

TRABAJO ESPECIAL DE GRADO

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

Presentado ante la Ilustre
Universidad Central de Venezuela

Por los bachilleres
Del Río P., Javier A.
Vándor M., Lazlo A.

Para optar al Título de
Ingeniero Mecánico

Caracas, 2008

TRABAJO ESPECIAL DE GRADO

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

TUTOR ACADEMICO: Prof. Crisanto J. Villalobos G.

Presentado ante la Ilustre
Universidad Central de Venezuela
Por los bachilleres
Del Río P., Javier A.
Vándor M., Lazlo A.
Para optar al Título de
Ingeniero Mecánico

Caracas, 2008


Caracas, Noviembre, 2008.

ACTA


Los abajo firmantes, Miembros del Jurado designado por el Consejo de Escuela de Ingeniería Mecánica para evaluar el Trabajo Especial de Grado presentado por los Bachilleres **Javier del Rio y Lazlo Vador**, intitulado

“ESTUDIO SOBRE LA FACTIBILIDAD TÉCNICA PARA LA OBTENCIÓN DE FOIL DE ALUMINIO SIN LA APLICACIÓN DE RECOCIDOS INTERMEDIOS”

Consideran que el mismo cumple con los requisitos exigidos en el Plan de Estudios conducente al Título de Ingeniero Mecánico y sin que ello signifique que se hacen solidarios con las ideas expuestas por los autores.


Prof. María de los A. Rodríguez
Jurado




Prof. Victor Othman Falcón
Jurado


Prof. Crisanto Villalobos
Tutor Académico



Los suscritos, Miembros del Jurado Examinador designado por el Consejo de Escuela de Ingeniería Mecánica de la Facultad de Ingeniería de la Universidad Central de Venezuela para evaluar el Trabajo Especial de Grado, presentado por los bachilleres **JAVIER DEL RIO**, Titular de la Cédula de Identidad N° **16.705.783** y **LAZLO VANDOR**, Titular de la Cédula de Identidad N° **17.705.970**, intitulado:

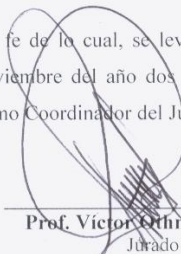
“ESTUDIO SOBRE LA FACTIBILIDAD TÉCNICA PARA LA OBTENCIÓN DE FOIL DE ALUMINIO SIN LA APLICACIÓN DE RECOCIDOS INTERMEDIOS”

Decidimos otorgarle


MENCIÓN HONORÍFICA


En reconocimiento al esfuerzo realizado y estímulo a la actividad creativa demostrada en el transcurso de la elaboración de este Trabajo Especial de Grado, el cual constituye un aporte importante.

En fe de lo cual, se levanta la presente Acta en la ciudad de Caracas, a los cinco días del mes de noviembre del año dos mil ocho, dejando constancia que de acuerdo a la normativa vigente, actuó como Coordinador del Jurado Examinador, el **Profesor Crisanto Villalobos**.


Prof. **Victor Othman Falcón**
Jurado




Prof. **Crisanto Villalobos**
Tutor - Coordinador


Prof. ^(a) **María de los A. Rodríguez**
Jurado

Javier A. Del Río P. y Lazlo A. Vándor M.

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

**Tutor Académico: Crisanto Villalobos. Caracas, U. C. V. Facultad de Ingeniería,
Escuela de Ingeniería Mecánica. 2008. 130 Pág.**

Aleación 8011, Restauración de Propiedades Mecánicas, Recristalización.

Resumen: En el presente estudio se evaluó la posibilidad de producir foil de aluminio a partir de chapas de colada continua, sin la realización de tratamientos térmicos intermedios. A tal efecto se estableció la cinética de restauración de las propiedades mecánicas y la correspondiente evolución microestructural del material deformado. En principio para cada condición termomecánica de la chapa durante el proceso productivo del foil, se realizaron ensayos de tracción y observación por microscopía, utilizando las técnicas de Microscopía Óptica y Difracción de Electrones Retrodispersados (EBSD) en Microscopía Electrónica de Barrido (MEB). Se compararon los datos experimentales obtenidos entre sí, con el objetivo de hacerle el seguimiento al comportamiento microestructural del material. De esta manera se logro obtener una ecuación matemática que permite predecir el comportamiento del material durante el proceso productivo con recocido intermedio y sin este. Adicionalmente, se determinó que el material altamente deformado, pudiese presentar recristalización a temperatura ambiente, es decir, sin necesidad de introducir energía adicional para activar el fenómeno.

AGRADECIMIENTOS

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

A nuestros padres, 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.

A Naho, Flor, Yaja, Rommy, Jorge, Nelson, Reinaldo, Juan y Eduardo, por todo su apoyo y principalmente por brindarnos su amistad, haciendo que esta etapa de nuestras vidas fuese mucho más que una simple carrera universitaria.

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.

INDICE GENERAL

INTRODUCCIÓN	1
CAPÍTULO I.....	3
MARCO TEORICO.....	3
1.1. Generalidades del aluminio y sus aleaciones	3
1.2. Generalidades de la aleación AA 8011	6
1.3. Laminación de los metales	8
1.3.1. Equipos de laminación	9
1.3.2. Características del proceso de laminación	10
1.3.2.1. La presión de los cilindros.	11
1.3.2.2. Los cilindros.....	11
1.3.2.3. El material	11
1.3.2.4. Lubricación.....	12
1.3.2.5. Defectos debido a la laminación en frío.....	13
1.4. Proceso Productivo de CVG-ALUCASA	13
1.4.1. Área de Fundición:	14
1.4.2. Área de Colada:.....	16
1.4.2.1. Horno de Retención.....	16
1.4.2.2. Sistema de Desgasificación y Filtraje	17
1.4.2.3. Máquina de Colada.....	20
1.4.3. Área de Laminación Gruesa:.....	24
1.4.3.1. Laminador Primario	25
1.4.3.2. Recocido Intermedio	26
1.4.3.3. Laminador Intermedio.....	28
1.4.4. Área de Laminación Fina:.....	28
1.4.4.1. Dobladora	29
1.4.4.2. Laminador 11 y Laminador 8.....	29
1.4.4.3. Separadoras y Cortadoras.....	30
1.4.4.4. Hornos de Recocido final.....	31
1.4.5. Área de Acabado y Empaque.....	31

1.5.	Recocido.....	32
1.5.1.	Recuperación.....	33
1.5.1.1.	Mecanismos de recuperación.....	34
1.5.1.2.	Cinética de recuperación.....	35
1.5.2.	Recristalización.....	37
1.5.2.1.	Mecanismos de nucleación para la recristalización.....	38
1.5.2.2.	Cinética de la recristalización.....	40
1.5.3.	Efecto de la deformación, pureza, tamaño de grano y temperatura sobre las velocidades de nucleación y de crecimiento.....	41
1.5.3.1.	Velocidad de crecimiento.....	41
1.5.3.2.	Velocidad de nucleación.....	42
1.5.4.	Efecto de las partículas de segunda fase sobre el recocido de aleaciones de aluminio deformadas en frío.....	43
1.5.5.	Efecto de la temperatura de recocido.....	48
1.6.	Proceso de laminación acumulativa.....	53
CAPÍTULO II.....		56
DESARROLLO EXPERIMENTAL.....		56
2.1.	Descripción del material utilizado.....	56
2.2.	Tratamiento térmico de recocido.....	60
2.3.	Estudio metalográfico.....	61
2.3.1.	Microscopía óptica.....	61
2.3.1.1.	Preparación de las muestras.....	61
2.3.1.2.	Observación de la muestra.....	66
2.3.2.	Microscopía Electrónica de Barrido (MEB).....	67
2.3.2.1.	Preparación de las muestras.....	67
2.3.2.2.	Observación de las muestras.....	68
2.3.3.	Ensayos de tracción.....	70
2.3.3.1.	Preparación de las probetas.....	70
2.3.3.2.	Realización del ensayo.....	71

CAPITULO III	73
ANALISIS Y DISCUSION DE RESULTADOS	73
3.1. Caracterización del material de colada.....	73
3.2. Caracterización del material deformado.	84
3.3. Caracterización del material deformado sometido a los tratamientos térmicos.	91
CAPITULO IV	107
CONCLUSIONES	107
RECOMENDACIONES	108
REFERENCIAS BIBLIOGRAFICAS	110

INDICE DE TABLAS

CAPÍTULO I.....	3
MARCO TEORICO	3
Tabla 1.1 Pases del laminador primario.	25
Tabla 1.2 Parámetros de uso de los hornos de recocido intermedio.	27
Tabla 1.3 Pases del laminador intermedio.....	28
Tabla 1.4 Pases del laminador 11 y del laminador 8.....	30
Tabla 1.5 Parámetros de uso de los hornos de recocido final.	31
CAPITULO III	73
ANALISIS Y DISCUSION DE RESULTADOS	73
Tabla 3.1 Composición química del material a estudiar.	73
Tabla 3.2 Composición nominal de Hierro y Silicio en la aleación comercial de aluminio 8011.....	73
Tabla 3.3 Variación de las propiedades mecánicas con respecto al espesor.....	84
Tabla 3.4 Variación de las anisotropías con el grado de deformación.....	89
Tabla 3.5 Variación del esfuerzo real a carga máxima con los tiempos y temperaturas de recocido.....	91
Tabla 3.6 Variación del índice de restauración con los tiempo y temperaturas de recocido	94
Tabla 3.7 Valores de m y k_2 para las diferentes temperaturas de recocido.....	100
Tabla 3.8 Variación del Tamaño de Grano con el Tiempo de Recocido a 375° C.	105

INDICE DE FIGURAS

CAPÍTULO I.....	3
MARCO TEORICO.....	3
Figura 1.1 Clasificación de los laminadores dependiendo del número y disposición de los cilindros.	10
Figura 1.2 Áreas de la línea de producción de Foil Domestico de C.V.G. ALUCASA.....	14
Figura 1.3 Quemador por oxígeno.	15
Figura 1.4 Diagrama de funcionamiento de la termocupla.....	15
Figura 1.5 Máquinas del área de colada.....	16
Figura 1.6 Dispositivo de desgasificación tipo SNIF.....	19
Figura 1.7 Filtro Microporoso.....	19
Figura 1.8 Caja de colada de la máquina Pechiney.....	21
Figura 1.9 Sección transversal y sección longitudinal del inyector.....	21
Figura 1.10 Particulares del flotante-canal-inyector de la máquina Pechiney.....	22
Figura 1.11 Esquema del sistema de alimentación de la máquina Hunter.....	22
Figura 1.12 Sección transversal de un tipo de inyector (tip) de la Hunter.....	23
Figura 1.13 Regulador de nivel (steady-eddy).....	23
Figura 1.14 Máquinas del área de laminación gruesa.....	25
Figura 1.15 Máquinas del área de laminación fina.....	28
Figura 1.16 Índices de restauración en función del tiempo de recocido.....	49
Figura 1.17 Unión por laminación acumulativa.....	53
CAPÍTULO II.....	56
DESARROLLO EXPERIMENTAL.....	56
Figura 2.1 Esquema de trabajo.....	57
Figura 2.2. Espectrofotómetro.....	58
Figura 2.3 (a) Disposición de las probetas para realizar el tratamiento. (b) Horno de resistencia eléctrica para tratamientos térmicos.	60

Figura 2.4. Esquema de corte en las muestras.	62
Figura 2.5 Prensa de montaje.	63
Figura 2.6 (a) Pulidora automática Ecomet 5. (b) Máquina pulidora Vibromet 2.	64
Figura 2.7 Esquema del contacto eléctrico entre muestra y tornillo.	65
Figura 2.8 Esquema del montaje para el ataque electrolítico.	65
Figura 2.9 Microscopio óptico.	66
Figura 2.10 Troquel.	67
Figura 2.11 Sistema de doble jet.	68
Figura 2.12 Microscopio Electrónico de Barrido.	69
Figura 2.13 Dimensiones de las probetas provenientes de las láminas para ensayos de tracción.	70
Figura 2.14 Dimensiones de las probetas provenientes del foil para ensayos de tracción.	71
Figura 2.15 Grupo de muestras con sus concernientes ángulos con respecto al sentido de laminación.	71
Figura 2.16 Máquina Universal marca INSTRON.	72
CAPITULO III	73
ANALISIS Y DISCUSION DE RESULTADOS	73
Figura. 3.1. Zonas de estudio de la chapa.	74
Figura 3.2 Microscopía Óptica de la Sección Longitudinal.	76
Figura 3.3. Factor de forma de las muestras de la sección longitudinal.	77
Figura 3.4. Heterogeneidad en la Sección Longitudinal.	78
Figura 3.5 Microscopía Óptica de la Sección Transversal.	79
Figura 3.6. Factor de forma de las muestras de la sección transversal.	80
Figura 3.7 Heterogeneidad en la Sección Transversal.	81
Figura3.8 Microscopia Óptica de la Sección Superficial.	82
Figura 3.9. Factor de forma de las muestras de la sección superficial.	83
Figura 3.10 Heterogeneidad en la sección superficial.	83
Figura 3.17 Imagen de la muestra (a) plano horizontal (b) plano inclinado 70°..	103

Figura 3.18 Patron de Kikuchi (a) en la muestra (b) indexado	104
Figura 3.19 Imágenes microestructurales del material a diferentes tiempos de recocido a 375°C.	106

INTRODUCCIÓN

En la actualidad se han desarrollado una gran variedad de nuevos materiales y aleaciones, así como técnicas para obtener papel doméstico delgado o foil a través del proceso de laminación, con el fin de obtener buenas propiedades mecánicas del producto final. Mundialmente, el proceso productivo de este papel se basa en varias etapas de laminación y de tratamientos térmicos de recocido, tanto intermedio como final. Este sistema requiere una significativa cantidad de energía, dinero y tiempo para su funcionamiento, es por eso que se hace necesario desarrollar actividades de investigación tanto en el campo científico como tecnológico, para optimizar el proceso y ahorrar consumo eléctrico, tiempo, maquinaria y mantenimiento. A través de investigaciones y pruebas físicas en la línea de producción, se ha podido demostrar que omitiendo algunas etapas del proceso productivo es posible conseguir la misma calidad del producto final.

Nacionalmente, una de las plantas más importante de producción en el área de procesamiento de aluminio primario para la generación de papel delgado es la empresa CVG ALUCASA, en la actualidad la obtención de foil de aluminio se hace a partir de colada continua de doble rodillo de un aleación de la serie 8XXX específicamente la denominada comercialmente 8011 en sus distintas versiones, seguida de pases sucesivos de laminación con recocidos anisotérmicos intermedios, con lo cual se obtiene un producto con propiedades aceptables.

El propósito de esta investigación es el proponer una ruta distinta de conformado en la cual permita minimizar la aplicación de los tratamientos térmicos de recocido, sin sacrificar las propiedades mecánicas de dicho foil, evaluada en términos de su resistencia mecánica.

Para lograr este objetivo se debe partir de un estudio sistemático de la cinética de recristalización de estas aleaciones severamente deformadas, lo cual sería un aporte fundamental en el área, ya que en la literatura especializada es mucho lo que se ha investigado sobre estos mecanismos de restauración de propiedades mecánicas en chapas semirígidas, pero este tipo de estudios a bajos espesores es un aporte significativo en la comprensión de los mecanismos involucrados en las transformaciones que experimentan estos materiales altamente deformados para restaurar sus propiedades mecánicas a nivel macroscópico.

CAPÍTULO I

MARCO TEORICO

1.1. Generalidades del aluminio y sus aleaciones

Algunas propiedades del aluminio y sus aleaciones, como por ejemplo su ventajosa relación de resistencia peso, su resistencia a la corrosión y su alta conductividad eléctrica y térmica; lo han convertido en un material importantísimo para la construcción de aviones, automóviles, máquinas de transporte, para la electrotecnia, la fabricación de motores de combustión interna, etc.

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. [1]

En la industria química el aluminio y sus aleaciones se utilizan para fabricar tubos y recipientes. Un volumen dado de aluminio pesa menos que 1/3 del mismo volumen de acero, con una densidad que varía entre 2,6 y 2,8 g/cm³. Los únicos metales más ligeros son el litio, el berilio y el magnesio. Además gracias a su elevada proporción resistencia-peso es muy útil para construir aviones, vagones ferroviarios y automóviles, y para otras aplicaciones en las que es importante la movilidad y la conservación de energía. Funde aproximadamente a 660 °C, lo que lo hace muy conveniente para la producción de piezas fundidas en molde permanente o de arena, además debido a la presencia de elementos aleantes se podría producir una disminución de dicha temperatura. [1]

Por otra parte el aluminio es muy resistente a la corrosión por ser un material pasivante, es decir que genera de forma natural una capa de óxido (Al_2O_3 dándole su típico color gris), diferentes tipos de tratamiento de revestimiento pueden mejorar aún más esta propiedad. Resulta especialmente útil para aquellos productos que requieren de protección y conservación. Además posee alta resistencia a la corrosión producida en ambientes salinos, haciéndolo útil para fabricar cascos de barco y en general en la industria marítima y naval [2].

Su elevada conductividad térmica es una importante ventaja, dado que permite que el calor generado en procesos de mecanizado se disipe con rapidez, además se puede emplear en pistones de motores de combustión interna y demás. Presenta un 63% de la conductividad eléctrica del cobre para alambres de un tamaño dado, pero pesa menos de la mitad [3]. Un alambre de aluminio de conductividad comparable a un alambre de cobre es más grueso, pero sigue siendo más ligero que el de cobre. Cabe destacar que el peso tiene mucha importancia en la transmisión de electricidad de alto voltaje a larga distancia, y actualmente se usan conductores de aluminio para transmitir electricidad a muy altos voltajes.

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.

El papel de aluminio de 0,011 mm de espesor, actualmente es muy requerido en usos domésticos, protege los alimentos y otros productos perecederos. Debido a su poco peso y a que se moldea fácilmente, es muy usado en contenedores, envoltorios flexibles, botellas y latas de fácil apertura. Es importante destacar que el reciclado de dichos recipientes es una medida de conservación de la energía cada vez más importante, ya que requiere sólo un 5% de la energía necesaria para producir el metal primario inicial [3].

Entre los principales elementos aleantes que se utilizan con el aluminio podemos mencionar: cobre, manganeso, silicio, magnesio, zinc, para identificar las aleaciones de aluminio se usa un sistema de numeración que consiste en cuatro dígitos; el primero de los cuales indica el principal elemento aleante, como por ejemplo la aleación 2XXX indica que su elemento aleante es el cobre y en el 3XXX es el manganeso, mientras en el 8XXX indica la presencia de hierro, silicio u otros elementos. El segundo dígito se refiere a modificaciones en la composición de los límites de impurezas o en los elementos aleantes originales. Por su parte, los dos últimos dígitos en la serie 1xxx (correspondiente a aleaciones de alta pureza) reflejan el porcentaje mínimo de aluminio por encima de 99.00%, mientras que en las demás series estos últimos dígitos no tienen un significado especial, y sólo sirven para identificar las diferentes aleaciones de aluminio en el seno del grupo, haciéndose notar que no se establece por un orden cronológico determinado [4].

1.2. Generalidades de la aleación AA 8011

La aleación estudiada en la presente investigación corresponde a la serie 8xxx, según la denominación 8011-M, propuesta por la empresa productora. Es conveniente destacar que la serie 8xxx (serie asignada para las nuevas aleaciones de aluminio) no presentar elementos aleantes comunes para cada una de sus denominaciones, por lo que la serie como tal no posee unas características generales determinadas. Sin embargo, por su contenido de Fe y Si como principales elementos aleantes, se puede comparar con aleaciones de la serie 1xxx como por ejemplo la aleación 1100, lo cual presenta contenidos similares de Fe y Si [5].

Como es conocido el Si y el Fe se encuentran en las aleaciones de aluminio, muchas veces en cantidades significativas, las cuales afectan el comportamiento de las mismas, por lo cual es importante considerar su efecto en los sistemas de aluminio. Siendo, la presencia de partículas de segunda fase formadas por dichos elementos, capaz de estabilizar una estructura de granos finos o subgranos, pudiéndose desarrollar combinaciones interesantes de resistencia y ductilidad. [6]

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 [5,7].

Por otra parte es conocido que el Fe aumenta ligeramente la resistencia a la tracción, fluencia y alargamiento. Así mismo, se observan diferencias morfológicas importantes en superficies de fractura. 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 dispersores de la deformación plástica. Además el Fe reduce la cantidad de Si libre, disminuyendo la tendencia a la fragilidad [7,8].

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” [9].

La serie 8xxx ha sido utilizada en Europa, en Venezuela es desarrollada la aleación 8011, por la empresa C.V.G. ALUCASA, 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 y 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. Laminación de los metales

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

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

La laminación en caliente se realiza a temperaturas superiores a 0,6 veces la temperatura de fusión absoluta del material (T_m), por reducción continua reversible de espesor, a presión constante, a través de un par de cilindros. En el sentido estricto, el término de laminación en caliente, debería aplicarse únicamente a la laminación de una placa con una temperatura tal, que la recristalización se produjese de manera continua durante el proceso de laminación, de tal forma que, al final de la operación el material quedase completamente recocido, aunque en la práctica la laminación se realiza a una temperatura inferior a la de recocido [10].

Este tipo de laminación no permite reducir el espesor del metal, hasta el pedido por los clientes, debido a que las tolerancias en los mismos son demasiado grandes, y a que no son constantes a lo ancho de la lámina, haciendo que los espesores pequeños sean difíciles de conseguirse sin riesgo de roturas, el estado superficial es incompatible con las exigencias del mercado y las características del metal varían a lo largo de la lamina.

Para cumplir con las exigencias del mercado es necesario, en detrimento de una menor maleabilidad, realizar la laminación en frío, es decir a temperatura ambiente [10], o en general, a temperaturas menores a $0,4 T_m$, aproximadamente. Este proceso ha adquirido una gran importancia en el sector industrial, ya que por medio de él se obtienen una gran variedad de productos y materiales, tales como láminas, chapas finas y extrafinas, flejes, entre otros; los cuales presentan un buen acabado superficial y una buena resistencia mecánica, a la vez que se consigue una gran precisión en las dimensiones del producto. Este proceso es más comúnmente utilizado para el laminado de materiales no férreos.

1.3.1. Equipos de laminación

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

Las laminadoras se pueden clasificar dependiendo del número y disposición de los cilindros. El tipo más sencillo y corriente es el sistema Dúo, que se muestra en la figura 1.1(a), y que consta de dos cilindros de acero de gran diámetro, los cuales habitualmente son arrastrados por un motor reductor, en este tipo de laminadores, los cilindros alcanzan una velocidad que varía entre 30 y 60 m/min. Se logra una mejora en cuanto a la rapidez de las laminaciones en el laminador de tipo Dúo Reversible, mostrado en la figura 1.1 (b), en el que el material puede pasar hacia delante o hacia atrás entre los cilindros invirtiendo el sentido de rotación de los mismos.

Otro sistema es el Trío, mostrado en la figura 1.1(c), que se vale de tres cilindros de los cuales el central es oscilante de manera de acercarse a los exteriores,

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

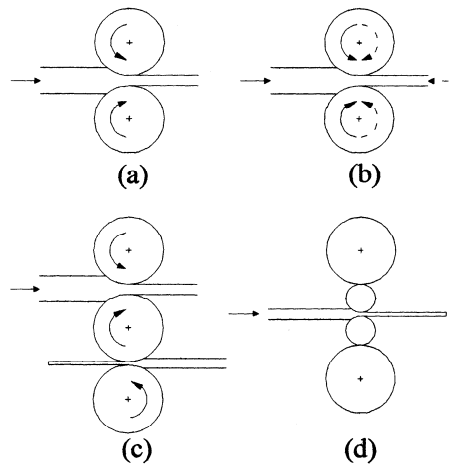


Figura 1.1 Clasificación de los laminadores dependiendo del número y disposición de los cilindros.

1.3.2. Características del proceso de laminación

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

Entre los principales parámetros de producción que se pueden controlar y optimizar en el proceso de laminación se encuentran.

1.3.2.1. La presión de los cilindros.

Al realizar el proceso de laminación, el material sometido a dicho proceso opone una resistencia a la deformación, resistencia que debe ser vencida por las presiones que actúan sobre las superficies de contacto entre los cilindros y el material; estas presiones se pueden regular a ambos lados del equipo o indistintamente a cada lado a la vez; teniendo en cuenta esto, los efectos que se obtienen y se deben cuidar son: que a mayor presión se logra una mayor reducción del espesor/elongación y viceversa.

1.3.2.2. Los cilindros.

Los cilindros son las piezas más importantes del equipo de laminación, ya que gracias a ellos es que se produce la reducción de espesor del material; partiendo de las variables fijas de estos: el diámetro y el ancho, se tratan de establecer los valores óptimos que deben tener para cada porcentaje de reducción deseado.

1.3.2.3. El material

Una de las características propias del metal es la resistencia a la deformación, y constituye la componente principal de la fuerza necesaria para conseguir la reducción del espesor en el proceso de laminación. Depende del tipo de aleación y del tratamiento térmico experimentado (grado de endurecimiento)

En las aleaciones de aluminio este parámetro está relacionado con el tipo y el porcentaje de los aleantes, los cuales tiene como función dar al material determinadas

características mecánicas. Para una aleación determinada la resistencia pueda variar en función del tratamiento térmico experimentado y por el grado de endurecimiento. A la hora de aplicar los tratamientos térmicos a los materiales a laminar, se hace necesario que previamente se fijen los objetivos para favorecer las condiciones necesarias de plasticidad, lo que conduciría a obtener una mayor velocidad en la laminación. Se debe tener presente que es en las últimas etapas del proceso de laminación, donde el material está más endurecido, cuando la velocidad tangencial es mayor.

Por otra parte en los procesos de laminación, por lo general, el porcentaje de reducción puede variar entre 40 y 60% en función del tipo de aleación, tipo de pasada y potencia del laminador. Usualmente se trata de obtener porcentajes de reducción lo más elevados posibles, ya que si esto ocurre, se obtienen dos beneficios relacionados con la productividad: menor número de pasos para llegar al espesor final y una mayor velocidad de laminación. Tomando esto en cuenta, se debe recordar que al aumentar el porcentaje de reducción conlleva a la aplicación de mayor presión o mayor velocidad.

1.3.2.4. Lubricación

Para el proceso de laminación en frío, el lubricante utilizado es el aceite mineral, ya que este evita las manchas de oxidación que producen otros refrigerantes, como las emulsiones; además, tiene un gran poder de lubricación, por lo que se pueden realizar mayores reducciones de espesor.

1.3.2.5. Defectos debido a la laminación en frío

En la realización del proceso de laminado se suelen presentar defectos superficiales debido a que el aluminio y sus aleaciones, débilmente aleadas, son muy blandas, por lo que la superficie del material sometido al proceso presenta las huellas de los cilindros. También puede existir falta de uniformidad en el espesor de la lámina, que se presenta en forma de ondulaciones y/o abolladuras en las orillas; esto se puede evitar disminuyendo la reducción de espesor por pasada.

Otro de los posibles defectos son los rayones y las adherencias de metal, siendo el primero, todas y cada una de las marcas que se producen en la superficie del material, cada una de ellas constituida por una línea estrecha de unos pocos milímetros de longitud, y una profundidad que oscila entre unas décimas o unas centésimas de milímetros. Mientras que el segundo, se origina por un depósito de metal sobre una superficie en movimiento, y tiende a desaparecer al cepillar la superficie de los rodillos o cilindros. Se presenta con mayor frecuencia cuando se lamina material que previamente ha sido recocido.

1.4. 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 1.2 se esquematizan dichas áreas.

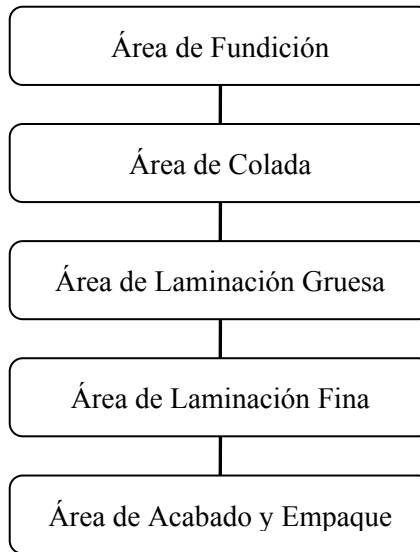


Figura 1.2 Áreas de la línea de producción de Foil Domestico de C.V.G. ALUCASA.

1.4.1. 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 1.3. Para que se dé la combustión completa, es necesario el combustible, el comburente (oxígeno) y la fuente de ignición.

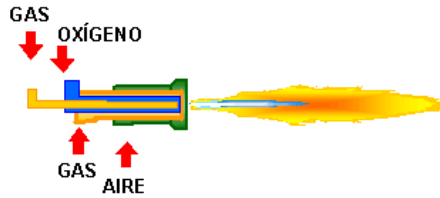


Figura 1.3 Quemador por oxígeno.

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, estas termocuplas consisten en la unión de dos metales distintos que produce un voltaje (efecto Seebeck), que es función de la diferencia de temperatura entre uno de los extremos denominado "punto caliente" o unión caliente o de medida y el otro denominado "punto frío" o unión fría o de referencia, para un mejor entendimiento se muestra el principio de las termocuplas en la figura 1.4. Las termocuplas presentes en este horno son del tipo K, cuyo material es de aluminio y níquel.

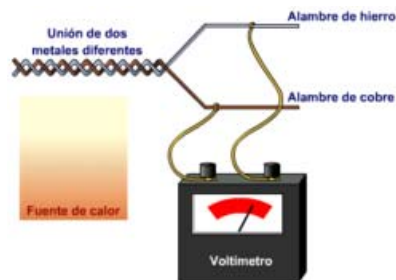


Figura 1.4 Diagrama de funcionamiento de la termocupla.

1.4.2. 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 1.5.

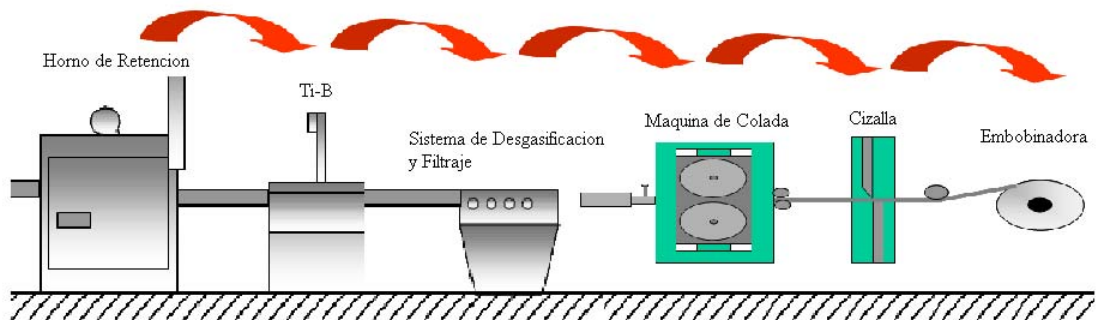


Figura 1.5 Máquinas del área de colada.

1.4.2.1. 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 del colado. En aleaciones de aluminio se añade Titanio y Boro en la forma de sales de fluoruro de potasio, las cuales se descomponen para formar Ti y B elementales, los cuales reaccionan uno con otro y con el aluminio.

La nucleación para la solidificación en este caso es heterogénea. Consiguientemente, el sobreenfriamiento, incrementa por la eliminación de partículas por medios tales como la purificación o subdivisión. 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.

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

El Argón en forma de burbuja dentro del material fundido crea zonas de baja concentración de Hidrógeno, como todo sistema que tiende al equilibrio, el hidrógeno trata de ocupar estas zonas, pero quedan atrapados dentro de las burbujas, estas ascienden, llevando al hidrogeno fuera del baño de colada. Además estas burbujas crean una corriente convectiva, a medida que ascienden y gracias al efecto mecánico del rotor, la cual arrastra pequeños sólidos presentes en el baño, dejando al material con una baja densidad de hidrógeno y con un poco presencia de partículas pequeñas, los sólidos que no pudieron ser arrastrados, son eliminados más adelante por 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, estos al igual que el hidrógeno crean defectos en el material una vez que se solidifique, debido a que, al tener propiedades mecánicas distintas, no se deforman junto con el resto del metal, pudiéndose crear estructuras de varios micrómetros de diámetro que afectarían el producto final. El dispositivo encargado de este proceso se denomina SNIF T25, y está constituido de una caja metálica, recubierta de un material refractario en su interior. La temperatura del metal en el interior del equipo, es 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 1.6.

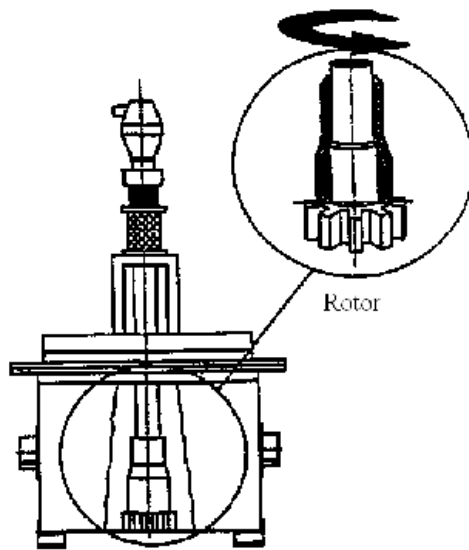


Figura 1.6 Dispositivo de desgasificación tipo SNIF.

Finalmente el filtro atrapa aquellos sólidos que no pudieron extraerse por medio del sistema de desgasificación, este puede estar dotado de mecanismos para la abertura de la tapa o para voltear el cuerpo, favoreciendo el desnatado y el eventual vaciado, se utilizan un sistema de filtros dobles de 50 y 30 poros por pulgadas, estos están constituidos de una membrana cerámica porosa contenida en una caja metálica, revestida en su interior de refractario, que tiene como finalidad la captura de las partículas sólidas suspendidas. La densidad de los poros es seleccionado en función del producto terminado que se desea obtener, el filtro tal como se muestra en la figura 1.7 puede estar dotado de un sistema By-Pass para efectuar la sustitución de la placa porosa sin interrumpir la colada, este sistema se usa despendiendo del resultado que dé, el analizar la cantidad de sólidos presentes en una muestra proveniente del sistema de desgasificación.

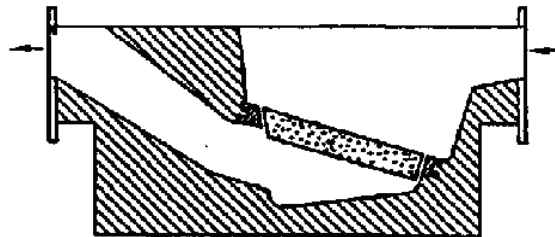


Figura1.7 Filtro Microporoso.

1.4.2.3. 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 esta, 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 si, esencialmente por la disposición de los rodillos y del terminal de colada, que hacen que la banda salga con un ángulo respectivamente de 15° y de 0° respecto a un plano horizontal

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

Como se muestra en la figura 1.8 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.

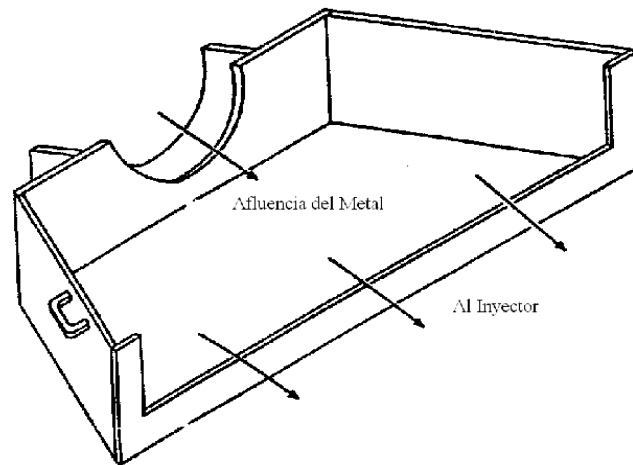


Figura 1.8 Caja de colada de la máquina Pechiney.

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 1.9.

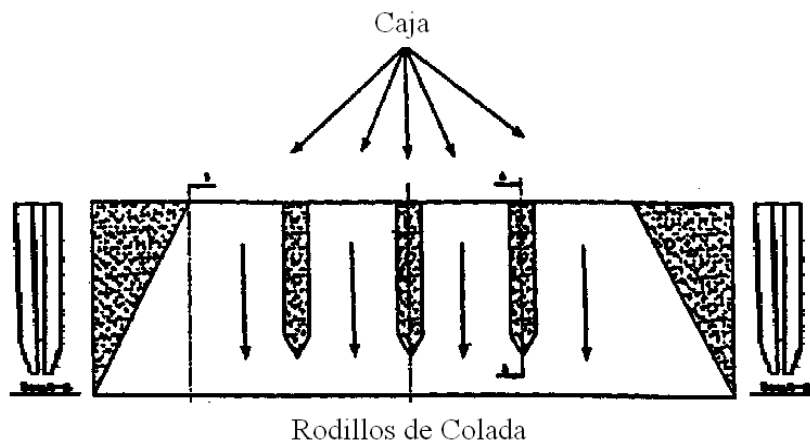


Figura 1.9 Sección transversal y sección longitudinal del inyector.

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 1.10 actúa también como obturador del conducto por donde fluye el metal.

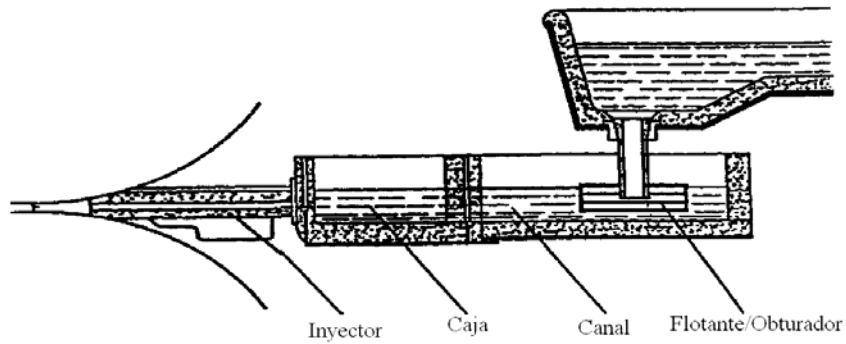


Figura 1.10 Particulares del flotante-canal-inyector de la máquina Pechiney.

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 conectada al terminal por un tubo en fibra. El sistema de regulación de nivel está integrado en la caja Terminal tal como se ve en la figura 1.11.

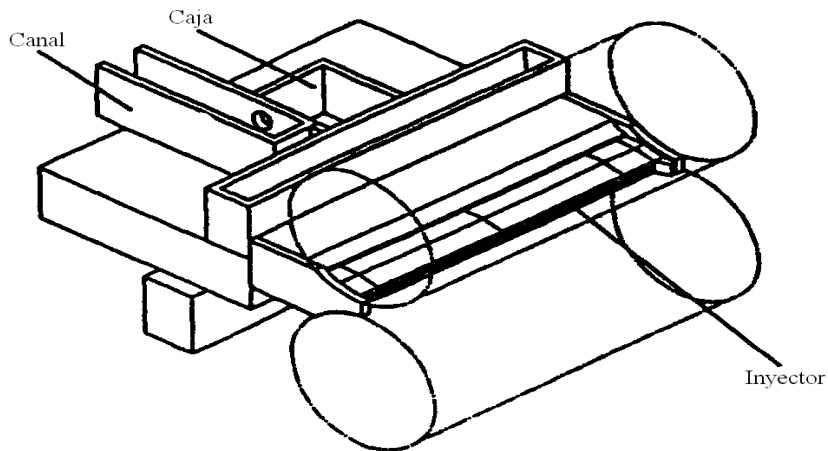


Figura 1.11 Esquema del sistema de alimentación de la máquina Hunter.

El inyector, mostrado en la figura 1.12, 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.

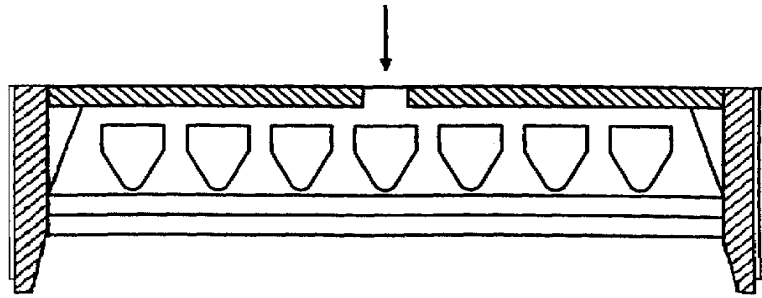


Figura 1.12 Sección transversal de un tipo de inyector (tip) de la Hunter.

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 1.13).

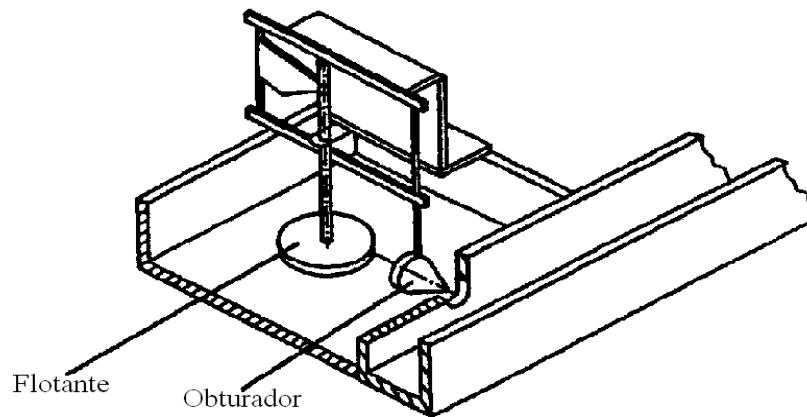


Figura 1.13 Regulador de nivel (steady-eddy).

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 ± 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 %.

1.4.2.4. 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).

1.4.3. 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 el 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 1.14 se presentan las máquinas de esta área.

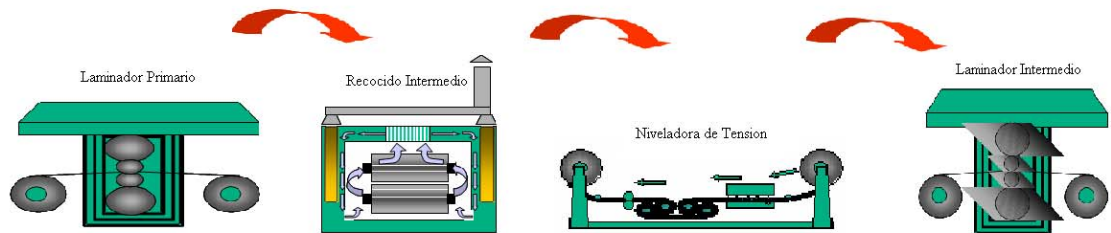


Figura 1.14 Máquinas del área de laminación gruesa.

1.4.3.1. 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.

1.4.3.2. Recocido Intermedio

Los hornos más comúnmente usados para tratar térmicamente el aluminio y sus aleaciones son los hornos de sales y de atmosfera, los hornos de sales se usan para aplicaciones generalmente investigativas, ya que permite controlar la temperatura de una muestra, mientras que el de atmosfera, se usa más para aplicaciones industriales, debido a su gran capacidad y a su acelerada tasa de calentamiento. La empresa CVG-ALUCASA usa hornos de atmosfera, específicamente de resistencia eléctrica o por combustible, debido a que son especialmente ventajosos para tratamiento térmicos a temperatura entre 100 y 200° C, y para temperaturas superiores a los 500 °C. Además, son adecuados para el tratamiento de piezas de forma complicada, y piezas de fundición.

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. 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.

1.4.3.3. 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.

1.4.4. 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 1.15.

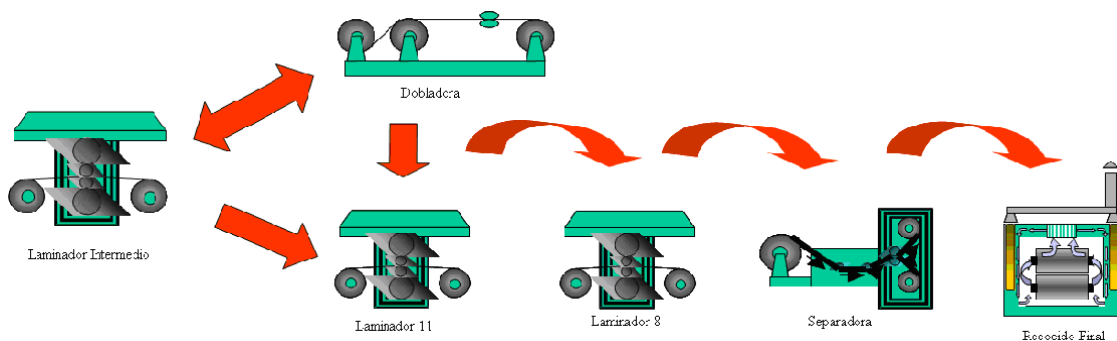


Figura 1.15 Máquinas del área de laminación fina.

1.4.4.1. 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 domestico 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.

1.4.4.2. 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

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

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.

1.4.4.4. 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	245	9
0.0115		
0.012		
0.0125		
0.028	300	28
0.008	300	35
0.009		

1.4.5. 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.

1.5. 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, 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 [12].

Gracias al tratamiento térmico de recocido se presentan cambios que se producen en las distintas propiedades físicas y mecánicas, principalmente en la dureza, en la densidad, en el tamaño de celda y en la resistividad.

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

esperarse, ya que los nuevos granos recristalizados deben estar esencialmente libres de tensiones, lo que produce la disminución de la dureza en un mayor grado.

Con respecto a la densidad de un material laminado en frío, esta disminuye debido a la generación de vacancias. Las dislocaciones de aristas también hacen una pequeña contribución a la disminución de la densidad, gracias a la dilatación del metal original en el proceso de recocido durante la recuperación, lo que involucra una disminución en la concentración de vacancias y probablemente una disminución de la densidad de las dislocaciones. De lo anterior se puede deducir que la densidad aumenta en el proceso de recocido. El tamaño de celda aumenta ligeramente en la primera parte de la etapa de recuperación, pero estas celdas desaparecen totalmente en la recristalización.

La resistividad eléctrica es modificada debido a los defectos presentes en el metal, que actúan como sitios de riego para los electrones en movimiento, y por consiguiente aumentando la resistividad del material. Por tanto en la recuperación se produce una caída significativa de esta propiedad, siendo la misma una medida de la resistencia ofrecida por él, al flujo de electrones producidos por un campo eléctrico.

1.5.1. 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 suministra energía interna para reordenar las dislocaciones en configuraciones de menor energía. En aluminio se genera una estructura de subgranos con límites de grano de bajo ángulo.

1.5.1.1. Mecanismos de recuperación.

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

Los subgranos se originan cuando, después de la deformación, los laberintos de dislocaciones aíslan regiones de la celda con densidad de dislocaciones relativamente bajas; estas celdas se encuentran desalineadas entre sí. Con el recocido, los laberintos de dislocaciones se condensan, disminuyendo la densidad de estas dentro de las celdas. Cerca del final de esta etapa, los granos empiezan a crecer, en otras palabras, durante la deformación plástica de metales metaestables se forman estructuras de dislocación con límites, que separan regiones casi libres de dislocaciones. Estos últimos se denominan, ya sea celdas de dislocaciones o subgranos dependiendo de su morfología y de su diferencia de orientación mutua. [13].

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

Por último, el mecanismo más desatado de la recuperación es la poligonización, 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 mono cristal se dobla ligeramente y luego se recoce, se fragmenta en pequeños bloques monocristalinos. El registro de Laue de un cristal, muestra una mancha de los puntos de difracción debido a los planos cristalinos curvados. Con el recocido cada punto manchado, se fragmenta en una serie de puntos bien definidos pero más pequeños. Después que se dobla el monocristal se genera un exceso de dislocaciones positivas de borde, el recocido hace que estas dislocaciones de borde se alineen una con otra en límites de bajo ángulo. Este proceso ha sido verificado utilizando técnicas de ataques, para localizar los arreglos de dislocaciones durante el proceso. Para que las dislocaciones se alineen debe haber deslizamiento y trepado. De manera general, se puede decir que la poligonización requiere un exceso de dislocaciones de borde, se produce únicamente a temperatura de recuperación más altas debido a que está implicado el “trepado” de dislocaciones, y produce subgranos que son casi 10 veces más grandes que lo que se produce vía condensación de los laberintos, o grupos de dislocaciones.

1.5.1.2. Cinética de recuperación

A través de análisis basados en la cinética de la recuperación se pueden estudiar los mecanismos de recuperación que operan en un material determinado. Sea P alguna propiedad física que cambie durante la etapa de recuperación, se puede decir en la ecuación 1.1 que:

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

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

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

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

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

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

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

Donde Q es la energía de activación para el proceso que se está llevando a cabo, que es el de eliminar los defectos y n es un entero, siendo 1 para la cinética de primer orden, 2 para la de segundo y así sucesivamente, K es una constante. Combinando las ecuaciones 1.2, 1.3 y 1.4 se obtiene la ecuación 1.5.

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

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

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

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.

1.5.2. Recristalización

La recristalización se presenta, cuando el material deformado es sometido a un tratamiento térmico de recocido, y al calentar por encima de la temperatura necesaria, se nuclearán nuevos granos libres de deformación a partir de la estructura recuperada, seguidamente de su crecimiento, formando una estructura de granos recristalizado. Estas texturas de recristalización, tamaño y uniformidad de granos, tienen un enorme significado práctico, ya que son responsables de la anisotropía en las propiedades físicas y mecánicas y de sus respectivos valores. [14]

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

El crecimiento de un nuevo grano en expansión durante la recristalización primaria, lleva a un descenso global de la energía interna del metal, debido a la sustitución de regiones deformadas por regiones libres de deformación. En esta etapa la resistencia a la tracción disminuye y la ductilidad aumenta, algunos de los factores importantes que afectan el proceso de 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.

1.5.2.1. 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 [15,16,17]. Otros autores también han mencionado como sitios preferenciales para la nucleación, las bandas de deformación y bandas en los límites de grano. [18]

También se ha observado que la nucleación de la recristalización, específicamente en aleaciones de aluminio, tiene lugar tanto en los límites de grano, como en el interior de los mismos y alrededor de partículas de fases secundarias, [15-19] 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. [15,17,20,21]

Un modelo que describe satisfactoriamente el mecanismo de recristalización en aleaciones de aluminio es el propuesto por Sandstron, [19] 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, y el crecimiento fuera de la zona de deformación.

La formación de núcleos por medio del crecimiento de subgranos, se asume debido a que los límites de grano de alto ángulo no se forman inicialmente, ocasionando una condición más favorable para los subgranos ligeramente más grandes, haciendo que crezcan a expensas de sus vecinos. De acuerdo con Sandstron

[19,22,23], este crecimiento está controlado por los radios de los subgranos tanto de tamaños mayores como los de tamaño promedio, la movilidad de las dislocaciones y la tensión de línea de dislocaciones, concluyendo que el crecimiento de un subgrano promedio disminuye a medida que aumenta el tiempo. Al mismo tiempo que el subgrano crece incrementa la desorientación en el límite, lo cual es una consecuencia de la variación de la orientación de la red desde el límite de la zona deformada hasta la superficie de la partícula. Cuando la desorientación en el límite del núcleo comienza a ser lo suficientemente grande, se empieza a considerar un proceso importante, la cual es la migración del límite de alto ángulo.

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

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

densidad en la matriz con el tiempo puede ser de comportamiento parabólico [19]. La influencia de la recuperación en la densidad de dislocaciones en la zona deformada es pequeña, ya que la densidad de las dislocaciones en la zona de deformación es producida por un arreglo de dislocaciones “geométricamente necesarias”, este estado sugiere un estado de menor energía.

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

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

1.5.2.2. Cinética de la 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 incrementara su tamaño a una velocidad constante hasta que choca con un grano

vecino. Por consiguiente como se ve en la ecuación 1.7, su radio varía con el tiempo; en la parte lineal se puede tomar al radio de un núcleo como:

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

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

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

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 y, desde luego, es difícil de determinar.

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

1.5.3.1. Velocidad de crecimiento

Se ha comprobado que dicha velocidad 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 y, por lo tanto, la velocidad de crecimiento. Ya que la velocidad de crecimiento se incrementa con la energía almacenada, esta será mayor al aumentar la deformación o al disminuir el tamaño de grano inicial. 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.

El efecto de la pureza sobre la velocidad de crecimiento de los granos recrystalizados es muy notable. Las impurezas tienen una fuerte influencia en la movilidad del límite de grano, debido aparentemente a un efecto de arrastre.

Por otra parte se halla que la dependencia de la temperatura por parte de la velocidad de crecimiento de granos recrystalizados, sigue una ecuación de Arrhenius. El único factor, del que depende la velocidad de crecimiento, es la autodifusión del límite de grano, dependiendo esta 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.

1.5.3.2. Velocidad de nucleación

La velocidad de nucleación de la recrystalización se incrementa con la deformación. Generalmente, para ciertos sistemas metálicos, es necesaria una cantidad crítica de deformación para inducir la recrystalización.

El efecto del tamaño de grano en la nucleación de la recrystalización 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.

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. 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%.

1.5.4. Efecto de las partículas de segunda fase sobre el recocido de aleaciones de aluminio deformadas en frío

Muchos investigadores coinciden en que el comportamiento de recristalización de las aleaciones comerciales de aluminio depende significativamente del tamaño y distribución de las partículas metálicas [16], 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 [14-17].

Se ha estudiado extensamente tanto teórica como experimentalmente la nucleación y el crecimiento de granos durante la recristalización en aleaciones de fases simples. 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, [24] la presencia de partículas de fases secundarias representa un factor de suma importancia, como generadores de estados de deformación locales en su entorno, los que constituyen sitios potenciales de nucleación, este efecto, en cuanto a la nucleación estimulada por partículas, se basa en una acumulación local de energía almacenada en locaciones específicas en las zonas circundantes de las mismas. Este fenómeno fue identificado por Humphreys [6] 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 [24], 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.

En algunas aleaciones, las partículas usualmente exponen una amplia variedad de tamaño, en aleaciones de aluminio de alta resistencia, la predicción de una estructura de grano requiere de un modelo cuidadoso de la interacción de un límite de grano con partículas, como de una minuciosa consideración de los mecanismos físicos que estimulan la nucleación. [15]

Otros estudios en aleaciones Al-Mn [25-28], reportaron que al deformar estas aleaciones y recocerlas seguidamente, los precipitados compuesto por AlMn empiezan antes de la recrystalización. De esta manera, los dos procesos (precipitación y recrystalización) se afectan el uno al otro, a partir del cual la precipitación en bajos o altos límites de grano, dificultará la recuperación y la recrystalización. [14]

El efecto de la precipitación en el comportamiento de recrystalización 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 recrystalización tiene una gran importancia en este aspecto. Se ha reportado que la precipitación toma lugar después de la finalización de la recrystalización a altas temperaturas y al mismo tiempo o previo a la recrystalización a

bajas temperaturas. La recrystalización se convierte en un fenómeno complejo cuando la precipitación ocurre al mismo tiempo. En caso de solución sólida supersaturada, la aniquilación de las dislocaciones y la precipitación ocurren simultáneamente a bajas temperaturas. Se han llevado a cabo muchas pequeñas investigaciones con el fin de estudiar el efecto de la precipitación en la evolución de la microestructura recrystalizada 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 recrystalización. Investigaciones presentes han reportado la evidencia de precipitación y recrystalización 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, Garcia-Cordovilla y Louis [29] 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 supersaturadas, 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 [30].

Existe una amplia brecha entre el comienzo y la finalización del fenómeno de recrystalización, 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 la islas de granos son el resultado del fenómeno de nucleación menos exitosos 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 [30].

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 [30], 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 [18], 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 no 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 [18].

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 [31]. Humphreys [32], 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.

Ferrer et. Al [31], estudiaron 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 depende solo del contenido de manganeso en solución sólida, siempre que esta temperatura sea alcanzada con una velocidad de calentamiento elevada.

1.5.5. Efecto de la temperatura de recocido

Desde el punto de vista industrial, tanto los tiempos como las temperaturas a las cuales se realizan los recocidos, se mantienen lo más bajo posible, ya que evidentemente estos dos parámetros tienen un gran peso en los costos de producción. Sin embargo, a partir de una simple inspección de una gráfica en la cual se presente una relación entre el tiempo y el grado de recristalización de la matriz, a diferentes temperaturas de recocido es fácil observar que para mayores temperaturas de recocido, los tiempos para alcanzar una determinada fracción recristalizada, son menores. En consecuencia es necesario conservar un equilibrio entre estos dos factores.

Estas curvas, figura 1.16 [33], llamadas curvas de transformación isotérmica, presentan un comportamiento sigmoideal típico de procesos que están asociados con mecanismos de nucleación y crecimiento, tal como el fenómeno de recristalización.

Estos mecanismos se ven influenciados por una gran cantidad de parámetros, tales como: tamaño de grano inicial, nivel de sobresaturación, etc. Dependiendo de la forma en que el fenómeno de recristalización se vea afectado por estos parámetros, tendrán lugar un desarrollo específico para una temperatura de recocido dada, lo cual tendrá una influencia definitiva en el tiempo de recristalización.

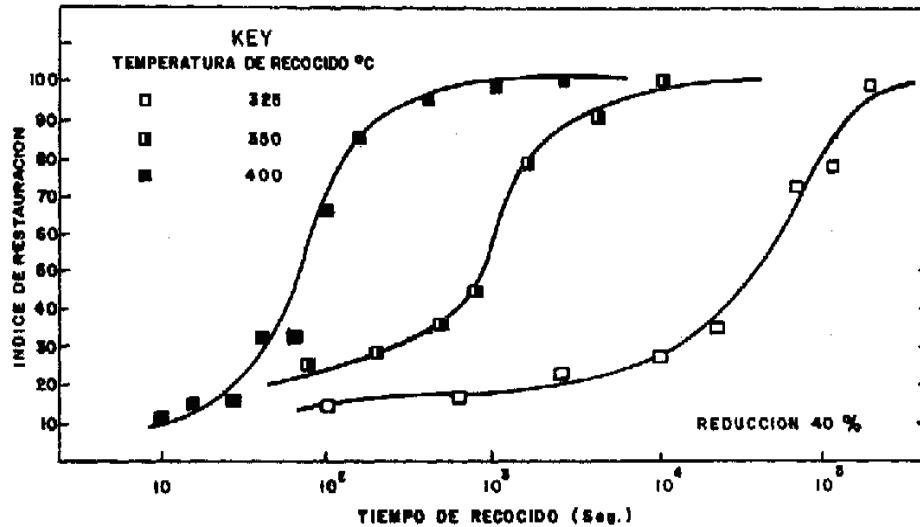


Figura 1.16 Índices de restauración en función del tiempo de recocido.

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

De acuerdo con los estudios realizados sobre la influencia del nivel de sobresaturación [31], se determinó que se requieren temperaturas mayores de recocido en aleaciones que contengan una gran cantidad de átomos de soluto en solución sólida. De aquí también se puede deducir fácilmente la relación entre la temperatura de recocido y la presencia de partículas intermetálicas en la aleación, ya que si se estimula la disminución del nivel de sobresaturación, se tendrá una dispersión de partículas gruesas estables, que generarían sitios de alta energía de

deformación, facilitando el proceso de recristalización, requiriéndose así, menores temperaturas de recocido [15,31].

Hasta el momento se ha comentado a rasgos generales como están relacionados algunos parámetros que influyen sobre la recristalización, con la temperatura de recocido. Para establecer la influencia de la temperatura de recocido en el proceso de recristalización y restauración de propiedades mecánicas, muchos investigadores, bien sea, a partir del análisis de las curvas de restauración en función del tiempo de recocido o por medio de las relaciones paramétricas simples, han logrado describir, de forma adecuada, aspectos muy interesantes relacionados con el proceso de recristalización, como son, el tamaño de grano recristalizado y el tiempo necesario para alcanzar una determinada fracción recristalizada, en función de la temperatura de recocido. También se ha logrado determinar valores de energía de activación para estos procesos. Puchi [24], en este sentido determinó valores de energía de activación, para aleaciones aluminio manganeso en el orden de 266 KJmol^{-1} , concordando con otros valores reportados en trabajos anteriores, comprendidos entre 256 y 258 KJmol^{-1} [20,16], siendo esta la energía de activación del proceso de recristalización, aquel valor de energía que se requiere para el movimiento de los segmentos de dislocaciones.

Ahora bien, investigaciones realizadas en el campo de la cinética de recristalización, conducidas en sistemas de aluminio [20,33] han reportado una disminución del tamaño de grano con el incremento de la temperatura de recocido. Sin embargo, estas observaciones pueden ser explicadas en términos de una diferencia entre las energías de activación para la nucleación y crecimiento [33].

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

$$d_{rex} = \delta \times \exp[3(Q_N - Q_G) / 4 \times R \times T] \quad 1.14$$

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

Tal mecanismo puede ser explicado únicamente en términos de dos aspectos diferentes. Primeramente, un incremento en la diferencia entre las energías de activación para nucleación y crecimiento con la deformación aplicada al material y en segundo lugar un cambio en el exponente J.M.A.K. con la deformación, como se ha señalado anteriormente [33]. La ecuación 2.14 puede ser modificada para tomar en cuenta la dependencia con el tiempo de la velocidad de nucleación y crecimiento y la dimensionalidad de los frentes de crecimiento. Al considerar los diferentes valores del exponente J.M.A.K. se obtiene la ecuación 1.15:

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

Donde n es el valor particular del exponente. Los datos obtenidos para la recrystalización a bajas deformaciones dan valores de n en el orden 1-2, mientras que los obtenidos para deformaciones elevadas se observan entre 3-4, de esta forma un pequeño incremento en la dependencia de la temperatura de recocido con el tamaño de grano recrystalizado podría explicarse por medio de este aspecto, derivado de las variaciones grano a grano de la energía almacenada del material. Así, una energía de activación aparente, puede ser definida a través de la expresión 1.16, como:

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

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

Puchi [33], ha concluido que una relación paramétrica simple, puede ser satisfactoriamente usada para describir la dependencia funcional, entre el tiempo de restauración y recrystalización y el tamaño de grano recrystalizado, con el grado de deformación en frío y la temperatura de recocido. Así mismo, la evolución microestructural puede ser descrita por medio de la ecuación J.M.A.K. expresada en términos del tiempo de recrystalización. Finalmente, el tamaño de grano recrystalizado depende estrechamente de la temperatura de recocido, lo cual es interpretado en términos de las diferencias entre las energías de activación y crecimiento.

1.6. Proceso de laminación acumulativa.

El Procesamiento por deformación plástica severa es conocido como un método conveniente para producir materiales de granos ultrafinos, y la laminación acumulativa (ARB por sus siglas en inglés) es una de las técnicas más populares para deformar plásticamente, este proceso no requiere equipos especiales y permite la producción de estructuras de granos ultrafinos en grandes cantidades de material, estas características favorecen la aplicación de ARB en la práctica industrial.

La laminación acumulativa (ARB), originalmente desarrollada por Saito et al., es un método relativamente simple de generación de estructuras de granos ultrafinos en la cual dos láminas de metal son unidas durante el laminado a una reducción relativamente alta, aproximadamente 50%. Las láminas unidas son cortadas repetidamente manteniéndose juntas y laminándose por cierto número de ciclos dependiendo del comportamiento de las propiedades mecánicas del material a medida que se deforma, como se ilustra en la figura 1.17. La laminación acumulativa tiene muchas ventajas sobre procesos similares debido a que puede introducir deformaciones plásticas ultra altas sin cambios geométricos. Además se puede aplicar en aleaciones tratables y no tratables térmicamente del mismo metal base [34]

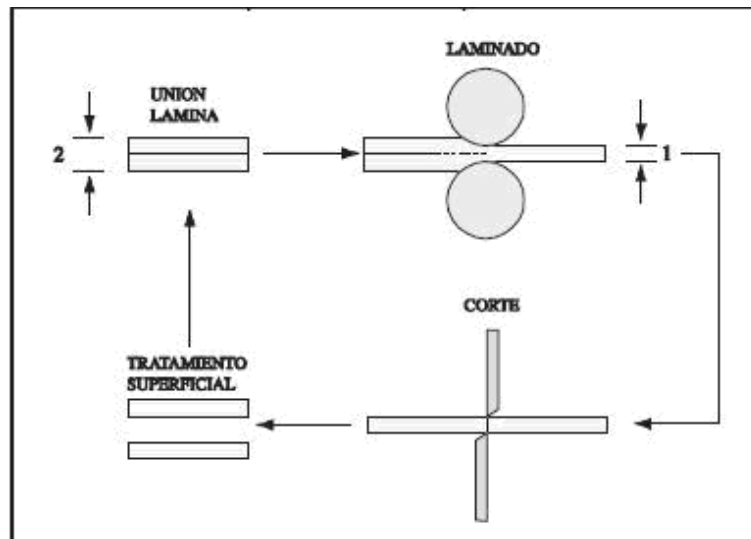


Figura 1.17 Unión por laminación acumulativa.

Este proceso permite la producción de grandes cantidades de materiales de granos ultra finos. Por lo tanto, ARB es conveniente para aplicaciones industriales. La eficiencia del refinamiento mejora cuando los materiales de entrada contienen partículas finas, tal como en aleaciones provenientes de CCDR. M. Slámová, P. Homola y M. Karlík [35] estudiaron el efecto de la temperatura del proceso ARB en la acumulación de resistencia, en las propiedades microestructurales y en la estabilidad térmica de una aleación de aluminio Al-Fe-Mn-Si provenientes de la colada continua de doble rodillo. Después de dos ciclos a 200 °C, se encontró tamaños de grano entre 0,4 y 0,8 μm en áreas en donde el tamaños de grano se debería encontrar entre 0,08 y 0,3 μm . La dureza incrementó significativamente durante los primeros dos ciclos de ARB, incrementando luego de manera más lenta. Al procesar a temperaturas más altas, se da una mejor acumulación pero el incremento de la dureza es menor. Durante el calentamiento a temperaturas por encima de 250 °C, dependiendo de la temperatura de recocido y del número de ciclos, resulta una recristalización parcial con un refinamiento de grano menos efectivo. Por lo cual estos autores concluyeron que es mejor la estabilidad térmica de la muestra procesada a 250 °C en comparación tanto con las muestras a temperaturas más altas como a las procesadas convencionalmente por laminación en frío.

S. H. Lee, Y. Saito, T. Sakai y H. Utsunomiya reportan [36] que este procedimiento ha sido aplicado en una aleación de aluminio 6061 para desarrollar granos ultra finos, por debajo de 1 μm de diámetro, y para mejorar sus propiedades mecánicas. La laminación acumulativa, aplicada hasta en ocho ciclos, fue realizada a temperatura ambiente sin lubricación. La fracción de estos granos ultra finos y la resistencia a la tracción aumentan con el número de ciclos de ARB, por lo que el material después de ocho ciclos muestra un esfuerzo último a la tracción de 363 MPa que es alrededor de tres veces el inicial. Por otra parte, el alargamiento disminuye abruptamente después de un ciclo, y se va reduciendo ligeramente con el número de ciclos de ARB.

Dichos autores aplicaron la laminación acumulativa en el aluminio puro 1100 y en la aleación 5083 (entre otros) y tuvieron éxito en la obtención de materiales de grano ultra-fino con granos de diámetro inferior a $1\ \mu\text{m}$ [37]; también informaron que los materiales laminados por acumulación mostraron excelente resistencia a la tracción. Por otra parte, se aclaró que las chapas de 5083 procesadas, con granos submicrométricos muestran superplasticidad a bajas temperatura [38]. Sin embargo, los materiales procesados por laminación acumulativa tienen el inconveniente de que su ductilidad es muy baja. Mientras que en el caso del aluminio puro 1100, aunque el alargamiento se ha mejorado, la resistencia disminuye en gran medida, debido a que la recrystalización y el crecimiento de grano convencional se producen fácilmente por recocido. Si los materiales que contengan precipitados finos o partículas de refuerzo son procesados por laminación acumulativa, se espera que la ductilidad mejore por el efecto de anclaje de los precipitados o de las partículas.

El ARB es aplicado exitosamente en la manufactura de láminas de granos ultra finos tanto en aleaciones de aluminio, como en aluminio de alta pureza. Las aleaciones usadas para el proceso de ARB suelen ser producidas a través de tecnología de fundición de lingotes. Sin embargo, es bien sabido que la eficiencia de refinamiento de grano, endurecimiento por deformación y estabilidad térmica, pueden mejorar usando materiales con partículas finas y pequeños tamaños de grano. Tales microestructuras son intrínsecas para aleaciones de aluminio provenientes de la colada continua de doble rodillo.

CAPÍTULO II

DESARROLLO EXPERIMENTAL

Se plantea realizar estas investigaciones a partir de muestras provenientes de colada continua sin previo tratamiento térmico de homogeneización. Estas muestras serán laminadas en frío hasta un espesor de $18\mu\text{m}$, posteriormente se someterán a una serie de tratamientos térmicos de recocido a diferentes temperaturas durante diversos períodos de tiempo.

Las muestras serán caracterizadas, a través de la evaluación del tamaño de grano recristalizado, los índices de restauración de las propiedades mecánicas (tracción) y la evaluación de la microestructura, mediante técnicas de microscopía óptica y microscopía electrónica de barrido (difracción de electrones retrodispersados).

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.

2.1. Descripción del material utilizado.

El material utilizado es una aleación de aluminio 8011 suministrado por la empresa C.V.G. ALUMINIO DE CARABOBO S.A. (ALUCASA), en láminas y rollos de foil de aluminio, provenientes de cada etapa del proceso productivo, las cuales fueron posteriormente preparados dependiendo del ensayo a realizar. Dicho proceso productivo descrito en el marco teórico, en el punto 1.5, se modificó para esta investigación, en específico se excluyó el proceso de recocido intermedio.

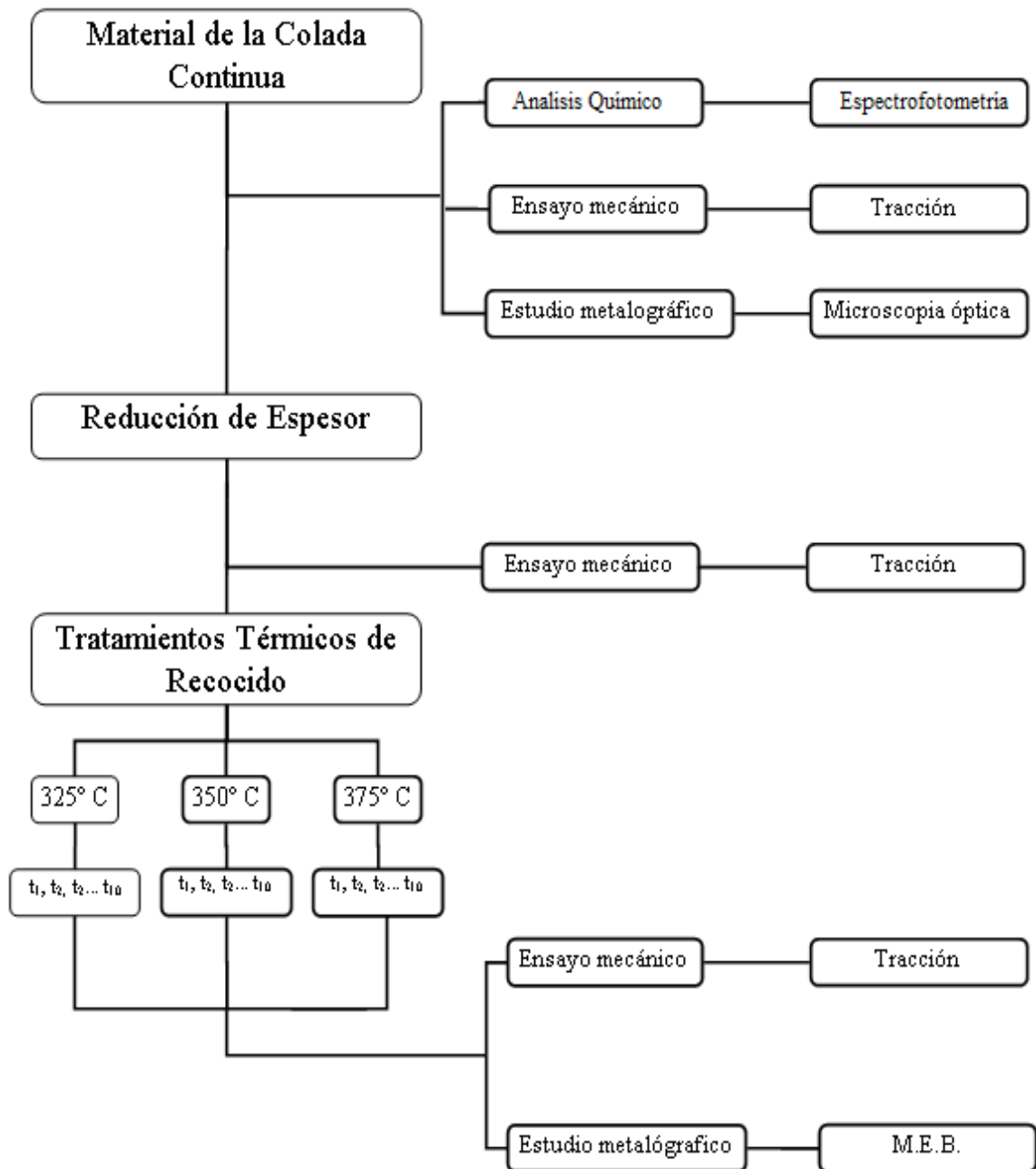


Figura 2.1 Esquema de trabajo.

La composición química del material se determinó a través de un ensayo de espectrofotometría de Absorción Atómica de Llama, específicamente, se utilizó un espectrofotómetro Marca Perkin Elmer Modelo AAnalyst 300 (figura 2.2), bajo la norma ASTM E663.

Esta técnica utiliza una llama para atomizar la disolución de la muestra, de modo que los elementos estudiados se encuentran en forma de vapor, el cual se analiza a través de una fuente independiente de luz monocromática, específica para cada elemento, haciéndola pasar por medio de este, y midiéndose posteriormente la radiación detectada por un receptor; a partir de esta medición se calcula la radiación absorbida por el elemento en particular (figura 2.2). Finalmente, por medio de las curvas de calibración, que relacionan la radiación absorbida con la concentración del elemento, se calcula el contenido de soluto en la solución.



Figura 2.2. Espectrofotómetro.

Dependiendo del elemento aleante que se desea estudiar, existen distintos procedimientos y reactivos para obtener la composición química del metal. Para la determinación del porcentaje de hierro es necesario realizar el siguiente procedimiento:

1. Encender la campana y la plancha de calentamiento.
2. Pesar dos muestras de 0.500 gr. cada una. Y colocar las muestra en dos beaker de 250 ml.
3. Agregar 20 ml de HCl (1:1).
4. Calentar levemente, para lograr su completa disolución. Si contiene Cu o Be no es necesario realizar este paso.
5. Retirar los beakers de la plancha y esperar hasta que la solución se enfrie.
6. Filtrar la solución dentro de un balón de 100 ml y enrasar con agua destilada. Transferir la solución a un envase plástico.
7. Medir la radiación absorbida por la solución
8. Calcular de la concentración de hierro.

Mientras que para la determinación de silicio, se realizaron los siguientes pasos:

1. Encender la campana y la plancha de calentamiento.
2. Pesar dos muestras de 0.500 gr. cada una. Y colocar las muestra en dos beaker de teflón de 250 ml. Anotar el valor del peso en el cuaderno de registro del laboratorio.
3. Añadir 20 ml de HCl (1:1) y cubrir los beaker con una tapas plásticas. Y esperar hasta que la reacción se detenga. Generalmente no se requiere de calentamiento.
4. Añadir cuidadosamente y en pequeñas porciones 15 ml de H₂O₂ al 50 % v/v.
5. Calentar la solución hasta que la reacción cese.
6. Enfriar la solución y añadir 2 ml de HF (C).
7. Filtrar la solución dentro de un balón de teflón de 100 ml y enrasar con agua destilada. Transferir la solución a un envase plástico.
8. Medir la radiación absorbida por la solución
9. Calcular la concentración de silicio.

2.2. Tratamiento térmico de recocido

Se procedió a realizar los tratamientos térmicos a tres temperaturas distintas: 325, 350 y 375 °C, dichos tratamientos se efectuaron con las láminas dispuestas como se muestra en la figura 2.3(a), en un horno de sales con cuatro resistencia eléctricas, cuyas características de trabajo son: 210 V bifásico, potencia 6600 Vatios, temperatura máxima de trabajo 1000° C, que se presenta en la figura 2.3(b).



(a)



(b)

Figura 2.3 (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 2.3(b).

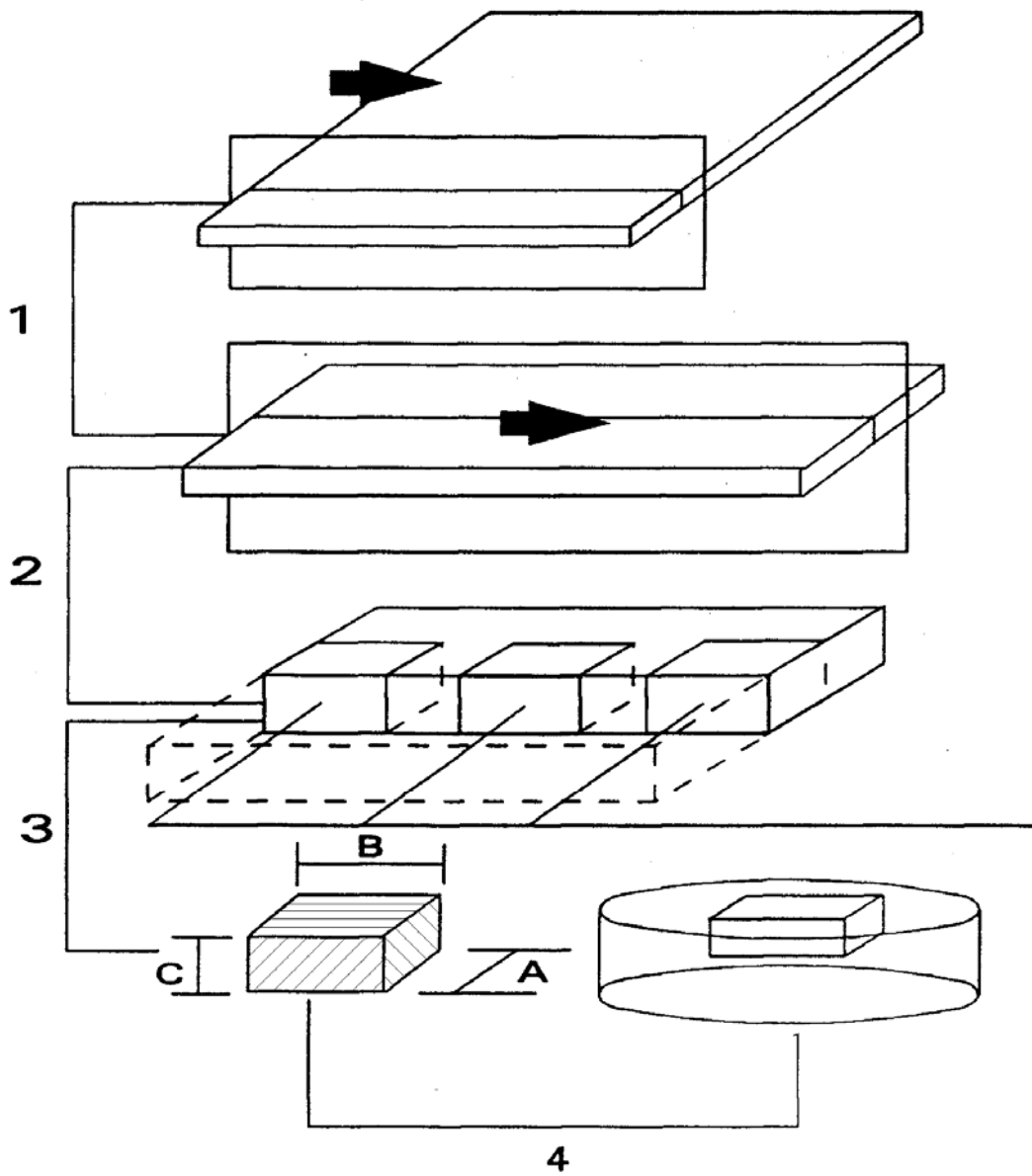
Para cada temperatura de recocido se realizó un muestreo de 10 intervalos de tiempo, cuyos valores son: 10, 50, 100, 200, 400, 500, 1.000, 3.000, 10.000 y 50.000 segundos, para así lograr la construcción de la curva que describe la evolución de las propiedades mecánicas con respecto al tiempo para las tres temperaturas (325, 350, 375 °C), para cada tiempo seleccionado se extrajeron tres especímenes los cuales fueron templados a objeto de retener la microestructura desarrollada para cada tiempo en particular.

2.3. Estudio metalográfico

2.3.1. Microscopía óptica.

2.3.1.1. Preparación de las muestras.

Para realizar los ensayos de microscopía óptica en el material de colada se tomaron muestras de tres zonas distintas del planchón (lado operador, zona central y lado máquina), con el fin de estudiar las posibles diferencias en cada zona. Luego fueron cortadas de forma tal que las superficies de observación, correspondiesen a la sección transversal mayor, transversal menor y superficial, tal y como se muestra en la figura 2.4.



1. Corte del planchón de colada en láminas.
2. Corte de las láminas anteriores para el corte posterior de las muestras.
3. Corte de 3 muestras para cada sección de la lámina cortada.
4. Montaje de las 3 muestras proveniente de cada sección, en polvo transóptico.
 - A. Sección transversal.
 - B. Sección superficial.
 - C. Sección longitudinal.

Figura 2.4. Esquema de corte en las muestras.

Posteriormente se montaron en polvo transóptico, de forma de facilitar la manipulación durante el desbaste y pulido posterior, además de controlar el área de las probetas que entren en contacto con la solución electrolítica. Por medio de un prensa de montaje marca Buehler modelo Simplimet 3, el cual tiene las siguientes características: 115 voltios, 15 amperios y 50/60 HZ, y se puede apreciar en la figura 2.5, para lo cual se aplicó una presión de 4400 psi, con una temperatura de 160 °C por un tiempo de 8 minutos.



Figura 2.5 Prensa de montaje.

Todas las muestras fueron pulidas mecánicamente, llevándose a cabo un desbaste inicial en papeles de lija para metales números 320, 400, 600, 1.200 y 2.000 siendo la secuencia del papel de grano más grueso al de grano más fino. Después de ser lijado, se usa un paño del tipo Red felt con el cual se emplea una alúmina de diferente granulometría, comenzando con la de 1 μm , y siguiendo con la de 0,3 μm , con una velocidad de giro de 240 r.p.m. por medio de una pulidora automática marca Buehler modelo Ecomet 5, mostrada en la figura 2.6(a); la cual tiene las siguientes características: 110 voltios, 1,5 amperios y 50/60 Hz y finalmente se utilizó la pulidora marca Buehler modelo Vibromet 2, mostrado en la figura 2.6(b), cuyas características son: 115 voltios, 3 amperios y 50/60 Hz.



Figura 2.6 (a) Pulidora automática Ecomet 5. **(b)** Máquina pulidora Vibromet 2.

Una vez que la muestra presenta un acabado especular y óptimo, se realizó el ataque electrolítico con el fin de revelar la microestructura del mismo, para lo cual se usó una fuente de poder marca Volt con las siguientes características: 110-120 voltios, 1,5 amperios y 50/60 Hz, en la cual se puede ajustar los voltajes que varían entre 0 y 30 voltios, el contacto eléctrico entre las probetas se logró mediante el uso de un tornillo que se adapta en la parte posterior de la probeta tal como se indica en la figura 2.7, donde se muestra todo el esquema del montaje utilizado; la solución utilizada como electrolito fue una mezcla de 26 ml de ácido fluorhídrico (HF) al 48 % y 487 ml de agua destilada. Se usó como cátodo una barra de acero inoxidable dentro de un vaso de plástico en el cual se vierte el electrolito, y como ánodo la probeta en sí acoplada con el tornillo, la cual al ser sumergida en el ácido cierra el circuito eléctrico. Se aplicó un voltaje de 25 V durante un tiempo entre 20 y 25 segundos, en la figura 2.8 se presenta un esquema del montaje para mejor entendimiento de este procedimiento.

Es importante acotar que este procedimiento es netamente experimental y que no siempre debe tomarse como un método fijo, ya que los tiempos y voltajes usados pueden variar dependiendo del material, contacto eléctrico entre los componentes del

sistema (probetas, tornillos, pinzas, etc.), tiempo de preparación del electrolito, entre otros aspectos.

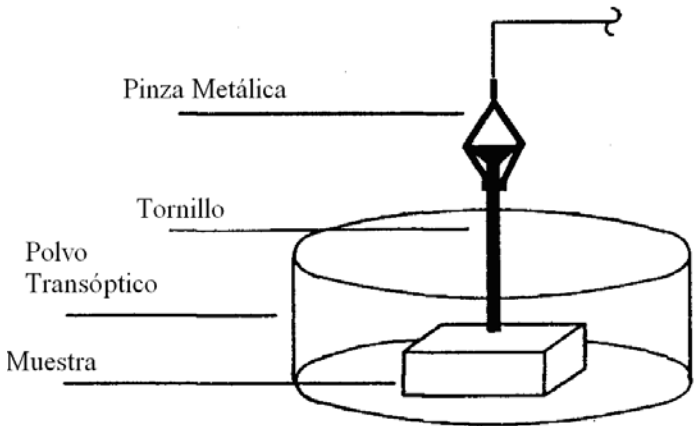


Figura 2.7 Esquema del contacto eléctrico entre muestra y tornillo.

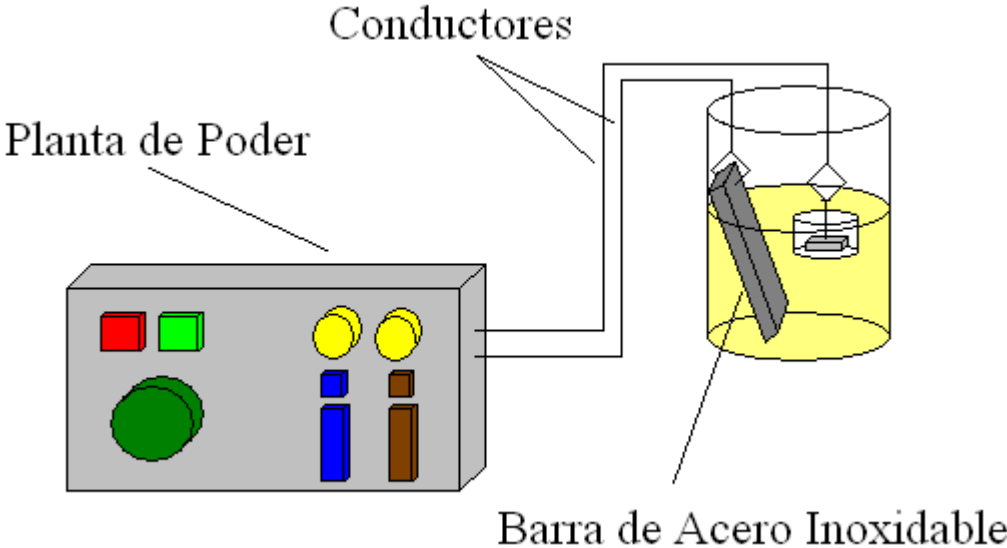


Figura 2.8 Esquema del montaje para el ataque electrolítico.

2.3.1.2. Observación de la muestra

El equipo usado es un microscopio óptico marca Olympus modelo PMG-3 con las siguientes características: 100/120 voltios, 1,1/1,2 amperios y 50/60 Hz, el cual tiene conectado un sistema de análisis de imagen, para la realización directa de la cuantificación de los valores característicos de la imagen observada, y el analizador Nomanski, la cual es un filtro polarizador para poder revelar la estructura de grano, este equipo es mostrado en la figura 2.9. Es importante mencionar, que en esta técnica para obtener una imagen donde muestre la mayor cantidad de granos posibles, es necesario ir moviendo la muestra y el analizador, se procede a tomar la foto, cuando se encuentra una posición que subjetivamente revele la mayor cantidad de granos, esta modificación de la posición de la muestra y del analizador, dan como resultado que cada muestra observada por esta técnica, tendrá una posición individual óptima.



Figura 2.9 Microscopio óptico.

2.3.2. Microscopía Electrónica de Barrido (MEB)

2.3.2.1. Preparación de las muestras

Para poder llevar a cabo la microscopía electrónica de barrido, es necesario tener las muestras con un acabado óptimo; la mejor manera de cumplir este requisito es presentar una condición especular, lo cual se podría lograr a través de un ataque electrolítico, pero debido los espesor presentes en esta etapa de la investigación, es necesario recurrir a otra método de preparación, ya que al ser atacadas electrolíticamente, las muestras se disuelven por la acción del ácido.

La manera efectiva para poder pulir los foil de tan bajo espesor, fue el procedimiento de preparación de muestras para microscopía electrónica de transmisión, que consiste en someter a las muestras a un pulido electrolítico, para ello se cortan en forma de disco con diámetro de 3 mm. mediante un troquel; como el observado en la figura 2.10.



Figura 2.10 Troquel.

Luego se adelgazaron mediante el sistema de “Doble Jet”, en un Tenupol con el fin de reducir el espesor del área de la muestra hasta que el paso de luz sea captado por una fotocelda, la cual interrumpe el proceso inmediatamente, esta máquina se muestra en la figura 2.11. El electrolito utilizado en esta etapa fue una solución con 20% de ácido perclórico y 80% de Metanol. Los parámetros empleados fueron entre 15 y 20 voltios, 0,2 y 0,5 amp. y con el contador de velocidad de flujo en 8, en un

intervalo de temperatura de -25 a 0°C la cual fue alcanzada mediante nitrógeno líquido agregado al electrolito. Con esta etapa se logran espesores que hacen a la muestra transparente al haz de electrones. Finalmente se limpiaron los discos con agua destilada, etanol, metanol y se secaron con papel de filtro.



Figura 2.11 Sistema de doble jet.

Este procedimiento se realizó sólo a las muestras recocidas a 375°C , ya que de las tres temperaturas, esta por ser la más alta, presenta la cinética de restauración más violenta, dando como resultado la más clara distribución de granos recristalizados en comparación a las otras dos temperaturas para un mismo valor de tiempo de tratamiento, además sólo se preparó una muestra del foil recocido para cada uno de los siguientes tiempos: 10, 50, 500, 1.000 y 5.000 segundos. Sólo se observaron estas muestras, ya que con la información microestructural que arrojen, es suficiente para conocer en su totalidad la capacidad de restauración a cualquier tiempo, siempre y cuando que sea a 375°C .

2.3.2.2. Observación de las muestras

La técnica utilizada es la difracción de electrones retrodispersados (EBSD según sus siglas en inglés), que es una aplicación de la microscopía electrónica de barrido. Esta técnica permite obtener información cristalográfica por medio de un rayo estacionario de electrones, que choca con la muestra inclinada, difractándolos y haciendo que formen un patrón en una pantalla fluorescente. Este patrón muestra la

estructura y la orientación cristalina de la muestra. De manera más específica, cuando el rayo es escaneado en una rejilla a lo largo de una muestra policristalina y es medida la orientación del cristal en cada punto, el mapa resultante revelará la morfología del grano del componente, a partir de la comparación de orientaciones estableciendo los límites.

Los principales componentes en un sistema EBSD son el portamuestra cuya inclinación es de 70° con respecto a la horizontal. Una pantalla de fósforo, la cual es excitada por electrones provenientes de la muestra, que se encuentra en un ambiente de vacío, junto a una videocámara con la cual se puede observar los respectivos patrones. Además son necesarios un hardware y un software que controlan el MEB, incluyendo la posición de la luz, fase, foco, y su magnificación, analizando el patrón de difracción procesado y mostrando los resultados. El equipo utilizado es un microscopio electrónico de barrido marca Philips, modelo XL 30 mostrado en la figura 2.12, equipado con un detector de electrones retrodispersados (EBSD), para la realización de los respectivos análisis.



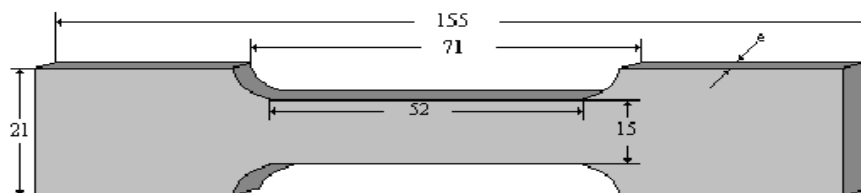
Figura 2.12 Microscopio Electrónico de Barrido.

2.3.3. Ensayos de tracción

2.3.3.1. Preparación de las probetas.

Los ensayos de tracción fueron realizados a probetas provenientes de: la colada continua (de 6 mm. de espesor), de láminas gruesas (3,014; 1,875; 0,300 y 0,180 mm) y de espesores de foil o láminas delgadas (0,028 y 0,018 mm.), con el fin de estudiar su evolución a lo largo del proceso.

Para realizar los ensayos de tracción se utilizaron probetas planas estándar que cumplen con las siguientes normas: Con respecto a las probetas planas utilizadas para caracterizar a las láminas de colada y a las láminas gruesas, fueron obtenidas por maquinado, específicamente fresado; usándose como referencia las normas ASTM 345, con las dimensiones mostradas a continuación en la figura 2.13.



Medidas en mm

e: 5,920 mm. Material de colada.
3,018 mm. Material deformado 49,0 %
1,875 mm. Material deformado 68,3 %
0,300 mm. Material deformado 94,9 %
0,180 mm. Material deformado 96,9 %

Figura 2.13 Dimensiones de las probetas provenientes de las láminas para ensayos de tracción.

Para las muestras provenientes de los distintos espesores del foil, se usó como referencia la norma ASTM E-352, con las dimensiones mostradas en la figura 2.14. Estas probetas fueron obtenidas por medio de una cizalla de doble cuchilla.

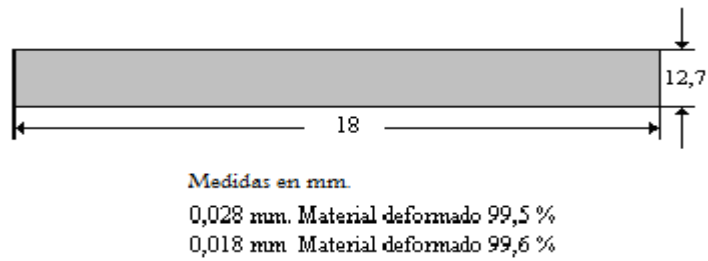


Figura 2.14 Dimensiones de las probetas provenientes del foil para ensayos de tracción.

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 2.15

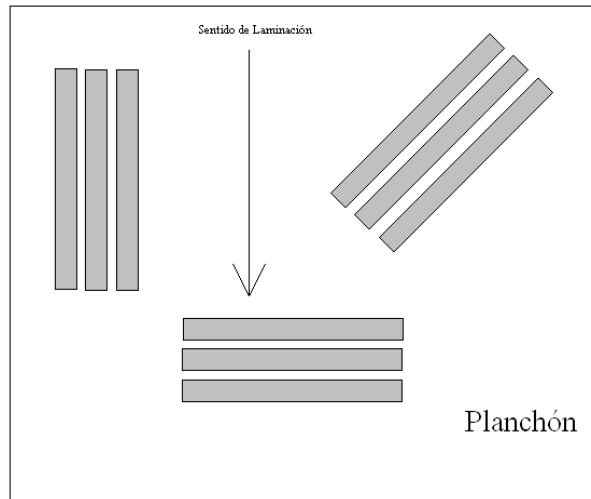


Figura 2.15 Grupo de muestras con sus concernientes ángulos con respecto al sentido de laminación.

2.3.3.2. 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, tanto para las láminas de colada como para las láminas gruesas; y entre 0-50 Kg para los foil, esta máquina se muestra en la figura 2.16.

Antes de realizar el ensayo de las laminas gruesas, se midió el ancho y espesor de cada probeta, y se marco una longitud de referencia en la zona del cuello, con el objeto de que una vez ensayada, se puede apreciar el alargamiento de dicha zona, lo cual permite obtener la elongación. Para las probetas de laminas delgadas, la elongación se obtuvo a partir de la longitud inicial de las mordazas y con la extensión de la maquina mostrada en el display, esta pantalla también presenta el valor de la carga en kilogramos, mediante del cual se calculo el esfuerzo utilizando los valores de espesor y ancho inicial.



Figura 2.16 Máquina Universal marca INSTRON.

CAPITULO III

ANALISIS Y DISCUSION 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) [4].

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.

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 [17]. 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

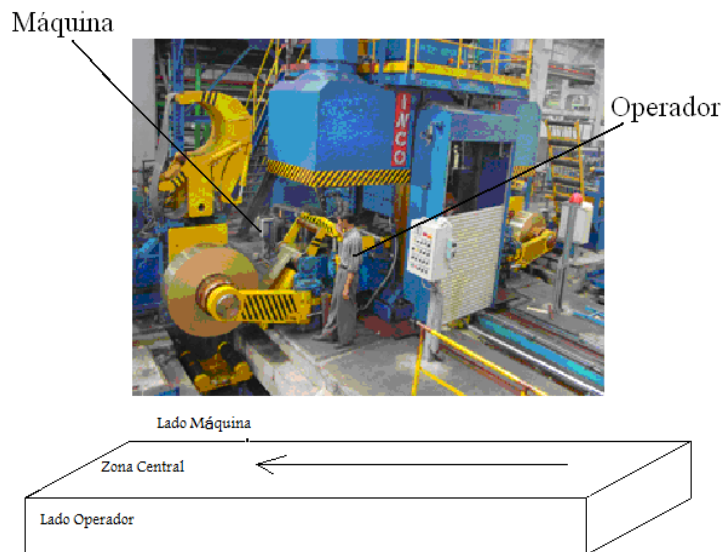
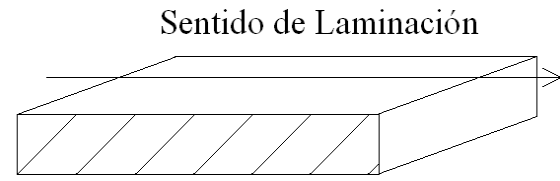
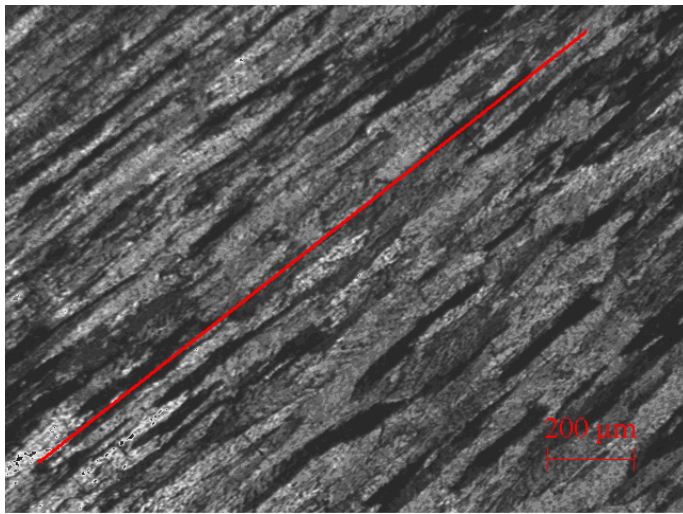


Figura. 3.1. Zonas de estudio de la chapa.

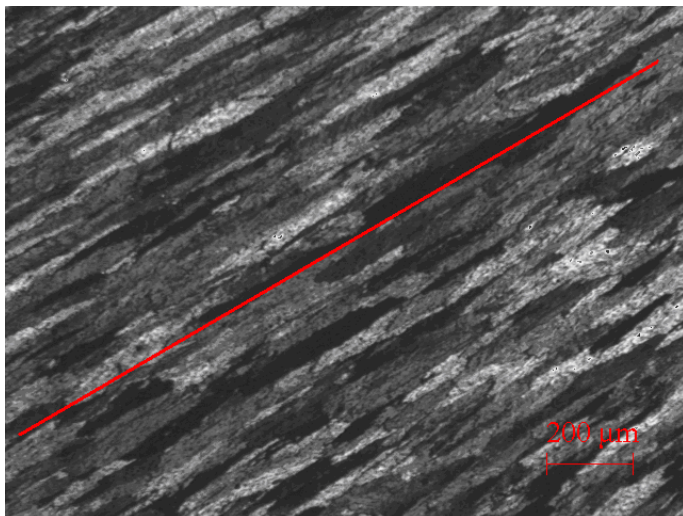
Por otra parte estas tres zonas de estudio, lado operador, lado máquina y el centro de la chapa, se evaluaron por medio de microscopía óptica, en sus tres caras, como ya ha sido explicado con anterioridad en el capítulo de desarrollo experimental, con el fin de lograr un mejor entendimiento de las condiciones 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 [16,17].

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, tal como se puede observar en las figura 3.2. Esta estructura es característica de las aleaciones con bajo contenido de soluto producidas a elevadas tasas de enfriamiento. Además puede notarse en cada imagen el comportamiento heterogéneo de la microestructura.

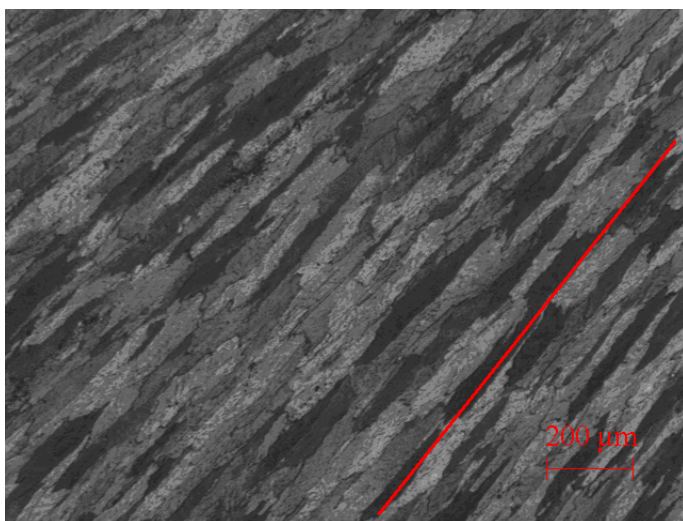
Al analizar el comportamiento microestructural en la superficie denominada sección longitudinal (figura 3.2), de las tres zonas antes mencionadas, se puede apreciar que la estructura que presenta la mejor distinción de límites de grano, es la muestra de la zona central (figura 3.2 b), siendo donde se puede ver con mayor claridad donde termina un grano para empezar otro, la segunda mejor estructura de grano la presenta la muestra del lado maquina (figura 3.3 a), y por último la que presenta la peor definición entre granos, es la muestra proveniente del lado operador , presentada en la figura 3.3 c. De esta primera observación se podría presumir, que la zona central de la chapa, es aquella que almacena menos deformación, debido a que la 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 limites. Es importante mencionar que en cada imagen de la figura 3.2, se define el sentido de laminación representado por una línea recta de color rojo.



(a)



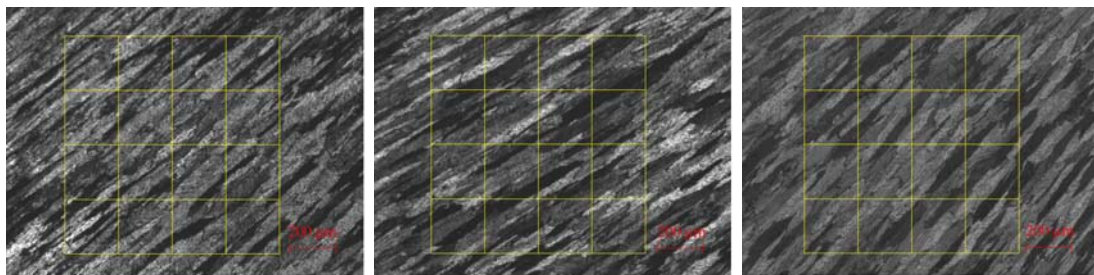
(b)



(c)

Figura 3.2 Microscopía Óptica de la Sección Longitudinal
(a)Lado máquina (b) Zona central (c) Lado operador

Adicionalmente, en esta sección se puede observar en las 3 muestras, granos alargados o columnares, lo cual puede ser caracterizado aplicando el 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) este el valor de este cociente, más deformado (geometría columnar) es el grano. La figura 3.3 muestra la matriz para cada zona. El factor de forma resultante más alejado de uno, es el de la muestra del lado máquina (figura 3.3 a) al ser 0,57, seguido muy de cerca el lado operador (figura 3.3 c), con un valor de 0,58, esto deja a la muestra proveniente de la zona central (figura 3.3 b), con el mayor factor de forma, el cual es 0,65. 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.



(a) Lado máquina (b) Zona central (c) Lado operador

Figura 3.3. Factor de forma de las muestras de la sección longitudinal.

Por último, es importante mencionar que en las tres muestras se observa un patrón de distribución de tamaño de grano heterogéneo a través del espesor de la chapa. Por ejemplo, en la imagen de la figura 3.4 que representa la muestra del lado máquina de la sección longitudinal, se puede apreciar que en la zona cercana a los bordes de la muestra (limitado por los círculos), los tamaños de grano son más pequeños que aquellos ubicados en la zona central (limitado por el rectángulo). 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 (las cuales son aquellas delimitadas por círculos) 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.

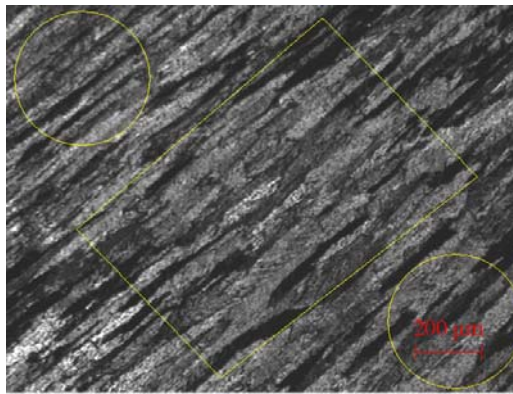


Figura 3.4. Heterogeneidad en la Sección Longitudinal.

De igual manera como se analizó las muestras anteriores, se pueden comentar varios aspectos de las imágenes de la sección transversal de las muestras; en primer lugar, cabe destacar que la dirección de laminación es un vector normal a la superficie observada. Además, así como en el conjunto de fotos anteriores, se puede decir que la imagen que tiene mejor distinción de límites de grano, es la zona central (figura 3.5 b), seguida de la zona del lado máquina (figura 3.5 a) y por último la imagen del lado operador, presentada en la figura 3.5 c. A partir de lo cual se puede presumir, como en la sección longitudinal, que la zona central es aquella con la menor cantidad de energía absorbida.

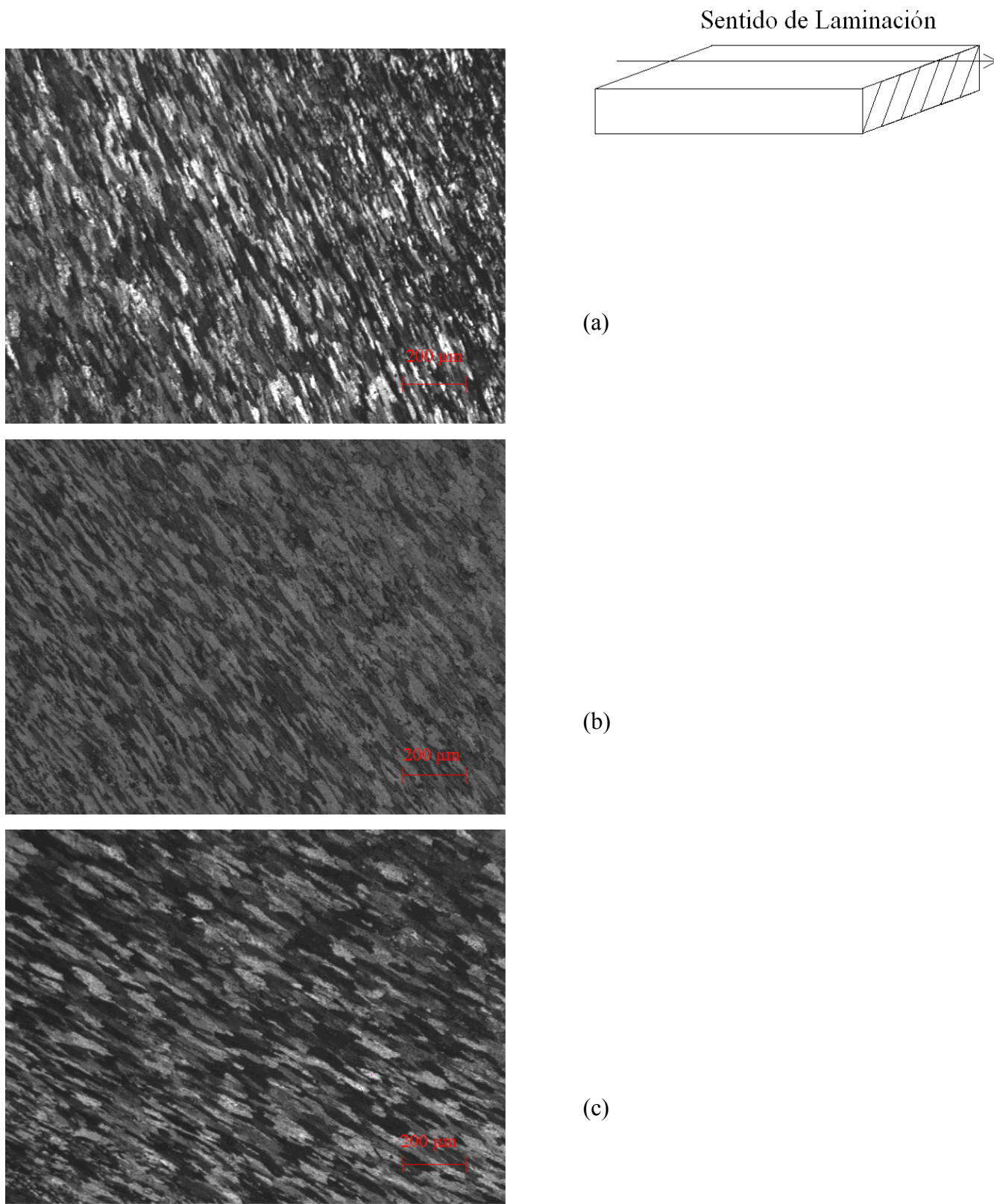


Figura 3.5 Microscopia Óptica de la Sección Transversal.

(a)Lado máquina (b) Zona central (c) Lado operador.

Entre las imágenes de la figura 3.5, existen zonas con granos columnares más pronunciadas que otras. De la misma manera que se comprobó que tan alargado son los granos en la sección longitudinal, se comprobó en la sección transversal (figura 3.6). Dando como resultado un factor de forma para el lado máquina de 0,70, seguido por el lado operador con un valor de 0,72, y dejando a la zona central con el factor de forma más alto (0,80), estos valores indican que las imágenes que tienen los tamaños de grano más columnares son los de la figura del lado máquina (figura 3.6 a) y el lado operador (figura 3.6 c); por lo cual se puede afirmar que estas zonas están sometidas a un mayor grado de deformación los granos de la zona central (figura 3.6 b) son los que más se acercan a la equiaxialidad microestructural, ya que su factor de forma es el que se acerca más al valor unitario, corroborando que el menor grado de deformación que experimenta la chapa, es en la zona central.

Este análisis también se puede hacer entre imágenes de distintas secciones de la chapa, pudiéndose notar que los granos en esta sección son menos alargados que los granos en la sección longitudinal (figura 3.2), esto se debe a que en la sección longitudinal se puede observar claramente el flujo plástico del material en la dirección de colada durante el proceso.

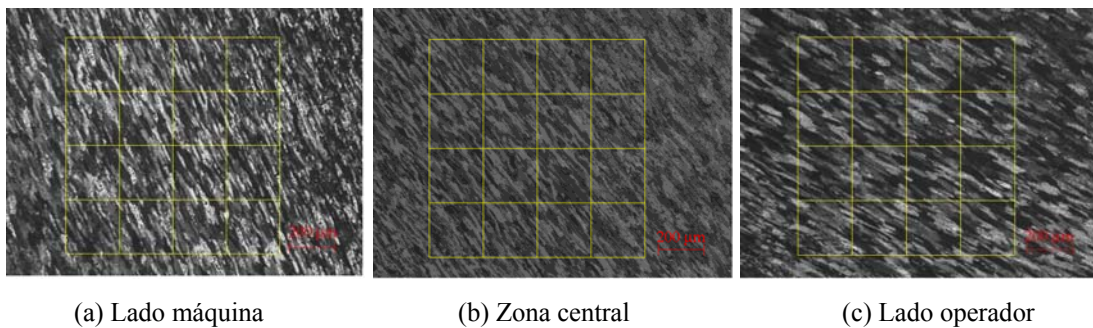


Figura 3.6. Factor de forma de las muestras de la sección transversal.

Por último, al igual que en la sección anterior, existe una distribución heterogénea del tamaño de grano en todo el espesor de la chapa, distinguiéndose en cada imagen distintos tamaños de grano. Por ejemplo en la imagen de la figura 3.7, se

puede apreciar una diferencia notable entre las regiones demarcadas por los círculos, y el área delimitada por el rectángulo, pudiendo explicar este fenómeno de la misma manera como se explicó la heterogeneidad de la sección longitudinal. Es decir, gracias al efecto de los rodillos en las zonas más cercanas de la chapa, existe granos menos alargados en el centro que en las zonas más cercanas a la superficie de contacto.

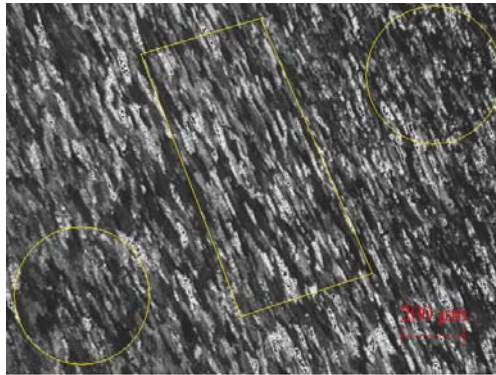
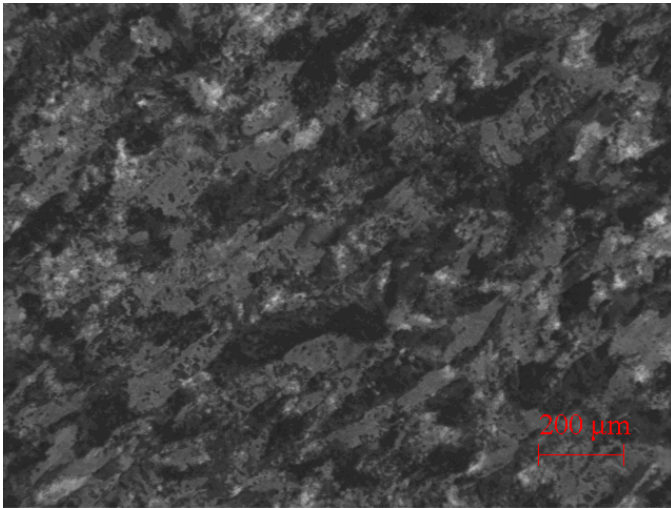
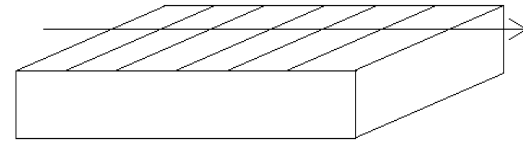


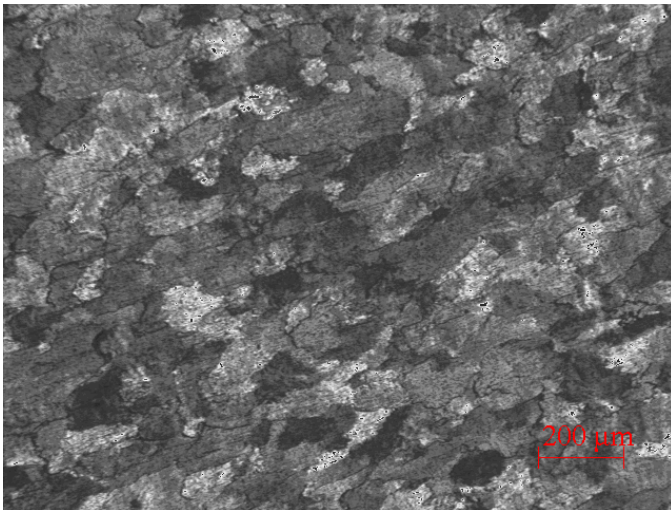
Figura 3.7 Heterogeneidad en la Sección Transversal.

Finalmente, la última cara de observación de la chapa, la sección superficial, se presenta en la figura 3.8. Entre estas 3 imágenes, la que muestra mejor distinción de límites de granos es la figura 3.8 b que corresponde a la zona central, luego la figura 3.8 c (Lado operador) y por último la figura 3.8 a (lado máquina), si se mantiene el criterio acerca del límite de grano como en los casos anteriores, la zona que tiene menos deformación es la zona central, observación que se corresponde con el comportamiento evidenciado en la sección anterior, y que está asociado al mismo principio físico. En esta sección la estructura de grano presentan un comportamiento relativamente equiaxial, lo cual se caracteriza por medio del factor de forma para cada zona, esperándose encontrar valores muy cercanos a uno, ya que los granos en estas imágenes (figura 3.8) no presentan una geometría tan alargada como aquellos en las dos secciones evaluadas previamente.

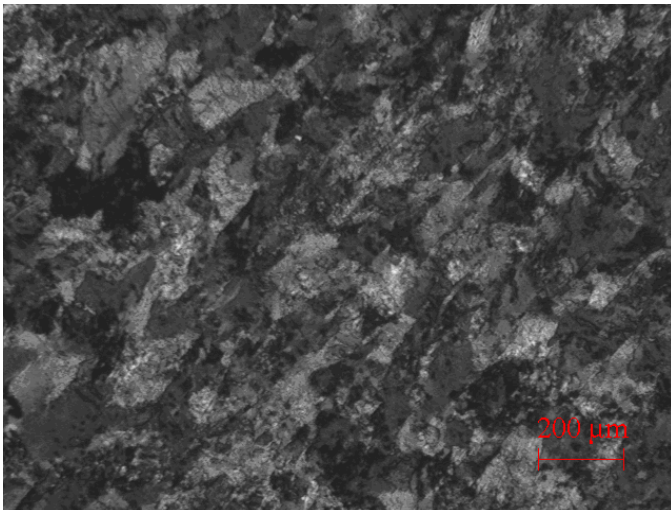
Sentido de Laminación



(a)



(b)



(c)

Figura3.8 Microscopia Óptica de la Sección Superficial.

(a) Lado máquina (b) Zona central (c) Lado operador

En la figura 3.9 se encuentra la matriz para cada zona, teniéndose el mayor factor de forma, en la zona central (figura 3.9 b) con un valor de 0,98. Tal como se ha visto también en las secciones previamente analizadas, esta zona es la que muestra los granos menos alargados, una razón de esta situación puede ser debido a la interacción elástica de los rodillos con el material solidificado, al ser sometido a una especie de laminación primaria durante el propio proceso de colada, mientras que en el lado maquina y lado operador, el factor de forma es 0,90 y 0,92 respectivamente.

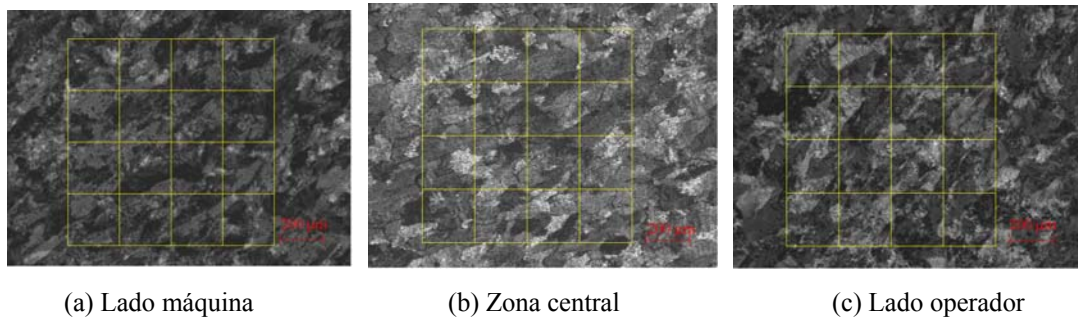


Figura 3.9. Factor de forma de las muestras de la sección superficial.

Adicionalmente, si se analiza la heterogeneidad en esta superficie, 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 se aprecia en la figura 3.10, donde la zona delimitada por el círculo amarillo muestra un tamaño de grano menor que aquellos granos dentro de la zona demarcada por el círculo rojo de la imagen, esta heterogeneidad debe estar asociada a variaciones locales en la composición química de la aleación.

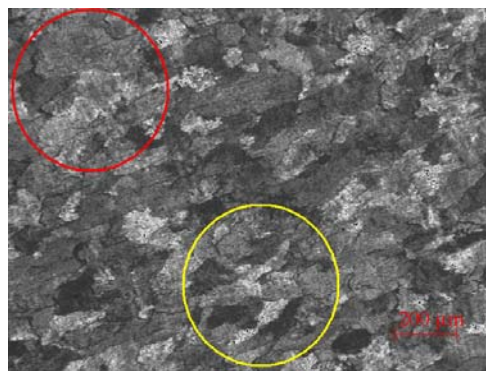


Figura 3.10 Heterogeneidad en la sección superficial.

3.2. Caracterización del material deformado.

Se tomó una muestra de la chapa después de ser sometido a cada pase de laminación del proceso, para hacer el seguimiento del comportamiento de las propiedades mecánicas, en particular se estudio la variación del esfuerzo real a carga máxima en tracción y del porcentaje de elongación con respecto al porcentaje de deformación; dichos datos se muestran a continuación en la tabla 3.3. Al analizar, por medio de la grafica de la figura 3.11, el efecto de la deformación en las propiedades mecánicas es notorio, aumentando como es de esperarse la resistencia mecánica, lo cual induce a pensar que en el material se da un proceso de endurecimiento por deformación. Este proceso implica un aumento en los esfuerzos de fluencia y tracción (como se comprobó), así como una disminución del porcentaje de elongación y de la ductilidad, dicho proceso de endurecimiento por deformación se explica en términos de la teoría elemental de dislocaciones, el aumento de la energía interna en el material se ve reflejada en un incremento en la densidad de dislocaciones y por ende una reducción en la movilidad de estas, produciéndose un incremento en el esfuerzo asociado a la deformación que ha de experimentar el material, durante el ensayo de tracción universal.

Tabla 3.3 Variación de las propiedades mecánicas con respecto al espesor

Espesor [mm]	Porcentaje de Deformación [%]	Resistencia a la Tracción [MPa]	Porcentaje de Elongación [%]
5,929	0	131	12,888
3,033	48,84	195	4,414
1,882	68,26	210	3,517
0,298	94,97	227	2,165
0,186	96,87	236	2,406
0,030	99,50	237	0,567

Variación de las Propiedades Mecánicas con el Porcentaje de Deformación

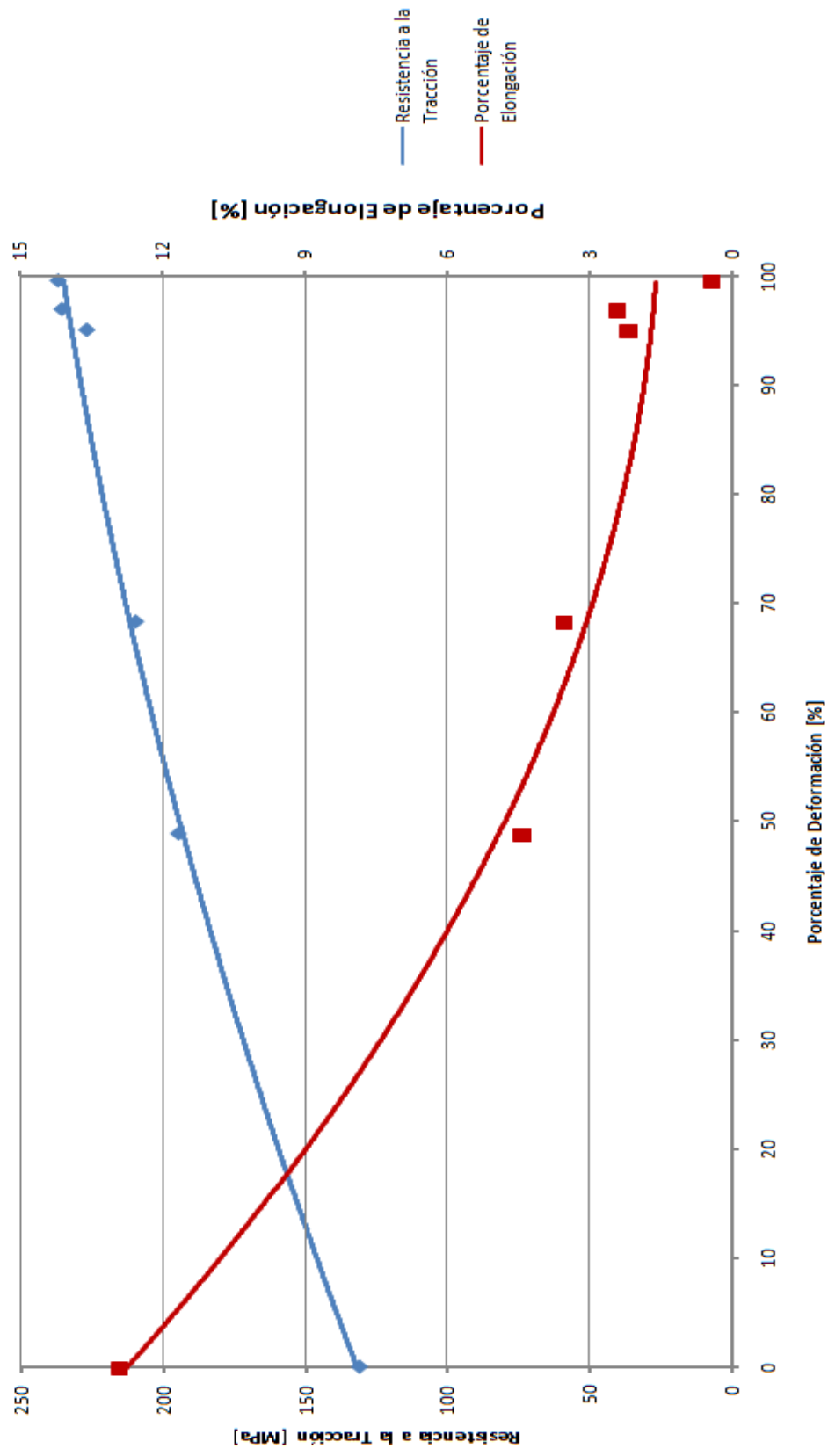


Figura 3.11

Es de suma importancia realizar estudios que traten sobre la isotropía del material analizado, ya que frecuentemente se encuentra que las propiedades de tracción de los productos trabajados en frío no son iguales en todas las direcciones. La dependencia de las propiedades con la orientación se llama anisotropía, 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. Este tipo de anisotropía es más frecuente en materiales no férreos, 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, presencia de vacío, 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, definida como la mínima dirección del producto, por ejemplo, el

espesor de una chapa, y la dirección transversal larga, cuya dirección es perpendicular tanto a la dirección transversal corta como la dirección longitudinal. 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 comento antes, la resistencia a la disminución del espesor se mide por medio de la anisotropía denominada con la letra (R), la cual es la proporción de la tensión en régimen plástico del ancho y espesor de una lamina, 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 (3.1).

$$R = \frac{\ln(w_0 / w)}{\ln(h_0 / h)} \quad (3.1)$$

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 usando la relación de volumen constante (3.2):

$$R = \frac{\varepsilon_w}{\varepsilon_l - \varepsilon_w} = \frac{\log(w_0 / w)}{\log(L / L_0) - \log(w_0 / w_0)} = \frac{\log(w_0 / w)}{\log(L \times w / L_0 \times w_0)} \quad (3.2)$$

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

$$\bar{R} = \frac{R_0 + 2R_{45} + R_{90}}{4} \quad (3.3)$$

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

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 [39] por lo cual, según los resultados obtenidos, se tiene una buena embutibilidad en el material laminado en frío, aunque el grado de deformación, en general, no modifica substancialmente el valor de esta magnitud manteniéndose prácticamente constante, como se puede apreciar en la tabla 3.4. Cabe destacar que el material proveniente de colada continua tiene un valor muy alto, lo cual podría deberse a que la microestructura de segregación obtenida en dicho proceso es altamente heterogénea, tanto en lo que se refiere a la distribución y morfología de los granos, influenciada por los frentes de crecimiento y por la deformación inducida por los rodillos de colada, así como también la condición segregada en sí misma, la cual implica una alta heterogeneidad química que incide en el comportamiento macromecánico.

Tabla 3.4 Variación de las anisotropías con el grado de deformación

Espesor [mm]	Porcentaje de Deformación [%]	Anisotropía Normal, R	Anisotropía Planar, ΔR
5,929	0	2,072	3,767
3,033	48,84	1,141	-0,103
1,882	68,26	1,014	0,321
0,298	94,97	0,871	-0,486
0,186	96,87	0,931	-0,563
0,030	99,50	0,766	-0,075

La otra propiedad que se puede destacar es la anisotropía planar, ΔR , que al igual que la normal, es muy usada en la escogencia de materiales idóneos para procesos de embutición profunda, ya que por medio de ella es posible anticipar el orejamiento, es decir la formación de ondulaciones en los bordes es la parte superior de las copas de embutido. Mientras menor sea la anisotropía planar menor será la posibilidad de orejamiento, por lo que se podría decir que el material proveniente de colada continua es el más propenso de sufrir un eventual orejamiento, mientras que los demás espesores estudiados tienen una anisotropía planar bastante cercano a cero, variando entre valores positivos y negativos tal como se puede observar en la figura 3.12; cabe destacar que los valores negativos de esta anisotropía indican un posible orejamiento a 45° del sentido de deformación, mientras que los valores positivos lo indican a 0 y 90° dicho sentido.

Variación de la Anisotropía Normal y Planar con el Porcentaje de Deformación

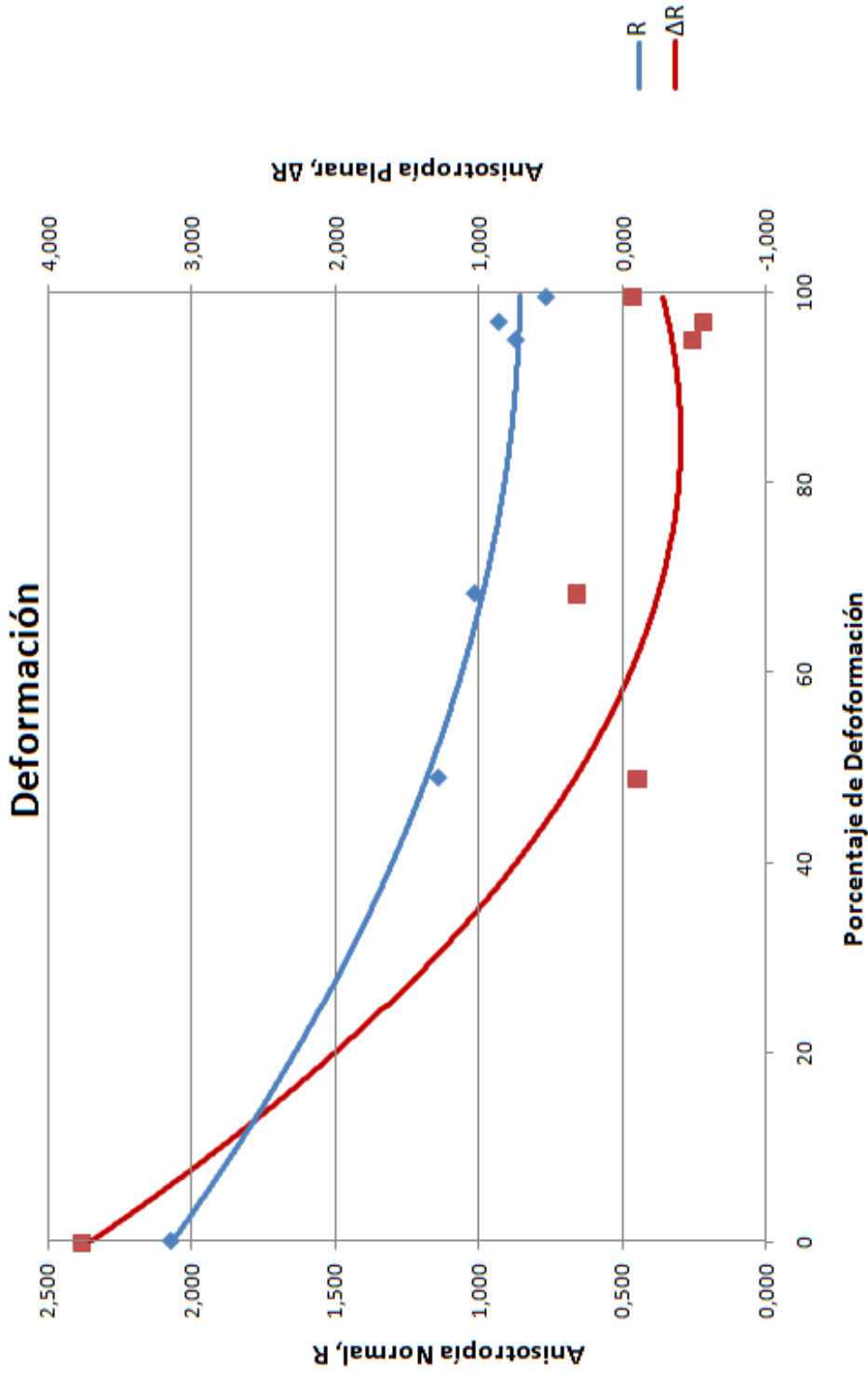


Figura 3.12

3.3. Caracterización del material deformado sometido a los tratamientos térmicos.

En la figura 3.13 se ilustra la variación de las propiedades mecánicas con el tiempo de recocido para las tres temperaturas utilizadas, de esta manera es posible observar que dichas curvas presentan una forma característica, que se ha reportado en estudios anteriores para materiales deformados en frío y recocidos isotérmicamente [4]. 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, 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, 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 de la temperatura de recocido, lo cual podría indicar que el grano no incrementa su tamaño. Los resultados de la variación de la resistencia a la tracción se resumen en la tabla 3.5.

Tabla 3.5 Variación de la Resistencia a la Tracción con los Tiempos y Temperaturas de recocido.

t [seg] / T [°C]	Resistencia a la Tracción [MPa]		
	325	350	375
10	167	173	150
50	162	144	117
100	151	138	122
200	128	126	119
400	121	119	104
500	122	123	94
1000	122	120	103
3000	112	107	90
10000	109	96	87
50000	103	102	83

Variación de la Resistencia a la Tracción con el Tiempo de Recocido.

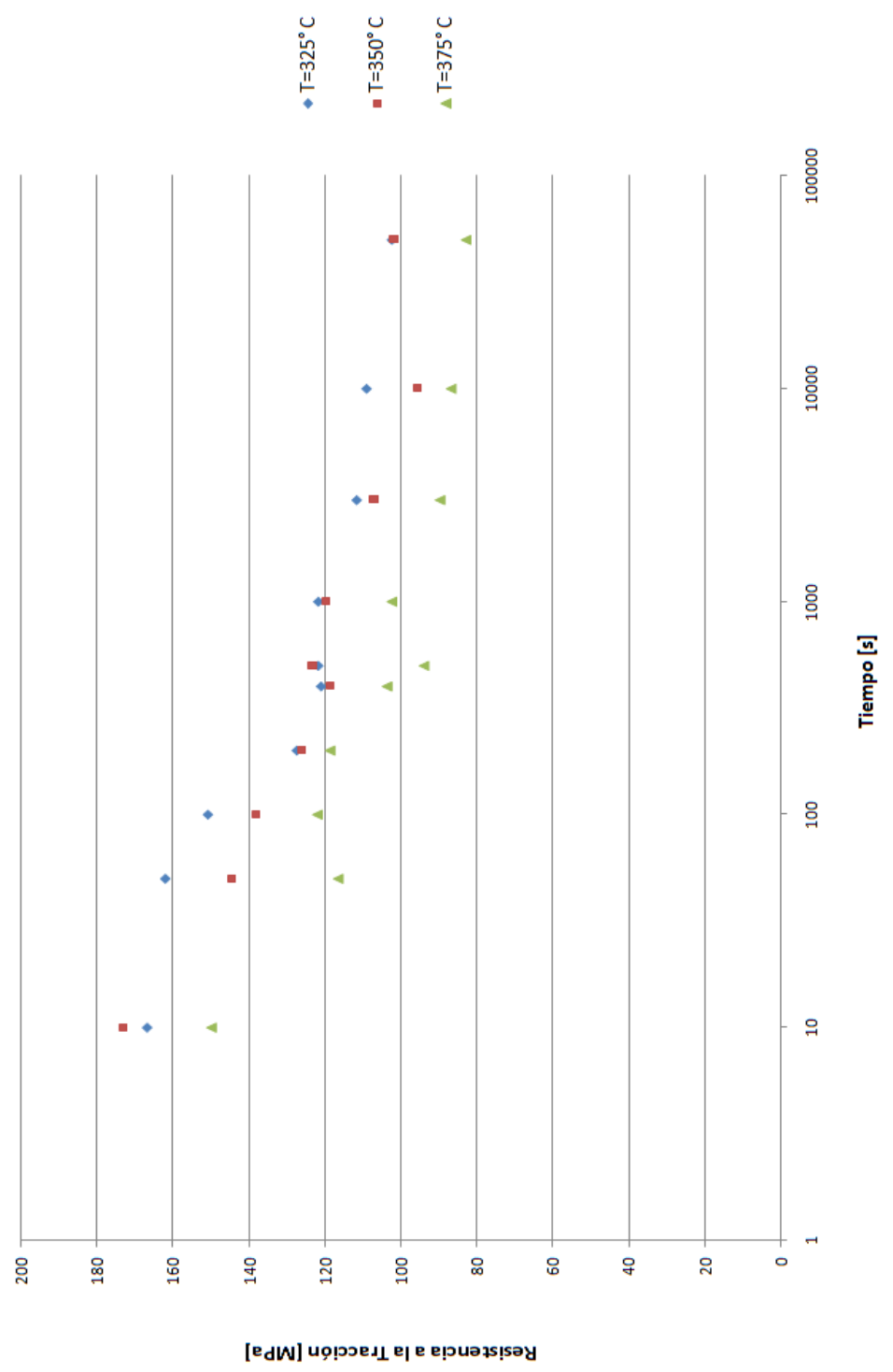


Figura 3.13

Posteriormente se realizó el seguimiento de la cinética de restauración del material deformado, llevándose a cabo mediante la definición de un índice de restauración [8], lo cual se expresa en la ecuación 3.4 como:

$$I_R = \frac{P_0 - P_i}{P_0 - P_f} \times 100 \quad (3.4)$$

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.

La figura 3.14 ilustra la relación entre el índice de restauración del esfuerzo real a carga máxima y el tiempo de recocido a cada temperatura. En la tabla 3.6, se presentan los valores correspondientes a la figura anteriormente señalada. De esta forma es fácil observar que a medida que incrementa la temperatura de recocido disminuye el tiempo para alcanzar una determinada fracción restaurada. Esto podría ser, básicamente, debido a que el fenómeno de la 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 temperatura.

Tabla 3.6 Variación del índice de restauración con los tiempo y temperaturas de recocido

t [s] / T [°C]	Índice de Restauración [%]		
	325	350	375
10	49,34	45,65	59,60
50	52,22	62,91	79,70
100	58,98	66,70	76,41
200	73,08	74,09	78,41
400	76,96	78,57	87,45
500	76,51	75,70	93,30
1000	76,51	77,94	88,21
3000	82,61	85,50	95,82
10000	84,18	92,39	97,62
50000	88,21	88,65	100

Variación del Índice de Restauración con el Tiempo

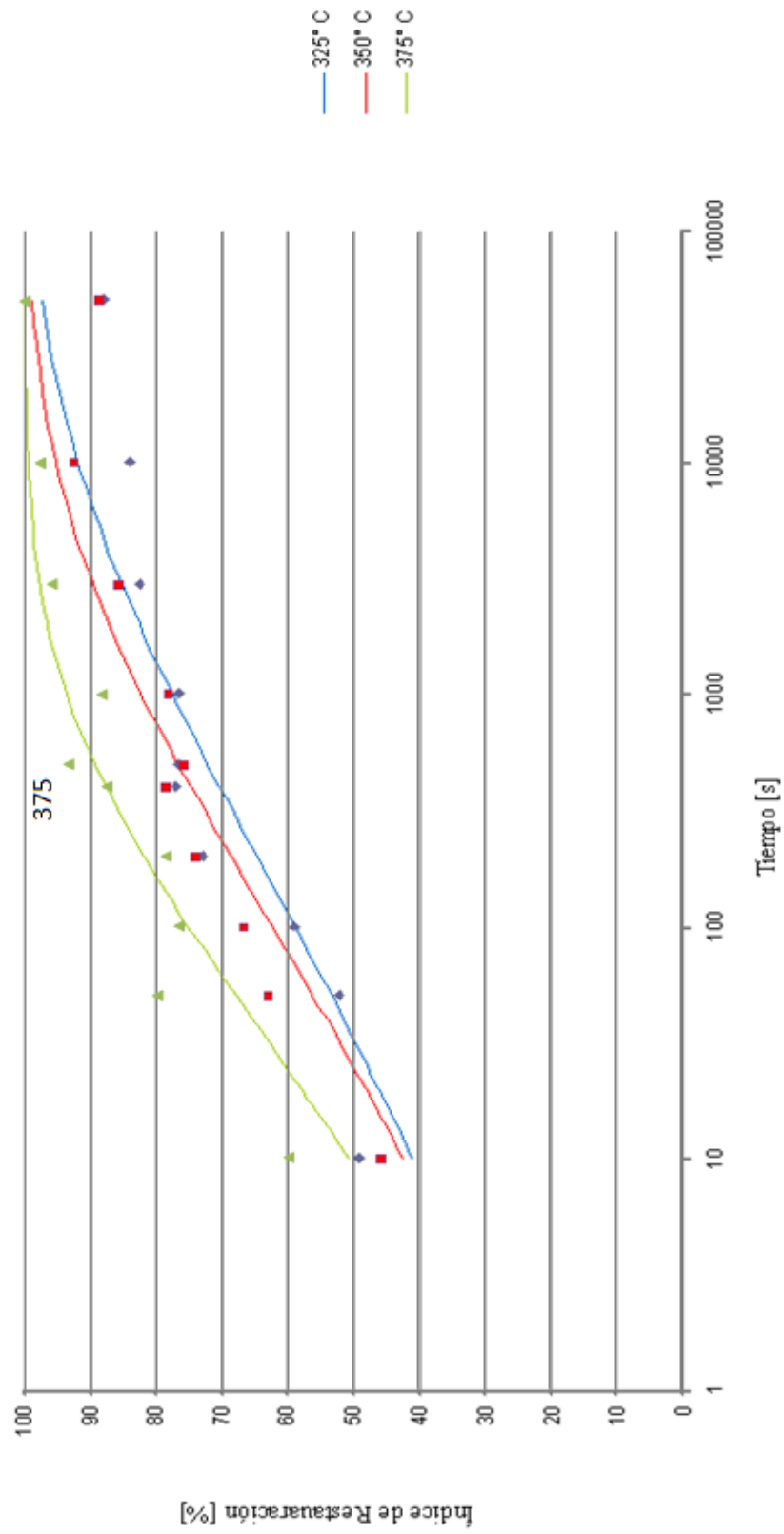


Figura 3.14

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 las dislocaciones, previamente ordenadas en las paredes de las celdas de dislocaciones del material recuperado, proceso que es igualmente dependiente de la temperatura.

Es importante destacar que las curvas observadas presentan una forma cuasi-sigmoidal, la cual es característica de procesos en los cuales actúan mecanismos de nucleación y crecimiento, tal como el fenómeno de recristalización. Sin embargo, se observa que hasta aproximadamente un 40% de restauración, esta debe estar asociada al fenómeno de recuperación. La cuantificación del efecto de la temperatura de recocido en la cinética de restauración, se llevó a cabo mediante la determinación del tiempo requerido para alcanzar diferentes fracciones restauradas para cada temperatura, asumiéndose que dicho tiempo puede expresarse como una función de la temperatura de acuerdo a una ecuación tipo Arrhenius (ecuación 3.5), es decir:

$$t_{rest} = A \exp(Q_{rest} / RT) \quad (3.5)$$

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

Determinación de la Energía de Activación

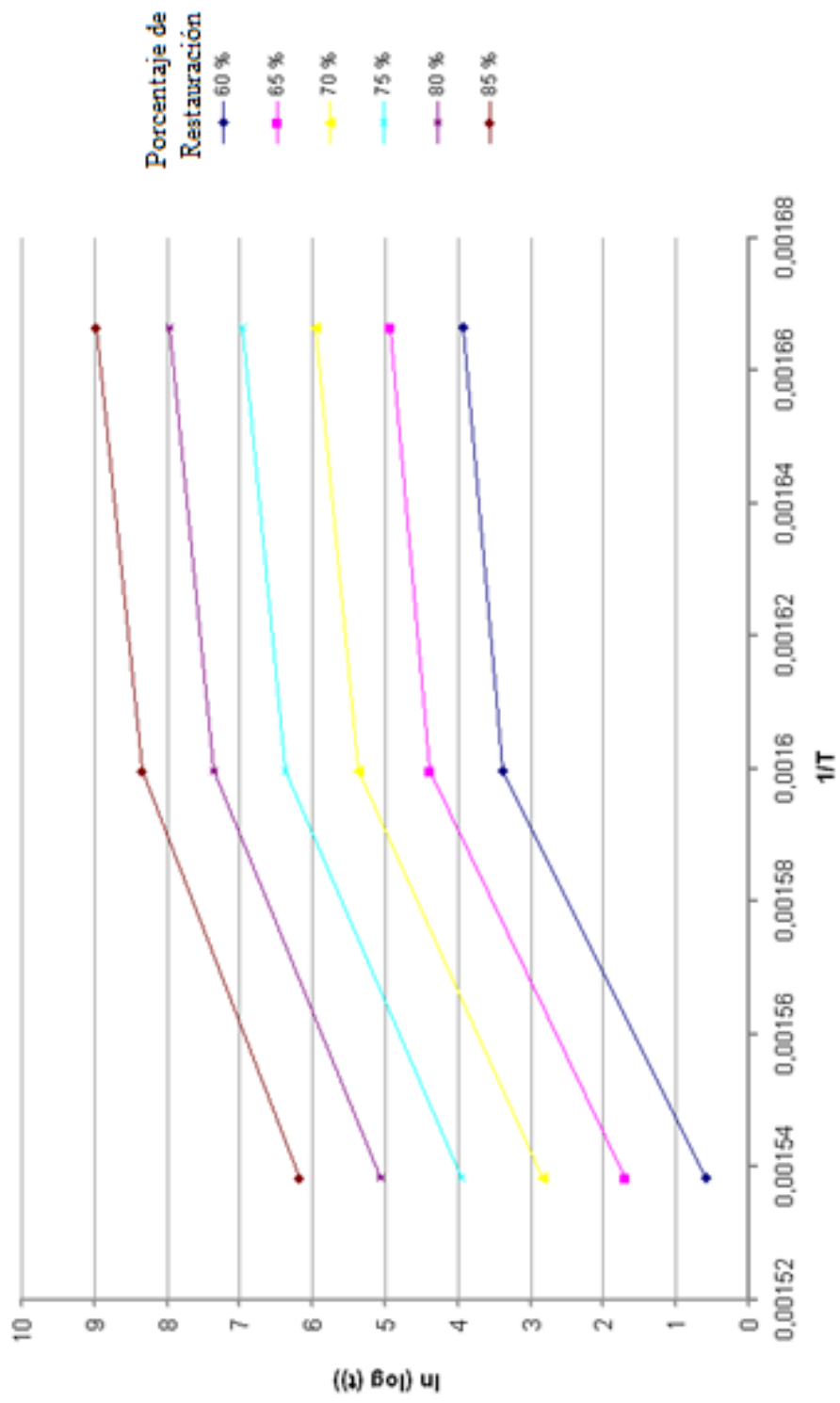


Figura 3.15

Se puede observar que todas las líneas de la gráfica 3.15 son paralelas, indicando un comportamiento similar desde el punto de vista del requerimiento energético necesario para cada porcentaje de material restaurado, diferenciándose dos etapas claramente marcadas por la pendiente de las rectas. Ya que el eje de las abscisas representa los valores de $1/T$, la primera etapa, representaría las temperaturas de recocido altas, en este caso correspondientes al intervalo de temperatura 350-375 °C, mientras que la segunda etapa son a bajas temperaturas, (el intervalo de 325-350°C). Teniendo las rectas de la primera etapa una mayor pendiente que las de la segunda, como se sabe esta pendiente es proporcional a la energía de activación.

Así la energía de activación es de aproximadamente 73 kJmol^{-1} a temperaturas menores a 350 °C, el cual es un valor menor al de auto-difusión para el aluminio puro, lo cual podría deberse al alto porcentaje de deformación acumulado en el foil. Con respecto a las temperaturas mayores es de aproximadamente 335 kJmol^{-1} , observándose claramente un aumento de dicha energía, a medida que aumenta la temperatura para un mismo porcentaje de deformación, que en este caso es de 99,6 %.

La variación que experimenta el valor de energía de activación antes mencionada, podría deberse a que el material altamente deformado, acumula una gran cantidad de energía, siendo resaltante en los límites de grano y en las zonas cercanas a las partículas de segunda fase. Gracias a esta acumulación se requiere una menor cantidad de energía adicional para que se den cambios microestructurales, tales como la movilización de dislocaciones, formación de subgranos, coalescencia, movimiento de límites de bajo y alto ángulo, nucleación y crecimiento del núcleo, así como también la precipitación, incluso se puede estar en presencia de un proceso de recristalización dinámico, que altere la evolución del material correspondiente a un tratamiento de recocido isotérmico para una deformación dada.

Al material se le suministra dicha energía por medio del recocido, dándose los procesos de recuperación y recristalización, una vez que este proceso se ha cumplido en la mayoría del material, los procesos de cambio se hacen más dificultosos ya que el aluminio no es susceptible al crecimiento del grano recristalizado. Como es bien sabido, la restauración de las propiedades de los metales posee tres etapas: recuperación, recristalización (nucleación y crecimiento del núcleo) y crecimiento de grano, pero en el aluminio no opera este último proceso, o por lo menos no es tan marcado, por lo cual a medida que los frentes de crecimiento chocan, es necesaria una mayor cantidad de energía para activar las áreas en donde no haya ocurrido este fenómeno.

Además se realizó el análisis de la cinética de recristalización, pero debido a que la única cara que es posible observar, en láminas con espesores de foil, es la superficial, se hace imposible distinguir, para un tiempo de recocido determinado, los granos que nuclean y crecen gracias al proceso de recristalización de aquellos que no fueron afectados por dicho proceso. Poder distinguir y cuantificar estos granos es la base del cálculo de la fracción volumétrica recristalizada, con la cual se estudia la cinética de recristalización. Sin embargo es posible hacer dicho estudio asumiendo que la variación de las propiedades mecánicas, es igual a la variación de la textura del material, para lo cual se tomaría como base la fracción recuperada.

Hacer este análisis ofrece, dada la imposibilidad antes mencionada, una muy buena aproximación a la cinética de recristalización que se desarrolla en el material a medida que es recocido. Aunque cabe destacar que asumir dicha igualdad no es exacto debido a que estudios realizados [16,17] han comprobado un comportamiento no lineal entre ambas fracciones, la de restauración y la de recristalización, lo cual se puede explicar tomando en cuenta el hecho de que la recuperación opera continuamente durante el recocido en las regiones no recristalizadas del material, siendo así mayor la recuperación de las propiedades mecánicas que la recristalización de la microestructura.

Al tomar la fracción recuperada igual a la fracción volumétrica recristalizada es posible determinar ciertos parámetros relacionados con la cinética de recristalización. Este fenómeno presenta un comportamiento tipo J.M.A.K., el cual puede ser descrito de acuerdo a la expresión desarrollada por estos autores (ecuación 3.6):

$$X_v = 1 - \exp[-K_2 t^m] \quad (3.6)$$

Donde X_v representa la fracción volumétrica recristalizada, t el tiempo de recocido, K_2 una constante que depende de todos aquellos factores que de alguna forma pudiesen modificar la energía interna del material, y m el coeficiente de Jhonson-Mehl-Avrami-Kolmogorov, el cual está asociado a la pendiente de la recta que teóricamente surge de graficar $\log(\ln(1/(1-X_v)))$ Vs. $\log t$. (figura 3.16), mostradas en la figura 3.16, en esta figura, se aprecia claramente que el coeficiente (m) o la pendiente resultante aumenta a medida que la temperatura incrementa, pudiendo inferir que este coeficiente está asociado fuertemente al cambio microestructural del material recocido. Esta observación puede corroborarse por medio de la tabla 3.7.

Tabla 3 .7 Valores de m y k_2 para las diferentes temperaturas de recocido

T[°C]	m	k_2
325	0,144	0,5164
350	0,154	0,5333
375	0,199	0,6166

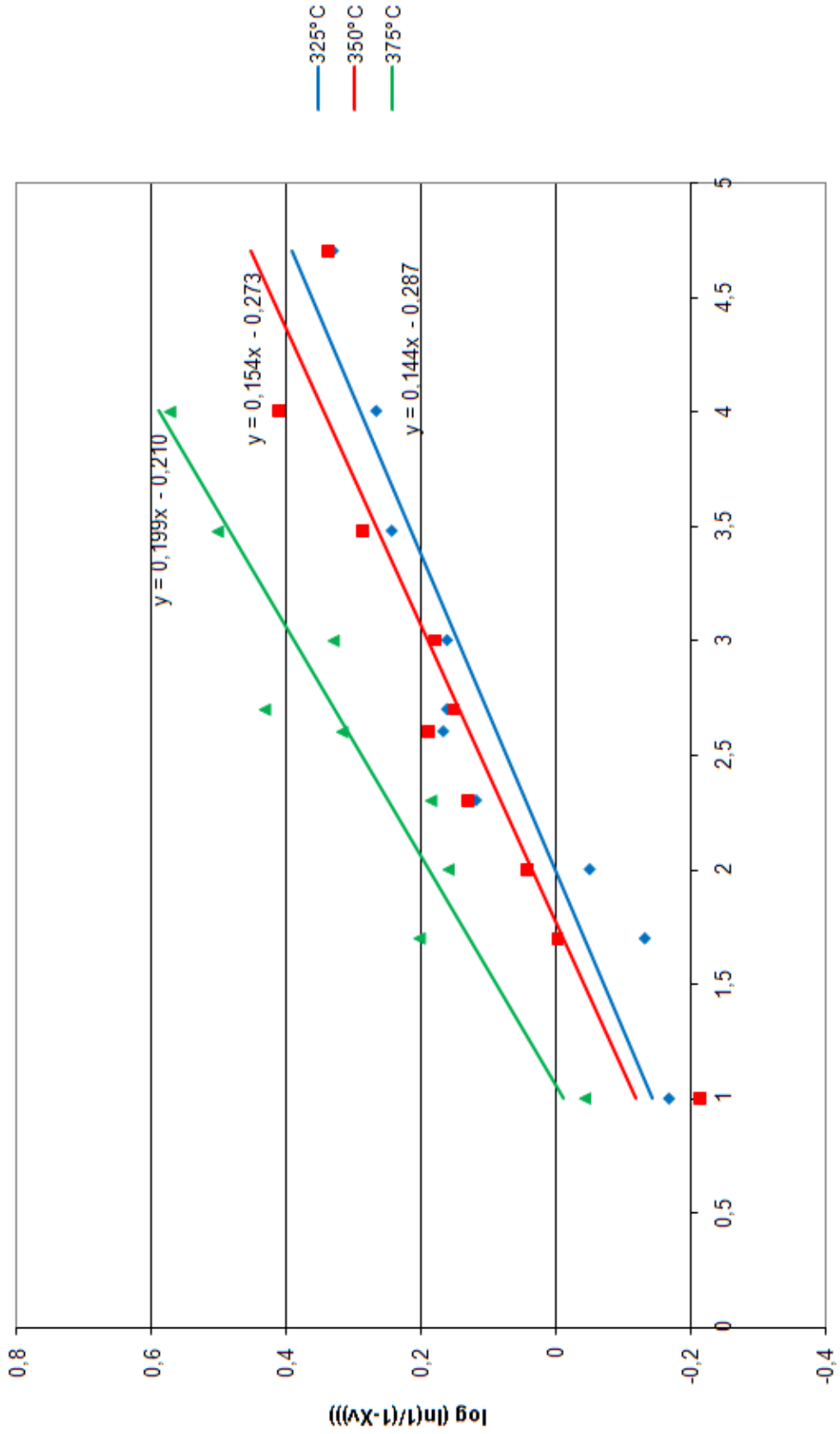
El valor de la constante K_2 se halla interceptando cada recta con el eje de las ordenadas, obteniéndose el valor de $\log(K_2)$, de donde se calcula K_2 . Tal como se muestra en la tabla 3.7, este aumenta a medida que incrementa la temperatura.

Los valores obtenidos para cada exponente a las temperaturas de 325, 350 y 375 °C se muestran en la tabla (3.7), mostrando una variación sistemática entre 0 y 1.

Estos valores de m son relativamente bajos, posiblemente podría deberse a la gran cantidad de deformación acumulada en el material a temperatura ambiente, y a la gran cantidad de energía acumulada que hay en el mismo debido a que no se realizó el recocido intermedio, pudiendo dar como resultado una eventual presencia de recristalización dinámica en el material.

De los comentarios hechos anteriormente, se puede ver que existe una relación directa entre la fracción volumétrica recristalizada, el tiempo de recocido, la temperatura del tratamiento térmico, la constante (K_2) y el coeficiente de Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov.

Obtención del Coeficiente (m) y de la Constante (K₂) de la Expresión JMAK



$\log(t)$

Figura 3.16

Finalmente se trato de establecer el tamaño de grano recrystalizado y la evolución microestructural durante los recocidos a las distintas temperaturas evaluadas, por medio de la técnica de difracción de electrones retrodispersados en microscopía electrónica de barrido. Las imágenes que se muestran en la figura 3.17, representan las superficies del foil electropulido, en el modo de imagen de electrones secundarios, (a) está tomada en el plano horizontal y luego al inclinarla 70° (b), respecto a la normal del plano, sobre el cual inciden los electrones provenientes de la fuente primaria o cañón, posición que favorece la obtención del patrón en la pantalla de fósforo ubicada detrás de las lentes de la cámara de EBDS.

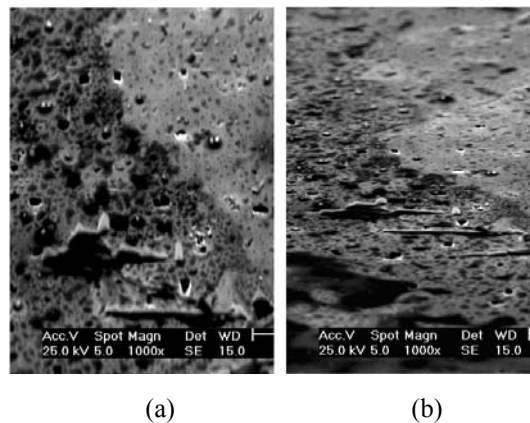


Figura 3.17 Imagen de la muestra (a) plano horizontal (b) plano inclinado 70°

Sobre las imágenes obtenidas en electrones secundarios se procedió entonces a tomar los patrones en las zonas en donde la capa de oxido sea lo más delgada posible y así evitar la carga de la superficie durante la obtención de los mismos. Una vez escogido la zona, se toman los patrones de Kikuchi y luego se indexan, básicamente estos índices representan la orientación de cada plano de las muchas direcciones cristalinas. La figura 3.18 representa el lugar tomado para la difracción de patrones de la muestra de 10.000 segundos.

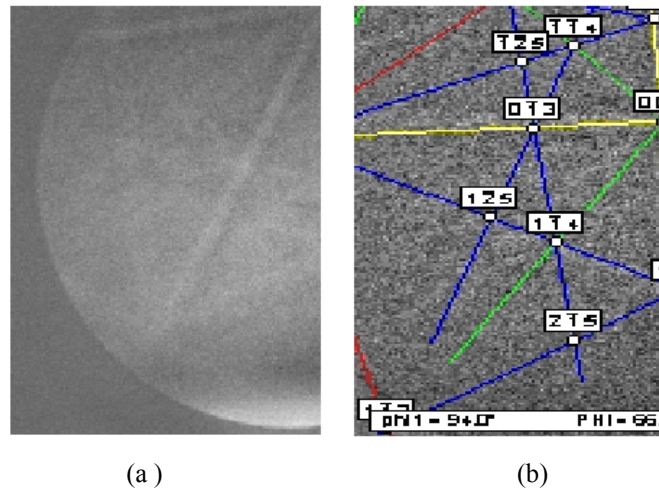


Figura 3.18 (a) Patron de Kikuchi en la muestra (b) Patron de Kikuchi indexado

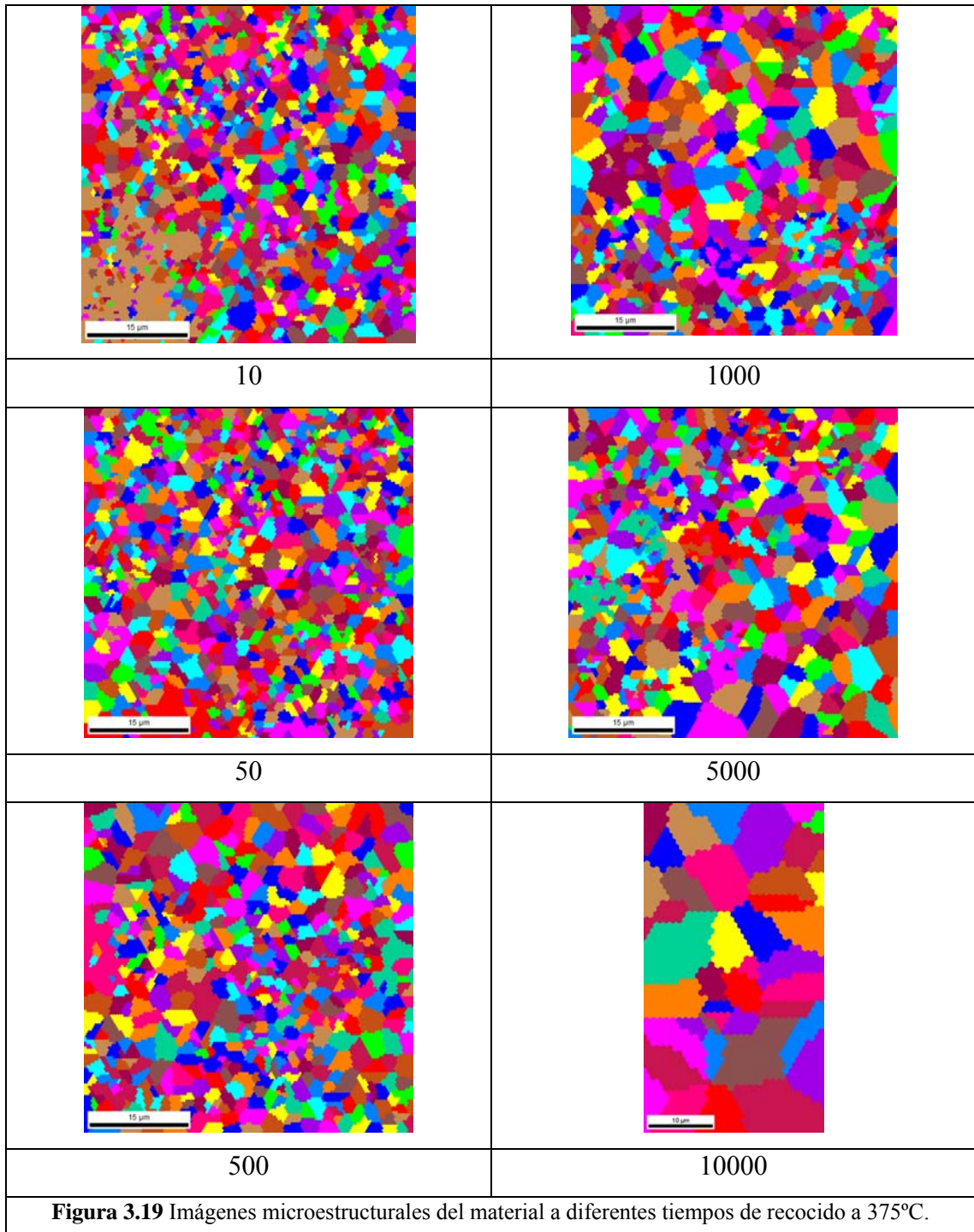
Una vez indexados los patrones y fijando la condición del valor del ángulo que definirá uno u otro grano, se procedió a realizar el barrido en donde automáticamente el equipo compara los ángulos entre las direcciones fijadas en cada punto del barrido y con la condición angular fijada se podrá establecer en que momento se pasa de un grano a otro, generándose una imagen electrónica que revela la estructura de grano del material en base a la determinación de su orientación cristalográfica lo cual hace de esta técnica una herramienta mucho mas poderosa que el microscopio óptico para establecer la estructura de granos en los materiales, figura (3.19)

Es conveniente destacar que la superficie que se observa corresponde a la cara superior del foil motivo por el cual no es fácil el reconocimiento de los granos recristalizados y los deformados a través de aspectos morfológicos, es por ello que la diferenciación de los granos con y sin deformación se realizo a partir de la textura cristalográfica. En el conjunto de imágenes mostradas en la figura 3.19, se aprecia claramente como la fracción planimetrica de granos recristalizados incrementa con el tiempo de recocido, hasta alcanzar una estructura totalmente recristalizada para un tiempo de recocido, hasta alcanzar una estructura totalmente recristalizada para un tiempo de 5000 segundos y para los 10.000 segundos se observa un crecimiento de grano importante con respecto a las demás muestras (tabla 3.8). De las

fotomicrografías también podemos observar que el fenómeno de recristalización se ha dado de forma inhomogénea, existen zonas, en una misma imagen altamente recristalizadas y en otras regiones prevalecen las texturas altamente deformadas, sin embargo es conveniente destacar que este comportamiento es solo para los especímenes parcialmente recristalizados ya que para la condición del material totalmente restaurado la morfología del grano además de ser básicamente equiaxial, tiene una excelente distribución de tamaños

Tabla 3.8 Variación del Tamaño de Grano con el Tiempo de Recocido a 375° C.

Muestra	t (375°C) [seg]	Tamaño de grano [micrones]
1	10	1,71-1,76
2	50	1,80-1,85
3	500	2,22-2,32
4	1.000	2,33-2,37
5	5.000	2,09-2,20
6	10.000	5,60-6,33



CAPITULO IV

CONCLUSIONES

1. Se podría decir que el material deformado tiene una buena embutibilidad al encontrarse que el valor de anisotropía normal (R), se mantiene aproximadamente constante oscilando entre 0,7 y 1,15. Además los valores de la anisotropía planar (ΔR) al encontrarse muy cercano a cero (0,321 y -0,563), indican que el material pareciese no ser muy propenso a desarrollar orejamiento en procesos de embutición posteriores a la laminación.
2. La técnica de difracción de electrones retrodispersados por medio de microscopía electrónica de barrido es más eficiente que la microscopía óptica para establecer la estructura de subgranos en los materiales.
3. En el intervalo de temperatura estudiado se puede identificar claramente dos regiones en el comportamiento de restauración de propiedades mecánicas del material: una primera etapa para temperaturas menores a 350 °C, en la cual la energía de activación alcanza valores de aproximadamente 73 kJmol⁻¹ mientras que para temperaturas mayores a 350 °C se encontró un valor de 335 kJmol⁻¹.
4. Existe una notable dependencia entre de la fracción de grano recristalizado y el tiempo de recocido, encontrándose que para mayores tiempos se tiene una mayor fracción recristalizada.
5. La heterogeneidad del tamaño de grano en el material podría deberse principalmente a la presencia de partículas de fase secundaria, que al no

haberse realizado el proceso de homogeneización, podría estar distribuida de forma no conveniente.

- 6.** Es posible modelar satisfactoriamente por medio de una expresión del tipo Johnson-Mehl-Avramy-Kolmogorov (JMAK), generalizada, los fenómenos de recristalización y restauración de propiedades mecánicas, en procesos isotérmicos llevados a cabo en aleaciones de aluminio.

- 7.** Es factible obtener foil de aluminio omitiendo la aplicación de recocido intermedio en la línea de producción.

RECOMENDACIONES

1. Se recomienda realizar estudios por Microscopia Electrónica de Transmisión con el objeto de analizar la influencia de las partículas de segunda fase en la evolución microestructural del material.
2. Pulir las muestras en fechas cercanas a la realización del ensayo de Microscopia Electrónica de Barrido, con el fin de evitar la formación de la capa de óxido y poder tomar patrones de difracción de electrones retrodispersados lo más claro posible.
3. Realizar el estudio bajo condiciones de laboratorio que simulen el proceso a nivel industrial, es decir bajo condiciones anisotérmicas.
4. Realizar estudios similares del material, pero bajo condiciones de homogenización previa.

REFERENCIAS BIBLIOGRAFICAS

- [1] Handbook of Aluminum. (1957). *Aluminum Company of Canada LTD.* Canada.
- [2] 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>. [Consulta: 2008, Febrero 20].
- [3] Estanislao M. (2008). *Aplicaciones del aluminio*. Revista Arqhys [Revista en línea]. Disponible <http://www.arqhys.com/arquitectura/aluminio-icaciones.html>. [Consulta: 2008, Marzo 24].
- [4] The Aluminium Association (2006). *International alloy designations and chemical composition limits for wrought aluminum and wrought aluminum alloys* [Documento en línea] Disponible <http://www.aluminum.org/Content/NavigacionMenu/TheIndustry/IndustryStandards/Tealsheets2006.pdf> [Consulta: 2008, Mayo 2].
- [5] Carneiro R. R. (1989). *El aluminio fabricación de sus aleaciones y proceso de fabricación de semiproductos*. Trabajo especial de grado. Universidad Central de Venezuela. Escuela de Ingeniería Metalúrgica, Caracas.
- [6] 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: 2008, Marzo 2].
- [7] Daroqui F., Gutierrez C. (1986). *Aleación 6063*. Trabajo especial de grado. Universidad Central de Venezuela. Escuela de Ingeniería Metalúrgica, Caracas.

- [8] Bertini F., Villegas A. (1989). *Comportamiento microestructural de la aleación 6063*. Trabajo especial de grado. Universidad Central de Venezuela. Escuela de Ingeniería Metalúrgica, Caracas.
- [9] Grupo Pechiney. (1987). *Enciclopedia del aluminio*, volumen3. España. 412 p.
- [10] Solano B., y Gonzalez E. (1997). *Obtención de láminas de aluminio por el proceso de colada continua*. VI Panel Técnico Internacional del Procesamiento del Aluminio y Exposición. Aluder. 79-86.
- [11] Grupo Pechiney (1987). *Enciclopedia del aluminio*, volumen2. España. 399 p.
- [12] Gundlach C., Pantleon W., Lauridsen E. M., Margulies L., Doherty R. D. y Poulsen H. F. (2003). Direct observation of subgrain evolution during recovery of cold-rolled aluminium. *Elsevier science*. [Revista en línea]. Disponible: <http://www.sciencedirect.com/html>. [Consulta: 2008, Marzo 10].
- [13] Fawzy A. (2008). Effect of grain diameter, strain rate and deformation temperature on the work hardening characteristics of Al-0.86 wt%Mn-0.28 wt%Fe. *Materials Science and Engineering*. [Revista en línea]. Disponible: <http://www.sciencedirect.com/html>. [Consulta: 2008, Marzo 15].
- [14] Bay B. and Hansen M. (1992). Recrystallization in commercially pure aluminum. *Materials Science and Engineering*. [Revista en línea]. Disponible: <http://www.sciencedirect.com/html>. [Consulta: 2008, Marzo 16].
- [15] 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.
- [16] 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.

- [17] Bay B. and Hansen M. (1981). Inicial stages of recrystallization in aluminium containing both large and small particles. *Elsevier science*. [Revista en línea]. Disponible: <http://www.sciencedirect.com/html>. [Consulta: 2008, Marzo 20].
- [18] 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].
- [19] 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.
- [20] Verhoeven, J.D. (1987). *Fundamentos de metalurgia física*. Editorial Limusa. Primera Edición. México D.F., 347 p.
- [21] Sandstrom R. (1990). Subgrain growth occurring by boundary migration. *Materials Science and Engineering* [Revista en línea]. Disponible: <http://www.sciencedirect.com/html>. [Consulta: 2008, Abril 16].
- [22] Sandstrom R. (1992). On recovery of dislocation in subgrains and subgrain coalescence. *Surface Science*. [Revista en línea]. Disponible: <http://www.sciencedirect.com/html>. [Consulta: 2008, Abril 17].
- [23] Song X. y Rettenmayer M. (2006). Modeling recrystallization in a material containing fine and coarse particles. *Computational Materials Science*. [Revista en línea]. Disponible: <http://www.sciencedirect.com/html>. [Consulta: 2008, Abril 20].
- [24] Yakonin A.A., Osipov I.I., Tkach V.I. and Lysenko A.B. (1977). Metal Metalloved. *Computational Materials Science*. [Revista en línea]. Disponible: <http://www.sciencedirect.com/html>. [Consulta: 2008, Abril 21].
- [25] Gorelik S.S., Afanasyev V. (1981). *Recrystallization in Metals and Alloys*. Moscow, p. 286.

- [26] Jena A.K, Lahiri D.P., Ramachndran T.R. and Chaturvedi M.C. (2000). Kinetics of precipitation in Al-1 wt% Mn alloy. *Elsevier Science*. [Revista en línea]. Disponible: <http://www.sciencedirect.com/html>. [Consulta: 2008, Abril 22].
- [27] Aghaie-Khafri M. and Mahmudib R. (2005). Optimizing homogenization parameters for better stretch formability in an Al-Mn-Mg alloy sheet. *Materials Science and Enginnering*. [Revista en línea]. Disponible: <http://www.sciencedirect.com/html>. [Consulta: 2008, Abril 22].
- [28] 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: 2008, Abril 22].
- [29] 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: 2008, Abril 25].
- [30] 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: 2008, Abril 26].
- [31] Humpreys F. J. (1986). Nucleation of recrystallisation in metals and alloys with large particles. *Materials and Design*. [Revista en línea]. Disponible: <http://www.sciencedirect.com/html>. [Consulta: 2008, Abril 26].
- [32] 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: 2008, Mayo 3].

- [33] Quadir M.Z., Al-Buhamad O., Bassman L. and Ferry M. (2007). Development of a recovered/recrystallized multilayered microstructure in Al alloys by accumulative roll bonding. *Elsevier Science*. [Revista en línea]. Disponible: <http://www.sciencedirect.com/html>. [Consulta: 2008, Mayo 10].
- [34] 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].
- [35] 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].
- [36] 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].
- [37] 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].
- [38] Dieter George. (1986). *Mechanical Metallurgy*, McGraw-Hill Tercera edición. New York, 480 p.
- [39] Leudith Figera, María A. Padrón, Morella Mikaty (2006). *Instructivo para la Presentación de Tesis de Pregrado, Postgrado, Doctorado y Trabajos de Ascenso*. Universidad Central de Venezuela. Comisión de Bibliotecas de la Facultad de Ingeniería. Caracas.