

TRABAJO ESPECIAL DE GRADO

**Estudio sobre la conformabilidad de productos planos de aluminio en  
términos del procesamiento termomecánico primario**

Presentado ante la Ilustre  
Universidad Central de Venezuela  
Por los bachilleres  
Arzola., Orlando.  
Yibrin G., Sergio J.  
Para optar al Título de  
Ingeniero Mecánico

Caracas 2009

TRABAJO ESPECIAL DE GRADO

**Estudio sobre la conformabilidad de productos planos de aluminio en  
términos del procesamiento termomecánico primario**

TUTOR ACADÉMICO: Prof. Crisanto J. Villalobos G.

Presentado ante la Ilustre  
Universidad Central de Venezuela  
Por los bachilleres  
Arzola., Orlando.  
Yibrin G., Sergio J.  
Para optar al Título de  
Ingeniero Mecánico

Caracas 2009



Caracas, 13 de noviembre de 2.009

## ACTA

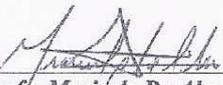
Los abajo firmantes, Miembros del Jurado Examinador designado por el Consejo de Escuela de Ingeniería Mecánica para evaluar el Trabajo Especial de Grado presentado por los bachilleres:

**SERGIO YIBRIN G. y ORLANDO ARZOLA**

*Titulado:*

**“ESTUDIO SOBRE LA CONFORMABILIDAD DE PRODUCTOS PLANOS DE ALUMINIO EN TERMINOS DEL PROCESAMIENTO TERMOMECANICO PRIMARIO**

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

  
Prof. Maricely De Abreu  
Jurado



Prof. Crisanto Villalobos  
Tutor

  
Prof. José Gregorio La Riva  
Jurado

**Arzola A., Orlando A. y Yibrin G., Sergio J.**

**“Estudio sobre la conformabilidad de productos planos de aluminio en términos del procesamiento termomecánico primario”**

**Tutor Académico: Crisanto Villalobos. Caracas, U. C. V. Facultad de Ingeniería, Escuela de Ingeniería Mecánica. 2009. 93 Pág.**

Aleación 8011, Restauración de Propiedades Mecánicas, Recristalización.

**Resumen:** En el presente trabajo se estudió la conformabilidad de productos planos de aluminio en términos del procesamiento termomecánico primario. A tal efecto se estableció la correspondiente evolución de las propiedades mecánicas y la cinética de restauración de las mismas. Para esto se utilizaron tres condiciones de deformación de una chapa proveniente del proceso de laminación de CVG ALUCASA, tratadas térmicamente a una temperatura constante con diferentes intervalos de tiempo, para luego ser ensayadas a tracción.

Se analizaron los resultados obtenidos a fin de hacer un seguimiento a la evolución de las propiedades mecánicas según la duración del tratamiento térmico. De esta forma se logró obtener que la cinética de restauración presenta una menor dependencia con el grado de deformación en la medida que la deformación acumulada es mayor. Lo cual se ha explicado en términos de la energía interna almacenada en el material.

**Arzola A., Orlando A. & Yibrin G., Sergio J.**

**“Study of the conformability of plane products of aluminium in terms of termomechanical primary process”**

**Academic tutor: Crisanto Villalobos. Caracas, U. C. V. Engineering faculty, School of mechanical engineering. 2009. 93 Page.**

Alloy 8011, Restoration of the mechanical properties, Recrystallization.

**Resume:** In the present work was studied the conformability of plane products of aluminium in terms of the termomechanical primary process. For this purpose was established the correspondig evolution of mechanical properties and the cinetic restoration. For do that, it was used three deformation condition of an aluminium sheet, which was provide from CVG ALUCASA lamination process, this sheets were thermally treated in a constant temperature with differents intervals of time, then the specimens was tested by traction.

It was analyzed the results of the traction test to monitoring the evolution of the mechanical properties according of thermally treat duration. Because of that was got that the cinetic restoration presented a lower dependece with the deformation degree insofar than the accumulated deformation is higher. Wich was explained in terms of the accumulated internal energy in the material.

## **DEDICATORIA**

A Dios, por permitirnos llegar hasta aquí y ser tan bondadoso con nosotros.

A nuestras familias, por querer siempre lo mejor para nosotros.

Al profesor Crisanto Villalobos, por ofrecerse voluntariamente y haber dedicado parte de su tiempo en ser el tutor de este proyecto.

A nuestro futuro, que tenemos la seguridad que será lleno de éxitos y prosperidad.

## **AGRADECIMIENTOS**

Primero que todo gracias a Dios, porque sin Él nada de esto hubiera sido posible.

A nuestros padres y abuelos, por habernos apoyado en todo el recorrido de nuestra carrera universitaria.

A la casa que vence la sombra, la Universidad Central de Venezuela, por habernos acogido en su seno, por darnos educación, y por permitirnos vivir una de las etapas más hermosas de nuestras vidas en sus instalaciones.

Al profesor Crisanto Villalobos, que más allá de ser nuestro tutor, fue un compañero más en este trabajo especial de grado.

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

## ÍNDICE GENERAL

<b>INTRODUCCIÓN .....</b>	<b>1</b>
<b>CAPÍTULO I.....</b>	<b>4</b>
<b>MARCO TEÓRICO .....</b>	<b>4</b>
1.1. Generalidades del aluminio y sus aleaciones .....	4
1.1.1. Propiedades del aluminio .....	4
1.1.2. Las aleaciones de Aluminio .....	6
1.2. Generalidades de la aleación AA8011 .....	7
1.3. Proceso Productivo de CVG-ALUCASA .....	9
1.3.1. Área de Fundición:.....	10
1.3.2. Área de Colada.....	12
1.3.2.1. Horno de Retención .....	12
1.3.2.2. Sistema de Desgasificación y Filtraje.....	13
1.3.2.3. Máquina de Colada .....	16
1.3.2.4. Cizalla y Embobinadora.....	20
1.3.3. Área de Laminación Gruesa.....	21
1.3.3.1. Laminador Primario.....	22
1.3.3.2. Recocido Intermedio.....	23
1.3.3.3. Niveladora de Tensión .....	24
1.3.3.4. Laminador Intermedio .....	25
1.3.4. Área de Laminación Fina:.....	26
1.3.4.1. Dobladora.....	26
1.3.4.2. Laminador 11 y Laminador 8 .....	27
1.3.4.3. Separadoras y Cortadoras .....	28
1.3.4.4. Hornos de Recocido final .....	28
1.3.5. Área de Acabado y Empaque.....	29
1.4. Recocido .....	29
1.5. Recuperación .....	30

1.5.1.	Mecanismos de recuperación .....	30
1.5.2.	Crecimiento de subgranos .....	31
1.5.3.	Aglutinación de subgranos .....	31
1.5.4.	Poligonización.....	32
1.5.5.	Cinética de recuperación .....	33
1.6.	Recristalización .....	34
1.6.1.	Mecanismos de nucleación para la recristalización .....	35
1.6.2.	La formación de núcleos por medio del crecimiento de subgranos .....	36
1.6.3.	El crecimiento de los núcleos en la zona de deformación .....	37
1.6.4.	El crecimiento de los núcleos fuera de la zona de deformación .....	38
1.6.5.	Cinética de la recristalización .....	38
1.7.	Efecto de la deformación, pureza, tamaño de grano y temperatura sobre las velocidades de nucleación y de crecimiento. ....	40
1.7.1.	Tamaño de grano.....	40
1.7.2.	La pureza.....	41
1.7.3.	La temperatura .....	41
1.8.	Efecto de las partículas de segunda fase sobre el recocido de aleaciones de aluminio deformadas en frío .....	42
1.9.	Efecto del grado de deformación en el proceso de recristalización .....	48
<b>CAPÍTULO II .....</b>		<b>50</b>
<b>DESARROLLO EXPERIMENTAL .....</b>		<b>50</b>
2.1.	Tratamiento térmico de recocido.....	51
2.2.	Ensayos de tracción .....	52
2.2.1.	Preparación de las probetas.....	52
2.2.2.	Realización del ensayo.....	54
2.2.3.	Medición de espesor Final .....	60
2.2.4.	Anisotropía.....	62

<b>CAPÍTULO III</b> .....	<b>64</b>
<b>ANÁLISIS Y DISCUSIÓN DE RESULTADOS</b> .....	<b>64</b>
3.1. Caracterización del material de colada.....	64
3.2. Caracterización del material deformado sometido a los tratamientos térmicos. ....	69
3.2.1. Esfuerzo real a carga máxima .....	69
3.2.2. Esfuerzo de fluencia.....	74
3.2.3. Índice de restauración .....	78
3.2.4. Anisotropía del material .....	82
<b>CAPITULO IV</b> .....	<b>87</b>
<b>CONCLUSIONES</b> .....	<b>87</b>
<b>RECOMENDACIONES</b> .....	<b>88</b>
<b>BIBLIOGRAFIA</b> .....	<b>89</b>

## ÍNDICE DE FIGURAS

<b>INTRODUCCIÓN .....</b>	<b>1</b>
<b>CAPÍTULO I .....</b>	<b>4</b>
<b>MARCO TEÓRICO .....</b>	<b>4</b>
Figura 1.1 Áreas de la línea de producción de Foil Domestico de C.V.G. ALUCASA. ....	10
Figura 1.2 Quemador por oxígeno. ....	11
Figura 1.3 Máquinas del área de colada. ....	12
Figura 1.4 Dispositivo de desgasificación tipo SNIF. ....	15
Figura 1.5 Filtro Microporoso. ....	16
Figura 1.6 Caja de colada de la máquina Pechiney. ....	17
Figura 1.7 Sección transversal y sección longitudinal del inyector. ....	18
Figura 1.8 Particulares del flotante-canal-inyector de la máquina Pechiney. ....	18
Figura 1.9 Esquema del sistema de alimentación de la máquina Hunter. ....	19
Figura 1.10 Sección transversal de un tipo de inyector (tip) de la Hunter. ....	19
Figura 1.11 Regulador de nivel (steady-eddy). ....	20
Figura 1.12 Máquinas del área de laminación gruesa. ....	22
Figura 1.13 Máquinas del área de laminación fina. ....	26
<b>CAPÍTULO II .....</b>	<b>50</b>
<b>DESARROLLO EXPERIMENTAL .....</b>	<b>50</b>
Figura 2.1 Esquema de trabajo. ....	50
Figura 2.2 (a) Disposición de las probetas para realizar el tratamiento. (b) Horno de resistencia eléctrica para tratamientos térmicos. ....	51
Figura 2.3 Dimensiones de las probetas provenientes de las láminas para ensayos de tracción. ....	53

Figura 2.4 Grupo de muestras con sus concernientes ángulos con respecto al sentido de laminación. ....	54
Figura 2.5 Máquina Universal marca INSTRON. ....	55
Figura 2.6 Máquina Universal marca INSTRON.( <i>Display</i> ).....	56
Figura 2.7. Esquema de desarrollo .....	61
Figura 2.8. Marca micrométrica            Figura 2.9 Ancho de la probeta .....	61
Figura 2.10 Microscopio óptico marca Buehler .....	61
<b>CAPÍTULO III.....</b>	<b>64</b>
<b>ANÁLISIS Y DISCUSIÓN DE RESULTADOS .....</b>	<b>64</b>
Figura. 3.1 Zonas de estudio de la chapa. ....	66
Figura 3.5 Esfuerzo real a carga máxima vs tiempo de recocido (0 grados).....	73
Figura 3.6 Esfuerzo real a carga máxima vs tiempo de recocido (45 grados).....	73
Figura 3.7 Esfuerzo real a carga máxima vs tiempo de recocido (90 grados).....	73
Figura 3.9 Esfuerzo de Fluencia vs Tiempo de recocido (espesor B) .....	76
Figura 3.10 Esfuerzo de Fluencia vs Tiempo de recocido (espesor C) .....	76
Figura 3.11 Esfuerzo de Fluencia vs Tiempo de recocido (0 grados) .....	77
Figura 3.12 Esfuerzo de Fluencia vs Tiempo de recocido (45 grados) .....	77
figura 3.13 Esfuerzo de Fluencia vs Tiempo de recocido (90 grados).....	77
figura 3.14 Índice de restauración vs Tiempo de recocido (0 grados) .....	81
Figura 3.15 Índice de restauración vs Tiempo de recocido (45 grado) .....	81
Figura 3.16 Índice de restauración vs Tiempo de recocido (0 grados) .....	81
Figura 3.17 Anisotropía Planar Vs Tiempo de Recocido .....	86

## ÍNDICE DE TABLAS

<b>INTRODUCCIÓN .....</b>	<b>1</b>
<b>CAPÍTULO I.....</b>	<b>4</b>
<b>MARCO TEÓRICO .....</b>	<b>4</b>
Tabla 1.1 Pases del laminador primario. ....	22
Tabla 1.2 Parámetros de uso de los hornos de recocido intermedio. ....	24
Tabla 1.3 Pases del laminador intermedio.....	25
Tabla 1.4 Pases del laminador 11 y del laminador 8.....	27
Tabla 1.5 Parámetros de uso de los hornos de recocido final. ....	29
<b>CAPÍTULO III.....</b>	<b>64</b>
<b>ANÁLISIS Y DISCUSIÓN DE RESULTADOS .....</b>	<b>64</b>
Tabla 3.1 Composición química del material a estudiar. ....	64
Tabla 3.2 Composición nominal de Hierro y Silicio en la aleación comercial de aluminio 8011. ....	64
Tabla 3.3 Variación de los esfuerzos máximos promedios VS el tiempo de recocido. ....	69
Tabla 3.4 Variación de los esfuerzos de fluencia promedio VS el tiempo de recocido. ....	74
Tabla 3.5 Variación del índice de restauración VS el tiempo de recocido.....	79
Tabla 3.6 Variación de la anisotropía normal y planar VS el tiempo de recocido. ....	85

## INTRODUCCIÓN

Venezuela es esencialmente un país productor de materias primas, lo cual representa un problema de estabilidad económica ya que somos altamente vulnerables a las fluctuaciones del mercado, en donde estas materias primas se cotizan a nivel internacional. Una de las rutas en donde las naciones pueden incursionar para garantizar más estabilidad y menor vulnerabilidad, es el así llamado desarrollo del valor agregado local de esas materias primas. En la actualidad deberíamos todos desde nuestro entorno y particularmente nuestros centros de investigación, aunar esfuerzos concretos en el desarrollo aguas abajo de las industrias básicas productoras o extractoras de materias primas; permitiendo al sector tanto público como privado dar la mayor cantidad de valor agregado nacional a estas materias primas, y competir en la medida de nuestras posibilidades en condiciones más favorables en el mercado mundial.

Si bien es cierto que nuestra industria petrolera es el principal medio de producción de bienes de capital del país, no es menos cierto que es seguida por el sector del aluminio, el cual está muy por encima del siderúrgico y del resto de la minería extractiva secundaria. Aunado a esto tal vez a nivel nacional es un sector consolidado en el cual tenemos ventajas naturales, ya que no sólo disponemos de los recursos minerales necesarios para su desarrollo; si no que adicionalmente se tiene la mayor ventaja de todas que es la disponibilidad de energía eléctrica a bajos costos, condición que sin lugar a dudas muy pocos países pueden reunir. En este orden de ideas, Venezuela cuenta con yacimientos importantes de Bauxita y de la tecnología extractiva para explotarlos, relacionada esencialmente con el proceso de lixiviación selectiva, así como también de los procesos de reducción y obtención de aluminio líquido en sales

de criolita y su posterior colada en lingotes. Sin embargo, tenemos un desarrollo insipiente en aspectos asociados a la generación de nuevas aleaciones de carácter estructural y ningún tipo de experticia en la síntesis de aleaciones especiales de base aluminio con aplicaciones en balística, aeronáuticas y aeroespaciales, que hoy en día representan un mercado atractivo a nivel mundial, no obstante, existen plantas en el país las cuales se han esforzado para lograr consolidar una red de desarrollo en torno a generar valor agregado al aluminio primario, dentro de las cuales se encuentran las plantas de laminación de productos planos semirrígidos y foil de aluminio, y en la actualidad se plantean proyectos de mediano plazo que involucran el desarrollo y procesamiento de aleaciones navales. Es aquí en donde el presente estudio pretende generar aportes a objeto de mejorar las prácticas operativas y garantizar productos de mayor calidad incrementando así la expectativa de uso o aplicaciones, fortaleciendo la posición de nuestros productos tanto en mercados nacionales como internacionales, por lo menos en las regiones de influencia económica de Venezuela.

Dentro de las plantas de mayor tradición en el área de procesamiento de aluminio primario para la generación de foil se encuentra la empresa CVG ALUCASA, con la cual se pretende desarrollar un proyecto de investigación que contemple vías alternas más eficientes en la obtención de productos de bajo espesor con mejoras significativas en sus propiedades macro mecánicas. En la actualidad la obtención de foil 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 aniso térmicos intermedios, con lo cual se obtiene un producto con propiedades aceptables. Sin embargo, se plantea en el presente proyecto de investigación, proponer una ruta distinta de conformado

en la cual permita optimizar la conformabilidad, sin la aplicación de los tratamientos térmicos de recocido intermedios y sin sacrificar las propiedades mecánicas del producto final, evaluando esta en términos de los valores de anisotropía tanto planar como normal.

# CAPÍTULO I

## MARCO TEÓRICO

### 1.1. Generalidades del aluminio y sus aleaciones

La combinación de la ligereza con resistencia y alta conductividad eléctrica y térmica es la propiedad que convirtió el aluminio y sus aleaciones en materiales importantísimos para la construcción de aviones, de automóviles, de máquinas de transporte, para la técnica eléctrica, la fabricación de motores de combustión interna, etc.[1]

#### 1.1.1. Propiedades del aluminio

El aluminio puro tiene una resistencia a la tensión de aproximadamente 90 MPa, pero existen aleaciones de aluminio cuya resistencia a la tracción alcanza hasta más de 530 MPa. El módulo de Young para aluminio puro es de 69 GPa, al agregarles componentes aleantes no existe un cambio apreciable de esta propiedad, siendo aproximadamente una tercera parte del valor de la misma propiedad para el acero. [2]

El aluminio es un metal muy ligero con una densidad de  $2.7 \text{ g/cm}^3$ , un tercio del peso del acero, los únicos metales más ligeros son el litio, el berilio y el magnesio. Su resistencia puede adaptarse a la aplicación que se desee modificando la composición de su aleación. Otra propiedad importante del aluminio es la formación natural de una capa de óxido que lo hace muy resistente a la corrosión. Los diferentes tipos de tratamiento de revestimiento pueden mejorar aún más esta propiedad.

Este metal es un excelente conductor del calor y electricidad, que en relación al cobre es mucho mejor por su relación peso-propiedad, ya que es casi dos veces mejor. El calor y la luz son bien reflejados, esta característica junto con su bajo peso, hacen de este material ideal para reflectores de tubos fluorescentes, bombillas o mantas de rescate. El aluminio es dúctil y tiene una densidad baja lo que permite que los productos de aluminio se fabriquen en una fase muy próxima al diseño final del producto, también posee un punto de fusión bajo que permite al aluminio procesar de diferentes maneras.

Las láminas de aluminio, incluso cuando se lamina a un grosor de 7 micras, siguen siendo completamente impermeable y no permite que las sustancia pierdan ni el más mínimo aroma o sabor, además de no ser tóxico y 100% reciclable sin merma de sus cualidades con un pequeño gasto de energía en el orden del 5% de la energía necesaria para producir el metal primario inicial. [3]

La excelente capacidad de conformabilidad de este material hace posible su manufactura mediante extrusión de perfiles y tubos con secciones transversales completamente arbitrarias. También con casi todos los demás procesos habituales de conformación en frío y en caliente, se pueden fabricar toda clase de productos semielaborados y piezas terminadas. Por su parte los procedimientos de soldadura en aluminio pueden ser al arco eléctrico, bajo atmósfera inerte que puede ser argón, helio, por puntos o por fricción. Uno de los más usados en aleaciones de aluminio es el TIG (Tungsten Inert Gas), se utiliza en espesores comprendidos entre 1 y 6 mm. Por otro lado, existe la

soldadura por fricción que se utiliza para unir chapas de metal, sin alcanzar su punto de fusión y obteniéndose una unión en fase sólida.

Es muy importante destacar que a 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 precipitación, aunque es posible restituir las propiedades mecánicas por medio de tratamientos de recocido. [1]

### **1.1.2. Las aleaciones de Aluminio**

El aluminio se utiliza principalmente en forma de aleaciones de aluminio puro combinado con otros elementos, con el fin de mejorar las propiedades mecánicas del metal, aumentando en especial la resistencia mecánica y la resistencia a la corrosión. Los elementos aleantes como el hierro y el silicio combinado con el magnesio incrementan la resistencia mecánica del aluminio y el magnesio en sí genera una alta resistencia tras el conformado en frío, el cobre incrementa las propiedades mecánicas y reduce la resistencia a la corrosión, el manganeso incrementa también las propiedades mecánicas pero cambia la calidad de la embutición, el cromo genera una mayor resistencia combinado con elementos como cobre, manganeso y magnesio y el Zn reduce la resistencia a la corrosión.[4]

Para designar las diferentes aleaciones de aluminio se tiene la siguiente nomenclatura, “AA XXXX”, donde el primer dígito representa el aleante mayoritario [1XXX: aleación 99% pura; 2XXX: Cu; 3XXX:Mn; 5XXX: Mg; 6XXX: Si-Mg; 7XXX: Zn; 8XXX: otros elementos (en Venezuela se adoptó esta serie para las aleaciones de Fe-Si)], el segundo dígito representa el control

de impurezas y el tercer y cuarto dígito representan anotaciones especiales (por ejemplo: en la serie 1XXX, el AA 1045, los dígitos 4 y 5 representan el porcentaje de aluminio por encima del 99%).

## **1.2. Generalidades de la aleación AA8011**

La aleación AA8011 correspondiente a la serie 8xxx y según la denominación 8011-M, propuesta por la empresa productora, presenta la siguiente composición: 0,63% Si; 0,72% Fe; 0,01 Cu; 0,002 Mg; 0,01 Ti. Es conveniente destacar que 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 un poco menores de Fe y Si. [6]

El Si y el Fe se encuentran presentes en las aleaciones de aluminio, muchas veces en cantidades significativas, las cuales afectan el comportamiento de estas aleaciones, por lo cual es importante considerar su efecto en este tipo de sistemas. Siendo, la presencia de partículas de segunda fase formadas por dichos elementos capaz de estabilizar una estructura de granos finos, se puede desarrollar combinaciones interesantes de resistencia y ductilidad. [7]

En cuanto al Si, se encuentra que es soluble en el aluminio hasta 1,65% a 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 consideran medianamente resistentes.

Es conocido que el Fe aumenta ligeramente la resistencia a la tracción, fluencia y alargamiento. Asimismo, se observan diferencias morfológicas importantes en superficies de fractura. La baja solubilidad del Fe en el aluminio (máximo 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 actuarán como concentradores de la deformación plástica. Además el Fe reduce la cantidad de Si libre, disminuyendo la tendencia a la fragilidad.

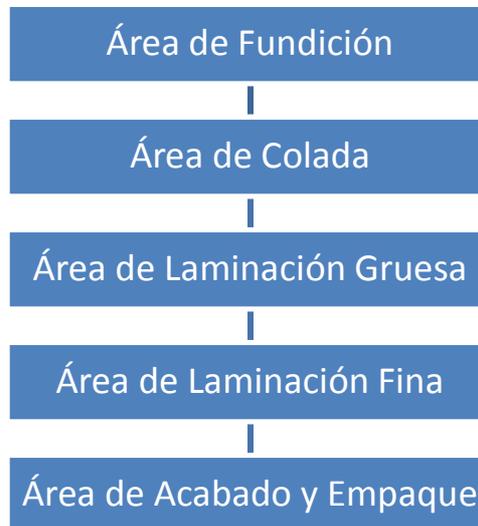
La aleación en estudio al igual que las aleaciones de las series 1xxx, 3xxx, 4xxx y 5xxx, presentan poca susceptibilidad al temple y a los tratamientos térmicos en general. Este tipo de aleaciones no son endurecibles por precipitación (envejecimiento) y sólo presentan fenómenos de recuperación, recristalización, crecimiento de grano y homogenización, en consecuencia sólo son endurecibles por deformación por lo que se les denomina “no tratables térmicamente”. [8]

Hoy en día, CVG ALUCASA es una empresa dedicada a la producción de laminados de aluminio de bajo espesor para consumo masivo e industrial en los mercados Nacionales e Internacionales. Esta empresa utiliza la aleación en estudio AA8011 con la cual elabora desde papel doméstico (foil) hasta techos, pasando por mantos asfálticos e impermeabilizantes y ductos. Además, esta empresa produce foil semirígido, el cual es usado para la elaboración de envases de aluminio, por su resistencia a altas temperaturas en comparación con

las demás aleaciones de aluminio y por su adecuada maleabilidad que facilita los procesos de embutido, utilizándose principalmente en la obtención de artículos para el hogar. Estos productos son usado en industrias del sector alimenticio (alimentos deshidratados), ya que actúa como elemento barrera de oxígeno y vapor de agua para los alimentos, así como en las industrias de empaques flexibles, ya sea farmacéutica o de artes gráficas. También tiene aplicaciones en las industrias automotrices y de refrigeración doméstica e industrial, gracias a sus altos niveles de conductividad térmica y su adecuada maleabilidad.

### **1.3. Proceso Productivo de CVG-ALUCASA**

La línea de producción de esta empresa se basa [11] en la obtención de chapas de aluminio por medio de colada continua, el cual es un proceso muy desarrollado alrededor del mundo, por su gran versatilidad. Luego de la obtención de la chapa, se realizan varios pases de laminación hasta lograr el espesor y la calidad exigida por el mercado, lo cual se logra controlando ciertas condiciones, como la composición del material, la temperatura de colada, el tamaño de los granos, las velocidades de laminación, los porcentajes de reducción y las temperaturas de recocido entre otros muchos aspectos influyentes. A continuación, se describe de manera más detallada las áreas de producción de foil de aluminio, el cual es el producto con mayor valor agregado de la empresa, en la figura 1.1 se esquematizan dichas áreas.

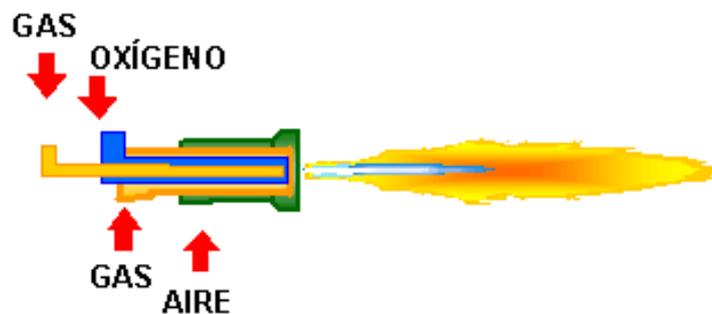


**Figura 1.1 Áreas de la línea de producción de Foil Domestico de C.V.G. ALUCASA.**

### **1.3.1. Área de Fundición:**

La función principal de esta área, es la fusión de la materia prima y su tratamiento a través de hornos, la fusión es un proceso físico, la cual consiste en el cambio que ocurre cuando la materia pasa de estado sólido a líquido, por medio de la adición de calor. Este proceso se realiza para la obtención de un metal con una composición química específica. Dicha materia prima se encuentra en forma de lingotes o pailas, las cuales se precalientan antes de entrar al horno, con el propósito de aumentar la eficiencia del mismo. Las pailas o lingotes contienen aluminio primario de alta pureza (superior a 99,5%), material reciclable y los elementos aleantes, los cuales son en este caso, hierro y silicio. Cabe destacar que los hornos se purgan durante 2 horas para eliminar el oxígeno, garantizando que la combustión sea completa.

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 1.2. Para que se dé la combustión completa, es necesario el combustible, el comburente (oxígeno) y la fuente de ignición.

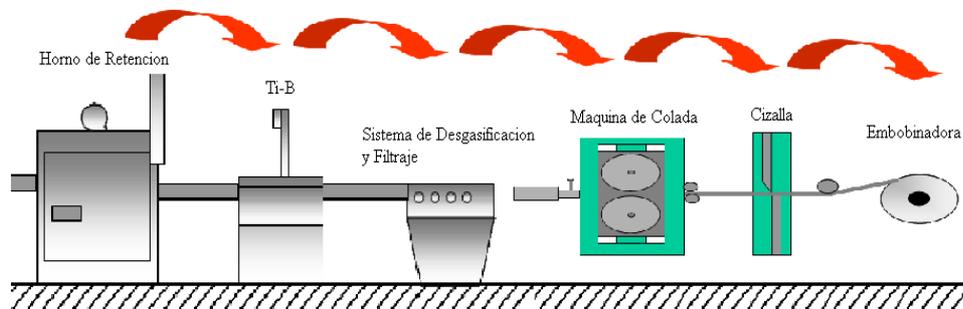


**Figura 1.2 Quemador por oxígeno.**

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 eliminar residuos en la fundición del metal y controlar la temperatura de fusión. 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.

### 1.3.2. Área de Colada

En esta área existe un conjunto de operaciones unitarias interconectadas que garantizan el producto final, que nos es más que la transformación de líquido a sólido obteniendo una chapa de aluminio, dichas operaciones se muestran en la figura 1.3.



**Figura 1.3 Máquinas del área de colada.**

#### 1.3.2.1. Horno de Retención

En este horno se perfecciona el tratamiento del metal y se alcanza la temperatura de colada, cuyo valor es de aproximadamente 820 °C, esto ocurre con la ayuda de 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, 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 de la colada. En aleaciones de aluminio se añade Titanio y Boro, los cuales reaccionan uno con otro y con el aluminio.

De tal manera, que la adición de sitios de nucleación heterogéneos convenientes incrementa la nucleación y promueve la estructura de grano fino. Es importante mencionar que el fenómeno de subenfriamiento, se basa en el enfriamiento del líquido, una cantidad muy pequeña de temperatura, por debajo de las condiciones de solidificación, pero sin que ocurra la solidificación.

#### **1.3.2.2. Sistema de Desgasificación y Filtraje**

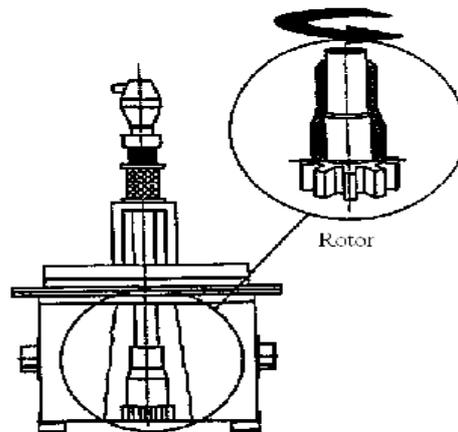
Este proceso se basa en la acción mecánica y química de una inyección en el flujo del metal de un gas inerte generalmente mezclado con Cloro, causando además la remoción de sólidos suspendidos, el gas utilizado es generalmente Argón y es suministrado a través de rotores para eliminar el posible hidrógeno 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 hidrógeno 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 lámina 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 hidrógeno 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 poca presencia de partículas pequeñas, los sólidos que no pudieron ser arrastrados son eliminados más adelante por el filtro.

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, éstos 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 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

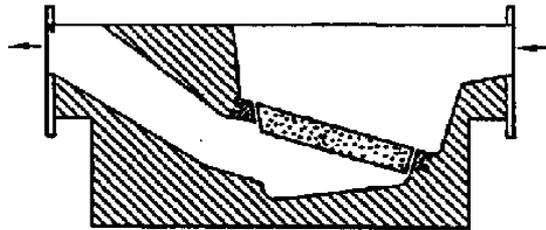
tratamiento son suministrados por un sistema de control de presión y caudal, y son inyectados a través de un difusor de grafito, accionado por un motor eléctrico, permitiendo una distribución uniforme de las burbujas de gas en el metal, para un mejor entendimiento, este dispositivo se presenta en la figura 1.4.



**Figura 1.4 Dispositivo de desgasificación tipo SNIF.**

Finalmente, el filtro atrapa aquellos sólidos que no pudieron extraerse por medio del sistema de desgasificación, éste 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, éstos 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 densidad de los poros es seleccionado en función del producto terminado que se desea obtener, el filtro tal como se muestra en la figura 1.5 puede estar dotado de un sistema By-Pass para efectuar la sustitución de la placa porosa sin interrumpir la colada, este sistema se usa dependiendo del resultado que dé el

analizar la cantidad de sólidos presentes en una muestra proveniente del sistema de desgasificación.



**Figura1.5 Filtro Microporoso.**

### **1.3.2.3. Máquina de Colada**

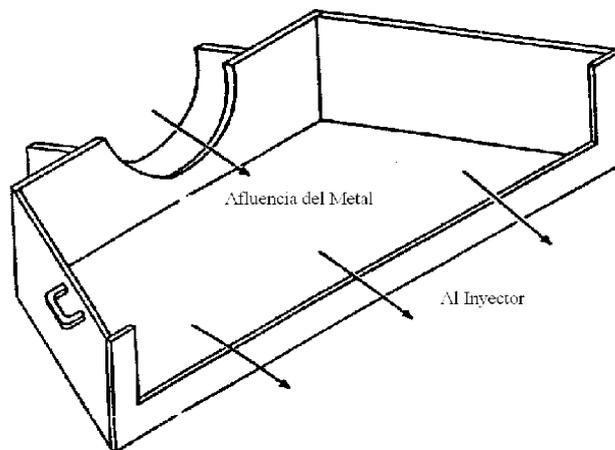
En esta etapa se realiza un procedimiento denominado proceso "Caster" o vaciado continuo de lámina en rollo, la cual se basa en la colocación de una pieza cerámica conocida como boquilla, cuyo fin es alimentar el metal líquido entre los dos rodillos de colada envueltos en una camisa de acero y montados sobre bloques con rodamientos antifricción, los cuales están enfriados internamente con agua. La distribución de ésta es a través de un sistema de orificios conectados a unos canales en la parte interna de la camisa que cubre los rodillos. 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.

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 sí, 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, el sistema de regulación de nivel del metal líquido, la caja y el terminal de inyección.

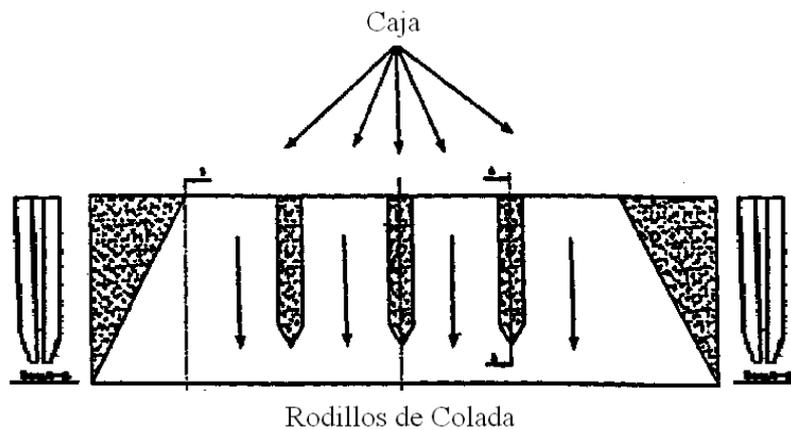
Como se muestra en la figura 1.6 la caja de la máquina Pechiney, está constituida de un contenedor en acero cubierto de material refractario, tiene un ancho casi igual al terminal de inyección por medio del cual es conectada por la parte anterior. La sección horizontal de la caja tiene una forma trapezoidal, que permite reducir las áreas de posibles estancamientos del metal fundido y favorecer un flujo con una temperatura uniforme en el terminal de inyección.



**Figura 1.6 Caja de colada de la máquina Pechiney.**

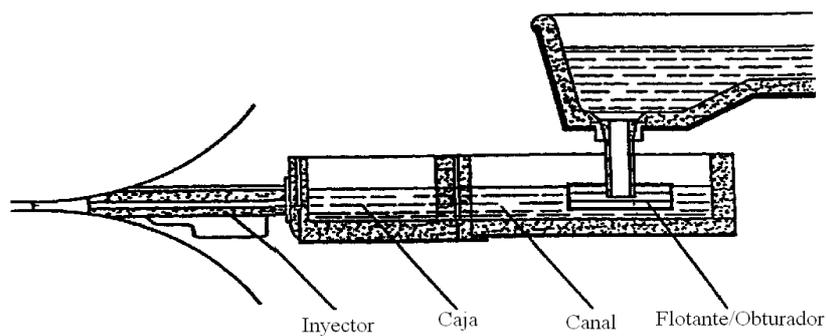
El inyector está construido de fibra cerámica. El diseño está determinado por el espesor, el ancho y la aleación de la banda que se desea obtener. En su interior han sido instalados varios deflectores que tienen la

finalidad de hacer fluir de manera uniforme el metal a la salida, como se muestra en la figura 1.7.



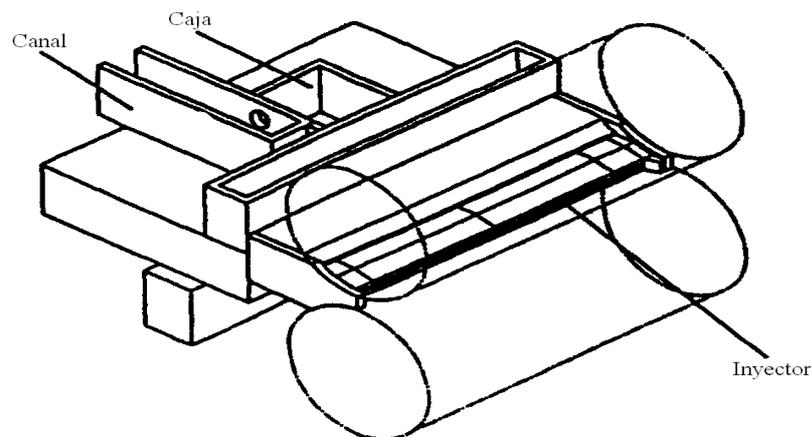
**Figura 1.7 Sección transversal y sección longitudinal del inyector.**

La regulación del nivel en la caja de colada, se hace en la entrada del canal de conexión al horno de retención por medio de un flotante, que como se muestra en la figura 1.8 actúa también como obturador del conducto por donde fluye el metal.



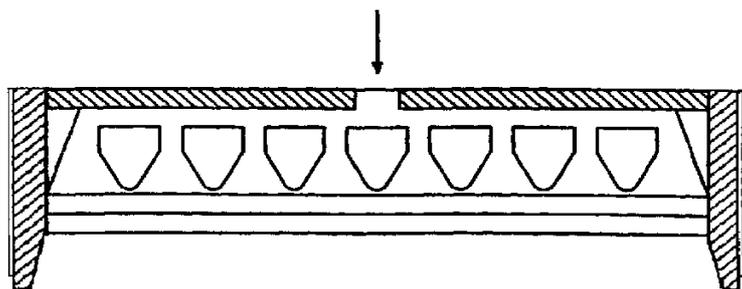
**Figura 1.8 Particulares del flotante-canal-inyector de la máquina Pechiney.**

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 conectado 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 1.9.



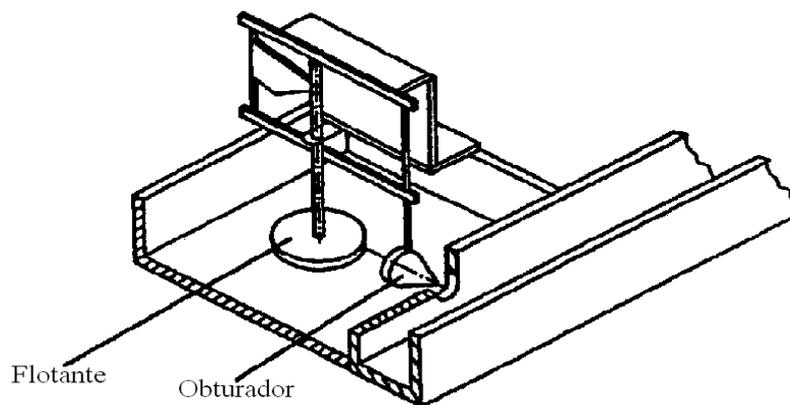
**Figura 1.9** Esquema del sistema de alimentación de la máquina Hunter.

El inyector, mostrado en la figura 1.10, 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.



**Figura 1.10** 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 el nivel idóneo del material (figura 1.11).



**Figura 1.11 Regulador de nivel (steady-eddy).**

Los parámetros del proceso son la velocidad de banda, la cual oscila entre 1,0 y 1,3 m/min, la temperatura del baño en caja de colada es de  $705 \pm 5$  °C, mientras que la del agua de enfriamiento para la condición de entrada de las coladas 1, 3 y 4 están entre 35 y 50 °C, y la de la colada 2 está entre 50 y 70 °C, después del proceso estas temperaturas ascienden 10°C como máximo. Finalmente, se obtiene una composición química del rollo de: Silicio (Si) 0,55 a 0,650 %; Hierro (Fe) 0,8 a 0,9 % y Titanio (Ti) 0,020 – 0,028 %.

#### **1.3.2.4. Cizalla y Embobinadora**

Una vez formada la lámina de acuerdo a la secuencia del equipo, pasa por unos rodillos pinzadores que permiten guiarla además de efectuar una

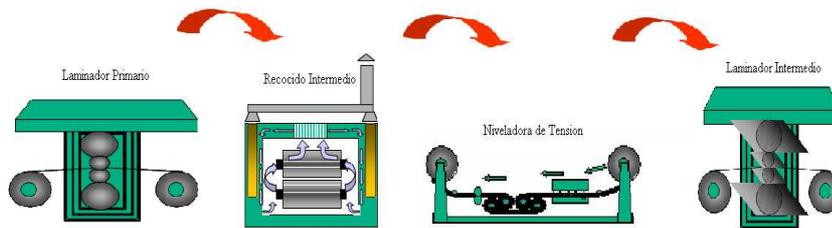
tensión leve en la misma, sobre todo en los inicios del rollo o bobina, de ahí pasa por la cizalla de accionamiento hidráulico, donde se efectúa los cortes necesarios tanto de puntas y colas o terminación de bobina, además de muestras para inspección y pruebas.

Por último; en el enrollador o embobinador, accionado a través de un sistema motor-reductor, con regulación de velocidad y de tensión, 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, esta bobina cuyo espesor resultante es de aproximadamente 6 mm, se deja enfriar a temperatura ambiente durante 48 horas. Es importante señalar, que el proceso completo desde el horno de fusión hasta el enrollador, se conoce comúnmente como proceso de Colada Continua de Doble Rodillo (CCDR).

### **1.3.3. Área de Laminación Gruesa**

El proceso de laminación es aquel en el cual, una lámina de aluminio se hace pasar a través de dos cilindros, que giran aplicando carga hasta llegar al espesor deseado. Este se obtiene aplicando una serie de pases en los laminadores, cada pase es de aproximadamente 50% de reducción en el espesor. 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. Dicho lubricante tiene como función refrigerar, ya que disipa el calor que crea el roce en la zona de trabajo, y lubricar, debido a que soporta la presión de mordida entre los rodillos y el metal, por lo cual está

presente en todo momento del proceso productivo donde el material tiene contacto con los rodillos. En la figura 1.12 se presentan las máquinas de esta área.



**Figura 1.12 Máquinas del área de laminación gruesa.**

### 1.3.3.1. Laminador Primario

En esta etapa se reduce el material de 6 a 0,27 mm, a través de 4 pases principales de reducción sin recocido intermedio, en la tabla 1.1 se presentan los distintos pases con sus respectivos datos.

**Tabla 1.1 Pases del laminador primario.**

Pase No.	Espesor Entrada (mm)	Espesor Salida (mm)	Velocidad (m/min)
1	6.00	2.88	100
2	2.88	1.32	160
3	1.32	0.58	320
4	0.58	0.27	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.

### **1.3.3.2. Recocido Intermedio**

Los hornos más comúnmente usados para tratar térmicamente el aluminio y sus aleaciones son los hornos de sales y de atmósfera, los hornos de sales se usan para aplicaciones generalmente investigativas, ya que permite controlar la temperatura de una muestra, mientras que el de atmósfera, se usa más para aplicaciones industriales, debido a su gran capacidad. La empresa CVG-ALUCASA usa hornos de atmósfera, 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.

En los hornos de aire, las piezas han de estar situadas con suficiente espaciamiento unas de otras, y sobre todo separadas de las paredes del horno. Es indispensable calentar rápidamente la carga que se trate de recocer, porque una velocidad de calentamiento baja, favorece un tamaño de grano grande y a la ocurrencia de la precipitación de fase secundaria; adicionalmente deben tener una buena circulación de aire y no deben cargarse excesivamente, además la carga del horno debe realizarse en caliente y a una temperatura netamente superior a la de recocido, por ejemplo a unos 50 o 70 °C por encima de dicha temperatura, bajando posteriormente el regulador del horno a la temperatura

correspondiente al tipo de aleación. Es muy importante que para conseguir una buena uniformidad de la temperatura y un rápido calentamiento en estos hornos, dispongan de una buena circulación de aire. A continuación se presentan los parámetros respectivos de los hornos, en la tabla 1.2.

**Tabla 1.2 Parámetros de uso de los hornos de recocido intermedio.**

Espesor (mm)	Temperatura (° C)	Tiempo (Hrs)
1.32	500	9 (cámara)
0.250 0.350	250	3 abs. (bobina)
0.050 0.055 0.060	290	8 abs. (bobina)

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. La capacidad de carga del horno 241 esta entre 20 y 30 TM y los hornos 242 y 243 son de 30 a 40 TM.

### **1.3.3.3. Niveladora de Tensión**

Esta máquina se encuentra ubicada al salir de los hornos de recocido y, como su nombre lo indica, tiene como función crear 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)

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. Una vez terminada esta operación, la chapa procede a ser deformada por los laminadores intermedios.

#### **1.3.3.4. Laminador Intermedio**

Una vez asegurado una condición de tensión de la lámina considerablemente homogénea, se procede a seguir laminando, los parámetros de los respectivos pases del laminador intermedio se muestran en la tabla 1.3:

**Tabla 1.3 Pases del laminador intermedio.**

Pase No.	Espesor Entrada (mm)	Espesor Salida (mm)	Velocidad (m/min)
5	0.270	0.120	650
6	0.120	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. Con respecto a los valores de espesor, el máximo y mínimo de entrada son de 1,5 y 0,03 mm respectivamente, mientras que el mínimo de salida es de 0,02 mm.

### 1.3.4. Área de Laminación Fina:

Esta área es la etapa final del proceso de laminación para poder alcanzar el espesor deseado del foil doméstico, la cual está conformada por las máquinas mostradas en la figura 1.13.

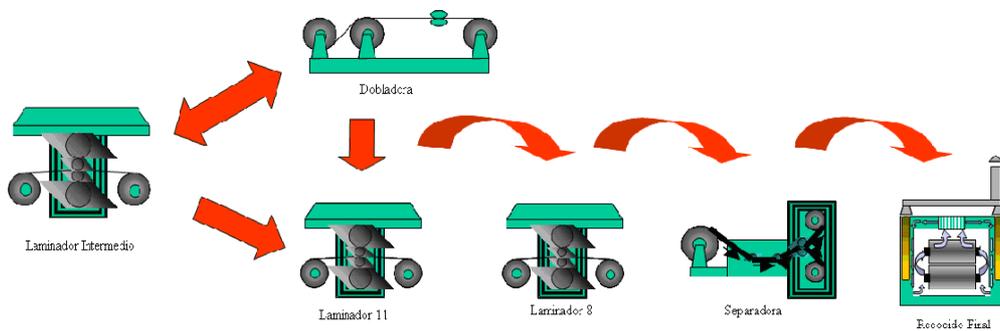


Figura 1.13 Máquinas del área de laminación fina.

#### 1.3.4.1. Dobladora

Después de que la lámina haya sido deformada por el laminador intermedio, se toma en cuenta que al trabajar con espesores muy bajos el material se hace propenso a fallar al ser laminado, debido a las grandes cargas aplicadas, tanto normales como de cizallamiento, por lo cual se hace necesario unir dos láminas del metal durante los procesos de laminado subsiguientes, para procesar así un conjunto de mayor espesor. Estas láminas son unidas por medio de la dobladora, la cual toma las láminas de dos bobinas distintas, las compacta y las vuelve a embobinar en un tercer mandril, obteniéndose así una lámina doble que, después de ser procesada, será separada como dos láminas de un espesor menor.

Es interesante destacar que gracias a este procedimiento, el foil de aluminio doméstico tiene una de sus caras opaca y la otra brillante, siendo la cara brillante aquella que está en contacto con el rodillo (por lo cual es sometida al roce), y la opaca la que está unida con la otra lámina y por tanto sin movimiento relativo, ni roce. Esta etapa no es obligatoria en el proceso productivo, solamente se usa cuando hay requerimientos más estrictos del producto o cuando hay problemas de calidad del mismo en procesos posteriores.

#### 1.3.4.2. Laminador 11 y Laminador 8

Estos dos laminadores son los últimos en el proceso productivo, encargándose de reducir la lámina a los valores de espesor más bajos, la información técnica de los pases realizados en estas máquinas se encuentra a continuación, en la tabla 1.4:

**Tabla 1.4 Pases del laminador 11 y del laminador 8.**

Pase No.	Espesor Entrada (mm)	Espesor Salida (mm)	Velocidad (m/min)
7	0.055	0.024	650-700
8	0.024	0.011 0.0115 0.012 0.0125	650-700
-	0.016	0.008 0.009	650-700

### **1.3.4.3. Separadoras y Cortadoras**

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  $2 \times 0,007$  y  $2 \times 0,040$  (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  $2 \times 0,006$  y  $2 \times 0,040$  (mm).

Es importante comentar que cuando se enrolla la lámina en la bobina, que posteriormente será sometida al proceso antes mencionado, ocurre un fenómeno de estiramiento que da como resultado una reducción final del espesor de la lámina. Esto se requiere ya que el valor del espesor deseado es tan pequeño, que incluso los últimos laminadores no son capaces de llegar al valor pedido por los clientes, pero es conseguido gracias al estiramiento de la lámina.

### **1.3.4.4. Hornos de Recocido final**

Esta etapa es la última del proceso de laminación, donde se recoce por última vez el material, para devolver las propiedades mecánicas que fueron modificadas por los últimos pases de laminación, con el fin de obtener foil

doméstico con una buena ductilidad. En la tabla 1.5 se encuentran las especificaciones técnicas de los hornos de recocido final.

**Tabla 1.5 Parámetros de uso de los hornos de recocido final.**

Espesor (mm)	Temperatura (°C)	Tiempo (Hrs)
0.011 0.0115 0.012 0.0125	245	9
0.028	300	28
0.008 0.009	300	35

#### **1.3.5. Área de Acabado y Empaque**

En el acabado se le dan las características finales al foil de aluminio según requisitos del cliente (diámetro, ancho, acabado superficial), o se le añade algún atributo o valor agregado, requerido por los clientes. Además, se realiza el rebobinado y empaque del foil para uso doméstico e institucional.

#### **1.4. Recocido**

En general, según el Metals Handbook editado por American Society for Metals, los tratamientos térmicos son una combinación de operaciones de calentamientos y enfriamientos de tiempos determinados, aplicada a un metal o aleación de forma tal que produzca las condiciones deseadas. El recocido se divide en tres etapas: recuperación, recristalización y crecimiento de grano; y en

particular, tiene como finalidad principal ablandar el metal, regenerar la estructura o simplemente eliminar las tensiones internas presentes después de un proceso de deformación.

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 recristalización 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 [15].

## **1.5. Recuperación**

Es el fenómeno energético previo a la recristalización, 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 recristalización, aquí se relajan tensiones internas del metal, se reordenan las dislocaciones en configuraciones de menor energía. En aluminio se genera una estructura de subgranos con límites de grano de bajo ángulo.

### **1.5.1. Mecanismos de recuperación**

Los mecanismos que operan a temperaturas relativamente bajas implican movilización de vacancias, migración de defectos puntuales hacia sumideros (límites de grano, dislocaciones, etc.) y combinación de efectos

puntuales; las que operan a temperaturas medias implican movilizaciones de dislocaciones sin trepado, nuevo arreglo de las dislocaciones dentro de los grupos, aniquilación de dislocaciones y crecimiento de subgranos; y aquellos mecanismos a temperaturas altas implican movilización de dislocaciones con trepado, aglutinación de subgranos y poligonización con lo que se puede apreciar la energía de activación térmica que se requiere para cada mecanismo en particular.

### **1.5.2. Crecimiento de subgranos**

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 éstas dentro de las celdas. Cerca del final de esta etapa, los granos empiezan a crecer [16], 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. [8]

### **1.5.3. Aglutinación 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.

#### **1.5.4. Poligonización**

Es el mecanismo más destacado, el cual frecuentemente es un cambio estructural que precede a la recristalización, 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 monocristal 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.

### 1.5.5. 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

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

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

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

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.

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

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]

### **1.6. 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.

Las teorías clásicas explican que la recristalización se da a través de dos mecanismos primordiales: En el primero de estos mecanismos, el núcleo aislado se expande por crecimiento dentro de un grano deformado y el segundo

mecanismo es cuando el límite de grano de alto ángulo se encuentra migrando hacia otra región del metal.

El crecimiento de un nuevo grano en expansión durante la recristalización primaria, lleva a un descenso general 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 más importantes que afectan el proceso de recristalización 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 recristalización 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. [8]

#### **1.6.1. Mecanismos de nucleación para la recristalización**

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, etc. Otros autores también han

mencionado como sitios preferenciales para la nucleación, las bandas de deformación y bandas en los límites de grano.

También se ha observado que la nucleación de la recrystalización, 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, dependiendo del grado de deformación en frío. En estas condiciones la deformación se distribuye heterogéneamente y, por lo tanto, aquellas regiones internas de los granos cercanas a los límites o a las partículas de fases secundarias, así como también los límites mismos tendrán una energía de deformación mayor, por lo cual representan sitios preferenciales para la nucleación.

Un modelo que describe satisfactoriamente el mecanismo de recrystalización 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.

#### **1.6.2. 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 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, el cual es la migración del límite de alto ángulo.

### **1.6.3. El crecimiento de los núcleos en la zona de deformación**

Un núcleo en esta zona 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. [17, 18, 19, 20]

#### **1.6.4. El crecimiento de los núcleos fuera de la zona de deformación**

Este 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 sub-estructura, 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 “geoméricamente necesarias”, este estado sugiere un estado de menor energía.

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.

#### **1.6.5. Cinética de la recristalización**

La etapa de recristalización 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 transformará 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 incrementará 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  $(\tau)$  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:

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

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. El valor de  $V_n$  es una función del tiempo. [16]

## **1.7. Efecto de la deformación, pureza, tamaño de grano y temperatura sobre las velocidades de nucleación y de crecimiento.**

En la recristalización se incrementa la velocidad de nucleación debido a la deformación. Generalmente, para ciertos sistemas metálicos, es necesaria una cantidad crítica de deformación para inducir la recristalización. Se ha comprobado que la velocidad de crecimiento varía con el tiempo; esto se debe a que durante el recocido de recristalización, se presentan procesos de recuperación, los cuales cambian la energía almacenada.

### **1.7.1. Tamaño de grano**

El efecto del tamaño de grano en la nucleación de la recristalización es bastante notable. El tamaño de grano más pequeño provoca una velocidad de nucleación más alta, y también, hace que se produzca más pronto. Los granos pequeños producen un modelo de esfuerzos más complejos que ocasiona deformaciones locales más altas, lo cual aumenta la velocidad de nucleación.

Ya que la velocidad de crecimiento se incrementa con la energía almacenada, ésta será mayor al aumentar la deformación o al disminuir el tamaño de grano inicial al igual que la velocidad de nucleación. El hecho de que la velocidad de crecimiento no se incremente mucho a deformaciones mayores de 15% es el reflejo de que más allá de este porcentaje de deformación se obtuvo un incremento pequeño de energía almacenada. El tiempo de incubación también es una función de la deformación, siendo así que este tiempo cae drásticamente con la deformación hasta ser cero al 15% de deformación.

### **1.7.2. La pureza**

El efecto de la pureza sobre la velocidad de nucleación no parece haber sido bien estudiado. Sin embargo, puesto que las impurezas incrementan la cantidad de energía almacenada para una deformación dada en su entorno, se espera que la velocidad de nucleación se incremente con la presencia de impurezas, es decir, estas impurezas actúan como inoculantes; en cambio las impurezas tienen una fuerte influencia en la movilidad del límite de grano, debido aparentemente a un efecto de arrastre sobre la velocidad de crecimiento.

### **1.7.3. La temperatura**

La velocidad de nucleación también sigue una ecuación de Arrhenius. El estudio de Anderson y Mehl encontró que la energía de activación de la velocidad de nucleación es casi la misma que para la velocidad de crecimiento, excepto a deformaciones bajas, en una cantidad del orden del 5%.

Por otra parte, se halla que la dependencia de la temperatura por parte de la velocidad de crecimiento de granos recristalizados, sigue una ecuación de Arrhenius. El único factor, del que depende la velocidad de crecimiento, es la autodifusión del límite de grano, dependiendo ésta en gran parte de la temperatura, de aquí se espera que los valores de energía de activación para el crecimiento de grano correspondan a la energía de activación para la autodifusión del límite de grano. Se encuentra que este caso es sólo para metales de pureza muy alta, los valores de energía de activación medios en metales nominalmente puros (unas 100ppm de impurezas) son mucho más altos

que los de energía de activación para la autodifusión de los límites de grano. Aparentemente, es ocasionado por una dependencia de la temperatura que tiene un efecto de arrastre de las impurezas.

### **1.8. Efecto de las partículas de segunda fase sobre el recocido de aleaciones de aluminio deformadas en frío**

Los procesos termo mecánicos producen cambios micro estructural en el material, y por ende afectan sus propiedades mecánicas, esto se debe en gran medida a los efectos de las partículas de segunda fase. Sobre este tema se han realizado numerosos estudios donde se analizan las formas en que la presencia de dichas partículas altera los procesos de recuperación, recristalización y crecimiento de grano.

Las investigaciones coinciden en que, el comportamiento de recristalización de las aleaciones comerciales de aluminio depende significativamente del tamaño y distribución de las partículas metálicas, ya que las mismas pueden estimular la nucleación de nuevos granos recristalizados produciendo un elevado número de sitios de nucleación activos. Así mismo, también pueden reducir la velocidad de crecimiento de los granos recristalizados por la acción del anclaje ejercido sobre los límites de alto ángulo e inclusive, cuando su tamaño es relativamente pequeño pueden reducir la densidad de sitios de nucleación activos [18].

El estudio teórico y experimental de la nucleación y del crecimiento de granos durante la recristalización en aleaciones de fases simples ha sido extenso, sin embargo, para aleaciones cuyas microestructuras consisten de al

menos dos fases, el proceso de recristalización es sustancialmente más complejo tanto en la nucleación como en el crecimiento de grano, la existencia de estas partículas de fases secundaria, generan estados de deformación locales en su entorno, los cuales constituyen sitios potenciales para que ocurra la nucleación, este efecto, en cuanto a la nucleación estimulada por partículas, se basa en una acumulación local de energía, que se encontraba previamente almacenada en locaciones específicas aledañas a esta zona. Este fenómeno fue identificado por Humphreys y ha sido observado en muchos sistemas de aleaciones. Por otro lado, la interacción de la fase secundaria con dislocaciones puede reducir o suprimir por completo la nucleación y/o la recuperación, es decir, que en la etapa de crecimiento de grano muchas veces la presencia de partículas muy finas, actúan como sitios de anclaje de los límites de subgrano impidiendo el crecimiento de estos. [8]

En algunas aleaciones, las partículas se presentan en una gran variedad de tamaños, en aleaciones de aluminio de alta resistencia, la predicción de una estructura de grano, requiere de un modelo cuidadoso que utilice la interacción de un límite de grano con partículas y la minuciosa consideración de los mecanismos físicos que estimulan la nucleación. [17]

Otros estudios en aleaciones Al-Mn, reportaron que al deformar estas aleaciones y en seguida recocerlas, los precipitados compuestos por AlMn empiezan a formarse antes de la recristalización. De esta manera, los dos procesos (precipitación y recristalización) se afectan el uno al otro, a partir del cual la precipitación en bajos o altos límites de grano, dificultará la recuperación y la recristalización. [23]

El efecto de la precipitación en el comportamiento de recristalización siempre ha sido un tópico interesante. El tamaño, la forma y la fracción volumétrica de los precipitados, y el espacio entre partículas, son factores importantes que influyen en el desarrollo de la microestructura y la textura. El orden del acontecimiento de la precipitación y la recristalización tiene una gran importancia en este aspecto. Se ha reportado que la precipitación toma lugar después de la finalización de la recristalización a altas temperaturas y al mismo tiempo o previo a la recristalización a bajas temperaturas. La recristalización se convierte en un fenómeno complejo cuando la precipitación ocurre al mismo tiempo. En caso de solución sólida sobresaturada, la aniquilación de las dislocaciones y la precipitación ocurren simultáneamente a bajas temperaturas. Se han llevado a cabo pequeñas investigaciones con el fin de estudiar el efecto de la precipitación en la evolución de la microestructura recristalizada y en las propiedades mecánicas de la aleación 8011.

Muchas investigaciones han observado la precipitación de Fe provenientes de la solución sobresaturada de Al-Fe y la interacción posterior con la recristalización. Investigaciones presentes han reportado la evidencia de precipitación y recristalización en lugares distintos, simultáneamente durante el recocido isotérmico de aleación AA1235. Esto significa que la precipitación ocurre aquí desde el recocido siendo máximo alrededor de los 300 °C, García-Cordovilla y Louis [24] también han reportado la misma temperatura para la precipitación máxima en la misma aleación. De acuerdo a esto, el recocido por encima de 300 °C incrementa fuertemente el número de partículas grandes ( $>1 \mu\text{m}$ ) en la matriz, comparada con la presencia de partículas pequeñas ( $<0,5 \mu\text{m}$ ) en muestras sin recocer. Por encima de 300 °C, algunos precipitados pequeños crecen a expensas del resto. Se ha reportado por otras investigaciones

que la solubilidad de soluto de la aleación 8011 laminado en frío incrementa con el aumento de la temperatura de recocido.

Durante el recocido de aleaciones sobresaturadas, las zonas con alta densidad de dislocaciones son propensas a presentar precipitación. A bajas temperaturas, los subgranos son fijados por pequeñas partículas esféricas y a temperaturas más altas el crecimiento de subgrano ocurre debido a un incremento en el tamaño de las partículas. A altas temperaturas (550 °C) la disolución de las partículas toma lugar y lidera el crecimiento de grano [25].

Existe una amplia brecha entre el comienzo y la finalización del fenómeno de recristalización, y es debido a la presencia de un gran número de precipitados finos en las etapas del recocido. Partículas finas impiden la nucleación y el crecimiento de granos durante la recristalización. La precipitación de partículas en los límites de grano afecta la migración y la forma de los límites. Durante el recocido, el crecimiento de algunos granos es detenido completamente por el efecto de anclaje de los precipitados. Los granos más grandes “consumen” la región alrededor de los pequeños granos que se van formando y es caracterizado como islas de granos, estas islas son estables incluso a temperaturas altas, esto se debe a la presencia de una alta densidad de precipitados en sus límites. Ha sido reportado que las islas de granos son el resultado del fenómeno de nucleación menos exitoso y tragados por el crecimiento más rápido de otros granos. La barrera de la migración de límites de grano se debe a la presencia de pequeños granos a altas temperaturas de recocido, con un incremento en la temperatura, la movilidad efectiva de los límites aumenta a causa de una concentración de precipitados más pequeños en la región del límite. Por lo tanto, una movilidad más grande de límite de granos

y una fuerza de anclaje por parte de los precipitados conducen a un desarrollo de crecimiento de grano anormal desde una distribución inicial de tamaño de grano uniforme [25].

El comportamiento del crecimiento de grano también depende de la orientación de los mismos. Cuando empieza la disolución de precipitados, comienza un crecimiento de grano anormal debido al desanclaje de los granos más grandes.

Rajat Kumar Roy, Sujoy Kar y Siddhartha Das [25], concluyeron que al ser laminada en frío la aleación AA8011 al 92% y a diferentes condiciones de recocido, la precipitación toma lugar en las principales etapas del tratamiento térmico, la textura de recristalización es influenciada predominantemente por la precipitación (280°C) y es máximo alrededor de 300 °C. Además los precipitados dan lugar a una distribución heterogénea del tamaño de grano y límites de grano irregulares en la microestructura recristalizada. Los precipitados afectan la textura de recristalización tanto en baja como en altas temperaturas.

Es importante considerar el efecto de las partículas grandes y pequeñas pero no de manera separada. En este sentido, Hansen y Bay [19], realizaron estudios en aleaciones de aluminio, las cuales presentaban una distribución de partículas tanto grandes como pequeñas. Estos autores denominaron a esta distribución de partículas como una dispersión bimodal.

Mediante recocidos “in situ” y con la utilización de M.E.A.V., M.E.T. y microscopía óptica, se estudió la formación y crecimiento de los núcleos de

recristalización, demostrándose que la cinética de recristalización en las aleaciones con este tipo de dispersión es retardada debido a la presencia de partículas finas y acelerada por la presencia de partículas gruesas. Estos resultados han explicado que una disminución en el tamaño de grano inicial y un incremento en el grado de deformación producen una disminución en la temperatura de recristalización al igual que en las aleaciones de aluminio comercialmente puro. Sin embargo, la presencia de partículas grandes nos conduce en estas aleaciones a un refinamiento significativo del tamaño de grano recristalizado debido a la presencia de las partículas finas. De esta manera, la microestructura resultante es de tamaño de grano relativamente grueso [19].

En cuanto al espaciamiento interparticular, los precipitados pequeños finamente dispersos retardan la recristalización debido al anclaje de los frentes de reacción, mientras que las inclusiones gruesas que presentan espaciamientos grandes mayores a 4 micrómetros, aceleran el proceso de recristalización debido a un aumento en la velocidad de nucleación [26]. Humphreys [27], observó que la nucleación podría ocurrir sobre grupos de partículas las cuales individualmente no alcanzaban el tamaño crítico para la nucleación y presentaba un espaciamiento entre ellas bastante pequeño, sin embargo, este mecanismo no es común observarlo en aleaciones de aluminio.

Los mecanismos de recristalización en aleaciones ternarias de aluminio-manganeso con contenidos significativos de hierro y silicio, enfocando la investigación hacia el efecto de las partículas de fases secundarias. En estas aleaciones el fenómeno de recristalización se plantea como un proceso competitivo entre el mecanismo de precipitación por sobresaturación de la aleación y los mecanismos de nucleación y crecimiento como tal. Estos autores

determinaron que en general para obtener un producto de grano fino a partir de colada continua, el material debería ser tratado térmicamente a altas temperaturas. Esos tratamientos producen una dispersión de partículas relativamente gruesa y una reducción del contenido de manganeso en solución sólida. Por consiguiente, las velocidades de nucleación y crecimiento de los granos recristalizados son lo bastante elevada como para conseguir un tamaño de grano final relativamente pequeño. También se ha propuesto que en las aleaciones comerciales de aluminio se puede obtener un tamaño de grano adecuado si la recristalización ocurre primero que la precipitación. Además, se demostró que la temperatura de nucleación, mientras sea alcanzada con una velocidad de calentamiento alta depende únicamente del contenido de manganeso en solución sólida.

#### **1.9. Efecto del grado de deformación en el proceso de recristalización**

Es bien conocido que el fenómeno de recristalización es altamente dependiente de la energía interna almacenada y por ende del grado de deformación, por tal razón muchos investigadores han dedicado tiempo y recursos para estudiar este fenómeno en términos de la energía interna almacenada en el material deformado, Drist et. Al. [29] quien ha demostrado que los procesos de recristalización experimentan cambios en la velocidad en materiales de igual composición química, deformados en grados diversos, también obtuvo que el valor de la energía de activación para el inicio de la recristalización, en aleaciones de Al-Zn, Al-Mn y Al-Si, disminuye al comparar un material delgado con otro de mayor espesor.

Otros estudios realizados por Bay y Hansen [23], se enfocaron en la influencia del grado de deformación sobre el comportamiento de la

recristalización considerando reducciones de espesor en un intervalo entre 50 y 90% para una aleación de aluminio de pureza comercial laminada en frío. Utilizando la técnica de recocido “in situ” en un microscopio electrónico de alta resolución, encontrando un marcado descenso en la temperatura de recristalización con el grado de deformación. Esto se explica en términos de la elevada velocidad de trepado de dislocaciones que se manifiesta en materiales altamente deformados, debido a la concentración de vacancias.

Un importante aporte hecho por Bay y Hansen [23], se refiere a la aceleración en el crecimiento de los núcleos, al incrementarse el grado de deformación, relacionándose con el aumento de la energía almacenada (fuerza impulsora del crecimiento de grano por migración de límites de alto ángulo). Se encontró igualmente, que en forma frecuente, al aumentar la deformación, disminuye el tamaño de grano recristalizado, hallándose estrecha relación con la relación de partículas intermetálicas.

Estos mismos autores [23], profundizaron más en este tipo de estudio, esta vez, utilizando reducciones entre 5 y 30%. Es importante mencionar que se ocuparon de verificar para estos espesores que la temperatura de nucleación y recristalización disminuye a medida que aumenta el grado de deformación, tal como lo habían obtenido en el trabajo anterior. También obtuvieron un descenso en el tamaño de grano recristalizado, con el aumento de la deformación. En ella se muestra que en materiales con menor deformación el tamaño de grano recristalizado es más grueso.

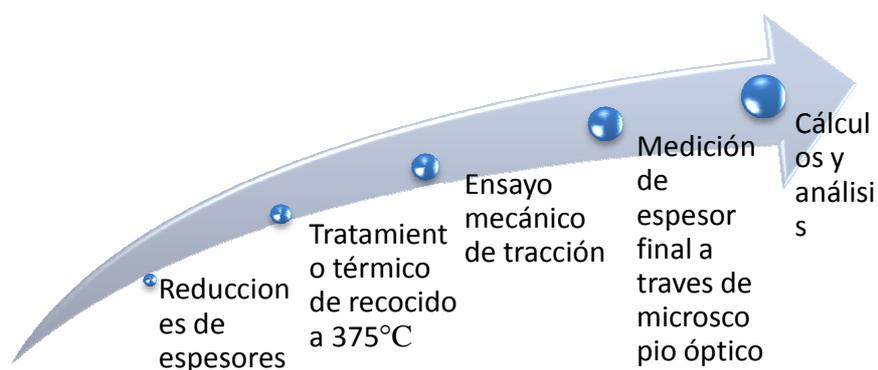
## CAPÍTULO II

### DESARROLLO EXPERIMENTAL

Se plantea realizar estas investigaciones a partir de muestras provenientes de la primera etapa de laminación sin previo tratamiento térmico de homogeneización ni recocido. Estas muestras serán laminadas en frío de acuerdo a la práctica convencional en planta, hasta un espesor de 0,27mm; posteriormente, a diferencia de la práctica operativa actualmente utilizada no se someterán a tratamientos térmicos de recocido intermedio, para finalmente tratarlos térmicamente a escala de laboratorio por diversos períodos de tiempo a una temperatura de 375°C.

Las muestras serán caracterizadas, a través de la evaluación de los índices de restauración de las propiedades mecánicas en tracción uniaxial y de la evolución de la relación de deformación en cada una de las condiciones de temperatura y tiempo estudiados.

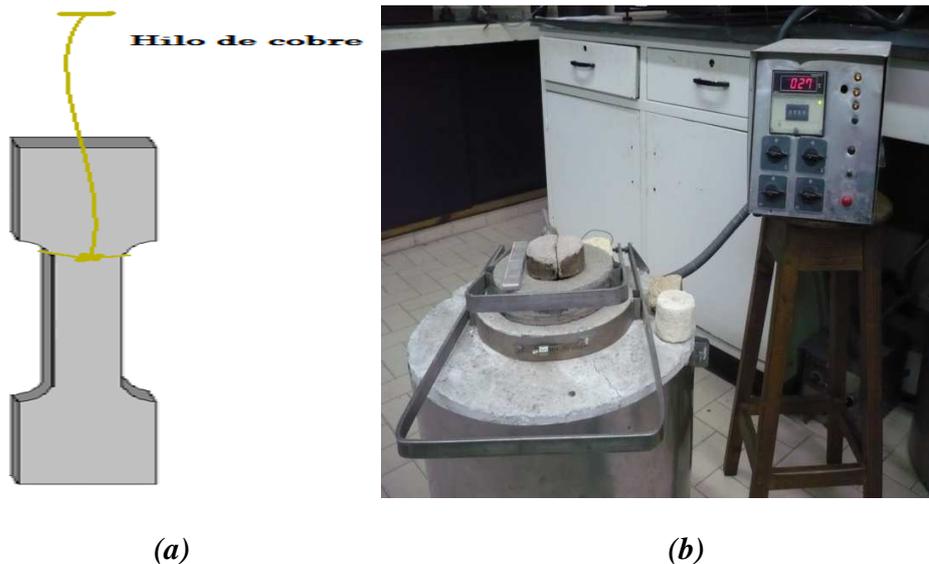
En la figura 2.1, se presenta un esquema de trabajo que ilustra las diferentes etapas que se deben seguir para la realización del presente estudio.



**Figura 2.1 Esquema de trabajo.**

## 2.1. Tratamiento térmico de recocido

Se procedió a realizar el tratamiento térmico a una temperatura de 375 °C, la selección de esta temperatura se basa en la investigación previa realizada por Campero L., Ildemaro C. y De Quintal R., Alejandro J. en donde se obtuvieron mayores velocidades en el proceso de restauración combinando esto, con óptimas propiedades. Dicho tratamiento se efectuó con láminas dispuestas como se muestra en la figura 2.2(a), en un horno de sales con cuatro resistencia eléctrica, 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(b).



**Figura 2.2 (a) Disposición de las probetas para realizar el tratamiento. (b) 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 en un

corto tiempo, y de esta forma minimizar otros efectos que permitan la liberación de energía almacenada en el material, se utilizó un crisol de acero inoxidable con un diámetro de 11 cm y una longitud de 19 cm. 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 como se presenta en la figura 2.2(b).

Para cada espesor utilizado, se realizó un muestreo de 10 intervalos de tiempo, cuyos valores son: 10, 50, 100, 200, 3.000 y 10.000 segundos, para así lograr la construcción de la curva que describe la evolución de las propiedades mecánicas con respecto al tiempo para los tres espesores (1,32; 0,57; 0,27 mm) los cuales representan el 78%, 90,5% y 95,5% del porcentaje de reducción de espesores en el material.

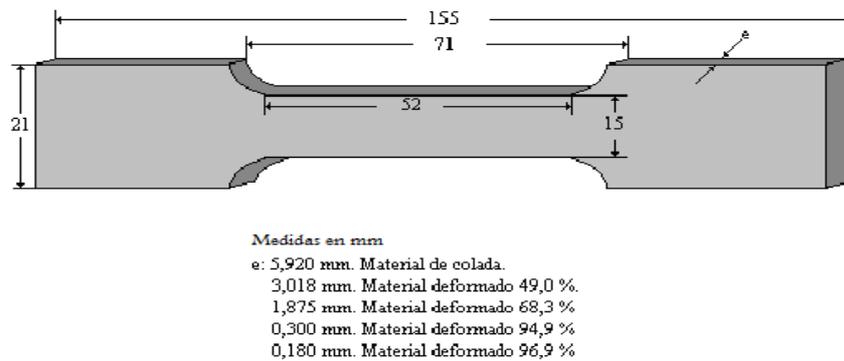
Para cada tiempo seleccionado se extrajeron tres especímenes cada uno con tres direcciones distintas en función de la dirección de laminación a saber 0°, 45° y 90°, los cuales fueron templados en agua a objeto de retener la microestructura desarrollada para cada tiempo en particular.

## **2.2. Ensayos de tracción**

### **2.2.1. Preparación de las probetas.**

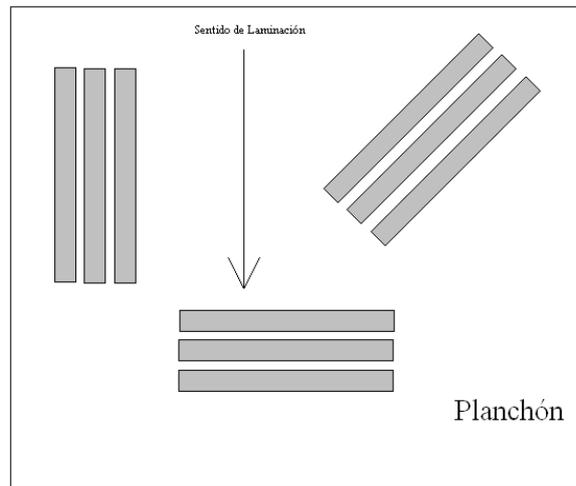
Los ensayos de tracción fueron realizados a probetas provenientes de la primera etapa de laminación con lo cual se consta de 3 espesores 1,32; 0,57 y 0,27mm.

Para realizar los ensayos de tracción se utilizaron probetas planas estándar las cuales fueron obtenidas por maquinado, específicamente fresado; usándose como referencia las normas ASTM E 345, con las dimensiones mostradas a continuación en la figura 2.3.



**Figura 2.3 Dimensiones de las probetas provenientes de las láminas para ensayos de tracción.**

Para cada uno de los espesores, se cortaron tres muestras en el sentido de laminación, perpendiculares y formando 45° con respecto al mismo, como se muestra en la figura 2.4. Esto con el objeto de establecer la relación de deformación de la chapa y así tener una medida de la conformabilidad de la misma



**Figura 2.4 Grupo de muestras con sus concernientes ángulos con respecto al sentido de laminación.**

### **2.2.2. Realización del ensayo**

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 12,7 mm/min, con un intervalo de carga entre 0-5000 Kg. figura 2.5.

Antes de realizar el ensayo de los especímenes, se midió el ancho y espesor de cada uno de ellos, una vez montada la probeta y sujeta por sus extremos en la máquina universal de ensayo se procedió a medir la longitud inicial entre las mordazas (Figura 2.5); 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 (figura 2.6) que registra el desplazamiento del cabezal móvil. Es importante destacar que fue necesario hacer ciertas modificaciones a los resultados que arrojó este ensayo, con el fin de obtener valores de esfuerzo y deformación

reales, por lo cual, se realizaron correcciones por deformación elástica de elementos de máquina, utilizando para ello la siguiente ecuación:



**Figura 2.5 Máquina Universal marca INSTRON.**



Display de fuerza y y delta de elongacion

**Figura 2.6 Máquina Universal marca INSTRON.(Display)**

$$\Delta L_{experimental} = \Delta L_{Probeta} + \Delta L_{Maquina} \quad 2.0$$

Aplicando la Ley de Hooke

$$F = K \times \Delta L \quad 2.1$$

Ahora sustituyendo la ecuación 2.1 en la ecuación 2.0 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

$$Tensión Nominal (s) = \frac{F}{A_o} \quad 2.2$$

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 ( $\text{mm}^2$ ). Las unidades de la tensión nominal son medidas en megapascales, MPa (unidades del Sistema Internacional).

La deformación nominal se define como:

$$\text{Deformación Nominal}(e) = \frac{l_i - l_o}{l_o} = \frac{\Delta L_{\text{corregido}}}{l_o} \quad 2.3$$

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  $\Delta L$ , 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:

$$\text{Tensión real } (\sigma) = \frac{F}{A} \quad 2.4$$

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 " $\varepsilon$ " se define en función del incremento de la deformación:

$$\text{Deformación real } (d\varepsilon) = \frac{dl}{l} ; \varepsilon = \int_{l_0}^l \frac{dl}{l} = \ln\left(\frac{l}{l_0}\right) \quad 2.5$$

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 " $\sigma$ " 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:

$$e = \frac{l - l_0}{l_0} = \frac{l}{l_0} - 1 \quad 2.6$$

$$\varepsilon = \ln\left(\frac{l}{l_0}\right) = \ln(1 + e) \quad 2.7$$

De la misma manera tenemos

$$s = \frac{F}{A_0} \quad 2.8$$

$$\sigma = \frac{F}{A} \quad 2.9$$

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

$$A_0 \times l_0 = A \times l \quad 2.10$$

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

$$\sigma = s(1 + e) \quad 2.11$$

$$\varepsilon = \ln(1 + e) \quad 2.12$$

Las ecuaciones 2.11 y 2.12 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 determinó 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) para cada espesor, 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 2.13 como:

$$I_R = \frac{P_0 - P_i}{P_0 - P_f} \times 100 \quad 2.13$$

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) para cada espesor.

### **2.2.3. Medición de espesor Final**

Para realizar las mediciones de espesor final se utilizó un microscopio óptico marca Buehler modelo Viewmet a unas condiciones de trabajo de 110-V 60-Hz figura 2.10, mediante el cual se realizó una medición micrométrica a través de una cuadrícula milimetrada incorporando en la medición una micromarca figura 2.8, en la cual se colocaron las probetas; y se tomo como punto de partida la zona de ruptura inferior según la figura 2.9, a partir de esta zona se midió dos milímetros en la dirección opuesta a la ruptura, de forma tal de obtener una medición fuera de la zona de encuellamiento y así poder presumir la condición de estabilidad plástica y la conservación de volumen. En este punto se procedió a realizar la medición del ancho final para así lograr una mayor precisión. La figura 2.7 representa un esquema de cómo se realizó el proceso de medición.

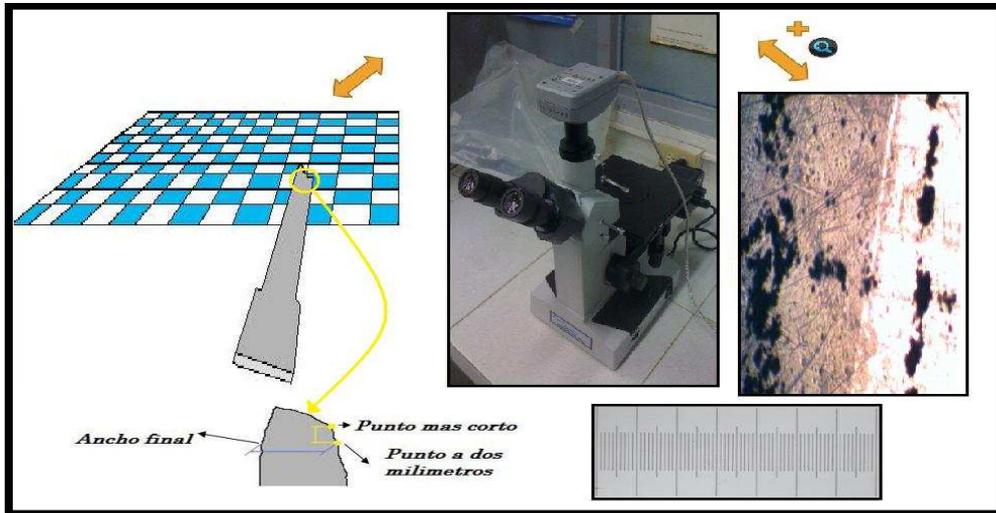


Figura 2.7. Esquema de desarrollo

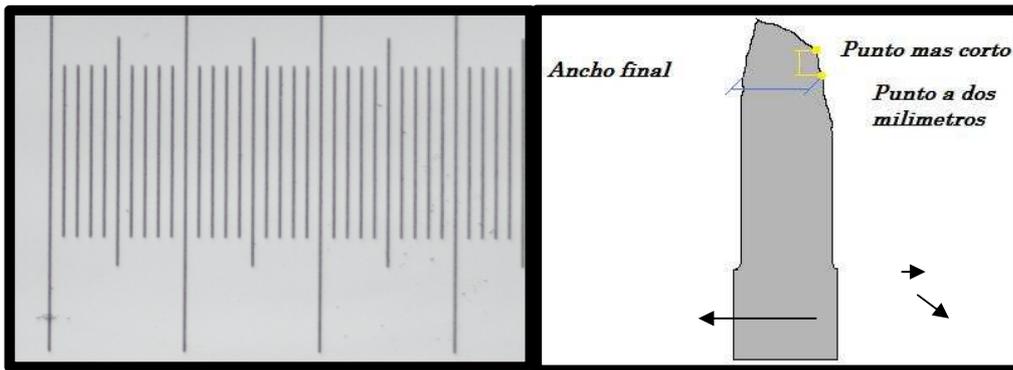


Figura 2.8. Marca micrométrica

Figura 2.9 Ancho de la probeta



Figura 2.10 Microscopio óptico marca Buehler

#### 2.2.4. Anisotropía

Finalmente es de suma importancia realizar estudios que traten sobre la anisotropía 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 para cada ángulo en particular se llama reducción de espesores, 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 láminas, es común usar la anisotropía en el plano por medio de la anisotropía normal ( $\bar{R}$ ) y al anisotropía planar ( $\Delta R$ ), 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.

## CAPÍTULO III

### ANÁLISIS Y DISCUSIÓN DE RESULTADOS

#### 3.1. Caracterización del material de colada

Una vez solidificada la chapa proveniente de la etapa de colada, se procede a ejecutar los ensayos para su caracterización. En primer lugar, se realizó el estudio de composición química del material (tabla 3.1), siendo esta información fundamental para saber con precisión las propiedades de la chapa, con el fin de analizar acertadamente los resultados posteriores. Al efectuar el ensayo de espectrofotometría de absorción atómica, se pudo verificar que el porcentaje de hierro esta dentro del intervalo nominal, mientras que el Silicio, se encuentra por debajo del rango estándar (tabla 3.2) [8].

**Tabla 3.1 Composición química del material a estudiar.**

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

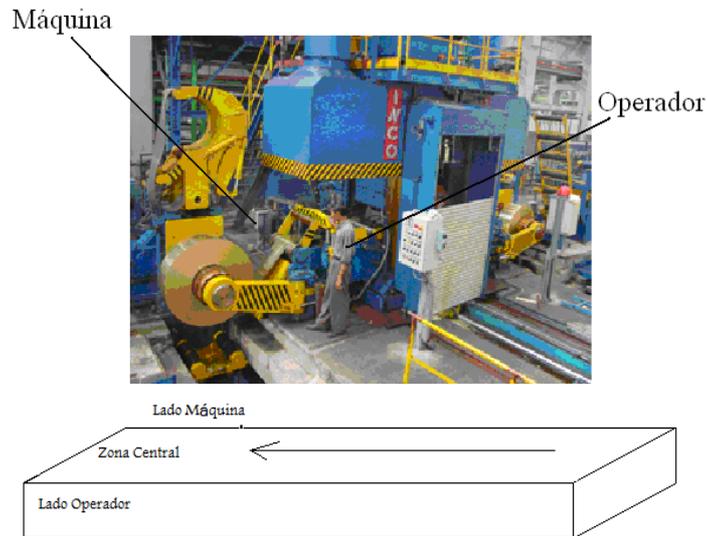
**Tabla 3.2 Composición nominal de Hierro y Silicio en la aleación comercial de aluminio 8011.**

<i>Elemento</i>	<i>%wt (Nominal)</i>
Si	0,50-0,9
Fe	0,6-1

Esto sugiere que el material a estudiar, debido al Silicio, tiene una buena resistencia mecánica y buena ductilidad, y un relativo alto valor de resistencia a la tracción, fluencia y alargamiento, gracias a la presencia del Hierro como aleante adicional. Esto da como resultado un comportamiento mecánico ideal para la obtención de foil o papel doméstico fino. Es posible explicar la gran diferencia entre el porcentaje en peso de Hierro con el de Silicio; al tomar en cuenta que el Hierro reduce la cantidad de Silicio libre, disminuyendo la tendencia a la fragilidad. Por otra parte, el Silicio se suele añadir en grandes cantidades para proporcionarle mayor colabilidad al material fundido, esta propiedad es de gran importancia al producir piezas fundidas complejas y sin defectos con el uso de moldes, pero en el proceso de Colada Continua esta propiedad no es fundamental, pudiéndose reducir los niveles de este elemento en este proceso en particular evitando la fragilización del material por exceso de silicio.

De los ensayos de tracción realizados a las muestras de colada, se obtuvo un valor promedio de esfuerzo real a carga máxima de 131 MPa, lo cual indica la presencia de un leve endurecimiento por deformación en este proceso, al compararla con la literatura especializada [8]. Cabe destacar que, con el fin de evaluar dicha propiedad a lo ancho de la chapa, se definen tres zonas tomando en cuenta la ubicación del operador con respecto a la salida de chapa para su evaluación, siendo la zona operador (la más cercana a este) la que se

encuentra a la derecha de la chapa con una vista frontal de la máquina, es decir desde la embobinadora, que es la sección final de la misma, figura 3.1



**Figura. 3.1 Zonas de estudio de la chapa.**

Por otra parte estas tres zonas de estudio, lado operador, lado máquina y el centro de la chapa tanto para la sección longitudinal, transversal y superficial, se estudiaron con el fin de lograr un mejor entendimiento de las condiciones microestructurales del material proveniente de la colada continua de doble rodillo. Encontrándose que los resultados concuerda con lo esperado de acuerdo a las teorías de solidificación propuestas en la literatura especializada [8].

Aunque la colada continua no es un proceso de deformación, los rodillos después de solidificar el material ejercen presión en el mismo, acumulando bajos niveles de tensiones, lo cual conlleva a un leve alargamiento de los granos principalmente en la dirección de colada; esta estructura es característica de las aleaciones con bajo contenido de soluto producidas a

elevadas tasas de enfriamiento. Además, puede notarse un comportamiento heterogéneo de la microestructura.

Según Del Rio y Vandor [8] la zona central de la chapa, es aquella que almacena menos deformación, debido a que la clara definición del límite de grano tiene que ver con el grado de deformación acumulado en su entorno, como consecuencia de la acumulación de bandas de deformación, por lo que a medida que aumenta esta condición, se pierde resolución en los límites.

Por otra parte en los ensayos realizados por Del Rio y Vandor, demostraron que en la sección longitudinal y transversal se puede observar en las 3 muestras (lado del operador, lado de la maquina y zona central), granos alargados o columnares, en cambio para la sección superficial la estructura de grano presentan un comportamiento relativamente equiaxial, esperándose encontrar valores de factor de forma muy cercanos a uno, ya que los granos no presentan una geometría tan alargada como aquellos en las dos secciones evaluadas previamente que presentan factores de forma más pequeños.

La caracterización antes mencionada se hace a través de la aplicación del factor de forma, que consiste en crear retículos cuadrados y superponerlos en cada imagen. El cálculo del factor de forma consiste en dividir el número de granos interceptados por cada recta horizontal, entre el número de granos interceptados por cada recta vertical, mientras más alejado de uno (1) esté el valor de este cociente, más deformado (geometría columnar) es el grano.

El factor de forma resultante más alejado de uno, es el de la muestra del lado máquina, seguido muy de cerca el lado operador, dejando la muestra proveniente de la zona central con el mayor factor de forma. De estos valores se

puede comentar, que los granos de la muestra proveniente del lado máquina y del lado operador son más alargados que los granos presentes en la zona central de la chapa, y por ende esto evidencia un mayor grado de deformación en los bordes de la misma que en el centro, lo cual se corresponde a la hipótesis planteada anteriormente.

Por último, es importante mencionar la existencia de un patrón de distribución de tamaño de grano heterogéneo a través del espesor de la chapa longitudinal y transversal, el cual se comporta en la zona cercana a los bordes de la muestra, con tamaños de granos más pequeños que aquellos ubicados en la zona central. Con respecto a lo cual se puede presumir que durante la etapa de colada continua, las zonas que están en contacto directo con los rodillos experimentan una mayor deformación, esto se debe a que la energía aplicada en el proceso se agota a medida que se deforman los planos más cercanos a los rodillos, hasta llegar al plano central donde ocurre la menor deformación.

Adicionalmente, si se analiza la heterogeneidad en la sección superficial, se podría afirmar que al igual que en las dos zonas previamente estudiadas, se encuentra distintos tamaños de grano, aunque tal vez no tan marcados como las otras zonas (longitudinal y transversal). Este comportamiento nos arroja un tamaño de grano menor en ciertas zonas, en comparación con otras. Esta heterogeneidad debe estar asociada a variaciones locales en la composición química de la aleación.

### 3.2. Caracterización del material deformado sometido a los tratamientos térmicos.

Para la realización de este procedimiento se utilizaron tres espesores de chapa semirrígida provenientes del proceso de laminación, de forma tal de poder hacerle seguimiento al comportamiento de las propiedades mecánicas; El esfuerzo de fluencia y el esfuerzo real a carga máxima en tracción de las muestras recocidas 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. A partir de estos datos obtenidos se hayo el índice de restauración y la anisotropía del material.

#### 3.2.1. Esfuerzo real a carga máxima

Esfuerzo real a carga máxima (promedio) (MPa)									
TIEMPO (s)	0 grados			45 grados			90 grados		
	Espesor A	Espesor B	Espesor C	Espesor A	Espesor B	Espesor C	Espesor A	Espesor B	Espesor C
10	188,51	162,47	164,92	185,80	183,17	178,36	414,75	369,03	396,16
50	175,26	183,73	172,50	171,15	159,39	158,56	367,02	350,14	351,12
100	176,09	171,98	161,37	168,01	152,11	145,87	363,99	338,49	320,98
200	161,72	142,54	144,18	157,11	131,99	138,40	341,95	299,05	307,68
3000	137,59	131,67	125,03	123,58	127,63	131,02	251,91	289,98	304,08
10000	132,12	129,82	135,73	124,91	131,51	129,84	273,92	294,60	290,05

**Tabla 3.3 Variación de los esfuerzos máximos promedios VS el tiempo de recocido.**

Se observa en las figuras 3.2, 3.3 y 3.4, las cuales se encuentran en función de un mismo espesor pero con variación del ángulo, un comportamiento característico que se ha reportado en estudios anteriores para materiales deformados en frío y recocidos isotérmicos, quizás no tan marcadamente para ángulos de 0 y 45 grados, sin embargo, esta es la tendencia sutilmente sugerida[8]. En las mismas es posible diferenciar tres etapas con bastante claridad: en primer lugar, una región donde la propiedad disminuye levemente con el tiempo de recocido (para tiempos entre 0 y 10 segundos), lo cual está probablemente asociado con el reordenamiento de dislocaciones. En segundo lugar, existe una etapa caracterizada por una reducción más pronunciada de la propiedad con el tiempo (para tiempos entre 10 y 3000 segundos), la cual ocurre simultáneamente con la aparición de granos libres de deformación, reemplazando la matriz deformada por una estructura completamente recristalizada. En tercer lugar, se alcanza una etapa final en la cual la propiedad tiende a hacerse constante independientemente del tiempo de recocido (para tiempos comprendidos entre 3000 y 10000 segundos), lo cual podría indicar que el grano no incrementa su tamaño; también se puede apreciar que, para el ángulo de 90 grados en cada uno de los espesores, existe una variación importante de los esfuerzos máximos a lo largo de los tiempos de recocido respecto a los ángulos de 45 y 0 grados; esto debido a la tendencia de los granos a deformarse en la dirección del eje de laminación, lo que produce que las dislocaciones tengan mayor resistencia en la dirección perpendicular al eje de trabajo (mayor número de límites de granos), necesitándose una mayor fuerza por unidad de área; siendo este comportamiento el esperado para las dos primeras etapas características, pero en la etapa final se observó que los esfuerzos máximos para el ángulo de 90 grados seguían siendo mayores que los

0 y 45 grados por lo que se deduciría que la mayoría de los granos no alcanzaron ser totalmente equiaxiales, de lo contrario correspondería a una estructura totalmente recristalizada lo cual implicaría que el valor de la propiedad converja a un valor constante. Las figuras 3.5, 3.6 y 3.7 se encuentran en función de un mismo ángulo para los diferentes espesores pudiendo corroborar así que las propiedades mecánicas del material mantienen una tendencia y un rango de valores de esfuerzo similares a lo largo del proceso de deformación plástica para los diferentes tiempos de recocido.

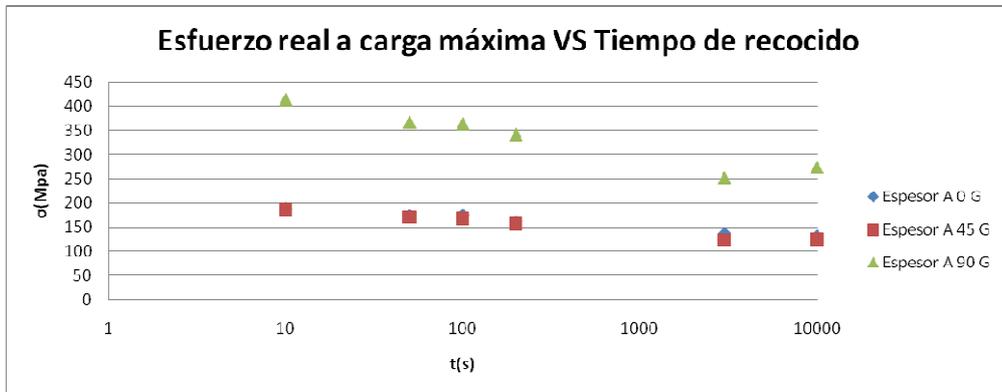


Figura 3.2 Esfuerzo real a carga máxima vs tiempo de recocido (Espesor-A)

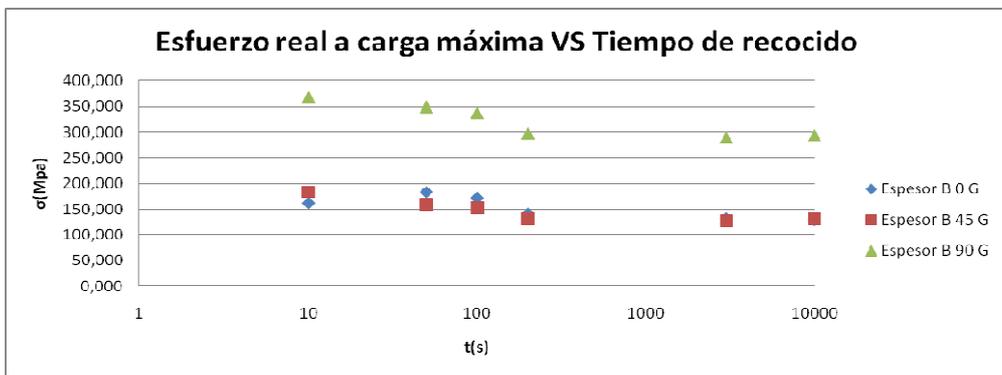


Figura 3.3 Esfuerzo real a carga máxima vs tiempo de recocido (Espesor B)

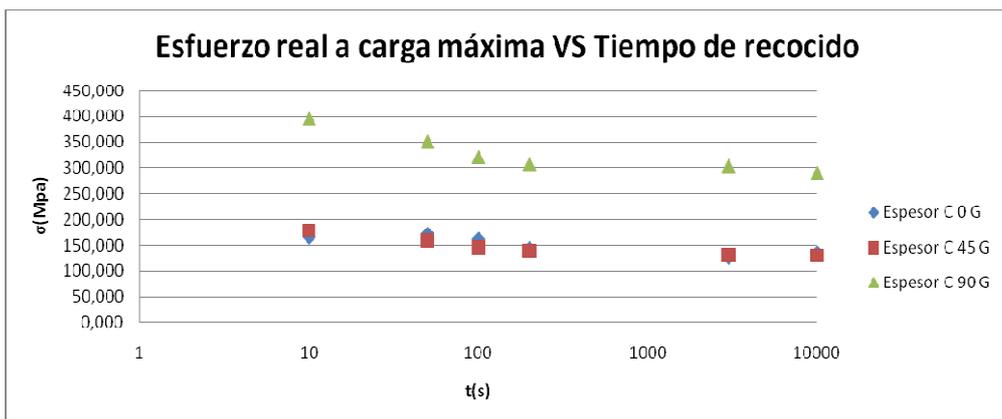
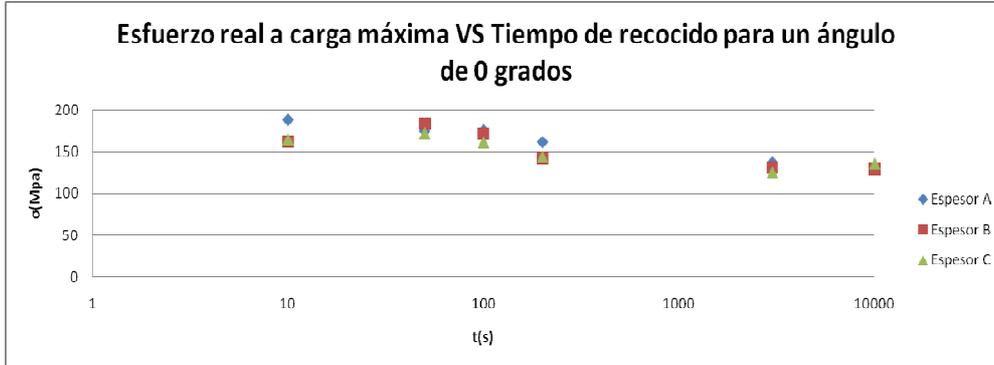
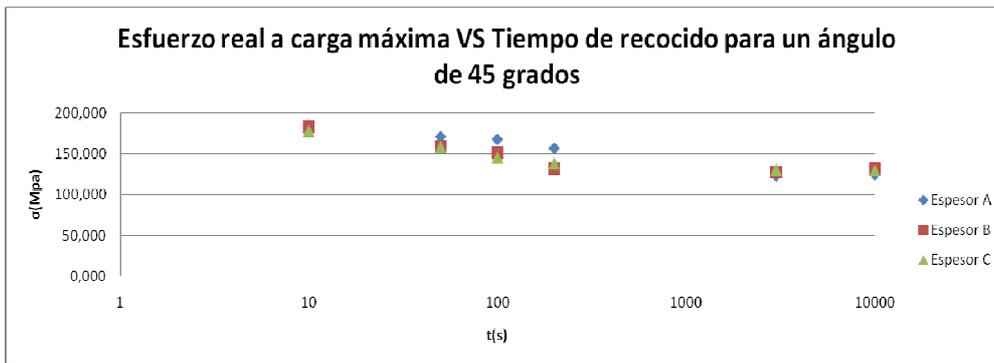


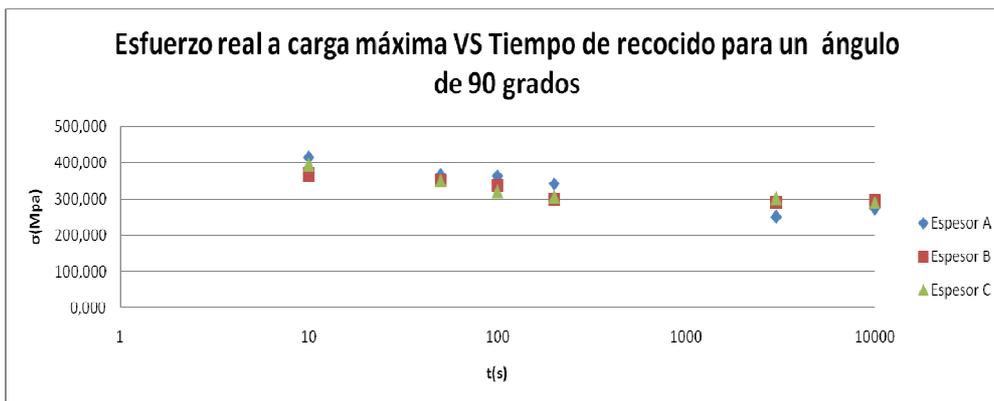
Figura 3.4 Esfuerzo real a carga máxima vs tiempo de recocido (Espesor C)



**Figura 3.5 Esfuerzo real a carga máxima vs tiempo de recocido (0 grados)**



**Figura 3.6 Esfuerzo real a carga máxima vs tiempo de recocido (45 grados)**



**Figura 3.7 Esfuerzo real a carga máxima vs tiempo de recocido (90 grados)**

### 3.2.2. Esfuerzo de fluencia

Esfuerzo de fluencia promedio (MPa)									
TIEMPO (s)	0 grados			45 grados			90 grados		
	A	B	C	A	B	C	A	B	C
10	122,625	124,355	141,730	145,186	158,619	158,000	359,426	290,063	343,804
50	112,180	121,918	139,807	141,642	124,401	124,401	326,529	263,572	276,143
100	106,638	112,933	118,760	135,465	122,756	122,756	301,702	220,452	240,308
200	102,335	87,350	96,748	126,067	95,534	95,534	252,472	181,257	195,926
3000	49,172	51,227	58,842	43,057	48,160	48,160	79,924	92,761	123,895
10000	39,548	39,290	59,134	32,698	46,634	46,634	74,899	102,919	113,942

**Tabla 3.4 Variación de los esfuerzos de fluencia promedio VS el tiempo de recocido.**

Las mismas tres etapas explicadas para la propiedad anterior (esfuerzo real a carga máxima) también las podemos apreciar para el esfuerzo de fluencia con la única diferencia que éstas se aprecian mucho mejor y en intervalos diferentes, es decir, que la primera etapa se presenta para tiempo comprendidos entre 0 y 100 segundos, la segunda etapa comprende tiempos entre 100 y 3.000 segundos y la etapa final tiempos de 3.000 a 10.000 segundos. En las figuras 3.8, 3.9, 3.10, podemos observar la misma tendencia experimentada al evaluar el esfuerzo real a carga máxima, a excepción de que el ángulo de 90 grados en todos los espesores se aproxima mucho mejor a la condición final, en este caso las propiedades evaluadas entorno a la deformación del 0,2 %, es decir, el esfuerzo de fluencia, está claro, que no es altamente dependiente de la movilidad de las dislocaciones por lo que la variación del camino libre medio de éstas, producto de la textura mecánica desarrollada durante la laminación, no se verá reflejada en la evolución de la propiedad con el tratamiento térmico, sin

embargo, sí pudiese estar influenciando otros aspectos como lo son la reorganización de la así denominada subestructuras para disminuir la energía interna del material .

Las figuras 3.11, 3.12 y 3.13 se encuentran en función de un mismo ángulo para los diferentes espesores pudiendo corroborar así que las propiedades mecánicas del material mantienen una tendencia y un rango de valores de esfuerzo similares a lo largo del proceso de deformación plástica para los diferentes tiempos de recocido.

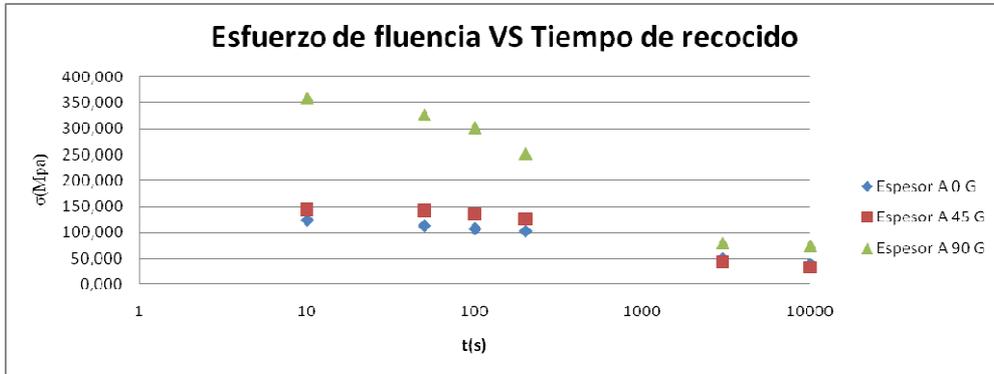


Figura 3.8 Esfuerzo de Fluencia vs Tiempo de recocido (espesor A)

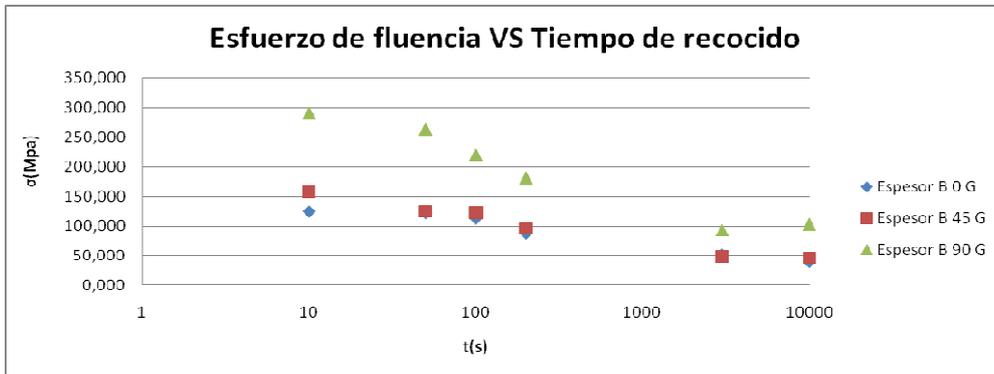


Figura 3.9 Esfuerzo de Fluencia vs Tiempo de recocido (espesor B)

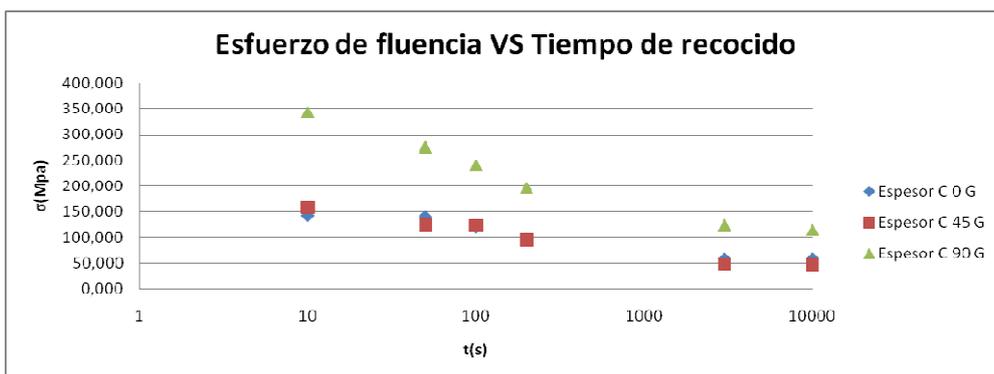


Figura 3.10 Esfuerzo de Fluencia vs Tiempo de recocido (espesor C)

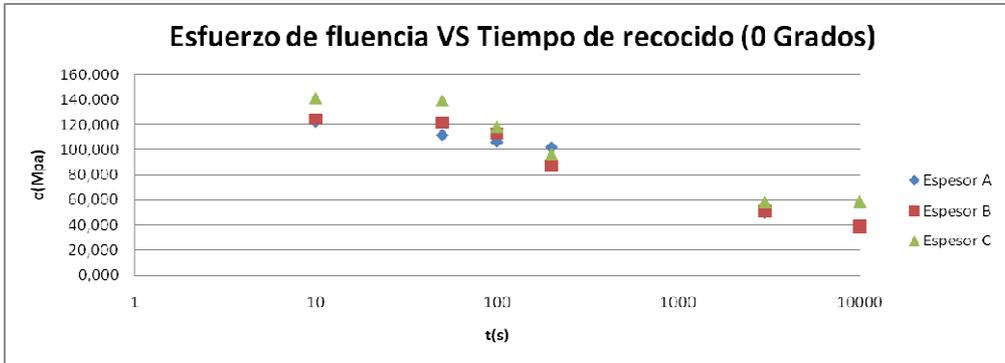


Figura 3.11 Esfuerzo de Fluencia vs Tiempo de recocido (0 grados)

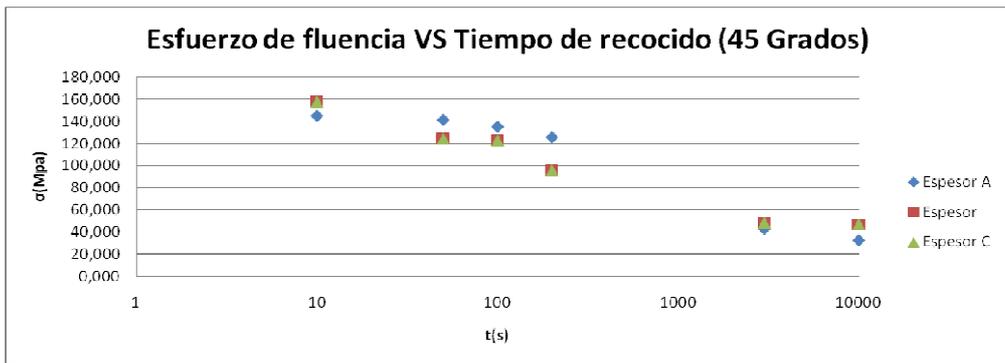


Figura 3.12 Esfuerzo de Fluencia vs Tiempo de recocido (45 grados)

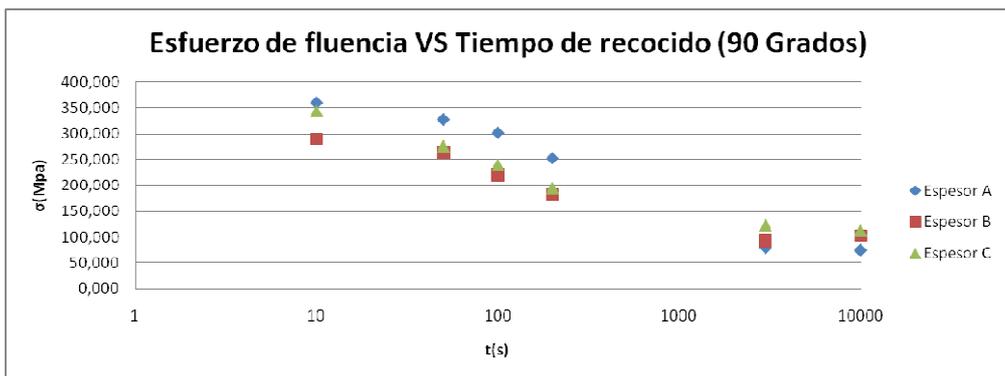


figura 3.13 Esfuerzo de Fluencia vs Tiempo de recocido (90 grados)

### 3.2.3. Índice de restauración

Las figuras 3.41, 3.15 y 3.16 ilustran la relación entre el índice de restauración del esfuerzo de fluencia y el tiempo de recocido para cada uno de los espesores, en referencia a un mismo ángulo; en este caso se evidencia una mejor cinética para el espesor con mayor grado de deformación (C), esto en principio se corresponde a lo propuesto por Drits en 1975 [29] y Bay y Hansen en 1991 [23]. En la tabla 3.4, 3.5 y 3.6 se presentan los valores correspondientes a las figuras antes mencionadas. De esta forma, es fácil observar que a medida que incrementa el porcentaje de deformación, disminuye el tiempo para alcanzar una determinada fracción restaurada. El cual puede estar relacionado al fenómeno de restauración de las propiedades mecánicas de los materiales deformados y recocidos, está fundamentalmente asociado a mecanismos de recuperación y recristalización, los cuales son significativamente dependientes de la energía almacenada, por ende, a mayor cantidad de deformación, mayor energía almacenada y por tanto se obtiene el mismo porcentaje de recuperación en un menor tiempo.

La recuperación, por una parte, está fundamentalmente asociada con el reordenamiento de dislocaciones a través de procesos difusivos en el material, mediante los cuales tiene lugar el movimiento de límites de ángulo bajo, y los que evidentemente son dependientes de la temperatura. Por otra parte, la recristalización está básicamente asociada con el movimiento masivo de límites de ángulo alto, lo cual da como resultado una drástica reducción de la densidad de las dislocaciones, previamente ordenadas en las paredes de las celdas de dislocaciones del material recuperado. Sin embargo, si comparamos el efecto que podría tener en la cinética de restauración, el porcentaje de deformación previo que por supuesto se traduce en energía interna almacenada, para

condiciones de deformación sustancialmente menores a la del caso en estudio, se puede decir que en la medida que el grado de deformación incrementa, para valores de deformación acumulados elevados, el efecto de estas diferencias, en la cinética de restauración se ve mermado y por ello que observamos en la figura anteriormente descrita que el comportamiento prácticamente se solapan. Esto puede ser explicado en términos de la densidad de dislocaciones en el material, es bien conocido que por lo general los materiales experimentan lo que se conoce como un estado de saturación en donde la densidad de dislocaciones permanecen constantes y por ende la energía interna almacenada producto de la deformación, así pues la fuerza motriz para que se de el evento de restauración de las propiedades no varía de forma importante entre una condición y otra en esta etapa del régimen plástico del material y aquí si encontramos diferencias con lo reportado por Bay y Hanssen, las cuales podrían estar relacionadas a que estos investigadores trabajaron con porcentajes de reducción de espesor entre el 10 y 50 %, mientras que la presente investigación evaluó mayores grados de deformación[21].

**Tabla 3.5 Variación del índice de restauración VS el tiempo de recocido.**

% Índice de restauración Espesor A			
TIEMPO	0°	45°	90°
10			1,69563629
50	12,5626076		12,6894582
50		3,08785812	11,8333464
100	19,2274603	13,1706183	18,102122
100		3,766526	23,647565
200	24,403097	7,61811127	37,7742417
200		25,6932422	38,1357686
3000	88,3434001	88,191377	98,585294
3000		89,7417831	97,0537617
10000	99,8360017	95,9804715	99,1257068
10000			

% Índice de restauración Espesor B			
TIEMPO	0°	45°	90°
10			
50		26,9732373	12,5532405
50	2,81126948	31,7458624	9,60574754
100	13,1775588	29,2654892	32,985784
100		32,2767315	23,3316734
200	43,5033586	53,2182903	51,558914
200	41,8799127	55,0356885	57,4286734
3000	80,1476938	92,4825092	93,4932227
3000	88,5829674	97,0667215	98,5329704
10000	96,2739355	92,1673722	88,6799432
10000			

% Índice de restauración Espesor C			
TIEMPO	0°	45°	90°
10			3,41987394
50	4,30777812	11,7842783	27,3823411
50	0,01352248	29,5794179	33,2595219
100	25,9622089	38,9980201	48,4640552
100	25,661866	31,4061652	42,4843896
200	50,1918355	52,6217313	64,7333547
200	50,9050746	52,9022522	63,750011
3000	86,2892245	97,3967483	93,793135
3000		90,7695846	95,6083364
10000	93,9352515	98,1650563	97,8192809
10000	91,6981115		

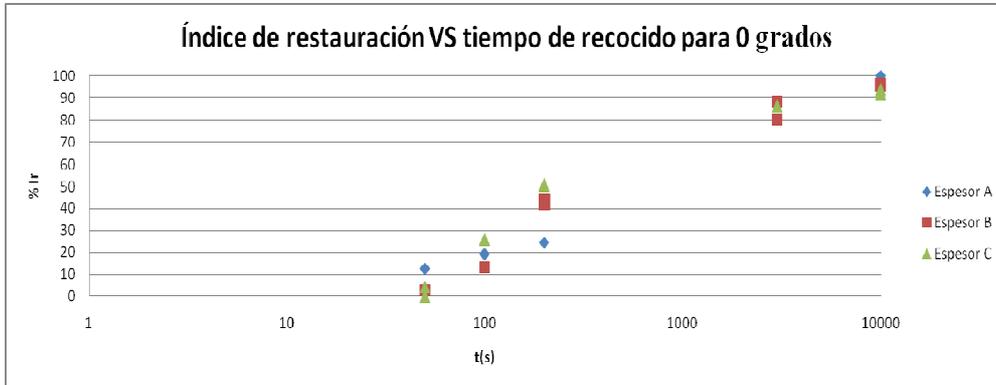


figura 3.14 Índice de restauración vs Tiempo de recocido (0 grados)

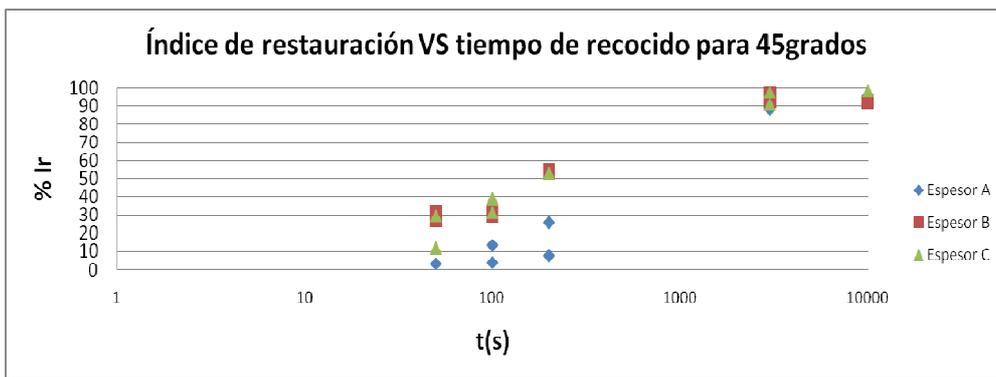


Figura 3.15 Índice de restauración vs Tiempo de recocido (45 grado)

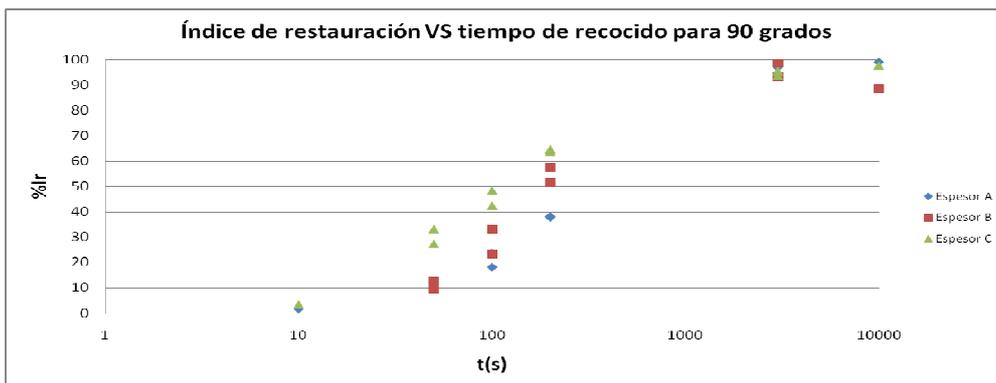


Figura 3.16 Índice de restauración vs Tiempo de recocido (0 grados)

#### **3.2.4. Anisotropía del material**

Es de suma importancia realizar estudios que traten sobre la anisotropía 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, específicamente anisotropía cristalográfica, la cual resulta de la orientación preferida de los granos producida por deformación severa. Un grano se denomina como una porción del material cristalográficamente homogéneo y su resistencia puede ser altamente anisotrópico, al aplicarle una deformación plástica severa lo cual produce una fuerte tendencia de orientación cristalográfica, ahora bien, si una muestra está compuesta por muchos granos (material policristalino), el comportamiento de este material es parecido en cuanto a la anisotropía de un solo grano (monocristal). La propiedad más afectada es la resistencia de conformación del material, esta resistencia en la dirección perpendicular puede ser mayor o menor que la resistencia en la dirección longitudinal (dirección principal de deformación), dependiendo del tipo de tendencia de la orientación existente, cual sugiere que el fenómeno no es sólo dependiente del camino libre medio de las dislocaciones móviles durante la aplicación del estímulo mecánico que produce la deformación. Este tipo de anisotropía es más frecuente en materiales no féreos, especialmente cuando han sido severamente deformados. La anisotropía cristalográfica puede ser eliminada por recristalización, aunque la formación de una textura recristalizada puede causar la reaparición de una etapa de anisotropía. Una manifestación práctica de anisotropía cristalográfica es la formación de “orejas”, o deformaciones no uniformes en procesos de embutido profundo.

Existe un fenómeno en particular relacionado con esta investigación denominado fibra mecánica, la cual es debido a la alineación preferida de discontinuidades estructurales, tales como inclusiones, segregación y partículas de segunda fase en la dirección de trabajo (laminación). Este tipo de anisotropía es importante en forja. La dirección principal de trabajo se define como dirección longitudinal, esta es la longitud del eje de una barra o la dirección de laminación en una chapa, cuando se trabaja con muestras provenientes de un proceso de laminación se debe considerar dos direcciones transversales, la dirección transversal corta, y la dirección transversal larga. En una chapa no puede ser medida las propiedades de la dirección transversal corta. En productos trabajados en frío, la fibra mecánica es la principal causa de comportamiento distinto de las propiedades en cada dirección, las medidas de ductilidad como la reducción son las más afectadas. En general, la reducción del área es más baja en la dirección transversal corta, luego le sigue la dirección transversal larga y por último es más alta en la dirección longitudinal.

Como se comentó antes, la resistencia a la disminución del espesor se mide por medio de la relación de espesor denominada con la letra (R), la cual es la proporción de la deformación en régimen plástico del ancho y espesor de una lámina, este valor mide la anisotropía normal. Un alto valor de R indica una alta resistencia a la reducción en la dirección del espesor (dirección normal al plano de la lámina), este valor de anisotropía se halla por medio de la siguiente formula (3.4).

$$R = \frac{\ln(w_0 / w)}{\ln(h_0 / h)} \quad (3.4.1)$$

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 suponiendo la conservación de volumen (3.5):

$$R = \frac{\varepsilon_w}{\varepsilon_l - \varepsilon_w} = \frac{\log(w_0 / w)}{\log(L / L_0) - \log(w_0 / w_0)} = \frac{\log(w_0 / w)}{\log(L \times w / L_0 \times w_0)} \quad (3.4.2)$$

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

$$\bar{R} = \frac{R_0 + 2R_{45} + R_{90}}{4} \quad (3.4.3)$$

Por medio de los datos arrojados por los ensayos de tracción, se realizó el estudio sobre la dependencia de las propiedades mecánicas con la dirección en que son medidas dichas propiedades, para lo cual se analizan los valores de anisotropía, tanto normal (R) como planar ( $\Delta R$ ) figura 3.7. 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.

$$\Delta R = \frac{R_0 - 2R_{45} + R_{90}}{2} \quad (3.7)$$

Por una parte, un valor de R (anisotropía normal), cercano a uno, denota 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

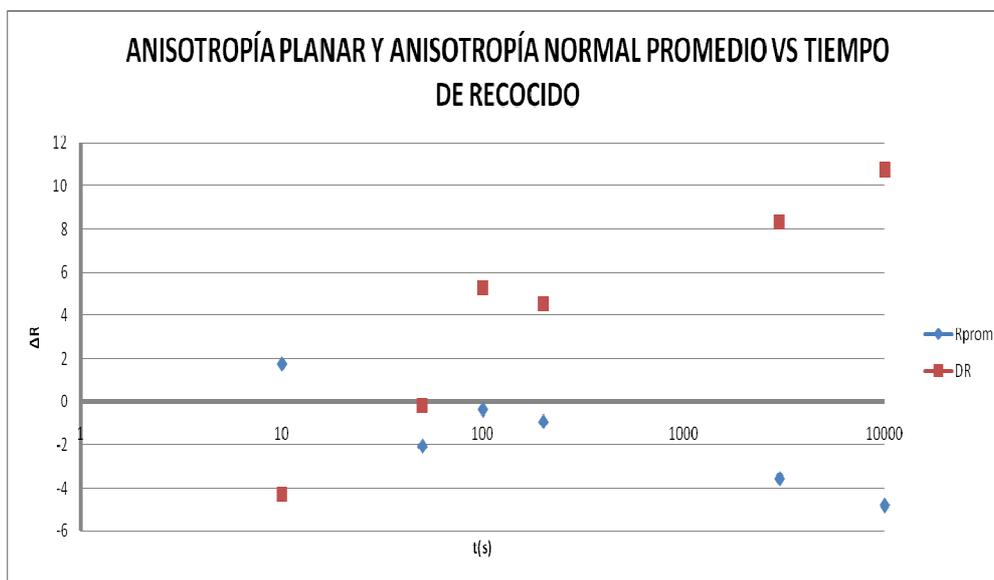
[8]). En el embutido, las orillas o bordes de las depresiones se pueden volver onduladas; a este fenómeno se le llama borde ondulado u orejas. Esta condición se debe a la anisotropía planar (en el plano) de la hoja, determinada por  $\Delta R$ , cuando  $\Delta R=0$  no se forman orejas, en el caso que  $\Delta R<0$  se forman orejas a 45 grados del eje de laminación y para  $\Delta R>0$  se pueden formar orejamiento a 0 o 90 grados y la altura de las mismas aumenta al incrementar  $\Delta R$ . La cantidad de ondulaciones que se forman pueden ser dos, cuatro u ocho. Las orejas son indeseables en las depresiones embutidas, porque hay que recortarlas y producen mermas. En la tabla 3.7 podremos encontrar los valores de las diferente anisotropías (30).

**Tabla 3.6 Variación de la anisotropía normal y planar VS el tiempo de recocido.**

Reducción del espesor R, Anisotropía normal promedio y planar					
TIEMPO (segundos)	R0°	R45°	R90°	Rprom	$\Delta R=DR$
10	1,61236611	3,89693396	-2,43706945	1,74229115	-4,30928563
50	2,40327877	-1,96725101	-6,68035067	-2,05289348	-0,17128494
100	2,29326911	-3,02023737	2,24593606	-0,37531739	5,28983996
200	1,63038472	-3,18933002	1,0672584	-0,92025423	4,53815158
3000	0,80880969	-7,70970109	0,42008968	-3,5476257	8,32415078
10000	0,85427124	-10,1661094	0,31282014	-4,79128184	10,7496551

En la figura 3.17 se puede observar como la  $R_{prom}$  tiene una tendencia a disminuir pasando por el punto cero entre los 10 y 100 segundos, en cambio para la  $\Delta R$  se puede observar un incremento de la propiedad más pronunciado pasando por el punto cero en el mismo intervalo que la  $R_{prom}$ . También cabe

destacar que los puntos que se encuentran por encima de valores de anisotropía igual a 4 o por debajo de -4, deben ser tomados como incertidumbre. Por lo que los valores que se encuentran dentro de este rango mencionado anteriormente, nos generan una gráfica representativa de un material con buenas propiedades de embutibilidad.



**Figura 3.17 Anisotropía Planar Vs Tiempo de Recocido**

## **CAPITULO IV**

### **CONCLUSIONES**

- El esfuerzo real a carga máxima pareciera ser más susceptible que el esfuerzo de fluencia a la condición de equiaxialidad de la estructura de grano.
- El esfuerzo de fluencia se muestra poco dependiente del camino libre medio para las dislocaciones móviles.
- El efecto del grado de deformación en la cinética de restauración es altamente dependiente del intervalo de deformación en estudio, siendo más marcado para un barrido de deformación en intervalos comprendidos entre 10 y 50 % de reducción de espesor.
- El material presenta una buena embutibilidad en términos de los valores obtenidos de la anisotropía normal y planar.

## **RECOMENDACIONES**

- Realizar un trabajo con porcentajes de deformación menores.
- Utilizar mayor cantidad de tiempos de recocido de forma tal de obtener una curva de recuperación más precisa.
- Realizar estudios sobre la influencia de la temperatura de recocido en la embutibilidad de chapas de una aleación de aluminio.

## BIBLIOGRAFIA

- [1] Estanislao M. (2008). *Aplicaciones del aluminio*. Revista Arqhys [Revista en línea]. Disponible <http://www.arqhys.com/arquitectura/aluminio-aplicaciones.html>. [Consulta: 2009, Julio 16].
- [2] Handbook of Aluminum. (1957). *Aluminum Company of Canada LTD*. Canada [Consulta: 2009, Julio 5].
- [3] Weiner I. (2006). *El aluminio: un metal con aplicaciones singulares*. Revista Quiminet [Revista en línea]. Disponible [http://www.quiminet.com.mx/ar7/ar\\_%25E7%25D9%258B%250FD%258Es%255B.htm](http://www.quiminet.com.mx/ar7/ar_%25E7%25D9%258B%250FD%258Es%255B.htm). [Consulta: 2009, Julio 16].
- [4] Novelis inc (2009). *Aleaciones de aluminio* [Documento en línea] [http://www.novelis-painted.com/el\\_aluminio/aleaciones/index\\_esp.html](http://www.novelis-painted.com/el_aluminio/aleaciones/index_esp.html) [Consulta: 2009, Julio 16].
- [5] Ediciones UPC (2005). *Metalografía de las aleaciones de aluminio y magnesio* [Documento en línea] <http://www.edicionsupc.es/ftppublic/pdfmostra/EM04903M.pdf> [Consulta: 2009, Julio 16].
- [6] Hyoung-Wook Kim, Suk-Bong Kang, Nobuhiro Tsuji y Yoritoshi Minamino (2005). Elongation increase in ultra-fine grained Al–Fe–Si alloy sheets. *Acta materialia* [Revista en línea]. Disponible: <http://www.sciencedirect.com/html>. [Consulta: 2009, julio 29].
- [7] Aghaie-Khafri M. and Mahmudi R. (2005). The effect of preheating on the formability of an Al–Fe–Si alloy sheet. *Journal of Materials*

- Processing Technology* [Revista en línea]. Disponible: <http://www.sciencedirect.com/html>. [Consulta: 2009, Julio 29].
- [8] Del Río P., Javier y A.Vándor M., Lazlo A.(2008). *Estudio sobre la factibilidad técnica para la obtención de foil de aluminio sin la aplicación de recocidos intermedios*. Trabajo especial de grado. Universidad Central de Venezuela. Escuela de Ingeniería Mecánica, Caracas. [Consulta: 2009, Julio 30].
- [9] Di Lago, Guglielmo y Peña, Luis (1999). *Recocido no isotérmico de la aleación comercial de aluminio AA3003*. Trabajo especial de grado. Universidad Central de Venezuela. Escuela de Ingeniería Mecánica, Caracas. [Consulta: 2009, Agosto 20].
- [10]Slámová M., Homola P. and Karlík M. (2006). Thermal stability of twin-roll cast Al–Fe–Mn–Si sheets accumulative roll bonded at different temperatures. *Materials Science and Engineering*. [Revista en línea]. Disponible: <http://www.sciencedirect.com/html>. [Consulta: 2008, Mayo 16].
- [11]Lee S. H., Saito Y., Sakai T. and Utsunomiya H. (2005). Microstructures and mechanical properties of 6061 aluminum alloy processed by accumulative roll-bonding. *Elsevier Science*. [Revista en línea]. Disponible: <http://www.sciencedirect.com/html>. [Consulta: 2008, Mayo 20].
- [12]Saito Y., Utsunomiya H., Tsuji N. and Sakai T. (1999). Novel ultra-high straining process for bulk materials—development of the accumulative roll-bonding (ARB) process. *Elsevier Science*. [Revista en línea]. Disponible: <http://www.sciencedirect.com/html>. [Consulta: 2008, Mayo 28].

- [13] Tsuji N., Shiotsuki K., Utsunomiya H. and Saito Y. (1999). Low temperature superplasticity of ultra-fine grained 5083 aluminum alloy produced by accumulative roll-bonding. *Elsevier Science*. [Revista en línea]. Disponible: <http://www.sciencedirect.com/html>. [Consulta: 2008, Junio 1].
- [14] Dieter George. (1986). *Mechanical Metallurgy*, McGraw-Hill Tercera edición. New York, 480 p.
- [15] 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: 2009, Agosto 20].
- [16] Verhoeven, J. D. '*Fundamentos de metalurgia física*'. Editorial Limusa. México 1987. Pp 347-375
- [17] 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.
- [18] 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.
- [19] 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: 2009, Agosto 21].

- [20] Sandstrom R. (1999). Criteria for nucleation of recrystallisation around particles. *Materials Science and Engineering*, [Revista en línea]. Disponible: <http://www.sciencedirect.com/html>. [Consulta: 2008, Abril 16].
- [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] 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: 2009, Agosto 26].
- [23] 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: 2009, Septiembre 7].
- [24] Garcia-Cordovilla C. and Louis E. (1994). A differential scanning calorimetry study of recrystallization and its interaction with precipitation in Al-Fe-Si commercial alloys (AA1145 and AA8011). *Elsevier Science*. [Revista en línea]. Disponible: <http://www.sciencedirect.com/html>. [Consulta: 2009, Septiembre 15].
- [25] Kumar R. Sujoy K. and Siddhartha D. (2008). Evolution of microstructure and mechanical properties during annealing of cold-rolled AA8011 alloy. *Elsevier Science*. [Revista en línea]. Disponible: <http://www.sciencedirect.com/html>. [Consulta: 2009, Septiembre 18]

- [26] Hausch G., Ferrer P. and Warlimont H (2007). Recrystallization and precipitation in Al-Mn-Si-Alloys. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*. [Revista en línea]. Disponible: <http://www.sciencedirect.com/html>. [Consulta: 2009, septiembre 26].
- [27] 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: 2009, Septiembre 26].
- [28] Puchi E. S. (2007). On the recrystallisation kinetics of comercial aluminium-1% Manganese alloys deformed Ander cold-working conditions. *Elsevier Science*. [Revista en línea]. Disponible: <http://www.sciencedirect.com/html>. [Consulta: 2009, Octubre 5].
- [29] Drits, M. E., Kadaner E. and Toropova L. C.(1975). Recrystalization time in thin foil made of aluminium and some aluminium binary alloys. *Lights Metals*. 450 pag. [Consulta: 2009, Octubre 12].
- [30] Schimd, Steven R.(2002). *Manufactura, ingeniería y tecnología [Libro en línea]*. Disponible: <http://books.google.co.ve/books>. [Consulta: 2009, octubre 18].