3.5 Variación de la propiedad mecánica con respecto al tiempo 45° sentido laminación	79
Figura 3.6. Variación de la propiedad mecánica con respecto al tiempo 90° sentido laminación.	80
Figura 3.7 Variación de la propiedad mecánica con respecto al tiempo para una temperatura de 325°C..	81
Figura3.8 Variación de la propiedad mecánica con respecto al tiempo para una temperatura de 350°C.	82
Figura 3.9. Variación de la propiedad mecánica con respecto al tiempo para una temperatura de 375°C.	82
Figura 3.10 Relación entre el índice de restauración del esfuerzo de fluencia y el tiempo de recocido. Sentido Laminación.....	84
Figura 3.11 Relación entre el índice de restauración del esfuerzo de fluencia y el tiempo de recocido. 45° Sentido Laminación	84

Figura 3.12 Relación entre el índice de restauración del esfuerzo de fluencia y el tiempo de recocido. 90° Sentido Laminación	85
Figura 3.13 Energía de Activación. Sentido de Laminación.	87
Figura 3.14 Energía de Activación. 45° respecto al sentido de laminación.	88
Figura 3.15 Energía de Activación. 90° respecto al sentido de laminación.	89
Figura 3.16 Variación del ancho del encuellamiento a 2 mm de longitud del encuellamiento.(a)Sentido de laminación; (b) 45° respecto al sentido de laminación ; (c) 90° respecto al sentido de laminación	92
Figura 3.17 Variación del ancho del encuellamiento a 5 mm de longitud del encuellamiento.(a)Sentido de laminación; (b) 45° respecto al sentido de laminación ; (c) 90° respecto al sentido de laminación	93
Figura 3.18 Variación de la anisotropía normal con respecto al tiempo.....	95
Figura 3.19 Variación de la anisotropía normal con respecto al tiempo.....	95
Figura 3.20 Obtención del coeficiente (m) y de la constante (k_2)de la expresión JMAK	99
Figura 3.21 Imagen de la muestra; (a) plano horizontal; (b) plano inclinado 70°	100
Figura 3.22 (a) Patron de Kikuchi; (b) Patron de Kikuchi indexado	101
Figura 3.23 Imágenes microestructurales del material a diferentes tiempos de recocido a 375°C	103

INTRODUCCIÓN

Hoy en día Venezuela cuenta con yacimientos importantes de bauxita, dispone tanto de la tecnología extractiva como de los procesos subsiguientes, así mismo, existen plantas en el país las cuales han logrado consolidar una red de desarrollo, entorno a generar valor agregado al aluminio primario, dentro de las cuales se encuentran las plantas de laminación de productos planos semirígidos y foil de aluminio. Actualmente el proceso productivo para la obtención de estos productos se basa en varias etapas de laminación y de tratamientos térmicos de recocido, tanto intermedio como final. Este sistema requiere una significativa cantidad de energía, dinero y tiempo para su funcionamiento, es por eso que se hace necesario desarrollar actividades de investigación tanto en el campo científico como tecnológico, para optimizar el proceso y ahorrar consumo eléctrico, tiempo, maquinaria y mantenimiento. A través de investigaciones y pruebas físicas en la línea de producción, se ha podido demostrar que omitiendo algunas etapas del proceso productivo es posible conseguir la misma calidad del producto final.

Dentro de las plantas de mayor tradición en el área de procesamiento de aluminio primario para la generación semirígido y foil se encuentra la empresa CVG ALUCASA, con la cual se desarrollo un proyecto de investigación que contemplara vías alternas más eficientes en la obtención de productos de bajo espesor con mejoras significativas en sus propiedades macro mecánicas. La obtención de productos semirígidos de aluminio se hace a partir de colada continua de doble rodillo de una aleación de la serie 8xxx específicamente la denominada comercialmente 8011 en sus distintas versiones, seguida de pases sucesivos de laminación con recocidos intermedios. Por ello se planteo en el

presente proyecto de investigación, proponer una ruta distinta de conformado en la cual permita minimizar o suprimir la aplicación de los tratamientos térmicos de recocido intermedios, sin sacrificar las propiedades mecánicas del semirígido, evaluada en términos de su resistencia mecánica. Es aquí en donde se pretende generar un aporte con el fin de mejorar las prácticas operativas y garantizar productos de alta calidad y de alta expectativa de uso, afianzando la calidad de los productos en mercados nacionales e internacionales.

En tal sentido para este desarrollo, fue necesario evaluar el comportamiento macro mecánico de las muestras provenientes de la colada continua de doble rodillo con espesores de 54 micrómetros, debidamente cortadas según la norma ASTM E-352 y tratadas térmicamente a distintos tiempos de recocido, para así poder estudiar al comportamiento de las propiedades con respecto al tiempo, así mismo definir los índices de restauración de las muestras tratadas térmicamente en función de la propiedad, estimar el índice de anisotropía del semirígido para evaluar su confortabilidad y finalmente estudiar la cinética de recristalización para cada condición de temperatura, en términos de la fracción volumétrica de granos recristalizados.

1.1. Generalidades del aluminio y sus aleaciones

El aluminio es uno de los elementos más abundantes de la corteza terrestre, que abarca alrededor de 8% (15% Al_2O_3); los únicos elementos más extendidos en la corteza terrestre son el oxígeno (47%) y el silicio (28%). [1]

Es un metal que reúne una serie de propiedades mecánicas excelentes dentro del grupo de los metales no ferrosos, de ahí su elevado uso en la industria. Dentro del ciclo vital del aluminio, este se encuentra actualmente en la etapa de madurez, es decir, su producción está estabilizada desde hace un par de décadas, aunque en la industria automotriz su uso es cada vez mayor. [2]

El aluminio puro tiene una resistencia a la tensión de aproximadamente 90MPa, pero existen aleaciones de aluminio cuya resistencia a la tracción alcanzan mas de 530MPa. El modulo de Young para el aluminio puro es de 69GPa, al agregarle componentes aleantes no existe un cambio apreciable en esta propiedad, siendo aproximadamente una tercera parte del valor de la misma propiedad para el acero. [3]

El interés en la utilización del aluminio y sus aleaciones deriva de sus características particulares:

- La ligereza, la densidad del aluminio (2,7g/cm); a igual volumen es tres veces más ligero que el acero. Por lo tanto se recomienda su utilización en los elementos móviles, vehículos de todo tipo, automóviles, vagones ferroviarios y aviones; en los elementos sometidos a movimientos alternativos para disminuir las fuerzas de inercia: émbolos; en las estructuras estáticas en las que el peso propio constituye una parte

importante el esfuerzo soportado, plumas de grúa, grúas-puentes, puentes; para elementos portátiles, maquinas manuales; para facilitar el transporte o el montaje de elementos en los lugares de difícil acceso.

- La buena resistencia mecánica de algunas de sus aleaciones, e incluso a altas temperaturas; lo que hace que estas aleaciones son las que forman la estructura de los actuales aviones transónicos y supersónicos.
- La buena resistencia a los agentes atmosféricos y químicos debido a que por ser un material pasivante, la superficie del aluminio se cubre de forma natural de una capa de alúmina que la protege de forma eficaz. No obstante, se puede reforzar esta producción por un tratamiento químico o electrolítico apropiado. Igualmente se puede aumentar la resistencia a la abrasión por este método.
- Su elevada conductividad térmica es una importante ventaja, dado que permite que el calor generado en el proceso de mecanizado se disipe con rapidez, además se puede emplear en pistones de motores de combustión interna y demás. Presenta un 63% de la conductividad eléctrica del cobre para alambres de un tamaño dado, pero pesa menos de la mitad. Cabe destacar que el peso tiene mucha importancia en la transmisión de electricidad de alto voltaje a larga distancia, y actualmente se usan conductores de aluminio para transmitir electricidad a muy altos voltajes. [4]
- El aluminio y sus aleaciones se conforman, se taladran, se mecanizan con máquinas comunes y todo esto con grandes velocidades de trabajo. Igualmente se le puede extruir según las formas más diversas, lo que facilita el trabajo y suprime las operaciones de perfilado. El remachado, la soldadura oxiacetilénica o al arco en atmosfera de argón, la soldadura por resistencia, la soldadura blanda y, por último, el pegado, constituyen

sistemas prácticos de unión. El moldeo de las aleaciones es fácil, la baja temperatura de fusión permite, aparte del moldeo en arena, el moldeo en coquilla y el moldeo a presión. Por último, es posible la forja y el matizado del aluminio y sus aleaciones. [5]

Es muy importante destacar que todas las aleaciones de aluminio se les puede aplicar la mayoría de los tratamientos térmicos, pero en el caso de las aleaciones con alto contenido de hierro y silicio, como en el caso de la AA 8011, no son endurecibles por precipitaciones aunque es posible restituir las propiedades mecánicas por medio de tratamientos de recocido. [4]

Entre los principales elementos aleantes que se utilizan con el aluminio podemos mencionar: cobre, manganeso, silicio, magnesio, zinc, para identificar las aleaciones de aluminio se usa un sistema de numeración que consiste en cuatro dígitos; el primero de los cuales indica el principal elemento aleante, como por ejemplo la aleación 2XXX indica que su elemento aleante es el cobre y en el 3XXX es el manganeso, mientras en el 8XXX indica la presencia de hierro, silicio u otros elementos. El segundo dígito se refiere a modificaciones en la composición de los límites de impurezas o en los elementos aleantes originales. Por su parte, los dos últimos dígitos en la serie 1xxx (correspondiente a aleaciones de alta pureza) reflejan el porcentaje mínimo de aluminio por encima de 99.00%, mientras que en las demás series estos últimos dígitos no tienen un significado especial, y sólo sirven para identificar las diferentes aleaciones de aluminio en el seno del grupo, haciéndose notar que no se establece por un orden cronológico determinado. [6]

1.2. Generalidades de la aleación AA 8011

La aleación estudiada en la presente investigación corresponde a la serie 8xxx, según la denominación 8011-M, propuesta por la empresa productora. Es conveniente destacar que la serie 8xxx (serie asignada para las nuevas aleaciones de aluminio), difiere un poco en cuanto a su composición química con las otras series utilizadas en la clasificación de estas aleaciones por no presentar elementos aleantes comunes para cada una de las denominaciones de la serie. Sin embargo, por su contenido de Fe y Si como principales elementos aleantes, se puede comparar con aleaciones de la serie 1xxx, como por ejemplo la aleación 1100, la cual presenta contenidos similares de Fe y Si. [7]

Como es conocido el Si y el Fe se encuentra en las aleaciones de aluminio, muchas veces en cantidades significativas, las cuales afectan el comportamiento de las mismas. Así, es importante considerar el efecto de estos elementos en los sistemas de aluminio.

En cuanto al Si, se encuentra que es soluble en el aluminio hasta 1,65% de la temperatura eutéctica de 577° C, al disminuir la temperatura la solubilidad disminuye hasta un 0,08% a 250°C. Aunque son teóricamente susceptibles al temple estructural, estas aleaciones no se someten al tratamiento pues prácticamente no se consiguen mejoras significativas. la adición de Si mejora la resistencia mecánica de la aleación sin reducir de modo notable la ductilidad, por otra parte no reduce la resistencia a la corrosión por lo que se considera medianamente resistente. [7,8]

El Fe siempre se presenta como impureza del aluminio, su incidencia en las propiedades es relativamente marcada.

Es conocido que el Fe aumenta ligeramente la resistencia a la tracción, fluencia y alargamiento. Así mismo se observan diferencias morfológicas importantes en superficies de fractura. En las aleaciones con bajos contenidos de Fe la fractura es esencialmente intergranular, mientras que con contenidos de hierro mayores se observan microcavidades típicas de una fractura dúctil. [9]

La baja solubilidad del Fe en el aluminio (máx. 0,52% en el eutéctico a 655° C, 0,025% a 600° C y 0,006% a 500°C) provoca la formación de partículas intermetálicas incoherentes (Al-Fe-Si) que dependiendo de su tamaño actuaran como dispersores de la deformación plástica. Además el Fe reduce la cantidad de Si libre, disminuyendo la tendencia a la fragilidad. [8,9]

La aleación en estudio al igual que las aleaciones de las series 1xxx, 3xxx, 4xxx y 5xxx, presentan poca susceptibilidad al temple y a los tratamientos térmicos en general. Este tipo de aleaciones no son endurecibles por precipitación (envejecimiento) y solo presentan fenómenos de recuperación, recrystalización, crecimiento de grano, precipitación y solubilización, en consecuencia solo son endurecibles por deformación por lo que se les denomina “no tratables térmicamente”. [10].

1.3. Laminación de los metales

Se llama laminación al proceso que consiste en deformar plásticamente una chapa haciéndola pasar entre dos cilindros. Es considerado el proceso más extendido para el trabajo de los metales, debido a que se presta mejor para elevadas producciones y permite tener un mejor control de las propiedades finales. Al deformar los metales se someten a grandes tensiones normales por parte de los cilindros y a tensiones superficiales de cizallamiento originadas por la fricción entre los rodillos y el material.

Los dos tipos principales de trabajo mecánico en los cuales el material puede sufrir una deformación plástica y cambiarse de forma son trabajos en caliente y trabajos en frío.

El trabajo en caliente de los metales toma lugar por encima de la temperatura de recristalización, mientras el trabajo en frío se realiza a temperaturas menores de esta y frecuentemente es realizado a temperatura ambiente. Cuando al metal se le trabaja en caliente, las fuerzas requeridas para deformarlo son menores y las propiedades mecánicas se cambian moderadamente. Cuando a un metal se le trabaja en frío, se requieren grandes fuerzas, pero el esfuerzo propio del metal se incrementa permanentemente [11].

En el proceso de laminación, bien sea en frío como en caliente, lo que se pretende fundamentalmente es disminuir el espesor del metal, lo que se traduce en un pequeño incremento en el ancho y en un aumento considerable de la longitud.

La laminación en caliente se realiza a temperaturas superiores a 0,6 veces la temperatura de fusión absoluta del material (T_m), por reducción continua reversible de espesor, a presión constante, a través de un par de cilindros. En el sentido estricto, el término de laminación en caliente, debería aplicarse únicamente a la laminación de una placa con una temperatura tal, que la recristalización se produjese de manera continua durante el proceso de laminación, de tal forma que, al final de la operación el material quedase completamente recocido, aunque en la práctica la laminación se realiza a una temperatura inferior a la de recocido [12].

Este tipo de laminación no permite reducir el espesor del metal, hasta el pedido por los clientes, debido a que las tolerancias en los mismos son

demasiado grandes, y a que no son constantes a lo ancho de la lámina, haciendo que los espesores pequeños sean difíciles de conseguirse sin riesgo de roturas, el estado superficial es incompatible con las exigencias del mercado y las características del metal varían a lo largo de la lamina.

Para cumplir con las exigencias del mercado es necesario, en detrimento de una menor maleabilidad, realizar la laminación en frío, es decir a temperatura ambiente [12], o en general, a temperaturas menores a $0,4 T_m$, aproximadamente. Este proceso ha adquirido una gran importancia en el sector industrial, ya que por medio de él se obtienen una gran variedad de productos y materiales, tales como láminas, chapas finas y extrafinas, flejes, entre otros; los cuales presentan un buen acabado superficial y una buena resistencia mecánica, a la vez que se consigue una gran precisión en las dimensiones del producto. Este proceso es más comúnmente utilizado para el laminado de materiales no férreos.

1.3.1. Equipos de laminación

Un laminador se compone principalmente de: los cilindros, el sistema de accionamiento para aplicar la fuerza motriz a los cilindros y para el control de la velocidad, los cojinetes y las columnas que soportan los cilindros. Las fuerzas que intervienen en la laminación llegan fácilmente a los millones de kilogramos fuerza, de allí que se requieren construcciones robustas y de motores grandes para alcanzar las fuerzas necesarias.

Las laminadoras se pueden clasificar dependiendo del número y disposición de los cilindros. El tipo más sencillo y corriente es el sistema Dúo, que se muestra en la figura 1.1(a), y que consta de dos cilindros de acero de gran

diámetro, los cuales habitualmente son arrastrados por un motor reductor, en este tipo de laminadores, los cilindros alcanzan una velocidad que varía entre 30 y 60 m/min. Se logra una mejora en cuanto a la rapidez de las laminaciones en el laminador de tipo Dúo Reversible, mostrado en la figura 1.1 (b), en el que el material puede pasar hacia delante o hacia atrás entre los cilindros invirtiendo el sentido de rotación de los mismos.

Otro sistema es el Trío, mostrado en la figura 1.1(c), que se vale de tres cilindros de los cuales el central es oscilante de manera de acercarse a los exteriores, para alcanzar la adecuada abertura de laminación. El sistema más comúnmente utilizado para laminación es el sistema Cuarto reversible, mostrado en la figura 1.1 (d), el cual permite tener mayor uniformidad en el espesor de la lámina en sentido transversal, obtener reducciones n por pasada y una notable disminución en la potencia necesaria. Su esquema comprende dos cilindros de trabajo en contacto con el metal, sostenidos por dos cilindros guías de apoyo, lo que garantiza en forma constante la líneas de pasada del material.

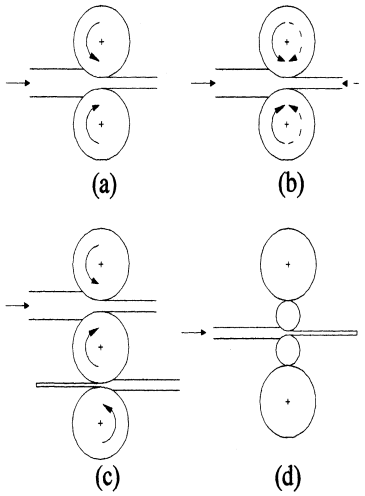


Figura 1.1. Clasificación de los laminadores dependiendo del número y disposición de los cilindros.

1.3.2. Características del proceso de laminación

Los parámetros y variables que influyen en el proceso de laminación no son independientes, por lo tanto, el valor de cada uno de ellos no constituye un valor absoluto y constante. Lo que se busca en la práctica es obtener entre estos parámetros una condición de equilibrio que permita que el proceso de laminación se realice en las mejores condiciones de productividad y calidad, es por ello que con referencia a la productividad se hace necesario maximizar los dos parámetros que influyen directamente sobre los volúmenes: el porcentaje de reducción y la velocidad de laminación.

Entre los principales parámetros de producción que se pueden controlar y optimizar en el proceso de laminación se encuentran: la presión de los cilindros, los cilindros, el material, la lubricación, defectos producto de la laminación.

1.4. Proceso Productivo de CVG-ALUCASA

La producción de láminas de aluminio de de bajo espesor que se lleva a cabo en CVG-ALUCASA, esta descrita fundamentalmente en cinco etapas (Figura 1.2): fundición, colada, laminación (comprende laminación gruesa y laminación fina), acabado y empaque.



Figura 1.2. Áreas de la línea de producción de C.V.G. ALUCASA.

En el proceso de fundición, se introduce la materia prima conformada por pilas o lingotes de aluminio primario con una pureza igual o superior al 99,5 % (proveniente de CVG-ALCASA y CVG-VENALUM), chatarra de aluminio y para el caso de nuestra aleación Fe y Si. Ver Figura 1.3



(1)



(2)



(3)

Figura 1.3. (1) Pailas de aluminio primario provenientes de CVG-ALCASA y CVG-
VENALUM; (2) Hierro Fe; (3) Silicio Si

Estas pailas de Al primario, son precalentadas a fuego directo por aproximadamente 8 horas (Figura 1.4), antes de ser introducidas en el horno fusión, con la finalidad de eliminar la humedad que puedan tener y aumentar del mismo modo su eficiencia.



Figura 1.4. Zona de precalentamiento de los lingotes y pailas de Al primario.

Antes de comenzar el proceso es verificada la carga para introducir en los hornos entre Al+Fe+Si+ chatarra está entre 10,12 y 15 toneladas del Al y los elementos presentes en la aleación y del mismo modo es verificado el certificado de calidad de los elementos teniendo como estándar la siguiente tabla:

Tabla 1.1. Porcentaje en composición de elementos al momento de comenzar con el proceso de fusión

COMPONENTE	PORCENTAJE PESO %
Si	0,55-0,65
Fe	0,8-0,9
Cu	<0,05
Mn	<0,02
Mg	<0,009
Cr	<0,002
Zn	<0,05
Pb	<0,01
(Li+Ca+Cd)	<0,001

La función de esta área, es la fusión de la materia prima y su tratamiento a través de hornos, esta es un proceso físico, el cual consiste en el cambio que ocurre cuando la materia pasa de estado sólido a líquido, por medio del calentamiento. Este proceso se realiza para la obtención de un metal con una composición química específica. Una vez iniciado el proceso de fusión, el cual se realiza a una temperatura máx. de 850 °C y presión atmosférica, se agregan al horno Sales Fundentes (mezcla de compuestos clorados y nitrados) cuya función es combinarse con los compuesto que tengan temperaturas diferentes a las del baño, para así fundirlos y por diferencia de densidades hacerlos flotar y salir .Las impurezas son denominadas escorias y son retiradas del horno una vez que las sales actúan.

Esta área está compuesta por 4 Hornos de fusión, los cuales son de reverbero fijo, el combustible de trabajo es el aire-gas, con una capacidad promedio de 35 toneladas, y una rata de fusión de 6 toneladas por hora, este calor de fusión es suministrado por quemadores que trabajan con una mezcla de Aire-Oxígeno-Gas, tal como se muestra en la figura 1.5. Para que se dé la combustión completa, es necesario el combustible, el comburente (oxígeno) y la fuente de ignición.

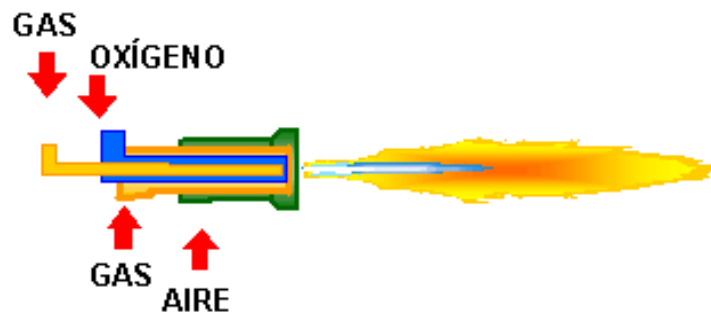


Figura 1.5 Quemador por oxígeno.

Los hornos además están dotados de puertas laterales para facilitar las operaciones de desnatado y de limpieza de las paredes y del fondo. Es necesario desnatar para eliminar la escoria presente en el baño, esta escoria consiste en una mezcla de óxido metálico, y tiene como función controlar la temperatura del baño. Adicionalmente posee un orificio que permite transferir el metal al horno de retención y otro de drenaje para el vaciado. El control de la temperatura se efectúa a través de dos termocuplas, una puesta en el techo del horno para saber las condiciones del horno, y una sumergida en el baño para conocer la temperatura del material, estas termocuplas consisten en la unión de dos metales distintos que produce un voltaje (efecto Seebeck), que es función

de la diferencia de temperatura entre uno de los extremos denominado "punto caliente" o unión caliente o de medida y el otro denominado "punto frío" o unión fría o de referencia, para un mejor entendimiento se muestra el principio de las termocuplas en la figura 1.6. Las termocuplas presentes en este horno son del tipo K.

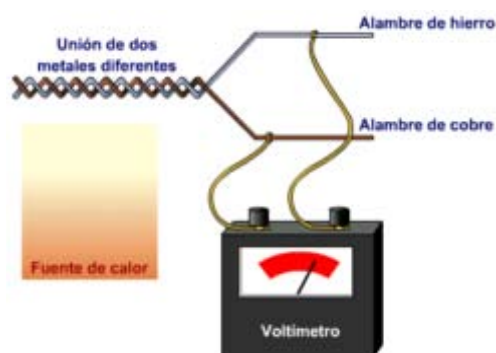


Figura 1.6 Diagrama de funcionamiento de la termocupla.

Luego que se encuentra el material en los hornos de fusión unas 8 horas aproximadamente, el contenido es pasado al horno de retención, cuya función es alimentar la máquina de colada continua de doble rodillo. En este horno se perfecciona el tratamiento del metal y se alcanza una temperatura de colada máx. 820 °C, ayudada por una serie de quemadores y con un sistema de regulación de temperatura.

El horno está dotado de puertas para permitir los tratamientos previstos, así como el mantenimiento de las paredes y de fondo. Además de la boquilla por donde se introduce el metal, existe un hueco de drenaje para un eventual vaciado del horno. Entre el horno de fusión y el de retención se instala un canal con una capa en acero y cubierta refractaria, a través del cual el metal es periódicamente transferido por gravedad.

Al salir el material del horno se le inyecta Titanio-Boro en forma de alambrón (Figura 1.7), esto se debe a que es necesario obtener un tamaño de grano lo más pequeño posible, ya que si se cumple esta condición, mejora significativamente las propiedades mecánicas de las fundiciones metálicas, esto puede lograrse por medio de un buen refinamiento de grano añadiendo inoculantes al metal líquido. Estos inoculantes se agregan en una forma conveniente para ser distribuidos uniformemente a través del líquido y actúan como agentes nucleantes para incrementar la velocidad de nucleación a través del colado.



Figura 1. 7. inyección Titanio-Boro en forma de alambrón.

Luego se pasa al desgasificador, el cual se basa en la acción mecánica y química de una inyección en el flujo del metal de un gas inerte generalmente mezclado con Cloro, causando además la remoción de sólidos suspendidos, el gas utilizado es generalmente Argón y es suministrado a través de rotores, para eliminar el posible hidrógeno presente en el baño. Dicho elemento en forma de molécula, al ocupar un espacio determinado en el baño de colada, desplaza localmente al material durante la solidificación, siendo capaz de crear defectos en el material, ya que a medida que se solidifica el material el hidrogeno se

desprenderá por difusión, dejando un espacio libre en el interior de la chapa, pudiendo llegar a ser de varios micrómetros de diámetro, lo cual en una lamina de foil de aluminio podría representar un agujero que atraviesa el material.

El Argón en forma de burbuja dentro del material fundido crea zonas de baja concentración de Hidrógeno, como todo sistema que tiende al equilibrio, el hidrógeno trata de ocupar estas zonas, pero quedan atrapados dentro de las burbujas, estas ascienden, llevando al hidrogeno fuera del baño de colada. Además estas burbujas crean una corriente convectiva, a medida que ascienden y gracias al efecto mecánico del rotor, la cual arrastra pequeños sólidos presentes en el baño, dejando al material con una baja densidad de hidrógeno y con un poco presencia de partículas pequeñas, los sólidos que no pudieron ser arrastrados, son eliminados más adelante por un filtro cerámico.

El gas inerte se mezcla normalmente con Cloro, ya que este atrae los elementos alcalinos presente en el material fundido, como el sodio, el potasio y el litio, estos al igual que el hidrógeno crean defectos en el material una vez que se solidifique, debido a que, al tener propiedades mecánicas distintas, no se deforman junto con el resto del metal, pudiéndose crear estructuras de varios micrómetros de diámetro que afectarían el producto final. El dispositivo encargado de este proceso se denomina SNIF T25, y está constituido de una caja metálica, recubierta de un material refractario en su interior. La temperatura del metal en el interior del equipo es de 760 °C máx. y es mantenida a través de resistencias eléctricas u otros sistemas de calentamiento dotados con el respectivo sistema de regulación. El gas o la mezcla gaseosa necesaria para el tratamiento, son suministrados por un sistema de control de presión y caudal, y son inyectados a través de un difusor de grafito, accionado por un motor eléctrico, permitiendo una distribución uniforme de las burbujas

de gas en el metal, para un mejor entendimiento este dispositivo se presenta en la figura 1.8.

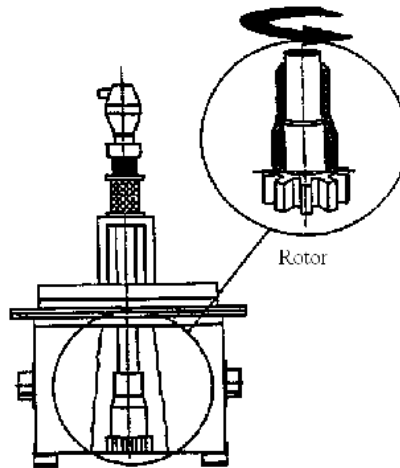


Figura 1.8 Dispositivo de desgasificación tipo SNIF.

Finalmente el filtro atrapa aquellos sólidos que no pudieron extraerse por medio del sistema de desgasificación, este puede estar dotado de mecanismos para la abertura de la tapa o para voltear el cuerpo, favoreciendo el desnatado y el eventual vaciado, se utilizan un sistema de filtros dobles de 50 y 30 poros por pulgadas, estos están constituidos de una membrana cerámica porosa contenida en una caja metálica, revestida en su interior de refractario, que tiene como finalidad la captura de las partículas sólidas suspendidas.

La fase de colada es un proceso mediante el cual el aluminio fundido a una temperatura de $700 \pm 5^{\circ}\text{C}$, es inyectado entre dos cilindros refrigerados por agua, produciendo una banda de aluminio cuyo espesor generalmente se encuentra entre 6 y 10 mm.

En esta etapa se realiza un procedimiento denominado proceso "Caster" o vaciado continuo de lámina en rollo, la cual se basa en la colocación de una pieza cerámica conocida como boquilla, la cual como se muestra (Figura 1.9.) es realizada en el taller de CVG-ALUCASA y cuenta con una serie de bloques por donde se cuela el metal líquido antes de entrar a los rodillos de colada envueltos en unas camisas y montados sobre bloques con rodamientos antifricción, los cuales están enfriados internamente con agua, ver figura 1.10.(a) La distribución de esta, es a través de un sistema de orificios conectados a unos canales en la parte interna de la camisa que cubre los rodillos, ver figura 1.10.(b). La salida de la boquilla está alineada al centro de la línea de rodillo; al pasar el metal entre estos se lleva a cabo la solidificación. Además la boquilla o pistola está envuelta en grafito, cuya función es hacer que el aluminio no se adhiera a dicha camisa durante la solidificación. Durante el contacto del aluminio con el cilindro, el calor pasa del metal a la camisa, este calor se transmite a través de la camisa y es extraído por el agua que circula entre el rodillo y la camisa. En este caso se han obtenido resultados experimentales por parte de CVG-ALUCAS que demuestran que el rango óptimo de temperatura de entrada del agua es entre 20 y 25 °C.



Figura 1.9. Pieza cerámica conocida como boquilla, forma de alimentación del metal líquido en los rodillos

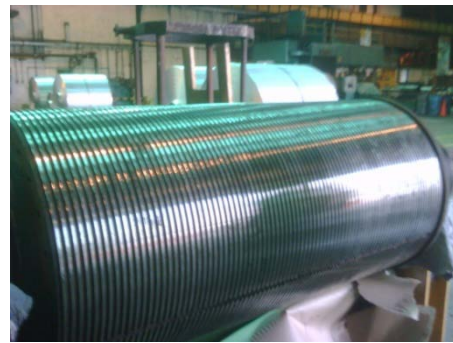
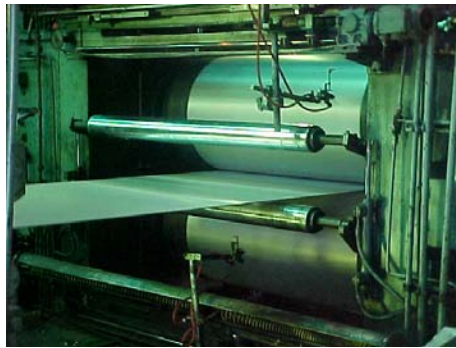


Figura 1.10. (a) Rodillos de colada continua **(b)** Rodillos de colada continua sin camisa de acero.

Esta área cuenta con 4 líneas de colada continua, 3 máquinas de origen francés marca Pechiney y una máquina de origen norteamericano marca Hunter. Estas máquinas se diferencian entre si, esencialmente por la disposición de los rodillos y del terminal de colada, que hacen que la banda salga con un ángulo respectivamente de 15° y de 0° respecto a un plano horizontal

Los componentes principales del sistema de alimentación de la máquina de colada son el canal de unión al horno de retención o a los instrumentos intermedios, el sistema de regulación de nivel del metal líquido, la caja y el terminal de inyección.

Como se muestra en la figura 1.11 la caja de la máquina Pechiney, está constituida de un contenedor en acero cubierto de material refractario, tiene un ancho casi igual al terminal de inyección por medio del cual es conectada por la parte anterior. La sección horizontal de la caja tiene una forma trapezoidal, que permite reducir las áreas de posibles estancamientos del metal fundido.

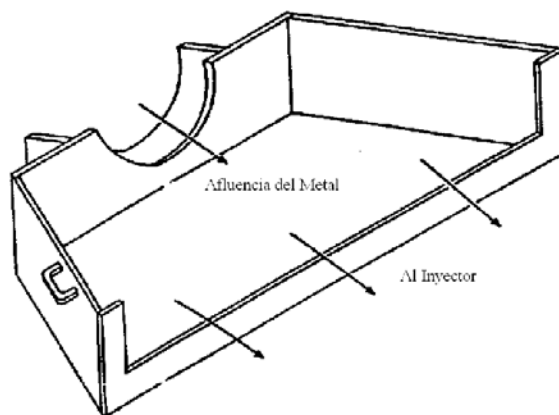


Figura 1.11. Caja de colada de la máquina Pechiney.

El inyector está construido de fibra cerámica. El diseño está determinado por el espesor, el ancho y la aleación de la banda que se desea obtener. En su interior han sido instalados varios deflectores que tienen la finalidad de hacer fluir de manera uniforme el metal a la salida, como se muestra en la figura 1.12.

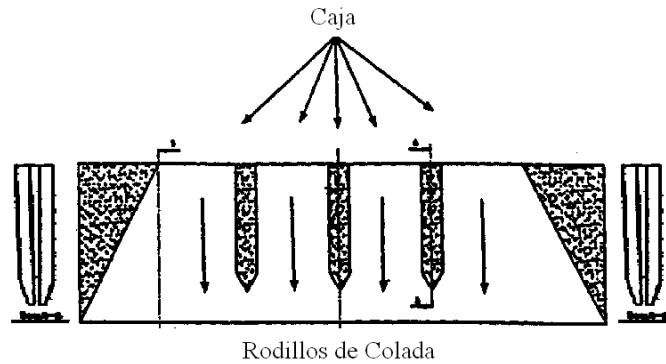


Figura 1.12. Sección transversal y sección longitudinal del inyector.

Por su parte, en el sistema Hunter, la caja es de dimensiones inferiores y de forma diferente respecto a la Pechiney, está construida de material cerámico y conectada al terminal por un tubo en fibra. El sistema de regulación de nivel está integrado en la caja Terminal tal como se ve en la figura 1.13.

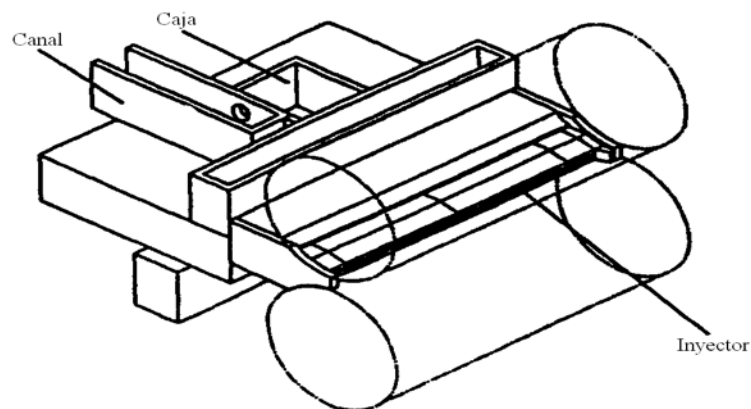


Figura 1.13. Esquema del sistema de alimentación de la máquina Hunter.

El inyector, mostrado en la figura 1.14, está construido de fibra cerámica y tiene un diseño sustancialmente similar al precedente. La diferencia principal

está constituida por la forma y por las dimensiones de los deflectores, debido a la manera de cómo fluye el metal.

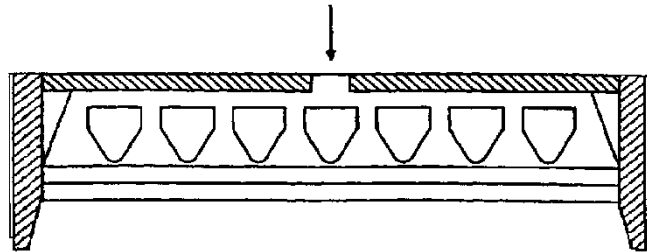


Figura1.14. Sección transversal de un tipo de inyector (tip) de la Hunter.

En la máquina Hunter, el regulador de nivel está compuesto de dos elementos, el flotante y el obturador, que por medio de un sistema de palanca garantizan la altura del metal liquido (Figura 1.15.)

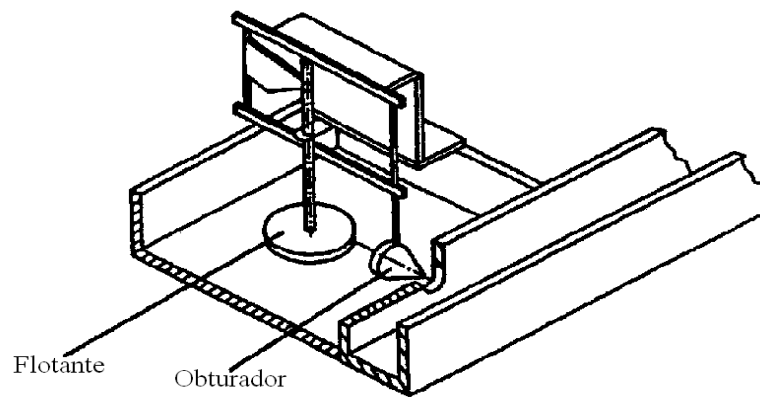


Figura1.15. Regulador de nivel (steady-eddy).

Luego de formada la lámina, pasa por unos rodillos pinzadores que permiten guiarla además de efectuar una tensión leve en la misma, de ahí pasa por la cizalla de accionamiento hidráulico del tipo guillotina, donde la cuchilla inferior es fija y la superior es móvil, aquí se efectúa los cortes necesarios tanto

de puntas y colas o terminación de bobina, además de muestras para inspección y pruebas esperando obtener una composición química del rollo de:

Tabla 1.2. Porcentaje en composición de elementos luego del proceso de colada.

COMPONENTE	PORCENTAJE PESO %
Si	0,55-0,65
Fe	0,8-0,9
Cu	<0,05
Mn	<0,02
Mg	<0,009
Cr	<0,002
Zn	<0,05
Pb	<0,01
(Li+Ca+Cd)	<0,001
Ti	0,02-0,028

Finalmente en el embobinador, se enrolla la lámina tomándose en cuenta el peso y el diámetro tanto interno como externo para definir la terminación de una bobina, y efectuar el corte que dará inicio a la siguiente etapa, se deja enfriar a temperatura ambiente durante 48 horas. Esta banda de aluminio se enrolla automáticamente sobre un mandril formando rollos de hasta 8 toneladas según las necesidades de producción Ver figura 1.16. Todo este proceso comúnmente se conoce como Proceso de Colada Continua de Doble Rodillo (CCDR).



Figura 1.16. Rollos de aluminio sacados del proceso de Colada continua

Luego de enrolladas y enfriadas las bandas de aluminio son pasadas al área de laminación, en la cual se busca que una lámina de aluminio pase a través de dos cilindros, que giran aplicando carga hasta llegar al espesor deseado, el cual se obtiene aplicando una serie de pases en los laminadores, cada pase es de aproximadamente el 50% de reducción en el espesor. Esta área esta conformada por dos etapas de laminación (Laminación Gruesa y Laminación Fina) y en CVG-ALUCASA, todos los laminadores son del tipo “Laminador Cuarto”; los cuales usan como lubricante base la normal parafina, proveniente de la combinación de un fraccionamiento de la destilación del petróleo con un aditivo para soportar carga. La cual tiene como función refrigerar y lubricar los rodillos.

El área de laminación gruesa da inicio en el laminador primario en el cual mediante varios pases de laminación en frío se reduce el espesor del material según las exigencias de los clientes, desde 6 a 0,25 mm. La siguiente tabla es de referencia para el operador de la maquina, el valor puede variar según el comportamiento del material.

Tabla 1.3 Pases del laminador primario.

Pase No.	Espesor Entrada	Espesor Salida	Velocidad
	(mm)	(mm)	(m/min)
1	6.00	2.88	100
2	2.88	1.32	160
3	1.32	0.58	320
4	0.58	0.25	400

Estos laminadores son de origen norteamericano marca HUNTER, cuya velocidad máxima es de 457 m / min, peso máximo de 10 TM, ancho de entrada entre 1016 y 1600 mm, ancho de salida entre 914 y 1600 mm, y ancho máximo de corte por lado de 50 mm.

Al culminar los pases por el laminador primario y alcanzar el espesor esperado las laminas son pasadas a los hornos de recocido intermedio con el fin de recuperar las propiedades mecánicas del aluminio, liberar tensiones producto de la laminación y continuar las laminaciones posteriores. La empresa CVG-ALUCASA usa hornos de atmosfera, específicamente de resistencia eléctrica o por combustible, debido a que son especialmente ventajosos para tratamiento térmicos a temperatura entre 100 y 200° C, y para temperaturas superiores a los 500 °C. Además, son adecuados para el tratamiento de piezas de forma complicada, y piezas de fundición. A continuación se presentan los parámetros respectivos de los hornos, en la tabla 1.4.

Tabla 1.4 Parámetros de uso de los hornos de recocido intermedio.

<i>Espesor</i>	<i>Temperatura</i>	<i>Tiempo</i>
(mm)	(°C)	(Hrs)
2,88	500	15

Hay presentes 3 hornos de recocido marca GUINEA en esta área, denominados con los códigos técnicos 241, 242 y 243. Cada uno de estos equipos, admite rollos con un espesor de banda entre 0,016 y 7 mm, con un diámetro exterior comprendido entre 610 y 1830 mm y un ancho desde 800 hasta 1600 mm.

Antes de pasar por el siguiente pase de laminación (Laminador Intermedio), las láminas son pasadas por la niveladora de tensiones, donde se realiza un nivelado de la lámina, un corte de bordes y se crea en todo el material de la lámina una densidad de tensiones lo más homogénea posible. Durante el proceso se realiza la reducción del ancho de la lámina desde 1320 a 1284 mm a una velocidad de 150 m/min, manteniéndose su espesor inicial (aproximadamente 0,58 mm) ver figura 1.17.



Figura 1.17. Maquina Niveladora de tensiones.

La niveladora utilizada es marca HUNTER, cuyo espesor mínimo por lámina es de 0,25 mm, el peso máximo del rollo es de 10.000 Kg, y el corte del borde máximo por lado es de 60 mm y el mínimo es de 20 mm.

Al terminar el pase por la niveladora, las láminas son pasadas a los laminadores (Laminación Intermedia), donde al igual que en el Laminador Primario, se continúa reduciendo el espesor del material por medio de varios pases de laminación en frío, hasta llegar a espesores que oscilan entre (0,250 y 0,055 mm.). Los parámetros se muestran a continuación en la tabla 1.5 la cual es de referencia para el operador de la maquina, el valor puede variar según el comportamiento del material:

Tabla 1.5 Pases del laminador intermedio.

<i>Pase No.</i>	<i>Espesor Entrada (mm)</i>	<i>Espesor Salida (mm)</i>	<i>Velocidad (m/min)</i>
5	0.250	0.110	650
6	0.110	0.055	700

La marca de este laminador es COSIN, posee un valor de velocidad máxima de 1.000 m/min, con un ancho máximo de entrada y salida de banda de 1.524 mm y un mínimo de entrada y salida de banda de 900 mm.

Al culminar el pase por el laminador intermedio, se da paso a la etapa de la laminación fina, en donde se busca alcanzar el espesor mas bajo posible. Es por ello que después de que la lámina haya sido deformada, las bobinas son enviadas a la dobladora la cual es un equipo cuya función es el de tomar dos rollos de aluminio y enrollarlos en uno solo, creando de esta manera un rollo con dos bandas de aluminio, luego el material es laminado quedando las caras

de las bandas de aluminio que entran en contacto con los rodillos de laminación con un acabado brillante, mientras que las caras internas presentaran un acabado mate. Ver figura 1.18.



Figura 1.18. Dobladora en CGV-ALUCASA

Posterior a esto las bobinas son trasladadas a los últimos laminadores del proceso, donde se espera los espesores más bajos en rangos que van desde 0.055 mm hasta 0.011 mm. De los Laminadores de foil, el material pasa a las Separadoras, donde el rollo es separado y rebobinado, efectuándoles los cortes en los anchos comerciales requeridos. La etapa de separación la realiza la Separadora Cuatro, Cinco y Seis. Estas máquinas preparan el producto final para el proceso de la línea de producción que es el recocido final, como el nombre lo indica separan, de ser necesario, las láminas unidas en la dobladora, cuyo espesor es el deseado y lo cortan. Existen en la planta 3 máquinas denominadas con los códigos técnicos, separadoras 4, 5 y 6. La separadora 4 tiene un ancho de banda entre 890 y 1.524 mm, admite un peso máximo de entrada de 5.000 kg, un corte de borde por lado entre 12 y 30 mm, y un espesor

de banda entre 2 x 0,007 y 2 x 0,040 (mm). Mientras que las separadoras 5 y 6, tienen un ancho de banda entre 800 y 1.524 mm, admiten un peso máximo de entrada de 7.500 kg, un corte de borde por lado entre 12 y 30 mm, y un espesor de banda entre 2 x 0,006 y 2 x 0,040 (mm). Ver figura 1.19.



Figura 1.19. Separadora

De las Separadoras, los rollos pasan a los Hornos de Recocido Final, esta etapa es la última del proceso de laminación y es donde se obtienen las propiedades mecánicas, dándole dureza y elasticidad requerida por los clientes. En la tabla 1.5 se encuentran las especificaciones técnicas de los hornos de recocido final.

Tabla 1.6 Parámetros de uso de los hornos de recocido final.

Espesor (mm)	Temperatura (°C)	Tiempo (Hrs)
0.011	245	9
0.0115		
0.012		
0.0125		
0.028	300	30
0.008	300	35
0.009		

Al finalizar este proceso, se obtienen productos terminados (Jumbo - Convertidor - Techo Liso Natural) que serán enviados a las líneas de empaque, y productos semielaborados (Foil de uso Domestico - Techos liso para ser laqueado y/o gofrado - Semirrígido - Fin Stock - Membrana), que continuarán su proceso en el área de acabado.

El área de acabado, en donde se busca darle al aluminio, los requerimientos del cliente, en esta etapa se le instruye algún valor agregado en la superficie del Al, como el lacado, laminado con sustrato, pre lubricado, etc.

En las secciones de papel aluminio como uso domestico, los rollos son colocados en la maquina rebobinadora después de ser sometidos al proceso de reducción del espesor y de ser cortados en el ancho especifico. Estas maquinas pasan el rollo de aluminio en un cilindro de cartón y los cortan a una medida especifica. Ver figura 1.20

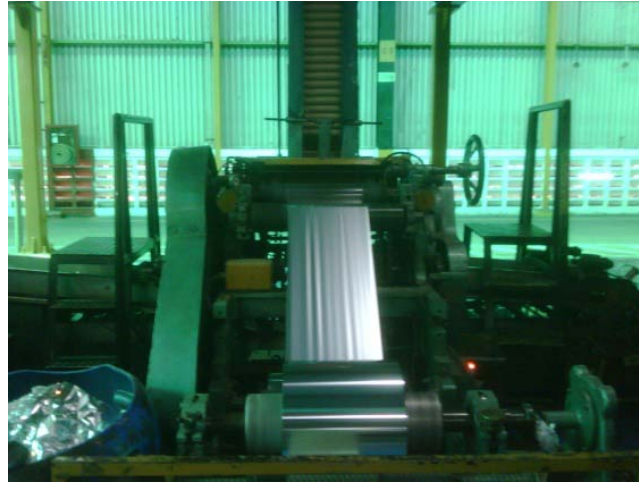


Figura 1.20. Maquina donde el aluminio es cortado y enrollado en el cilindro de cartón.

Luego el rollo de papel aluminio es trasladado y empaquetado en presentaciones de 6, 12, 24 o 50 estuches para ser entregado al cliente. Ver figura 1.2



(a)



Figura 1.21. (a) Traslado del rollo a la zona de empaquetado; **(b)** Paquetes de Al listos para ser entregados al cliente.

De la misma manera que para el papel de aluminio como uso domestico, en la empresa se realizan otros tipos de acabados y pases a las láminas ya procesadas para darle otro uso y aplicación al aluminio. Las Coloreadora (Ver Figura 1.22.) son equipos que realizan procesos de Laqueado y aplicación de lubricante, a los productos láminas para techo, Membranas y Semirigido. De aquí se obtienen productos terminados como Techo Liso Laqueado, que son enviados a la Línea de Empaque y Semielaborados obteniendo (Techos coloreados para ser procesados en las gofradoras, Semirígido y Membranas para ser procesados en las Cortadoras).



Figura 1.22. Maquina coloreadora

Así mismo en CVG-ALUCASA se cuenta, con las cortadoras, que son equipos donde se corta el Semirigido y la Membrana a los anchos exigidos por los Clientes y las Gofradoras, son equipos que dan un acabado rugoso al Techo Natural o Laqueado.

1.5. Recocido

Se conoce como tratamiento térmico el proceso al que se someten los metales, aleaciones u otros sólidos con el fin de mejorar sus propiedades mecánicas, especialmente la dureza, la resistencia y la tenacidad. En este caso el recocido es simplemente, el tratamiento térmico que, en general, tiene como finalidad principal el ablandar el metal, regenerar la estructura o simplemente eliminar las tensiones internas que siguen a un trabajo en frío.

En el caso concreto, al recocer completamente al aluminio se le confiere la plasticidad máxima, liberando tensiones y disminuyendo su límite elástico lo máximo posible, mediante un calentamiento de una determinada duración y a

una temperatura definida, de manera que se obtenga la mejor capacidad de deformación, este estado corresponde a una recrystalización completa y el tratamiento se aplica, ya sea en el curso de la fabricación (recocido intermedio), o al final de la fabricación (recocido final), generalmente, el recocido completo se efectúa sobre el metal con acritud, con la finalidad de devolver completamente sus posibilidades de deformación [13].

Gracias al tratamiento térmico de recocido se presentan cambios que se producen en las distintas propiedades físicas y mecánicas, principalmente en la dureza, densidad, en el tamaño de celda y en la resistividad como consecuencia de la ocurrencia de tres fenómenos o mecanismos clásicos, a saber la así denominada recuperación, la recrystalización y el posterior crecimiento de los granos recrystalizados

La dureza disminuye con el recocido, recuperando en cierta medida su ductilidad. Regularmente sólo hay un pequeño cambio en la dureza del material durante el proceso de recuperación; este corresponde, aproximadamente, a sólo un quinto del total. Esto se debe a que la dureza disminuye al disminuir la densidad de las dislocaciones. Durante el proceso de recrystalización ocurre un fenómeno similar; pero mientras que en la recuperación se da una pequeña caída de la densidad de dislocaciones, durante la recrystalización hay una gran caída de estas.[16]

Con respecto a la densidad de un material laminado en frío, esta disminuye debido a la generación de vacancias. Las dislocaciones de aristas también hacen una pequeña contribución a la disminución de la densidad, gracias a la dilatación del metal original en el proceso de recocido durante la recuperación, lo que involucra una disminución en la concentración de vacancias y

probablemente una disminución de la densidad de las dislocaciones. De lo anterior se puede deducir que la densidad aumenta en el proceso de recocido.

La resistividad eléctrica es modificada debido a los defectos presentes en el metal, que actúan como sitios de riesgo para los electrones en movimiento, y por consiguiente aumentando la resistividad del material.

1.5.1. Recuperación

La recuperación es la primera etapa del proceso de recocido. Por una parte, con mayor temperatura se produce el alivio de esfuerzos internos causados por el trabajo en frío, (tensiones residuales), y por otra, se producen cambios microestructurales asociados al crecimiento y reordenamiento de las subestructuras [14]. Este es el fenómeno energético previo a la recrystalización, debido a que el valor que tiene que alcanzar la temperatura para que se de este fenómeno, es mucho menor que el del proceso de recrystalización [15].

1.5.1.1. Mecanismos de recuperación.

Los mecanismos que operan a temperaturas relativamente bajas implican movilización de vacancias; las que operan a temperaturas medias implican movilizaciones de dislocaciones sin trepado; y aquellos mecanismos a temperaturas altas implican movilización de dislocaciones con trepado, con existiendo una energía de activación térmica para cada mecanismo en particular.

Los subgranos se originan cuando, después de la deformación, los laberintos de dislocaciones aíslan regiones de la celda con densidad de dislocaciones

relativamente bajas; estas celdas se encuentran desalineadas entre sí. Con el recocido, los laberintos de dislocaciones se condensan, disminuyendo la densidad de estas dentro de las celdas. Cerca del final de esta etapa, los granos empiezan a crecer, en otras palabras, durante la deformación plástica de metales metaestables se forman estructuras de dislocación con límites, que separan regiones casi libres de dislocaciones. Estos últimos se denominan, ya sea celdas de dislocaciones o subgranos dependiendo de su morfología y de su diferencia de orientación mutua [15].

La recuperación comprende una serie de fenómenos que ocurren a temperaturas más bien bajas, con respecto a la temperatura de fusión del material entre los que se pueden destacar:

La aniquilación de defectos puntuales que consiste en la difusión, producto del incremento de temperatura, de las vacancias hacia las dislocaciones y bordes de granos, así se logra disminuir su cantidad hasta el número de equilibrio a la temperatura correspondiente [14].

Otro de los mecanismos de recuperación es la coalescencia de subgranos, este se da cuando los límites entre los subgranos desaparecen durante la recuperación, eliminándose la diferencia en la orientación entre dos subgranos adyacentes; lo cual probablemente es debido a movimientos de dislocaciones en la intercara, dándose el trepado de las mismas, para ello es necesario la difusión.

Por último, el mecanismo más desatacado de la recuperación es la poligonización, el cual frecuentemente es un cambio estructural que precede a la recristalización. Este consiste en la readecuación de un cristal flexionado para la cual éste se descompone en cierto número de pequeños segmentos cristalinos

con leves diferencia de orientación íntimamente ligados, logrando que las dislocaciones se redistribuyan en una configuración de menor energía, formando subgranos con límites de bajo ángulo, la energía interna del metal recuperado es menor que la del estado trabajado en frío, puesto que se aniquilan más dislocaciones o se transforman en configuraciones de menor energía mediante el proceso de recuperación. Específicamente ocurre cuando un mono cristal se dobla ligeramente y luego se recoce, se fragmenta en pequeños bloques monocristalinos. El registro de Laue de un cristal, muestra una mancha de los puntos de difracción debido a los planos cristalinos curvados. Con el recocido cada punto manchado, se fragmenta en una serie de puntos bien definidos pero más pequeños. Después que se dobla el monocristal se genera un exceso de dislocaciones positivas de borde, el recocido hace que estas dislocaciones de borde se alineen una con otra en límites de bajo ángulo. Este proceso ha sido verificado utilizando técnicas de ataques, para localizar los arreglos de dislocaciones durante el proceso. Para que las dislocaciones se alineen debe haber deslizamiento y trepado. De manera general, se puede decir que la poligonización requiere un exceso de dislocaciones de borde, se produce únicamente a temperatura de recuperación más altas debido a que está implicado el “trepado” de dislocaciones, y produce subgranos que son casi 10 veces más grandes que lo que se produce vía condensación de los laberintos, o grupos de dislocaciones.

1.5.1.2. Cinética de recuperación

A través de análisis basados en la cinética de la recuperación se pueden estudiar los mecanismos de recuperación que operan en un material

determinado. Sea P alguna propiedad física que cambie durante la etapa de recuperación, se puede decir en la ecuación (1.1) que:

$$P = P_0 + P_d \quad 1.1$$

Donde P_0 es el valor de la propiedad física en el estado de recocido antes de la deformación, P_d es el incremento en las propiedades físicas debido a los defectos producidos por la deformación. Suponiendo que P_d es proporcional a la concentración volumétrica de defectos, C_d , producidos por deformación, en la ecuación (1.2) se puede decir que

$$P = P_0 + ctte \cdot C_d \quad 1.2$$

Es de interés la velocidad de cambio con respecto al tiempo de la propiedad física, de modo que se puede escribir en la ecuación (1.3)

$$\frac{d(P - P_0)}{dt} = ctte \cdot \frac{dC_d}{dt} \quad 1.3$$

En la ecuación (1.4) se puede verificar que la velocidad de disminución de los defectos, es una función de la concentración y de la movilidad de los mismos.

$$\frac{dC_d}{dt} = -K(C_d)^n \cdot e^{-Q/kt} \quad 1.4$$

Donde Q es la energía de activación para el proceso que se está llevando a cabo, que es el de eliminar los defectos y n es un entero, siendo 1 para la cinética de primer orden, 2 para la de segundo y así sucesivamente, K es una

constante. Combinando las ecuaciones 1.2, 1.3 y 1.4 se obtiene la ecuación (1.5).

$$\frac{d(P-P_0)}{(P-P_0)} = -A \cdot e^{-Q/kT} \cdot dt \quad 1.5$$

Donde A es una constante. Para la cinética de primer orden se obtiene la ecuación 1.6.

$$\ln(P-P_0) - \ln(P_0) = -A \cdot e^{-Q/kT} \cdot t \quad 1.6$$

Donde se ha introducido una constante de integración. Las ecuaciones 1.5 y 1.6 describen la dependencia de las propiedades físicas del tiempo durante la recuperación; mostrando que se espera un decaimiento exponencial para la cinética de primer orden. A partir de los análisis de datos de la cinética de la recuperación y utilizando estas ecuaciones es posible, en algunas ocasiones, obtener datos importantes sobre la energía de activación para el efecto que provoca la recuperación [16].

1.5.2. Recristalización

La recristalización se presenta, cuando el material deformado es sometido a un tratamiento térmico de recocido, y al calentar por encima de la temperatura necesaria, se nuclearán nuevos granos libres de deformación a partir de la estructura recuperada, seguidamente de su crecimiento, formando una estructura de granos recristalizado. Estas texturas de recristalización, tamaño y uniformidad de granos, tienen un enorme significado práctico, ya que son responsables de la anisotropía en las propiedades físicas y mecánicas y de sus respectivos valores. [17]

De acuerdo a las teorías clásicas, la recrystalización se da a través de dos mecanismos principales: el núcleo aislado que se expande por crecimiento dentro de un grano deformado y el límite de grano de alto ángulo migrando hacia una región del metal más deformado.

El crecimiento de un nuevo grano en expansión durante la recrystalización primaria, lleva a un descenso global de la energía interna del metal, debido a la sustitución de regiones deformadas por regiones libres de deformación. En esta etapa la resistencia a la tracción disminuye y la ductilidad aumenta, algunos de los factores importantes que afectan el proceso de recrystalización en metales y aleaciones son: la cantidad de deformación previa del metal, la temperatura, la composición del metal o aleación (partículas de segunda fase), el tiempo y el tamaño inicial del grano.

En términos generales el fenómeno de recrystalización necesita una cantidad mínima de deformación para que sea posible, cuanto menor sea el grado de deformación (por encima del valor mínimo), mayor es la temperatura necesaria para producir este fenómeno, de igual forma la presencia de átomos de soluto en solución sólida también incrementa el valor de temperatura requerido para iniciar el proceso.

1.5.2.1. Mecanismos de nucleación para la recrystalización.

Las investigaciones realizadas en el campo de la cinética de recrystalización han demostrado que el fenómeno de nucleación de la recrystalización puede ser descrita con las teorías clásicas e nucleación de determinadas fases en una matriz, en la cual un núcleo se forma por fluctuación estadística en la distribución del tamaño del aglomerado dentro de la fase madre. [16] Se han observado otros mecanismos que operan en el fenómeno de nucleación de la

recristalización. Como mecanismo en sí, generalmente la nucleación se da por la migración de los límites pre-existentes, inducida por deformación, crecimiento repentino de subgranos y nucleación por coalescencia, en sitios en los cuales energéticamente sean favorables estas reacciones, tales como, límites de grano, partículas de fase secundarias, zonas en el grano con alta densidad de dislocaciones entre otros [18,19,20].

También se ha observado que la nucleación de la recristalización, específicamente en aleaciones de aluminio, tiene lugar tanto en los límites de grano, como en el interior de los mismos y alrededor de partículas de fases secundarias, [18-21] dependiendo del grado de deformación en frío.

Un modelo que describe satisfactoriamente el mecanismo de recristalización en aleaciones de aluminio es el propuesto por Sandstron, [21] el cual representa la nucleación en términos de:

- La formación de núcleos por medio del crecimiento de subgranos.
- El crecimiento de los núcleos en la zona de deformación.
- El crecimiento fuera de la zona de deformación.

La formación de núcleos por medio del crecimiento de subgranos, se asume debido a que los límites de grano de alto ángulo no se forman inicialmente, ocasionando una condición más favorable para los subgranos ligeramente más grandes, haciendo que crezcan a expensas de sus vecinos. De acuerdo con Sandstron [21,23,23], este crecimiento está controlado por los radios de los subgranos tanto de tamaños mayores como los de tamaño promedio, la movilidad de las dislocaciones y la tensión de línea de dislocaciones, concluyendo que el crecimiento de un subgrano promedio disminuye a medida que aumenta el tiempo. Al mismo tiempo que el subgrano crece incrementa la

desorientación en el límite, lo cual es una consecuencia de la variación de la orientación de la red desde el límite de la zona deformada hasta la superficie de la partícula. Cuando la desorientación en el límite del núcleo comienza a ser lo suficientemente grande, se empieza a considerar un proceso importante, la cual es la migración del límite de alto ángulo.

Un núcleo que esté formado en la zona de deformación, continúa creciendo mediante procesos de alto ángulo, este fenómeno también depende de múltiples factores, como son el radio del núcleo, la movilidad del límite de grano, la densidad de dislocaciones en la zona deformada y la energía de superficie por unidad de área de los núcleos, si es así, entonces la velocidad del crecimiento inicial aumenta a causa del crecimiento de la movilidad del límite de grano, que a su vez crece por el aumento de la desorientación en el límite. Una vez que se alcanza la “meseta” de alto ángulo, la movilidad del límite de grano es aproximadamente constante y en consecuencia la velocidad de crecimiento también. En cuanto a la energía de superficie presente en esta etapa, es en general pequeña comparada con la densidad de dislocaciones en la zona deformada, por lo que este crecimiento ocurrirá hasta el consumo de la misma.

El crecimiento de los núcleos fuera de la zona de deformación está controlado por un proceso similar al crecimiento en la zona deformada. La velocidad de crecimiento puede predecirse a través de los mismos factores, exceptuando la densidad de dislocaciones en la zona deformada, el cual es reemplazado por la densidad de dislocaciones en la matriz. Esta es menor que la densidad de dislocaciones en la zona deformada, por lo tanto la energía de superficie tiene gran influencia sobre la velocidad de crecimiento. Si la recuperación de las dislocaciones es controlada por el engrosamiento de la subestructura, la dependencia de la densidad en la matriz con el tiempo puede ser

de comportamiento parabólico [21]. La influencia de la recuperación en la densidad de dislocaciones en la zona deformada es pequeña, ya que la densidad de las dislocaciones en la zona de deformación es producida por un arreglo de dislocaciones “geométricamente necesarias”, este estado sugiere un estado de menor energía.

Entonces el crecimiento de los subgranos en la etapa de formación de núcleos por medio del crecimiento de subgranos, está representado por un comportamiento parabólico lento, en la etapa de crecimiento en la zona deformada, el mismo es considerablemente acelerado debido a los procesos de alto ángulo y en la etapa de crecimiento fuera de la zona deformada, la velocidad de la misma es considerablemente más pequeña, debido a la menor densidad de dislocaciones.

El evento más crítico en la supervivencia de los núcleos se considera que es el inicio del crecimiento de los núcleos fuera de la zona deformada. Es conveniente destacar que la mayoría de las observaciones donde se encontraron estos mecanismos está involucrada la presencia de partículas de fases secundarias.

1.5.2.2. Cinética de la recrystalización

La etapa de recrystalización se produce por la nucleación de granos nuevos sin deformación que crecen y consumen la matriz trabajada en frío, la velocidad a la cual se trasformará el volumen en granos nuevos es una función de la velocidad de nucleación y de la velocidad de crecimiento de dichos granos.

Considérese un metal trabajado en frío que se recoce isotérmicamente a una temperatura dada. Después de un tiempo se nuclea un nuevo grano en algún

punto de la matriz trabajada en frío y empieza a crecer. Con frecuencia, este nuevo grano incrementara su tamaño a una velocidad constante hasta que choca con un grano vecino. Por consiguiente como se ve en la ecuación 1.7, su radio varía con el tiempo; en la parte lineal se puede tomar al radio de un núcleo como:

$$R = \dot{G} \times (t - \tau) \quad 1.7$$

En donde $\dot{G}$ es la velocidad de crecimiento definida como dR/dt y (τ) es el valor de tiempo en el que se nuclea un grano nuevo. Si se toma el núcleo como una esfera se puede escribir la ecuación 1.8 de la siguiente manera:

$$\text{Volumen transformado por núcleo} = \frac{4 \times \pi \times \dot{G}^3 \times (t - \tau)}{3} \quad 1.8$$

Esta ecuación proporciona una expresión para el volumen transformado por núcleo, de modo que ahora se debe determinar el número de ellos. En la ecuación 1.9 se define la velocidad de nucleación como:

$$\dot{N} = \frac{\text{Numero de nucleos formados}}{\text{Unidad de tiempo} \times \text{Volumen no transformado}} \quad 1.9$$

El número de núcleos formados en el intervalo dt es $\dot{N} \times dt \times V_n$, en donde V_n es el volumen no transformado. [16]

1.5.2.3. Efecto de la temperatura de recocido

Desde el punto de vista industrial, tanto los tiempos como las temperaturas a las cuales se realizan los recocidos, se mantienen lo más bajo posible, ya que

evidentemente estos dos parámetros tienen un gran peso en los costos de producción. Sin embargo, a partir de una simple inspección de una gráfica en la cual se presente una relación entre el tiempo y el grado de recrystalización de la matriz, a diferentes temperaturas de recocido es fácil observar que para mayores temperaturas de recocido, los tiempo para alcanzar una determinada fracción recrystalizada, son menores. En consecuencia es necesario conservar un equilibrio entre estos dos factores.

Estas curvas, figura 1.23 [24], llamadas curvas de transformación isotérmica, presentan un comportamiento sigmoideal típico de procesos que están asociados con mecanismos de nucleación y crecimiento, tal como el fenómeno de recrystalización. Estos mecanismos se ven influenciados por una gran cantidad de parámetros, tales como: tamaño de grano inicial, nivel de sobresaturación, etc. Dependiendo de la forma en que el fenómeno de recrystalización se vea afectado por estos parámetros, tendrán lugar un desarrollo específico para una temperatura de recocido dada, lo cual tendrá una influencia definitiva en el tiempo de recrystalización.

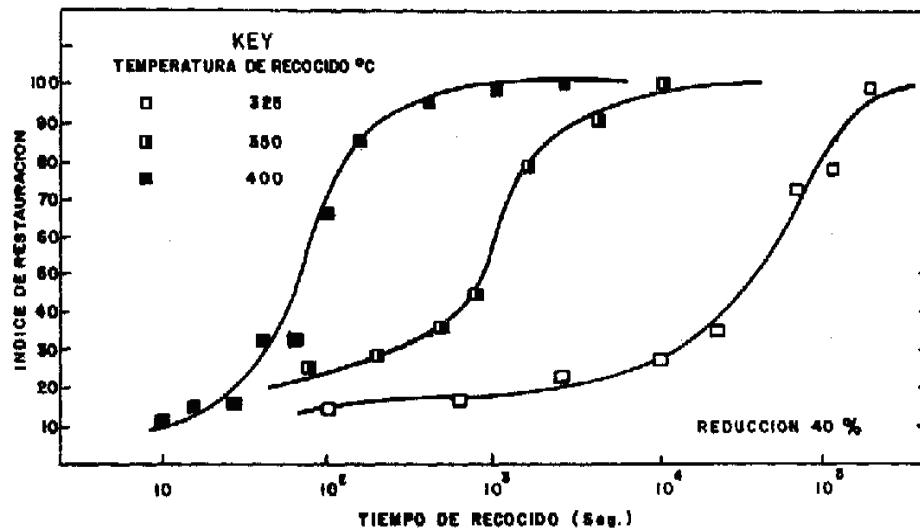


Figura 1.23 Índices de restauración en función del tiempo de recocido. [24]

Considerando lo antes dicho y tomando los tópicos tratados en los puntos anteriores se podrían resaltar los siguientes aspectos relacionados con la temperatura de recocido.

En primer lugar, de acuerdo con los estudios realizados sobre la influencia del nivel de sobresaturación [24], se determinó que se requieren temperaturas mayores de recocido en aleaciones que contengan una gran cantidad de átomos de soluto en solución sólida. De aquí también se puede deducir fácilmente la relación entre la temperatura de recocido y la presencia de partículas intermetálicas en la aleación, ya que si se estimula la disminución del nivel de sobresaturación, se tendrá una dispersión de partículas gruesas estables, que generarían sitios de alta energía de deformación, facilitando el proceso de recrystalización, requiriéndose así, menores temperaturas de recocido [18,25].

Hasta el momento se ha comentado a rasgos generales como están relacionados algunos parámetros que influyen sobre la recrystalización, con la

temperatura de recocido. Para establecer la influencia de la temperatura de recocido en el proceso de recristalización y restauración de propiedades mecánicas, muchos investigadores, bien sea, a partir del análisis de las curvas de restauración en función del tiempo de recocido o por medio de las relaciones paramétricas simples, han logrado describir, de forma adecuada, aspectos muy interesantes relacionados con el proceso de recristalización, como son, el tamaño de grano recristalizado y el tiempo necesario para alcanzar una determinada fracción recristalizada, en función de la temperatura de recocido. También se ha logrado determinar valores de energía de activación para estos procesos. Puchi [26], en este sentido determinó valores de energía de activación, para aleaciones aluminio manganeso en el orden de 266 KJmol^{-1} , concordando con otros valores reportados en trabajos anteriores, comprendidos entre 256 y 258 KJmol^{-1} [16,19], siendo esta la energía de activación del proceso de recristalización, aquel valor de energía que se requiere para el movimiento de los segmentos de dislocaciones.

Ahora bien, investigaciones realizadas en el campo de la cinética de recristalización, conducidas en sistemas de aluminio [16,24] han reportado una disminución del tamaño de grano con el incremento de la temperatura de recocido. Sin embargo, estas observaciones pueden ser explicadas en términos de una diferencia entre las energías de activación para la nucleación y crecimiento [24].

Como se mencionó anteriormente, se ha podido describir por medio de ciertos análisis algunos de los aspectos más influyentes en el proceso de recristalización, a continuación se presenta un desarrollo matemático, con el objetivo de demostrar que tanto intervienen:

Asumiendo una recristalización tridimensional, la ecuación 1.10, de Jhonson-Mehl-Avramy-Kolmogorov (J.M.A.K.), puede ser expresada como:

$$x_v = 1 - \exp(-\alpha \times \dot{N} \times \dot{G}^3 \times t^4) \quad 1.10$$

Donde α es el factor de forma, $\dot{N}$ la velocidad de nucleación y $\dot{G}$ es la de crecimiento. Para un 50% de recristalización $t = t_{0,5}$, entonces se tiene la ecuación 1.11.

$$t_{0,5} = (4 \times \ln(2) / \alpha \times \dot{N} \times \dot{G}^3)^{1/4} \quad 1.11$$

No obstante, el número de granos nucleados por unidad de volumen (n_0), es tal que en un intervalo de tiempo es simplemente $\dot{N} \times t_{(0,5)}$, dando como resultado la ecuación 1.12:

$$(n_0) = [4 \times \ln(2) \times \dot{N} / \alpha \times \dot{G}^3]^{1/4} \quad 1.12$$

Entonces el tamaño de grano recristalizado puede ser relacionado con n_0 por medio del factor de forma β , lo que conduce a la expresión 1.13:

$$d_{rex} = \Gamma \times (\dot{G} / \dot{N})^{3/4} \quad 1.13$$

Si ambas $\dot{G}$ y $\dot{N}$ son expresadas por una ecuación tipo Arrhenius con energías de activación Q_G y $Q_{\dot{N}}$ respectivamente, a través de la fórmula 1.14, se puede expresar el tamaño de grano recristalizado en función de la temperatura.

$$d_{rex} = \delta \times \exp 3[Q_{\dot{N}} - Q_G] / 4 \times R \times T \quad 1.14$$

Por consiguiente, si la energía de activación para nucleación es mayor que la de crecimiento, entonces se deduce que incrementando la temperatura de recocido, la velocidad de nucleación en las áreas no recrystalizadas debería incrementar con respecto a la velocidad de crecimiento de los núcleos previamente formados, lo cual conlleva a un tamaño de grano final menor. También se ha observado que este efecto se intensifica con el incremento de la deformación.

Tal mecanismo puede ser explicado únicamente en términos de dos aspectos diferentes. Primeramente, un incremento en la diferencia entre las energías de activación para nucleación y crecimiento con la deformación aplicada al material y en segundo lugar un cambio en el exponente J.M.A.K. con la deformación, como se ha señalado anteriormente [24]. La ecuación 2.14 puede ser modificada para tomar en cuenta la dependencia con el tiempo de la velocidad de nucleación y crecimiento y la dimensionalidad de los frentes de crecimiento. Al considerar los diferentes valores del exponente J.M.A.K. se obtiene la ecuación 1.15:

$$d_{rex} = (n) \times \exp[(n-1) \times (Q_{\dot{N}} - Q_G) / n \times R \times T] \quad 1.15$$

Donde n es el valor particular del exponente. Los datos obtenidos para la recrystalización a bajas deformaciones dan valores de n en el orden 1-2, mientras que los obtenidos para deformaciones elevadas se observan entre 3-4, de esta forma un pequeño incremento en la dependencia de la temperatura de recocido con el tamaño de grano recrystalizado podría explicarse por medio de este aspecto, derivado de las variaciones grano a grano de la energía

almacenada del material. Así, una energía de activación aparente, puede ser definida a través de la expresión 1.16, como:

$$Q_{app} = (n-1) \times (Q_N - Q_G) / n \quad 1.16$$

Entonces los valores de tal parámetro determinados experimentalmente, están entre 19 y 90 $KJmol^{-1}$ para la aleación comercial Al -1% Mn cuando el grado de deformación se incrementa de 20 a 80 % de reducción de espesor.

Puchi [24], ha concluido que una relación paramétrica simple, puede ser satisfactoriamente usada para describir la dependencia funcional, entre el tiempo de restauración y recristalización y el tamaño de grano recristalizado, con el grado de deformación en frío y la temperatura de recocido. Así mismo, la evolución microestructural puede ser descrita por medio de la ecuación J.M.A.K. expresada en términos del tiempo de recristalización. Finalmente, el tamaño de grano recristalizado depende estrechamente de la temperatura de recocido, lo cual es interpretado en términos de las diferencias entre las energías de activación y crecimiento.

El presente trabajo tiene como objetivo determinar el efecto de la temperatura de recocido, en la cinética de restauración de una aleación comercial de aluminio 8011 deformadas bajo condiciones de trabajo en frío. Para tales efectos, esta investigación fue realizada a partir de muestras provenientes de colada continua sin previo tratamiento térmico de homogeneización. Estas muestras fueron laminadas en frío hasta alcanzar un espesor de 54 μ m, posteriormente se sometieron a una serie de tratamientos térmicos de recocido a diferentes temperaturas durante diversos períodos de tiempo.

Las muestras fueron caracterizadas, a través de la evaluación de los índices de restauración de las propiedades mecánicas (tracción) y la evolución de la microestructura, mediante técnicas microscopía electrónica de barrido y difracción de electrones retrodispersados.

2.1. Descripción del material utilizado

El material utilizado es una aleación de aluminio AA 8011 suministrado por la empresa C.V.G. ALUMINIO DE CARABOBO S.A. (ALUCASA), en láminas y rollos, provenientes de cada etapa del proceso productivo de la empresa. Estos fueron posteriormente preparados dependiendo del ensayo a realizar.

La composición química del material es de gran importancia para evaluar con precisión las propiedades de las chapas y así analizar adecuadamente los resultados de cada ensayo.

Vándor, Lazlo y Del Rio, Javier en su trabajo titulado: *“Estudio sobre la factibilidad técnica para la obtención de foil de aluminio sin la aplicación de*

CAPÍTULO II

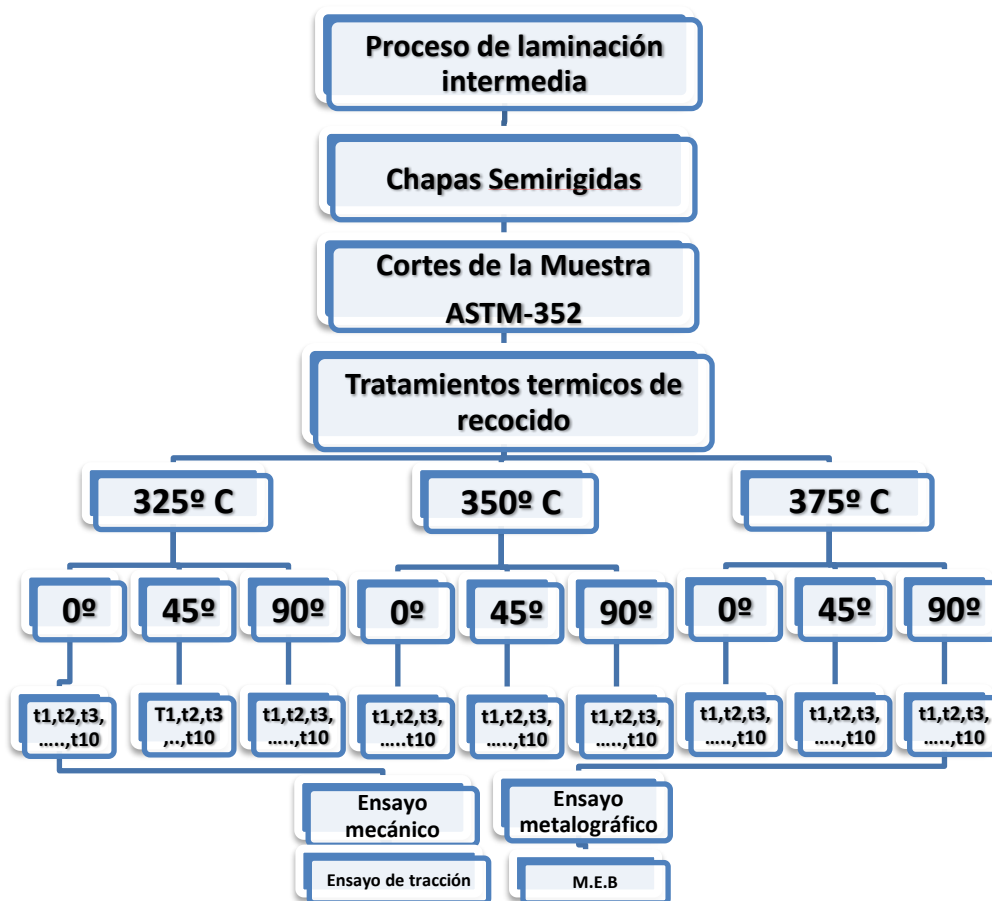
Desarrollo Experimental

recocidos”, determinaron la composición química del material a utilizar mediante un ensayo de espectrofotometría de Absorción Atómica de Llama.

Tabla 2.1 Composición química del material a estudiar.

<i>Elemento</i>	<i>%wt ± S</i>
Si	0,27 ± 0.01
Fe	0,87 ± 007

A continuación se presenta un esquema que refleja los pasos a seguir para la realización del presente trabajo.



2.2. Tratamiento Térmico de Recocido

Se realizaron los tratamientos térmicos de recocido a tres distintas temperaturas: 325 °C, 350 °C y 375 °C, dichos tratamientos se efectuaron con las láminas dispuestas como se muestra en la figura 2.1, en un horno de sales con cuatro resistencia eléctricas, cuyas características de trabajo son: 210 V bifásico, potencia 6600 Vatios, temperatura máxima de trabajo 1000° C, que se presenta en la figura 2.2.

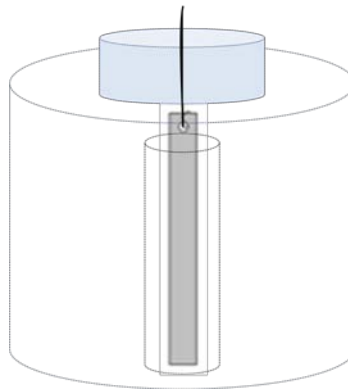


Figura 2.1 Disposición de las probetas para realizar el tratamiento.



Figura 2.2 Horno de resistencia eléctrica para tratamientos térmicos.

Se usó un baño de sales fundidas de Nitrato de Sodio NaNO_3 , con el fin de garantizar que las muestras alcancen la temperatura del tratamiento térmico en un corto tiempo, y de esta forma minimizar otros efectos que permitan la liberación de energía almacenada en el material como consecuencia del proceso de laminación. Se utilizó un crisol de acero inoxidable con un diámetro de 11 cm y una longitud de 19 cm con la finalidad de sumergir la muestra en el Nitrato de Sodio. Para el control de la temperatura el equipo cuenta con una termocupla de inmersión de cromel-alumel con un recubrimiento de alta alúmina de diámetro aproximado de 1,5 cm, la cual está conectada a un controlador digital.

Para cada temperatura de recocido se realizó un muestreo de 10 intervalos de tiempo, cuyos valores son: 10, 50, 100, 200, 400, 500, 1.000, 3.000, 10.000 y 50.000 segundos, para así lograr la construcción de la curva que describe la evolución de las propiedades mecánicas con respecto al tiempo para las tres temperaturas (325, 350, 375 °C), para cada tiempo seleccionado se extrajeron tres especímenes a 0° con respecto al sentido laminación, tres especímenes a 90° con respecto al sentido de laminación y finalmente tres especímenes a 45° con respecto al sentido de laminación, los cuales fueron templados a objeto de retener la microestructura desarrollada para cada tiempo en particular, se ensayaron en total 270 especímenes cubriendo con lo recomendado por las normas ASTM 370 y 352 a lo que respecta el mínimo ensayo por condición.

2.3. Ensayo Metalográfico

2.3.1. Microscopía Electrónica de Barrido (MEB)

Para poder llevar a cabo la microscopía electrónica de barrido, es necesario tener las muestras con un acabado óptimo; la mejor manera de cumplir este

CAPÍTULO II

Desarrollo Experimental

requisito es presentar una condición especular, lo cual se podría lograr a través de un ataque electrolítico, pero debido los espesor presentes en esta etapa de la investigación, es necesario recurrir a otra método de preparación, ya que al ser atacadas electrolíticamente, las muestras se disuelven por la acción del ácido.

La manera efectiva para poder pulir las chapas semirígidas de tan bajo espesor, fue el procedimiento de preparación de muestras para microscopía electrónica de transmisión, que consiste en someter a las muestras a un pulido electrolítico, para ello, se utilizó un sistema de “Doble Jet”, en un Tenupol con el fin de reducir el espesor del área de la muestra hasta alcanzar la condición especular, esta máquina se muestra en la figura 2.3. El electrolito utilizado en esta etapa fue una solución con 20% de ácido perclórico y 80% de Metanol. Los parámetros empleados fueron entre 15 voltios y 0,5 amp. y con el contador de velocidad de flujo en 8, en un intervalo de temperatura de -20 a 0°C la cual fue alcanzada mediante nitrógeno líquido agregado al electrolito. Con esta etapa se logran espesores que hacen a la muestra transparente al haz de electrones. Finalmente se limpiaron los discos con agua destilada, metanol y etanol, se secaron con papel de filtro.



Figura 2.3 Sistema de doble jet.

Este procedimiento se realizó sólo a las muestras recocidas a 375 °C, ya que de las tres temperaturas, esta por ser la más alta, presenta la cinética de restauración más violenta, dando como resultado la más clara distribución de granos recristalizados en comparación a las otras dos temperaturas para un mismo valor de tiempo de tratamiento, además sólo se preparó una muestra de las chapas semirígidas recocido para cada uno de los siguientes tiempos: 50, 100, 200, 500, 3000 y 10000 segundos. Sólo se observaron estas muestras, ya que con la información microestructural que arrojen, es suficiente para conocer en su totalidad la capacidad de restauración a cualquier tiempo, siempre y cuando que sea a 375 °C.

2.3.1.1. Observación de las muestras

La técnica utilizada es la difracción de electrones retrodispersados (EBSD según sus siglas en inglés), que es una aplicación de la microscopía electrónica de barrido. Esta técnica permite obtener información cristalográfica por medio de un rayo estacionario de electrones, que choca con la muestra inclinada, difractándolos y haciendo que formen un patrón en una pantalla fluorescente. Este patrón muestra la estructura y la orientación cristalina de la muestra. De manera más específica, cuando el rayo es escaneado en una rejilla a lo largo de una muestra policristalina y es medida la orientación del cristal en cada punto, el mapa resultante revelará la morfología del grano del componente, a partir de la comparación de orientaciones estableciendo los límites.

Los principales componentes en un sistema EBSD son el portamuestra cuya inclinación es de 70° con respecto a la horizontal. Una pantalla de fósforo, la cual es excitada por electrones provenientes de la muestra, que se encuentra en

CAPÍTULO II

Desarrollo Experimental

un ambiente de vacío, junto a una videocámara con la cual se puede observar los respectivos patrones. Además son necesarios un hardware y un software que controlan el MEB, incluyendo la posición de la luz, fase, foco, y su magnificación, analizando el patrón de difracción procesado y mostrando los resultados. El equipo utilizado es un microscopio electrónico de barrido marca Philips, modelo XL 30 mostrado en la figura 2.4, equipado con un detector de electrones retrodispersados (EBSD), para la realización de los respectivos análisis.



Figura 2.4 Microscopio Electrónico de Barrido.

2.4. Ensayo Mecánico

2.4.1. Preparación de las probetas.

Para realizar los ensayos de tracción se utilizaron probetas planas estándar que cumplen con la norma ASTM E-352, con las dimensiones mostradas en la figura 2.5. Estas probetas fueron cortadas por medio de una cizalla de doble cuchilla en la empresa C.V.G. ALUMINIO DE CARABOBO S.A. (ALUCASA) como se representa en la figura 2.6.

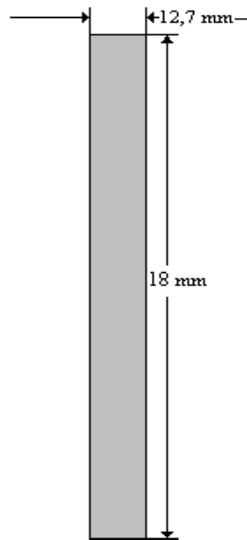


Figura 2.5 Dimensiones de las probetas semirígidas para ensayos de tracción.

CAPÍTULO II

Desarrollo Experimental



Figura 2.6 Cizalla de doble cuchilla.

Para el espesor estudiado, se cortaron tres muestras en el sentido de laminación, perpendiculares y formando 45° con respecto al mismo, como se muestra en la figura 2.7, a objeto de evaluar el grado de anisotropía.

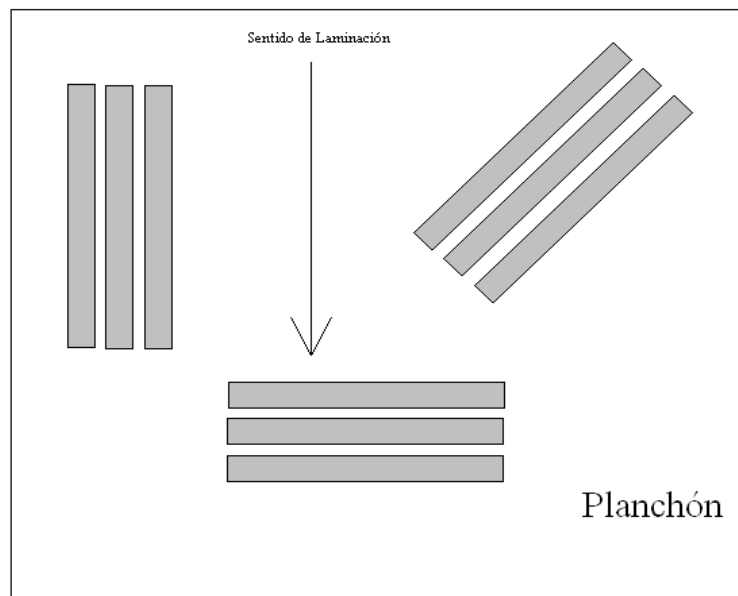


Figura 2.7 Grupo de muestras con sus concernientes ángulos con respecto al sentido de laminación.

2.5. Ensayo de Tracción Uniaxial

Para realizar este ensayo se utilizó una máquina universal marca INSTRON, modelo 4208, ubicada en los laboratorios de la empresa CVG ALUCASA, bajo las siguientes condiciones: velocidad del cabezal de la máquina 0.5000 mm/min, con un intervalo de carga entre 0-50 Kg, esta máquina se muestra en la figura 2.8.



Figura 2.8 Máquina Universal marca INSTRON.

La probeta se montó sujeta por sus extremos en la máquina universal de ensayo (Figura 2.8), diseñada para deformarla a una velocidad constante, y para

medir continua y simultáneamente la carga instantánea aplicada (a través de una celda de carga) y el alargamiento resultante a través de un display que registra el desplazamiento del cabezal móvil. Es importante destacar que fue necesario hacer ciertas modificaciones a los resultados que arroje este ensayo, con el fin de obtener valores de esfuerzo u deformación reales, por lo cual, se realizaron correcciones por deformación elástica de elementos de máquina, utilizando para ello la siguiente ecuación:

$$\Delta L_{experimental} = \Delta L_{Probeta} + \Delta L_{Máquina} \quad 2.1$$

Aplicando la Ley de Hooke

$$F = K \times \Delta L \quad 2.2$$

Ahora sustituyendo la ecuación 2.2 en la ecuación 2.1 tenemos

$$\frac{F}{K_{experimental}} = \frac{F}{K_{probeta}} + \frac{F}{K_{maquina}}$$

Despejando $K_{Máquina}$

$$K_{Máquina} = \frac{K_{Probeta} \times K_{Experimental}}{K_{Probeta} - K_{Experimental}}$$

Finalmente tenemos:

$$\Delta L_{corregido} = \Delta L_{experimental} - F_i \times \left(\frac{K_{Probeta} - K_{Experimental}}{K_{Probeta} \times K_{Experimental}} \right)$$

Donde

$$K_{experimental} = \frac{\sum \Delta F_i}{\sum \Delta L_i}$$

$$K_{probeta} = E \times \frac{A_o}{L_o}$$

Posteriormente los valores de carga y alargamiento son normalizados para obtener los parámetros tensión nominal y deformación nominal, respectivamente. La tensión nominal (s) se define mediante la relación

$$Tensión\ Nominal\ (s) = \frac{F}{A_o} \quad 2.3$$

En donde F es la carga instantánea aplicada perpendicularmente a la sección de la probeta, en unidades de Newton (N), y A_o es el área de la sección original antes de aplicar la carga (mm^2). Las unidades de la tensión nominal son medidas en megapascuales, MPa (unidades del Sistema Internacional).

La deformación nominal se define como

$$Deformación\ Nominal(e) = \frac{l_i - l_o}{l_o} = \frac{\Delta L_{corregido}}{l_o} \quad 2.4$$

En donde l_o es la longitud original entre mordazas antes de aplicar la carga, y l_i es la longitud instantánea. Algunas veces la cantidad $l_i - l_o$ se indica simplemente mediante ΔL , y es el cambio de longitud en un instante determinado con respecto a la longitud inicial. La deformación nominal no tiene unidades, aunque a menudo se utiliza milímetros por milímetros; el valor de la deformación obviamente es independiente del sistema de unidades.

La tensión nominal (s) definida en el ensayo de tracción, en función al área de la sección inicial, no es realmente una tensión instantánea porque el área de la sección transversal A en el instante de la medida de la carga es menor que el área original A_o usado en el cálculo de S . Por lo tanto, es preferible considerar la tensión real o verdadera que opera en un instante dado, definida por la siguiente ecuación:

$$\text{Tensión real } (\sigma) = \frac{F}{A} \quad 2.5$$

la deformación nominal (e) definida para el ensayo de tracción es de gran importancia, sin embargo la variable utilizada fue la deformación experimentada por la probeta en un estado determinado (deformación real). Esta deformación real " ε " se define en función del incremento de la deformación:

$$\text{Deformación real } (d\varepsilon) = \frac{dl}{l} ; \varepsilon = \int_{l_o}^l \frac{dl}{l} = \ln\left(\frac{l}{l_o}\right) \quad 2.6$$

Como las deformaciones nominales son fáciles de medir y registrar, pero en los cálculos se requieren deformaciones reales, adicionándole la dificultad de obtener los valores de " σ " a partir del ensayo de tracción, ya que la fuerza y la sección transversal se deben medir simultáneamente; es conveniente

relacionarlas una con otras. En tracción y según las definiciones anteriores tenemos:

$$e = \frac{l - l_o}{l_o} = \frac{l}{l_o} - 1 \quad 2.7$$

$$\varepsilon = \ln\left(\frac{l}{l_o}\right) = \ln(1 + e) \quad 2.8$$

De la misma manera tenemos

$$s = \frac{F}{A_o} \quad 2.9$$

$$\sigma = \frac{F}{A} \quad 2.10$$

Si no ocurre cambio de volumen durante la deformación, o sea si

$$A_o \times l_o = A \times l \quad 2.11$$

Las tensiones y deformaciones reales están relacionadas con las nominales mediante:

$$\sigma = s(1 + e) \quad 2.12$$

$$\varepsilon = \ln(1 + e) \quad 2.13$$

Las ecuaciones 2.12 y 2.13 son válidas solamente hasta alcanzar el punto de estricción, es decir en donde existe la estabilidad plástica del material.

La propiedad mecánica del material estudiado se determino de forma general mediante la curva tensiones – deformaciones reales. Por consiguiente, es deseable conocer el nivel de tensiones para el cual empieza la deformación plástica, o sea, cuando ocurre el fenómeno de fluencia. Para los metales que experimentan la transición elastoplástica de forma gradual, el punto de fluencia puede determinarse como la desviación inicial de la linealidad de la curva

tensión-deformación; este punto se denomina a menudo límite proporcional. En tales casos, la posición de este punto no puede ser establecido con precisión. Por este motivo se ha establecido una convención por la cual se traza una recta paralela a la línea elástica del diagrama de la tensión-deformación desplazada por una determinada deformación, usualmente 0,002.

La variación de las propiedades mecánicas con el tiempo de recocido se ilustra mediante la curva propiedad mecánica vs log(tiempo) a cada temperatura, con el fin de analizar la cinética de restauración.

Posteriormente se realizó el seguimiento de la cinética de restauración del material deformado, llevándose a cabo mediante la definición de un índice de restauración, lo cual se expresa en la ecuación 2.14 como:

$$I_R = \frac{P_0 - P_i}{P_0 - P_f} \times 100 \quad 2.14$$

Donde P_0 representa el valor inicial de la propiedad mecánica del material deformado y sin tratamiento térmico de recocido, el cual constituye el valor máximo de dicha propiedad, P_f representa el valor de la propiedad del material totalmente restaurado y por lo tanto el mínimo valor, y finalmente P_i , el cual representa el valor instantáneo de la propiedad medida para cualquier tiempo intermedio a una determinada temperatura.'

Una vez determinada los índices de restauración se procedió a construir la curva de índices de restauración vs log(tiempo) a cada temperatura.

Finalmente es de suma importancia realizar estudios que traten sobre la isotropía del material analizado, ya que frecuentemente se encuentra que las propiedades de tracción de los productos trabajados en frío no son iguales en

todas las direcciones. La dependencia de las propiedades con la orientación se llama anisotropía, y se define de la siguiente manera:

$$R = \frac{\ln\left(\frac{W_0}{W}\right)}{\ln\left(\frac{h_0}{h}\right)} \quad 2.15$$

Donde w_0 y w son el ancho inicial y el final respectivamente, mientras que h_0 y h representan los espesores. Como en esta investigación las mediciones de espesor son difíciles de hacer con precisión, la ecuación puede ser reescrita usando la relación de volumen constante

$$R = \frac{\ln\left(\frac{W_0}{W}\right)}{\ln\left(\frac{L \times W}{L_0 \times W_0}\right)}$$

Como muchas chapas laminadas muestran una variación de propiedades plásticas y elásticas con orientación en el plano de las laminas es común usar la anisotropía en el plano por medio de la anisotropía normal ($\bar{R}$) y al anisotropía planar (ΔR), promediado por mediciones tomadas en diferentes ángulos con respecto a la dirección de laminación de la chapa.

$$\text{Anisotropía Normal } (\bar{R}) = \frac{R_0 + 2R_{45} + R_{90}}{4} \quad 2.16$$

$$\text{Anisotropía Planar } (\Delta R) = \frac{R_0 - 2R_{45} + R_{90}}{2} \quad 2.17$$

Por medio de los datos arrojados se obtuvieron la curva anisotropía normal vs log (tiempo) y anisotropía planar vs log(tiempo). A través de estas curvas se podrá determinar si existe una relación directa entre la anisotropía del material y la cinética de recristalización.

Por último, antes la necesidad de cuantificar el valor de energía que se requiere para que el material sufra cambios microestructurales, se calculo la energía de activación asociado a la ocurrencia de los fenómenos involucrados en los procesos de restauración a través de la gráfica $\ln(t_{\text{res}})$ vs $1/T$, donde t_{res} vendría a representar el tiempo necesario para alcanzar una fracción restaurada de las propiedades mecánicas, y T es la temperatura de recocido absoluta; dicha curva dará como resultado una línea recta de pendiente Q_{res}/R , al multiplicar la pendiente por la constante de los gases (R) determinamos el valor de la energía de activación del proceso de restauración para distintas fracciones alcanzadas.

Para evaluar la factibilidad técnica en la producción de chapas semirígidas con un espesor de 54 micrómetros, de la aleación comercial de aluminio 8011, a través del proceso de laminación, sin la aplicación de recocidos intermedios y sin sacrificar sus propiedades mecánicas, fue necesario la realización del ensayo de tracción uniaxial a las muestras para cada una de las condiciones utilizadas, con el fin de estudiar la evolución de las propiedades mecánicas; por otra parte se realizó el estudio de la cinética de restauración, anisotropía del material y el ensayo metalográfico.

3.1. Ensayo de Tracción Uniaxial

El esfuerzo de fluencia de las muestras recocida se determinó a partir de los datos de carga vs alargamiento obtenidos de los ensayos de tracción uniaxial. Dichos datos fueron previamente corregidos por el efecto de la deformación elástica de los elementos de la máquina de ensayos mecánicos y subsecuentemente utilizados para la determinación de la curva esfuerzo real vs deformación real, que se presentan en las figuras 3.1, 3.2 y 3.3, y así aplicando la regla de la deformación predeterminada, la cual para efectos de este trabajo fue del 0,02% se determinó el esfuerzo de fluencia para las distintas condiciones.

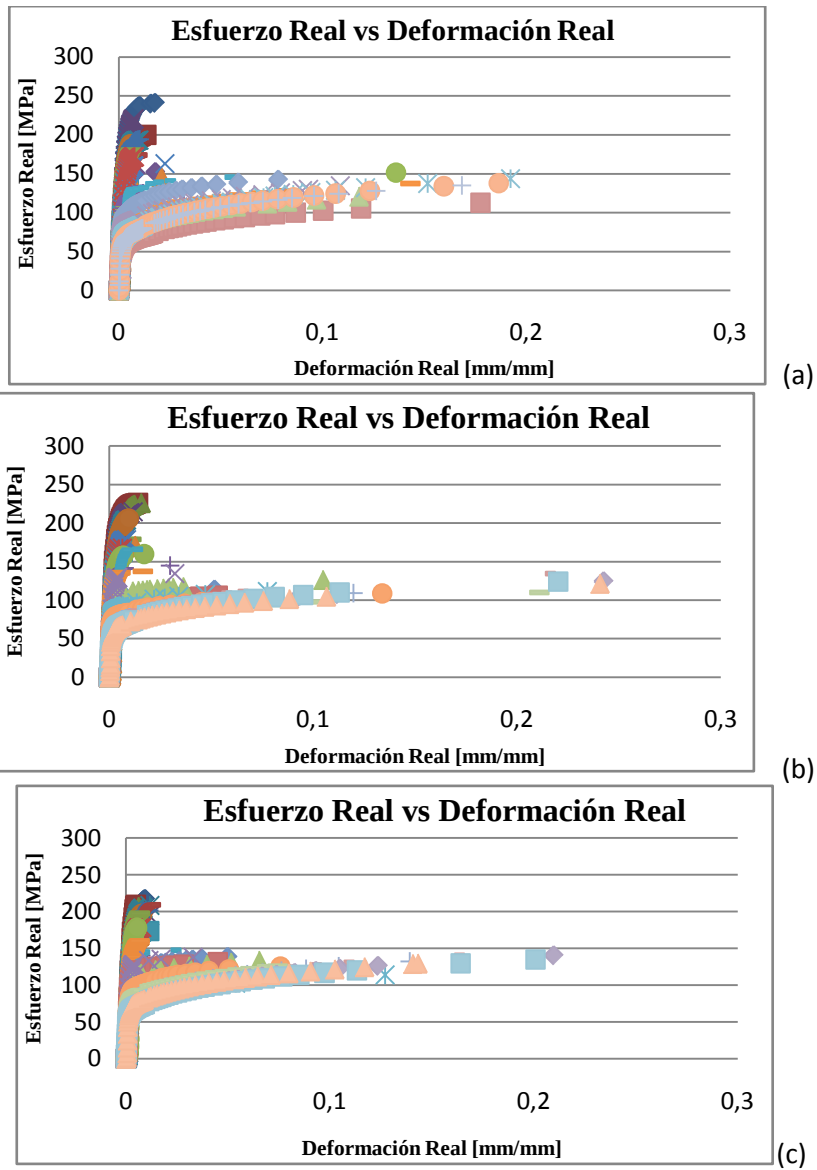


Figura 3.1 Curva esfuerzo real vs deformación real para una temperatura de tratamiento térmico de recocido de 325°C

- (a) Sentido Laminación
- (b) 45° con respecto al sentido de laminación
- (c) 90° con respecto al sentido de laminación

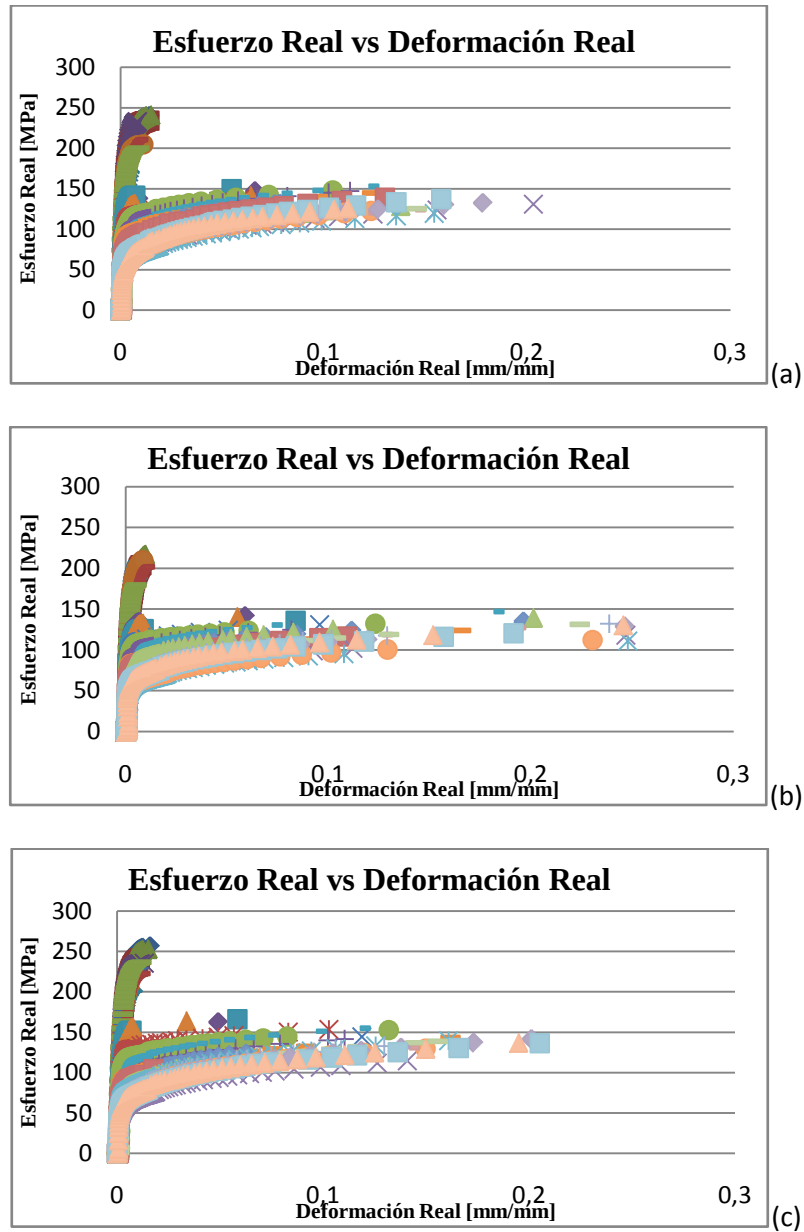


Figura 3.2 Curva esfuerzo real vs deformación real para una temperatura de tratamiento térmico de recocido de 350°C

- (a) Sentido Laminación
- (b) 45° con respecto al sentido de laminación
- (c) 90° con respecto al sentido de laminación

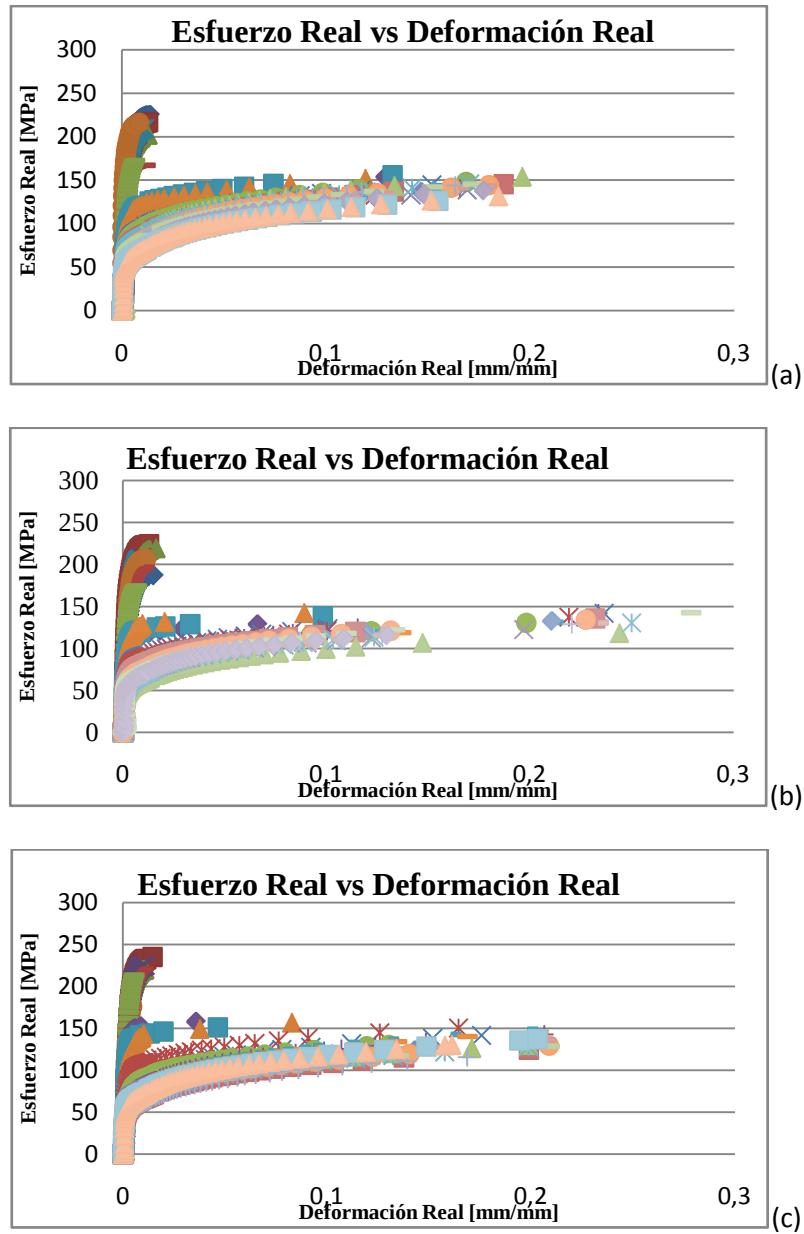


Figura 3.3 Curva esfuerzo real vs deformación real para una temperatura de tratamiento térmico de recocido de 375°C

- (a) Sentido Laminación
- (b) 45° con respecto al sentido de laminación
- (c) 90° con respecto al sentido de laminación

En las figuras 3.1, 3.2 y 3.3 se representa en el eje de las abscisa la deformación real y en el eje de las ordenadas el esfuerzo real, medido en MPa; en estas se observa un conjunto de curvas para distintos tiempos de recocidos evidenciándose el clásico comportamiento elastoplástico, en donde, para los puntos iniciales se destaca que el esfuerzo y la deformación son directamente proporcionales, ocasionando un comportamiento lineal o régimen elástico del material estudiado. Luego a partir del esfuerzo de fluencia dicha conducta lineal deja de existir, dando origen a la zona plástica del material. Por otro lado se puede observar que para pequeños tiempos de recocido el material presenta una leve restauración de las propiedades mecánicas en comparación con la de elevados tiempos de recocido, en donde es notorio que existe una buena restauración de dichas propiedades; es importante destacar que el cambio de las propiedades no sigue en todo momento una tasa de evolución de la propiedad constante, de hecho existe un salto brusco en la variación de la propiedad como consecuencia del tiempo de permanencia en el horno.

Para la curva esfuerzo real vs deformación real con una temperatura de tratamiento térmico de recocido de 325°C (Figura 3.1), la restauración de las propiedades mecánicas del material ensayado no presenta una variación con respecto a las tres direcciones estudiadas, esto se demuestra al calcular el porcentaje de variación de las propiedades mecánicas para cada una de las direcciones (0°,45°,90°), las cuales se observan en la tabla 3.1, tomando como valores referenciales el menor y mayor tiempo de recocido manteniendo temperatura y grado de deformación constante. Caso similar ocurre para una temperatura de tratamiento térmico de recocido de 350°C y 375°C donde el valor numérico de la variación se registra en la tabla 3.1.

Tabla 3.1 Porcentaje de variación de las propiedades mecánicas a temperatura de recocido.

	Porcentaje de variación de las propiedades mecánicas		
Dirección/ T [°C]	325	350	375
0°	71	69	68
45°	69	60	63
90°	66	65	68

3.2. Cinética de Restauración

Para el estudio de la cinética de restauración se procedió a realizar la curva propiedades mecánicas vs log(tiempo) para cada una de las temperaturas utilizadas, en donde, el eje de las abscisa está representada por el log(tiempo), y el eje de las ordenadas por las propiedades mecánicas. La propiedad mecánica utilizada para realizar la curva fue el esfuerzo de fluencia para cada una de las condiciones estudiadas, la cual se puede apreciar en las tablas 3.2, 3.3 y 3.4.

Tabla 3.2. Esfuerzo de fluencia para una temperatura de 325°C

	Esfuerzo de Fluencia [MPa]		
t [seg]/Dirección	0°	45°	90°
10	195	172	178
50	188	178	168
100	168	146	186
200	162	149	150
400	147	146	141
500	142	108	119
1000	103	96	106
3000	99	94	96

CAPÍTULO III

Análisis y discusión de resultados

10000	69	67	81
50000	57	54	60

Tabla 3.3 Esfuerzo de fluencia para una temperatura de 350°C

	<i>Esfuerzo de Fluencia [MPa]</i>		
<i>t</i> <i>[seg]/Dirección</i>	0°	45°	90°
10	185	151	183
50	156	152	163
100	155	142	178
200	114	107	121
400	94	92	113
500	92	81	92
1000	73	75	74
3000	58	55	62
10000	62	62	67
50000	57	60	64

Tabla 3.4 Esfuerzo de fluencia para una temperatura de 375°C

	<i>Esfuerzo de Fluencia [MPa]</i>		
<i>t</i> <i>[seg]/Dirección</i>	0°	45°	90°
10	180	163	190
50	182	172	185
100	151	144	180
200	89	108	128
400	75	75	81
500	64	68	73
1000	74	66	65
3000	65	58	63
10000	65	63	57
50000	57	60,	59

En las figuras 3.4, 3.5 y 3.6 se ilustra la variación de las propiedades mecánicas con respecto a los tiempos de recocido, a diferentes temperaturas y dirección de laminación constante. En las mismas es posible diferenciar tres etapas: en primer lugar, una región donde la propiedad mecánica (esfuerzo de fluencia) disminuye levemente con el tiempo de recocido, aspecto ya evidenciado en las figuras 3.1, 3.2 y 3.3, lo cual está probablemente asociado con el reordenamiento de dislocaciones como mecanismo básico operante en las primeras etapas para muy bajos tiempos de exposición a una temperatura dada. En segundo lugar, existe una etapa caracterizada por una reducción más significativa de la propiedad con respecto al tiempo, la cual ocurre simultáneamente con la aparición de granos libres de deformación, reemplazando paulatinamente la matriz deformada por una estructura completamente recrystalizada. Finalmente, se alcanza una etapa en la cual la propiedad tiende a hacerse constante independientemente de la temperatura y tiempo de recocido. Por otro lado se puede observar que a media que se incrementa la temperatura de recocido, la curva se desplaza hacia abajo, esta conducta es consistente en las tres direcciones estudiadas, por lo que existe una moderada dependencia por lo menos para las condiciones iniciales e intermedias de tiempo entre la propiedad mecánica y la temperatura de recocido.

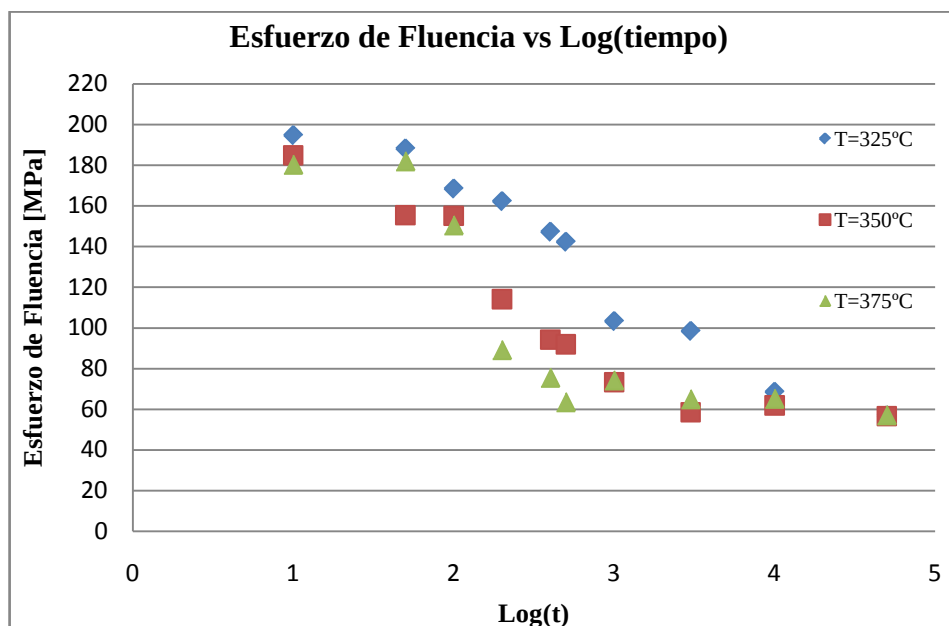


Figura 3.4 Variación de la propiedad mecánica con respecto al tiempo sentido laminación.

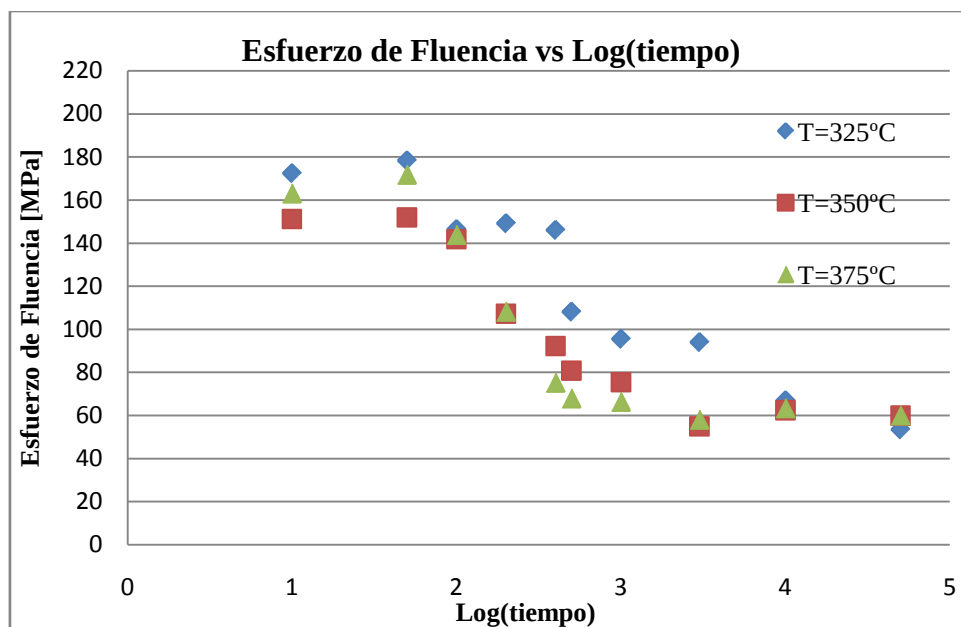


Figura 3.5 Variación de la propiedad mecánica con respecto al tiempo 45° sentido laminación.

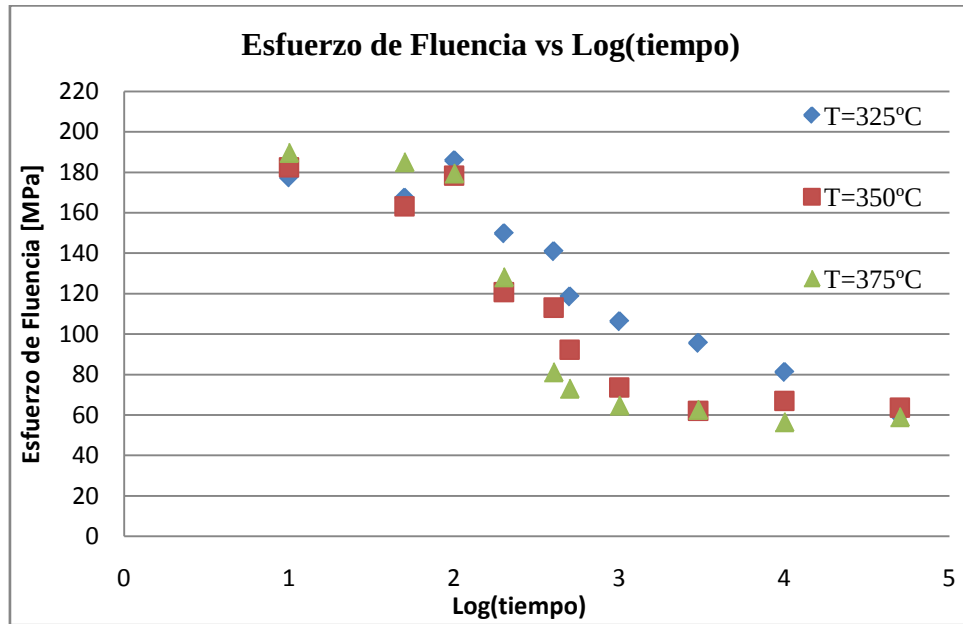


Figura 3.6 Variación de la propiedad mecánica con respecto al tiempo 90° sentido laminación.

De igual manera se construyó la curva variación de las propiedades mecánicas con respecto a los tiempos de recocido, a temperatura constante y dirección de laminación variable figuras 3.7, 3.8 y 3.9. En cada una de ellas se puede diferenciar las tres etapas anteriormente descritas, adicionalmente es de notar que la variación de las propiedades mecánicas es independiente de las tres direcciones, al solaparse las tres condiciones. Es de hacer notar que en este tratamiento de los datos, solo para la temperatura de recocido de 325 °C no se alcanza la condición de estabilización de la propiedad con el tiempo de recocido, por lo que se puede sugerir que para tratamientos a esta temperatura los tiempos utilizados no fueron suficientes para considerar que el material está completamente recristalizado.

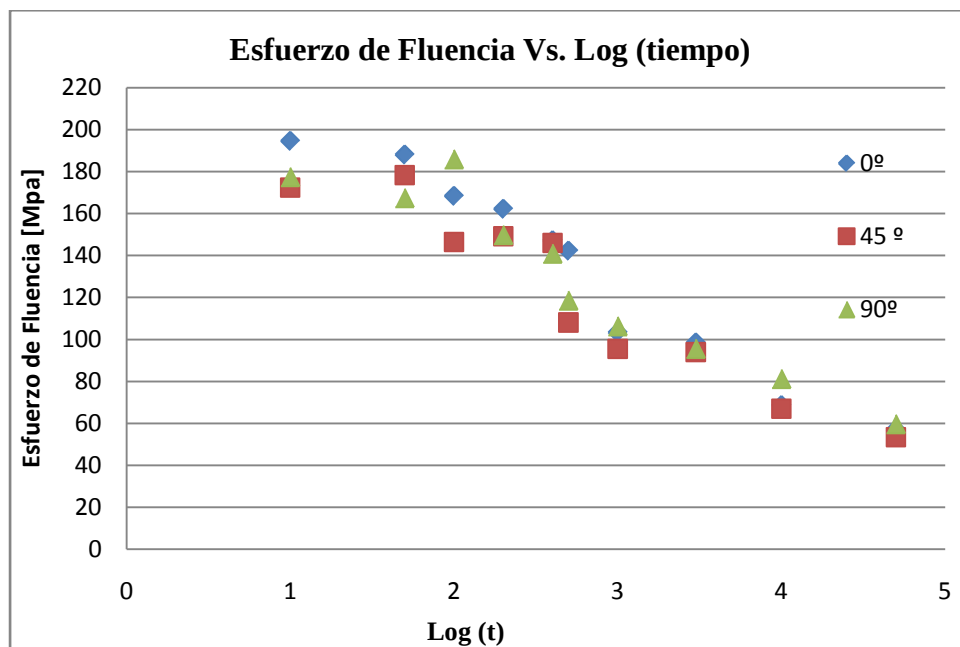


Figura 3.7 Variación de la propiedad mecánica con respecto al tiempo para una temperatura de 325°C.

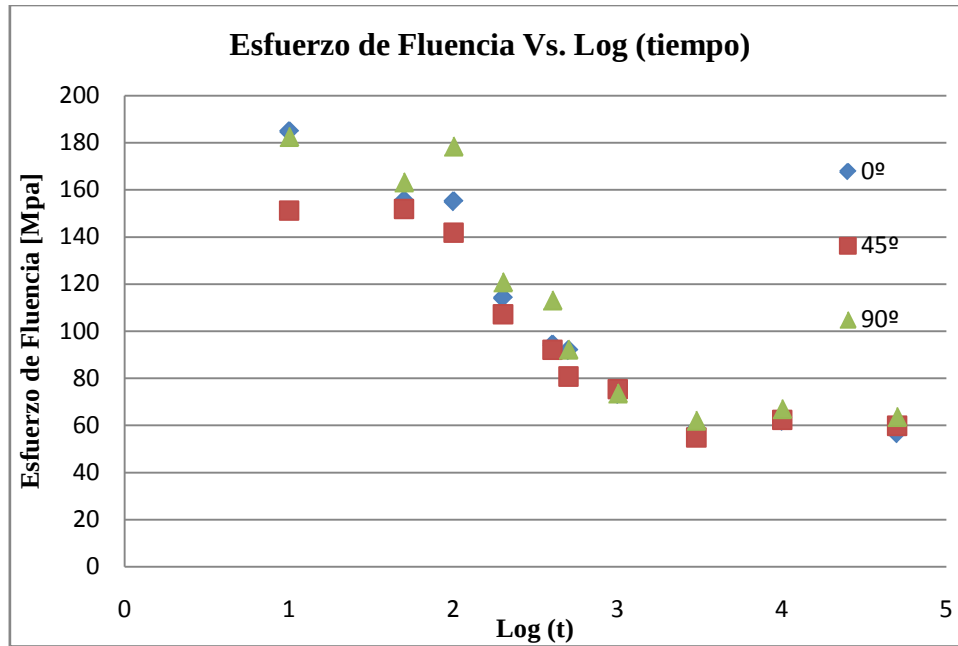


Figura 3.8 Variación de la propiedad mecánica con respecto al tiempo para una temperatura de 350°C.

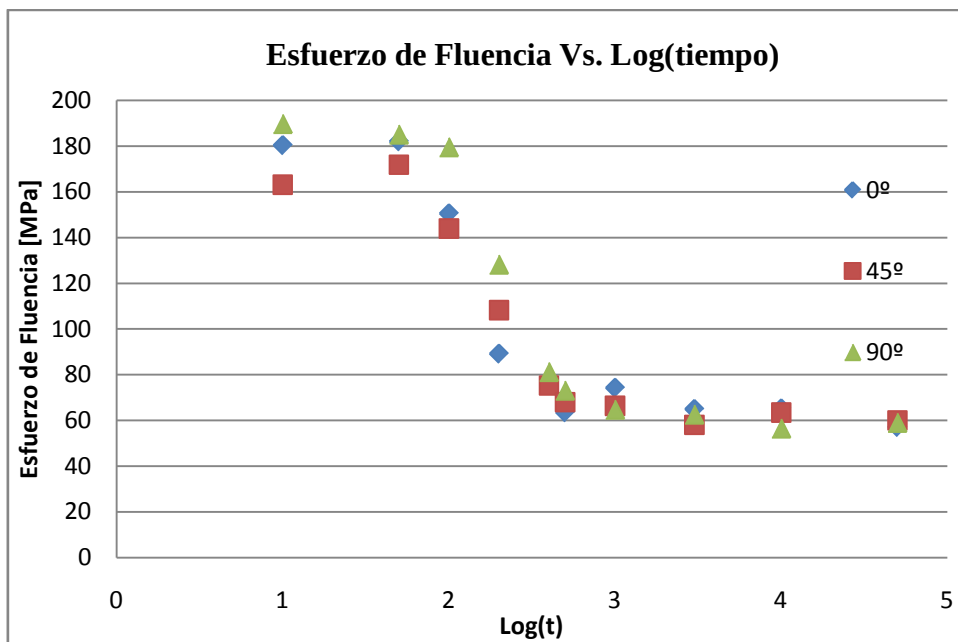


Figura 3.9 Variación de la propiedad mecánica con respecto al tiempo para una temperatura de 375°C.

Posteriormente se realizó el seguimiento de la cinética de restauración del material deformado, llevándose a cabo mediante la definición del índice de restauración definido en el capítulo anterior. En las figuras 3.10, 3.11 y 3.12, se ilustra la relación entre el índice de restauración del esfuerzo de fluencia y el tiempo de recocido a cada temperatura, para el cual se grafico en el eje de las x el $\log(\text{tiempo})$ y en el eje de las y el índice de restauración para cada una de las condiciones estudiadas. De esta forma es fácil observar que a medida que se incrementa la temperatura de recocido disminuye el tiempo para alcanzar una determinada fracción restaurada en la propiedad en cuestión. Esto podría ser, básicamente, debido a que el fenómeno de la restauración de las propiedades mecánicas de los materiales deformados y recocidos, están asociado a mecanismos de recuperación y recristalización, los cuales son significativamente dependientes de la temperatura, ya que son controlados por el fenómeno de difusión el cual no es solo activado térmicamente sino que su evolución obedece a un comportamiento de tipo arrhenius altamente dependiente de la temperatura.

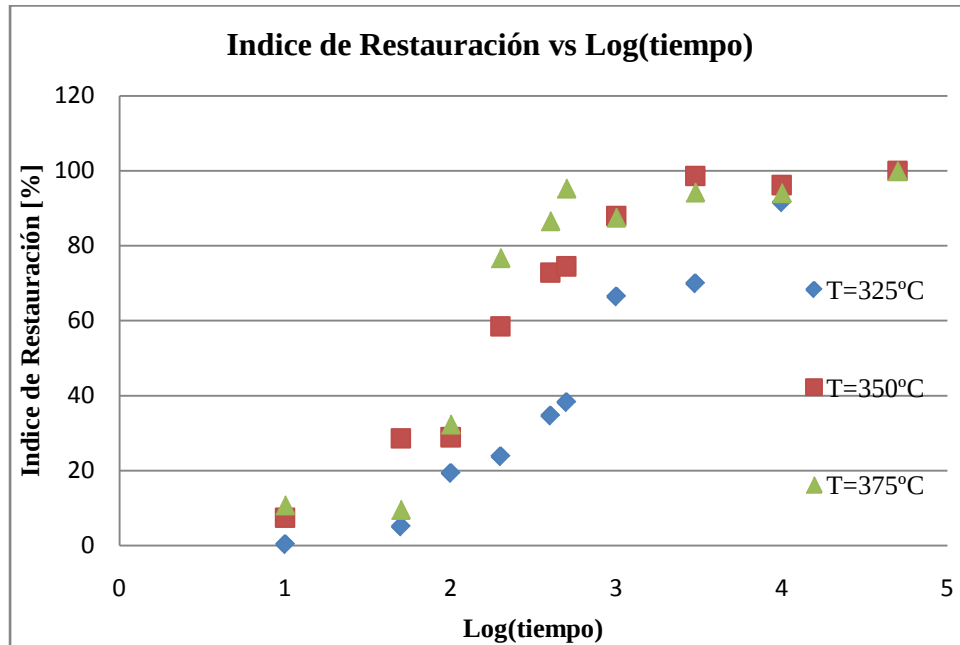


Figura 3.10 Relación entre el índice de restauración del esfuerzo de fluencia y el tiempo de recocido.
Sentido Laminación

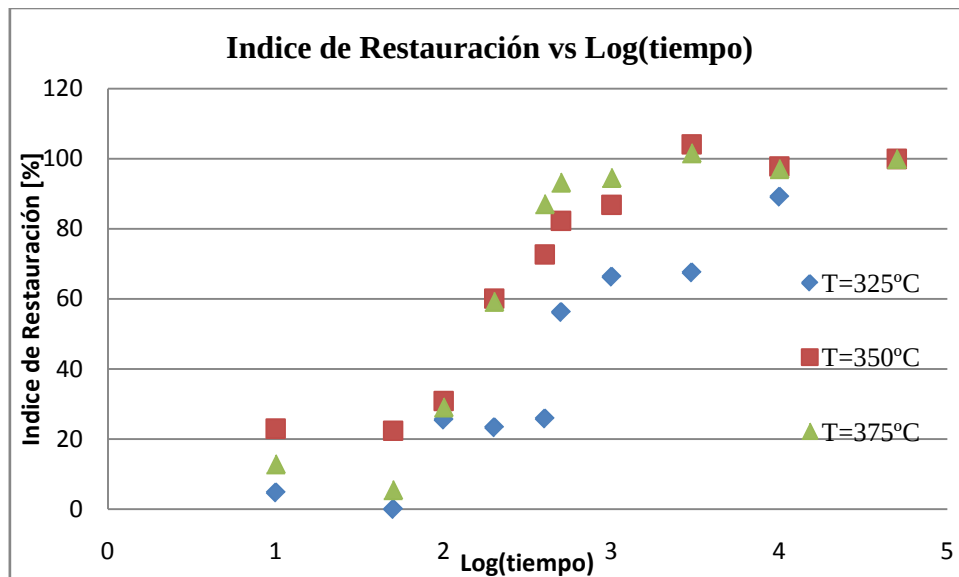


Figura 3.11 Relación entre el índice de restauración del esfuerzo de fluencia y el tiempo de recocido.
45° Sentido Laminación.

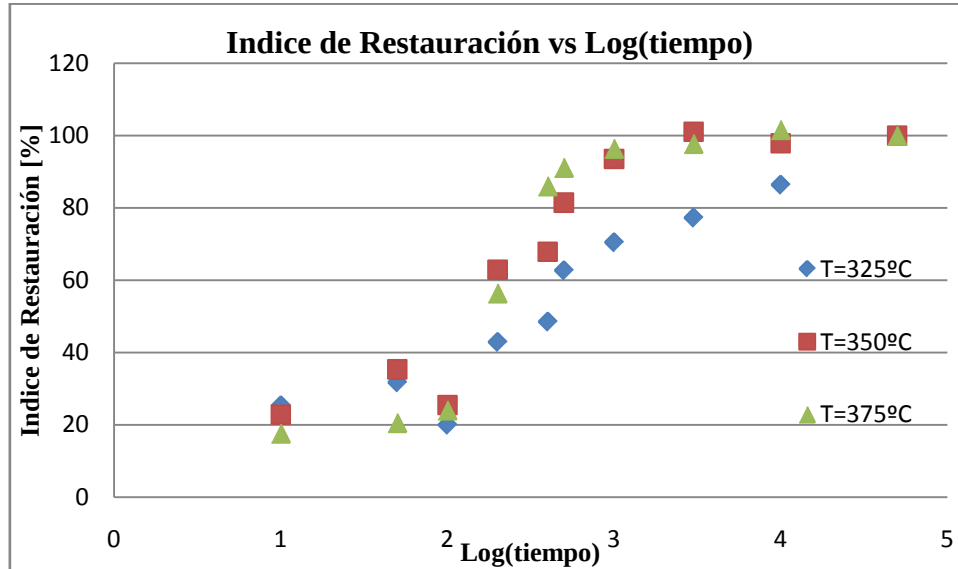


Figura 3.12 Relación entre el índice de restauración del esfuerzo de fluencia y el tiempo de recocido. 90° Sentido Laminación.

Se puede destacar que las curvas observadas presentan una forma cuasi-sigmoidal, la cual es característica de procesos en los cuales actúan mecanismo de nucleación y crecimiento, tal como el fenómeno de recristalización, lo cual sugiere que es éste el fenómeno que presenta mayor contribución al proceso de restauración de las propiedades mecánicas durante el recocido. No obstante, salvo en la condición evaluada en especímenes tomados paralelos a la dirección de laminación, se puede observar que la curva no parte de cero lo cual puede explicarse en término de la ocurrencia de la recuperación, apuntado cierto grado de restauración de la propiedad asociado esto más bien al reordenamiento de los bosques de dislocaciones en arreglos geométricos de menor energía a través de los mecanismos conocidos como poligonización. De igual manera se estableció que para una temperatura de 375°C el material presenta una mejor cinética de

recristalización. La cuantificación del efecto de la temperatura de recocido en la cinética de restauración, se llevó a cabo mediante la determinación del tiempo requerido para alcanzar diferentes fracciones restauradas para cada temperatura, asumiéndose que dicho tiempo puede expresarse como una función de la temperatura de acuerdo a una ecuación tipo arrhenius como ya fue comentado (ecuación 3.1), es decir

$$t_{rest} = A \exp\left(\frac{Q_{rest}}{RT}\right) \quad (3.1)$$

Donde t_{rest} vendría a representar el tiempo necesario para alcanzar una determinada fracción restaurada de la propiedad mecánica en cuestión, A una constante pre-exponencial, Q_{rest} la energía de activación para restauración, R la constante universal de los gases y T la temperatura absoluta. La representación gráfica del $\ln(t_{rest})$ Vs. $1/T$ daría como resultado una línea recta de pendiente Q_{rest}/R , a partir de la cual se podría determinar el valor de la energía de activación del proceso de restauración para distintas fracciones alcanzadas. Dicha representación se ilustra en las figuras 3.13, 3.14 y 3.15.

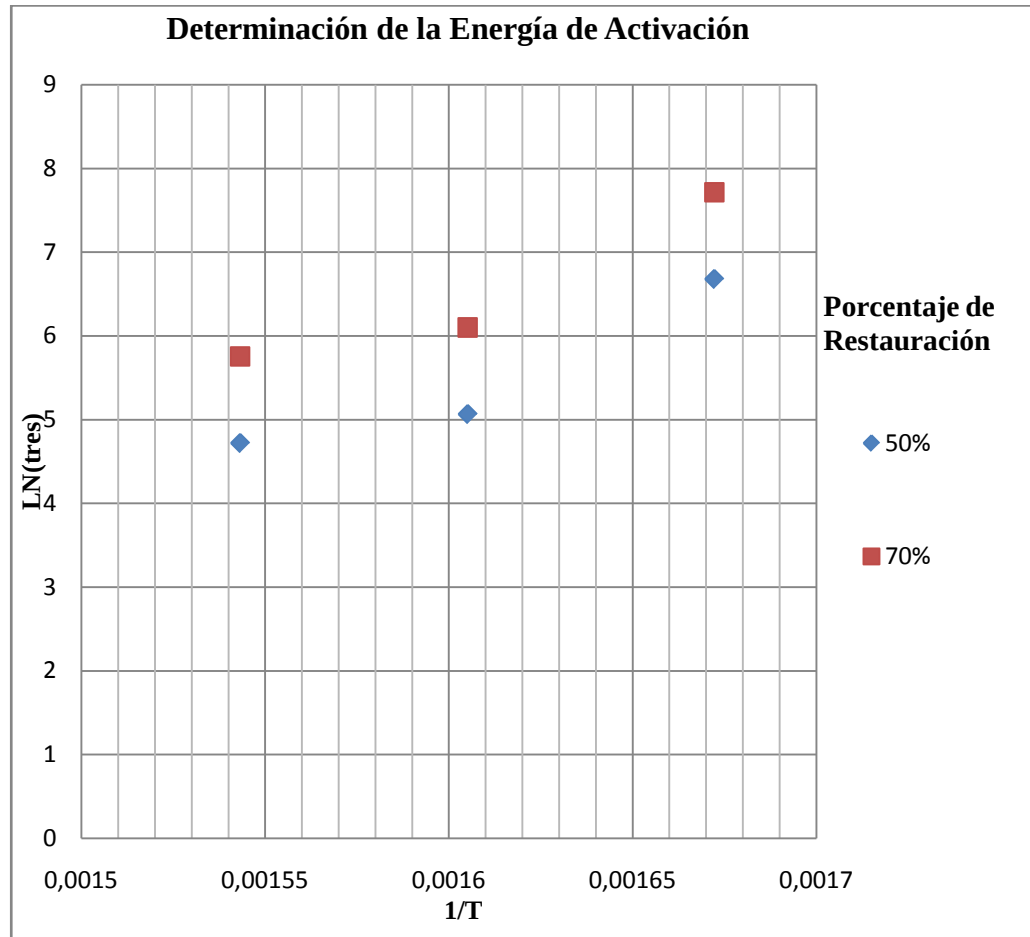


Figura 3.13 Energía de Activación. Sentido Laminación

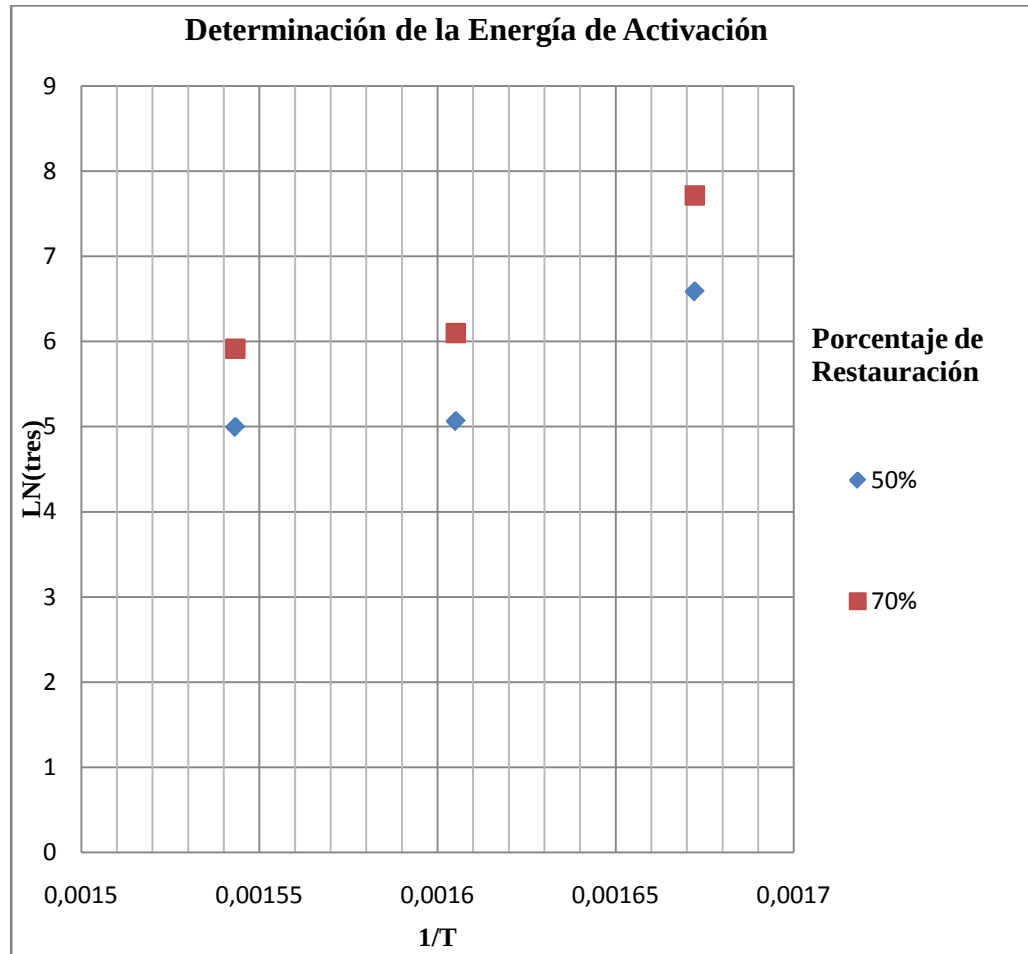


Figura 3.14 Energía de Activación. 45° respecto al Sentido Laminación

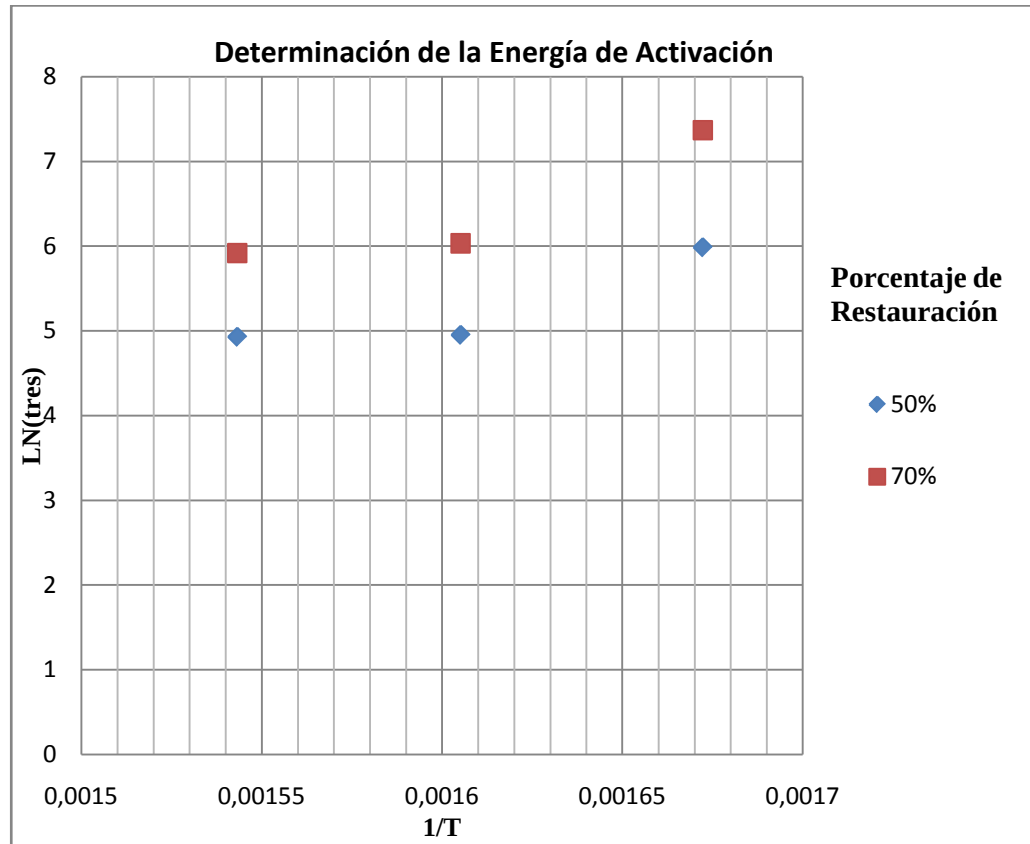


Figura 3.15 Energía de Activación. 90° respecto al Sentido Laminación

Es posible observar que las líneas de la figuras 3.13, 3.14 y 3.15 son paralelas, indicando un comportamiento similar desde el punto de vista del requerimiento energético necesario para cada porcentaje de material restaurado; diferenciándose dos etapas claramente marcadas por la pendiente de las rectas. El eje de las abscisas representa los valores de $1/T$ y el eje de las ordenadas $\ln(t_{rest})$, la primera etapa, representan las temperaturas de recocido altas, en este caso correspondientes al intervalo de temperatura 350-375 °C, mientras que la segunda etapa son a bajas temperaturas, (el intervalo de 325-350°C). Las rectas de la primera etapa presentan una pendiente menor que las de la segunda, en el cual, dicha pendiente es proporcional a la energía de activación del material.

En este primer régimen de recocido ($T > 350^{\circ}\text{C}$ y $X_{rest} > 0.5$), se presume que existe un pequeño incremento de la energía de activación desde valores de aproximadamente 20 KJmol^{-1} , para valores de X_{rest} de 0.5, hasta valores de 29 KJmol^{-1} para X_{rest} de 0.7. Por otra parte para el segundo ($T < 350^{\circ}\text{C}$) régimen el incremento de la energía de activación es más notorio, en donde para una fracción restaurada del 50% y 70% se obtuvo un valor de 172 KJmol^{-1} y 188 KJmol^{-1} respectivamente. Al comparar ambos regímenes se observa claramente un aumento de dicha energía, a medida que se disminuye la temperatura de recocido. Como se puede observar este valor es un poco mayor al valor reportado en la literatura especializada para la energía de auto difusión del aluminio, lo cual sugiere entonces que los fenómenos aquí involucrados son un poco más complejos que el reordenamiento de subestructuras por movilidad atómica.

3.3. Anisotropía

Por medio de los datos arrojados por los ensayos de tracción que se llevaron a cabo sobre las muestras, se realizaron estudios sobre la dependencia de las propiedades mecánicas a la dirección en que son medidas dichas propiedades, para lo cual se analizan los valores de anisotropía, tanto normal (R) como planar (ΔR). Estos valores son de suma importancia en el sector industrial, al servir como parámetros básicos para establecer la calidad mínima necesaria que debe tener el material para ser sometido a procesos de conformado posteriores a la laminación, como por ejemplo es el caso del embutido en la fabricación de contenedores a partir de chapas semirígidas.

El estudio de la anisotropía del material solo se realizó para la temperatura de 375°C, ya que en esta se encontró la mejor cinética de restauración. En el capítulo II se explico de manera concreta como se obtuvieron los valores de anisotropía, para luego determinar la anisotropía normal y anisotropía planar. Según la definición de la anisotropía se obtuvieron valores para cada condición estudiada, vale destacar que para obtener una mayor confiabilidad se midió el espesor del encuellamiento de la probeta en varias puntos de forma sistemática para cada una de las muestra, los cuales, nos permitieron construir la curva de espesor vs log(tiempo), representándose en el eje de las abscisa el espesor del encuellamiento y en el eje de la ordenada el log(tiempo), estas curvas se pueden apreciar en la figura 3.16 y 3.17.

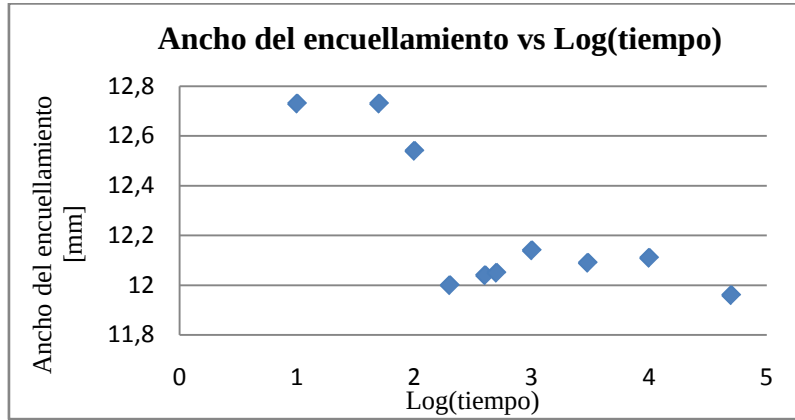


Figura 3.16 (a) Variación del ancho del encuellamiento. Sentido laminación y a 2mm de longitud del encuellamiento

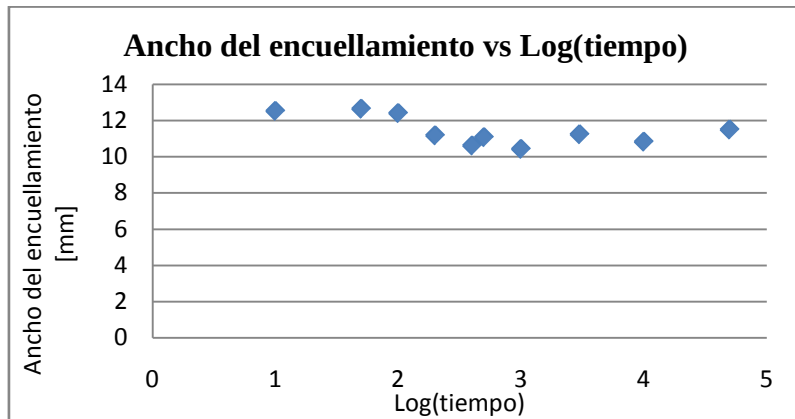


Figura 3.16 (b) Variación del ancho de encuellamiento. 45° respecto al sentido de laminación y a 2mm de longitud del encuellamiento.

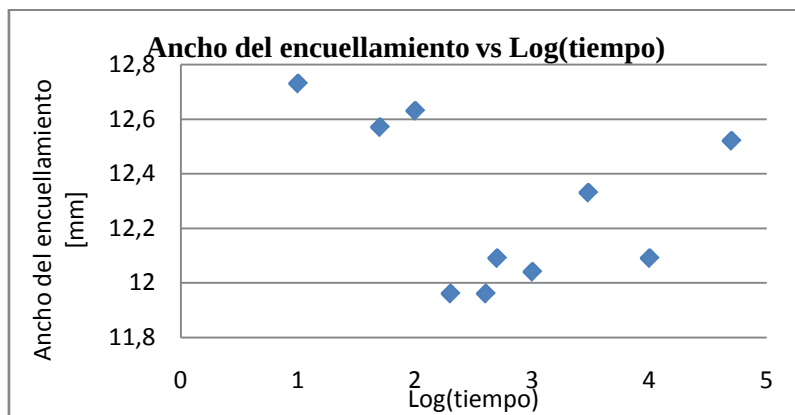


Figura 3.16 (c) Variación del ancho del encuellamiento. 90° respecto al sentido de laminación y a 2mm de longitud del encuellamiento.

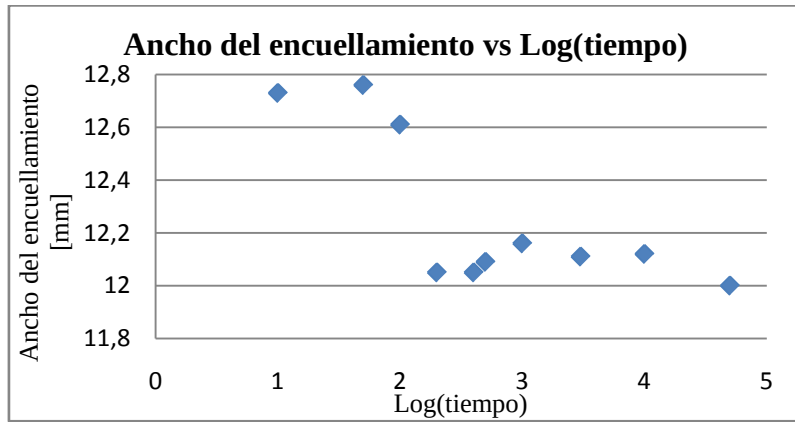


Figura3.17 (a) Variación del ancho del encuellamiento. Sentido laminación y a 5mm de longitud del encuellamiento

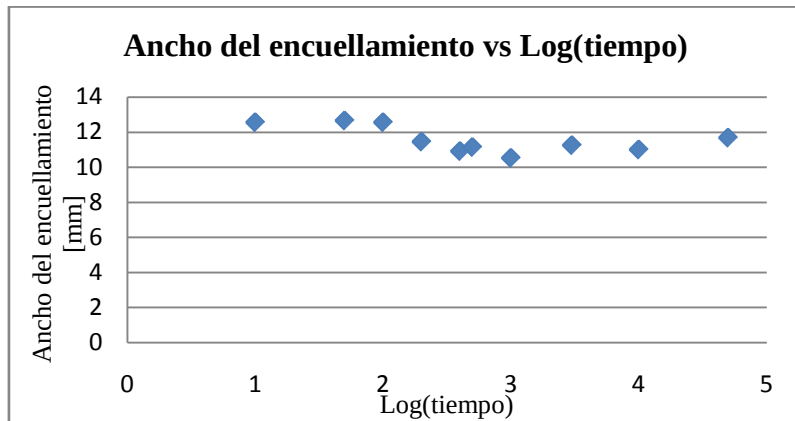


Figura 3.17 (b) Variación del ancho del encuellamiento. 45° respecto al sentido de laminación y a 2mm de longitud del encuellamiento.

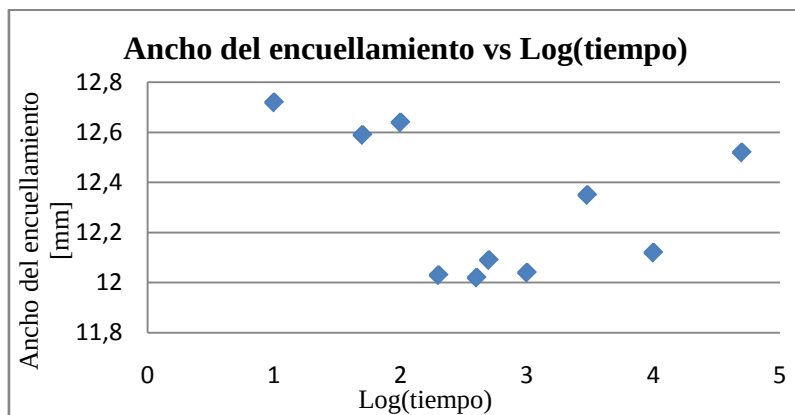


Figura 3.17 (c) Variación del ancho del encuellamiento. 90° respecto al sentido de laminación y a 2mm de longitud del encuellamiento.

En la figuras anteriormente mostradas, podemos observar que el comportamiento que experimenta la variación del ancho de la probeta como función del tiempo de tratamiento para cada dirección de toma de muestra, sugiere que existe una dependencia funcional consistente ya que para todo los casos la variación del ancho del espécimen como consecuencia de la compensación geométrica que sufre el material para garantizar la conservación de volumen aumenta en la medida que aumenta el tiempo de exposición del material a elevada temperatura, comportamiento que pareciera ser lógico ya que el material experimentara una mayor elongación en la medida que sus propiedades son restauradas, de manera que esperaríamos una mayor reducción en el valor del ancho. Otro aspecto que también se aprecia en las graficas es el hecho notorio por lo menos para las dos primeras direcciones y en especial para las muestras tomadas a 0 grados con respecto a la dirección de laminación, que existe un cambio brusco para una condición de tiempo particular, en la variación del ancho del espécimen, lo cual sugiere que aquí también se ve reflejado el efecto que produce la ocurrencia de la recuperación previa que da paso a la recrystalización para finalmente entrar en una etapa insipiente de crecimiento de grano evidenciado en la zona de la curva en donde no se aprecia mayores cambios para los últimos tiempos de tratamiento. Para el caso de las muestras tomadas a 90 grado, si bien es cierto que se mantiene la tendencia general de disminución del ancho con el tiempo de recocido esta tendencia es menos clara a pesar que es consistente en todas las distancias en las cuales fue evaluada.

En las figuras 3.18 y 3.19 se representa gráficamente la anisotropía normal vs $\log(\text{tiempo})$ y anisotropía planar vs $\log(\text{tiempo})$ respectivamente, representándose en el eje de las abscisa la anisotropía y en el eje de la

ordenada el $\log(\text{tiempo})$.

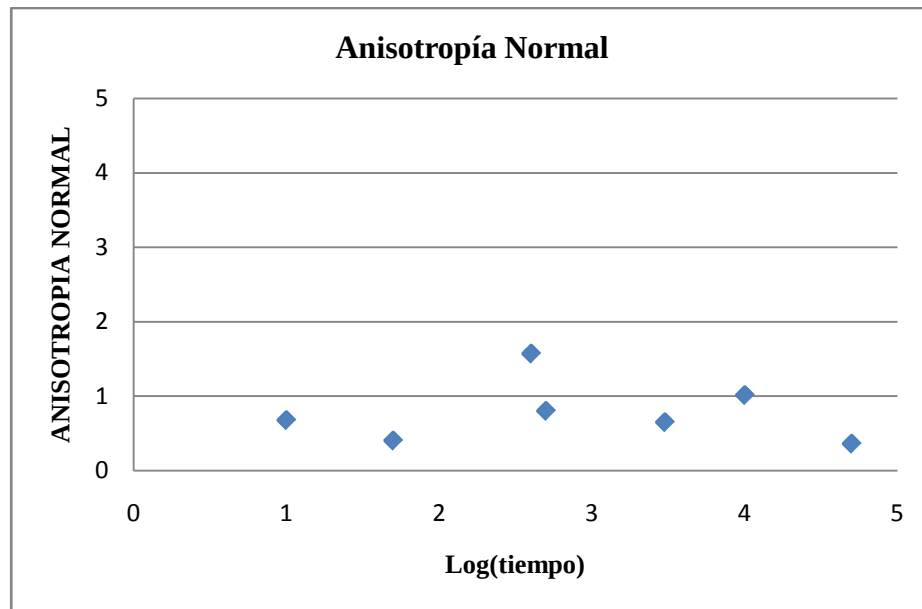


Figura 3.18 Variación de la anisotropía normal con respecto al tiempo

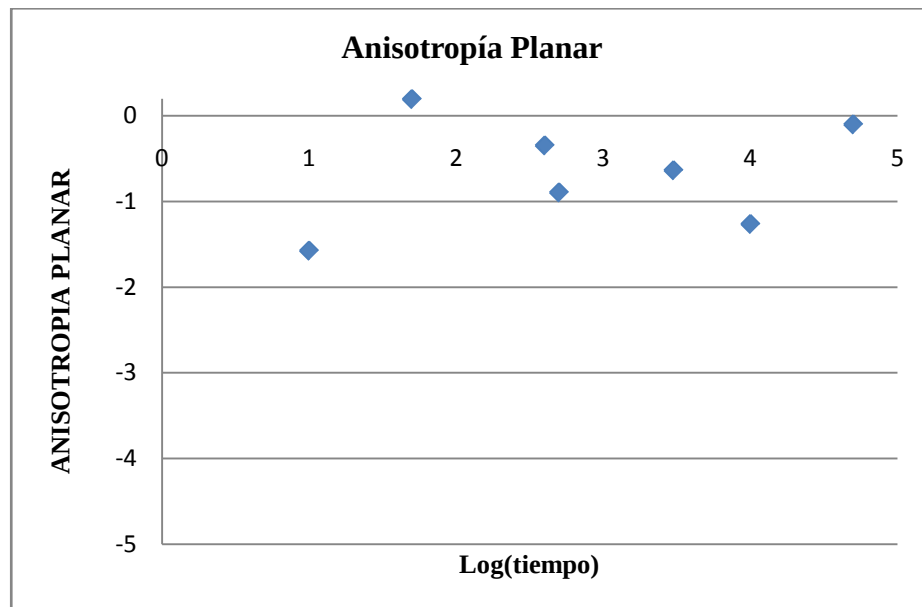


Figura 3.19 Variación de la anisotropía normal con respecto al tiempo

Un valor de anisotropía normal (R), cercano a uno, indica una alta resistencia al adelgazamiento, lo cual tiene una especial importancia en el caso de los procesos de embutición profunda. En el aluminio se tiene una buena embutibilidad para valores de R comprendidos entre 0,4 y 1,0 (Dieter), por cual, según los resultados obtenidos (tabla 3.5), se tiene una buena embutibilidad en el material. Por otra parte al observar la figura 3.18, se establece que la variación de la anisotropía normal es independiente de la cinética de restauración.

Tabla 3.5. Anisotropía Normal y Planar

Tiempo de Recocido [seg]	Anisotropía Normal	Anisotropía Planar
10	0,678519264	-1,575774758
50	0,404910183	0,192495332
400	1,570331864	-0,348002785
500	0,802664922	-0,896046281
3000	0,650865586	-0,637842056
10000	1,014129841	-1,26474461
50000	0,363148343	-0,102462031

La otra propiedad que se puede destacar es la anisotropía planar, que al igual que la normal, es muy importante en la escogencia de los materiales idóneos para procesos de embutición profunda, ya que por medio de ella es posible anticipar el orejamiento. Mientras menor sea la anisotropía planar menor será la posibilidad de orejamiento. En la tabla 3.5 se puede observar que para la mayoría de los tiempos de recocido el valor de la anisotropía oscilan entre cero y uno, variando entre positivos y negativos, en donde, para valores negativos de esta anisotropía indican un posible orejamiento a 45° del sentido de deformación, mientras que los valores positivos lo indican a 0 y 90°. Por otra

parte la figura 3.19 indica de igual forma que la variación de la anisotropía planar es independiente de la cinética de restauración.

3.4. Ensayo Metalográfico

Por último se realizó el análisis de la cinética de recristalización, sin embargo está claro, que la única cara que es posible observar, en láminas con estos espesores, es la superficial, y aquí la microscopia óptica o con las técnicas convencionales se hace imposible distinguir, para un tiempo de recocido determinado, los granos que nuclean y crecen gracias al proceso de recristalización de aquellos que no. No obstante, es posible hacer dicho estudio, asumiendo que la variación de las propiedades mecánicas, es proporcional a la variación microestructural que experimenta el material como consecuencia de la ocurrencia de la recristalización. Hacer este análisis ofrece, dada la imposibilidad antes mencionada, una muy buena aproximación a la cinética de recristalización que se desarrolla en el material a medida que es recocido. Aunque cabe destacar que asumir dicha igualdad no es exacto debido a que estudios realizados [17,19] han comprobado un comportamiento no lineal entre ambas fracciones, la de restauración y la de recristalización, lo cual se puede explicar tomando en cuenta el hecho de que la recuperación opera continuamente durante el recocido en las regiones no recristalizadas del material, siendo así mayor la restauración de las propiedades mecánicas que la recristalización de la microestructura.

Entonces, tomando la fracción restaurada igual a la fracción volumétrica recristalizada es posible determinar ciertos parámetros relacionados con la cinética de recristalización, a partir de la presunción de un comportamiento tipo J.M.A.K., de acuerdo a la expresión (ecuación 3.2):

$$X_v = 1 - \exp[-K_2 t^m] \quad (3.2)$$

En este caso X_v representa la fracción volumétrica recristalizada, t el tiempo de exposición al tratamiento térmico, K_2 una constante que depende de la energía interna del material y m el coeficiente de Jhonson-Mehl-Avrami-Kolmogorov, el cual está asociado a la pendiente de la recta que teóricamente surge de graficar $\log (\ln (1/(1-X_v)))$ Vs. $\log t$. mostradas en la figura 3.20, en esta figura, se aprecia claramente que el coeficiente (m) o la pendiente resultante aumenta a medida que la temperatura incrementa, pudiendo inferir que este coeficiente está asociado fuertemente al cambio microestructural del material recocido.

Los valores obtenidos para cada exponente a las temperaturas de 325, 350 y 375 °C se muestran en entre 0 y 1. Lo que sugiere un proceso de nucleación para la recristalización más bien asociado a los límites de grano y no a la partícula de fase secundaria.

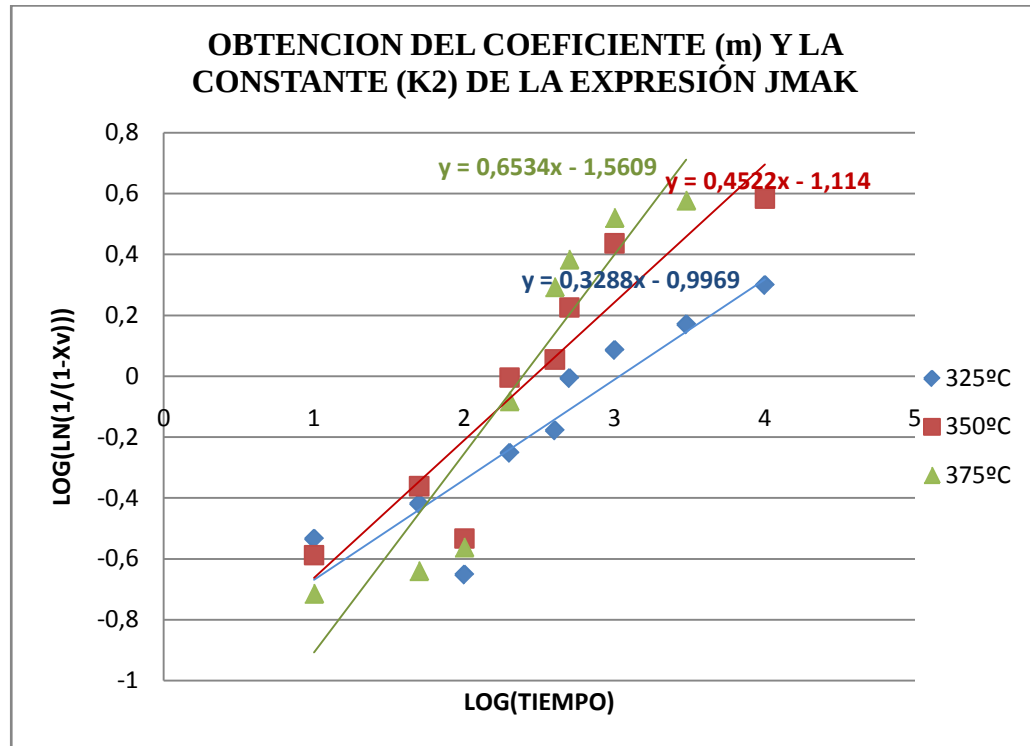
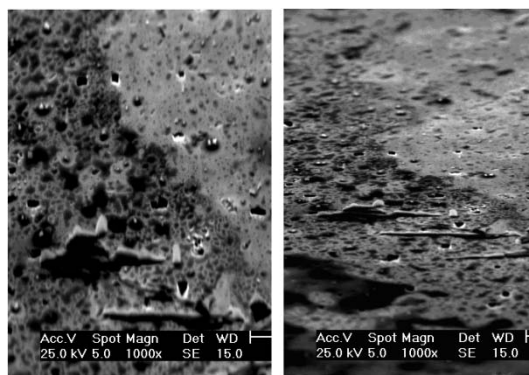


Figura 3.20

Por último se trato de establecer la evolución microestructural durante los recocidos a las distintas temperaturas evaluadas, por medio de la técnica de difracción de electrones retrodispersados en microscopía electrónica de barrido. Las imágenes que se muestran en la figura 3.21, representan las superficies del semirigido electropulido, en el modo de imagen de electrones secundarios, (a) está tomada en el plano horizontal y luego al inclinarla 70° (b), respecto a la normal del plano, sobre el cual inciden los electrones provenientes de la fuente primaria o cañón, posición que favorece la obtención del patrón en la pantalla de fósforo ubicada detrás de las lentes de la cámara de EBDS.



(a) (b)

Figura 3.21 Imagen de la muestra (a) plano horizontal (b) plano inclinado 70°

Sobre las imágenes obtenidas en electrones secundarios se procedió entonces a tomar los patrones de Kikuchi y luego estos son indexados, básicamente estos índices representan la orientación de cada plano de las muchas direcciones cristalinas. La figura 3.22 representa el lugar tomado para la difracción de patrones de la muestra de 10.000 segundos.

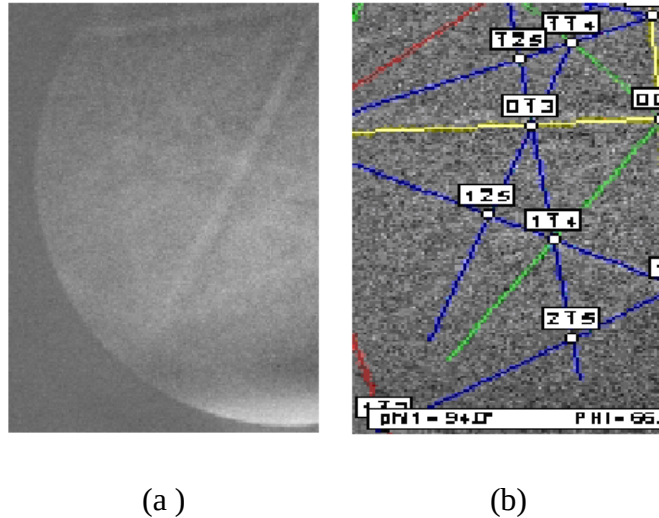


Figura 3.22 (a) Patron de Kikuchi en la muestra (b) Patron de Kikuchi indexado

Una vez indexados los patrones y fijando la condición del valor del ángulo que definirá la presencia de un límite de alto ángulo para el caso de la estructura de grano o de bajo ángulo para identificar subestructuras persistentes en el material, se procedió a realizar el barrido en donde automáticamente el equipo compara los ángulos entre las direcciones fijadas en cada punto del barrido y con la condición angular fijada se podrá establecer o generándose una imagen electrónica que revela la estructura de grano del material en base a la determinación de su orientación cristalográfica. En el conjunto de imágenes mostradas en la figura 3.23, se aprecia claramente como la fracción planimétrica de granos recristalizados incrementa con el tiempo de recocido, hasta alcanzar una estructura totalmente recristalizada para un tiempo de 5000 segundos. De las fotomicrografías también podemos observar que el fenómeno de recristalización se ha dado de forma inhomogénea, existen zonas, en una

misma imagen altamente recristalizadas y en otras regiones prevalecen las texturas altamente deformadas, sin embargo es conveniente destacar que este comportamiento es solo para los especímenes parcialmente recristalizados ya que para la condición del material totalmente restaurado la morfología del grano a demás de ser básicamente equiaxial, tiene una excelente distribución de tamaños

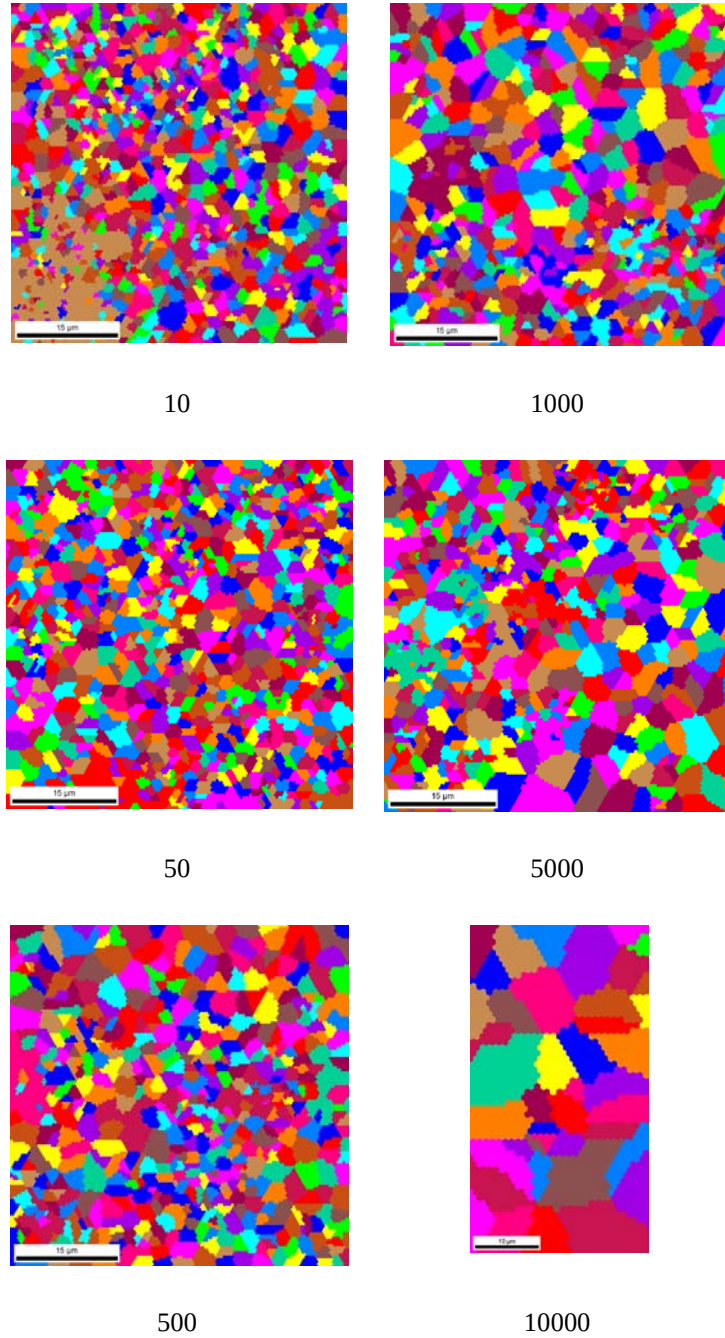


Figura 3.23 Imágenes microestructurales del material a diferentes tiempos de recocido a 375°C.

CONCLUSIONES

1. El cambio de las propiedades no sigue en todo momento una tasa de evolución de la propiedad constante, de hecho existe un salto brusco en la variación de la propiedad como consecuencia del tiempo de permanencia en el horno.
2. La variación de las propiedades mecánicas es independiente de las tres direcciones, al solaparse las tres condiciones.
3. A medida que se incrementa la temperatura de recocido disminuye el tiempo para alcanzar una determinada fracción restaurada en la propiedad en cuestión, ya que son controlados por el fenómeno de difusión el cual no es solo activado térmicamente sino que su evolución obedece a un comportamiento de tipo arrhenius altamente dependiente de la temperatura. Siendo la temperatura de 375°C la que presenta una mejor cinética de recristalización.
4. En el intervalo de temperatura estudiado se puede identificar claramente dos regiones en el comportamiento de restauración de propiedades mecánicas del material: una primera etapa para temperaturas menores a 350 °C, en la cual la energía de activación alcanza valores de aproximadamente 188 KJmol⁻¹ mientras que para temperaturas mayores a 350 °C alcanzo un valor de 29 KJmol⁻¹
5. El material deformado tiene una buena embutibilidad al encontrarse que el valor de anisotropía normal (R), se mantiene aproximadamente constante oscilando entre 0,7 y 1,15. Además los valores de la anisotropía planar (ΔR) al encontrarse al encontrarse valores negativos y cercano a cero, indican que el material pareciese no ser muy propenso a desarrollar orejamiento en procesos de embutición posteriores a la laminación.

6. Es factible obtener chapas semirígidas de aluminio omitiendo la aplicación de recocido intermedio en la línea de producción.

RECOMENDACIONES

1. Para la temperatura de recocido de 325 °C no se alcanza la condición de estabilización de la propiedad con el tiempo de recocido, por lo que se puede sugerir que para tratamientos a esta temperatura se debe aumentar los tiempos utilizados para que el material este completamente recristalizado.
2. Pulir las muestras en fechas cercanas a la realización del ensayo de Microscopia Electrónica de Barrido, con el fin de evitar la formación de la capa de oxido y poder tomar patrones de difracción de electrones retrodispersados lo más claro posible.
3. Realizar estudios sobre la conformabilidad de productos planos de aluminio en términos del proceso termo mecánico.
4. Realizar estudios sobre la influencia de la temperatura de recocido en la embutibilidad de chapas de una aleación de aluminio.

REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] Barrand, Pierre, Gadeau, Robert. (1967). Enciclopedia del Aluminio: Producción del aluminio Ediciones urmo vol 1 29p
- [2] Casting Aluminium Alloys (1960). Reunolds Metals Company. Atlanta, U.S.A. 128p. Torres T. (2006). Caracterización de la aleación de aluminio AA8011 proveniente de colada continua de doble rodillo, sometida a un recocido de estabilización. Trabajo Especial de Grado. Universidad Central de Venezuela. Escuela de Ingeniería Metalúrgica, Caracas.
- [3] Handbook of Aluminium (1957). Aluminium company of Canada LTD. Canada
- [4] Estanislao M. 2008 Aplicaciones del aluminio. Revista Aruhys [revista en línea]. Disponible <http://www.aruhys.com/arquitectura/aluminio/icaciones.html>. [Consulta 2009 julio10]
- [5] Barrand, Pierre, Gadeau, Robert (1972). Enciclopedia del Aluminio: Utilizacion del aluminio y sus aleaciones Ediciones urmo vol 6 11-12
- [6] The Aluminium Association (2006). *International alloy designations and chemical composition limits for wrought aluminum and wrought aluminum alloys* [Documento en línea] Disponible <http://www.aluminum.org/Content/Na>

[vigationMenu/TheIndustry/IndustryStandards/Tealsheets2006.pdf](#)

[Consulta: 2008, Mayo 2].

- [7] Carneiro R. R. (1989). *El aluminio fabricación de sus aleaciones y proceso de fabricación de semiproductos*. Trabajo especial de grado. Universidad Central de Venezuela. Escuela de Ingeniería Metalúrgica, Caracas.
- [8] Mondolfo L.F. *Aluminium alloys: Structure and properties*, Butter Worths, London.
- [9] Daroqui F., Gutierrez C. (1986). *Aleación 6063*. Trabajo especial de grado. Universidad Central de Venezuela. Escuela de Ingeniería Metalúrgica, Caracas.
- [10] *Aluminium standards and data*, The aluminium association, March 1979.
- [11] Kalpakjian S, Schmid S. (2002). *Manufactura, ingeniería y tecnología*. México, Pearson Educación.
- [12] Solano B., y Gonzalez E. (1997). *Obtención de láminas de aluminio por el proceso de colada continua*. VI Panel Técnico Internacional del Procesamiento del Aluminio y Exposición. Aluder. 79-86.
- [13] Gundlach C., Pantleon W., Lauridsen E. M., Margulies L., Doherty R. D. y Poulsen H. F. (2003). Direct observation of subgrain evolution during recovery of cold-rolled aluminium. *Elsevier science*. [Revista en línea]. Disponible: <http://www.sciencedirect.com/html>. [Consulta: 2008, Marzo 10].

- [14] <http://www2.ing.puc.cl/icmcursos/metalurgia/apuntes/cap2/21/>
[consulta: 2009, septiembre 20]
- [15] Fawzy A. (2008). Effect of grain diameter, strain rate and deformation temperature on the work hardening characteristics of Al–0.86 wt%Mn–0.28 wt%Fe. *Materials Science and Engineering*. [Revista en línea]. Disponible: <http://www.sciencedirect.com/html>. [Consulta: 2008, Marzo 15].
- [16] Verhoeven, J.D. (1987). *Fundamentos de metalurgia física*. Editorial Limusa. México D.F., 347 p.
- [17] Bay B. and Hansen M. (1992). Recrystallization in commercially pure aluminum. *Materials Science and Engineering*. [Revista en línea]. Disponible: <http://www.sciencedirect.com/html>. [Consulta: 2008, Marzo 16].
- [18] Puchi E.S., Carrillo A. y Castro G. (1995). Recristalización de la aleación comercial Al-1% Mn, durante la aplicación de secuencias múltiples de deformación en frío y recocido. *Investigación y Postgrado*, 10(1), 90-110.
- [19] Villalobos, C. y Piñeiro A. (1992). *Efecto de la temperatura de Recocido en la cinética de recristalización de una aleación comercial de aluminio 8011-M*. Trabajo Especial de Grado. Universidad Central de Venezuela. Escuela de Ingeniería Metalúrgica, Caracas.
- [20] Bay B. and Hansen M. (1981). Initial stages of recrystallization in aluminium containing both large and small particles. *Elsevier science*. [Revista en línea]. Disponible: <http://www.sciencedirect.com/html>. [Consulta: 2008, Marzo 20].

- [21] Puchi E.S., Romero G. y Camacho J. (1986). Aspectos sobre la recristalización de la aleación comercial Al-1% Mn, Deformada bajo condiciones de trabajo en frío. *Investigación y Postgrado*, 10(2), 30-50.
- [22] Sandstrom R. (1992). On recovery of dislocation in subgrains and subgrain coalescence. *Surface Science*. [Revista en línea]. Disponible: <http://www.sciencedirect.com/html>. [Consulta: 2008, Abril 17].
- [23] Song X. y Rettenmayer M. (2006). Modeling recrystallization in a material containing fine and coarse particles. *Computational Materials Science*. [Revista en línea]. Disponible: <http://www.sciencedirect.com/html>. [Consulta: 2008, Abril 20].
- [24] Quadir M.Z., Al-Buhamad O., Bassman L. and Ferry M. (2007). Development of a recovered/recrystallized multilayered microstructure in Al alloys by accumulative roll bonding. *Elsevier Science*. [Revista en línea]. Disponible: <http://www.sciencedirect.com/html>. [Consulta: 2008, Mayo 10].
- [25] Humppreys F. J. (1986). Nucleation of recrystallisation in metals and alloys with large particles. *Materials and Design*. [Revista en línea]. Disponible: <http://www.sciencedirect.com/html>. [Consulta: 2008, Abril 26].
- [26] Yakonin A.A., Osipov I.I., Tkach V.I. and Lysenko A.B. (1977). Metal Metalloved. *Computational Materials Science*. [Revista en línea]. Disponible: <http://www.sciencedirect.com/html>. [Consulta: 2008, Abril 21].